



HAL
open science

Modélisation multi-échelle de l'endommagement des composites stratifiés avec intercouches.

Valentin Priasso

► **To cite this version:**

Valentin Priasso. Modélisation multi-échelle de l'endommagement des composites stratifiés avec intercouches.. Mécanique des solides [physics.class-ph]. Université Paris Saclay (COMUE), 2017. Français. NNT : 2017SACLN029 . tel-01578426

HAL Id: tel-01578426

<https://theses.hal.science/tel-01578426>

Submitted on 29 Aug 2017

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

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

NNT : 2017SACLN029

THÈSE DE DOCTORAT
DE L'UNIVERSITÉ PARIS-SACLAY
PRÉPARÉE À L'ÉCOLE NORMALE SUPÉRIEURE DE CACHAN
(ÉCOLE NORMALE SUPÉRIEURE PARIS-SACLAY)

Ecole doctorale n°579
Sciences mécaniques et énergétiques, matériaux et géosciences - SMEMAG
Spécialité de doctorat : solides, structures, matériaux
par

M. VALENTIN PRIASSO
Modélisation multi-échelle de l'endommagement des
stratifiés avec intercouches.

Thèse présentée et soutenue à l'École Normale Supérieure Paris-Saclay, le 30 juin 2017.

Composition du Jury :

M.	Yves Rémond	Professeur Université de Strasbourg	(Président du jury)
M.	Pedro Camanho	Professeur Université de Porto	(Rapporteur)
M.	Christian Hochard	Professeur Aix-Marseille Université	(Rapporteur)
M.	Stéphane Mahdi	Docteur Ingénieur de Recherche Airbus	(Examineur)
M.	Jacques Lamon	Directeur de Recherche ENS Paris-Saclay	(Directeur de thèse)
M.	Pierre Ladevèze	Professeur émérite ENS Paris-Saclay	(Co-directeur de thèse)
Mme.	Caroline Petiot	Docteur Ingénieur de Recherche Airbus	(Encadrante industrielle)
M.	Cuong Ha-Minh	Maître de conférence ENS Paris-Saclay	(Encadrant académique)

ET c'est ainsi que s'achève ma thèse ! Ces dernières lignes que j'écris restent néanmoins des plus importantes. Pour réussir cette aventure de trois...ha non quatre années, vous avez été nombreux à m'aider. Je remercie tout d'abord l'ensemble des membres de mon jury. Merci à Yves Rémond d'avoir accepté de le présider et d'avoir montré un grand intérêt pour mes travaux. Merci à mes deux rapporteurs, Pedro Camanho et Christian Hochard, qui m'ont chacun fourni un rapport fort pertinent sur mon manuscrit. Merci à Stéphane Mahdi d'avoir apporté un point de vue industriel sur mes travaux. Dans mon jury il y avait bien sûr ceux qui m'ont encadrés officiellement pendant ma thèse. Jacques Lamon, cher directeur, vous m'avez montré à quel point la mécanique de la rupture est intéressante, et je vous en remercie. J'ai beaucoup appris à vos côtés, que ce soit d'un point de vue technique mais aussi sur la manière de mener un projet de recherche. Moi qui était un peu trop scolaire, me voilà un peu plus chercheur. Merci à Pierre Ladevèze, mon co-directeur, pour avoir apporté un point de vue complémentaire à celui de Jacques. Merci d'avoir pris le temps de m'expliquer le méso-modèle, même si je suis encore loin d'en saisir toutes les subtilités. Je remercie aussi mes deux encadrants. Caroline Petiot qui m'a encadrée chez Airbus (Group Innovations) et qui connaît par cœur tous les projets menés chez Airbus les dernières années. J'ai pu profiter de ton expérience pour me diriger dans la bonne direction. Même si la fin a été un peu délicate, on a réussi ! Et merci à toi Cuong Ha-Minh, pour m'avoir guidé au LMT.

En plus de mes encadrants officiels, j'ai pu bénéficier de l'aide des mes collègues de bureau. Et comme j'ai réalisé une thèse CIFRE, j'ai été chanceux d'en avoir deux fois plus ! Chez AGI tout d'abord, la liste des personnes m'ayant aidé est bien longue. . . Commençons par mes deux chefs, Jean-Mathieu et Serge, merci de m'avoir guidé chez AGI. Merci aux quatre fantastiques, Nicolas (maître des images), Dominique (maître des métaux), Fabrice (maître d'Abaqus et guide spirituel) et Pascal (Maître). Merci à Bertrand (Dieu) de tes conseils et d'avoir diffusé ma photo du karaoké. . . Merci à toi Lionel. Merci à un collègue mais surtout grand ami, Frédéric. Merci aux stagiaires de m'avoir rappelé ma jeunesse. Si vous continuez en thèse, bon courage à vous ! Un grand merci à l'ensemble des personnes m'ayant aidé à réaliser les essais, en particulier Albert. Et la liste est encore longue, la voilà la plus exhaustive possible : Jacques, Didier, Christian, Valérie, Gilles, Gilles, Benoît, Maud, Christine, l'équipe de Toulouse et de Nantes. . . Merci !

Maintenant au LMT, la liste est tout aussi longue ! Un grand merci à Mr Tex du bureau d'en face. Si vous trouvez ce manuscrit bien présenté, c'est grâce à lui. Sinon, c'est que je n'ai pas suivi ses précieux conseils. . . Mr Bonjour, alias Hao Li, un grand merci aussi pour de nombreuses choses. Merci aussi à tous ceux qui m'ont aidé à préparer ma soutenance. Merci à Lydia pour avoir réparé mes petites et grosses bêtises. . . Et merci à tous ceux qui ont participé à mettre la bonne ambiance dans le laboratoire, c'est à dire tout le monde ! Merci aux membres de ma famille et à mes amis en dehors de la thèse pour m'avoir aidé à me détendre. Il le faut bien pour être efficace au travail ! Et merci à toi lecteur, d'avoir pris le temps de lire cette page. Mais il ne faut pas s'arrêter là, plus que 160, courage ! J'espère que la lecture de ce manuscrit vous sera utile, que tu sois doctorant en quête de connaissances sur les intercouches ou déjà expert dans ce domaine à la recherche de nouvelles inspirations.

ET pour tout et le reste, je remercie ma bête Lucile.

Sommaire

Table des figures	v
Liste des tableaux	xi
Liste des symboles	xiii
Introduction	1
1 Recherches Bibliographiques	5
1.1 Ingénierie des intercouches	6
1.1.1 Histoire	6
1.1.2 Intercouches homogènes	7
1.1.3 Intercouches hétérogènes	10
1.1.4 Autres approches	14
1.1.5 Conclusion	15
1.2 Mécanique de la rupture	16
1.2.1 Histoire	16
1.2.2 Les deux approches de la mécanique de la rupture	17
1.2.3 Stabilité / Courbe R	19
1.2.4 Conclusion	20
1.3 Méso-modèle d'endommagement	21
1.3.1 Les mécanismes d'endommagement dans les stratifiés	21
1.3.2 Définition et hypothèses du méso-modèle	26
1.3.3 Modélisation du pli	27
1.3.4 Modélisation de l'interface	31
1.3.5 Adaptation à une intercouche	33
1.3.6 Conclusion	33
1.4 Synthèse	33

2	Caractérisation du stratifié avec intercouches	35
2.1	Caractérisation de l'intercouche	36
2.1.1	Caractéristiques géométriques	36
2.1.2	Loi de comportement	37
2.1.3	Description des essais Compact Tension	38
2.1.4	Analyse des résultats	41
2.1.5	Conclusion	48
2.2	Identification des paramètres du méso-modèle	49
2.2.1	Comportement intra-pli	49
2.2.2	Comportement inter-pli	53
2.2.3	Conclusion	60
2.3	Comportement de fissure transverse et de micro-délaminage	61
2.3.1	Description de l'essai Double Entaille	61
2.3.2	Analyse macroscopique	62
2.3.3	Analyse microscopique	65
2.4	Synthèse	72
3	Analyse numérique des endommagements locaux	73
3.1	Outil d'analyse d'un VER avec intercouches et particules	74
3.1.1	Fonctionnalités	74
3.1.2	Conditions de périodicité	75
3.2	Analyse de la fissuration transverse	78
3.2.1	Présentation de l'étude	78
3.2.2	Résultats	79
3.2.3	Influence de l'épaisseur du pli	83
3.2.4	Conclusion	85
3.3	Analyse de la transition fissuration transverse / micro-délaminage	85
3.3.1	Présentation des mécanismes	85
3.3.2	Paramètres et convergence du maillage	87
3.3.3	Effet du diamètre et de la rigidité de la particule	88
3.3.4	Effet de la position de l'intercouche et ρ	88
3.3.5	Cinétique de fissuration	89
3.3.6	Gain en ténacité	91
3.3.7	Conclusion	93
3.4	Analyse du micro-délaminage	93
3.4.1	Présentation de l'étude	93
3.4.2	Résultats	94
3.4.3	Influence de l'épaisseur du pli	97
3.4.4	Conclusion	99
3.5	Synthèse	101

4 Comparaisons Essais - Simulations	103
4.1 Stratifiés croisés $[0_n/90_m/0_n]$	103
4.1.1 Comparaison des cinétiques avec un stratifié sans intercouche	103
4.1.2 Adaptation de la loi de fissuration transverse du méso-modèle	104
4.1.3 Simulation des essais de stratifiés croisés avec intercouches	106
4.1.4 Conclusion	107
4.2 Simulation des essais Double Entaille	108
4.2.1 Présentation de la simulation	108
4.2.2 Résultats	108
4.2.3 Conclusion	111
4.3 Indentation	112
4.3.1 Présentation de l'essai	112
4.3.2 Résultats	115
4.4 Synthèse	118
Conclusion et Perspectives	120
A Compact Tension : résultats K et G	123
A.1 Eprouvettes de 7 mm	123
A.1.1 Sans particule	123
A.1.2 Avec particules	123
A.2 Eprouvettes de 5 mm	123
A.2.1 Sans particule	123
A.2.2 Avec particules	123
B Loi des éléments cohésifs	129
Bibliographie	130

Table des figures

1	Utilisation des matériaux composites dans l'aéronautique (selon l'ONERA).	1
1.1	Essais d'impact : effet de l'ajout d'une intercouche homogène (PEEA, 100 μm) entre les plis d'un stratifié sur la surface délaminée. (d'après [Sohn <i>et al.</i> , 2000])	7
1.2	Structure du composite T800H/3900-2 ([Odagiri <i>et al.</i> , 1996]).	8
1.3	Evolution de G_c (mode I et II) en fonction de l'épaisseur de l'intercouche homogène (thermoplastique et thermodurcissable).	9
1.4	Evolution du rapport entre la hauteur (h_p) de la zone plastique d'Irwin et de l'épaisseur (t_i) de l'intercouche homogène en fonction de cette épaisseur. Réalisé par simulation en mode II (d'après [Aksoy et Carlsson, 1991]).	9
1.5	Effet de l'épaisseur de l'intercouche thermodurcissable sur la ténacité interlaminaire en mode I (essais DCB à gauche) et mode II (essais ENF à droite). (d'après [Sela <i>et al.</i> , 1989])	10
1.6	Scénarios de la propagation d'une fissure transverse avec un chargement de déformation imposée. E_p et E_m désignent les modules d'Young respectifs de la particule et de la matrice.	12
1.7	Essais ELS : évolution de G_{IIc} en fonction de l'épaisseur de l'intercouche pour des résines de ductilité différentes (d'après [Groleau <i>et al.</i> , 1996]).	13
1.8	Essais ENF : influence de l'ajout d'intercouches enrichies en particules. (d'après [Gao <i>et al.</i> , 2007])	14
1.9	Essais DCB : évolution de G_{Ic} en fonction de la longueur de la fissure. (d'après [Hojo <i>et al.</i> , 2006])	14
1.10	Amélioration de la tenue à la propagation en mode I selon le renforcement de l'intercouche (d'après [Yasaee, 2012]).	15
1.11	Domaines de la mécanique de la rupture (d'après [Anderson, 2005]).	16
1.12	Trou elliptique dans une plaque infinie soumise à de la traction. (d'après [Anderson, 2005])	17
1.13	Etat de contraintes en pointe de fissure dans un matériau élastique. (d'après [Anderson, 2005])	18
1.14	Fissure traversant l'épaisseur d'un milieu infini soumis à une contrainte de traction (d'après [Anderson, 2005]).	19
1.15	Courbe R avec variation de G dans le cas de la Figure 1.14 pour un matériau fragile (gauche) et ductile (droite) (d'après [Anderson, 2005]).	20
1.16	Endommagements classiques des composites.	21

1.17	Etude de la cinétique de fissuration transverse et de son influence sur la rigidité d'un stratifié croisé (d'après [Huchette, 2005]).	23
1.18	Cinétique de fissuration transverse d'un stratifié croisé verre/époxy. (d'après [Parvizi <i>et al.</i> , 1978])	23
1.19	Présentation des différents endommagements dans un stratifié. (d'après [Rebière et Gamby, 2008])	24
1.20	Forme de la surface délaminée (d'après [O'Brien, 1985]).	25
1.21	Cinétique de propagation du micro-délaminage dans la direction du chargement (d'après [Huchette, 2005]).	25
1.22	a) Echelle microscopique. b) Echelle mésoscopique. c) Echelle macroscopique ([Abisset, 2012]).	26
1.23	Lien entre d et Y en cisaillement (composite M55J/M18). (d'après [Ladevèze <i>et al.</i> , 2000])	28
1.24	Schéma illustrant la fissuration transverse (d'après [Abisset, 2012]).	30
1.25	Résultats du pont micro-méso obtenus numériquement pour un composite carbone/époxy (d'après [Lubineau, 2009]).	31
1.26	Définition du repère associé à l'interface ($\vec{X}^{\text{interface}}$, $\vec{Y}^{\text{interface}}$).	31
2.1	Caractéristiques géométriques du stratifié avec intercouches.	36
2.2	Loi de comportement des particules de l'intercouche (valeurs normalisées).	37
2.3	Géométrie des éprouvettes CT de la norme interne Airbus IGC 04.26.680.	38
2.4	Montage de l'essai CT et création de la pré-fissure.	39
2.5	Courbes force/déplacement des quatre cycles pour les éprouvettes 4 (sans particule) et 9 (avec particules) (valeurs normalisées).	41
2.6	Comparaison des K_{Ic} entre éprouvettes (avec et sans particules et d'épaisseur $B = 5$ et 7 mm) en fonction du cycle (valeurs normalisées).	42
2.7	Evolution de K_{Ic} en fonction de la longueur de la fissure. (valeurs normalisées)	43
2.8	Relation entre le G_{Ic} de la résine pure et celui du stratifié. (d'après [Hunston et Dehl, 1987])	44
2.9	Vue à la binoculaire des faciès de rupture. Gauche : résine sans particule.	45
2.10	Fractographies des faciès de rupture : répartition des porosités.	46
2.11	Front de fissure de la résine avec particules.	47
2.12	Fractographies des faciès de rupture. Mécanisme principal (en haut) et mécanismes plus rares (en bas).	48
2.13	Comparaison Essais - Simulations des courbes force/déformation. Traction $[0_{12}]$ (valeurs normalisées).	50
2.14	Maillage des éprouvettes UD.	51
2.15	Comparaison Essais - Simulations des courbes force/déformation. Traction $[+45/-45]_{3s}$ (valeurs normalisées).	51
2.16	Maillage des éprouvettes $[+45/-45]_{3s}$	52
2.17	Comparaison Essais - Simulations des courbes force/déformation. Traction $[+67.5/-67.5]_{3s}$ (valeurs normalisées).	52

2.18	Maillage des éprouvettes $[+67.5/ - 67.5]_{3s}$	53
2.19	Géométrie des éprouvettes DCB de la norme interne Airbus IGC 04.26.381.	53
2.20	Essais DCB : évolution de G_{Ic} en fonction de la longueur de la fissure.	55
2.21	Essais DCB : faciès de rupture de l'éprouvette 2 (première campagne d'essais).	55
2.22	Maillage des éprouvettes DCB.	55
2.23	Simulations DCB : recalage des pseudo-raideurs (K_1^0, K_3^0) de l'intercouche.	56
2.24	Comparaison Essais - Simulations. Essais DCB.	57
2.25	Géométrie des éprouvettes CLS.	57
2.26	Maillage des éprouvettes CLS.	57
2.27	Comparaison Essais - Simulations de la force à rupture. Essais CLS.	58
2.28	Géométrie des éprouvettes MMB.	59
2.29	Maillage des éprouvettes MMB.	59
2.30	Comparaison Essais - Simulations. Essais MMB.	60
2.31	Géométrie des éprouvettes Double Entaille.	61
2.32	Montage de l'essai Double Entaille.	63
2.33	Vue de l'une des tranches des six éprouvettes avant rupture. Dans la colonne de gauche, éprouvettes 1-2-3 (non bloquées). Dans la colonne de droite, éprouvettes 4-5-6 (bloquées).	64
2.34	Essai Double Entaille : courbe force/déplacement et endommagements associés (valeurs normalisées).	65
2.35	Essai Double Entaille : courbes force/déplacement des six éprouvettes.	66
2.36	Essai Double Entaille : micro-délaminage en pointe de la fissure transverse amorcée par l'entaille supérieure.	67
2.37	Essai Double Entaille : micro-délaminage en pointe de fissures transverses (propagation dans l'interface inférieure entre l'intercouche et le pli à 90°). Zoom progressif sur la zone ($\times 5$, $\times 20$ et $\times 60$).	68
2.38	Essai Double Entaille : micro-délaminage en pointe de fissures transverses (propagation dans l'interface supérieure entre l'intercouche et le pli à 0°). Zoom progressif sur la zone ($\times 5$, $\times 20$ et $\times 60$).	69
2.39	Essai Double Entaille : vue d'ensemble d'une fissure transverse.	70
2.40	Mécanismes des intercouches entre deux plis à 90°	70
2.41	Essai Double Entaille : mécanismes d'interactions entre une fissure transverse et les particules (en haut : intercouche $0^\circ/90^\circ$; au milieu et en bas : intercouche $90^\circ/90^\circ$).	71
3.1	Exemple de VER créé par le programme Matlab.	74
3.2	Chargement en traction d'un VER.	76
3.3	Chargement en cisaillement d'un VER.	77
3.4	Géométrie et propriétés du VER pour l'étude de la fissuration transverse.	79
3.5	Influence du maillage et du choix d'incrément de fissure pour le calcul de Γ . (traction, $\rho = 0.8$, $E_p = 10$ GPa)	80

3.6	Contraintes σ_{11} pour un VER sollicité en traction pour trois longueurs de fissure transverse.	82
3.7	Evolution des modules E_{11} et G_{12} du VER homogénéisé en fonction de la longueur de la fissure transverse.	83
3.8	Evolution de l'énergie de fissuration en fonction de la longueur de la fissure transverse.	84
3.9	Influence du grammage sur les modules du VER et sur l'énergie de fissuration lors de la propagation d'une fissure transverse.	86
3.10	Géométrie et propriétés du VER.	87
3.11	Convergence en maillage sur la valeur de K_I	88
3.12	Effet du diamètre et du module d'Young de la particule : K_I et G en fonction de la longueur de la fissure.	89
3.13	Evolution de K_I et G pendant la propagation de la fissure transverse à travers l'intercouche.	90
3.14	K_I en fonction de la demi-longueur de la fissure pour différentes valeurs d'élongation ϵ du stratifié ($\varnothing_p = 20 \mu\text{m}$, $E_p = 1 \text{ GPa}$).	92
3.15	Mécanisme de pontage ([Evans, 1980]).	93
3.16	Effet du nombre de particules et de la longueur traversée sur l'accroissement de la ténacité d'une intercouche d'épaisseur $h = 35 \mu\text{m}$	93
3.17	Géométrie du VER pour l'étude du micro-délaminage.	94
3.18	Contraintes σ_{22} pour un VER sollicité en cisaillement plan pour trois longueurs de micro-délaminage.	95
3.19	Evolution des modules E_{11} et G_{12} du VER homogénéisé en fonction de la longueur l_d du micro-délaminage.	97
3.20	Evolution de l'énergie de fissuration en fonction de la longueur l_d du micro-délaminage.	98
3.21	Influence du grammage sur les modules du VER et sur l'énergie de fissuration lors de la propagation du micro-délaminage.	99
4.1	Comparaison expérimentale des cinétiques de fissuration transverse entre un stratifié sans et avec intercouches.	104
4.2	Comparaison Essais - Simulations de la cinétique de fissuration transverse : loi actuelle de DAMASCO.	105
4.3	Maillage des éprouvettes $[0_n/90_m/0_n]$	106
4.4	Comparaison Essais - Simulations de la cinétique de fissuration transverse : nouvelle loi de DAMASCO.	107
4.5	Comparaison Essais - Simulations de la courbe force/déformation pour l'éprouvette $[0_4/90_3/0_4]$ du stratifié intercouches.	107
4.6	Géométrie de la Double Entaille.	109
4.7	Résultats de la première simulation : représentation de la fissure transverse et du micro-délaminage. Les valeurs de force et de déformation sont normalisées.	110
4.8	Comparaison Essais - Simulation de la force et du déplacement à l'amorçage de la fissure transverse (valeurs normalisées).	111

4.9	Résultats de la seconde simulation : évolution de la fissure transverse et du micro-délaminage.	112
4.10	Comparaison de l'endommagement entre les éprouvettes et la simulation. Déplacement de 0.7 mm après amorçage du micro-délaminage.	113
4.11	Comparaison Essais - Simulation de la longueur de micro-délaminage en fonction du déplacement après amorçage.	113
4.12	Montage et caractéristiques de l'essai d'indentation quasi-statique.	114
4.13	Convergence en maillage	115
4.14	Comparaison Essais - Simulation de la force en fonction de la profondeur d'indentation (valeurs normalisées).	116
4.15	Comparaison Essais - Simulation de l'apparition des endommagements sur la courbe force/déplacement (valeurs normalisées).	117
4.16	Simulation de l'essai d'indentation : représentation des endommagements.	117
4.17	Essai d'indentation : nombre d'événements acoustiques supérieurs à 60 dB en fonction de la force.	118
4.18	Comparaison des surfaces délaminées entre la simulation (image de gauche) et l'expérience (image de droite) pour la cinquième interface.	119
A.1	Résultats des essais CT sans particule (7 mm)	124
A.2	Résultats des essais CT avec particules (7 mm)	125
A.3	Résultats des essais CT sans particule (5 mm)	126
A.4	Résultats des essais CT avec particules (5 mm)	127

Liste des tableaux

2.1	Plan d'expérience des essais CT.	39
2.2	Comparaison des moyennes des valeurs normalisées de K_{Ic} pour les éprouvettes avec et sans particules et pour les épaisseurs 7 mm et 5 mm.	43
3.1	Modules d'Young en GPa de l'intercouche (E_i) et des particules (E_p) pour les cas analysés.	79

Liste des symboles

ϵ_c^m	Déformation à rupture de la matrice
ϵ_c^p	Déformation à rupture de la particule
ϵ	Déformation
Γ	Energie de fissuration ($J \cdot m^{-2}$)
ρ_s	Densité de fissuration transverse à saturation
ρ	Densité de fissuration transverse
σ_{ij}	Contrainte de la face de normale i dans la direction j
d_{ij}	Endommagement dans le plan de normale i et parallèlement à la direction j
E_i	Module d'élasticité dans la direction i
G_c	Taux de restitution d'énergie critique ($J \cdot m^{-2} = N \cdot m^{-1} = Pa \cdot m$)
G_{ij}	Module de cisaillement dans le plan de normale i et parallèlement à la direction j
G	Taux de restitution d'énergie (Energy Release Rate) ($J \cdot m^{-2} = N \cdot m^{-1} = Pa \cdot m$)
K_c	Facteur d'intensité de contrainte critique ($Pa \cdot \sqrt{m}$)
K	Facteur d'intensité de contrainte (Stress Intensity Factor) ($Pa \cdot \sqrt{m}$)
CLS	Cracked Lap Shear
CT	Compact Tension
DCB	Double Cantilever Beam
DSC	Differential Scanning Calorimetry
ENF	End-Notched Flexure
IENF	Interleaved End-Notched Flexure
LVDT	Linear Variable Differential Transformer
MMB	Mixed Mode Bending
SENB	Single-Edge Notched Beam
UD	Uni-Directionnel
VER	Volume Élémentaire Représentatif

Introduction

Cette thèse s'inscrit dans le cadre de la simulation de l'endommagement de matériaux qui sont de plus en plus utilisés en aéronautique : les **composites** (Figure 1). Formés de plusieurs constituants non-miscibles, les matériaux composites bénéficient des atouts de chacun et présentent donc d'excellentes propriétés spécifiques ([Ashby, 1989]). En combinant les différentes architectures (e.g. unidirectionnelles, tissées) avec la grande variété de renforts et de matrices, il est possible d'adapter au plus juste un composite à son environnement. Le travail de cette thèse se focalise sur les Composites à Matrice Organique (CMO) avec des renforts de fibres longues. Leurs fibres sont agencées dans des plis ($\approx 100\text{--}200\ \mu\text{m}$ d'épaisseur) qui sont empilés selon différentes orientations, pour constituer un **stratifié**, afin d'optimiser la tenue du composite dans une direction particulière. L'un des principaux inconvénients d'un stratifié est sa faible tenue aux sollicitations hors-plan qui amènent la séparation des plis, phénomène appelé **délaminage**. Cet endommagement inter-plis se produit principalement à proximité des singularités (e.g. les trous et les bords libres) où des contraintes hors-plan apparaissent et lors de chocs sur la structure. Le délaminage pénalise fortement les propriétés globales du composite et amène souvent sa ruine.

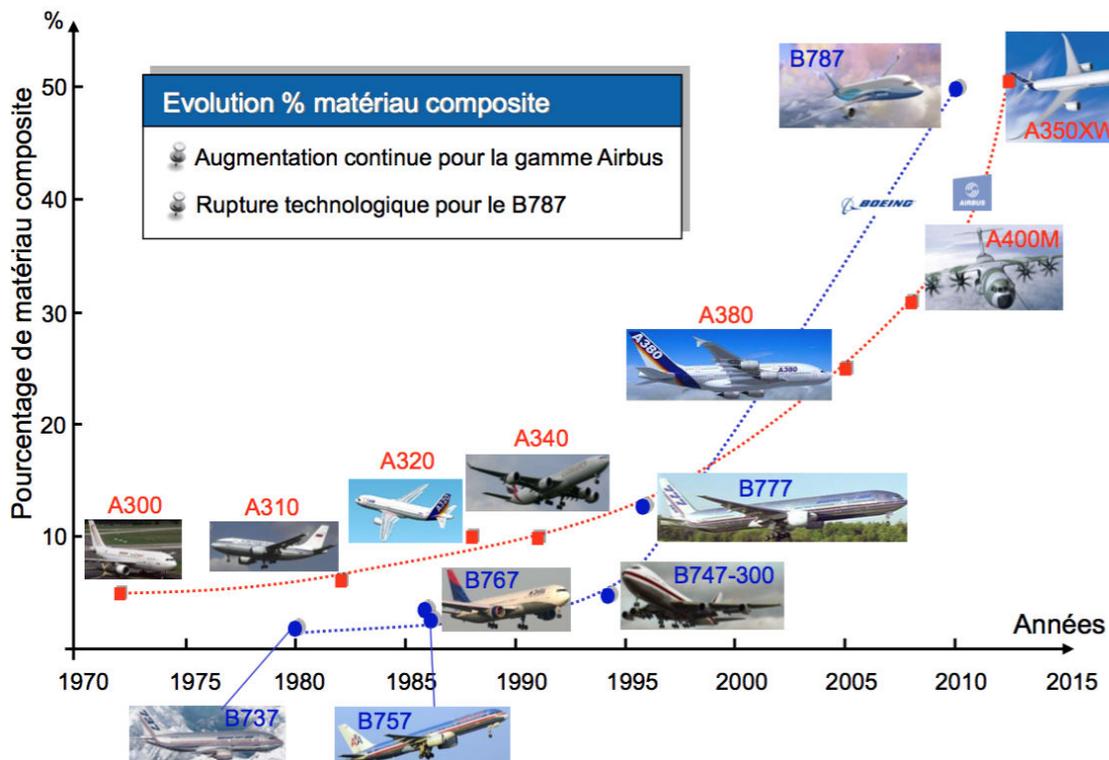


Figure 1 – Utilisation des matériaux composites dans l'aéronautique (selon l'ONERA).

Pour améliorer la tenue au délaminage, plusieurs techniques existent. L'utilisation de composites tissés 3D est bénéfique car ils possèdent un renforcement hors-plan. Pour les stratifiés, l'amélioration de la tenue au délaminage s'axe principalement autour de l'augmentation de la ténacité de la zone entre deux plis que nous appellerons **intercouche**. Dans les stratifiés classiques, cette zone possède une très faible épaisseur et est souvent appelée interface. L'apparition des stratifiés avec intercouches dans les années 1980 fait suite aux travaux d'American Cyanamid avec le HST-7 ([Masters, 1984, Evans et Masters, 1987]). De très nombreux types d'intercouches ont été proposés. Souvent, l'intercouche est constituée d'une résine thermoplastique homogène afin d'augmenter au maximum sa ténacité en diminuant les contraintes locales ([Ogihara *et al.*, 1997]). Un autre moyen est d'incorporer des particules thermoplastiques dans une résine thermodurcissable ([Odagiri *et al.*, 1991, Groleau *et al.*, 1996, Gao *et al.*, 2007]). Toutes ces intercouches ont des avantages et des inconvénients répertoriés dans [Sela et Ishai, 1989] et des efficacités différentes ([Yasaee *et al.*, 2012b]). D'autres méthodes plus récentes ([Cartié *et al.*, 2006b, Partridge *et al.*, 2015]) sont encore en cours d'analyse.

Quelle que soit l'intercouche utilisée, la structure du composite est complexifiée ainsi que l'analyse de ses endommagements. La difficulté dans l'étude du comportement des composites réside dans l'aspect multi-échelle. Les constituants du composite à l'échelle microscopique (fibre, matrice, interface fibre/matrice) sont assemblés à une échelle mésoscopique intermédiaire (plis) pour former la structure macrosopique globale. C'est pourquoi plusieurs approches existent et utilisent des échelles d'analyse différentes. Les modèles travaillant à l'échelle microscopique emploient une description discrète des phénomènes locaux entre chaque constituant ([Hashin, 1980, Gamstedt et Sjögren, 1999, Ladevèze, 2005, Canal *et al.*, 2012]). Ces méthodes fournissent une excellente compréhension de la physique des endommagements locaux et servent de base au calcul des propriétés effectives de la structure. Trop précises localement, elles ne sont cependant pas adaptées au calcul global d'une structure composite. A l'inverse, les approches macroscopiques ([Tsai et Wu, 1971]) étudient la structure dans son ensemble en définissant des critères globaux de rupture. Elles permettent d'avoir une tendance sur la tenue à rupture du composite mais échouent à décrire de manière plus précise ses endommagements. Un compromis est réalisé en utilisant l'échelle mésoscopique qui correspond à celle des plis.

Cette thèse utilise le **méso-modèle d'endommagement** introduit au Laboratoire de Mécanique et Technologie (LMT) ([Ladevèze, 1986, Ladevèze et LeDantec, 1992, Allix et Ladevèze, 1992]). L'une des hypothèses majeures de ce modèle est que tout stratifié, quel que soit son empilement, peut être analysé jusqu'à rupture à partir du comportement de deux constituants : le pli et l'interface. Chacun est caractérisé par son énergie de déformation. Le calcul de cette énergie utilise des variables d'endommagement associées aux rigidités impactées par l'endommagement traité. De nombreux travaux ont permis d'étoffer ce modèle quant à la modélisation du délaminage ([Ladevèze *et al.*, 1991, Allix *et al.*, 1998]), le comportement en température ([Allix *et al.*, 1996]) et la prise en compte du phénomène de localisation dû à l'endommagement grâce à un modèle avec effet retard ([Ladevèze *et al.*, 1991, Allix et Deü, 1997, Ladevèze *et al.*, 2000, Allix *et al.*, 2003]). A partir des années 2000, un véritable pont entre les échelles microscopique et mésoscopique a été construit. Ce pont micro-méso ([Ladevèze et Lubineau, 2001, Ladevèze et Lubineau, 2002]) permet ainsi de prendre en compte des phénomènes discrets comme la fissuration transverse ([Ladevèze, 2005, Ladevèze *et al.*, 2006a]). Un modèle hybride continu/discret permet aussi de représenter explicitement la fissuration transverse malgré de longs temps de calculs ([Ladevèze *et al.*, 2006b]). Plus récemment, ce pont micro-méso a permis de relier les endommagements intra-pli et inter-pli ([Abisset *et al.*, 2011, Ladevèze *et al.*, 2014]) dont l'interaction est dé-

crité dans de nombreux articles ([O'Brien, 1982, Nairn et Hu, 1992, Hallett *et al.*, 2008]). Enfin, la prise en compte de la fissuration longitudinale dans les plis orientés à 0° accroît la précision des simulations pour ces endommagements qui engendrent de fortes localisations ([Ladevèze *et al.*, 2017]). L'état de l'art sur le méso-modèle d'endommagement est défini dans l'article [Ladevèze *et al.*, 2017] qui fait référence à ce jour.

L'objectif de cette thèse est de déterminer l'influence de la présence de particules thermoplastiques dans l'intercouche sur le comportement mécanique d'un stratifié. En s'appuyant sur des essais mécaniques appropriés, les phénomènes de propagation de fissure transverse et de micro-délaminage dans l'intercouche sont étudiés par une approche locale fondée sur la mécanique de la rupture. Les résultats permettront de cerner les paramètres d'endommagement les plus influents pour le calcul du comportement à l'aide du méso-modèle. Malgré les nombreux articles analysant les stratifiés avec intercouches, les endommagements apparaissant lors de chargements dans le plan ne sont que partiellement traités ([Ogihara *et al.*, 1997, Stevanovic *et al.*, 2005]). L'ensemble de la littérature se concentre sur les principaux effets de l'intercouche, à savoir l'amélioration dans le cas de chocs ([Masters, 1991]) et pour les ouvertures en mode I ([Ozdil et Carlsson, 1992c, Matsuda *et al.*, 1999]) et II ([Hojo *et al.*, 1999, Gao *et al.*, 2007]). C'est pourquoi notre travail se focalise sur les fissures transverses et le micro-délaminage résultant en leur pointe. L'impact de la présence d'une intercouche et de ses propriétés (épaisseur, rigidité) sur le micro-délaminage n'est que peu traité dans la littérature. Dans cette thèse, des essais spécifiques sont menés pour mettre en avant l'interaction entre cet endommagement et les particules d'une intercouche. Une nouvelle géométrie double entaille permet d'étudier plus finement la propagation d'une fissure transverse et du micro-délaminage dans l'intercouche. Elle permet d'amorcer une fissure transverse dans un massif de plis orientés à 90° et d'étudier son comportement lorsqu'elle arrive sur une intercouche. L'observation de sa propagation et de celle du micro-délaminage résultant permet de statuer sur l'effet de l'intercouche concernant ces deux endommagements. A partir de ces observations expérimentales, une analyse numérique de ces propagations est réalisée. Dans la littérature, l'interaction entre une fissure et une particule a été exhaustivement analysée dans le cadre du renforcement d'un polymère ([Kunz-Douglass *et al.*, 1980, Evans *et al.*, 1986, Pearson, 1993, Kinloch *et al.*, 1994, Ponnusami *et al.*, 2015]). Dans le cadre de cette thèse, cette interaction est analysée à la fois expérimentalement et numériquement dans le cas de l'intercouche au sein du stratifié. Des essais Compact Tension (CT) sont effectués sur la résine constituant l'intercouche avec et sans particules. Des valeurs de facteurs d'intensité de contrainte critiques propres à la résine sont ainsi obtenues. Même si ces valeurs sont difficilement extrapolables à la résine au sein du stratifié ([Bradley, 1989]), l'étude des surfaces de rupture par fractographie renseigne sur le comportement de nos particules. Une analyse numérique est menée sur un Volume Élémentaire Représentatif (VER) avec ces mêmes particules thermoplastiques dans une intercouche en utilisant les valeurs critiques de rupture. Les mécanismes qui augmentent la résistance à la propagation d'une fissure sont dégagés en fonction de ces valeurs. Le travail proposé vise aussi à évaluer l'effet de l'épaisseur du pli dans une situation d'intercouche d'épaisseur constante.

Pour réaliser les objectifs de cette thèse, le manuscrit est composé de quatre chapitres.

Le premier consiste à l'étude bibliographique des grands thèmes traités dans cette thèse. Tout d'abord, les connaissances acquises sur les composites avec intercouches sont exposées. Les mécanismes propres à la présence d'une intercouche avec particules et les bénéfices de celle-ci sont ainsi clarifiés. La deuxième partie apporte les notions de mécanique de la rupture indispensables à la compréhension de la propagation d'une fissure. Les mécanismes d'interaction entre une fissure et une particule sont exposés à partir d'articles de la littérature. Ensuite, le méso-modèle est détaillé. Ses principales hypothèses et équations sont

présentées et des conjectures sont formulées concernant l'impact de la présence des intercouches sur la modélisation de chaque endommagement.

Le deuxième chapitre se focalise sur la caractérisation du composite stratifié avec intercouches d'Airbus. La spécificité de sa géométrie est donnée. Des essais CT permettent de caractériser intriquement l'intercouche et l'interaction entre une fissure et les particules la constituant. Ensuite, le processus d'identification des paramètres du méso-modèle, pour les endommagements intra-plis et inter-plis, est détaillé. L'impact de la présence des intercouches sur la valeur de ces paramètres est précisé. Enfin, des essais double entaille mettent en avant les caractéristiques de la propagation d'une fissure transverse et du micro-délaminage au sein d'une intercouche.

Grâce à ces observations, l'analyse numérique des situations observées est réalisée dans le troisième chapitre. Après avoir détaillé l'outil numérique créé pour étudier un VER représentant un stratifié avec intercouches, son utilisation permet d'analyser qualitativement et quantitativement la propagation des endommagements vis-à-vis de l'intercouche. L'impact de ses propriétés sur la cinétique de fissuration transverse et de micro-délaminage est déterminé en étudiant le champ de contraintes et l'évolution de l'énergie de déformation. La transition entre ces deux endommagements est détaillée et l'intérêt de la ténacité d'une particule et de ses propriétés de rupture est mis en évidence.

Enfin, dans le quatrième et dernier chapitre, les simulations d'essais plus complexes sont comparées aux résultats expérimentaux. Dans le cas d'un chargement plan, les essais de traction de stratifiés $[0_n/90_m/0_m]$ permettront de valider la loi de propagation de la fissuration transverse. La propagation du micro-délaminage sera étudiée grâce à la simulation des essais double entaille. Enfin, un cas de chargement hors-plan est analysé sur un essai d'indentation quasi-statique. Cette situation plus complexe mêlera l'ensemble des endommagements analysés.

Chapitre 1

Recherches Bibliographiques

Sommaire

1.1	Ingénierie des intercouches	6
1.1.1	Histoire	6
1.1.1.1	Renforcement des résines époxydes	6
1.1.1.2	Renforcement des interfaces des composites	6
1.1.2	Intercouches homogènes	7
1.1.2.1	Effet de la résine	7
1.1.2.2	Effet de l'épaisseur	8
1.1.3	Intercouches hétérogènes	10
1.1.3.1	Effet des particules sur la résine seule	10
1.1.3.2	Effet des particules sur l'intercouche	11
1.1.4	Autres approches	14
1.1.5	Conclusion	15
1.2	Mécanique de la rupture	16
1.2.1	Histoire	16
1.2.2	Les deux approches de la mécanique de la rupture	17
1.2.2.1	Approche en contrainte	17
1.2.2.2	Approche en énergie	17
1.2.3	Stabilité / Courbe R	19
1.2.4	Conclusion	20
1.3	Méso-modèle d'endommagement	21
1.3.1	Les mécanismes d'endommagement dans les stratifiés	21
1.3.1.1	Décohésion fibre/matrice	21
1.3.1.2	Fissuration transverse	22
1.3.1.3	Micro-délamination	24
1.3.2	Définition et hypothèses du méso-modèle	26
1.3.3	Modélisation du pli	27
1.3.3.1	Energie de déformation	27
1.3.3.2	Lois d'évolution	28
1.3.4	Modélisation de l'interface	31
1.3.5	Adaptation à une intercouche	33
1.3.6	Conclusion	33
1.4	Synthèse	33

Ce chapitre présente les avancées de la recherche dans les principaux domaines de la thèse. Les mécanismes des stratifiés avec intercouches sont analysés à travers les articles majeurs traitant ce thème. Ensuite, les grands principes de la mécanique de la rupture des matériaux homogènes sont exposés. Enfin, nous ciblerons l'endommagement des matériaux composites en présentant le modèle utilisé dans ce travail de recherche.

1.1 Ingénierie des intercouches

1.1.1 Histoire

1.1.1.1 Renforcement des résines époxydes

En raison de leurs excellentes propriétés mécaniques, leur stabilité thermique et leur facilité de fabrication, les résines époxydes (thermodurcissables) sont très utilisées dans les composites ([Lewis *et al.*, 1988]). Elles possèdent cependant quelques défauts, dont une faible ténacité et une grande sensibilité aux chocs. Beaucoup de travaux de recherche ont été effectués pour améliorer leurs propriétés. La méthode la plus répandue est d'ajouter une seconde phase pendant la cuisson, créant ainsi une morphologie multiphasique. Parmi les nombreux additifs étudiés, les principaux sont la gomme ([Kinloch *et al.*, 1983]), les particules rigides ([Bucknall et Partridge, 1986]) et des résines thermoplastiques ([Bucknall et Partridge, 1984, Pearson, 1993]). Ces dernières résines sont les plus utilisées car elles ne diminuent pas drastiquement le module d'Young de la résine époxyde. Au début, les améliorations en ténacité étaient minimes mais la compréhension des mécanismes de fissuration (e.g. émoussement, pontage) dans [Bucknall, 1988, Pearson, 1993] et des propriétés des résines époxydes (e.g. densité de réseau) ont permis de grandes améliorations. Les paramètres clés pour accroître la ténacité ont été ciblés dans [Pearson, 1993] et sont au nombre de quatre : taille et résistance des particules, adhésion avec la matrice et distribution spatiale. Ces paramètres vont déterminer les mécanismes sous-jacents qui sont détaillés dans [Pearson et Yee, 1993, Fischer, 2015].

1.1.1.2 Renforcement des interfaces des composites

Les composites stratifiés à base de résine époxyde sont aussi fragiles et sensibles au délaminage ([Sela et Ishai, 1989]), endommagement entraînant souvent la fin de vie du composite. Pour remédier à cela, plusieurs pistes ont été envisagées. Dans les années 1980, beaucoup d'auteurs ont cherché à modifier la résine époxyde de base en lui ajoutant par exemple du caoutchouc liquide ([Gilwee et Nir, 1983, Chan *et al.*, 1984]). Cependant, l'augmentation de la ténacité de la résine seule et au sein du composite est différente à cause de la présence des fibres et de la zone limitée pour développer la plasticité ([Hunston, 1984, Evans et Masters, 1987, Bradley, 1989, Aksoy et Carlsson, 1992]). En remplaçant la matrice époxyde par une matrice thermoplastique ([Gillespie *et al.*, 1987, Prel *et al.*, 1989]), les résultats sont plus concluants ([Williams *et al.*, 1984]) même si la fabrication de ce type de résine est plus difficile en raison de leur grande viscosité.

L'une des premières utilisations d'une intercouche homogène a été faite par American Cyanamid avec le HST-7 ([Evans et Masters, 1987]). Une couche homogène d'une résine (éventuellement différente de la matrice des plis) possédant une forte ténacité et une grande déformation en cisaillement est ajoutée entre les plis des pré-imprégnés. Cette couche permet

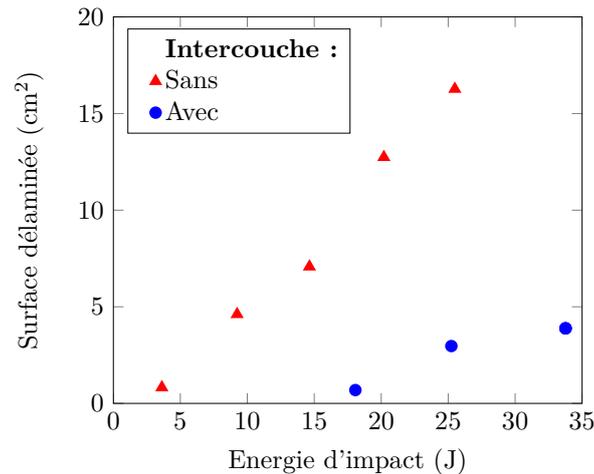


Figure 1.1 – Essais d’impact : effet de l’ajout d’une intercouche homogène (PEEA, 100 μm) entre les plis d’un stratifié sur la surface délaminée. (d’après [Sohn *et al.*, 2000])

d’accroître la ténacité de l’intercouche (que nous appellerons ténacité interlaminaire) et de réduire la concentration locale de contraintes en pointe de fissure ([Ogihara *et al.*, 1997]). Son ajout améliore les propriétés hors-plan du stratifié, en particulier pour l’indentation ([Sohn *et al.*, 2000]), l’impact ([Lu *et al.*, 1995, Duarte *et al.*, 1999b]) et la compression après impact ([Woo et Chen, 1995, Duarte *et al.*, 1999a]). La Figure 1.1 montre la diminution de la surface délaminée lors d’un essai d’impact grâce à l’ajout de l’intercouche. Les résines ionomères (thermoplastiques) sont très utilisées comme intercouche homogène. Elles sont très ductiles et possèdent une bonne adhésion avec la matrice époxyde souvent utilisée dans les plis ([Matsuda *et al.*, 1999]). Il y a cependant des inconvénients à rajouter une couche intermédiaire. Par exemple, sa faible rigidité diminue la raideur globale du composite et oblige à rajouter des plis.

Une alternative à l’intercouche homogène est d’insérer des particules thermoplastiques dans une résine thermodurcissable identique à celle des plis. L’intercouche devient alors une couche hétérogène et de nouveaux mécanismes permettent d’améliorer la ténacité interlaminaire. Le T800H/3900-2 est un composite avec intercouches enrichies souvent étudié dans la littérature. Ses intercouches peuvent être renforcées par des particules de polyamide (comme le Nylon). L’équivalent de ce composite avec une intercouche homogène, utilisé pour comparer les résultats, est le T800H/3631. La Figure 1.2 montre la géométrie de l’intercouche du T800H/3900-2.

1.1.2 Intercouches homogènes

1.1.2.1 Effet de la résine

Les mécanismes permettant à l’intercouche d’augmenter la ténacité interlaminaire sont bien documentés. Selon [Matsuda *et al.*, 1999], les deux paramètres principaux pour améliorer la ténacité interlaminaire avec une intercouche homogène sont la ténacité de cette couche qui doit être élevée et la création d’une interphase entre elle et le pli adjacent. Augmenter la ténacité peut se faire en augmentant la déformation plastique, d’où l’utilisation de résines thermoplastiques plutôt que thermodurcissables.

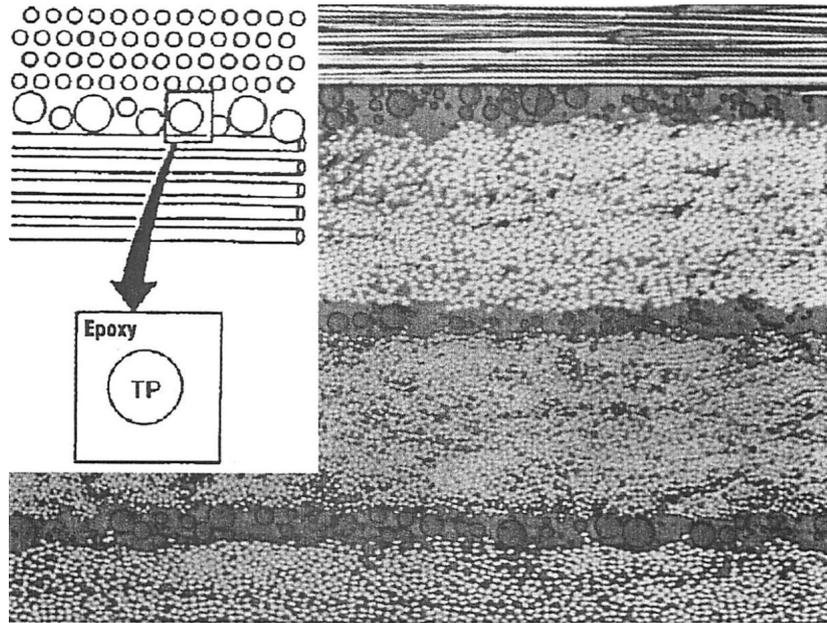


Figure 1.2 – Structure du composite T800H/3900-2 ([*Odagiri et al., 1996*]).

En mode I sur des essais Double Cantilever Beam (DCB) ([*Ozdil et Carlsson, 1992c*]), la [Figure 1.3a](#) permet de comparer l'évolution de G_{Ic} en fonction de l'épaisseur de l'intercouche homogène constituée successivement d'une résine thermoplastique et thermodurcissable. Ces essais sont effectués sur des composites graphite/époxy (IM7/CYCOM 1827 fabriqués par American's Cyanamid). Les intercouches thermoplastiques sont composées de HXT 440 et les thermodurcissables de FM 300 HST. Pour l'intercouche thermoplastique, l'augmentation de G_{Ic} est très prononcée (G_{Ic} varie de $0.243 \text{ kJ}\cdot\text{m}^{-2}$ à $1.184 \text{ kJ}\cdot\text{m}^{-2}$ pour une épaisseur entre 0 et $16 \mu\text{m}$) avant d'atteindre une valeur seuil et décroître. Pour l'intercouche thermodurcissable, les deux seules épaisseurs testées montrent une faible augmentation du G_{Ic} . Pour une même épaisseur, les intercouches thermoplastiques sont mécaniquement plus résistantes que les thermodurcissables.

En mode II sur des essais Interleaved End-Notched Flexure (IENF) ([*Aksoy et Carlsson, 1992*]), les mêmes composites que pour le mode I sont comparés mais avec un Film E pour l'intercouche thermoplastique et FM 300I pour le thermodurcissable. La comparaison entre ces deux intercouches est réalisée sur la [Figure 1.3b](#) et les conclusions sont similaires à celles du mode I. La faible valeur de $G_{IIc} \approx 1.9 \text{ kJ}\cdot\text{m}^{-2}$ pour une épaisseur d'intercouche plastique d'environ $90 \mu\text{m}$ est expliquée par les auteurs comme étant une valeur éronée (l'adhésion entre l'intercouche et le composite n'était pas adéquate) et donc sous-estimée.

Pour les thermoplastiques, l'influence de l'épaisseur de l'intercouche sur le taux de restitution d'énergie critique en mode II est plus prononcée à partir d'une épaisseur de $100 \mu\text{m}$ que pour le mode I. L'explication vient de la taille de la zone plastique développée par le cisaillement qui est pleinement efficace lorsque l'intercouche est suffisamment épaisse. Comme la zone de plasticité n'est pas aussi étendue en mode I, augmenter l'épaisseur de l'intercouche ne sera pas autant efficace. Même si la comparaison n'est faite que sur une unique valeur pour le thermodurcissable, le taux de restitution d'énergie critique augmente de façon plus prononcée en mode II qu'en mode I.

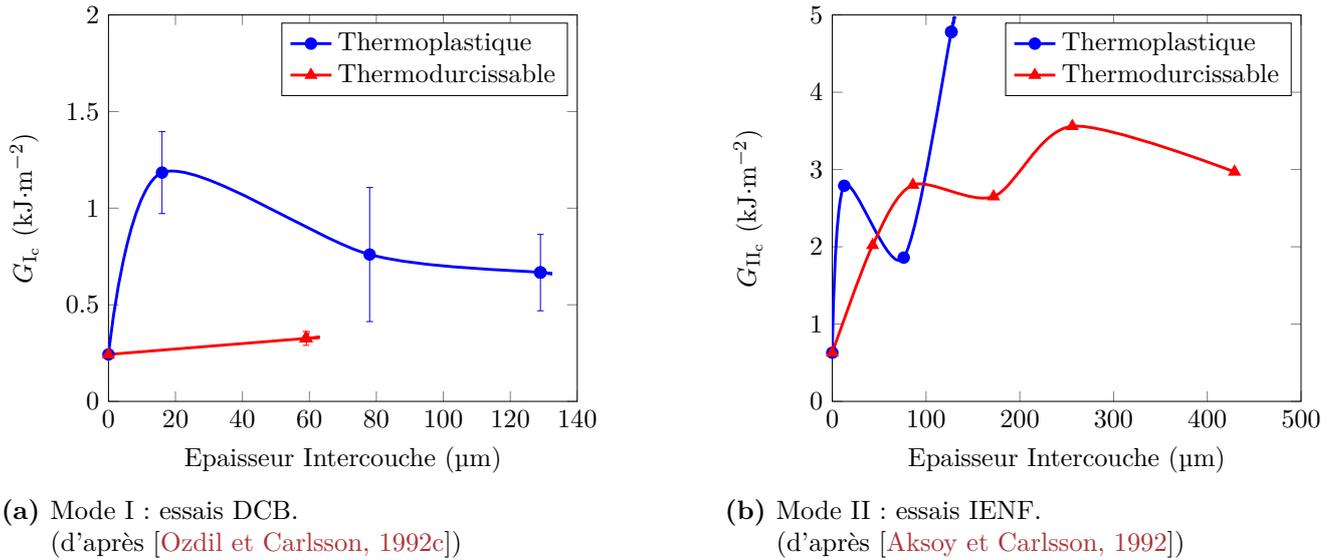


Figure 1.3 – Evolution de G_c (mode I et II) en fonction de l'épaisseur de l'intercouche homogène (thermoplastique et thermodurcissable).

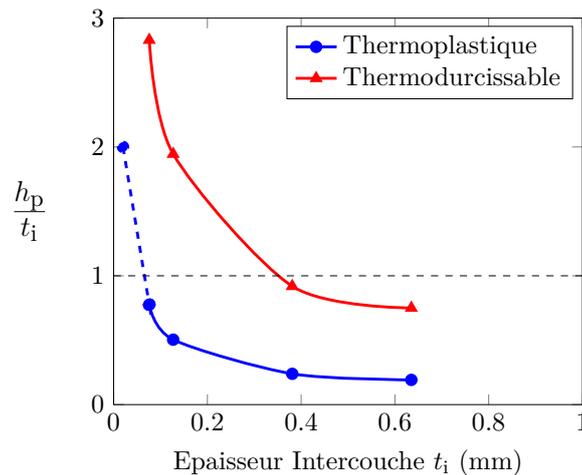


Figure 1.4 – Evolution du rapport entre la hauteur (h_p) de la zone plastique d'Irwin et de l'épaisseur (t_i) de l'intercouche homogène en fonction de cette épaisseur. Réalisé par simulation en mode II (d'après [Aksoy et Carlsson, 1991]).

1.1.2.2 Effet de l'épaisseur

La taille de la zone plastique en fonction de l'épaisseur d'une intercouche homogène est étudiée avec la méthode des éléments finis en mode I ([Ozdil et Carlsson, 1992b]) et II ([Aksoy et Carlsson, 1991]). Les auteurs montrent que l'épaisseur doit être suffisamment grande pour que toute la plasticité puisse apparaître et avoir le maximum d'effet, l'épaisseur optimum étant l'égalité entre cette épaisseur et la zone plastique. Au-delà de cette épaisseur seuil de l'intercouche homogène, son augmentation a moins d'influence. La Figure 1.4 illustre ce phénomène pour le mode II. L'égalité entre la zone plastique et l'épaisseur de l'intercouche homogène est atteinte plus rapidement pour une résine thermoplastique que thermodurcissable. Cette épaisseur limite se retrouve dans [Sela *et al.*, 1989] qui explore expérimentalement une plus grande étendue d'épaisseurs d'une intercouche thermodurcis-

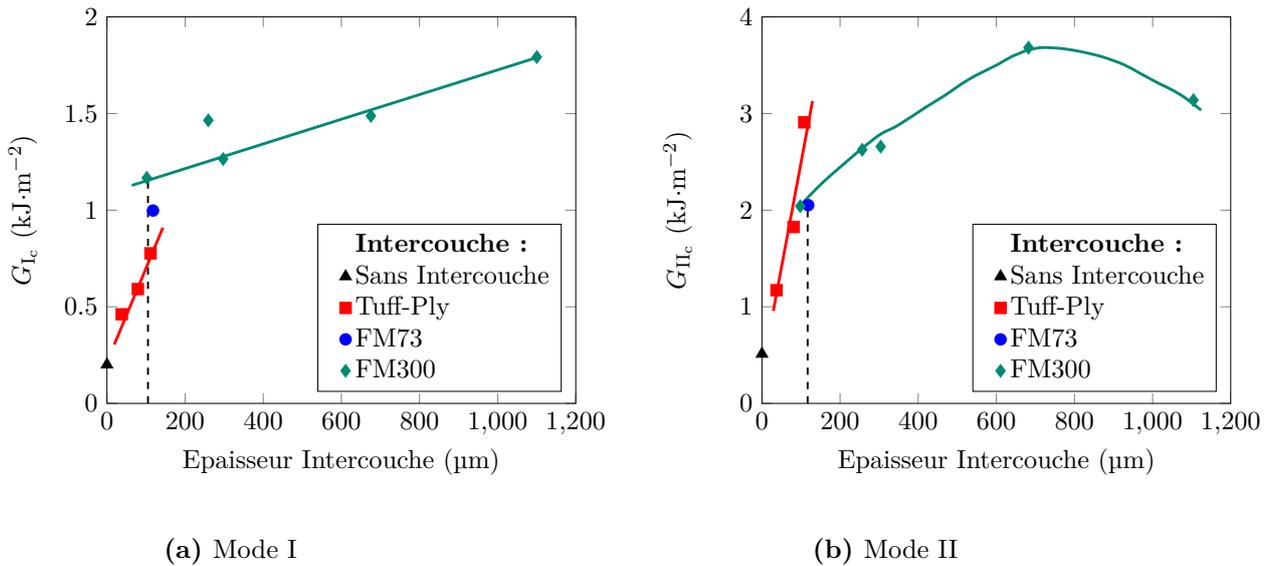


Figure 1.5 – Effet de l'épaisseur de l'intercouche thermodurcissable sur la ténacité interlaminaire en mode I (essais DCB à gauche) et mode II (essais ENF à droite). (d'après [Sela *et al.*, 1989])

sable. Les courbes de la Figure 1.5 montrent l'existence d'une épaisseur seuil d'environ 100 μm jusqu'à laquelle l'épaississement de l'intercouche augmente beaucoup les G_c dans les deux modes. Au-delà, la pente s'atténue et l'effet de l'épaisseur est moindre. Si nous comparons les deux modes, nous constatons que l'apport de l'intercouche homogène amène des variations plus fortes en mode I qu'en mode II (en passant de 0 à 100 μm d'épaisseur, la valeur de G_{Ic} est multipliée environ par 6 et celle de G_{IIc} environ par 4). Ces résultats se retrouvent dans d'autres articles expérimentalement ([Matsuda *et al.*, 1999, Hojo *et al.*, 1999]) et numériquement ([Ozdil et Carlsson, 1992a]). Dans [Masters, 1984, Masters, 1991], G_{IIc} est multiplié par 2 ou 3 en insérant une intercouche thermoplastique tandis que G_{Ic} n'augmenterait que de 50%. A l'inverse, l'auteur montre que l'insertion d'une résine thermodurcissable serait plus efficace sur le mode I que sur le mode II.

1.1.3 Intercouches hétérogènes

1.1.3.1 Effet des particules sur la résine seule

La propagation d'une fissure dans un milieu homogène a été depuis longtemps étudiée et les différents cas de propagation sont pour la plupart maîtrisés. Le cas plus complexe de l'interaction entre une fissure et une inclusion a aussi été très étudié. Dans ce cadre-là, des études analytiques ([Tamate, 1968, Atkinson, 1972]) ont posé les bases théoriques des cas simples, les essais expérimentaux ([Faber et Evans, 1983, Sigl *et al.*, 1988, Mower et Argon, 1995]) ont remplacé les études théoriques dans des cas réels et les analyses numériques ([Kassam *et al.*, 1995, Wang *et al.*, 2008, Ye *et al.*, 2012, Wang *et al.*, 2012, Ponnusami *et al.*, 2015]) ont traité des cas plus complexes. Une analyse précise de cette interaction est indispensable pour bien comprendre les mécanismes d'endommagement des composites avec intercouches renforcées en particules.

En 50 ans d'analyse et en particulier depuis l'intérêt pour les résines époxydes renforcées, la compréhension des mécanismes de l'interaction fissure/particule a évolué. Le premier effet étudié était le phénomène de déviation de fissure. Il a été mis en évidence par l'étude

de l'évolution des forces motrices (facteur d'intensité de contrainte K et taux de restitution d'énergie G) en fonction de la distance entre la pointe de la fissure et la particule. En arrivant sur une particule plus rigide que la matrice environnante, la valeur de K diminue, rendant ainsi la propagation de la fissure plus difficile. Elle va alors être déviée : on parle de l'effet obstacle d'une particule rigide ([Patton et Santare, 1990, Li et Chudnovsky, 1993, Ravichandran et Liu, 1998, Stevanovic *et al.*, 2005, Li *et al.*, 2015]). A l'inverse, l'augmentation de K à l'approche d'une particule plus molle met en avant un phénomène d'attirance de l'inclusion ([Li et Chudnovsky, 1993, Stevanovic *et al.*, 2005]). Ces deux phénomènes sont explicables en ne considérant que la différence des modules d'Young. Cependant, d'autres paramètres doivent être pris en compte pour expliquer les cas réels. Il a en effet été observé expérimentalement dans [Leggoe *et al.*, 1996] des inclusions rigides rompues par la fissure. Dans [Bush, 1997], il a été montré que l'existence de défauts au sein de la particule rigide attire une fissure qui serait déviée par l'effet obstacle. D'autres paramètres doivent être contrôlés pour garantir que l'ajout de particules améliore la tenacité du matériau. C'est le cas de l'interface particule/matrice qui a besoin d'être très forte afin par exemple que la déformation plastique d'une particule puisse avoir un effet sur la tenue au délaminage ([Groleau *et al.*, 1996, Fu *et al.*, 2008]). Une analyse numérique complète des paramètres influents a été réalisée récemment dans [Ponnusami *et al.*, 2015]. En plus du module d'Young, les auteurs étudient le rôle des propriétés d'endommagement (σ_c et G_c) de la particule et de la matrice, de l'interface et aussi de la présence de défauts dans la particule ou sur l'interface. Selon les combinaisons de ces propriétés, plusieurs cas de propagation de fissure peuvent être observés. Ils sont résumés sur la [Figure 1.6](#) en les transposant au cas d'une fissure transverse arrivant sur une intercouche.

- **I : Déviation.** La particule joue un rôle de bouclier et force la fissure à la contourner. Elle devra alors parcourir plus de distance pour traverser l'intercouche. Ce phénomène, présenté dans [Stevanovic *et al.*, 2005] et [Majer *et al.*, 2014], se produit lorsque les particules sont plus rigides.
- **II : Décohésion particule/matrice.** Si l'interface particule/matrice a des propriétés faibles, la fissure se propagera le long de celle-ci. Cette propagation est facilitée si des décohésions particule/matrice sont amorcées au préalable (e.g. pendant la fabrication). Le phénomène de décohésion peut être diminué en présence d'une interphase (zone frontière avec la matrice où la particule est fondue lors de la cuisson du stratifié).
- **III : Rupture de la particule.** La fissure traverse la particule. L'énergie supplémentaire correspond à celle pour la déformer et la rompre. Ce mécanisme se produit lorsque la particule a un comportement fragile, une interface forte avec la matrice et des propriétés de rupture proches de celles de la matrice.
- **IV : Pontage.** Ce cas se produit si l'interface est forte et si la déformation à rupture de la particule est plus élevée que celle de la matrice. La fissure continue de se propager pendant que la particule se déforme plastiquement avant de rompre. Ce phénomène est expliqué en détail dans [Mataga, 1989, Cardwell et Yee, 1998, Kotoul et Vrbka, 2003].
- **V : Emoussement.** Ce cas se produit si l'interface est forte et si la déformation à rupture de la matrice est assez élevée. La particule doit avoir un comportement plastique pour augmenter la résistance à la progression de la fissure.
- **VI : Délaminage anticipé.** Si la résine constituant l'intercouche possède une faible adhésion avec celle du pli inférieur, une rupture adhésive sera privilégiée. L'importance de la nature de la résine de l'intercouche est soulignée dans [Sela et Ishai, 1989].

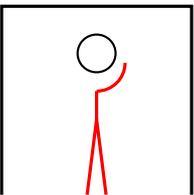
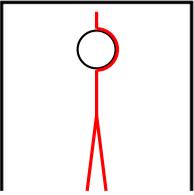
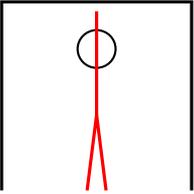
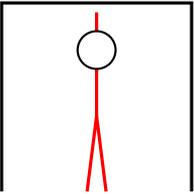
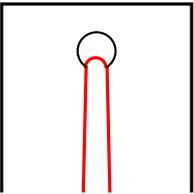
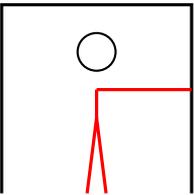
Cas de propagation	Explications
<p style="text-align: center;">Cas I</p> 	<p style="text-align: center;">Effet obstacle</p> <ul style="list-style-type: none"> • $E_p > E_m$ • Interface particule/matrice forte • Contraintes de compression résiduelles dans la matrice <p style="text-align: right;">⇒ [27,28]</p>
<p style="text-align: center;">Cas II</p> 	<p style="text-align: center;">Décohésion</p> <ul style="list-style-type: none"> • $E_p \leq E_m$ • Interface particule/matrice faible • Critère en contraintes [24]
<p style="text-align: center;">Cas III</p> 	<p style="text-align: center;">Rupture de la particule</p> <ul style="list-style-type: none"> • Elongations à rupture particule et matrice identiques • Interface particule/matrice forte • Particule élastique fragile
<p style="text-align: center;">Cas IV</p> 	<p style="text-align: center;">Pontage</p> <ul style="list-style-type: none"> • $E_p \leq E_m$, interface particule/matrice forte • Particule plastique • Conditions sur l'élongation à rupture <p style="text-align: right;">⇒ [26]</p>
<p style="text-align: center;">Cas V</p> 	<p style="text-align: center;">Emoussement</p> <ul style="list-style-type: none"> • $E_p \leq E_m$, interface particule/matrice forte • Particule plastique • Conditions sur l'élongation à rupture
<p style="text-align: center;">Cas VI</p> 	<p style="text-align: center;">Micro-délaminage anticipé</p> <ul style="list-style-type: none"> • Interface pli/intercouche faible

Figure 1.6 – Scénarios de la propagation d’une fissure transverse avec un chargement de déformation imposée. E_p et E_m désignent les modules d’Young respectifs de la particule et de la matrice.

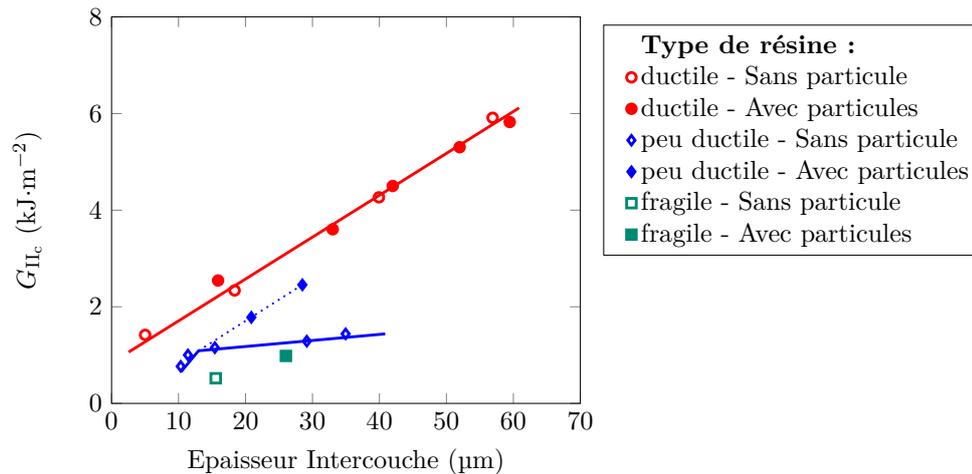


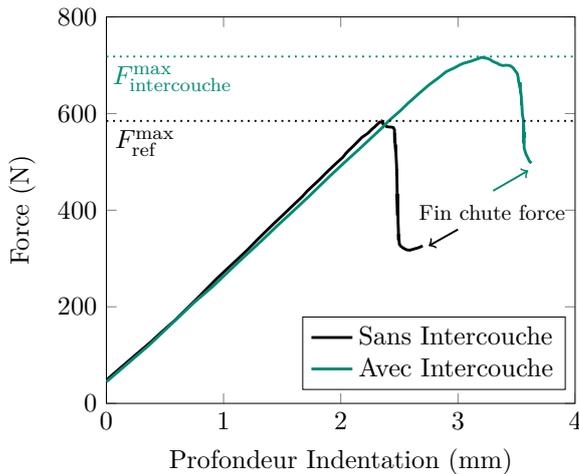
Figure 1.7 – Essais ELS : évolution de G_{IIc} en fonction de l'épaisseur de l'intercouche pour des résines de ductilité différentes (d'après [Groleau *et al.*, 1996]).

1.1.3.2 Effet des particules sur l'intercouche

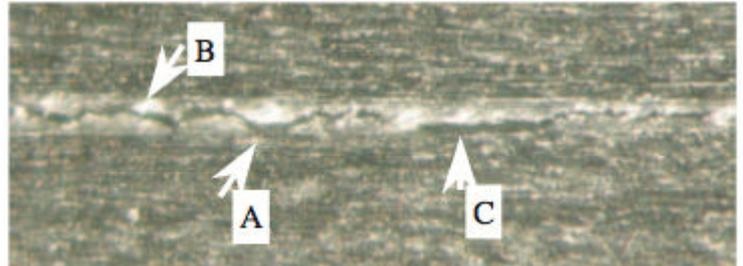
Les mécanismes précédents sont aussi observés pour les particules situées dans l'intercouche d'un stratifié. Dans le cas de particules plus molles que la matrice, le délaminage peut être ralenti ([Tanimoto, 1998]) ou la fissure peut rompre les particules ([Gao *et al.*, 2007]). Au contraire, une particule rigide a un effet bouclier et force une fissure à la contourner ou à se propager dans l'interface particule/matrice ([Li et Chudnovsky, 1993, Stevanovic *et al.*, 2005]). Ce type des particules peut améliorer le comportement en fatigue en reprenant de la charge ([Ye *et al.*, 2012]). En plus de la plasticité, les particules peuvent créer des micro-fissures là où leur concentration est élevée, rendant ainsi la propagation d'une fissure plus stable [Stevanovic *et al.*, 2005].

Dans [Groleau *et al.*, 1996], les mécanismes augmentant la ténacité ainsi que l'effet de la ductilité de la matrice environnante sont détaillés. Sur la Figure 1.7, les variations de G_{IIc} sont tracées en fonction de l'épaisseur de l'intercouche à partir d'essais End Loaded Shear (ELS). L'intercouche est faite de trois matériaux différents : CET (très ductile), DER331/DDS (faiblement ductile) et MY720/DDS (fragile). Pour l'intercouche très ductile, l'ajout ou non de particules n'amène pas de changement et G_{IIc} augmente linéairement avec l'épaisseur. Dans ce cas, toute l'intercouche dissipe de l'énergie et la plasticité des particules ne semble pas en apporter plus. Au contraire, avec l'intercouche faiblement ductile les particules se déforment plastiquement, créent des micro-fissures et du pontage : elles augmentent donc G_{IIc} . Sans particule, G_{IIc} est indépendant de l'épaisseur à partir d'un certain niveau : on retrouve des courbes comme celles de la Figure 1.5. Enfin, une intercouche fragile ressemble à la précédente sauf que les particules ont moins le temps de se déformer et donc de dissiper de l'énergie. Le rôle de la matrice constituant l'intercouche est donc primordial ! L'importance de la cohésion particule/matrice est aussi mise en avant. Cette conclusion se retrouve dans [Gao *et al.*, 2007] où, dans certains cas, l'incompatibilité entre les particules et la matrice amène une diminution de G_{IIc} .

Dans [Gao *et al.*, 2007], des essais End-Notched Flexure (ENF) sur des stratifiés Uni-Directionnels (UD) de 24 plis (Figure 1.8a) montrent une amélioration entre une intercouche enrichie en particules et la cas sans intercouche. L'article détaille bien les mécanismes, présentés en partie sur la Figure 1.8b : décohésion particule/matrice (A), rupture de la particule (B), propagation de la fissure le long de l'interface pli/intercouche (C). Selon



(a) Courbe force - prondeur d'indentation.



(b) Propagation de la fissure dans l'intercouche enrichie.

Figure 1.8 – Essais ENF : influence de l'ajout d'intercouches enrichies en particules. (d'après [Gao *et al.*, 2007])

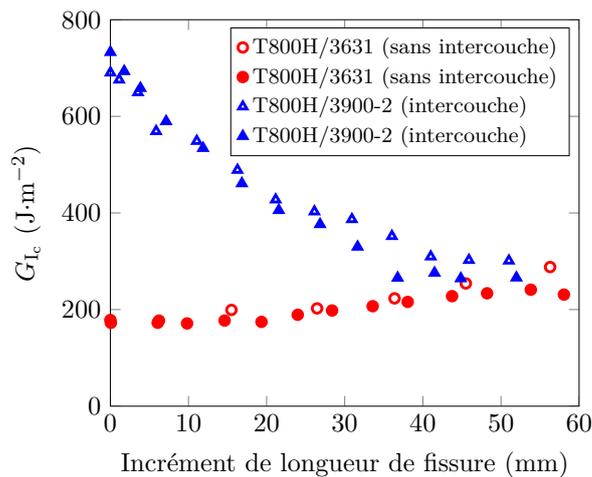


Figure 1.9 – Essais DCB : évolution de G_{Ic} en fonction de la longueur de la fissure. (d'après [Hojo *et al.*, 2006])

l'auteur, une intercouche épaisse permet à une fissure s'amorçant à l'intérieur de se propager plus longtemps.

Enfin, dans [Hojo *et al.*, 2006] sur la Figure 1.9, l'ajout d'une intercouche enrichie est intéressant sur une certaine plage de longueurs de fissure. Ensuite, la valeur de G_{Ic} est identique à celle du cas sans intercouche.

1.1.4 Autres approches

Jusqu'à présent l'accent a été mis sur l'ajout d'une couche de résine homogène ou remplie de particules. D'autres types de renforcements existent tels que des fibres courtes de verre ou d'aramide, des nanotubes de carbone etc. Une comparaison de l'augmentation des G_c , selon le renforcement de l'intercouche, est réalisée en mode I ([Yasaee *et al.*, 2012b]), mode

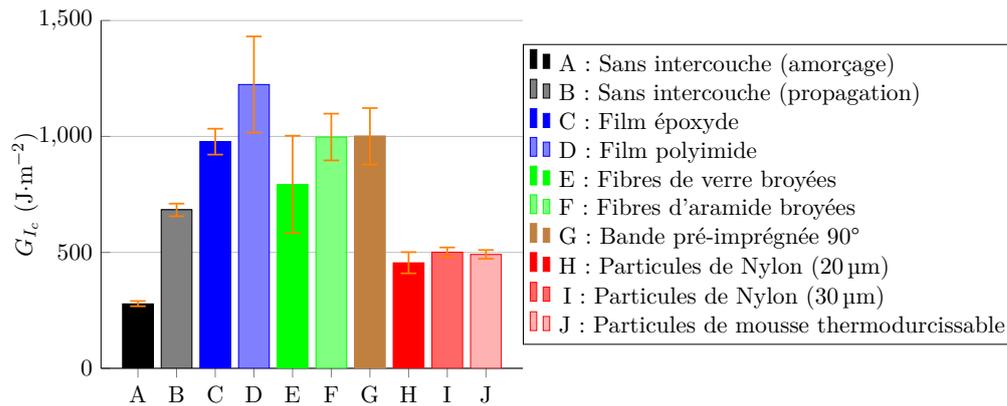


Figure 1.10 – Amélioration de la tenue à la propagation en mode I selon le renforcement de l'intercouche (d'après [Yasaee, 2012]).

II ([Yasaee *et al.*, 2012a]) et résumée dans la thèse du même auteur ([Yasaee, 2012]). La Figure 1.10 récapitule en mode I l'efficacité des différentes méthodes. L'incorporation de particules de Nylon, de diamètre 20 ou 30 μm, diminue le G_{Ic} de propagation alors que les autres méthodes l'augmentent. Ceci est causé par l'inhibition du pontage des fibres qui dissipe de l'énergie. Enfin, d'autres méthodes pour améliorer la tenue au délaminage existent telles que le Z-pinning ([Cartié *et al.*, 2006b, Byrd et Birman, 2006, Mouritz, 2007, Partridge *et al.*, 2015]), le tufting ([Shu et Mai, 1993, Cartié *et al.*, 2006a]) ou encore l'utilisation d'intercouches faites de nano-fibres de carbone ([Arai *et al.*, 2014]).

1.1.5 Conclusion

Pour les intercouches homogènes, les principaux articles de la littérature ont des conclusions similaires sur les effets de l'épaisseur pour les résines thermoplastiques et thermdurcissables. En mode I, l'insertion de l'intercouche permet d'augmenter beaucoup la ténacité jusqu'à une certaine valeur seuil ($\approx 100 \mu\text{m}$) à partir de laquelle épaissir l'intercouche n'améliore plus la tenue au délaminage (Figure 1.3a et Figure 1.5a). Par contre, les essais DCB effectués dans [Ozdil et Carlsson, 1992c] sur les intercouches thermdurcissables ne sont pas complètement en accord avec les conclusions d'articles précédents ([Masters, 1984, Ishai *et al.*, 1988, Sela *et al.*, 1989, Masters, 1991]). Dans les expériences, l'effet d'une intercouche thermdurcissable peut être sous-estimé en cas de problème de cohésion entre l'intercouche et les plis, créant ainsi une rupture adhésive. Les auteurs insistent sur l'importance de cette cohésion. En mode II, les conclusions sont les mêmes et l'écart entre une intercouche thermoplastique et thermdurcissable est plus important (Figure 1.3b et Figure 1.5b). L'utilisation d'une résine thermoplastique permet de développer une plus grande zone plastique dissipant ainsi plus d'énergie. Dans ce cas aussi une épaisseur limite existe qui est fixée par la taille de la zone plastique ([Aksoy et Carlsson, 1991]).

La littérature sur l'étude du cas des intercouches hétérogènes est plus récente et moins développée. Les études sont principalement réalisées en mode II car la plasticité des particules y est plus sollicitée. Contrairement aux intercouches homogènes, il ne semble pas y avoir d'épaisseur limite ou du moins elle serait plus grande que celle des cas étudiés (Figure 1.7). Cependant, les conclusions dépendent beaucoup de l'adhésion entre les particules et la matrice utilisée pour l'intercouche. Une bonne adhésion entre ces deux entités est nécessaire afin de laisser la plasticité se développer et dissiper plus d'énergie.

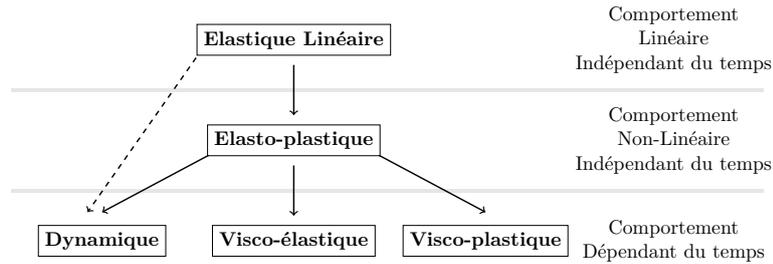


Figure 1.11 – Domaines de la mécanique de la rupture (d’après [Anderson, 2005]).

1.2 Mécanique de la rupture

1.2.1 Histoire

La mécanique de la rupture permet l’étude du comportement d’une structure comportant des fissures à partir de la taille de ces dernières, du champ de contraintes et de la résistance à la rupture du matériau. Faisons tout d’abord une présentation de l’origine de ce domaine. Des analyses qualitatives ont été réalisées depuis longtemps sur la résistance des matériaux. Citons notamment Léonard De Vinci qui met en avant qu’un long fil de fer est moins résistant qu’un court. Il faut cependant attendre 1913 avec Sir Charles Edward Inglis [Inglis, 1913] et Alan Arnold Griffith [Griffith, 1921] pour avoir des analyses quantitatives. A partir de l’étude de la contrainte autour d’un trou elliptique, Griffith formule une théorie de la rupture basée sur un critère énergétique. Si son étude permet de relier correctement la taille d’un défaut à la résistance d’un matériau fait de verre, son application aux métaux n’est pas satisfaisante. Ce n’est qu’à la fin de la Seconde Guerre Mondiale et grâce aux travaux d’Irwin [Irwin, 1948] au sein du Naval Research Laboratory que sera prise en compte l’énergie dissipée par les phénomènes plastiques intervenant localement en pointe de fissure.

En 1956, Irwin [Irwin, 1956] utilise les travaux de Griffith pour définir le concept de taux de restitution d’énergie. A partir des travaux de Westergaard ([Westergaard, 1939]), Irwin ([Irwin, 1957]) montre que les contraintes et les déplacements en pointe de fissure peuvent être décrits à l’aide d’une unique constante (elle-même reliée au taux de restitution d’énergie), qui s’appellera plus tard le facteur d’intensité de contrainte. Malgré des applications convaincantes de la mécanique de la rupture dans des cas réels, ce nouveau domaine n’est pas toujours encouragé par les gouvernements. Plusieurs études vont lui donner plus de crédibilité en prenant en compte de façon plus précise la plasticité (zone plastique d’Irwin dans [Irwin, 1961]). Wells [Wells, 1961] propose aussi un nouveau critère de rupture, basé sur le déplacement des faces fissurées. Ceci mènera au paramètre connu aujourd’hui sous le nom de Crack Tip Opening Displacement (CTOD). En 1968, Rice [Rice et al., 1968] généralise le taux de restitution d’énergie aux matériaux non-linéaires avec l’intégrale de Rice (J-integral).

Après les années 1980 et jusqu’au début du 21^{ème} siècle, les recherches se sont plutôt articulées autour de la prise en compte des comportements qui dépendent du temps, comme la visco-plasticité, la visco-élasticité et le développement de la rupture dynamique. Les branches étudiées dans la mécanique de la rupture sont résumées de façon simplifiée sur la Figure 1.11. Le cas dans lequel l’étude du matériau doit se placer dépend principalement de sa ténacité. Si elle est faible, le matériau est plutôt fragile et l’utilisation de la mécanique linéaire de la rupture est adaptée : la taille de la zone plastique sera petite. A l’inverse, pour un matériau ductile, il faut prendre en compte la plasticité avec un modèle non-linéaire.

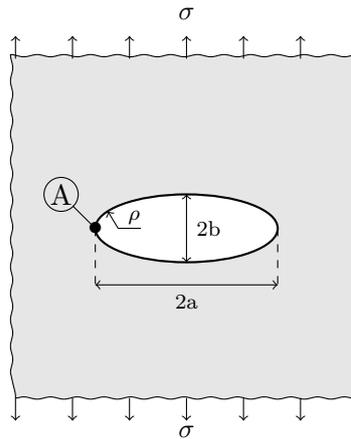


Figure 1.12 – Trou elliptique dans une plaque infinie soumise à de la traction.
(d'après [Anderson, 2005])

1.2.2 Les deux approches de la mécanique de la rupture

Il existe principalement deux approches pour étudier les phénomènes de rupture : l'une est basée sur l'étude de l'intensité des contraintes et l'autre sur un critère énergétique.

1.2.2.1 Approche en contrainte

Inglis a été le premier à quantifier la concentration de contraintes au bord d'un défaut elliptique [Inglis, 1913]. En supposant que le trou soit situé dans un milieu infini et soumis à une contrainte σ perpendiculaire à l'axe principal de l'ellipse (Figure 1.12), la contrainte au point A s'écrit :

$$\sigma_A = \sigma \left(1 + \frac{2a}{b}\right) = \sigma \left(1 + 2\sqrt{\frac{a}{\rho}}\right) \quad \text{avec} \quad \rho = \frac{b^2}{a} \quad (\text{rayon de courbure}) \quad (1.1)$$

L'équation (1.1) permet de définir le facteur de concentration de contraintes, souvent noté k_t , et qui vaut $k_t = 1 + \frac{2a}{b}$ (e.g. $k_t = 3$ pour un trou circulaire). Inglis a aussi montré que l'approximation d'un trou elliptique est satisfaisante pour une fissure de forme quelconque qui a localement la forme d'une ellipse. Dans le cas général, les contraintes en pointe de fissure sont proportionnelles à une unique constante K_I qui caractérise complètement l'état local des contraintes (Figure 1.13). Cette constante est appelée facteur d'intensité de contrainte. Dans le cas de la Figure 1.12, $K_I = \sigma\sqrt{\pi a}$. K_I gouverne la propagation de la fissure et est comparé à la résistance à la propagation d'une fissure dans le matériau, mesurée par K_{Ic} , le facteur d'intensité de contrainte critique. L'une des hypothèses de base de la mécanique de la rupture est que la ténacité d'un matériau élastique linéaire est indépendante de la taille et de la géométrie de la pièce fissurée. Ainsi, tous les effets de la géométrie et du chargement sont pris en compte dans K_I et non dans K_{Ic} .

1.2.2.2 Approche en énergie

Cette approche globale fondée sur un bilan d'énergie a été proposée par Griffith [Griffith, 1921] après s'être rendu compte du paradoxe de l'équation (1.1), où la contrainte devrait

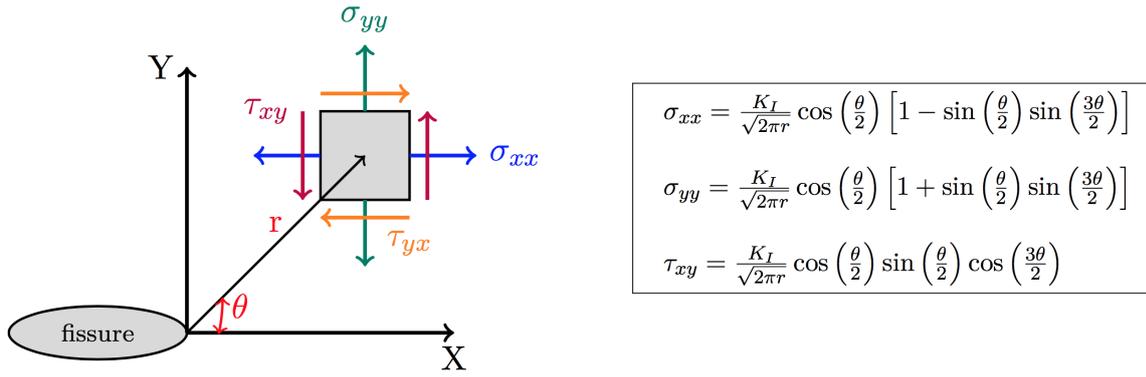


Figure 1.13 – Etat de contraintes en pointe de fissure dans un matériau élastique.
(d'après [Anderson, 2005])

être infinie pour une fissure telle que $b = 0$ (ce qui est physiquement impossible). Son idée est qu'une fissure ne pourra se propager que si l'énergie disponible pour sa propagation dépasse la résistance du matériau. Cette résistance prend en compte la création des deux surfaces adjacentes à la fissure (donc l'énergie surfacique), mais aussi la plasticité et d'autres types de dissipations d'énergie. Griffith s'est inspiré du premier principe de la thermodynamique, qui dit qu'un système passant d'un état de non-équilibre à un état d'équilibre voit son énergie diminuer. Ainsi, une fissure ne se créera que si ce phénomène amène l'énergie totale à diminuer ou à être constante. Ceci se traduit par l'équation (1.2) dans le cas d'une propagation dA de la surface fissurée pour un système à l'équilibre. Dans le cas de la fissure présentée Figure 1.14, nous obtenons l'équation (1.3) grâce à laquelle la contrainte σ_f nécessaire à l'avancement de la fissure peut être déduite dans l'équation (1.4).

$$\frac{dE}{dA} = \frac{d\Pi}{dA} + \frac{dW_s}{dA} = 0 \quad (1.2)$$

E Energie totale
 Π Energie potentielle (énergie de déformation interne et des forces extérieures)
 W_s Travail nécessaire pour la création de nouvelles surfaces

$$-\frac{d\Pi}{dA} = \frac{\pi a \sigma^2}{E} \quad \text{et} \quad \frac{dW_s}{dA} = 2\gamma_s \quad \text{avec } \gamma_s \text{ l'énergie spécifique de surface du matériau} \quad (1.3)$$

$$\sigma_f = \sqrt{\frac{2E\gamma_s}{\pi a}} \quad (1.4)$$

L'équation (1.4) peut être généralisée en remplaçant γ_s par w_f qui prendrait en compte la plasticité, visco-plasticité etc. Ce terme s'écrit alors $w_f = \gamma_s + \gamma_p$ avec γ_p l'énergie plastique pour créer une fissure.

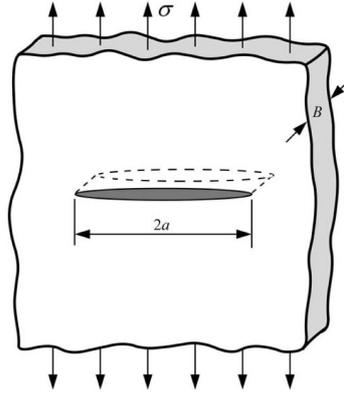


Figure 1.14 – Fissure traversant l'épaisseur d'un milieu infini soumis à une contrainte de traction (d'après [Anderson, 2005]).

Les équations d'équilibre des énergies peuvent être réécrites en utilisant le taux de restitution d'énergie proposé par Irwin [Irwin, 1956]. Ce taux de restitution d'énergie désigne la variation d'énergie potentielle quand varie la surface fissurée dans un matériau élastique (voir équation (1.5)). Il mesure l'énergie disponible pour une propagation de la fissure. Dans un matériau élastique linéaire, en contraintes planes, $G = \frac{K^2}{E}$. La ténacité est mesurée par le taux de restitution d'énergie critique, noté G_c . En reprenant l'équation (1.2), on obtient :

$$G = -\frac{d\Pi}{dA} \quad \text{et} \quad G_c = \frac{dW_s}{dA} \quad \text{dans le cas d'une rupture fragile} \quad (1.5)$$

1.2.3 Stabilité / Courbe R

Il a été montré que la fissure se propage quand $G = 2w_f$ (équation (1.4) généralisée), mais cette propagation peut être stable (i.e. la fissure s'arrête si le chargement n'est pas augmenté) ou instable. Ceci dépendra des variations de G en fonction de la taille de la fissure. Pour étudier la stabilité, il faut superposer les courbes (appelées courbes de résistance) de G_c et G en fonction de la taille de la fissure. Dans la configuration de la Figure 1.14, l'évolution de G est obtenue à partir de l'équation (1.5). Les deux courbes dans ce cas là sont tracées sur la Figure 1.15 avec deux types de matériaux : fragile (gauche : R constant) et ductile (droite : R augmente car la zone plastique augmente avec la taille de la fissure jusqu'à atteindre une taille seuil). Pour que la fissure se propage, il faut que $G = R$ quand la taille de la fissure croît. Ainsi, deux critères, définis dans les équations (1.6) et (1.7) sont nécessaires pour avoir l'amorçage de la fissure et sa stabilité.

$$\text{Propagation stable :} \quad G = R \quad \text{et} \quad \frac{dG}{da} \leq \frac{dR}{da} \quad (1.6)$$

$$\text{Propagation instable :} \quad G = R \quad \text{et} \quad \frac{dG}{da} \geq \frac{dR}{da} \quad (1.7)$$

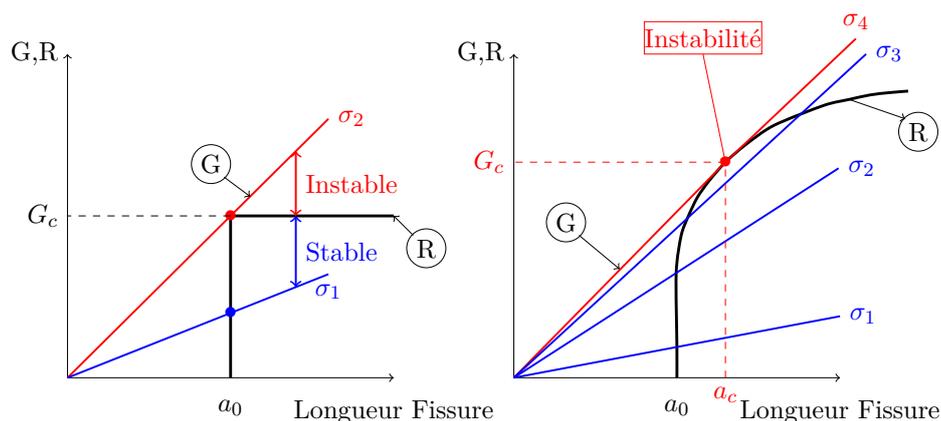


Figure 1.15 – Courbe R avec variation de G dans le cas de la [Figure 1.14](#) pour un matériau fragile (gauche) et ductile (droite) (d’après [[Anderson, 2005](#)]).

1.2.4 Conclusion

Grâce à la mécanique de la rupture, nous disposons d’outils permettant de caractériser la fissuration d’un matériau. Afin de comprendre l’interaction entre une fissure et les particules de notre composite stratifié avec intercouches, l’utilisation des facteurs G et K est nécessaire. Leur calcul sera effectué pour statuer sur la stabilité de propagation d’une fissure transverse et du micro-délaminage ainsi que les mécanismes de propagation (voir [Chapitre 3](#)).

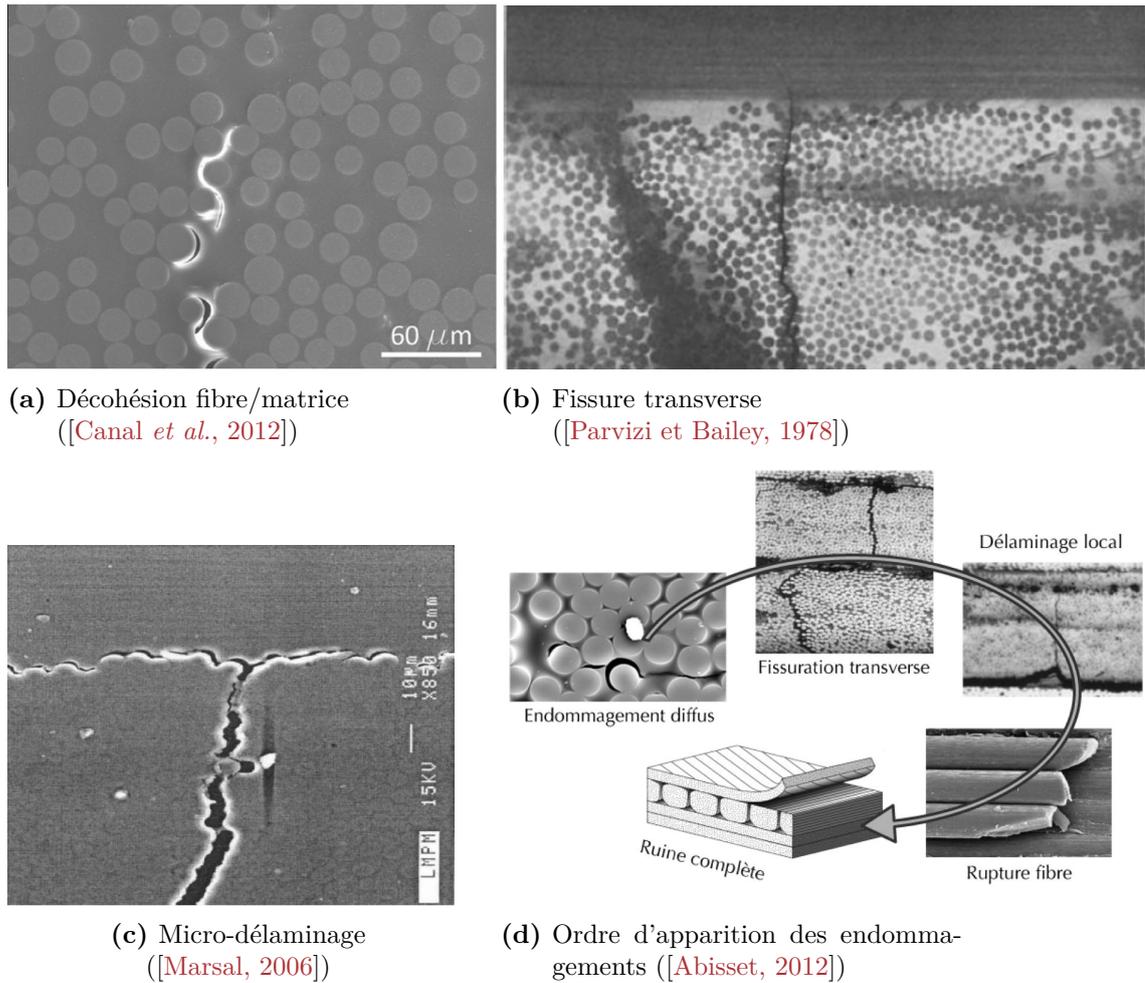


Figure 1.16 – Endommagements classiques des composites.

1.3 Méso-modèle d'endommagement

1.3.1 Les mécanismes d'endommagement dans les stratifiés

Au cours des diverses sollicitations mécaniques, le stratifié subit de nombreux endommagements. Ils apparaissent à plusieurs échelles et souvent dans le même ordre. Nous détaillons ici les principaux endommagements qui sont illustrés sur la [Figure 1.16](#).

1.3.1.1 Décohésion fibre/matrice

Le premier endommagement est la **décohésion** entre les fibres et la matrice environnante ([Figure 1.16a](#)). Il a été mis en évidence dans [[Lagattu et Lafarie-Frenot, 2000](#)] sur des essais de traction d'un stratifié $[\pm 45]_2$.

L'une des causes de cet endommagement est la présence de contraintes thermiques résiduelles lors de la fabrication, rendant son amorçage aléatoire. La différence entre les coefficients de dilatation thermique des deux entités crée des déformations à l'interface entraînant la séparation des deux entités : les fibres ne reprennent alors plus d'efforts ! Les plis dont les fibres ne sont pas alignées avec la direction de traction sont les premiers impactés. Une autre cause de l'amorçage des décohésions est la création d'une concentration de

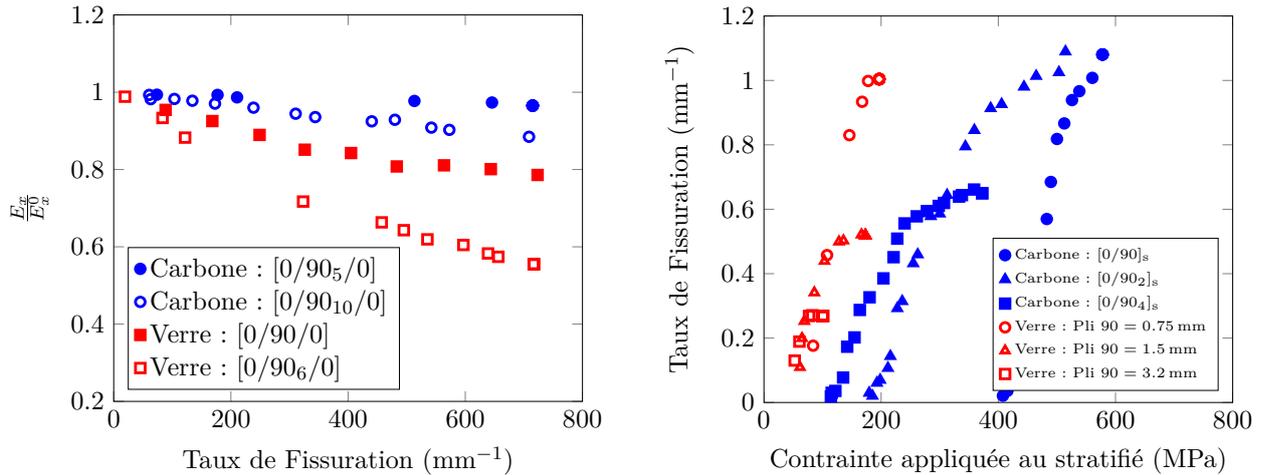
contraintes. Elle peut être causée par la présence de défauts locaux ou par une forte concentration de fibres. Aussi, l'importance de la qualité de la surface des fibres est soulignée dans plusieurs articles ([Sjögren et Berglund, 2000, Segurado et Llorca, 2005]). Des traitements particuliers permettent d'améliorer la tenue à la décohésion (e.g. technique d'ensimage des fibres). Si les fibres sont considérées comme des inclusions, la théorie d'Eshelby ([Eshelby, 1957, Eshelby, 1959, Zhou *et al.*, 2013]) permet de localiser le maximum des contraintes. Dans le cas d'une inclusion plus rigide, la contrainte est maximale dans la direction de traction. C'est à cet endroit que la première décohésion est créée, comme souvent observé autour des fibres d'un pli ([Gamstedt et Sjögren, 1999, Canal *et al.*, 2012]). Les décohésions originelles se développent lors de la mise en tension/cisaillement du stratifié. Par la suite, elles se propagent le long de l'interface fibre/matrice. Plusieurs articles mettent en évidence le moment où cette fissure commence à se propager en dehors de cette interface : il s'agit du phénomène de kinking ([París *et al.*, 2007, Hasebe et Yamamoto, 2013]). C'est ce phénomène qui permet aux décohésions de fusionner et de créer des fissures traversant l'épaisseur du pli.

Comme vu précédemment, l'amorçage de la décohésion est causé par des phénomènes locaux (e.g. concentration de contraintes, défauts). Ainsi, l'ajout d'une intercouche dans un stratifié ne devrait pas influencer ce phénomène. Si la fabrication pour ajouter les particules thermoplastiques induit des concentrations de fibres ou de nouvelles hétérogénéités, le phénomène de décohésion pourrait être impacté. Mais cette étude sort du cadre de cette thèse.

1.3.1.2 Fissuration transverse

Les **fissures transverses** (Figure 1.16b) s'amorcent souvent sur les bords libres et se propagent dans l'épaisseur du pli et parallèlement aux fibres (tunneling direction). Des méthodes analytiques permettent de prédire leur apparition ([Camanho *et al.*, 2006]). Principalement présentes dans les plis orientés à 90° par rapport à la direction de chargement et en général dans ceux dont les fibres sont les plus inclinées par rapport à cette direction, ces fissures impactent la rigidité transverse du stratifié. Ainsi, [Huchette, 2005] montre que leur présence est plus visible sur un stratifié possédant un grand nombre de plis à 90°. De même, les stratifiés verres/époxy sont plus impactés que les carbone/époxy en raison de leur rapport $\frac{E_2}{E_1}$ des fibres plus élevé (voir Figure 1.17a). D'autres propriétés peuvent être impactées par la présence de fissures transverses, comme le module de cisaillement ou le coefficient de Poisson ([Caron et Ehrlacher, 1997]).

La cinétique des fissures transverses a été longuement analysée dans la littérature et plusieurs paramètres clés ont été mis en avant. Le plus important est l'épaisseur du pli (voir Figure 1.17b). Pour les plis épais, la contrainte à appliquer au stratifié pour l'amorçage est plus faible et la saturation en fissures transverses intervient plus tôt (car le micro-délaminage s'amorce plus tôt). La distinction entre les plis fins et épais avait été étudiée dans [Parvizi *et al.*, 1978]. Sur la Figure 1.18 est tracée la déformation lors de l'amorçage en fonction de l'épaisseur du pli à 90° sur des stratifiés verre/époxy. Les valeurs expérimentales montrent que, jusqu'à une épaisseur d'environ 0.5 mm (correspondant à l'épaisseur des plis à 0°), l'amorçage se produit à des déformations plus faibles lorsque l'épaisseur du pli augmente. Au-delà de cette valeur, la déformation pour amorcer une fissure transverse est constante ($\approx 0.6\%$). Cette courbe met donc en évidence une épaisseur critique (souvent notée \bar{h}) entre les comportements de plis épais et plis fins. Les fissures transverses dans les plis épais se propagent instantanément dans la largeur de l'éprouvette : leur comportement est prédit un critère en énergie ([Ladevèze, 2005]). A l'inverse, dans les plis fins, des fissures peuvent



(a) Cinétique de fissuration de stratifiés croisés

(b) Perte de rigidité axiale de stratifiés croisés

Figure 1.17 – Etude de la cinétique de fissuration transverse et de son influence sur la rigidité d'un stratifié croisé (d'après [Huchette, 2005]).

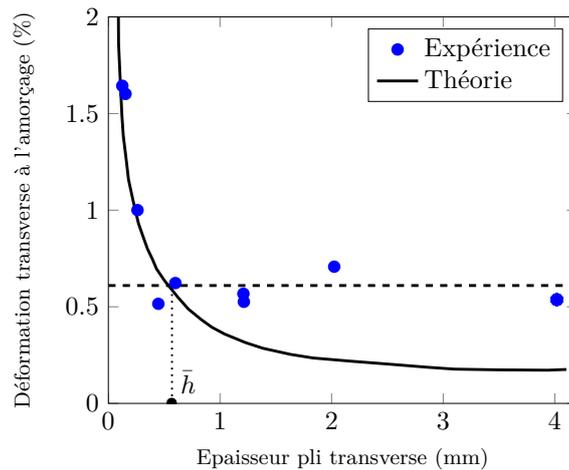


Figure 1.18 – Cinétique de fissuration transverse d'un stratifié croisé verre/époxy. (d'après [Parvizi et al., 1978])

s'amorcer mais ne pas se propager (pour une épaisseur de pli d'environ 0.1 mm, [Parvizi et al., 1978]) : un critère en contraintes s'applique alors. Notons que d'après [Nairn, 2000], ce comportement des plis fins est vérifié pour les stratifiés verre/époxy mais n'a jamais été observé sur les carbone/époxy. Dans ce dernier cas, les plis semblent devoir être beaucoup plus fins pour que la propagation de la fissure transverse soit inhibée.

La création de nouvelles fissures transverses a aussi été étudiée grâce à de nombreuses méthodes dont principalement la "ShearLag", dont un résumé est présenté dans [Berthelot et al., 1996, Berthelot, 2003]. Elle permet de calculer le report des contraintes entre les fissures transverses et de prévoir l'amorçage d'une nouvelle fissure. Lorsque la fissure transverse atteint un pli d'une orientation différente, elle est stoppée et, localement, une concentration de contraintes est créée ([Wang et al., 1985]). De nouvelles fissures transverses

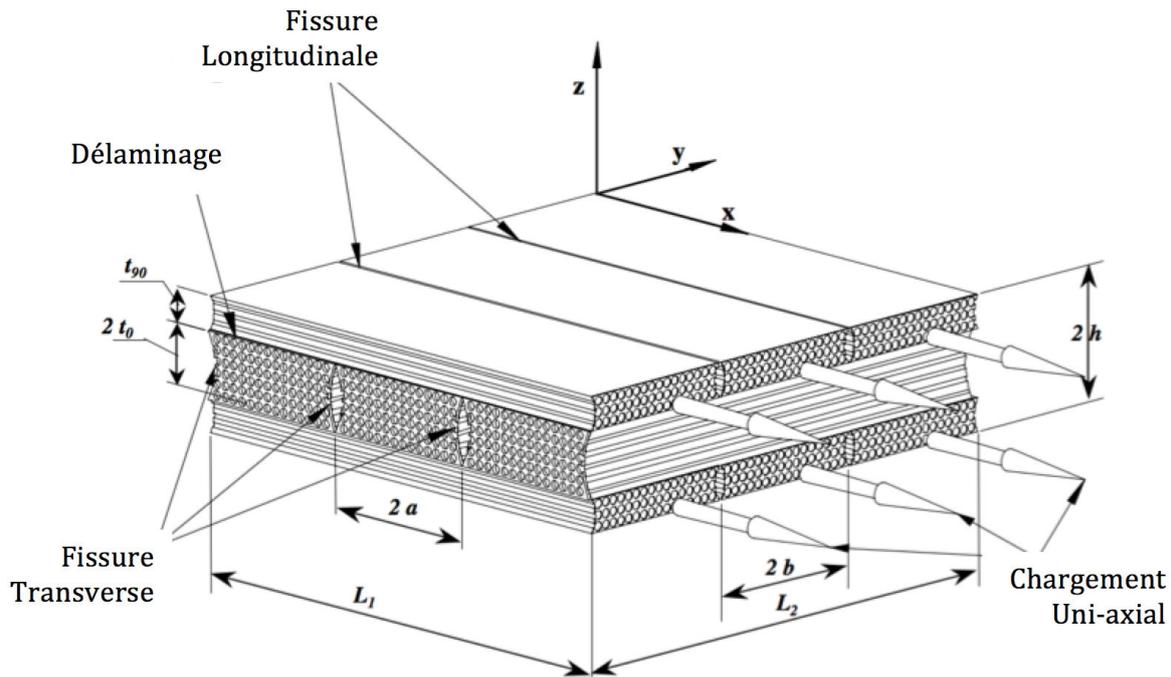


Figure 1.19 – Présentation des différents endommagements dans un stratifié.
(d'après [Rebière et Gamby, 2008])

vont se créer jusqu'à un moment où il y aura saturation. A ce moment-là, la répartition des fissures est souvent considérée comme localement périodique ([Nairn, 2000]). Le réseau de fissures transverses peut alors être caractérisé par la variable $\rho = \frac{H}{L}$ avec H l'épaisseur du pli et L la longueur moyenne entre deux fissures. La saturation intervient lorsque la concentration de contraintes en pointe de fissure est trop importante et que, d'un point de vue énergétique, l'amorçage du micro-délaminage est favorisé ([Ladevèze et Lubineau, 2002]).

1.3.1.3 Micro-délaminage

Le **délaminage** (Figure 1.16c) désigne la séparation entre deux plis adjacents. Cet endommagement dégrade les propriétés mécaniques du stratifié ([Garg, 1988]) et conduit rapidement à la rupture complète de celui-ci. Le délaminage peut se produire à la fois lorsque le stratifié est sollicité dans le plan (nous emploierons alors le terme de micro-délaminage) ou hors-plan.

Il est important de noter que la surface délaminée se situe dans le plan du stratifié (voir Figure 1.19). Ainsi, le mode I d'ouverture correspond à la direction hors-plan du stratifié, associée à la contrainte σ_{zz} . Cette contrainte est maximale sur les bords ([Garg, 1988]) en raison de l'inégalité des coefficients de Poisson des plis de différentes orientations. En présence de fissures transverses, il y a localement en leur pointe un champ de contraintes hors-plan pouvant amorcer un micro-délaminage. La forme de la surface délaminée diffère selon les cas (voir Figure 1.20). Lorsque le délaminage est associé aux effets de bord, il se produit sur l'ensemble de la longueur (direction X) et se propage progressivement dans la largeur (direction Y). Localement en pointe de fissure, le micro-délaminage se propage principalement selon la direction Y (celle de la fissure transverse) puis dans la direction X.

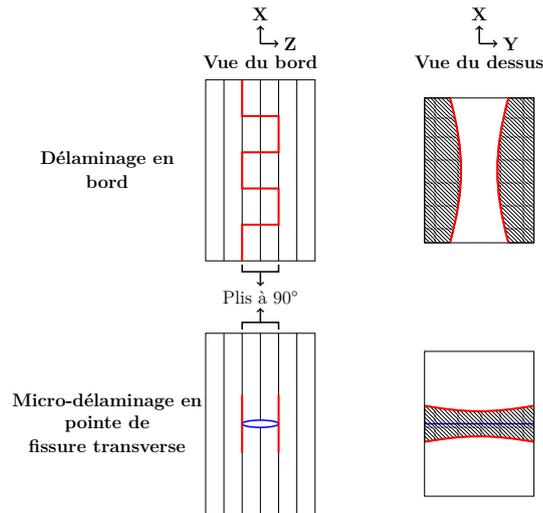


Figure 1.20 – Forme de la surface délaminée (d'après [O'Brien, 1985]).

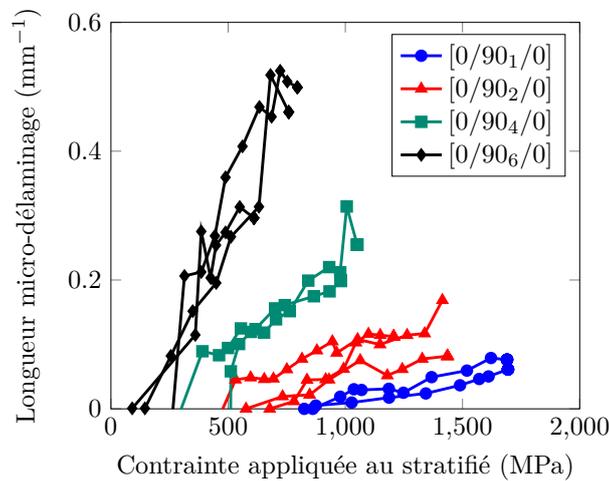


Figure 1.21 – Cinétique de propagation du micro-délaminage dans la direction du chargement (d'après [Huchette, 2005]).

Le point essentiel à la compréhension du micro-délaminage est son amorçage et sa cinétique de propagation. Tout comme la fissuration transverse, le paramètre principal est l'épaisseur des plis à 90° . Sur la Figure 1.21, lorsque les plis sont épais, le micro-délaminage se produit plus tôt et sur une plus grande longueur (dans la direction X). Ce graphique, extrait de [Huchette, 2005], fournit des valeurs expérimentales mais les conclusions se retrouvent analytiquement ([Garg, 1988, Kim *et al.*, 1991]).

En présence d'une grande zone délaminée, les plis ne sont plus reliés entre eux et le report des contraintes dans un pli à 0° entraîne la **rupture des fibres** de ce pli. Ceci marque alors la fin de vie de la pièce composite. D'autres endommagements sont décrits par le méso-modèle mais ne sont pas étudiés dans ce travail de thèse. C'est le cas de la plasticité qui se développe dans la matrice, causée par les frottements autour des fibres après les décohésions fibre/matrice ([Ladevèze et LeDantec, 1992]). En compression, le flambement des fibres crée des bandes de cisaillement (phénomène appelé kinking) provoquant des chutes de rigidité ([Feld *et al.*, 2012]). La Figure 1.16d résume l'ordonnancement des principaux endommagements qui sont pris en compte dans le comportement du pli et de l'interface.

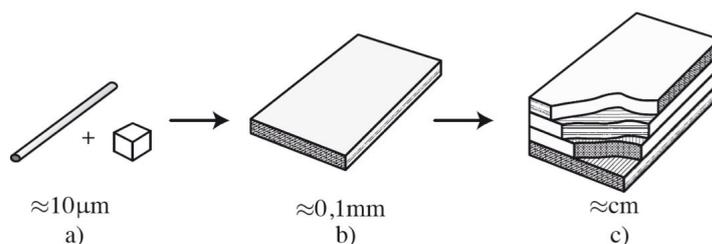


Figure 1.22 – a) Echelle microscopique. b) Echelle mésoscopique. c) Echelle macroscopique ([Abisset, 2012]).

1.3.2 Définition et hypothèses du méso-modèle

Le méso-modèle d'endommagement, aussi connu sous le nom de Damage Mesomodel for Laminates (DML), a été introduit durant les années 1980 au LMT-Cachan par Pierre Ladevèze. Il permet de modéliser le comportement d'un composite soumis à un chargement quelconque et de suivre l'évolution de ses endommagements jusqu'à rupture. Initialement créé pour les stratifiés ([Ladevèze et LeDantec, 1992]), ce modèle a été étendu à l'utilisation des composites tissés ([Obert *et al.*, 2014]). L'intérêt de ce modèle réside principalement dans le choix de l'échelle d'étude du composite, dont les trois principales sont présentées sur la Figure 1.22. La plus petite est l'échelle microscopique : elle correspond aux dimensions des fibres qui sont de l'ordre de la dizaine de micromètres. Elle permet l'étude très précise des endommagements tels que la décohésion fibre/matrice ([Segurado et Llorca, 2005]) ou la fissuration transverse ([Nairn, 2000]). Les modèles utilisant cette échelle, associés à des méthodes d'homogénéisation, permettent de prendre fidèlement en compte la physique des endommagements. Ils restent cependant souvent coûteux en terme de temps de calcul lorsque l'étude est réalisée sur une pièce industrielle de grande taille. Une telle pièce peut alors être étudiée à une échelle dite macroscopique. Dans ce cas-là, l'analyse se fait souvent en deux étapes. La première est un calcul du champ de contraintes sur la structure globale. La seconde est l'analyse des dégradations grâce à des critères de rupture ([Tsai et Wu, 1971, Hashin, 1980]). L'inconvénient principal est que la physique de dégradation n'est que partiellement prise en compte. C'est pourquoi l'idée d'utiliser une échelle intermédiaire, dite mésoscopique, est pertinente. Cette échelle correspond à la taille des plis ($\approx 100 \mu\text{m}$). Tout en prenant en compte les phénomènes d'endommagement locaux, les modèles utilisant l'échelle mésoscopique ([Laurin *et al.*, 2007]) permettent d'envisager des simulations sur de grandes structures industrielles.

C'est dans ce cadre que se place le méso-modèle. Les deux principales hypothèses de ce modèle sont les suivantes :

Principales hypothèses du méso-modèle :

- Tout stratifié, quelle que soit la séquence d'empilement de ses plis, peut être étudié à partir des deux méso-constituants de base : le pli et l'interface.
- Les variables d'endommagement associées à ces méso-constituants sont constantes dans leur épaisseur. Elles peuvent cependant varier d'un pli à l'autre ou d'une interface à une autre.

1.3.3 Modélisation du pli

Le pli est une entité volumique dont le matériau homogénéisé possède des propriétés isotropes transverses. Le repère qui lui est associé est défini par les vecteurs $(\vec{1}, \vec{2}, \vec{3})$: $\vec{1}$ est la direction des fibres, $\vec{2}$ est la direction perpendiculaire aux fibres dans le plan du pli et $\vec{3}$ la direction orthogonale directe. Initialement, le mésomodèle du pli ne considérait que les contraintes dans le plan, laissant ainsi les sollicitations hors-plan pour l'interface. Ce n'est qu'à partir de l'article [Ladevèze *et al.*, 2000] que sont prises en compte les contraintes σ_{13} , σ_{23} , σ_{33} . La caractérisation du pli est basée sur le calcul de sa densité volumique d'énergie de déformation, notée $e_{d_{\text{pli}}}$. Elle est exprimée en fonction des rigidités du pli sain, notées E_i^0 et G_{ij}^0 , et des différentes variables d'endommagement associées à chaque endommagement. Ces variables traduisent les endommagements en diminuant les rigidités dans les directions qu'elles impactent. Cette méthode, inspirée des travaux de Rabotnov et Kachanov, a été développée par Lemaître et Chaboche pour des matériaux isotropes ([Lemaître *et al.*, 2009]) et par Ladevèze pour des matériaux anisotropes ([Ladevèze, 1983]). La forme de l'équation donnant l'énergie de déformation a légèrement changé au fil des articles, depuis [Ladevèze, 1992] jusqu'à [Abisset *et al.*, 2011], ainsi que le nom des variables. Dans la suite, les principales différences seront mises en avant afin de rendre plus compréhensible la lecture de l'ensemble de la bibliographie du mésomodèle. Les équations données dans [Ladevèze *et al.*, 2017] seront prises comme référence.

1.3.3.1 Energie de déformation

A l'échelle du pli, l'endommagement diffus causé par les décohésions est homogénéisé et représenté par les trois variables d'endommagement \mathbf{d} , \mathbf{d}' et \mathbf{d}_{23} qui impactent respectivement les rigidités G_{12}/G_{13} , E_3 et G_{23} . Dans les articles [Ladevèze et Lubineau, 2003, Lubineau et Ladevèze, 2008], ces trois variables sont surmontées d'un tilde \tilde{d} (signifiant diffus). Comme le souligne [Lubineau et Ladevèze, 2008], d_{23} n'est en réalité pas une variable d'endommagement car elle s'exprime en fonction de d' par l'équation (1.8) qui a été démontrée dans [Bordeu, 2012]. Il est à noter que cette expression est différente dans [Abisset, 2012] (équation (1.9)).

$$[\text{Bordeu, 2012}] : (1 - d_{23}) = \frac{1 - d'}{1 - \frac{\nu_{23}^0}{1 + \nu_{23}^0} d'} \iff d_{23} = \frac{d'}{1 + \nu_{23}^0 - \nu_{23}^0 d'} \quad (1.8)$$

$$[\text{Abisset, 2012}] : d_{23} = \frac{d'}{1 + \nu_{23}} \quad (1.9)$$

Jusqu'en 2008, ces deux variables traduisaient les effets des décohésions (endommagement diffus) et des fissures transverses (endommagement discret). Dans [Ladevèze *et al.*, 2006a, Lubineau et Ladevèze, 2008] viennent s'ajouter les trois variables $\bar{\mathbf{d}}_{12}$, $\bar{\mathbf{d}}_{22}$ et $\bar{\mathbf{d}}_{23}$ qui influencent respectivement les rigidités G_{12} , E_2 et G_{23} . Elles traduisent la présence des fissures transverses. Ceci est rendu possible grâce à la création d'une méthode d'homogénéisation appelée pont micro-mésomodèle. On parle alors de mésomodèle hybride. Enfin, la variable \mathbf{d}_f , qui vaut 0 ou 1, traduit la rupture des fibres en traction. Le comportement en compression est exprimé par la fonction $\Phi(x) = \frac{2r_c x^3}{3}$ où r_c est une constante du matériau prenant en compte la non-linéarité ([Allix *et al.*, 1994]). L'énergie de déformation $e_{d_{\text{pli}}}$ du pli s'écrit finalement dans l'équation (1.10), où $\langle x \rangle$ désigne la partie positive de x .

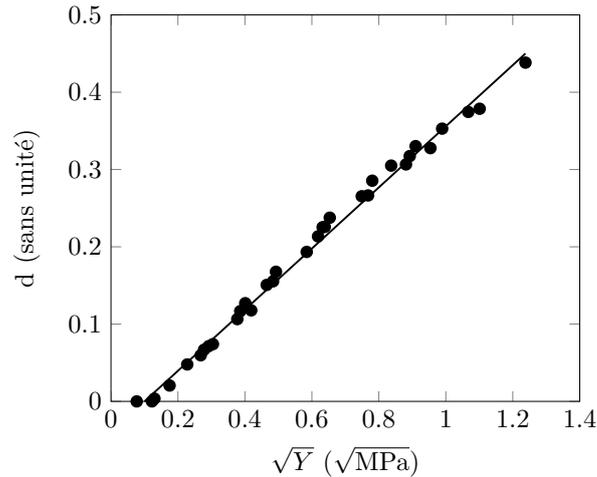


Figure 1.23 – Lien entre d et Y en cisaillement (composite M55J/M18).
(d'après [Ladevèze *et al.*, 2000])

$$\begin{aligned}
 2e_{d_{pli}} = & \frac{1}{E_1^0(1-d_f)} \left[\langle \sigma_{11} \rangle^2 + \Phi(\langle -\sigma_{11} \rangle) - 2\nu_{12}^0 \sigma_{11} \sigma_{22} - 2\nu_{13}^0 \sigma_{11} \sigma_{33} \right] \\
 & + \left[\frac{\langle -\sigma_{22} \rangle^2}{E_2^0} + \frac{\langle -\sigma_{33} \rangle^2}{E_3^0} - \left(\frac{\nu_{23}^0}{E_2^0} + \frac{\nu_{32}^0}{E_3^0} \right) \sigma_{22} \sigma_{33} \right] \\
 & + \left[\frac{\langle \sigma_{22} \rangle^2}{E_2^0(1-d')(1-\bar{d}_{22})} + \frac{\langle \sigma_{33} \rangle^2}{E_3^0(1-d')} \right] \\
 & + \left[\frac{\sigma_{12}^2}{G_{12}^0(1-d)(1-\bar{d}_{12})} + \frac{\sigma_{23}^2}{G_{23}^0(1-d_{23})(1-\bar{d}_{23})} + \frac{\sigma_{13}^2}{G_{13}^0(1-d)} \right] \quad (1.10)
 \end{aligned}$$

Remarque :

Dans l'équation (1.10), les σ_{ij} sont les contraintes réelles. Pour réécrire l'équation avec les contraintes effectives, souvent notées $\tilde{\sigma} = \frac{\sigma}{1-d}$, les termes $(1-d)$ apparaîtront au numérateur. Dans les articles, les deux écritures sont employées et ceci peut être perturbant. Cette subtilité a aussi une influence sur la définition des forces thermodynamiques associées aux variables d'endommagement. Avec les contraintes effectives, on aura $Y_d = -\frac{\partial \langle \langle e_{d_{pli}} \rangle \rangle}{\partial d}$, alors qu'avec les contraintes réelles on a $Y_d = +\frac{\partial \langle \langle e_{d_{pli}} \rangle \rangle}{\partial d}$ où $\langle \langle \bullet \rangle \rangle$ désigne la moyenne dans l'épaisseur.

1.3.3.2 Lois d'évolution

Pour caractériser l'évolution des endommagements, les forces thermodynamiques Y sont utilisées. Elles sont associées à chacune des variables d'endommagement et sont définies par la dérivée partielle de l'énergie de déformation par rapport à cette variable. Dans le cas d'une fissure simple, ces forces sont le pendant du taux de restitution d'énergie. La relation entre la variable d'endommagement et sa force thermodynamique est ensuite définie expérimentalement, comme sur la Figure 1.23.

Pour la rupture d'une fibre, une loi fragile est utilisée avec deux valeurs seuil Y_F^c et Y_F^t pour les ruptures respectives en compression et traction. Une première loi d'évolution est

présentée ci-dessous ([Lubineau et Ladevèze, 2008]). Plusieurs améliorations, notamment pour la compression, ont été apportées dans [Feld *et al.*, 2012, Allix *et al.*, 2014].

$$Y_{d_f} = \frac{\partial \langle \langle e_{d_{pli}} \rangle \rangle}{\partial d_f}$$

- Tant que $Y_{d_f} < \mathbf{Y}_F^c$ (pour $\sigma_{11} < 0$) et $Y_{d_f} < \mathbf{Y}_F^t$ (pour $\sigma_{11} > 0$), $d_f = 0$
- Si $Y_{d_f} > \mathbf{Y}_F^c$ et $\sigma_{11} < 0$, $d_f = 1$
- Si $Y_{d_f} > \mathbf{Y}_F^t$ et $\sigma_{11} > 0$, $d_f = 1$

Concernant l'endommagement diffus, l'introduction d'un couplage est nécessaire entre les comportements en cisaillement plan et en traction transverse. Ce couplage est traduit par les deux termes \mathbf{b}_2 et \mathbf{b}_3 et permet de définir la loi d'évolution comme suit :

$$Y_d = \frac{\partial \langle \langle e_{d_{pli}} \rangle \rangle}{\partial d}; Y_{d'} = \frac{\partial \langle \langle e_{d_{pli}} \rangle \rangle}{\partial d'} \Rightarrow Y = Y_d + \mathbf{b}_2 Y_{d'}$$

$$w = \frac{\langle \sqrt{Y} - \sqrt{Y_0} \rangle_+}{\sqrt{Y_c} - \sqrt{Y_0}} \text{ et } d = \begin{cases} \sup_{\tau < t}(w) & \text{si } w < \mathbf{d}_s \\ \mathbf{d}_s & \text{sinon} \end{cases}$$

$$d' = \mathbf{b}_3 d \text{ et } d_{23} = \frac{d'}{1 + \nu_{23}^0 - \nu_{23}^0 d'}$$

Encore une fois, les paramètres de couplage b_2 et b_3 ont eu des noms différents. b_2 était noté b dans [Ladevèze et LeDantec, 1992, Daudeville *et al.*, 1995, Abisset, 2012, Daghia et Ladevèze, 2013] et b_y dans [Bordeu, 2012]. b_3 était noté b' dans [Ladevèze et LeDantec, 1992, Daudeville *et al.*, 1995], b dans [Marsal, 2006, Bordeu et Boucard, 2009, Daghia et Ladevèze, 2013] et b_d dans [Abisset, 2012].

La loi d'évolution des variables d'endommagement de la fissuration transverse est très importante. En utilisant le pont micro-mésoscopique introduit dans [Ladevèze et Lubineau, 2001, Ladevèze et Lubineau, 2002], il est possible de relier l'endommagement de l'échelle microscopique à celui mésoscopique. A l'échelle microscopique, la fissuration transverse, considérée comme localement périodique (ce qui est surtout vrai à saturation), est caractérisée par une densité de fissures notée ρ . En utilisant les notations de la Figure 1.24, ρ peut être défini par $\rho = \frac{h}{D}$. Ainsi, plus le nombre de fissures transverses est élevé, plus D est petit et ρ grand. Il est à noter que ρ peut être plus grand que 1. Attention, dans les articles [Ladevèze et Lubineau, 2001, Ladevèze et Lubineau, 2002, Ladevèze et Lubineau, 2003, Ladevèze *et al.*, 2006a], ρ est défini par $\rho = \frac{D}{h}$!

La première étape est de définir la loi d'évolution de la variable ρ . Pour cela, la force thermodynamique Y_ρ associée est définie en dérivant l'énergie de déformation par l'aire fissurée. Les calculs sont détaillés dans [Lubineau et Ladevèze, 2008] et permettent de définir trois pseudo forces thermodynamiques (équation (1.11)).

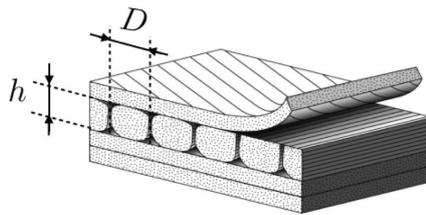


Figure 1.24 – Schéma illustrant la fissuration transverse (d'après [Abisset, 2012]).

$$\begin{aligned}
 Y_{22} &= h \left[\frac{\langle \sigma_{22} \rangle_+^2}{2E_2^0(1-d')(1-\bar{d}_{22})^2} \right] \\
 Y_{12} &= h \left[\frac{\sigma_{12}^2}{2G_{12}^0(1-d)(1-\bar{d}_{12})^2} \right] \\
 Y_{23} &= h \left[\frac{\sigma_{23}^2}{2G_{23}^0(1-d_{23})(1-\bar{d}_{23})^2} \right]
 \end{aligned} \tag{1.11}$$

Le résultat donne la formulation suivante :

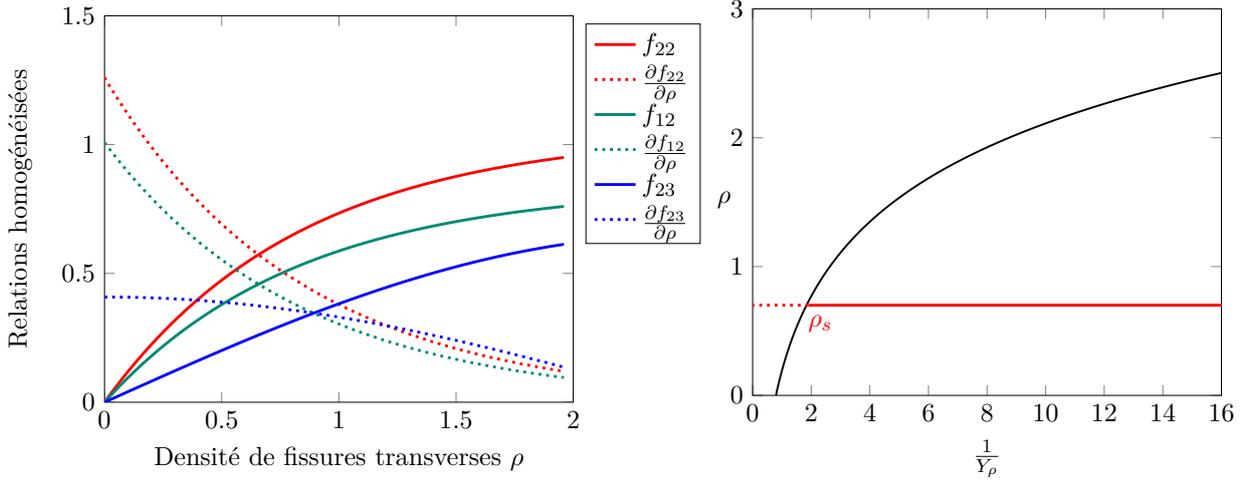
- Si $\rho < \rho_s$:

$$\begin{aligned}
 \rho &= \sup_{\tau < t} \left[\mathcal{G} \left[\sqrt{(\gamma_I Y_{22})^\alpha + (\gamma_{II} Y_{12})^\alpha + (\gamma_{III} Y_{23})^\alpha} \right] \right] \\
 \mathcal{G} : x &\mapsto \frac{\partial f_{22}}{\partial \rho}^{-1} \left(\frac{1}{x} \right) \\
 \gamma_I &= \frac{1}{G_I^c}, \quad \gamma_{II} = \frac{\frac{\partial f_{12}}{\partial \rho}}{\frac{\partial f_{22}}{\partial \rho} G_{II}^c}, \quad \gamma_{III} = \frac{\frac{\partial f_{23}}{\partial \rho}}{\frac{\partial f_{22}}{\partial \rho} G_{III}^c} \\
 \bar{d}_{22} &= f_{22}(\rho), \quad \bar{d}_{12} = f_{12}(\rho), \quad \bar{d}_{23} = f_{23}(\rho)
 \end{aligned}$$

- Sinon :

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

Les G_i^c désignent les taux de restitution d'énergie critique. Les fonctions f_{ij} sont obtenues numériquement avec le pont micro-méso et permettent de relier les deux échelles. Un exemple de ces fonctions d'homogénéisation pour un composite carbone/époxy est donné sur la [Figure 1.25a](#). Elles permettent de relier les variables d'endommagement de l'échelle homogénéisée à la variable locale ρ . Sur la [Figure 1.25b](#) est tracée l'évolution de ρ en fonction de $Y_\rho = \sqrt{(\gamma_I Y_{22})^\alpha + (\gamma_{II} Y_{12})^\alpha + (\gamma_{III} Y_{23})^\alpha}$. Il est à noter que cette loi d'évolution est entièrement déterminée par la courbe $f_{22}(\rho)$ et sa dérivée. Par exemple, l'amorçage de la fissuration transverse est relié au maximum de la dérivée de cette courbe. Ainsi, une grande précision de la loi $f_{22}(\rho)$ est indispensable pour retranscrire correctement l'évolution des fissures transverses. Sa précision est d'autant plus nécessaire que l'amorçage de ρ , son évolution ainsi que les valeurs de $\gamma_{I,II,III}$ en dépendent. L'inconvénient de la méthode actuelle est que l'identification n'est basée que sur des tests numériques. Un calibrage sur des essais est proposé dans le [Chapitre 4](#). Les équations précédentes sont obtenues dans le cas d'un pli fin. Il est connu de la littérature que le comportement des fissures transverses est différent pour les plis épais où l'amorçage et la propagation interviennent en même temps. Dans le cas général, le terme h de l'équation (1.11) est remplacé par $\min(h, \bar{h})$, où h est l'épaisseur du pli et \bar{h} l'épaisseur de transition.



(a) Fonctions et leur dérivée reliant les échelles micro/méso.

(b) Relation entre ρ et la force thermodynamique Y_ρ .

Figure 1.25 – Résultats du pont micro-méso obtenus numériquement pour un composite carbone/époxy (d'après [Lubineau, 2009]).

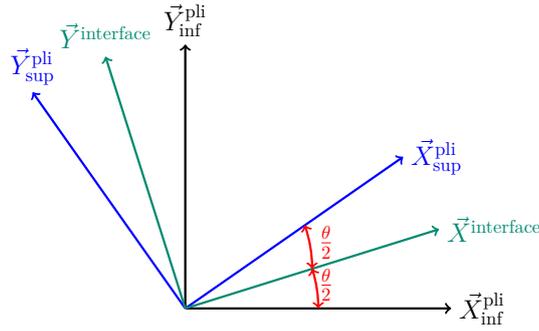


Figure 1.26 – Définition du repère associé à l'interface ($\vec{X}^{\text{interface}}$, $\vec{Y}^{\text{interface}}$).

1.3.4 Modélisation de l'interface

L'interface est une entité surfacique dont le comportement est orthotrope. Son épaisseur est très faible par rapport à celle du pli (environ un vingtième). L'interface est considérée entre deux plis qui ont des orientations de fibres différentes. Elle permet la transmission des contraintes et des déplacements entre les plis. Elle subit principalement deux endommagements : l'endommagement diffus causé par un chargement mixte et le délaminage. Le repère associé à l'interface est défini sur la Figure 1.26. Sa direction principale $\vec{X}^{\text{interface}}$ correspond à la bissectrice des directions des fibres des deux plis adjacents.

Trois variables d'endommagement \mathbf{d}_{33} , \mathbf{d}_{13} et \mathbf{d}_{23} sont associées aux trois modes d'ouverture de fissure. Les propriétés élastiques de l'interface saine sont notées $K_1^0 = \frac{2G_{13}^0}{h_I}$, $K_2^0 = \frac{2G_{23}^0}{h_I}$, $K_3^0 = \frac{E_{33}^0}{h_I}$ avec h_I l'épaisseur de l'interface. Son énergie de déformation e_{dint} s'écrit :

$$e_{\text{dint}} = \frac{\sigma_{33}^2}{K_3^0(1 - [\sigma_{33}]^+ d_{33})} + \frac{\sigma_{13}^2}{K_1^0(1 - d_{13})} + \frac{\sigma_{23}^2}{K_2^0(1 - d_{23})} \quad (1.12)$$

Les noms des variables d_i ont beaucoup changé au cours du temps, certaines notations semant la confusion par rapport au numéro du mode d'ouverture et celui de la contrainte... De plus, nous reprenons ici les notations de [Ladevèze *et al.*, 2017] mais constatons que d_{23} sert de variable d'endommagement pour l'interface (en mode II) et pour le pli (endommagement diffus). Une remarque identique peut être faite sur la force Y_{23} . L'écriture des forces thermodynamiques ajoute deux paramètres de couplage $\gamma_{II_{int}}$ et $\gamma_{III_{int}}$. Cette loi d'évolution prend en compte le micro-délaminage et le couplage entre les plis et l'interface. Ceci n'a été pris en compte que dans des articles récents ([Daghia, 2009] puis [Ladevèze *et al.*, 2014] pour une amélioration avec des plis adjacents de ρ différents). L'équation de ce couplage a été modifiée au fil des articles. Nous présentons trois de ses versions. Le couplage de la version [Daghia, 2009] fait apparaître un paramètre \mathbf{a}_i et la densité moyenne de fissures transverses $\bar{\rho} = \frac{\rho_{pli\ inf} + \rho_{pli\ sup}}{2}$. C'est cette version qui avait été codée dans DAMASCO (nom de la UMAT Abaqus du méso-modèle). Les versions plus récentes ont été ajoutées pendant la thèse. La version [Ladevèze *et al.*, 2014] utilise une fonction $A(\rho) = \frac{a(\rho)}{1-a(\rho)}$ avec $a(\rho)$ une fonction dépendante du matériau. Cette fonction est appliquée aux densités de fissuration des plis inférieur ($\rho_{pli\ inf}$) et supérieur ($\rho_{pli\ sup}$) qui sont ainsi différenciées. Enfin, la dernière version ([Ladevèze *et al.*, 2017]) est une approximation de la précédente et fait apparaître la fonction $\Gamma(\rho) \approx \gamma_I \rho$ avec γ_I un coefficient proche de 0.5 pour les composites carbone/époxy. Les lois d'évolution s'écrivent :

- **Si** $\max(\rho_{pli\ inf}, \rho_{pli\ sup}) < \rho_s$:

$$\bar{Y}_I = \sup_{\tau < t} \sqrt[\alpha]{(Y_{d_{33}})^\alpha + (\gamma_{II_{int}} Y_{d_{23}})^\alpha + (\gamma_{III_{int}} Y_{d_{13}})^\alpha}$$

$$d_{33} = \sqrt{\frac{1}{3} \frac{\langle \bar{Y}_{int} - Y_{0_{int}} \rangle_+}{Y_{c_{int}} - Y_{0_{int}}}}$$

[Daghia, 2009] : $\begin{cases} d_{13} = d_{33} + (1 - d_{33}) 2\mathbf{a}_i \bar{\rho} \sin^2 \frac{\theta}{2} \\ d_{23} = d_{33} + (1 - d_{33}) 2\mathbf{a}_i \bar{\rho} \cos^2 \frac{\theta}{2} \end{cases}$

[Ladevèze *et al.*, 2014] : $\begin{cases} d_{13} = \frac{d_{33} + (1 - d_{33}) [A(\rho_{pli\ inf}) + A(\rho_{pli\ sup})] \sin^2 \frac{\theta}{2}}{1 + (1 - d_{33}) [A(\rho_{pli\ inf}) + A(\rho_{pli\ sup})] \sin^2 \frac{\theta}{2}} \\ d_{23} = \frac{d_{33} + (1 - d_{33}) [A(\rho_{pli\ inf}) + A(\rho_{pli\ sup})] \cos^2 \frac{\theta}{2}}{1 + (1 - d_{33}) [A(\rho_{pli\ inf}) + A(\rho_{pli\ sup})] \cos^2 \frac{\theta}{2}} \end{cases}$

[Ladevèze *et al.*, 2017] : $\begin{cases} d_{13} = \frac{d_{33} + (1 - d_{33}) [\Gamma(\rho_{pli\ inf}) + \Gamma(\rho_{pli\ sup})] \sin^2 \frac{\theta}{2}}{1 + (1 - d_{33}) [\Gamma(\rho_{pli\ inf}) + \Gamma(\rho_{pli\ sup})] \sin^2 \frac{\theta}{2}} \\ d_{23} = \frac{d_{33} + (1 - d_{33}) [\Gamma(\rho_{pli\ inf}) + \Gamma(\rho_{pli\ sup})] \cos^2 \frac{\theta}{2}}{1 + (1 - d_{33}) [\Gamma(\rho_{pli\ inf}) + \Gamma(\rho_{pli\ sup})] \cos^2 \frac{\theta}{2}} \end{cases}$

$$Y_{c_{int}} = G_{I_{int}}^c, \quad \gamma_{II_{int}} = \frac{G_{I_{int}}^c}{G_{II_{int}}^c}, \quad \gamma_{III_{int}} = \frac{G_{I_{int}}^c}{G_{III_{int}}^c}$$
- **Sinon** :

$$d_{33} = d_{13} = d_{23} = 1$$

Ces formules montrent que le délaminage causé par comportement hors-plan est représenté par d_{33} et les forces thermodynamiques tandis que le couplage pli/interface l'est par d_{13} et d_{23} . Si l'on prend le cas d'une sollicitation DCB uniquement hors-plan, seul d_{33} devrait être endommagé. Or, selon les formules, dans toutes les configurations les relations suivantes sont vérifiées : $d_{13} \geq d_{33}$ et $d_{23} \geq d_{33}$. (Sur les essais DCB on a $\rho = 0$ donc $d_{33} = d_{13} = d_{23}$). Notons enfin qu'il a été montré que le modèle de l'interface est indépendant de l'angle entre les directions des fibres des plis adjacents ([Allix *et al.*, 1998]).

1.3.5 Adaptation à une intercouche

Pour pouvoir utiliser le méso-modèle sur des stratifiés avec intercouches, plusieurs points devront être regardés. Ils seront abordés tout au long de ce travail de thèse. Tout d'abord, une intercouche enrichie possède une épaisseur réelle seulement cinq fois plus faible que celle d'un pli (voir [Section 2.1.1](#)) contre vingt fois plus faible dans les cas des stratifiés classiques. Le choix de sa modélisation se pose alors entre conserver le modèle surfacique ou bien considérer un modèle pli 3D spécifique. Notre approche sera de garder le modèle d'interface existant et de vérifier s'il permet de simuler des essais sous sollicitations diverses (voir [Section 2.2](#) et [Chapitre 4](#)). Comme nous l'avons vu dans la littérature ([Section 1.1](#)) et nous le verrons grâce à l'essai double entaille ([Section 2.3](#)), il existe une zone faible entre l'intercouche et les plis où peut se produire du micro-délaminage. Cette situation sera étudiée numériquement dans la [Section 3.4](#) et la cinétique de propagation sera comparée aux essais dans la [Section 4.2](#). Il est aussi important de remarquer que l'intercouche apparaît entre des plis orientés dans la même direction. Or le méso-modèle ne considère que les interfaces entre plis de même orientation. Les fissures transverses pourraient être ralenties pour passer d'un pli orienté à 90° à un autre. Les mécanismes d'interaction entre une fissure et les particules d'une telle intercouche seront étudiés expérimentalement à travers les essais double entaille de la [Section 2.3](#) et numériquement dans la [Section 3.3](#). La loi d'évolution de la fissuration transverse pourrait alors être impactée. Ce cas sera analysé dans la [Section 4.1](#).

1.3.6 Conclusion

Le méso-modèle présente de nombreux avantages. L'utilisation de l'échelle mésoscopique permet des calculs à la fois précis et relativement rapides sur de grandes structures. Les endommagements des composites sont pris en compte à travers des variables d'endommagement affectant les raideurs. Leurs cinétiques sont définies par des lois d'endommagement, basées sur des observations expérimentales ou par la méthode d'homogénéisation du pont micro-méso. Pour utiliser le méso-modèle sur des stratifiés avec intercouches, il est nécessaire de vérifier la cinétique de fissuration transverse ainsi que celle du micro-délaminage.

1.4 Synthèse

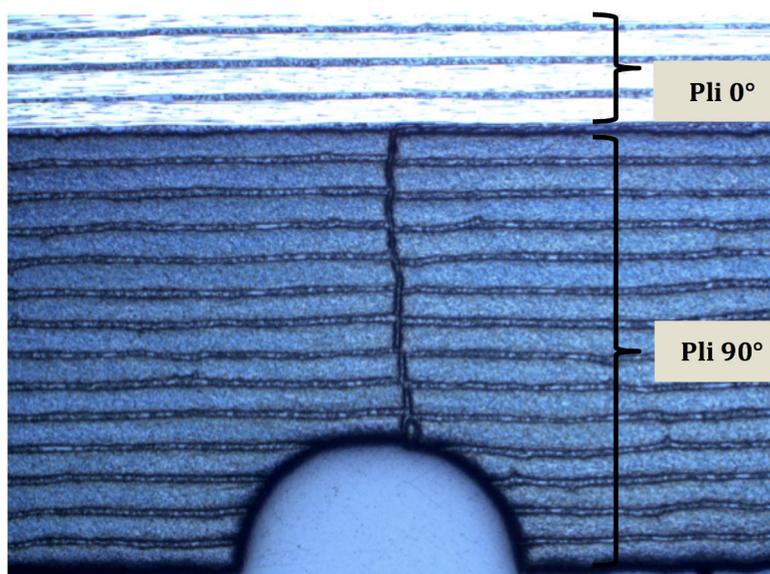
Ce chapitre a permis de faire un bilan de ce qui existe dans la littérature sur les trois principaux sujets de ce travail de thèse. Les composites stratifiés avec intercouches ont été principalement étudiés pour les améliorations qu'ils apportent au comportement hors-plan. Que ce soit avec une intercouche homogène ou hétérogène, la ductilité permet d'absorber de l'énergie et donc de réduire l'endommagement (principalement le délaminage). Ceci est possible à condition que les interfaces entre l'intercouche et les plis adjacents soient très fortes. Même si les mécanismes hors-plan sont maîtrisés, le manque d'études pour des sollicitations dans le plan est notable. L'impact de l'intercouche sur la cinétique de propagation d'une fissure transverse et le micro-délaminage résultant peut être prépondérant. Ces deux endommagements seront étudiés à la lumière de la mécanique de la rupture et des équations du méso-modèle. Celui-ci permet de gérer chaque endommagement séparément, rendant ainsi possible la modification des cinétiques de propagation de chacun.

Chapitre 2

Caractérisation du stratifié avec intercouches

Sommaire

2.1	Caractérisation de l'intercouche	36
2.1.1	Caractéristiques géométriques	36
2.1.2	Loi de comportement	37
2.1.3	Description des essais Compact Tension	38
2.1.3.1	Plan d'expérience	38
2.1.3.2	Réalisation des essais	38
2.1.4	Analyse des résultats	41
2.1.4.1	Quantitatifs : valeurs de K_{Ic}	41
2.1.4.2	Qualitatifs : interaction fissure/particule	44
2.1.5	Conclusion	48
2.2	Identification des paramètres du méso-modèle	49
2.2.1	Comportement intra-ply	49
2.2.1.1	Traction sur un stratifié Uni-Directionnel $[0_{12}]$	49
2.2.1.2	Traction sur un stratifié $[+45/-45]_{3s}$	50
2.2.1.3	Traction sur un stratifié $[+67.5/-67.5]_{3s}$	52
2.2.2	Comportement inter-ply	53
2.2.2.1	Mode I : DCB $[0_{22}]$	53
2.2.2.2	Mode II : CLS $[0_{22}]$	56
2.2.2.3	Modes Mixtes	58
2.2.3	Conclusion	60
2.3	Comportement de fissure transverse et de micro-délaminage	61
2.3.1	Description de l'essai Double Entaille	61
2.3.2	Analyse macroscopique	62
2.3.3	Analyse microscopique	65
2.3.3.1	Micro-délaminage	66
2.3.3.2	Fissuration transverse	67
2.4	Synthèse	72



(a) Vue en coupe.

Caractéristiques moyennes	
Épaisseur (pli+intercouche)	187 μm
Diamètre particule	10-30 μm
Taux volumique de particules	n.c.

(b) Valeurs moyennes.

Figure 2.1 – Caractéristiques géométriques du stratifié avec intercouches.

Ce chapitre permet de définir les propriétés de notre composite stratifié avec intercouches et de ses mécanismes d'endommagements. La première section précise les caractéristiques de l'intercouche en terme de géométrie et de répartition des particules. Des essais Compact Tension (CT) sur de la résine constituant l'intercouche sont réalisés. Ils permettent de quantifier le gain en ténacité apporté par les particules, de caractériser la propagation d'une fissure à travers les particules ainsi que de statuer sur les mécanismes prépondérants tels qu'exposés sur la [Figure 1.6](#) de la [Section 1.1.3](#). Les résultats obtenus seront utilisés dans le [Chapitre 3](#) pour l'analyse numérique de l'impact local des propriétés de l'intercouche sur les endommagements du stratifié. Dans la deuxième section, les paramètres du méso-modèle sont identifiés et les essais élémentaires simulés afin de vérifier leur exactitude. Cela permet de contrôler la capacité du méso-modèle à simuler le comportement des stratifiés avec intercouches sur des cas élémentaires. Ces paramètres seront utilisés dans le [Chapitre 4](#) où sont réalisées des simulations sur des sollicitations plus complexes. La dernière section caractérise expérimentalement la propagation d'une fissure transverse et du micro-délaminage sur un essai original de Double Entaille. Cet essai permet de définir l'enchaînement des mécanismes d'endommagements; en particulier la propagation de la fissuration transverse puis l'amorçage et la propagation stable du micro-délaminage.

2.1 Caractérisation de l'intercouche

2.1.1 Caractéristiques géométriques

Afin de définir les propriétés de notre matériau, il est indispensable d'en connaître la géométrie. Une vue de sa tranche est présentée sur la [Figure 2.1a](#). Ce stratifié possède des intercouches composées d'une résine thermodurcissable comportant des particules thermoplastiques. Pour toutes les séquences d'empilement, ces intercouches sont présentes entre chaque pli, peu importe leur orientation. La caractérisation des plis et des intercouches se fait en mesurant quatre valeurs : épaisseurs (plis et intercouches), taille des particules

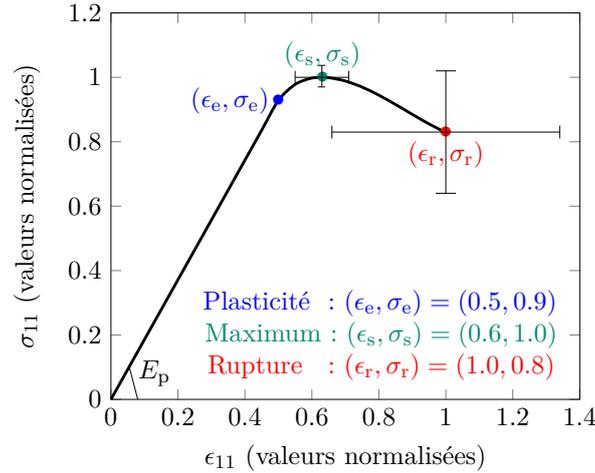


Figure 2.2 – Loi de comportement des particules de l'intercouche (valeurs normalisées).

(supposées sphériques) et taux volumique de particules. Comme le montre la [Figure 2.1a](#), ces valeurs ne sont pas constantes mais varient autour d'une moyenne. En effectuant des mesures sur plusieurs échantillons, nous avons pu définir ces valeurs moyennes, récapitulées dans la [Figure 2.1b](#). Elles seront principalement utilisées dans le [Chapitre 3](#). Ces valeurs montrent que les intercouches ont une épaisseur environ quatre à cinq fois plus faible que celle des plis, alors que le rapport est plutôt de vingt pour les stratifiés classiques. Au sein de l'intercouche, les particules sont réparties de manière assez hétérogènes, laissant ainsi des régions riches en résine. Ceci peut être responsable de la variation d'épaisseur de l'intercouche car ce sont les grosses particules ou leurs agglomérats qui lui confèrent son épaisseur.

2.1.2 Loi de comportement

Afin de caractériser l'intercouche, il est nécessaire de définir les propriétés de ses particules. Notre fournisseur nous a transmis les trois principaux points de la courbe de traction obtenue à partir d'un essai sur le matériau constituant les particules (norme ISO 527). Cela permet de tracer la courbe de comportement des particules, représentée sur la [Figure 2.2](#).¹

Cette courbe est constituée d'une première partie linéaire (jusqu'à (ϵ_e, σ_e)) caractérisée par sa pente E_p . Le module d'Young E_p des particules peut donc être calculé et sa valeur se situe entre 1 et 5 GPa. La pente de la courbe s'atténue et atteint la contrainte maximale (ϵ_s, σ_s) . Enfin, la contrainte diminue avec l'augmentation de la déformation jusqu'à la rupture du matériau (ϵ_r, σ_r) . Il est important de remarquer que la dispersion des valeurs est très importante, en particulier pour la rupture du matériau. Pour l'analyse numérique faite dans la [Section 3.2](#), les valeurs nominales seront prises. Cette courbe de comportement est à comparer avec celle d'autres polyamides ([[Mouhmid et al., 2006](#)]). Ces derniers présentent une plasticité quasi-parfaite (plateau de la courbe) avant de rompre à un niveau de déformation très élevé ($> 20\%$). La matrice époxyde constituant l'intercouche présente des propriétés classiquement décrites dans la littérature avec un module d'Young compris entre 3 et 4 GPa.

1. Dans l'ensemble de ce manuscrit, les données mécaniques sont normalisées. Ceci est réalisé en divisant par une valeur commune, supérieure à la valeur maximale. Afin de rendre possible la comparaison entre les résultats, nous considérerons le maximum de l'ensemble des valeurs à comparer.

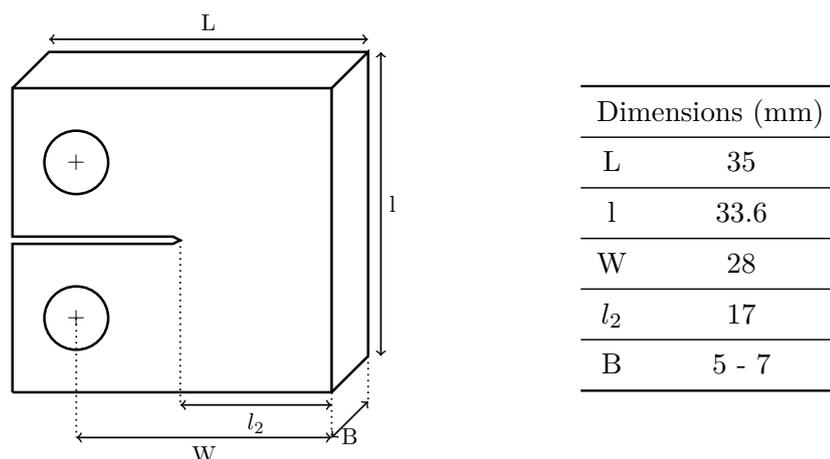


Figure 2.3 – Géométrie des éprouvettes CT de la norme interne Airbus IGC 04.26.680.

2.1.3 Description des essais Compact Tension

2.1.3.1 Plan d'expérience

Afin de caractériser l'intercouche en termes de K_{Ic} et G_{Ic} , des essais en mode I sur la résine sont réalisés. Comme nous le verrons dans la [Section 2.2.2.1](#), les essais Double Cantilever Beam (DCB) sur un stratifié uni-directionnel ne permettent pas d'obtenir les propriétés de la résine car la propagation de la fissure se fait principalement de manière adhésive. Ainsi, dans les stratifiés, le paramètre important en mode I d'ouverture d'une fissure amorcée entre deux plis n'est pas la propriété de l'intercouche mais celle de son interface avec le pli. Pour obtenir les caractéristiques intrinsèques de l'intercouche, des essais CT sont réalisés sur de la résine qui la constitue. Dans le but de quantifier l'apport des particules, deux lots de résine ont été testés. La première résine, contrairement à la seconde, ne contient pas de particules thermoplastiques : elle sert de référence pour les valeurs de ténacité.

Ce type d'essai est très utilisé dans la littérature ([[Mazars et Pijaudier-Cabot, 1996](#), [Pinho et al., 2006](#), [Zhu et Joyce, 2012](#)]). Il existe deux normes pour mesurer la ténacité d'une résine thermoplastique : ASTM D 5045-99 ([[ASTM, 1999](#)]) et IGC 04.26.680 (norme interne Airbus, "Résines thermodurcissables, Essai de ténacité"). Les deux normes sont très similaires, la différence principale étant la formule permettant le calcul de K_{Ic} . Les machines d'usinage étant calibrées pour la norme interne IGC, nous utilisons cette dernière. La géométrie des éprouvettes est précisée sur la [Figure 2.3](#).

Les épaisseurs de ces éprouvettes sont de 7 mm. Néanmoins, des éprouvettes d'épaisseur 5 mm sont aussi réalisées dans le but d'observer et de contrôler par transparence la répartition des particules dans l'épaisseur. Le plan d'expérience est détaillé dans le [Tableau 2.1](#). Il comprend au total seize essais, à raison de quatre par configuration de résine avec/sans particules et d'épaisseur 7/5 mm. Ceci permet l'étude de la variabilité.

2.1.3.2 Réalisation des essais

Les lots de résine qui nous ont été livrés n'ont dans un premier temps pas été conservés dans les conditions optimales de température. Pour vérifier la qualité de la résine, un essai physico-chimique Differential Scanning Calorimetry (DSC) a été réalisé. La température de transition vitreuse (T_g) a été mesurée et sa comparaison à la valeur théorique confirme

Epaisseur B (mm)	
Résine sans particule	
Eprouvettes 1 - 4	7
Eprouvettes 5 - 8	5
Résine avec particules	
Eprouvettes 9 - 12	7
Eprouvettes 13 - 16	5

Table 2.1 – Plan d'expérience des essais CT.

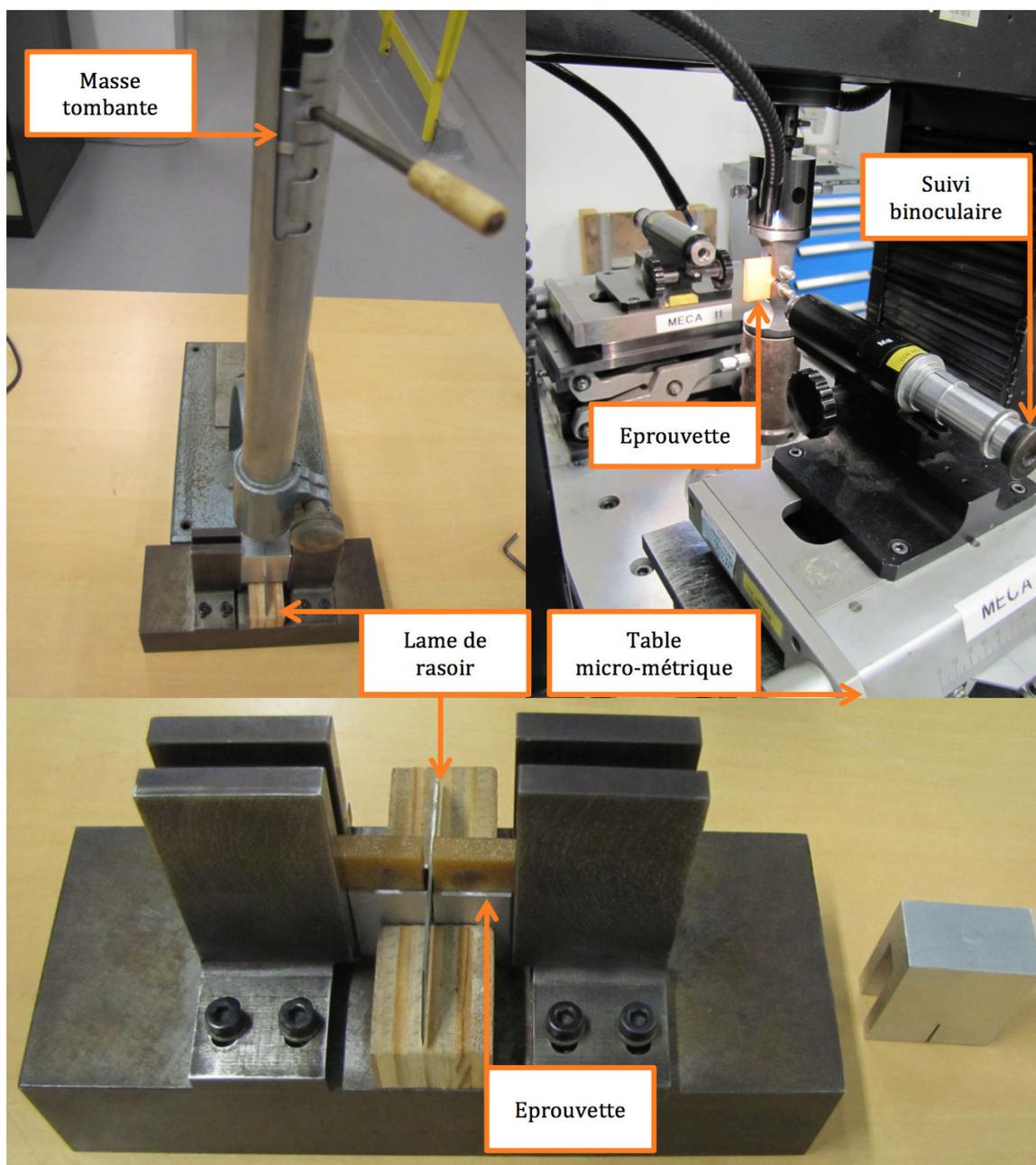


Figure 2.4 – Montage de l'essai CT et création de la pré-fissure.

que le matériau n'a pas été détérioré. Pour chaque type de résine, deux plaques capables de dimensions $100 \times 50 \times 10$ mm ont été réalisées puis découpées pour atteindre les épaisseurs souhaitées (5 et 7 mm). Dans chaque plaque sont débitées quatre éprouvettes. La grande difficulté lors de la fabrication de ces plaques a été de contrôler l'exothermie de la résine et aussi la présence de bulles d'air. La cuisson de chaque plaque a été suivie d'un débullage de 2 h. Comme nous le verrons, ceci n'a cependant pas été suffisant pour enlever les nombreuses bulles d'air (voir [Figure 2.10](#)).

Après usinage, les éprouvettes obtenues sont pré-fissurées avec une lame de rasoir et une masse tombante (140 g d'une hauteur de 40 mm, voir [Figure 2.4](#)). Un contrôle de la longueur de la pré-fissure est indispensable pour garantir une valeur comprise entre 1.6 mm et 4.4 mm. Une longueur trop courte, comme cela s'est produit sur l'éprouvette 3, amène une propagation instable de la fissure sur l'ensemble de l'éprouvette. L'ouverture de l'éprouvette en mode I se fait en imposant un déplacement dans l'axe sur chacun de ses bras à une vitesse de $0.1 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$ (machine INSTRON 4502 de 10 kN). Après la première propagation de fissure (qui se fait alors de manière instable mais sur une petite longueur), l'éprouvette est déchargée puis rechargée jusqu'à la nouvelle propagation. Ce cycle est effectué au moins quatre fois. La longueur l_f de la fissure est mesurée visuellement par binoculaire sur les deux faces de l'éprouvette à chaque propagation (la valeur moyenne est utilisée). Elle est prise à partir de l'axe des trous jusqu'à la pointe de la fissure. Chaque cycle renseigne une force critique F_c nécessaire à propager une fissure qui possède une longueur l_f et permet d'obtenir une valeur de K_{Ic} selon l'équation (2.1) de la mécanique de la rupture. La valeur de K_{Ic} est une propriété intrinsèque du matériau et ne devrait donc pas dépendre de la longueur de la fissure. Nous verrons cependant une décroissance des valeurs K_{Ic} en fonction de l_f , notamment pour les fissures trop proches du bord (< 4.5 mm). Même si cela n'est pas précisé dans la norme, toutes les valeurs de K_{Ic} ne sont pas prises en compte dans le calcul de la moyenne. Dans la pratique, des règles ont été définies pour ne prendre en compte que les valeurs pertinentes. Ainsi, la première est supprimée car le front de fissure créé par la lame de rasoir n'est jamais propre. De plus, les dernières valeurs, correspondantes à des fissures trop proches du bord de l'éprouvette (< 4.5 mm), sont supprimées car elles ne rentrent plus dans les limites de validité de l'équation (2.1). Sous l'hypothèse d'élasticité linéaire en contraintes planes, le taux de restitution d'énergie critique G_{Ic} peut être calculé par l'équation (2.2). G_{Ic} est calculé (voir [Annexe A](#)) pour indication car la formule n'est pas correcte dans un milieu hétérogène.

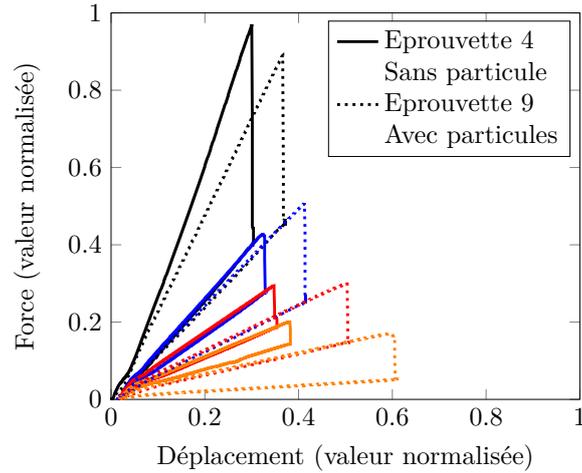


Figure 2.5 – Courbes force/déplacement des quatre cycles pour les éprouvettes 4 (sans particule) et 9 (avec particules) (valeurs normalisées).

$$K_{Ic} = \frac{F_c}{B\sqrt{W}} \left[29.6 \left(\frac{l_f}{W} \right)^{\frac{1}{2}} - 185.5 \left(\frac{l_f}{W} \right)^{\frac{3}{2}} + 655.7 \left(\frac{l_f}{W} \right)^{\frac{5}{2}} - 1017 \left(\frac{l_f}{W} \right)^{\frac{7}{2}} + 638.9 \left(\frac{l_f}{W} \right)^{\frac{9}{2}} \right] \quad (2.1)$$

- K_{Ic} Facteur d'intensité de contrainte critique (MPa·√m)
 F_c Force nécessaire pour propager la fissure (N)
 B Epaisseur de l'éprouvette (mm)
 W Longueur de l'éprouvette depuis l'axe des trous (28 mm)
 l_f Longueur de la fissure (mm)

$$G_{Ic} = \frac{1 - \nu^2}{E} K_{Ic}^2 \quad (2.2)$$

- G_{Ic} Taux de restitution d'énergie critique (MJ·m⁻²)
 ν Coefficient de Poisson (sans unité)
 E Module d'Young (MPa)

2.1.4 Analyse des résultats

2.1.4.1 Quantitatifs : valeurs de K_{Ic}

Pour chaque éprouvette, la courbe d'évolution de la force en fonction du déplacement a été obtenue. L'ensemble des seize courbes est donné dans l'Annexe A et un exemple sur la Figure 2.5. Pour les éprouvettes de 7 mm, mis à part l'éprouvette 3 dont la pré-fissure n'était pas suffisamment grande, au moins quatre cycles ont été réalisés. Sur l'éprouvette 2, les anomalies lors de la décharge des cycles 3 et 6 sont dues à une manipulation de l'éprouvette pendant la mesure. Ceci n'a cependant aucun impact sur les résultats. Pour les éprouvettes de 5 mm, la numéro 13 est inexploitable car la pré-fissure était trop profonde. Un exemple de courbes force/déplacement est présenté sur la Figure 2.5 pour les éprouvettes 4 (sans particule, courbe en trait plein) et 9 (avec particules, courbe en pointillés) pour quatre cycles. La chute brutale de la force traduit une propagation instable de la fissure. Au

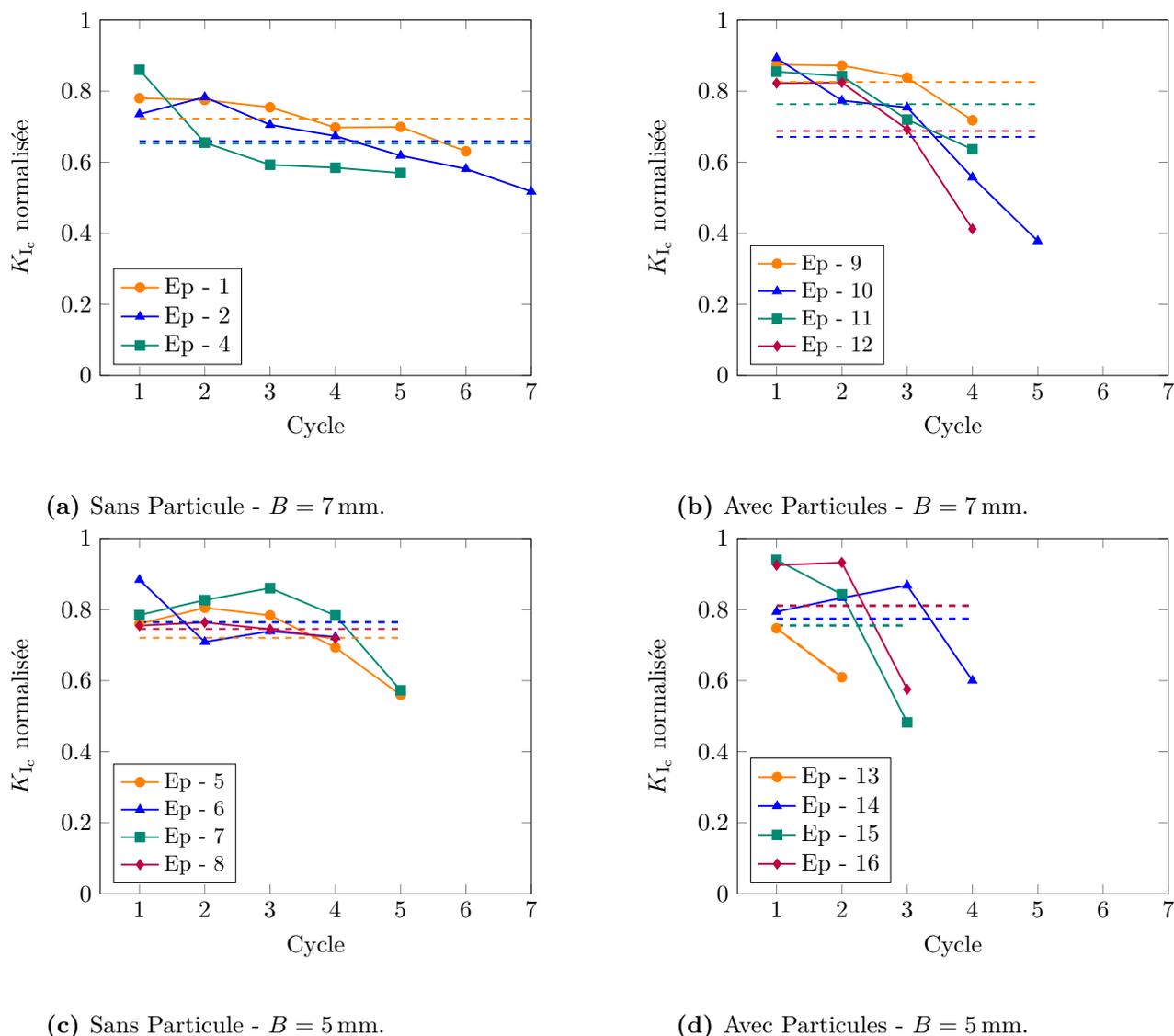


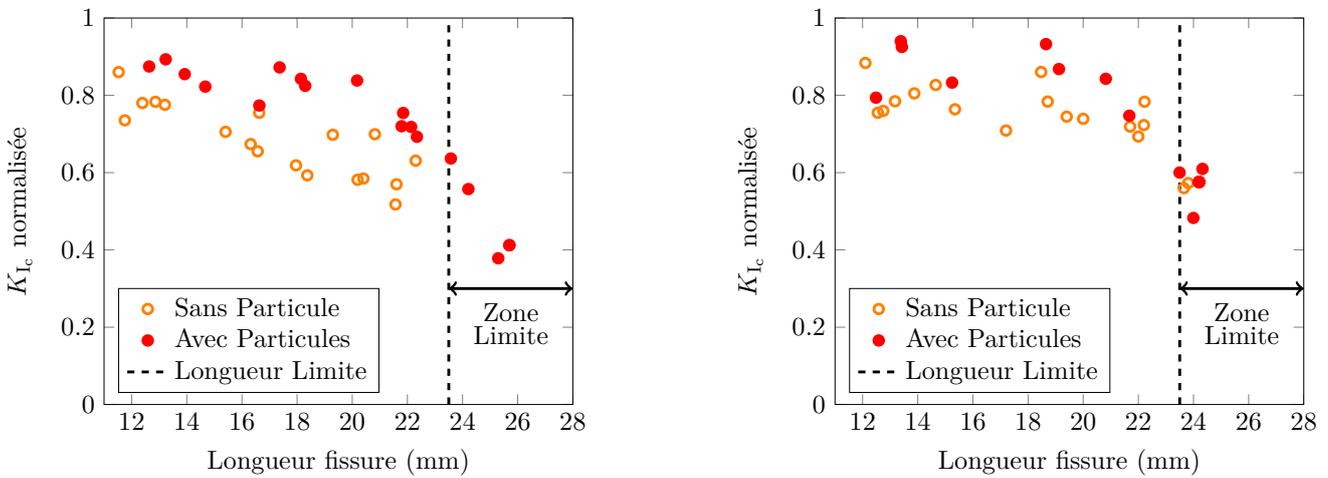
Figure 2.6 – Comparaison des K_{Ic} entre éprouvettes (avec et sans particules et d'épaisseur $B = 5$ et 7 mm) en fonction du cycle (valeurs normalisées).

moment de la reprise de charge, la fissure a terminé sa propagation. Les mécanismes d'arrêt seront détaillés dans la section suivante. Pour faire propager la fissure à nouveau, les courbes montrent que le déplacement doit être augmenté. En effet, une process zone est créée en pointe de fissure. Dans le cas de la résine avec particules, une légère non-linéarité est visible avant la chute de force. Comme nous le verrons dans la section suivante, elle est causée par la plasticité des particules. C'est pourquoi l'augmentation de l'effort nécessaire pour faire repartir la fissure est plus importante pour les éprouvettes avec particules (courbes en pointillées) que sans. L'aire sous la courbe de chaque cycle est ainsi plus importante, ce qui traduit une plus grande ténacité de la résine avec particules.

A partir de ces données brutes sont calculées les valeurs de K_{Ic} . Elles sont tracées en fonction du cycle (Figure 2.6) et en fonction de la longueur de la fissure (Figure 2.7). Les valeurs moyennes sont résumées dans le Tableau 2.2. Dans l'ensemble, les valeurs de K_{Ic} en fonction du cycle (donc lorsque la longueur de la fissure augmente) sont décroissantes. Pour les éprouvettes 7, 9, 11, 12, 14 et 16 de fortes chutes apparaissent dans les derniers cycles.

	Sans Particule 7 et 5 mm	Avec Particules 7 et 5 mm		Sans Particule 7 mm	Avec Particules 7 mm		Sans Particule 5 mm	Avec Particules 5 mm
K_{Ic} (normalisée)	0.72	0.82		0.68	0.80		0.77	0.83
Ecart Relatif (%)	13.89			17.65			7.79	
Nombre de valeurs	27	14		15	9		12	5
Ecart Type	0.09	0.08		0.08	0.06		0.05	0.11
Ecart Moyen	0.08	0.06		0.07	0.06		0.04	0.09

Table 2.2 – Comparaison des moyennes des valeurs normalisées de K_{Ic} pour les éprouvettes avec et sans particules et pour les épaisseurs 7 mm et 5 mm.



(a) Eprouvettes de 7 mm.

(b) Eprouvettes de 5 mm.

Figure 2.7 – Evolution de K_{Ic} en fonction de la longueur de la fissure. (valeurs normalisées)

Ceci est dû à la proximité de la fissure avec le bord de l'éprouvette CT (zone limite). Ces valeurs n'ont pas été prises en compte dans le calcul de la moyenne du [Tableau 2.2](#). Les moyennes données dans l' [Annexe A](#) prennent en compte toutes les valeurs, même celles correspondantes aux cas (écrits en rouge) d'une fissure trop longue. D'autres études réalisées par Airbus montrent la même décroissance. L'ajout de particules thermoplastiques augmente logiquement la valeur moyenne de K_{Ic} mais de façon beaucoup plus prononcée pour les éprouvettes de 7 mm ($\approx 18\%$) que pour les éprouvettes de 5 mm ($\approx 8\%$). Cet écart peut être causé par l'épaisseur trop fine et donc plus sensible aux nombreuses porosités présentes dans les échantillons (voir [Figure 2.10](#)). Moins de valeurs ont aussi été obtenues dans le cas de la résine avec particules pour les éprouvettes d'épaisseur 5 mm. L'accroissement de K_{Ic} doit être associé à la fraction volumique en particules, mesurée autour de 12%.

Il est important de noter que les valeurs obtenues de K_{Ic} sont celles de la résine. Elles sont différentes dans le cas d'un composite. Plusieurs explications peuvent être données dont le confinement différent à cause de la raideur des plis adjacents ou encore la présence de contraintes résiduelles internes. Des articles ([\[Hunston et Dehl, 1987, Bradley, 1989\]](#))

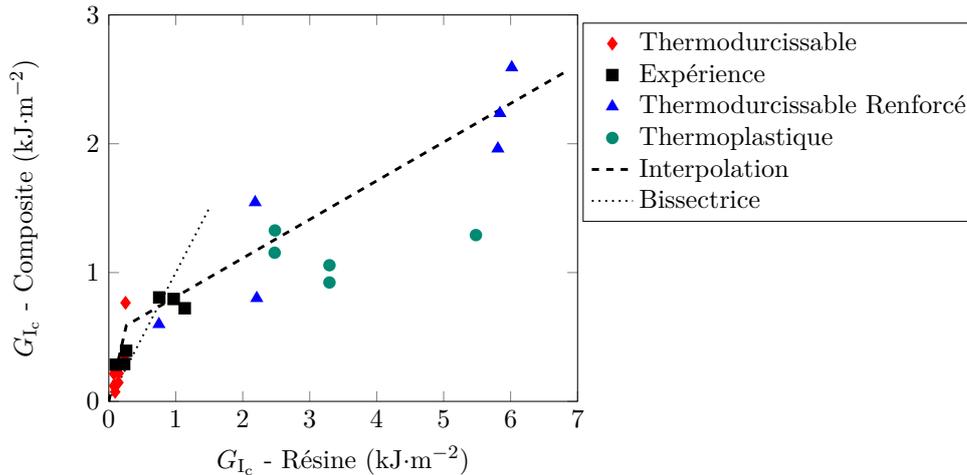


Figure 2.8 – Relation entre le G_{Ic} de la résine pure et celui du stratifié.
(d'après [Hunston et Dehl, 1987])

ont étudié expérimentalement ce phénomène et ont établi un lien entre la valeur de G_{Ic} de la résine seule et celle dans le composite. La Figure 2.8 montre que pour les faibles valeurs de G_{Ic} ($< 1 \text{ kJ}\cdot\text{m}^{-2}$), la ténacité de la résine seule est inférieure à celle du composite. Passé cette valeur limite, le confinement du composite diminue la ténacité de la résine. En effet, la taille de la zone plastique est supérieure à l'épaisseur de l'intercouche, limitant ainsi la plasticité. Les valeurs de G_{Ic} pour notre matériau étant inférieures à $0.5 \text{ kJ}\cdot\text{m}^{-2}$, elles peuvent être extrapolées par la ténacité de la résine dans le composite.

2.1.4.2 Qualitatifs : interaction fissure/particule

L'analyse des surfaces de rupture a été réalisée avec un Microscope Electronique à Balayage par effet de champ (MEB FEG). Les échantillons ont été métallisés par un procédé d'évaporation d'une couche de platine de 10 nm (machine Quorum Q150R ES). Quatre éprouvettes avec particules ont été analysées par fractographie mais seulement une éprouvette sans particule est analysée car les fronts de fissures seront similaires. La partie intéressante est l'interaction entre la fissure et les particules.

Un premier aperçu à l'œil nu des surfaces de rupture (Figure 2.9) permet de constater que les fronts de fissure ne sont marqués que sur la résine sans particule. Les stries sont très marquées et leur forme en arc de cercle est typique de cet essai. De nombreuses bulles d'air sont présentes, surtout dans la résine avec particules.

Sur toutes les fractographies présentées (de la Figure 2.10 à la Figure 2.12), la fissure se propage de la gauche vers la droite. La Figure 2.10a (zoom $\times 30$ pour l'image de gauche et $\times 250$ sur l'image de droite) montre le faciès de rupture pour une résine sans particule. L'image de gauche montre la répartition de ses bulles d'air. Au moment où la fissure arrive sur l'une de ces porosités, son front est divisé en deux et contourne la bulle d'air. Lorsque les deux fronts se réunissent derrière, une petite vague se forme, traduisant leur différence de hauteur. Ce phénomène ne semble cependant pas augmenter la résistance à la progression de la fissure. Sur cette même image, deux fronts de fissure sont visibles aux endroits où elle s'est arrêtée. L'arrêt de la propagation de la fissure est une conséquence de la perte d'énergie pendant la propagation. L'image de droite présente un zoom sur l'un des fronts. La process zone (d'une taille d'environ $200 \mu\text{m}$) en pointe de fissure montre la plasticité créée lors de

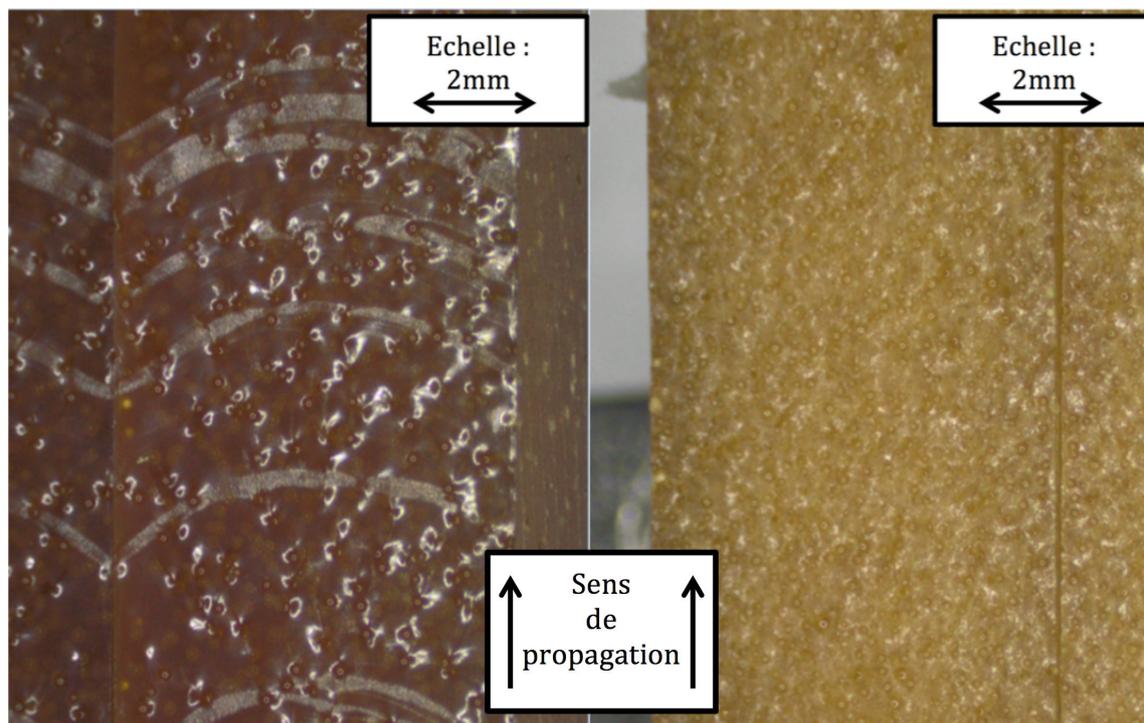
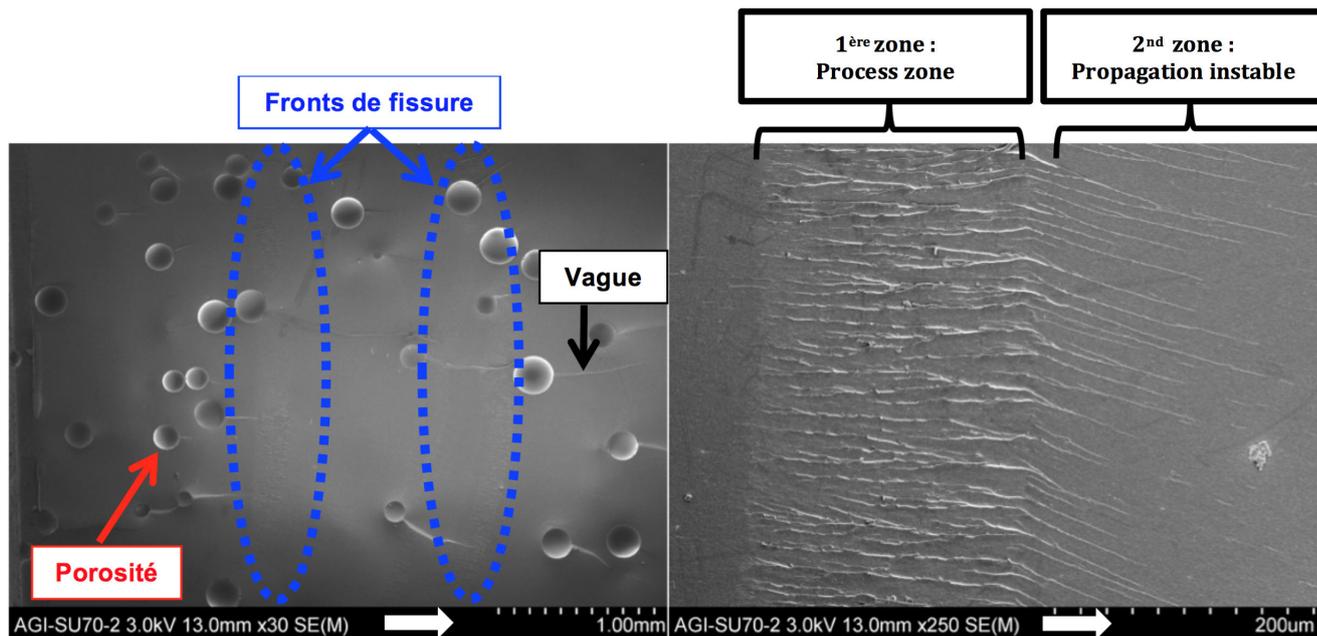


Figure 2.9 – Vue à la binoculaire des faciès de rupture. Gauche : résine sans particule.

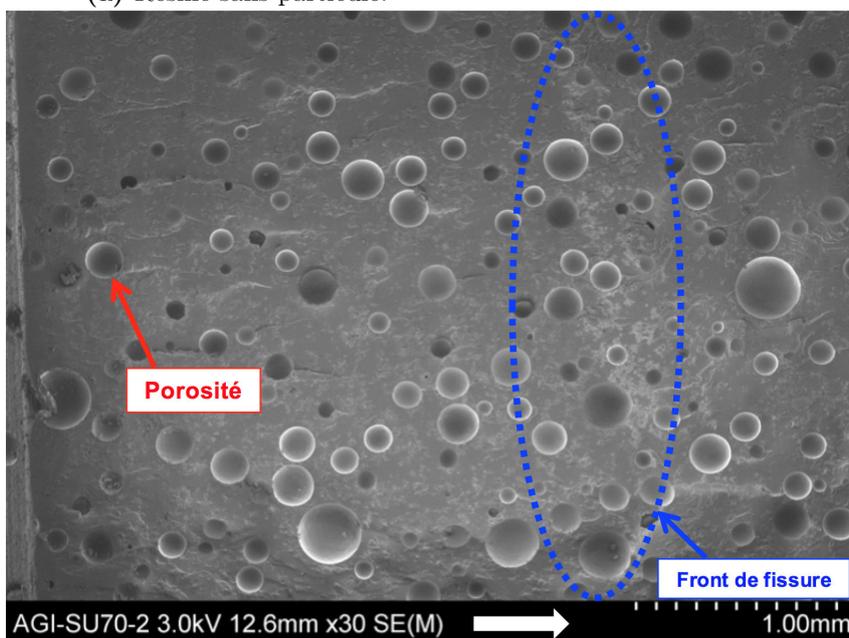
l'augmentation de la force appliquée à l'éprouvette. Lorsque l'énergie est suffisante pour propager la fissure, cela se produit de manière instable (fines stries dans la seconde zone).

La [Figure 2.10b](#) (zoom $\times 30$) montre la répartition des porosités dans une résine avec particules. Celles-ci sont très nombreuses (plus que dans la résine sans particule). Sur cette image, le front de fissure, là où elle s'est arrêtée, se devine à droite. Il est cependant moins net que dans le cas sans particule. La bande blanche représente des agglomérats de particules qui ont subi une rupture ductile lors de l'arrêt de la fissure. Des zooms sur cette zone sont réalisés dans la [Figure 2.11](#). Sur l'image en haut de cette figure (zoom $\times 200$) se distingue clairement la process zone qui correspond à l'agglomérat de particules. Sur l'ensemble des fronts de fissures que nous avons observés (sur quatre éprouvettes), il a été constaté que la fissure est stoppée dans les agglomérats de particules qui ont un alignement préférentiel parallèle au front de fissure. Les particules situées dans cet agglomérat ont subi une déformation en traction plus ductile (aspect filandreux des particules, voir image en bas à gauche de la [Figure 2.11](#), zoom $\times 1800$) que celles plus éparses sur le chemin de la fissure pendant sa propagation (voir image en bas à droite de la même figure, zoom $\times 900$). C'est cette ductilité qui augmente la force nécessaire pour faire repartir la fissure augmentant ainsi la valeur de K_{Ic} . La présence de bulles d'air fait sous-estimer cette valeur car elles amènent des zones sans matière sur le front de fissure.

Lors de la propagation de la fissure, il a été observé que la grande majorité des particules sont rompues, selon plusieurs mécanismes de rupture. Sur l'image en bas à droite de la [Figure 2.11](#), la fissure commence à se propager et possède assez d'énergie pour casser brutalement les particules. Celles-ci se cassent de façon fragile après que le front de fissure a commencé à l'entourer. Ce phénomène, dont un zoom $\times 4000$ est présenté sur la [Figure 2.12a](#), s'apparente au pontage : le front de fissure se divise en deux pour englober la particule qui se casse ensuite. Enfin, d'autres situations plus rares sont observées, telles que des particules non cassées et des décohésions particule/matrice ([Figure 2.12b](#)). Ces



(a) Résine sans particule.



(b) Résine avec particules.

Figure 2.10 – Fractographies des faciès de rupture : répartition des porosités.

phénomènes n’ont été observés qu’en bord d’éprouvette.

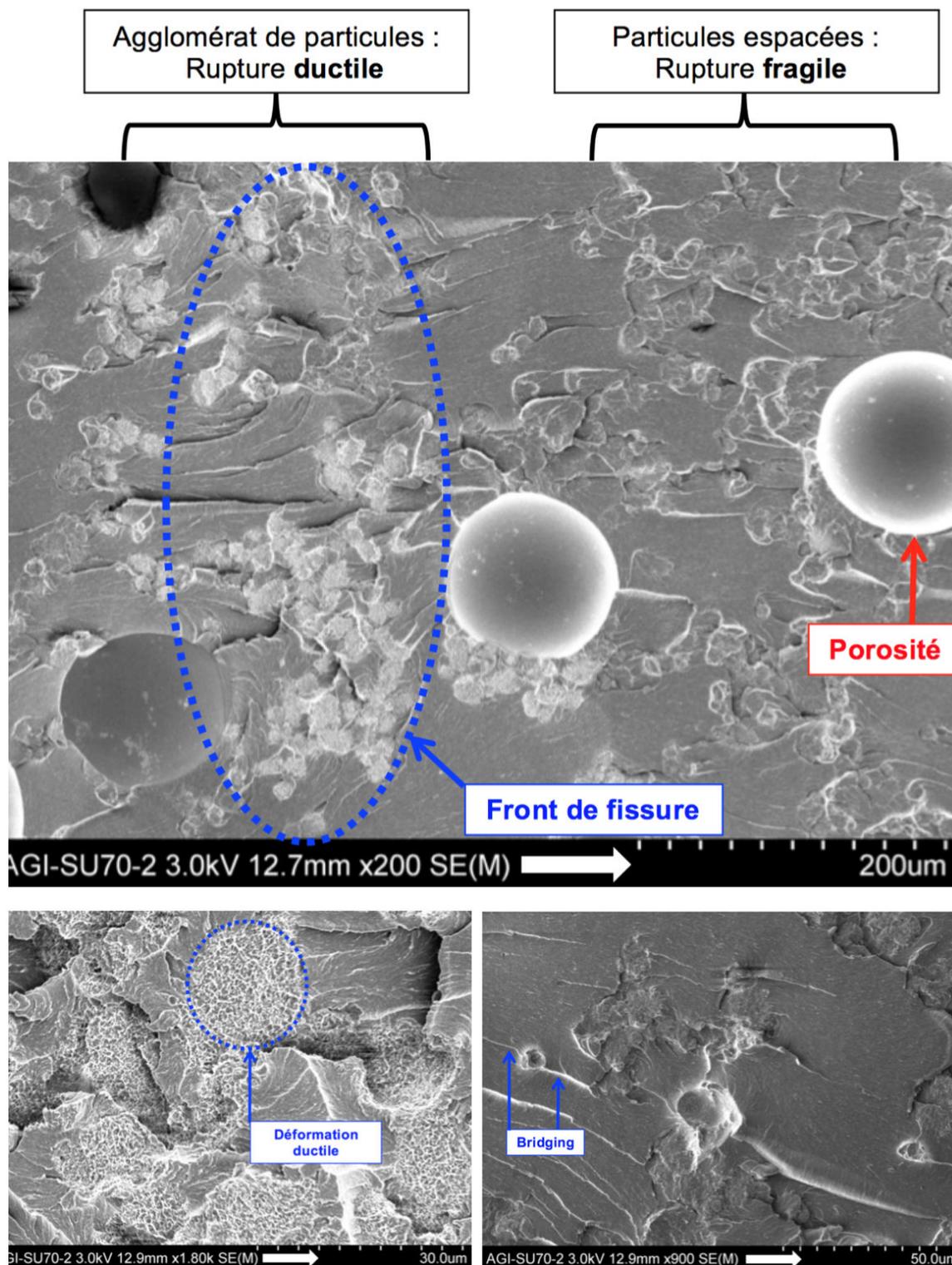
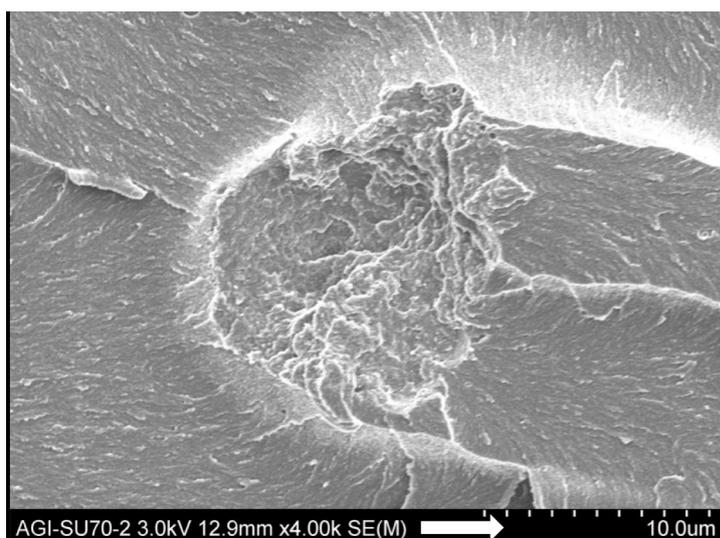
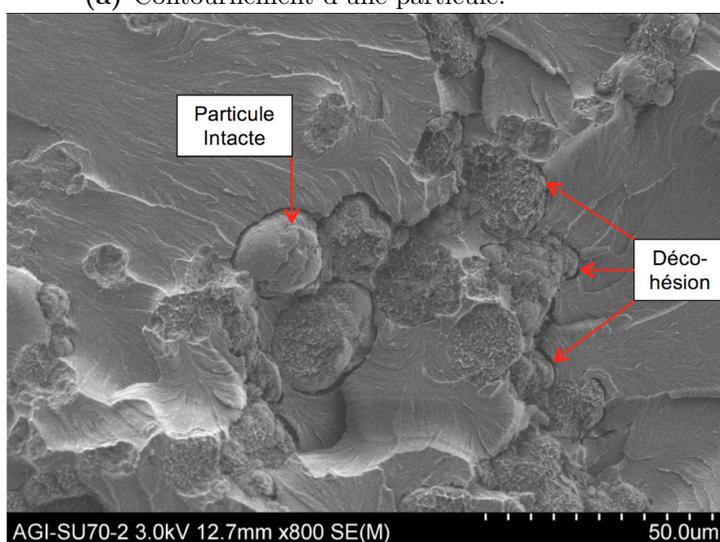


Figure 2.11 – Front de fissure de la résine avec particules.



(a) Contournement d'une particule.



(b) Mécanismes observés en bord d'éprouvette.

Figure 2.12 – Fractographies des faciès de rupture.
Mécanisme principal (en haut) et mécanismes plus rares (en bas).

2.1.5 Conclusion

Malgré la présence de nombreuses bulles d'air dans la résine, la caractérisation de l'intercouche a permis de montrer l'intérêt des particules. Leur comportement plastique permet d'augmenter la ténacité globale de l'intercouche d'au moins 12%. Ceci est possible grâce à la forte cohésion entre les particules et la matrice, comme cela a été observé sur les fractographies. La fissure est souvent arrêtée par les particules regroupées en agglomérat. Elles subissent alors une déformation ductile. Lorsque les particules sont plus éparses, le principal mécanisme d'interaction entre la fissure et les particules est le pontage. Les caractéristiques géométriques ainsi que la loi de comportement, définis en début de section, seront utilisés dans les [Section 3.1](#) et [Section 3.3](#) du prochain chapitre. L'observation de la cohésion parfaite entre les particules et la matrice ainsi que l'accroissement de la ténacité par les particules seront utilisés dans la [Section 3.2](#).

2.2 Identification des paramètres du méso-modèle

Le premier objectif de cette section est d'identifier les paramètres du méso-modèle. Les cas d'essais élémentaires nécessaires à l'identification ont été réalisés lors d'une étude antérieure par Airbus. Ils sont simulés dans le cadre de ce travail de thèse pour vérifier leur pertinence. Nous comparons les données expérimentales aux résultats des simulations par éléments finis. Certains paramètres du méso-modèle présentés dans la [Section 1.3](#), moins ancrés dans le sujet de cette thèse (e.g. couplage diffus, plasticité), ne sont pas vérifiés. L'accent est mis sur les raideurs des matériaux (pli et intercouche) et sur la rupture de l'intercouche en mode I, mode II et en modes mixtes. L'endommagement diffus est brièvement traité à travers les essais $[+45/-45]_3s$ et la fissuration transverse sera analysée de façon plus approfondie dans la [Section 4.1](#). Le méso-modèle est implémenté à la fois dans les codes de calcul Samcef et Abaqus. Nous utilisons dans cette thèse le second car c'est celui qui est le plus utilisé dans les locaux d'Airbus. Les simulations avec le méso-modèle se font dans ce cas via une UMAT (loi utilisateur) nommée DAMASCO. Cette implémentation a été réalisée par Gilles Lubineau et les premières exploitations sont reportées dans ([Lubineau et Ladevèze, 2008]). Depuis, cette UMAT a été améliorée par Airbus (e.g. robustesse, documentation).

Le second objectif de cette section est de vérifier si le méso-modèle, programmé dans sa version actuelle, est adapté pour prédire le comportement d'un stratifié avec intercouches. Ces intercouches sont représentées dans ce qui suit de façon homogène en utilisant la loi d'interface présentée [Section 1.3](#).

2.2.1 Comportement intra-ply

2.2.1.1 Traction sur un stratifié Uni-Directionnel $[0]_{12}$

Le premier essai d'identification est la traction sur un Uni-Directionnel (UD) constitué de douze plis orientés à 0° . Plusieurs paramètres du méso-modèle sont identifiés à partir de cet essai. Nous nous concentrons sur les deux principaux : le module d'Young E_{11} d'un pli et la force à rupture Y_t de ses fibres en traction. Lors du processus classique d'identification, l'UD est considéré comme un ensemble de plis et les interfaces ne sont pas prises en compte. Dans la simulation, l'interface n'a pas de raideur dans le plan. Ainsi, si l'épaisseur de l'intercouche est représentée, le module global de la structure sera sous-estimé. Or, dans le cas d'une simulation d'un stratifié sans intercouche (e.g. T700/M21, IMS/977-2), la différence n'est pas visible car les intercouches ont une épaisseur très faible. Nous faisons le choix de représenter fidèlement l'épaisseur des intercouches. En effet, elles représentent environ un cinquième de l'épaisseur totale et sont présentes entre tous les plis, même ceux ayant une orientation des fibres identique. Dans le processus d'identification, il est donc nécessaire d'utiliser la loi des mélanges (équation (2.3)) pour obtenir une valeur de E_{11}^{pli} cohérente.

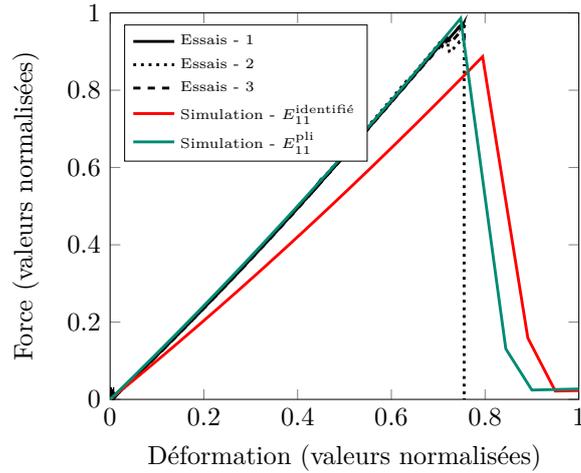


Figure 2.13 – Comparaison Essais - Simulations des courbes force/déformation. Traction $[0_{12}]$ (valeurs normalisées).

$$E_{11}^{\text{pli}} = E_{11}^{\text{identifié}} + \frac{(n-1)h}{nH}(E_{11}^{\text{identifié}} - E_{11}^{\text{intercouche}}) \quad (2.3)$$

n	Nombre de plis
H	Epaisseur du pli
h	Epaisseur de l'intercouche
$E_{11}^{\text{identifié}}$	Module d'Young du stratifié identifié pendant l'essai (GPa)
$E_{11}^{\text{intercouche}}$	Module d'Young de l'intercouche (GPa)
E_{11}^{pli}	Module d'Young du pli (GPa)

La [Figure 2.13](#) représente l'évolution de la force appliquée à l'éprouvette en fonction de sa déformation longitudinale. Les trois courbes expérimentales montrent une bonne reproductibilité de l'essai. La simulation, dont les propriétés du maillage sont précisées sur la [Figure 2.14](#), réalisée avec le module $E_{11}^{\text{identifié}}$ classiquement identifié est présentée en rouge. Il est clair que le module d'Young de la structure est sous-estimé, de même que la force à rupture. En prenant en compte la proportion d'intercouches dans l'épaisseur, une nouvelle valeur E_{11}^{pli} est définie. En ne modifiant que cette valeur dans la simulation, la courbe verte de la [Figure 2.13](#) se superpose à celle des essais. L'amorçage de la rupture est aussi correcte et sa propagation correctement représentée par la chute brutale de l'effort.

2.2.1.2 Traction sur un stratifié $[+45/-45]_3$

Avec le même raisonnement que sur l'UD, l'essai sur un stratifié $[+45/-45]_3$ permet de prendre en compte la correction d'épaisseur sur le module de cisaillement plan G_{12} . Les courbes expérimentales de trois éprouvettes sont présentées sur la [Figure 2.15a](#). La première correspond à une traction continue tandis que les deux autres ont subi un cyclage (le troisième cycle de chacune est représenté). La courbe de l'éprouvette soumise à une traction continue présente deux phases distinctes. La première est constituée d'une courbure concave traduisant la propagation de l'endommagement diffus (jusqu'à une déformation normalisée de 0.5). Vient ensuite une partie où la force est constante. Cette phase, présente

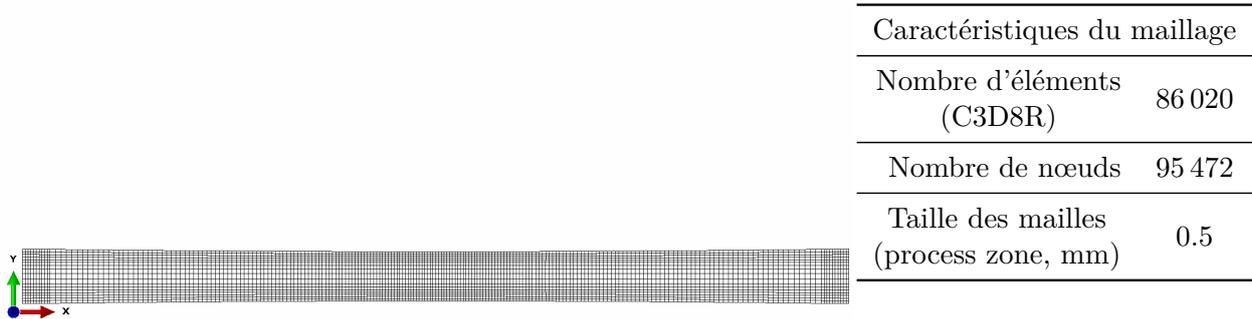
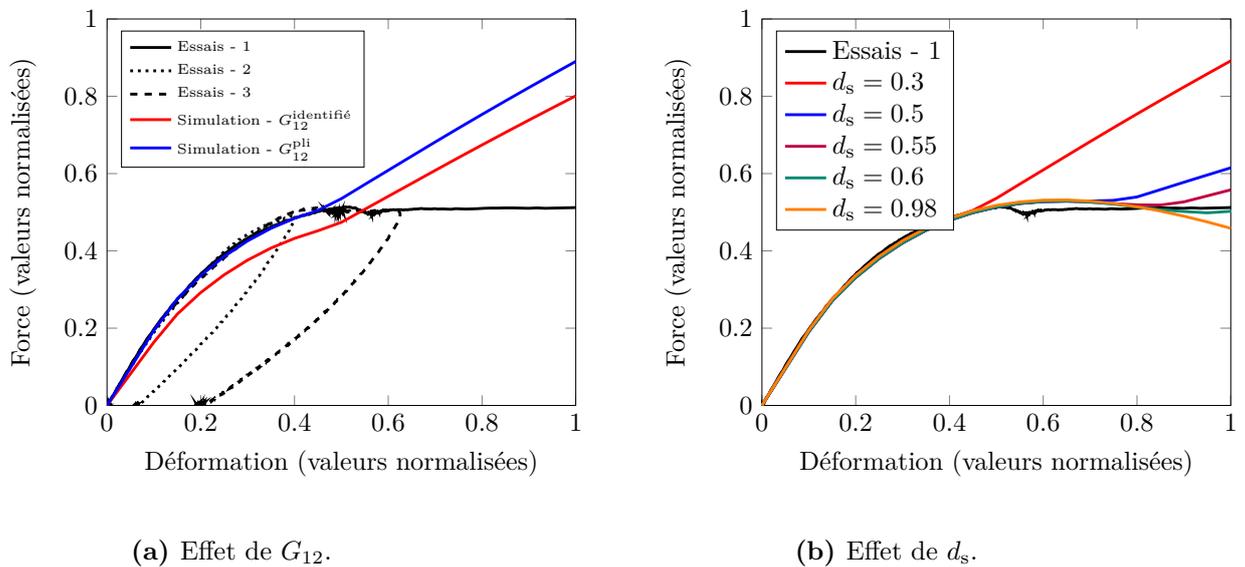
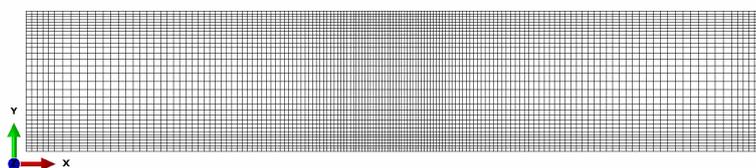


Figure 2.14 – Maillage des éprouvettes UD.


 Figure 2.15 – Comparaison Essais - Simulations des courbes force/déformation. Traction $[+45/-45]_{3s}$ (valeurs normalisées).

dans des stratifiés sans intercouches (e.g. T700/M21), est ici plus prononcée. Elle est liée à la plasticité et aux endommagements exacerbés par la présence des intercouches. Une troisième partie, non représentée ici, montre une rigidification de la structure. Cette phase n'a pas été traitée car elle concerne des valeurs de déformation extrêmement élevées qui ne sont pas représentatives des sollicitations réelles du matériau.

Les propriétés du maillage utilisé pour les simulations sont présentées sur la Figure 2.16. Les résultats mettent en évidence l'importance de réajuster G_{12} sur des bases observables (en utilisant l'équation (2.3)). Jusqu'à la valeur de déformation normalisée de 0.4, les courbes expérimentales et numériques se superposent correctement. La propagation de l'endommagement diffus est donc fidèlement représentée. Cependant, la seconde partie de la courbe est mal représentée par la simulation. Un changement de pente, coïncidant avec la saturation de l'endommagement diffus, a lieu traduisant une augmentation de la raideur de la structure. Cette phase est présente dans les essais mais n'intervient que pour des déformations extrêmement élevées. Dans le méso-modèle, la saturation de l'endommagement diffus est défini par la valeur de d_s , qui est difficilement identifiable. Elle est fixée à $d_s = 0.3$



Caractéristiques du maillage	
Nombre d'éléments (C3D8R)	110 400
Nombre de nœuds	119 592
Taille des mailles (process zone, mm)	0.5

Figure 2.16 – Maillage des éprouvettes $[+45/-45]_{3s}$.

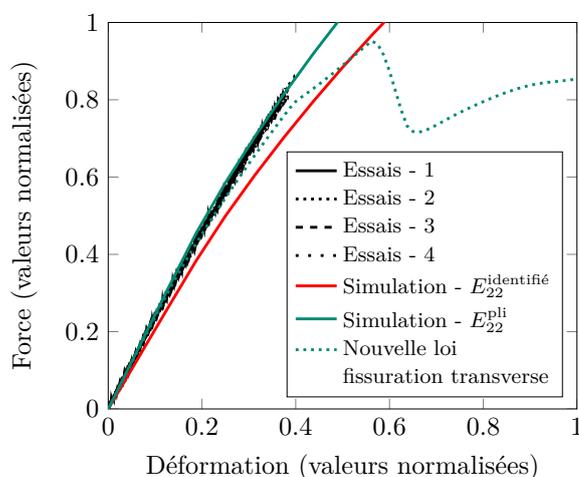
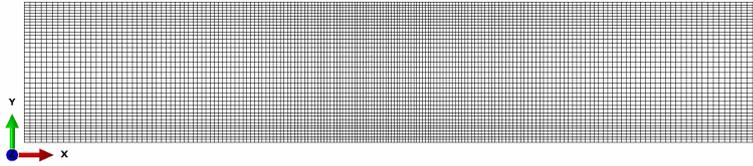


Figure 2.17 – Comparaison Essais - Simulations des courbes force/déformation. Traction $[+67.5/-67.5]_{3s}$ (valeurs normalisées).

dans la UMAT Damasco du code Abaqus. Sur la Figure 2.15b est présenté l'effet d'une modification de cette valeur. Son augmentation permet de retarder la rigidification de la structure qui n'apparaît que pour une déformation normalisée de 0.8 lorsque $d_s = 0.55$ (courbe violette). Cependant, une valeur trop élevée diminue sensiblement la force, comme le montre le cas où $d_s = 0.98$ (courbe orange). **Les courbes montrent qu'une valeur intermédiaire $d_s = 0.6$ est appropriée.** Elle sera utilisée dans l'ensemble des simulations qui suivent.

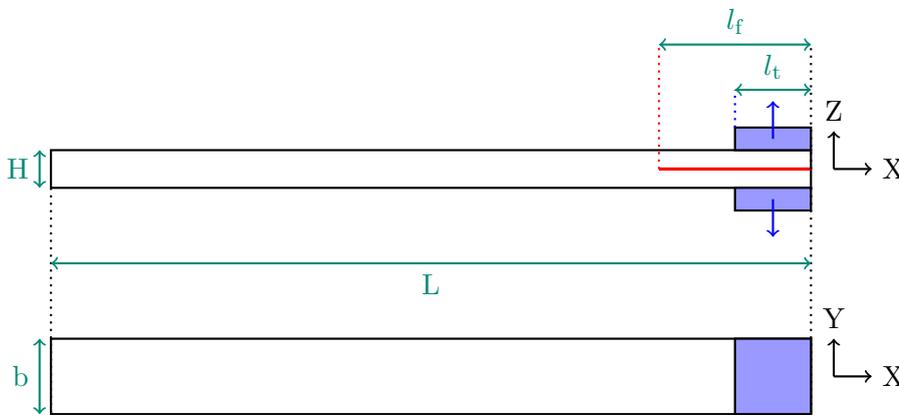
2.2.1.3 Traction sur un stratifié $[+67.5/-67.5]_{3s}$

Enfin, les essais de traction sur un stratifié $[+67.5/-67.5]_{3s}$ mettent en avant l'importance du module d'Young transverse E_{22} . La Figure 2.17 montre que les essais expérimentaux ont un très bonne reproductibilité entre les quatre éprouvettes. Les courbes sont linéaires jusqu'à une déformation normalisée de 0.2 puis une légère diminution de la raideur apparaît. Les simulations, dont les propriétés du maillage sont définies sur la Figure 2.18, présentent une raideur proche de celles des essais lorsque E_{22} est correctement identifié. Tout comme dans le cas $[+45/-45]_{3s}$, la simulation échoue à représenter fidèlement la fin de la courbe. Ici, le problème concerne la rupture qui n'intervient pas dans la simulation. En



Caractéristiques du maillage	
Nombre d'éléments (C3D8R)	164 312
Nombre de nœuds	176 904
Taille des mailles (process zone, mm)	0.5

Figure 2.18 – Maillage des éprouvettes $[+67.5/-67.5]_{3s}$.



Dimensions (mm)	
Longueur (L)	250
Largeur (b)	20
Épaisseur (H)	≈ 4
Longueur fissure (l_f)	variable
Talons (l_t)	20

Figure 2.19 – Géométrie des éprouvettes DCB de la norme interne Airbus IGC 04.26.381.

utilisant la nouvelle loi de fissuration transverse, définie ultérieurement dans la [Section 4.1](#), la simulation permet de mieux approcher la force à rupture.

2.2.2 Comportement inter-ply

2.2.2.1 Mode I : DCB $[0_{22}]$

Les essais sur des éprouvettes Double Cantilever Beam (DCB) sollicitent en mode I l'intercouche entre des plis orientés à 0° . Ils permettent de définir le taux de restitution d'énergie critique G_{Ic} de l'intercouche. Nous utilisons ici deux campagnes d'essais menées par Airbus avant ce travail de thèse. La procédure expérimentale est décrite puis les résultats présentés. Ensuite, la comparaison des simulations avec les essais permet d'identifier les pseudo-raideurs des intercouches.

Une norme interne (IGC 04.26.381 : "Stratifiés : Détermination du G_I^c ") a été suivie pour les conditions de sollicitations et les dimensions des éprouvettes (voir [Figure 2.19](#)). La fissure est amorcée par un film de Téflon placé dans l'intercouche située à la mi-épaisseur de l'éprouvette, la séparant alors en deux bras de onze plis. L'ouverture de l'éprouvette est réalisée en imposant un déplacement sur l'un des bras et en encastrant l'autre. Au moment de la propagation de la fissure, la machine est stabilisée à ouverture constante. La force

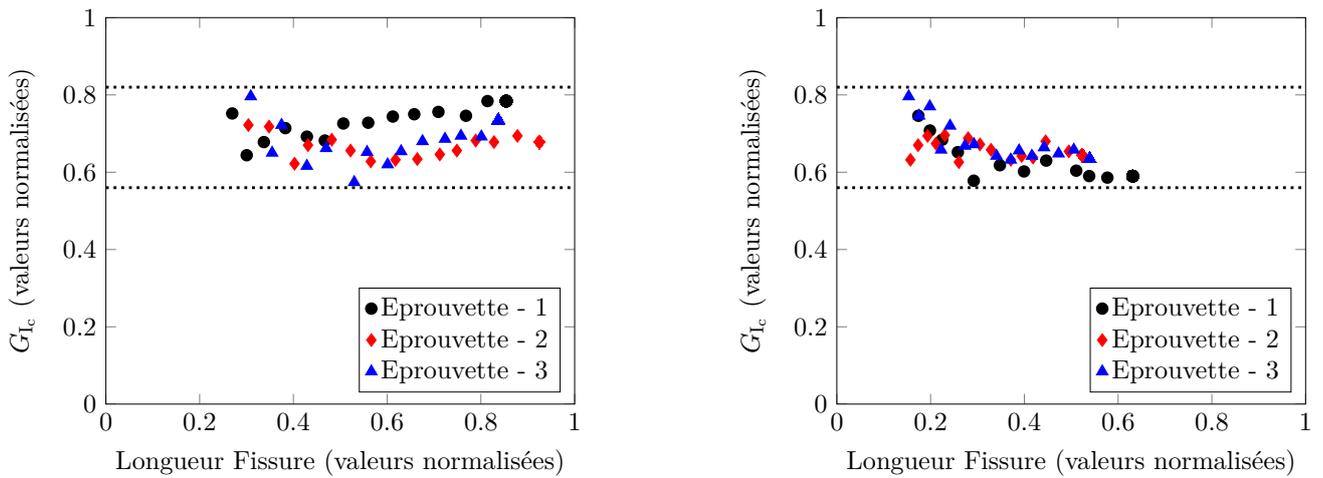
et l'ouverture (F_c, δ_c) sont alors mesurées. La longueur de fissure l_f est la moyenne des mesures effectuées sur chaque chant en prenant comme origine le point d'application de la force. L'exploitation des résultats est fondée sur la compliance $C = \frac{\delta_c}{F_c}$ de l'éprouvette. L'expression analytique de la compliance en fonction de la longueur de la fissure est obtenue par régression polynomiale de degré 3. De cette expression découle la dérivée par rapport à l_f et le calcul de G_{I_c} selon l'équation (2.4).

$$G_{I_c} = \frac{F_c^2}{2b} \frac{dC}{dl_f} \quad (2.4)$$

G_{I_c}	Taux de restitution d'énergie critique ($\text{J}\cdot\text{m}^{-2}$)
F_c	Force nécessaire pour propager la fissure (N)
b	Largeur de l'éprouvette (m)
C	Compliance de l'éprouvette ($C = \frac{\delta_c}{F_c}$ en $\text{m}\cdot\text{N}^{-1}$)
l_f	Longueur de la fissure (m)

L'évolution de G_{I_c} en fonction de la longueur de la fissure est présentée sur la [Figure 2.20](#). Pour chaque campagne d'essai, trois éprouvettes ont été testées. Les résultats sont cohérents entre l'ensemble des six éprouvettes. La moyenne des six éprouvettes sera utilisée comme valeur de ténacité Y_c de l'interface dans les simulations. Nous avons remarqué que cette valeur est supérieure à celle du stratifié de référence sans intercouche, ce qui met en évidence l'intérêt de l'intercouche et de ses particules. La [Figure 2.21](#) présente le faciès de rupture de l'éprouvette 2 de la première campagne d'essais. Il montre que la propagation de la fissure se fait dans un premier temps selon une rupture cohésive (donc à l'intérieur de l'intercouche) puis de manière adhésive (pontage des fibres). Les autres éprouvettes de cette campagne présentent des faciès similaires. Cette observation est cohérente avec la courbe représentant le G_{I_c} de cette éprouvette (points en rouge de la [Figure 2.20a](#)) car les valeurs pour les petites longueurs de fissure sont légèrement supérieures. Lorsque l'intercouche possède une ténacité trop forte, la fissure amorcée en son milieu se propage rapidement dans l'interface pli/intercouche voire dans le pli. Ces phénomènes de pontage de fibres et de saut de fissure se retrouvent souvent dans les essais DCB, en présence ou non d'intercouche ([[De Moura et al., 2010](#)]).

Les simulations de ces essais permettent de recalculer les pseudo-raideurs de l'intercouche et de valider la valeur de G_{I_c} . Pour les stratifiés classiques, les pseudo-raideurs des intercouches ne sont que peu influentes sur la raideur de l'éprouvette, qui est déterminée par le module longitudinal des plis. Elles sont difficilement identifiables et sont souvent prises comme étant égales à $K_3^0 = \frac{E_{33}^0}{h_I}$ et $K_1^0 = \frac{2G_{13}^0}{h_I}$ où h_I représente l'épaisseur de l'intercouche. Ici, toutes les intercouches sont représentées et constituent un quart de l'épaisseur totale. Ainsi, à la fois leur raideur en mode I (K_3^0 pour les sollicitations σ_{33}) et en mode II (K_1^0 pour les sollicitations σ_{13}) sont influentes. Pour les identifier, la procédure correcte serait de d'abord définir la valeur de K_1^0 à partir d'un essai de mode II où seulement cette raideur est influente. Ensuite, la simulation des essais DCB permettrait d'identifier K_3^0 . Cependant, les essais en mode II réalisés par Airbus n'ont pas permis d'obtenir la valeur de K_1^0 (voir [Section 2.2.2.2](#)). Ainsi, nous conserverons le ratio entre K_1^0 et K_3^0 des stratifiés classiques pour identifier simultanément les deux pseudo-raideurs sur les essais DCB. Dans un premier temps, leurs valeurs sont recalées sur la courbe expérimentale correspondante à une longueur de fissure donnée (40 mm). Une étude précise de convergence au maillage sur



(a) Première campagne d'essais.

(b) Seconde campagne d'essais.

Figure 2.20 – Essais DCB : évolution de G_{Ic} en fonction de la longueur de la fissure.

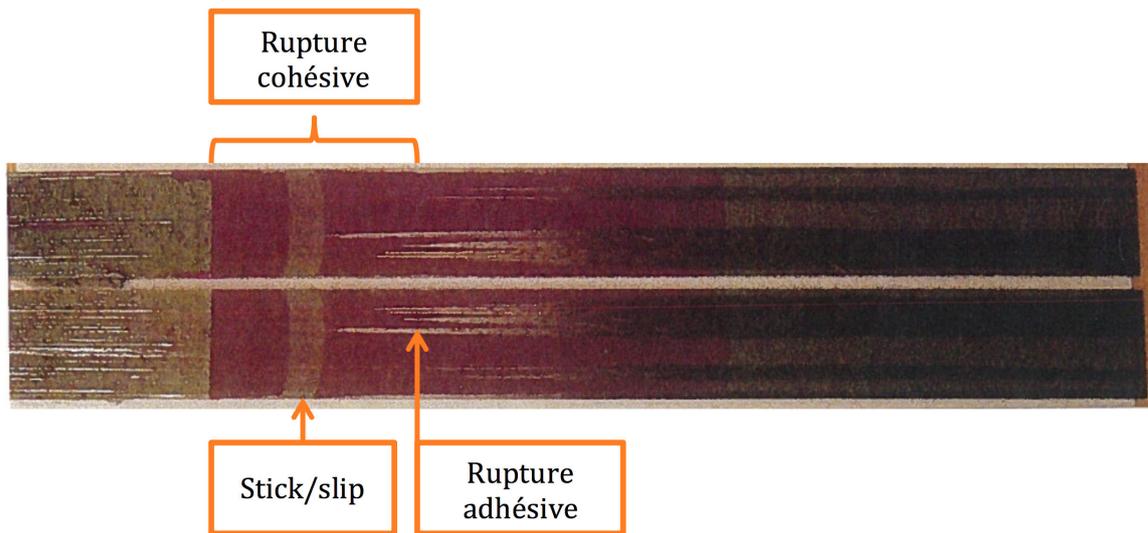
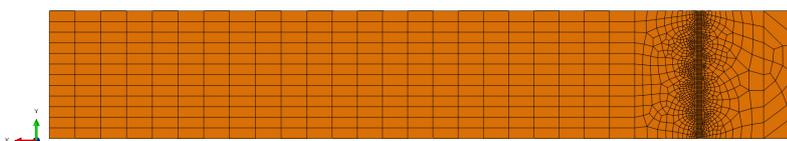


Figure 2.21 – Essais DCB : faciès de rupture de l'éprouvette 2 (première campagne d'essais).



Caractéristiques du maillage	
Nombre d'éléments (C3D8R)	69 137
Nombre de nœuds	75 196
Taille des mailles (process zone, mm)	0.1

Figure 2.22 – Maillage des éprouvettes DCB.

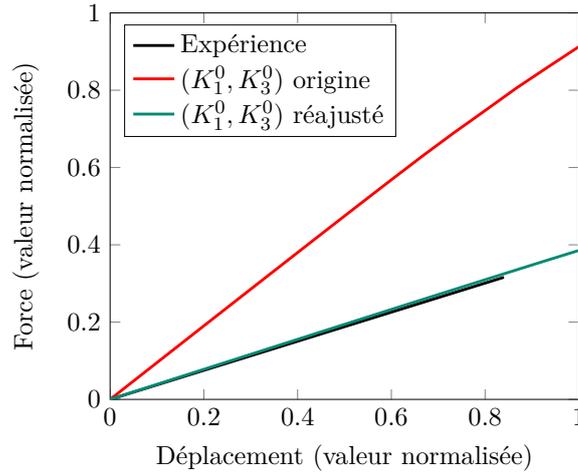


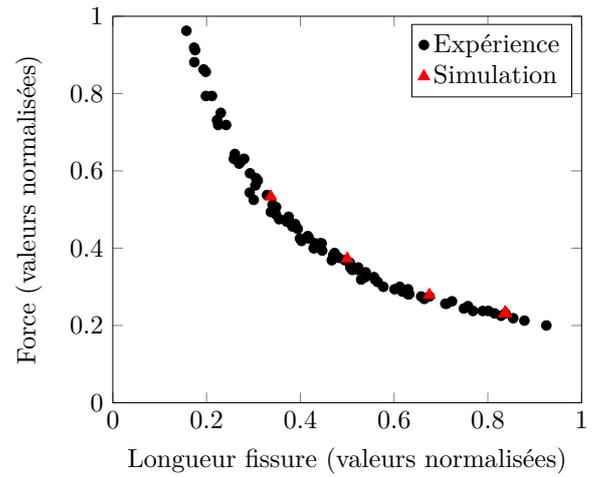
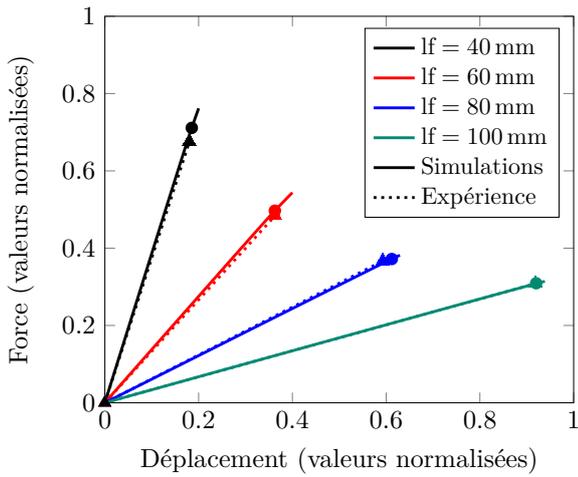
Figure 2.23 – Simulations DCB : recalage des pseudo-raideurs (K_1^0, K_3^0) de l'intercouche.

l'amorçage de la propagation a été réalisée. Les propriétés du maillage final sont présentées sur la [Figure 2.22](#).

La [Figure 2.23](#) montre les simulations effectuées avec les anciennes valeurs de (K_1^0, K_3^0) (courbe rouge) et les nouvelles (courbe verte). Pour retrouver la raideur de l'éprouvette, il est nécessaire de diminuer les valeurs initialement identifiées. En effet, comme vu dans la [Section 1.3.4](#), l'estimation de la pseudo-raideur est inversement proportionnelle à l'épaisseur de l'intercouche. Les pseudo-raideurs de l'intercouche sont donc inférieures à celles d'un stratifié classique. La raideur de l'éprouvette pour cette longueur de fissure est maintenant correctement représentée. La [Figure 2.24a](#) montre que les nouvelles pseudo-raideurs conviennent à trois autres longueurs de fissure (60, 80 et 100 mm). L'amorçage du délaminage, noté par des triangles pour l'expérience et par des ronds pour les simulations, est aussi cohérent avec les essais. Il peut être noté que la précision de la simulation est meilleure pour les fissures longues (écart relatif de 0.1% sur la force à rupture pour $l_f = 100$ mm) que pour les courtes (écart relatif de 7.7% sur la force à rupture pour $l_f = 40$ mm). Enfin, la [Figure 2.24b](#) présente la force à rupture de l'ensemble des six éprouvettes en fonction du déplacement. Là encore, les valeurs obtenues par simulation sont très correctes.

2.2.2.2 Mode II : CLS [0₂₂]

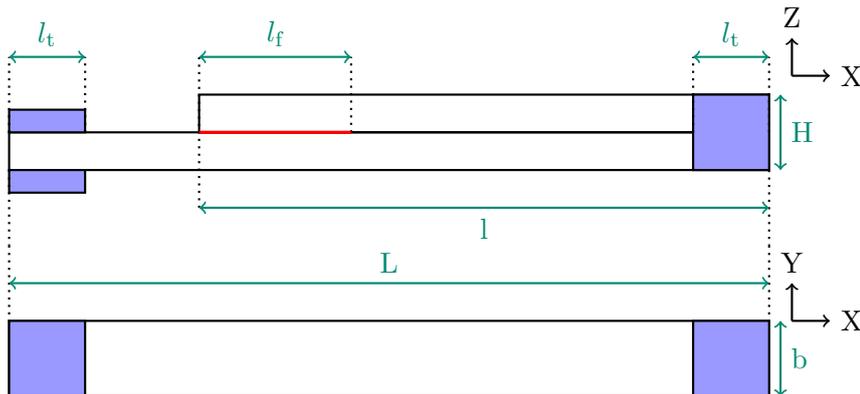
Les essais en mode II peuvent être réalisés sur différentes géométries. Les deux principales sont End Notched Flexure (ENF, [\[ASTM, 2014\]](#)) et Cracked Lap Shear (CLS, norme interne Airbus IGC 04.26.382 "Stratifiés, détermination des G_{IIc} "). Le principal intérêt de la CLS, qui est celle testée chez Airbus, est de garantir un mode II pur pendant la propagation de la fissure qui est plus stable. La géométrie est présentée sur la [Figure 2.25](#). L'éprouvette est constituée de deux brins contenant chacun onze plis orientés à 0° (selon X). L'ensemble est encasté à droite et un déplacement selon la direction -X est imposé sur le brin inférieur. L'essai permet de calculer G_{IIc} à partir de la force à rupture de l'interface selon l'équation (2.5). Cette équation montre que la mesure du déplacement n'est pas nécessaire pour calculer le taux de restitution d'énergie critique. C'est pourquoi pendant l'essai, le déplacement n'a été mesuré que par le déplacement du vérin machine. Sans plus de précision sur la mesure, la pseudo-raideur de cisaillement K_1^0 de l'intercouche ne peut pas être ajustée comme nous l'avons fait en mode I avec K_3^0 . La simulation permettra néanmoins de vérifier la cohérence de la force à rupture.



(a) Force en fonction du déplacement des bras de l'éprouvette.

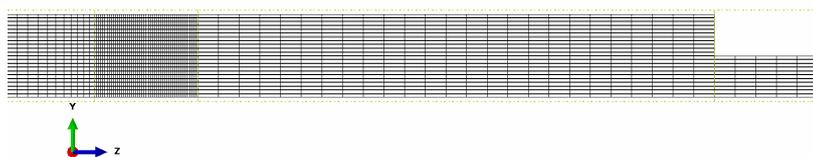
(b) Force critique en fonction de la longueur de fissure.

Figure 2.24 – Comparaison Essais - Simulations. Essais DCB.



Dimensions (mm)	
Longueur (L)	350
Longueur bras (l)	250
Largeur (b)	10
Epaisseur (H)	≈ 4
Longueur fissure (l_f)	25
Talons (l_t)	35

Figure 2.25 – Géométrie des éprouvettes CLS.



Caractéristiques du maillage	
Nombre d'éléments (C3D8R)	184 079
Nombre de nœuds	197 274
Taille des mailles (process zone, mm)	0.1

Figure 2.26 – Maillage des éprouvettes CLS.

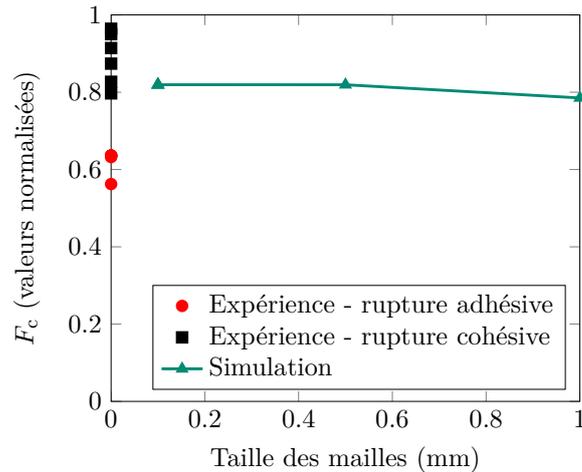


Figure 2.27 – Comparaison Essais - Simulations de la force à rupture. Essais CLS.

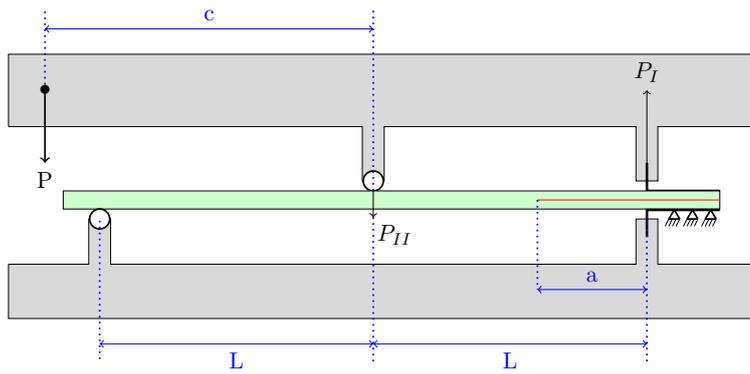
$$G_{II_c} = \frac{F_c^2}{4E_1 b^2 \frac{H}{2}} \quad (2.5)$$

G_{II_c}	Taux de restitution d'énergie critique ($J \cdot m^{-2}$)
F_c	Force nécessaire pour propager la fissure (N)
E_1	Module d'Young longitudinal (GPa)
b	Largeur de l'éprouvette (mm)
H	Epaisseur de l'éprouvette (mm)

Les résultats expérimentaux et numériques sont comparés sur la [Figure 2.27](#). Neuf éprouvettes ont été testées et les valeurs de F_c résultantes peuvent être classées en deux catégories. Trois valeurs relativement basses traduisent une rupture adhésive qui a été confirmée par les faciès de rupture post-mortem. Les fissures dans les six autres éprouvettes se sont propagées de manière cohésive dans l'intercouche, donnant ainsi des valeurs plus élevées de force à rupture. Dans la simulation, la force à rupture est tracée pour trois tailles de maille pour atteindre une convergence du résultat. La valeur convergée se situe dans la moyenne des valeurs expérimentales. Elle est cohérente avec la valeur de G_{II_c} rentrée dans le méso-modèle. Nous avons aussi remarqué que le G_{II_c} du stratifié avec intercouches est supérieur à celui d'un stratifié classique.

2.2.2.3 Modes Mixtes

Dans le méso-modèle, le calcul de la force thermodynamique Y_I de l'interface fait intervenir un paramètre α ([[Allix et al., 1998](#), [Lévêque, 1998](#)], voir [Section 1.3.4](#)). Difficilement identifiable, il est souvent égal à 1 et n'est pas indiqué dans les équations des articles. Cependant, il est présent dans le code Samcef (à partir de la version 11) et dans la UMAT Damasco du code Abaqus, permettant de rendre compte de la mixité des modes d'ouverture de fissure. Nous mettons ici en évidence son importance à l'aide d'une comparaison essais-simulations.



P	Force imposée (N)
P_I	Force résultante pour ouverture mode I ($P_I = \frac{3c-L}{4L}P$)
P_{II}	Force résultante pour ouverture mode II ($P_{II} = \frac{c+L}{L}P$)
L	Distance entre appuis (50 mm)
a	Longueur de la fissure (28.6 mm)
c	Fonction du ratio $\frac{G_I}{G_{II}}$ souhaité

Figure 2.28 – Géométrie des éprouvettes MMB.

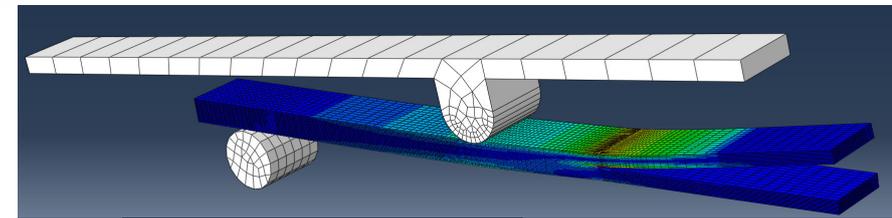
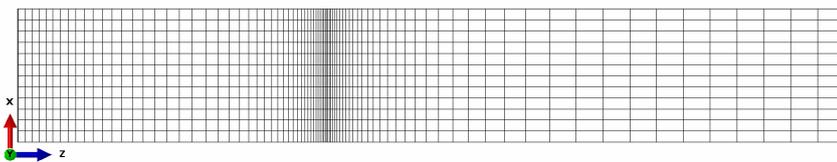


Figure 2.29 – Maillage des éprouvettes MMB.

Caractéristiques du maillage

Nombre d'éléments (C3D8R)	68 676
Nombre de nœuds	77 220
Taille des mailles (process zone, mm)	0.1

Les essais en modes mixtes (I et II) ont été réalisés à partir de la norme [ASTM, 2003] sur des éprouvettes Mixed Mode Bending (MMB) dont la géométrie est présentée sur la Figure 2.28. La fissure est amorcée avec un film inséré au milieu du stratifié qui est constitué de vingt-deux plis orientés à 0° . L'une des extrémités de l'éprouvette est posée sur un cylindre tandis que l'autre est encastrée en sa face inférieure. Le dispositif supérieur permet d'appliquer le chargement. Il est posé selon un contact linéique au centre de l'éprouvette et encastré avec la face supérieure de celle-ci. Un déplacement est imposé à l'autre extrémité selon un bras de levier permettant de régler le ratio mode I/mode II. L'effort résultant P est réparti au centre de l'éprouvette (P_{II} , ouverture mode II) et à son extrémité (P_I , ouverture mode I) selon la formule précisée sur la Figure 2.28 ([Reeder et REWS, 1990, James *et al.*, 2000]). Six éprouvettes ont été réalisées, à raison de deux par ratio (à savoir $\frac{G_I}{G_{II}} \in \{0.25; 1; 4\}$).

Sur la Figure 2.30a sont présentées les courbes force/déplacement, avec pour chaque ratio le résultat des deux éprouvettes (traits pleins et traits pointillés). Les courbes montrent une très bonne reproductibilité de l'essai. Comme pour le mode II, la valeur du déplacement n'est pas prépondérante et n'a donc pas été mesurée avec précision. Elle a été réalisée à partir du déplacement du vérin machine. Plus la force appliquée est importante, plus la

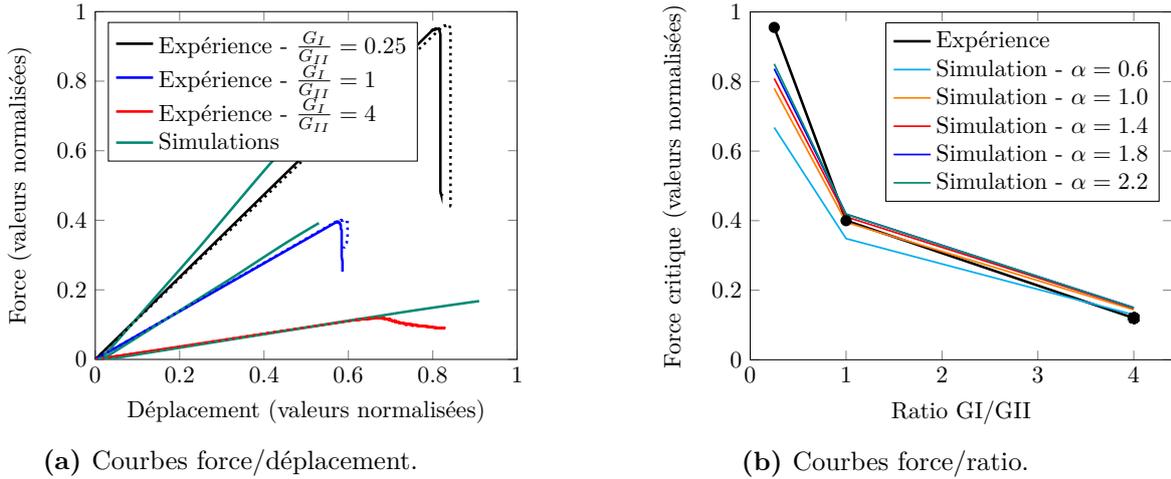


Figure 2.30 – Comparaison Essais - Simulations.
Essais MMB.

mesure sera erronée. Ainsi, sur la [Figure 2.30a](#), la pente de la courbe rouge, correspondante à un fort ratio $\frac{G_I}{G_{II}}$ est bien représentée par la simulation. Les autres ratio, nécessitant l'application d'efforts plus importants, s'écartent des courbes expérimentales.

La valeur importante que nous analysons est la force P appliquée en bout du dispositif lors de la propagation de la fissure. Cet instant est déterminé dans la simulation lorsque la variable d'endommagement de l'interface vaut 1 (notons que $d_{33} = d_{13} = d_{23}$ car $\rho = 0$). Une très grande attention a été portée sur l'incrément de chargement et sur le maillage. En effet, selon le ratio, l'écart entre la force au centre et à l'extrémité de l'éprouvette peut être très important. Pour chaque ratio une étude de convergence a été réalisée. Pour comparer les résultats entre les ratios, le même maillage est utilisé et correspond au plus fin des trois (taille des mailles en pointe de fissure de 0.1 mm pour une largeur d'éprouvette de 12 mm, voir [Figure 2.29](#)). Dans la simulation, l'appareillage en blanc sur la figure est modélisé par un solide indéformable.

La comparaison des forces critiques pour chaque ratio est présentée sur la [Figure 2.30b](#). Le graphique montre que la tendance expérimentale est respectée : la force à rupture augmente lorsque l'intercouche est principalement sollicitée en mode II. Les deux ratios les plus élevés sont très bien représentés par la simulation. Cependant, la valeur pour un ratio de 0.25 est sous-estimée. Pour mieux approcher la courbe expérimentale en ce point, il est nécessaire d'augmenter la valeur de α . L'influence de ce paramètre sur la force critique en fonction du ratio est très forte lorsque sa valeur est comprise entre 0.6 et 1.4 puis s'atténue fortement. Il est important de remarquer que la valeur de α , à partir de 1, n'affecte que très peu les ratios 1 et 4. Une valeur de $\alpha = 1$ est donc correcte lorsque le mode I est prépondérant sur le mode II. Dans le cas contraire, sa valeur doit être augmentée ($\alpha > 1.4$) pour améliorer la précision des simulations.

2.2.3 Conclusion

Les comparaisons entre les essais et les simulations réalisées avec le méso-modèle montrent que celui-ci est adapté aux stratifiés avec intercouches. Néanmoins, une identification propre des paramètres est nécessaire pour prendre en compte l'épaisseur de l'intercouche et sa raideur. Ceci est indispensable à la fois pour les sollicitations dans le plan (e.g. UD) que pour

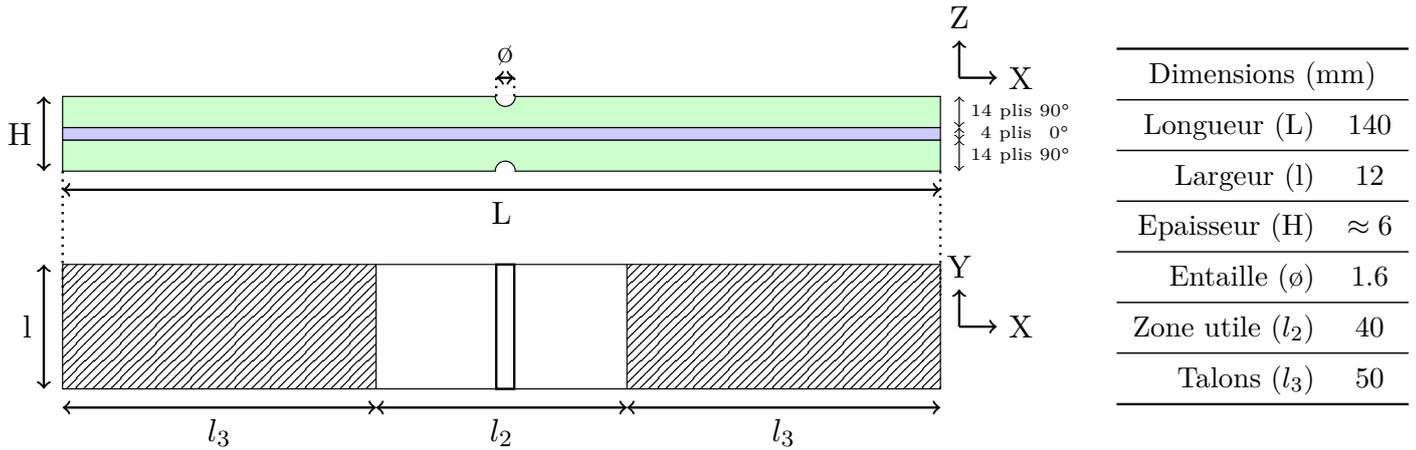


Figure 2.31 – Géométrie des éprouvettes Double Entaille.

les sollicitations hors-plan de l'intercouche (e.g. DCB). La présence de l'intercouche a aussi permis de mettre en évidence l'importance de deux paramètres jusque-là peu regardés : la saturation de l'endommagement diffus et le couplage entre les modes de rupture de l'intercouche. Enfin, il a été vérifié que la ténacité de l'intercouche à particules, en mode I et en mode II, est plus élevée que sur les stratifiés classiques.

2.3 Comportement de fissure transverse et de micro-délaminage

Après avoir observé la propagation d'une fissure dans la résine seule de l'intercouche (Section 2.1.3), l'analyse est maintenant réalisée sur le stratifié. L'essai présenté dans cette section permet d'amorcer une fissure transverse dans des plis à 90°. En atteignant les plis à 0° centraux, elle amorce un micro-délaminage qui se propage de manière stable. La propagation de ces deux endommagements et leur interaction avec les particules des intercouches sont observées sur la tranche.

2.3.1 Description de l'essai Double Entaille

La géométrie des éprouvettes est présentée sur la Figure 2.31. Les deux entailles ont un diamètre $\varnothing = 1.6$ mm et sont débouchantes dans la largeur de l'éprouvette. Contrairement aux essais double entaille classiques ([Catalanotti *et al.*, 2014]), les entailles sont réalisées uniquement dans les plis à 90°. Elles recouvrent environ cinq plis. Le choix du diamètre correspond à la plus petite valeur réalisable par découpe laser. Ainsi, pour permettre à la fissure de traverser suffisamment d'intercouches, le choix de mettre deux massifs de quatorze plis à 90° a été réalisé. Les plis à 0° sont disposés au centre et leur nombre de quatre permet d'empêcher l'interaction entre les deux fissures transverses. Dans la littérature, un essai assez similaire existe ([Takeda *et al.*, 2002]). Il comporte une unique entaille soumise à de la flexion. L'éprouvette est aussi constituée de quatre plis à 0° mais de deux massifs de dix plis à 90°. Notre éprouvette est soumise à une sollicitation en traction après encastrement des talons sur une longueur $l_3 = 50$ mm. Un déplacement selon X est ensuite imposé au verrin machine à la vitesse de $0.1 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$ sur une machine INSTRON 1196 de capacité 250 kN. Sur les éprouvettes 2 à 6, la mesure précise du déplacement a été réalisée grâce à un Linear Variable Differential Transformer (LVDT). La longueur totale de l'éprouvette

est fixée à 140 mm afin d'assurer une zone utile de longueur supérieure à vingt fois le diamètre du trou ($l_2 = 40$ mm). Enfin, la largeur a été choisie suffisamment grande pour éviter les effets de bords. Un suivi optique par caméras haute résolution est effectué sur chaque tranche des éprouvettes au niveau des entailles avec une acquisition d'images toutes les 5 secondes. Les caméras IMPERX utilisées ont une résolution de 29 millions de pixels avec un objectif télécentrique de diamètre 70 mm. Sur la première éprouvette, un suivi par corrélation d'images avec le logiciel Correli STC est effectué afin d'obtenir une mesure locale des champs de contraintes en pointes d'entailles. Un polissage rigoureux des bords de chaque éprouvette a été réalisé afin de pouvoir observer avec précision les particules et leur interaction avec les fissures. En tout, six éprouvettes ont été testées. Seule la première n'a pas été sollicitée jusqu'à rupture, faute à une machine d'essai de trop faible charge maximale (premier essai réalisé sur une machine INSTRON 5966 de capacité 10 kN). Sur les trois dernières éprouvettes, un blocage dans la direction de l'épaisseur Z a été réalisé sur les deux faces (voir l'outillage sur la photographie en bas à droite de la [Figure 2.32](#)). Ceci permet d'empêcher la mise en flexion de l'éprouvette et ainsi de stabiliser la propagation micro-délaminage.

2.3.2 Analyse macroscopique

La [Figure 2.33](#) montre l'une des tranches de chacune des six éprouvettes avant leur rupture. À gauche, les éprouvettes n'ont pas été bloquées dans la direction de l'épaisseur Z contrairement à celles de droite.

Sur chacune des trois premières éprouvettes, les fissures transverses amorcées par les entailles ne se sont pas produites simultanément mais avec un certain décalage temporel. La raison de cette non-simultanéité peut provenir de la présence localement de micro-défauts, du fait que les deux trous ne sont pas parfaitement identiques ou encore de la symétrie imparfaite du chargement. Les deux délaminages résultants se produisent de manière instable sur une certaine longueur. Pour chaque éprouvette, l'un des délaminages est très étendu, dissociant ainsi complètement le massif de plis à 90° et mettant en flexion l'éprouvette, tandis que l'autre est moins propagé. Dans le massif de plis à 90° , quelques fissures transverses s'amorçant par cisaillement en bord des plis à 0° sont visibles.

La [Figure 2.34](#) présente, sur l'exemple de la première éprouvette non bloquée dans l'épaisseur, l'enchaînement des endommagements. Il y a eu quatre étapes distinctes de fissuration durant l'essai, représentées par une prise de vue et un point de couleur placé sur la courbe d'effort fonction du déplacement. Chacune de ces fissurations amène une chute de l'effort. La première est l'amorçage de la fissure transverse au niveau de l'entaille supérieure. La propagation s'est faite "instantanément" à travers l'ensemble des plis à 90° jusqu'au pli à 0° où un petit délaminage s'est amorcé. La deuxième étape est la propagation instable de ce délaminage sur une longueur plus importante. La dissymétrie induite met alors l'éprouvette légèrement en flexion. C'est pourquoi la fissure s'amorçant au niveau de l'autre entaille ne se produit que plus tard (troisième étape). La propagation de la deuxième fissure transverse est instable et le délaminage résultant n'est pas aussi prononcé que sur le bord supérieur. Enfin, deux fissures transverses, symétriques par rapport aux entailles, s'amorcent à partir du pli à 0° (à cause du cisaillement local) et se propagent dans l'épaisseur des plis à 90° . Dans la suite de l'essai, une dizaine de fissures transverses sont créées. En leur pointe, un micro-délaminage est amorcé que nous étudierons plus en détails dans la [Section 2.3.3](#). La [Figure 2.35a](#) permet de comparer les courbes force/déplacement des trois premières éprouvettes. Sur la première, l'acquisition du déplacement n'a pas été réalisée correctement, ce qui explique sa différence par rapport aux deux autres. Ces dernières ont une force à

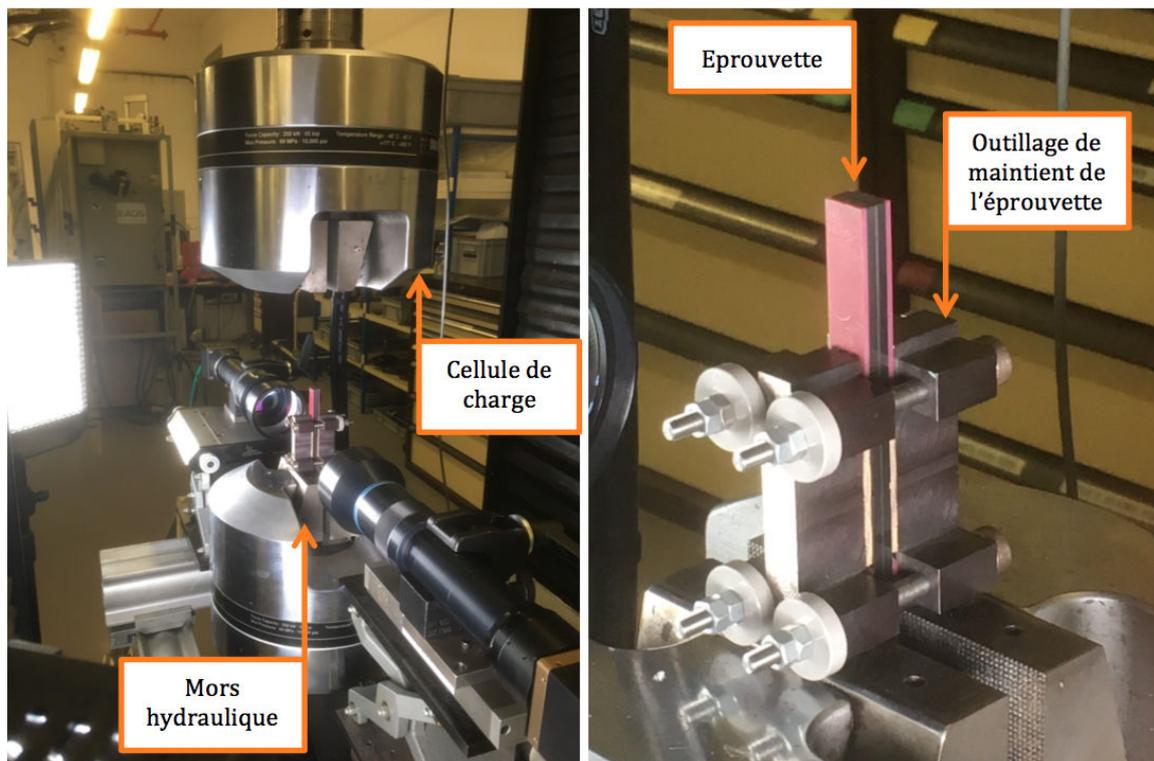
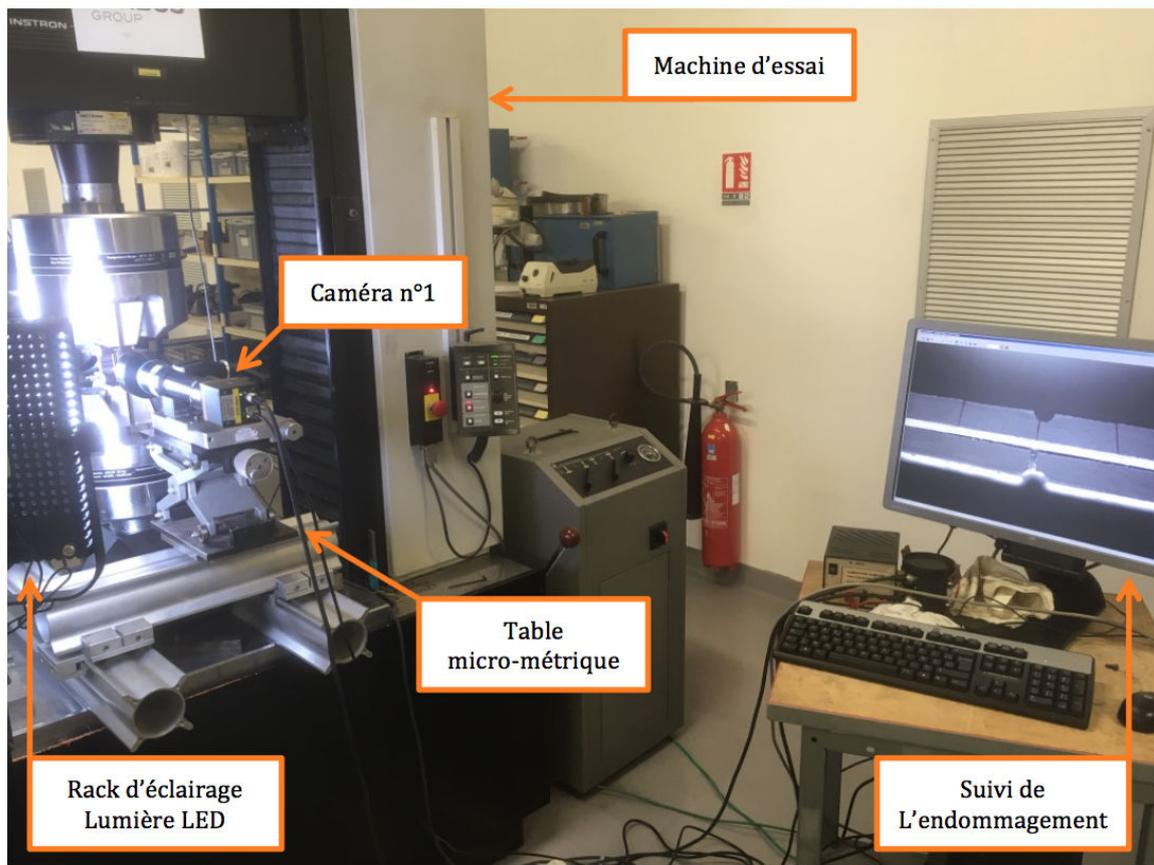


Figure 2.32 – Montage de l'essai Double Entaille.

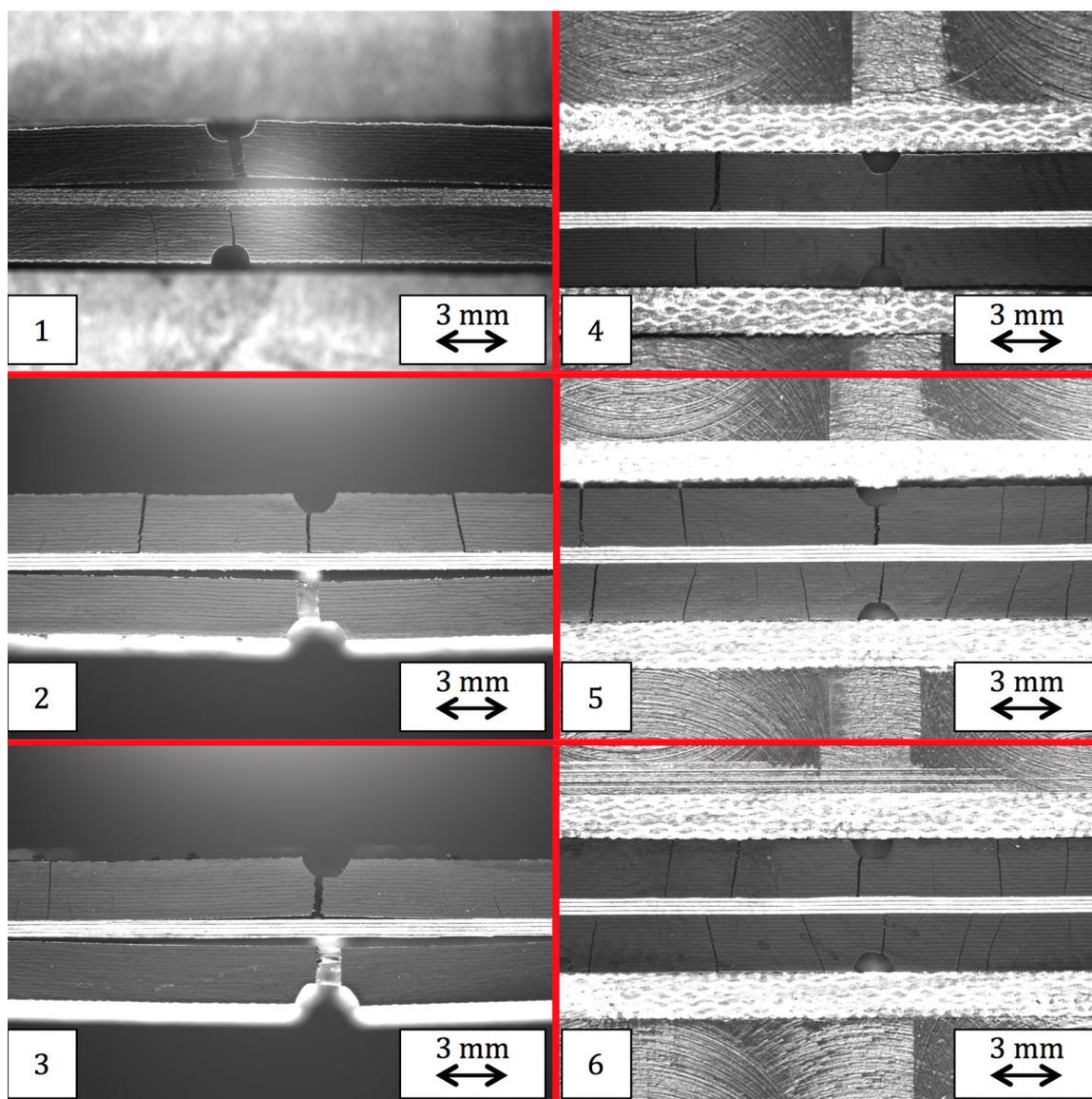


Figure 2.33 – Vue de l’une des tranches des six éprouvettes avant rupture.
 Dans la colonne de gauche, éprouvettes 1-2-3 (non bloquées).
 Dans la colonne de droite, éprouvettes 4-5-6 (bloquées).

rupture très proche. Malheureusement, l’enregistrement des déplacements de la deuxième éprouvette s’est arrêté avant la fin de l’essai.

Le blocage des trois dernières éprouvettes a permis de conserver la sollicitation en traction pure et donc de créer plus de fissures transverses (voir [Figure 2.33](#)). Il a surtout été possible de suivre la propagation du micro-délaminage. Sur les éprouvettes 5 et 6, le réseau de fissures respecte bien la symétrie gauche/droite mais pas celle dans l’épaisseur entre les deux massifs de plis à 90°. L’enchaînement des endommagements est similaire à celui des trois premières éprouvettes mais les cinétiques sont différentes. Deux fissures transverses sont amorcées par les entailles et se propagent de manière instable jusqu’aux plis à 0°. L’une d’entre elle amorce alors un micro-délaminage. Contrairement aux éprouvettes précédentes où la mise en flexion provoquait une propagation instable du micro-délaminage, celui-ci se propage de manière stable jusqu’à atteindre une certaine longueur limite. A ce moment-

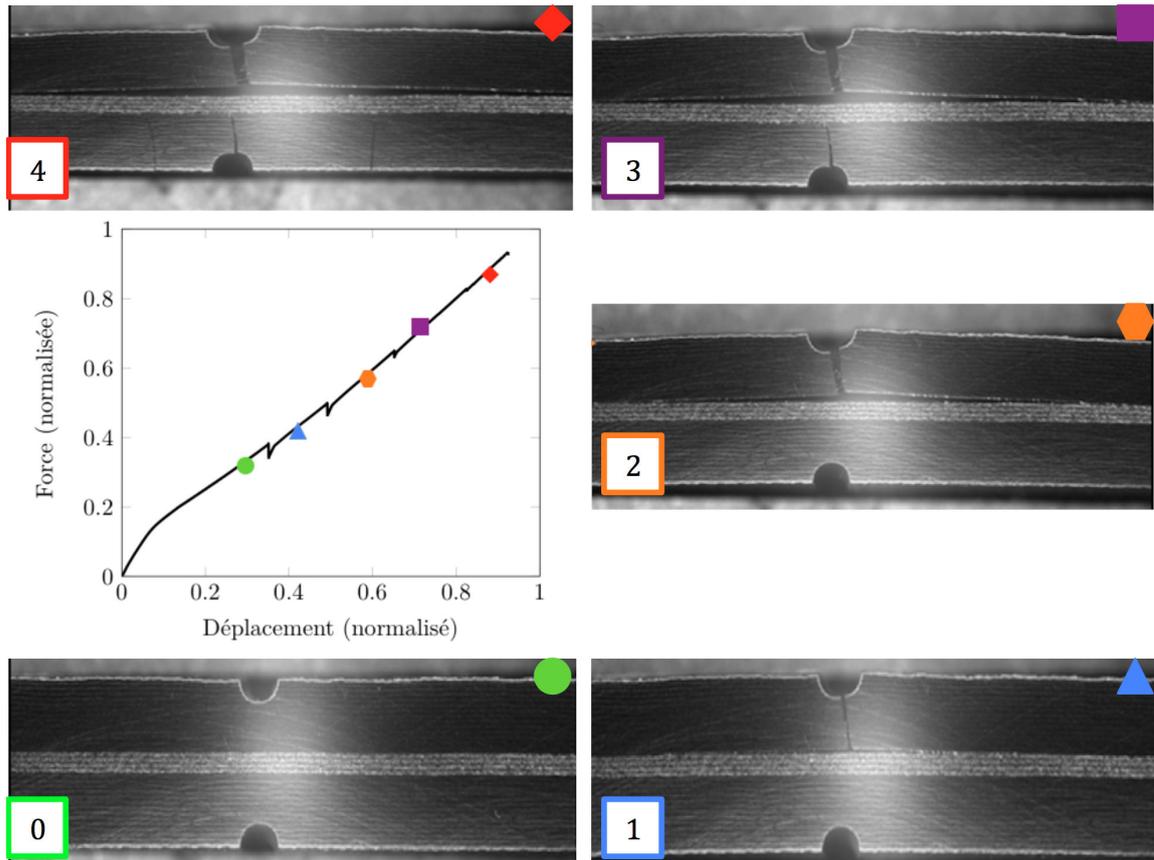


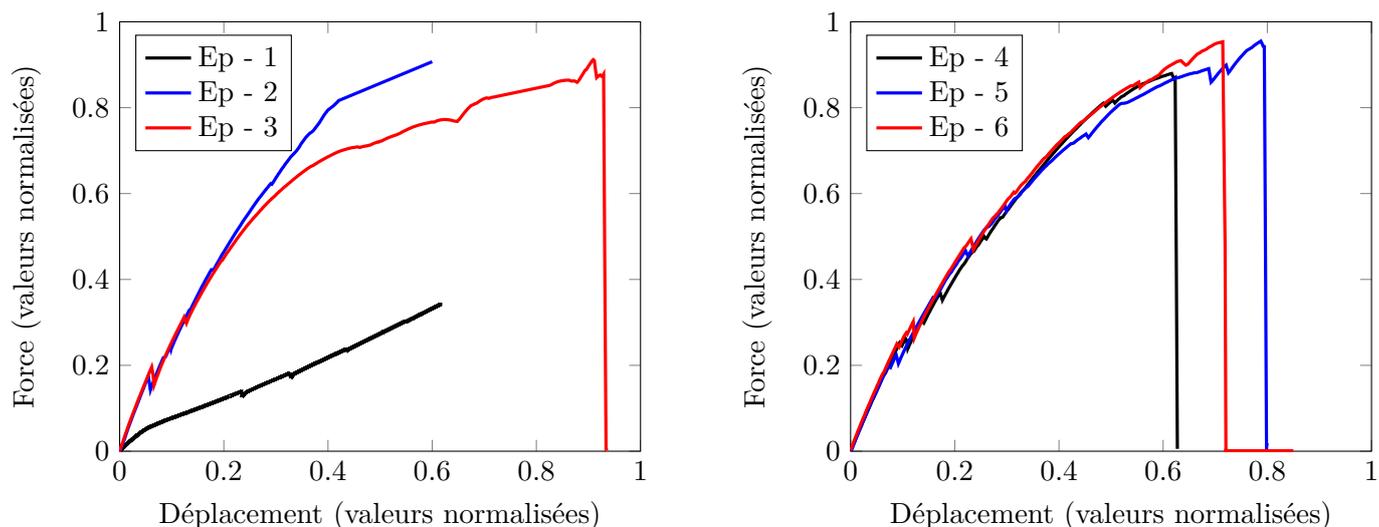
Figure 2.34 – Essai Double Entaille : courbe force/déplacement et endommagements associés (valeurs normalisées).

là, des fissures transverses sont créées dans les deux massifs de plis à 90° , empêchant une nouvelle propagation du micro-délaminage. La cinétique de propagation de ce dernier sera étudiée plus en détails dans la [Section 4.2](#) où elle sera comparée à la simulation par éléments finis. La [Figure 2.35b](#) permet de comparer les courbes force/déplacement des trois dernières éprouvettes. Cette fois, la reproductibilité de l'essai est correcte, avec des forces à rupture relativement proches. Les courbes sont linéaires jusqu'à l'apparition de la première fissure transverse (autour d'une force normalisée de 0.25) puis la pente s'atténue progressivement. Cette diminution de la pente est due à la présence des fissures transverses et au nombre important de plis orientés à 90° , ce qui impact la raideur de l'éprouvette.

Il y a deux points essentiels à retenir de cette analyse macroscopique. Le premier est que l'amorçage de la fissure transverse au niveau de l'entaille se réalise à un niveau de chargement similaire entre les six éprouvettes (pour une force normalisée d'environ 0.25). Ceci est certes logique mais permettra de recalibrer la simulation de cet essai dans le [Chapitre 4](#). Le second est la cinétique de propagation du micro-délaminage. Cette cinétique particulière sera aussi comparée aux simulations.

2.3.3 Analyse microscopique

Sur la première éprouvette a été réalisée une observation post-mortem précise des bords au microscope. De nombreuses images montrant la propagation des fissures dans les inter-couches ont été prises. Cependant, il ne s'agit que de vues dans un plan 2D et seule une



(a) Eprouvettes non-bloquées.

(b) Eprouvettes bloquées.

Figure 2.35 – Essai Double Entaille : courbes force/déplacement des six éprouvettes.

analyse plus fine par fractographie permettrait de mieux comprendre l'interaction entre la fissure transverse et les particules. Les mécanismes dans les intercouches $0^\circ/90^\circ$ (micro-délaminage) et $90^\circ/90^\circ$ (fissuration transverse) sont distingués.

2.3.3.1 Micro-délaminage

Concernant le micro-délaminage en pointe de la fissure amorcée par l'entaille supérieure, la [Figure 2.36](#) montre des sauts de fissure d'une interface à l'autre. Contrairement aux fissures non amorcées par les entailles, ce micro-délaminage s'est propagé brutalement. C'est pourquoi les particules ne semblent pas avoir eu d'impact sur sa propagation.

Sur l'ensemble de l'éprouvette, en plus des deux fissures transverses amorcées par les entailles, sept autres ont été observées. Leur comportement dans l'intercouche entre le pli à 0° et pli à 90° sont proches, même si des différences sont notables. Dans trois cas, la fissure transverse ne traverse pas l'intercouche et amorce un délaminage à l'interface pli/intercouche à 90° . La [Figure 2.37](#) montre deux de ces cas avec pour chacun trois images avec un zoom progressif sur l'amorçage du micro-délaminage ($\times 5$, $\times 20$ et $\times 60$). Pour la fissure de gauche, le micro-délaminage s'amorce à la première interface (entre l'intercouche et le pli à 90°). Cette rupture adhésive montre que l'insertion d'une intercouche crée une zone faible où se propage préférentiellement le micro-délaminage. Sur la fissure de droite, le micro-délaminage a aussi lieu dans la même interface et dans les deux directions. La fissure transverse traverse l'intercouche mais sa propagation s'arrête car la zone est déchargée par le micro-délaminage inférieur. Dans d'autres cas plus rares, la fissure transverse atteint le pli à 0° puis amorce le micro-délaminage dans la seconde interface (entre l'intercouche et le pli à 0° , voir [Figure 2.38](#)). Sa propagation est perturbée localement par la présence des particules mais ne se poursuit pas pour autant dans l'intercouche.

Sur l'ensemble des cas observés, le micro-délaminage n'est donc pas impacté de manière significative par la présence des particules de l'intercouche. Sa propagation se produit de manière adhésive sur l'une des interfaces avec les plis adjacents. Localement, la fissure migre

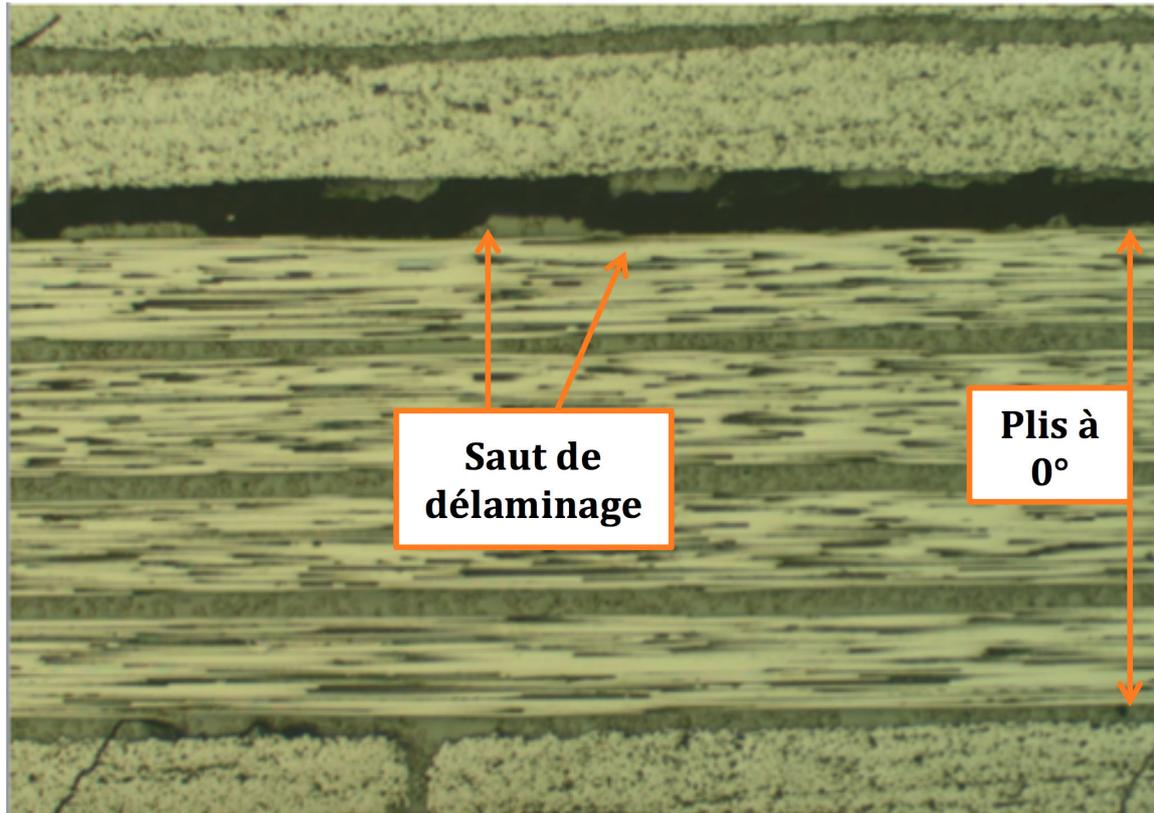


Figure 2.36 – Essai Double Entaille : micro-délaminage en pointe de la fissure transverse amorcée par l'entaille supérieure.

parfois dans l'intercouche mais pas de manière significative. Ainsi, la qualité de l'adhésion entre l'intercouche et les plis est primordiale pour garantir la tenue au micro-délaminage. Cette conclusion est cohérente avec celles données dans la littérature pour les sollicitations hors-plan (voir [Section 1.1](#)).

2.3.3.2 Fissuration transverse

La [Figure 2.39](#) présente une vue de l'ensemble d'une fissure transverse. Sa trajectoire est droite même si localement des bifurcations sont visibles. Un zoom sur les mécanismes se produisant dans les intercouches entre deux plis orientés à 90° est présenté sur la [Figure 2.40](#). L'image montre que la déviation locale de la fissure peut se produire à cause du contournement d'une particule ou de sa rupture. Sur l'ensemble des fissures, nous avons observé que les particules sont principalement rompues par la fissure transverse. Ainsi, tout comme pour le micro-délaminage, pour une sollicitation dans le plan, la cinétique de propagation de la fissuration transverse est peu impactée par la présence des particules de l'intercouche.

La [Figure 2.41](#) récapitule les mécanismes observés. Pour la propagation dans les intercouches entre plis à 90° , les particules se situant sur le chemin d'une fissure transverse sont rompues. Lorsque la fissure ne rencontre pas de particule, sa trajectoire n'est pas déviée. Pour les intercouches entre les plis à 0° et 90° , dans le cas où le micro-délaminage ne s'est pas amorcé dans la première interface, la propagation de la fissure est ralentie par la présence du pli rigide à 0° et peut ainsi être impactée par les particules. Ceci se traduit par les

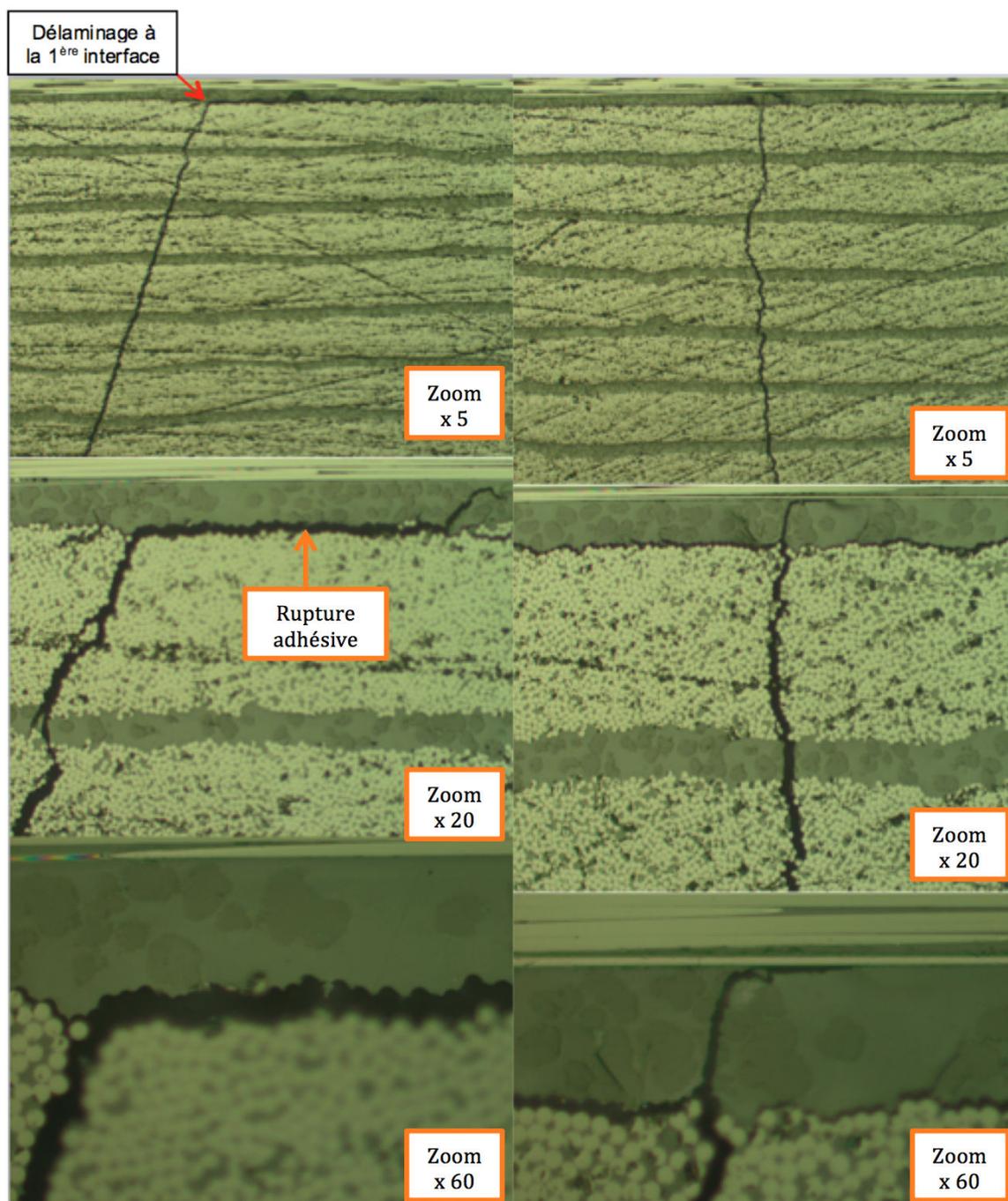


Figure 2.37 – Essai Double Entaille : micro-délaminage en pointe de fissures transverses (propagation dans l'interface inférieure entre l'intercouche et le pli à 90°). Zoom progressif sur la zone (×5, ×20 et ×60).

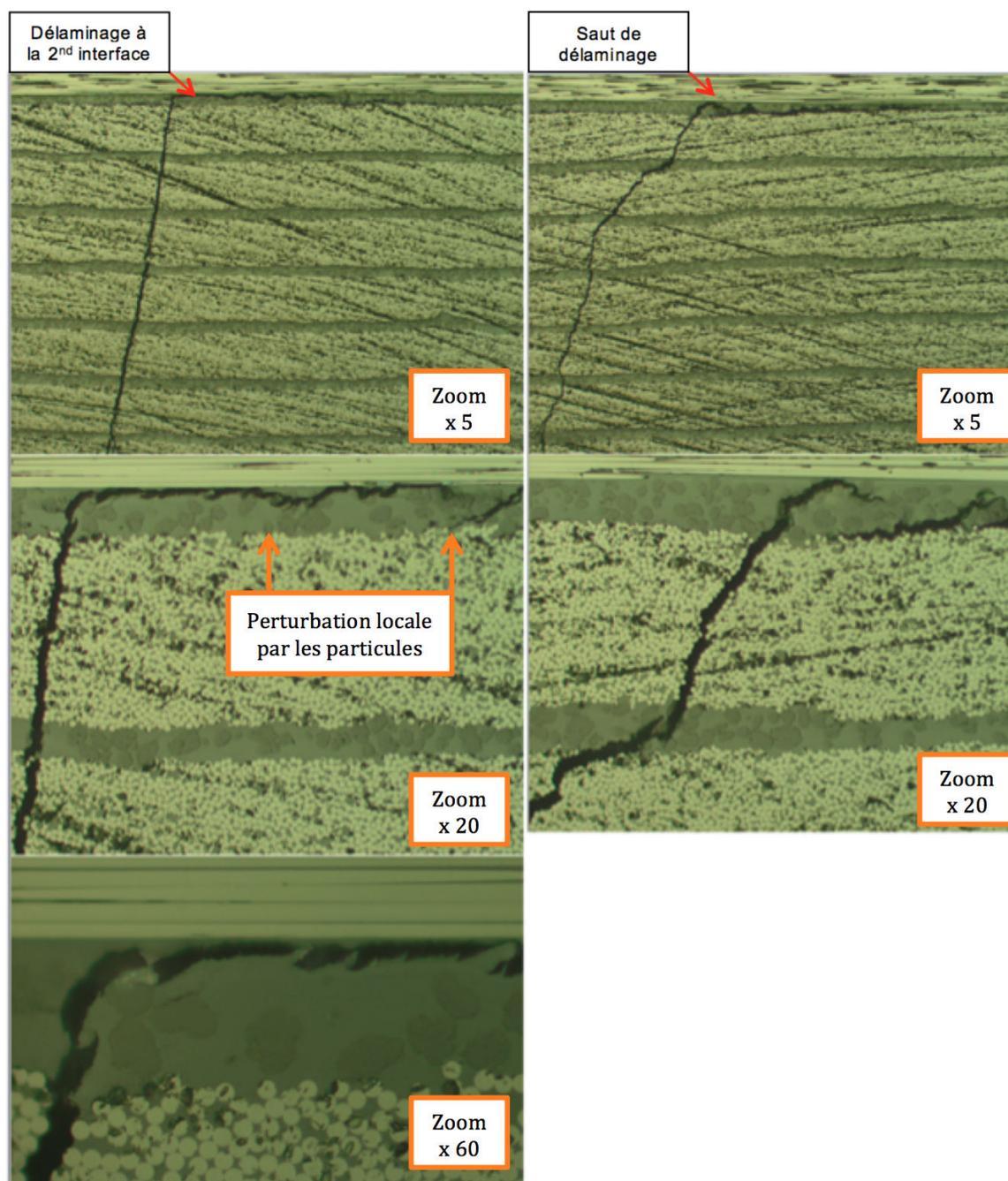


Figure 2.38 – Essai Double Entaille : micro-délaminage en pointe de fissures transverse (propagation dans l'interface supérieure entre l'intercouche et le pli à 0°). Zoom progressif sur la zone ($\times 5$, $\times 20$ et $\times 60$).

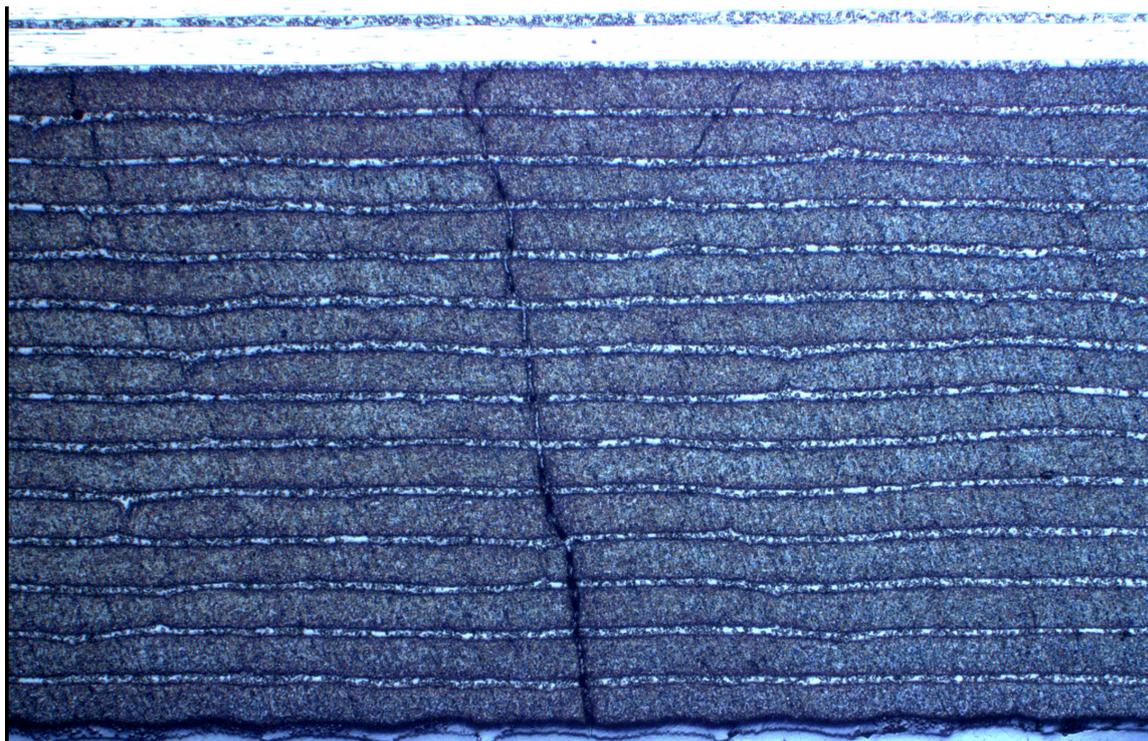


Figure 2.39 – Essai Double Entaille : vue d'ensemble d'une fissure transverse.

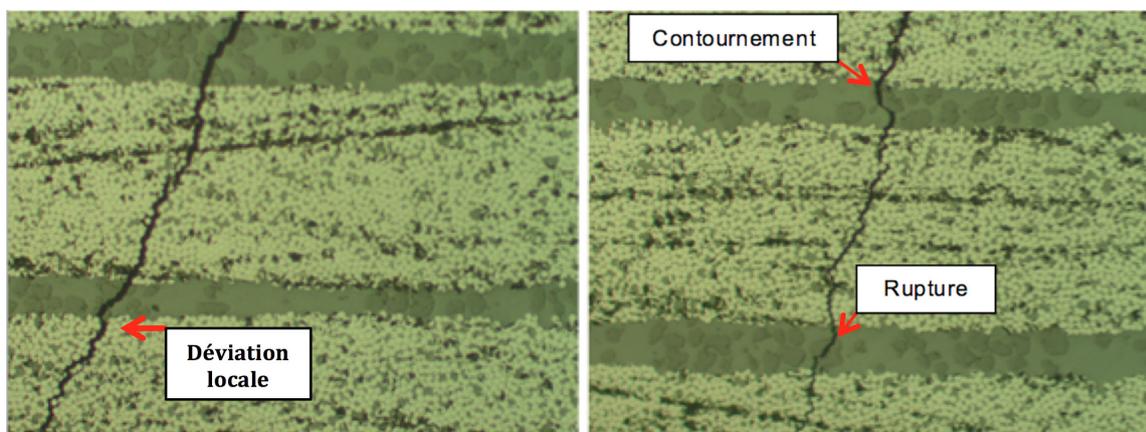


Figure 2.40 – Mécanismes des intercouches entre deux plis à 90°.

mécanismes de contournement et de décohésion, qui ont cependant été rarement observés.

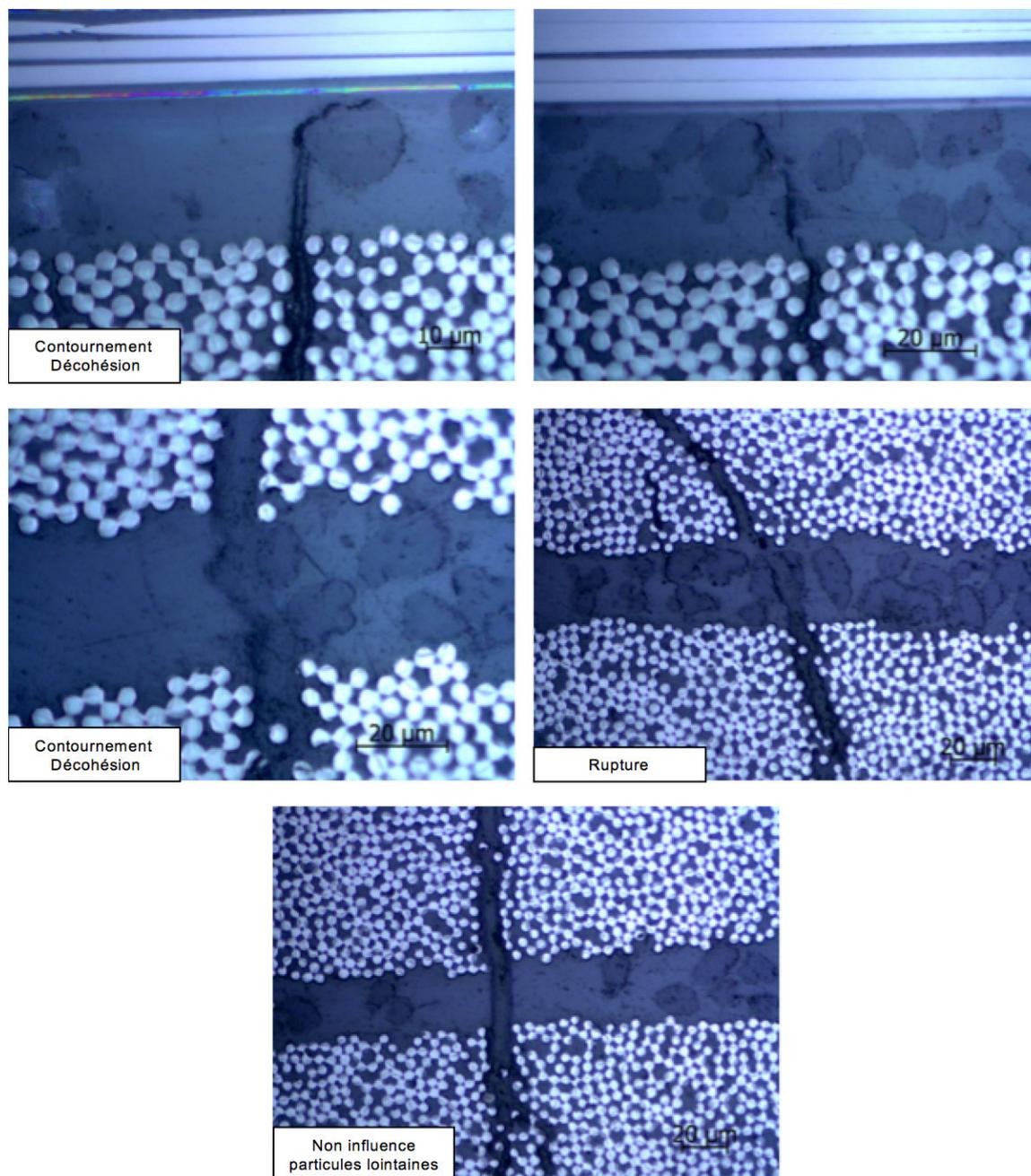


Figure 2.41 – Essai Double Entaille : mécanismes d’interactions entre une fissure transverse et les particules (en haut : intercouche 0°/90° ; au milieu et en bas : intercouche 90°/90°).

2.4 Synthèse

Ce chapitre a permis de définir le comportement de notre composite stratifié avec intercouches. Sa géométrie particulière comporte, entre chaque pli, une intercouche dont l'épaisseur n'est pas négligeable. La caractérisation de sa résine et de ses particules supposées sphériques a été réalisée sur des essais Compact Tension. Malgré la présence de bulles d'air dans les éprouvettes de résine, le gain en ténacité, supérieur à 13 %, dû à la présence des particules est indéniable. Cette augmentation en ténacité est possible grâce à la ductilité des particules qui, lorsqu'elles constituent un agglomérat, stoppent la propagation de la fissure. Lors de la propagation de cette fissure, la plupart des particules observées étaient rompues par un mécanisme de pontage. Une forte cohésion entre les particules et la matrice a aussi été observée. L'intérêt des particules n'est pas aussi marqué lorsque le stratifié est sollicité dans son plan. Les essais double entaille réalisés montrent que les fissures transverses ne sont que déviées localement par leur présence. De plus, la faiblesse de l'interface entre l'intercouche et les plis empêche le micro-délaminage de se propager à travers les particules. En prenant en compte l'épaisseur des intercouches, les essais d'identification des paramètres du méso-modèle ont pu être correctement simulés par le méso-modèle. Les paramètres identifiés montrent l'apport de l'intercouche sur la ténacité en mode I et en mode II.

Dans le prochain chapitre, une analyse numérique de la fissuration transverse et du micro-délaminage permet de définir les propriétés idéales de notre intercouche. En modifiant ses propriétés, nous étudions son impact sur la raideur globale du stratifié et sur la cinétique d'endommagement. Enfin, en supposant que l'interface entre l'intercouche et les plis est parfaite, nous quantifions l'apport potentiel des particules sur la ténacité.

Chapitre 3

Analyse numérique des endommagements locaux

Sommaire

3.1 Outil d'analyse d'un VER avec intercouches et particules	74
3.1.1 Fonctionnalités	74
3.1.2 Conditions de périodicité	75
3.2 Analyse de la fissuration transverse	78
3.2.1 Présentation de l'étude	78
3.2.2 Résultats	79
3.2.2.1 Champ de contraintes	79
3.2.2.2 Quantitatifs	81
3.2.3 Influence de l'épaisseur du pli	83
3.2.4 Conclusion	85
3.3 Analyse de la transition fissuration transverse / micro-délaminage	85
3.3.1 Présentation des mécanismes	85
3.3.2 Paramètres et convergence du maillage	87
3.3.3 Effet du diamètre et de la rigidité de la particule	88
3.3.4 Effet de la position de l'intercouche et ρ	88
3.3.5 Cinétique de fissuration	89
3.3.6 Gain en ténacité	91
3.3.7 Conclusion	93
3.4 Analyse du micro-délaminage	93
3.4.1 Présentation de l'étude	93
3.4.2 Résultats	94
3.4.2.1 Champ de contraintes	94
3.4.2.2 Quantitatifs	96
3.4.3 Influence de l'épaisseur du pli	97
3.4.4 Conclusion	99
3.5 Synthèse	101

Les deux principaux endommagements impactés lors du chargement plan d'un stratifié avec intercouches sont analysés numériquement. Un outil a été spécialement adapté à ce cas. Il permet l'étude aussi complète que possible d'un Volume Élémentaire Représentatif (VER). La création de ce VER prend en considération la géométrie observée dans la [Section 2.1](#) et les hypothèses réalisées sur les endommagements associés ([Section 2.3](#)).

Le module homogénéisé du VER est calculé pour des sollicitations en traction et en cisaillement ainsi que l'évolution de son énergie de fissuration lors de la propagation d'une fissure transverse ou du micro-délaminage. Tout ceci est réalisé pour différentes propriétés de particules (module d'Young, diamètre, fraction volumique) afin de quantifier l'impact de l'intercouche sur ces endommagements.

3.1 Outil d'analyse d'un VER avec intercouches et particules

Il existe dans la littérature plusieurs auteurs ayant écrit un algorithme générant une répartition aléatoire de fibres ([Melro *et al.*, 2008, Zhang *et al.*, 2014]) et qui utilisent le VER pour analyser les fissures transverses ([Arteiro *et al.*, 2014]). L'outil que nous utilisons est basé sur les travaux de O'Dwyer ([O'Dwyer *et al.*, 2013]) effectués avec Airbus. Le programme Matlab créé à l'époque a été adapté durant ce travail de thèse pour l'analyse d'un VER sur un stratifié possédant une intercouche. Cette évolution du code est importante car elle constitue un véritable outil d'aide à la conception des matériaux composites à intercouches hétérogènes.

3.1.1 Fonctionnalités

La fonction première de cet outil est de créer un VER du stratifié en représentant les fibres, l'intercouche et ses particules. Un premier script Matlab génère une répartition aléatoire de ces inclusions, respectivement dans les plis et les intercouches, en suivant l'algorithme appelé Nearest Neighbor Algorithm (NNA) ([González et LLorca, 2007, Vaughan et McCarthy, 2010, McCarthy et Vaughan, 2012]). Le nombre de fibres et de particules est piloté par les fractions volumiques seuil demandées par l'utilisateur. Un exemple de géométrie créée est présenté sur la [Figure 3.1](#). A partir de celle-ci, un second script génère un fichier python qui est exécuté sous Abaqus. Il crée automatiquement l'ensemble de l'analyse demandée (part, assembly, chargement et maillage). L'analyse de la propagation d'une fissure transverse et du micro-délaminage sont réalisées indépendamment

Pour la fissure transverse, l'étude peut être faite de trois manières différentes. La première est réalisée en fausse 3D (avec deux éléments dans la profondeur). Toutes les fibres et les particules possèdent une interface modélisée par des éléments cohésifs (les détails de la loi utilisée sont donnés en [Annexe B](#)). La propagation de la fissure est alors observée à travers

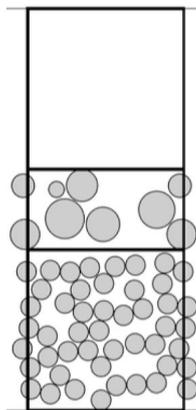


Figure 3.1 – Exemple de VER créé par le programme Matlab.

la rupture des éléments cohésifs et de la variable de plasticité PEEQ. Son utilisation permet de déterminer la déformation du VER lors de l'apparition de la fissure. En réalisant le calcul pour plusieurs épaisseurs de plis, la courbe classique (voir [Figure 1.18](#)) donnant l'épaisseur de transition peut être retrouvée. De plus, en traçant pour des intercouches de propriétés différentes, l'impact des particules peut être déterminé. Cette étude n'est pas présentée dans ce manuscrit car le trop grand nombre de paramètres inconnus a rendu les résultats difficilement exploitables.

La fissure transverse peut aussi être étudiée en utilisant l'énergie de fissuration. Cette analyse est réalisée en 2D en homogénéisant éventuellement les plis et/ou l'intercouche. L'énergie de fissuration Γ est calculée grâce à la différence d'énergie de déformation ($\Delta E_d = E_d^1 - E_d^0$) entre deux longueurs de fissure ($\Delta l_f = l_f^1 - l_f^0$). Ceci permet des calculs rapides pour déterminer des valeurs de $\Gamma = -\frac{\Delta E_d}{\Delta l_f} = -\frac{E_d^1 - E_d^0}{l_f^1 - l_f^0}$ selon les propriétés de l'intercouche. Cette valeur représente l'énergie libérée lors de la création de la fissure. Comme expliqué dans la [Section 1.2](#), une courbe d'évolution croissante de Γ en fonction de la longueur de la fissure traduit alors une propagation instable, à condition que la valeur de Γ soit supérieure à la valeur du taux de restitution d'énergie critique. Dans les analyses des courbes, la comparaison des différents cas sera faite en supposant que les taux de restitution d'énergie critiques sont identiques. Cette analyse sur l'évolution de Γ est valide car le déplacement est imposé sur notre VER et gardé constant lors de la propagation de la fissure. Cette méthode est utilisée dans la [Section 3.2](#).

Enfin, la dernière étude permet de calculer le facteur d'intensité de contrainte (K) et le taux de restitution d'énergie (G) en pointe d'une fissure transverse qui se propage dans l'intercouche (calculs réalisés en 2D). Cette étude locale permet de déterminer l'influence des particules sur la cinétique de la fissure (voir [Section 3.3](#)). Le calcul de K est réalisé par intégrale de Rice ([\[Rice et al., 1968\]](#)). La fissure est forcée de se propager en ligne droite et sa longueur est augmentée par incréments. Une comparaison a posteriori des valeurs de K aux valeurs critiques K_c permet de statuer sur la propagation effective de la fissure. Cette étude aurait pu être réalisée en utilisant la méthode eXtended Finite Element Method (XFEM, [\[Moës et al., 1999\]](#)). Cette dernière permet d'effectuer des simulations où la propagation de la fissure se fait sans définir à priori sa direction. Elle nécessite cependant la connaissance de l'ensemble des paramètres à rupture des matériaux (σ_c , G_c) qui n'ont pas tous été identifiés pour la matrice environnant les particules dans l'intercouche lors des essais sur résine pure. Des essais supplémentaires de traction étaient prévus pour déterminer σ_c mais un manque d'approvisionnement matière nous en a empêché. Une approche paramétrique aurait pu être utilisée mais le trop grand nombre de paramètres (pour les particules, la matrice et leur interface) rend cette méthode délicate.

L'outil d'analyse permet aussi d'étudier la propagation du micro-délaminage en utilisant l'énergie de fissuration Γ (voir [Section 3.4](#)). Pour l'ensemble de ces études, l'observation de l'évolution des champs de contraintes dans le VER pendant la propagation de l'endommagement permet de définir l'impact de l'intercouche et de ses particules. Enfin, il est important de noter que, dans toutes les analyses qui suivent, l'hypothèse est faite que l'espacement entre les fissures transverses est régulier.

3.1.2 Conditions de périodicité

Pour analyser le VER, la compatibilité des déplacements et des champs de contraintes / déformations est assurée aux frontières par des conditions limites périodiques. Elles se traduisent par des équations reliant les déplacements des nœuds frontières. Elles sont utilisées

dans le module Interaction d'Abaqus. En s'aidant de [Van der Sluis *et al.*, 2000, Kulkarni, 2012], nous détaillons dans la suite le résultat de ces équations pour un chargement en traction et en cisaillement dans le plan. Dans chaque cas la continuité des champs de contraintes et de déformations entre deux VERs successifs a été contrôlée sur un exemple.

Dans le cas de la traction, les conditions limites périodiques sont précisées sur la [Figure 3.2a](#). La qualité de ces conditions est vérifiée à travers le champ de contraintes σ_{11} qui est continu entre les deux VERs successifs ([Figure 3.2b](#)). Pour le cisaillement dans le plan, les conditions limites périodiques sont précisées sur la [Figure 3.3a](#). La qualité de ces conditions est vérifiée à travers le champ de contraintes σ_{12} , lui aussi continu aux frontières du VER ([Figure 3.3b](#)).

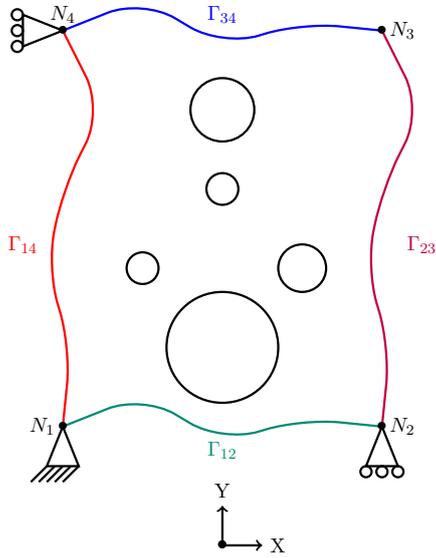
3.2 Analyse de la fissuration transverse

Dans cette section est utilisé l'outil numérique décrit précédemment. L'analyse porte sur l'influence des propriétés de l'intercouche à la fois sur le champ de contraintes et sur les modules homogénéisés du VER ainsi que le taux de fissuration lors de la propagation d'une fissure transverse.

3.2.1 Présentation de l'étude

La propagation de la fissure transverse est étudiée dans un pli à 90° homogénéisé. La géométrie du VER est présentée sur la [Figure 3.4](#). Les deux plis externes sont orientés à 0° (selon la direction 1) et possèdent des propriétés orthotropes. Le pli interne à 90° est isotrope. La particularité de ce VER est de représenter entre les plis l'intercouche avec ses particules. Ces dernières sont considérées comme circulaires avec un diamètre variant de 10 à 30 μm et une distribution respectant le taux volumique mesuré dans le [Chapitre 2](#). Les épaisseurs des plis et de l'intercouche correspondent à celles observées sur le stratifié réel. Comme les plis à 90° et 0° ont la même épaisseur, l'étude se situe dans le cas d'un pli simple. La matrice constituant l'intercouche ainsi que les particules ont un module d'Young variant selon les cas étudiés (voir [Tableau 3.1](#)). Dans les trois premiers cas, l'intercouche est homogène avec un module d'Young valant successivement 1, 3.76 et 10 GPa. La valeur standard est de 3.76 GPa (qui correspond à une valeur de résine époxyde de la littérature [Melro *et al.*, 2013]) et les deux autres valeurs permettent d'évaluer l'effet d'une intercouche souple et rigide. Dans les cas 4 et 5, l'intercouche possède un module d'Young de 3.76 GPa et les particules sont soit plus molles (1 GPa) soit plus rigides (10 GPa). Enfin, le sixième cas utilise la courbe de comportement des particules (déterminée dans la [Section 2.1](#), [Figure 2.2](#)) pour estimer l'effet de la plasticité. Il ne sera considéré que dans le VER ayant une densité de fissures transverses $\rho = 0.8$.

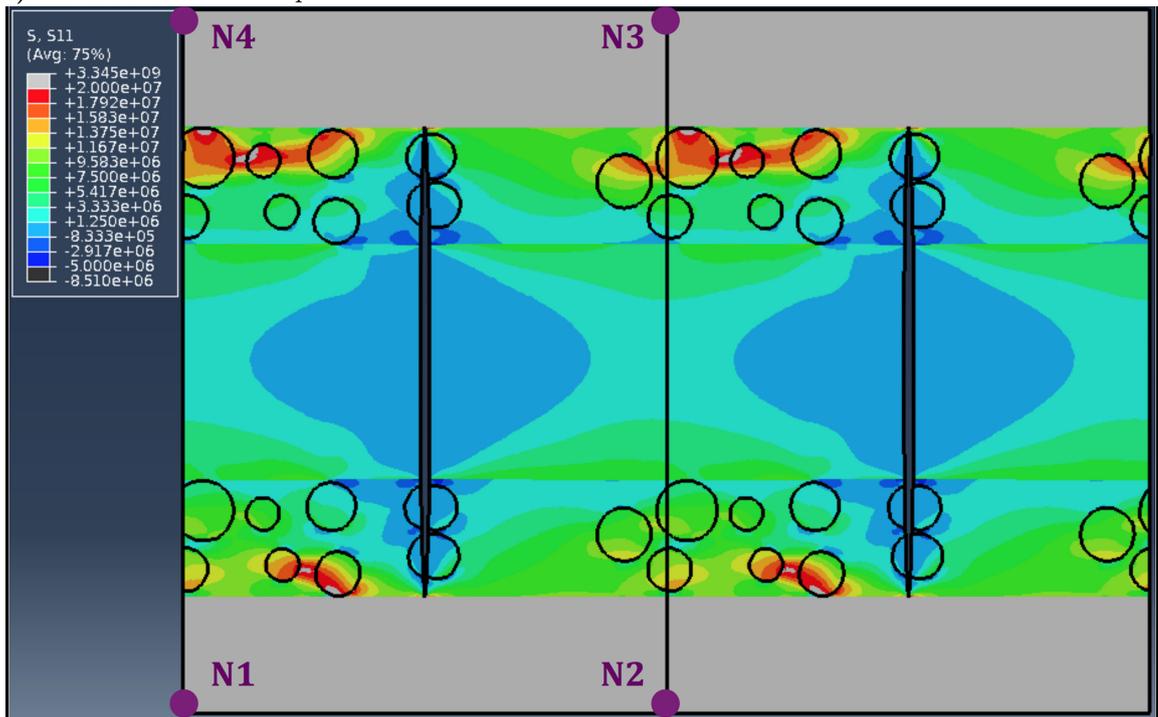
La longueur du VER varie selon la densité de fissures transverses ($\rho = \frac{H}{L}$, selon les notations de la [Figure 3.4](#)). Deux valeurs de ρ sont étudiées, à savoir 0.4 et 0.8. Cette dernière correspond à la saturation du réseau de fissures transverses pour notre matériau dans le cas de deux plis successifs orientés à 90° (voir [Section 4.1](#)). Dans le cas d'un pli simple, la saturation n'est pas atteinte, d'où le choix de 0.8 comme valeur minimale. Les deux fissures bleues de la [Figure 3.4](#) (les plus extrêmes) sont présentes initialement et ont une longueur H fixée (correspondante à l'épaisseur du pli). L'analyse est effectuée sur la propagation de la fissure rouge au milieu. Pour chaque simulation, la longueur de cette fissure est fixée. A chaque incrément, elle est augmentée de 3 μm et l'énergie de déformation de l'ensemble du VER est calculée. Cette énergie est utilisée pour calculer Γ



$$\begin{aligned} \Gamma_{23}^{x,y} + N_1^{x,y} &= \Gamma_{14}^{x,y} + N_2^{x,y} \\ \Gamma_{12}^{x,y} + N_4^{x,y} &= \Gamma_{34}^{x,y} + N_1^{x,y} \\ N_1^{x,y} + N_3^{x,y} &= N_2^{x,y} + N_4^{x,y} \end{aligned}$$

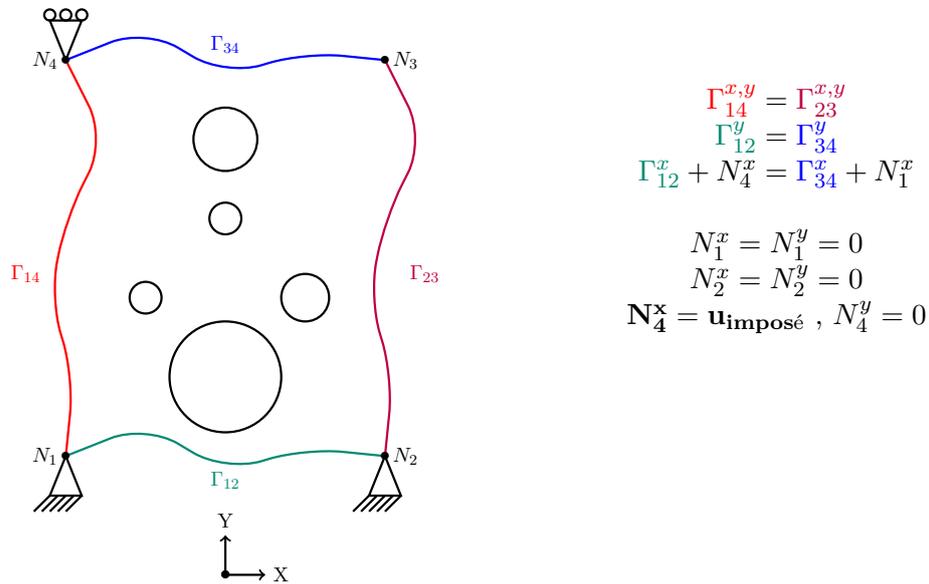
$$\begin{aligned} N_1^x &= N_1^y = 0 \\ N_2^x &= \mathbf{u}_{\text{imposé}}, N_2^y = 0 \\ N_4^x &= 0 \end{aligned}$$

(a) Conditions limites de périodicité.

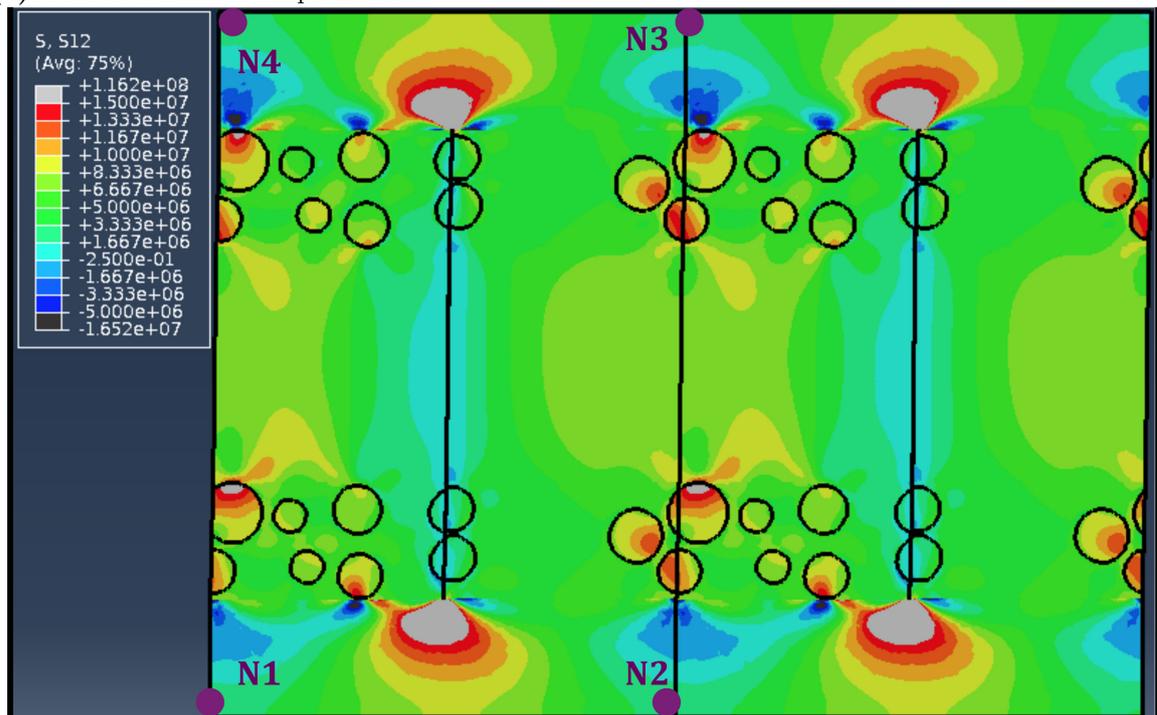


(b) Champ de contraintes σ_{11} . Deux VERs côte-à-côte sont représentés.

Figure 3.2 – Chargement en traction d'un VER.



(a) Conditions limites de périodicité.



(b) Champ de contraintes σ_{12} . Deux VERs côte-à-côte sont représentés.

Figure 3.3 – Chargement en cisaillement d'un VER.

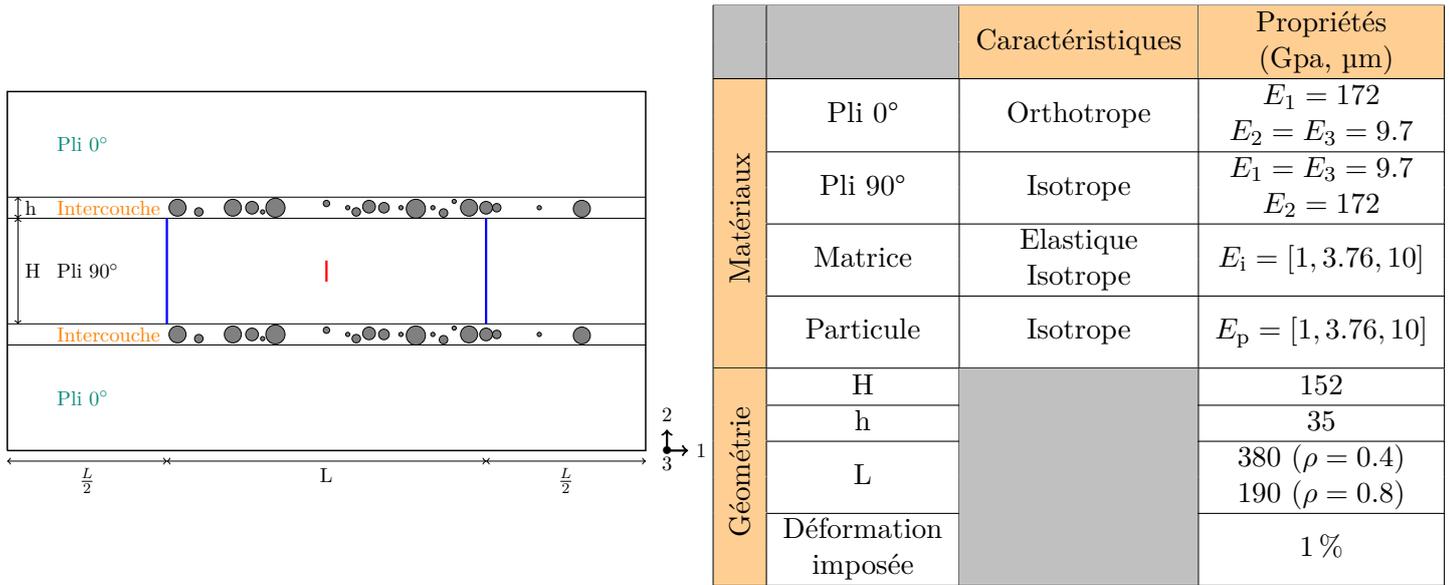


Figure 3.4 – Géométrie et propriétés du VER pour l'étude de la fissuration transverse.

(défini dans la section précédente) et statuer sur la stabilité de la propagation de la fissure. Dans les graphiques, la longueur de la fissure est mesurée entre ses deux extrémités, qui sont symétriques par rapport au milieu du pli (hypothèse d'une propagation identique dans les deux directions). L'influence de la valeur de cet incrément de longueur Δ_{lf} ainsi que du maillage est étudiée sur la Figure 3.5. Les courbes montrent que les valeurs sont très proches dans les trois cas étudiés. Dans la suite, l'incrément de $\Delta_{lf} = 3 \mu\text{m}$ est choisi avec un maillage fin. La taille des mailles est ainsi d'environ $0.75 \mu\text{m}$ dans l'intercouche et le maillage est raffiné de façon homogène par rapport à la pointe de la fissure. En dehors de ces deux zones d'intérêt (intercouche et pointe de fissure), le maillage est plus grossier (taille des mailles d'environ $2 \mu\text{m}$).

Les simulations sont réalisées sur le VER sollicité en traction uniaxiale (direction 1 de la Figure 3.4) et en cisaillement plan. Le déplacement est imposé (à travers les conditions limites périodiques définies dans la Section 3.1.2) et gardé constant lorsque la longueur de la fissure est augmentée. Il a été choisi tel que la déformation globale du stratifié soit de 1 %. Le chargement en traction correspond à l'ouverture en mode I de la fissure transverse et permet de calculer l'évolution de la perte du module d'Young E_{11} homogénéisé du VER. Le chargement en cisaillement plan est moins impactant mais sera surtout prépondérant pour l'étude du micro-délaminage (Section 3.4) dans le calcul de G_{12} .

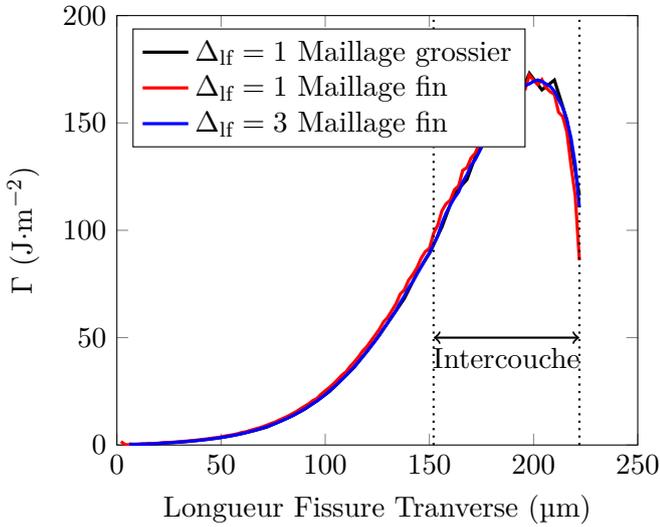
3.2.2 Résultats

3.2.2.1 Champ de contraintes

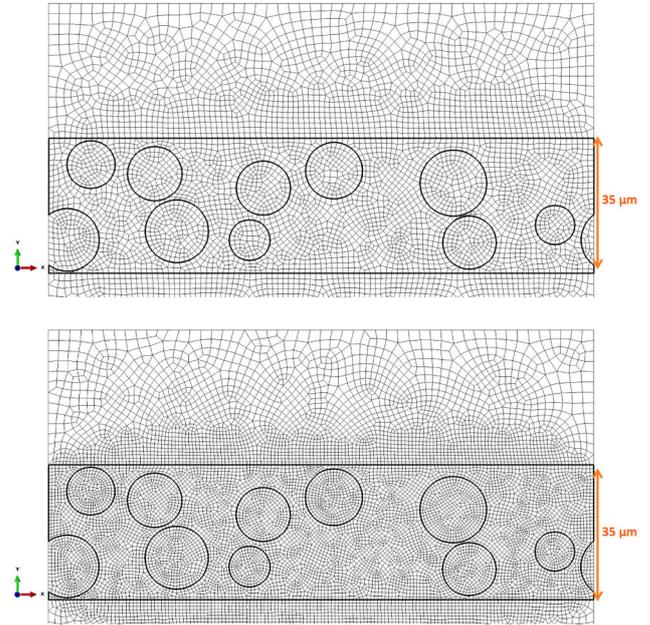
L'étude du champ de contraintes à chaque incrément de fissure permet de déterminer si les propriétés de l'intercouche et de ses particules ont un impact fort sur sa propagation. La Figure 3.6 regroupe six images du champ de contraintes σ_{11} pour trois longueurs de fissure : sans fissure, 84 et 200 μm . Sur chacune des images, les trois VER à gauche correspondent à $\rho = 0.4$ et ceux de droite à $\rho = 0.8$. Sur chaque image de la colonne de gauche, les deux VER en haut correspondent au cas 1 (défini sur la Tableau 3.1), ceux du centre au cas 2 et celui du bas au cas 3. On peut ainsi lire dans la colonne de gauche l'impact de

Cas	Intercouche	Particules
1	1	-
2	3.76	-
3	10	-
4	3.76	1
5	3.76	10
6	3.76	Loi plastique réelle

Table 3.1 – Modules d’Young en GPa de l’intercouche (E_i) et des particules (E_p) pour les cas analysés.



(a) Courbe de convergence.



(b) Maillage grossier (haut) et fin (bas).

Figure 3.5 – Influence du maillage et du choix d’incrément de fissure pour le calcul de Γ . (traction, $\rho = 0.8$, $E_p = 10$ GPa)

la rigidité de l’intercouche qui est homogène. Sur chaque image de la colonne de droite, les deux VER en haut correspondent au cas 4, ceux du centre au cas 2 et ceux du bas au cas 5. On peut ainsi lire dans la colonne de droite l’impact de la rigidité des particules. Enfin, il est à noter que toutes les images ont la même échelle de champ de contraintes (représentée au milieu de la figure). La couleur grise représente les plis à 0° dont les valeurs très élevées des contraintes lissaient les variations dans le pli à 90° .

Analysons dans un premier temps le cas où il n’y a pas de fissure au milieu du VER. Un phénomène commun à toutes les géométries est la zone de relaxation des contraintes dans le pli à 90° autour des deux fissures transverses. Dans le cas d’un réseau en fissures transverses non saturé ($\rho = 0.4$), la création d’une nouvelle fissure est possible car la largeur de cette zone est inférieure à l’espace entre les deux fissures. Dans le cas d’un réseau saturé ($\rho = 0.8$), la zone de contraintes faibles est très étendue et les zones de chaque fissure se rejoignent. Ainsi, comme il est connu de la littérature (voir [Section 1.3](#)), il

est alors plus difficile de créer une nouvelle fissure transverse. Il est important de remarquer que la rigidité de l'intercouche influence cette variation de contraintes, en particulier pour $\rho = 0.4$. Nous pouvons observer que la contrainte entre les deux fissures transverses est plus importante pour une intercouche de rigidité $E_i = 10$ GPa que pour $E_i = 1$ GPa. Ainsi, une intercouche rigide facilite la création d'une fissure transverse. Cet effet est aussi visible, mais dans une moindre mesure, dans le cas où seules les particules ont une rigidité plus importante. Toujours dans le cas sans fissure au centre, une concentration de contraintes est visible en pointe des deux fissures. Cette concentration est plus étendue lorsque l'intercouche est plus rigide. Dans ce cas, l'amorçage du micro-délaminage sera facilité. Ce résultat est cohérent avec la littérature ([Ogihara et Takeda, 1995]). La rigidification des particules n'a pas autant d'influence.

Lors de la propagation de la fissure transverse au centre (en supposant que sa propagation soit réalisable), les observations sont identiques, avec la présence d'une concentration de contraintes en sa pointe qui est plus élevée pour une intercouche rigide.

3.2.2.2 Quantitatifs

La Figure 3.7 représente l'évolution du module longitudinal E_{11} et de cisaillement plan G_{12} du VER en fonction de la longueur de la fissure transverse, dans les deux cas $\rho = 0.4$ et $\rho = 0.8$. La courbe noire (cas 2) correspond au cas standard d'une intercouche ayant le module d'Young d'une résine époxyde. Dans cette situation, les deux modules décroissent légèrement lors de la propagation de la fissure. L'impact des propriétés de l'intercouche (avec ou sans particules) sur la valeur de E_{11} est très faible (écart inférieur à $< 1\%$) quelle que soit la valeur de ρ . En effet, la rigidité dans le sens de la traction est surtout apportée par les plis à 0° . Cependant, la valeur de G_{12} est très impactée pour toutes les longueurs de fissure transverse, à la fois lorsque $\rho = 0.4$ ($\approx -50\%$ pour une intercouche souple, $\approx +35\%$ pour une intercouche rigide) et pour $\rho = 0.8$. La présence de particules modifie de la même manière G_{12} mais dans des proportions moindres (autour de $\pm 15\%$). La diminution de G_{12} observée ici est en cohérence avec les résultats de la Section 2.2.2. Dans cette section, nous avons montré que pour représenter correctement la raideur des éprouvettes DCB, les valeurs des pseudo-raideurs correspondant au cisaillement plan (K_1^0 et K_2^0) ont dû être diminuées. Cela traduit l'assouplissement du VER observé sur la Figure 3.7 et causé par la présence des particules molles. Dans le cas où la loi réelle des particules est utilisée, l'impact est négligeable sur les deux modules. La propagation de la fissure transverse ne diminue pas de façon notable E_{11} . Par contre, l'impact sur G_{12} est important. Il l'est d'autant plus pour $\rho = 0.8$ ($\approx -25\%$) que pour $\rho = 0.4$ ($\approx -14\%$). Cette diminution est à peu près identique pour toutes les configurations de l'intercouche.

La Figure 3.8 représente l'évolution de l'énergie de fissuration Γ en fonction de la longueur de la fissure transverse, dans les deux cas $\rho = 0.4$ et $\rho = 0.8$. La première comparaison que l'on peut faire est entre les deux densités de fissures. Comme cela est connu dans la littérature (voir Section 1.3.1.2) et montré précédemment par l'analyse du champ de contraintes, la création d'une nouvelle fissure transverse est plus difficile lorsque la valeur de ρ est élevée. Ce phénomène se traduit par des valeurs d'énergie plus faibles sur les graphiques de droite ($\rho = 0.8$, Figure 3.8b et Figure 3.8d). Aussi, la sollicitation en mode I de la fissure (graphiques du haut) facilite la propagation de la fissure par rapport à une sollicitation en cisaillement dans le plan. Dans tous les cas, la valeur de Γ augmente jusqu'à l'intercouche. La pente plus élevée de la courbe pour une intercouche rigide traduit une propagation plus instable. Au niveau de l'intercouche, une singularité apparaît en raison de la différence E entre les modules d'Young du pli et de l'intercouche. Cette singularité

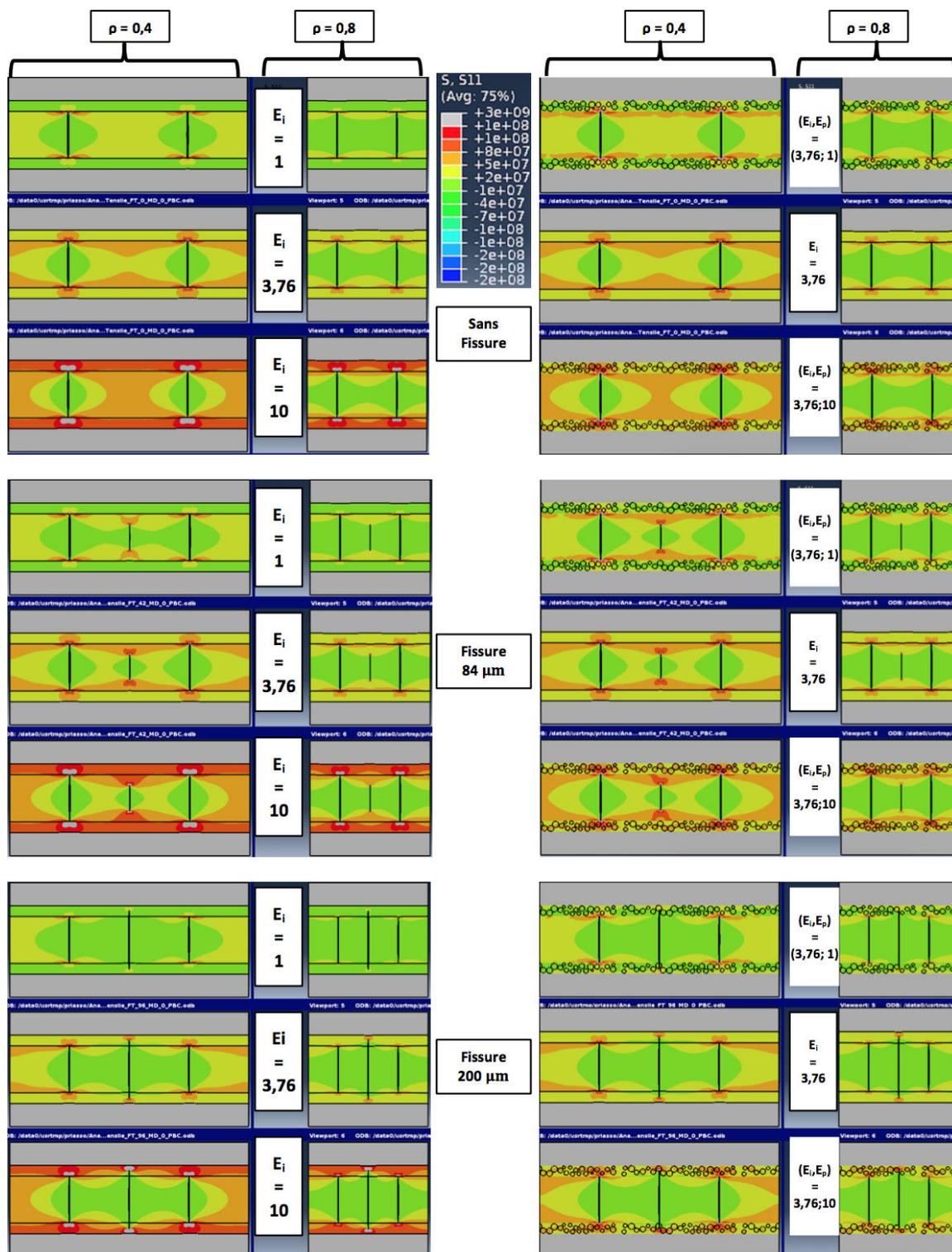


Figure 3.6 – Contraintes σ_{11} pour un VER sollicité en traction pour trois longueurs de fissure transverse.

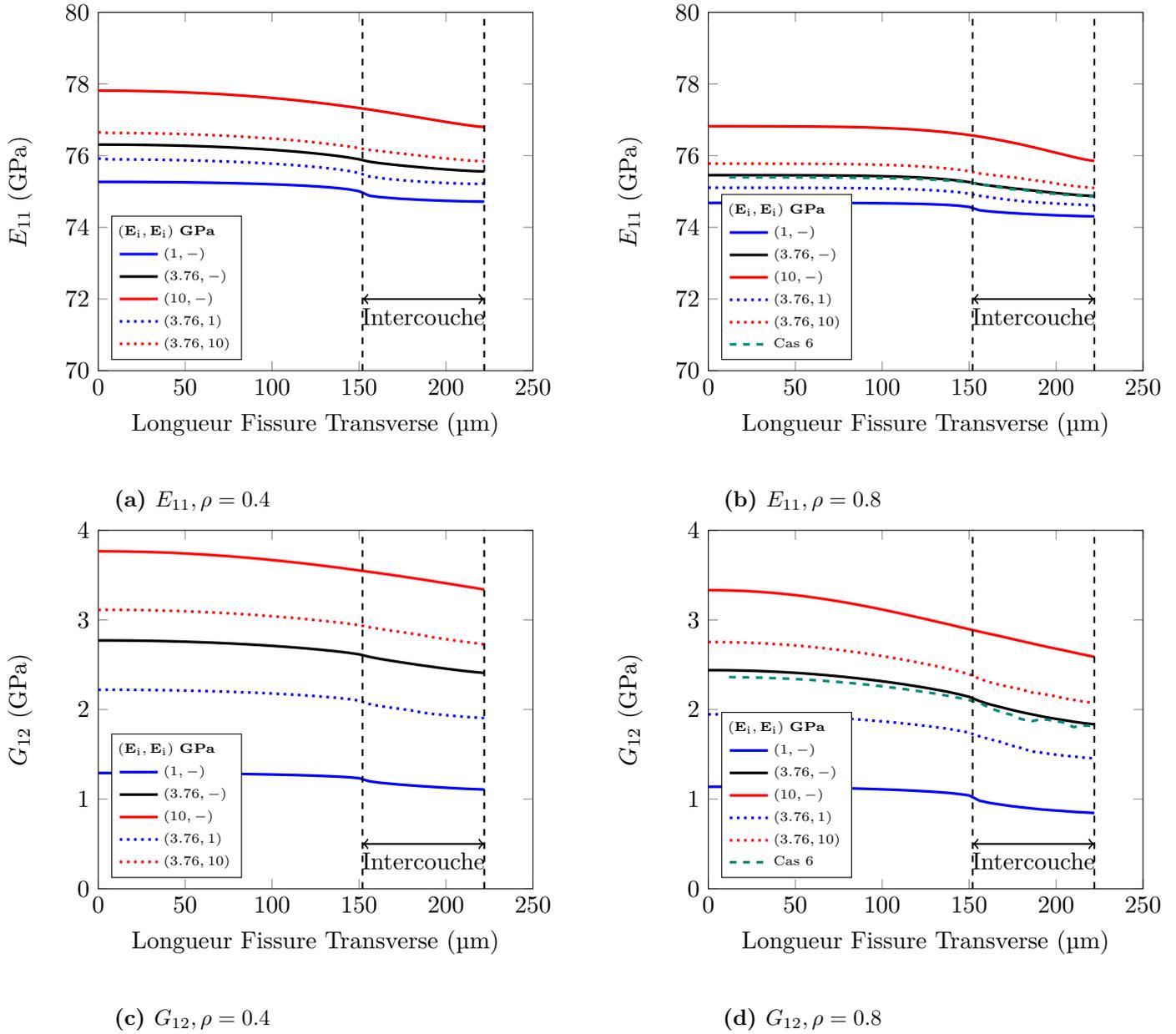


Figure 3.7 – Evolution des modules E_{11} et G_{12} du VER homogénéisé en fonction de la longueur de la fissure transverse.

n'apparaît pas dans le cas 3 où les modules d'Young du pli à 90° et de l'intercouche sont proches. Pour mieux représenter la transition entre ces deux entités il serait nécessaire de diminuer l'incrément de longueur de fissure pour le calcul de Γ . Dans l'intercouche, les valeurs sont principalement décroissantes, traduisant ainsi l'effet de la raideur du pli à 0° . La propagation de la fissure est ainsi mieux stabilisée et la présence de particules pourrait être influente sur sa progression.

Enfin, les cas avec des intercouches ou des particules rigides présentent des valeurs de Γ plus élevées, signe d'une propagation de fissure plus aisée. Le cas de la loi plastique réelle des particules est très proche du cas 2 standard. Dans l'intercouche, les valeurs sont très variables, en particulier en présence de particules. Une étude plus fine de la propagation de la fissure à ce moment-là sera réalisée dans le [Section 3.3](#). Dans le cas où $\rho = 0.4$, les courbes

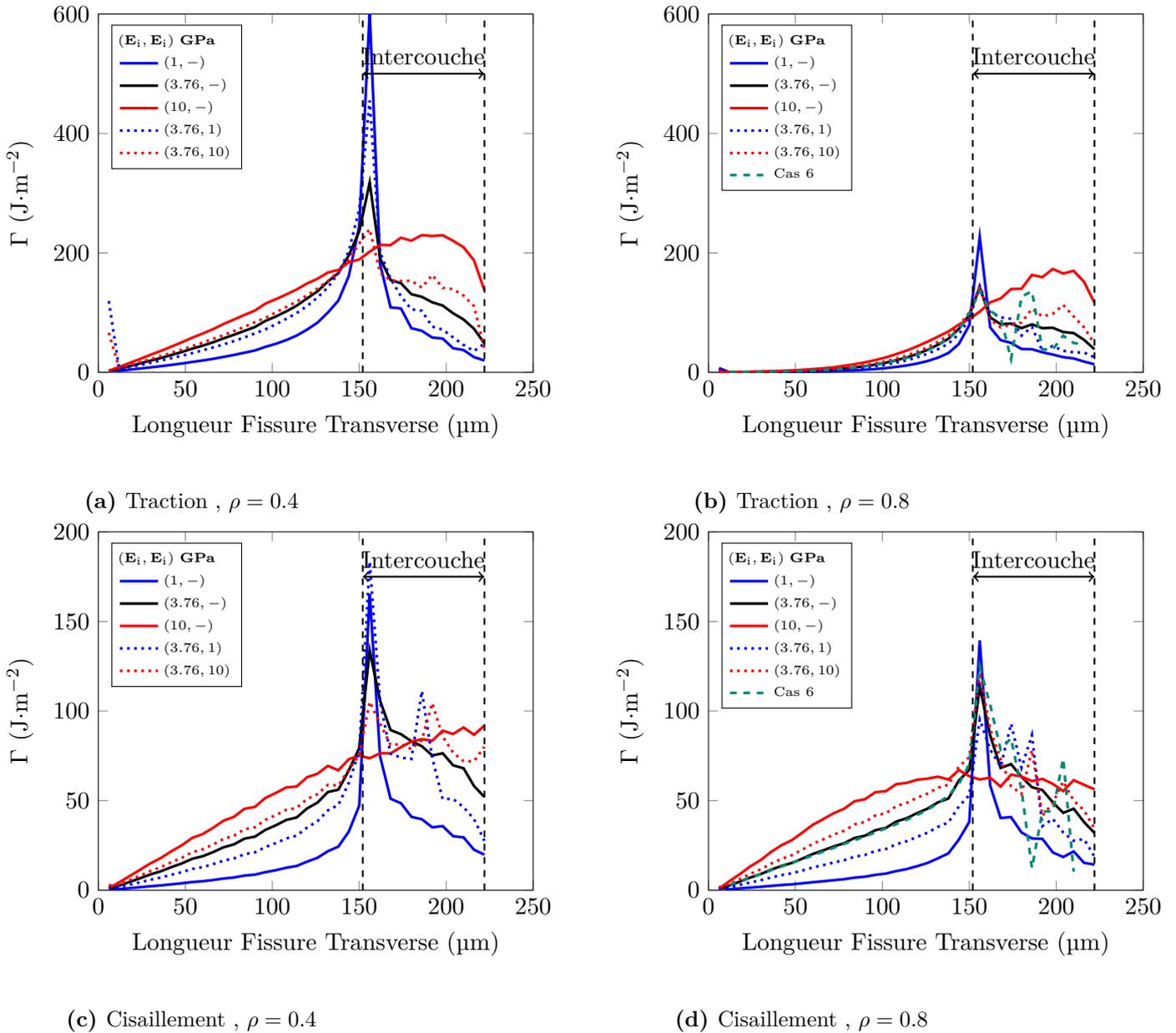


Figure 3.8 – Evolution de l'énergie de fissuration en fonction de la longueur de la fissure transverse.

ont des variations similaires entre une sollicitation en traction et en cisaillement plan (à des niveaux d'énergie différents). Par exemple, dans les deux cas, l'augmentation de Γ pour une intercouche homogène rigide (traits pleins rouges) est linéaire pour la propagation de la fissure jusqu'à l'intercouche. Lorsque le réseau de fissures est saturé, il semble plus facile de créer une nouvelle fissure par cisaillement plan que par traction (pente de la courbe plus élevée pour une longueur de fissure inférieure à 100 μm).

3.2.3 Influence de l'épaisseur du pli

Jusqu'à maintenant, l'épaisseur du pli était fixée à 152 μm . Cependant, ce stratifié avec intercouches existe aussi avec des épaisseurs de plis de 93 μm (nommé faible grammage)

et 200 μm (nommé fort grammage). Dans les trois stratifiés, nous considérerons une intercouche d'épaisseur 35 μm . Ainsi, son influence pourrait être différente. Les trois VERs sont simulés avec une intercouche homogène de module d'Young 1, 3.76 et 10 GPa (respectivement cas 1, cas 2 et cas 3) et pour une densité de fissuration $\rho = 0.8$. Les calculs sont réalisés avec le même maillage que celui présenté Figure 3.5 (maillage fin) avec un raffinement régulier entre la pointe de la fissure et l'intercouche. Les résultats sont présentés sur la Figure 3.9, où sont tracées les courbes d'évolution de E_{11} et G_{12} (respectivement en haut à gauche et en haut à droite) et de l'énergie de fissuration pour une sollicitation en traction et cisaillement plan (respectivement en bas à gauche et en bas à droite) en fonction de la longueur de la fissure transverse. La Figure 3.9a montre que la raideur longitudinale du VER diminue d'environ 13% entre le fort grammage et le faible. Dans ce dernier cas, une modification de la raideur de l'intercouche a plus d'impact sur le module global. Ces résultats s'expliquent par l'épaisseur relative de l'intercouche qui est plus importante. La décroissance de E_{11} lors de la propagation de la fissure est plus marquée pour le faible grammage, même si elle reste faible. Pour le module de cisaillement plan, la Figure 3.9b montre que l'écart entre les grammages est plus faible que pour E_{11} , sauf dans le cas d'une intercouche rigide où le faible grammage possède un module plus élevé. Dans ce cas là, la diminution de G_{12} est importante ($\approx 18\%$) lors de la propagation de la fissure transverse. Les Figure 3.9c et Figure 3.9d montrent que la propagation de la fissure transverse est plus difficile pour les forts grammages en traction. En cisaillement plan, la différence entre les trois grammages n'est pas visible (les courbes sont justes décalées car l'épaisseur du pli est différente). L'impact de la raideur de l'intercouche est similaire à celui observée sur le moyen grammage. Une intercouche rigide rend la propagation de la fissure transverse plus facile lorsque la fissure est éloignée de l'intercouche (valeurs croissantes) mais plus difficile à l'intérieur (valeurs décroissantes).

3.2.4 Conclusion

L'analyse numérique de la propagation d'une fissure transverse, en traction et en cisaillement plan, confirme ce qui a été montré dans le Chapitre 2. Comme le montre le champ de contraintes et l'évolution de Γ , la raideur d'une intercouche sans particule peut modifier sensiblement la cinétique de propagation. La diminution des modules du stratifié, en particulier du cisaillement plan G_{12} , est très prononcée. Comme montré dans la Section 2.2.2, elle est prise en compte dans le méso-modèle à travers la diminution des pseudo-raideurs K_1^0 et K_3^0 . Avec des particules, l'impact sur les valeurs des modules du VER et de Γ est moins prononcé. Dans l'intercouche, une analyse plus précise est alors nécessaire pour étudier l'effet réel des particules et les mécanismes d'interaction. L'influence de l'épaisseur du pli est démontrée pour des sollicitations de traction et de cisaillement plan. Les résultats montrent aussi que le faible grammage est plus sensible à la propagation de la fissure en traction. Les diminutions des modules du VER (transverse et en cisaillement plan) sont aussi légèrement plus prononcées dans ce cas là.

3.3 Analyse de la transition fissuration transverse / micro-délamination

Dans cette section, l'accent est mis sur la propagation de la fissure transverse dans l'intercouche. Les différents scénarios de fissuration sont étudiés selon les propriétés des particules (diamètre et module d'Young) afin de mieux comprendre comment améliorer la tenue du stratifié. L'étude se situe dans la lignée de ce qui a été fait dans [Ponnusami *et al.*, 2015]

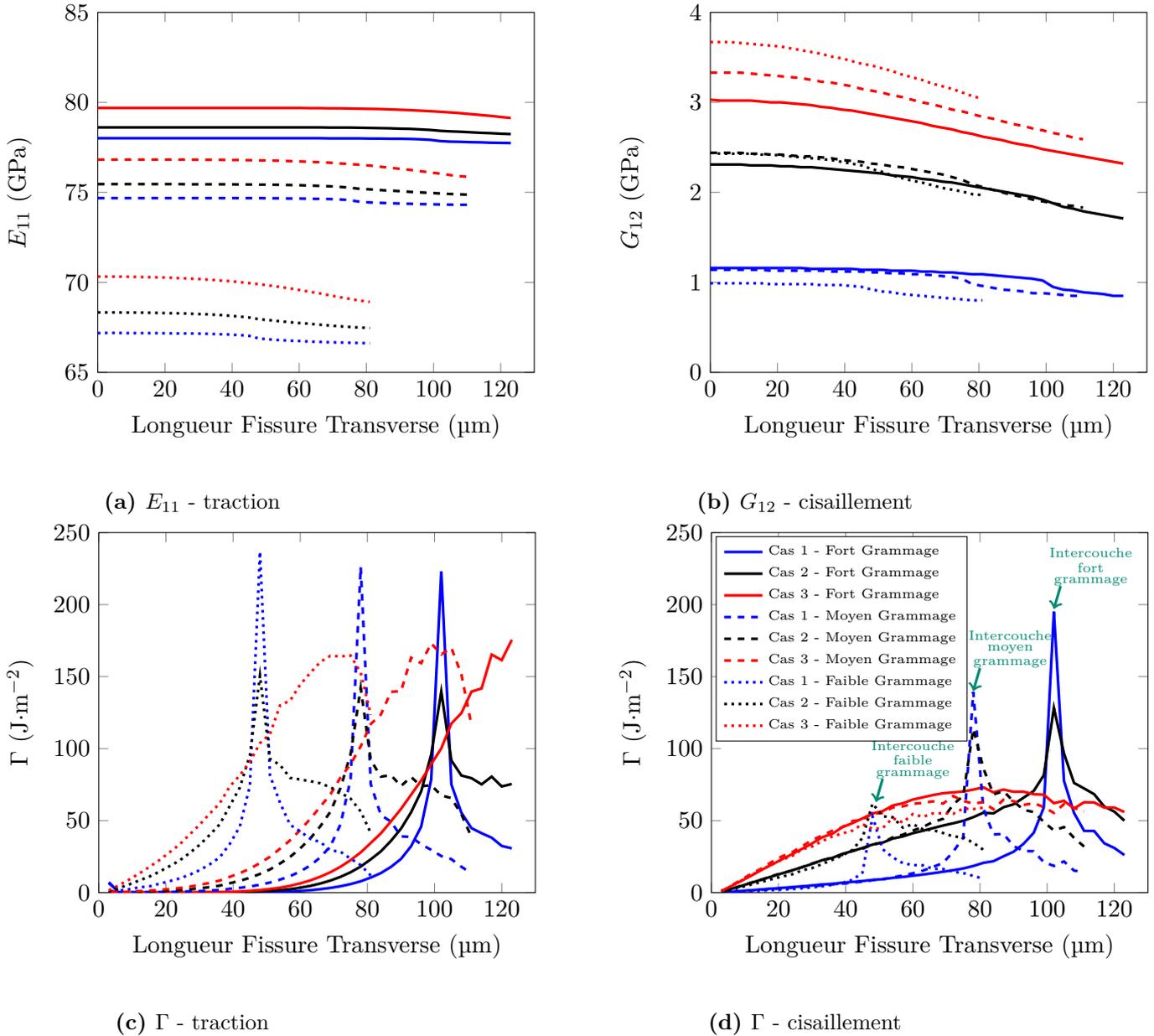


Figure 3.9 – Influence du grammage sur les modules du VER et sur l'énergie de fissuration lors de la propagation d'une fissure transverse.

qui se focalise sur le cas d'une particule dans un milieu quasi-infini. Dans [Stevanovic *et al.*, 2005], une analyse numérique très complète est réalisée en utilisant le logiciel FRANC2DL. Contrairement à notre cas, la propagation d'une fissure dans l'intercouche est étudiée pour les essais DCB et Single Edge Notch Bending (SENB). Les mécanismes augmentant la résistance à la propagation de la fissure (plasticité et création de micro-fissures) sont expliqués. Notre étude se différencie de cet article car la fissure transverse arrive du pli sur l'intercouche. Ce cas ressemble à l'essai SENB étudié sur la figure 17 de [Stevanovic *et al.*, 2005] excepté que les conditions limites sont différentes.

3.3.1 Présentation des mécanismes

La propagation d'une fissure transverse est étudiée pour une intercouche possédant une particule, à la fois entre deux plis orientés à 90° et dans l'intercouche entre des plis orientés à 0° et 90° . L'hypothèse sous-jacente à cette propagation est la parfaite cohésion entre l'intercouche et les plis adjacents. Sans cela, la fissure se propage dans cette zone faible d'interface comme cela a été observé dans les essais (voir [Section 2.3](#)) et sera analysé dans la [Section 3.4](#). Avec une intercouche classique sans particule, la fissure transverse arrive directement sur les fibres orientées à 0° avant de se propager le long de celles-ci lors du micro-délamination. En présence de particules, la direction de propagation et la cinétique peuvent être modifiées.

Cela dépendra des mécanismes de propagation qui ont été présentés sur la [Figure 1.6](#) du [Chapitre 1](#). Dans notre cas, les particules ont un module d'Young similaire à celui de la matrice. Cette trop faible différence empêche la fissure d'être déviée par le mécanisme I (effet obstacle). De plus, la particule ayant un comportement plastique (comme observé dans la [Section 2.3](#)), le mécanisme III (rupture particule) ne devrait pas se produire. Les principaux mécanismes semblent donc être les II (décohésion), IV (pontage), V (émoussement) et VI (micro-délamination anticipé). Dans la suite, l'hypothèse est faite que l'interface particule/matrice est parfaite (ceci est justifiable car les deux entités ont des propriétés chimiques similaires et a été confirmé par les fractographies effectuées dans la [Section 2.3.3](#)). Le scénario II ne sera donc pas étudié.

L'étude consiste à quantifier l'énergie supplémentaire nécessaire pour qu'une fissure transverse traverse l'intercouche. On force la fissure à se propager en ligne droite et les particules ont un comportement élastique. Les valeurs de K_I et G obtenues seront comparées aux K_{I_c} et G_c des matériaux pour obtenir des scénarios de cinétique de propagation de fissure. L'effet positif d'une particule sera alors mis en avant.

3.3.2 Paramètres et convergence du maillage

Les simulations sont réalisées sur un VER sollicité en traction uniaxiale selon la direction 1 de la [Figure 3.10](#). Le déplacement est imposé (à travers les conditions limites périodiques définies dans la [Section 3.1.2](#)) et gardé constant lorsque la longueur de la fissure est augmentée. Il a été choisi tel que la déformation globale du stratifié en traction soit de 1%. Les plis (homogènes) et les intercouches ont des épaisseurs respectives de $H = 152 \mu\text{m}$ et $h = 35 \mu\text{m}$. La longueur de VER est successivement choisie pour que $\rho = 0.4$ ($L = 380 \mu\text{m}$) et $\rho = 0.8$ ($L = 190 \mu\text{m}$). Comme il a été montré dans l'essai Double Entaille (voir [Section 2.3](#)), il est important d'étudier à la fois les intercouches entre des plis $0^\circ/90^\circ$ et $90^\circ/90^\circ$. Le premier cas concerne la transition entre la fissure transverse et le micro-délamination. Le second se produit entre chaque plis et peut ainsi amener un réel effet sur la propagation de la fissure dans le cas de plis à 90° juxtaposés. Les simulations sont faites avec un comportement élastique de la particule. En effet, les elongations imposées sont inférieures à sa limite élastique/plastique en traction. Une sensibilité au maillage, présentée sur la [Figure 3.11](#), permet de choisir une taille de maille convergée en pointe de fissure de $0.25 \mu\text{m}$.

3.3.3 Effet du diamètre et de la rigidité de la particule

L'influence du diamètre \varnothing_p et de la rigidité E_p de la particule située au milieu de l'intercouche est maintenant étudiée. Les valeurs des diamètres sont 10 et $20 \mu\text{m}$ et des rigidités 1

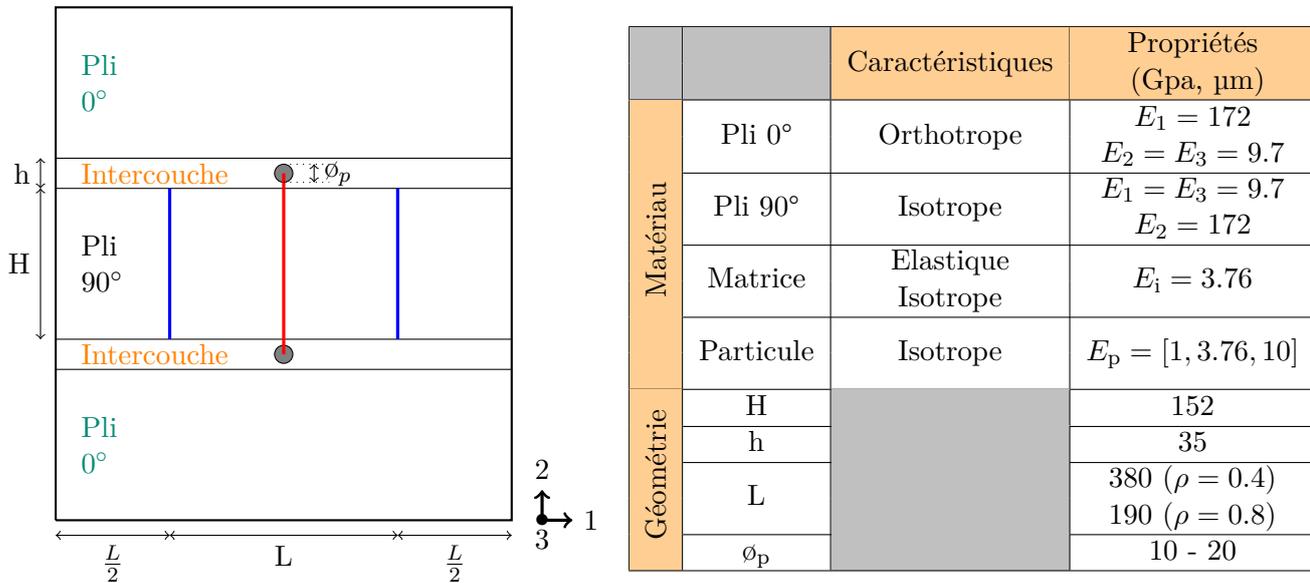
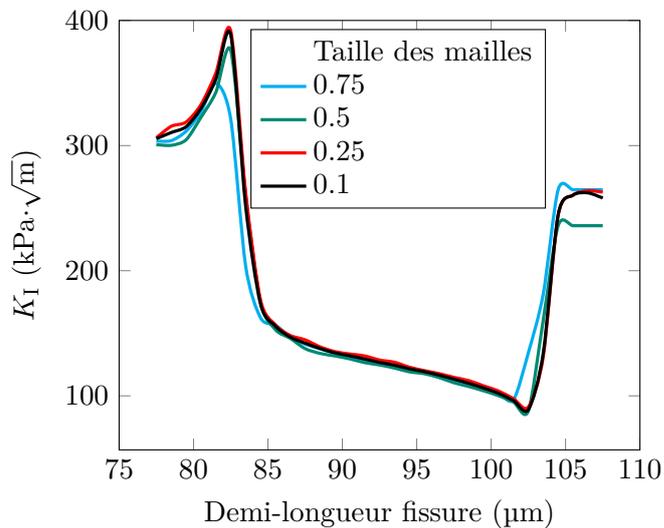
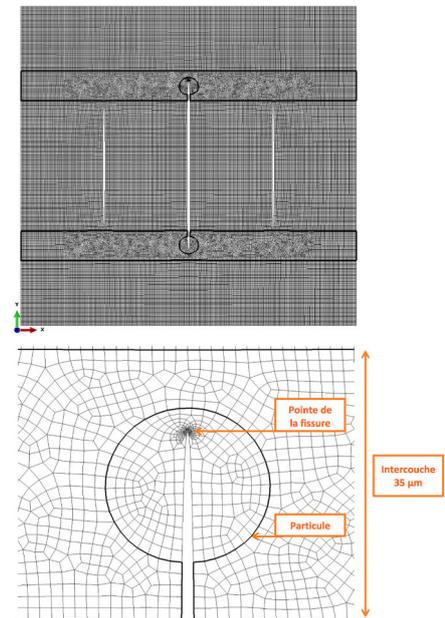


Figure 3.10 – Géométrie et propriétés du VER.



(a) Courbe de convergence.



(b) Maillage de taille 0.25 μm (en bas, zoom sur la particule).

Figure 3.11 – Convergence en maillage sur la valeur de K_I .

et 10 GPa. Ces différents cas sont étudiés sur la [Figure 3.12](#) où les valeurs de K_I et G sont tracées en fonction de la longueur de la fissure. Les traits en pointillés correspondent au module d'Young de 10 GPa et les traits pleins à 1 GPa. Pour les deux diamètres, l'effet de la particule n'est visible que lorsque la fissure la traverse. En dehors, la valeur locale de K_I est similaire au cas sans particule. Ainsi, une particule de grand diamètre aura un impact plus important sur la propagation de la fissure. Dans le cas d'une particule plus molle que la matrice, le K_I est plus faible que dans le cas plus rigide. Ainsi, il faudra plus d'énergie pour traverser une particule molle que rigide. L'allure des courbes et la conclusion est cohérente avec les articles traitant le cas d'une particule dans un milieu infini (voir [Section 1.1.3](#)). Ainsi, l'effet local de la particule est identique malgré la présence de plis rigides autour.

3.3.4 Effet de la position de l'intercouche et ρ

Sur la [Figure 3.13](#) sont tracées, pour une sollicitation en traction de $\epsilon = 1\%$, les évolutions de K_I et G pour des intercouches $0^\circ/90^\circ$ (traits pleins) et $90^\circ/90^\circ$ (traits pointillés) et pour une densité de fissuration de $\rho = 0.4$ et 0.8 . La comparaison des résultats pour les deux valeurs de ρ montre qu'il est plus difficile pour la fissure transverse de se propager dans le cas d'un ρ élevé. Ce résultat connu de la littérature (voir [Section 1.3](#)) pour la propagation dans le pli se confirme donc ici dans l'intercouche. Cela signifie que proche de la saturation, la propagation plus difficile de la fissure transverse la rend plus sensible à la présence de particules dans l'intercouche. Enfin, entre les intercouches $0^\circ/90^\circ$ et $90^\circ/90^\circ$ les écarts sont très faibles, les valeurs de K_I et G étant légèrement supérieures dans le second cas. La différence s'explique par la raideur du pli à 0° qui crée un champ de déformations localement plus faible.

3.3.5 Cinétique de fissuration

Pour déterminer la stabilité de la propagation de la fissure, il est nécessaire de comparer les valeurs de K_I et G aux valeurs critiques K_{Ic} et G_c . Différents scénarios sont étudiés en prenant des valeurs réalistes de K_{Ic} et G_c . Comme il s'agit d'une étude locale en pointe de fissure, un critère local utilisant K_{Ic} est utilisé. La [Figure 3.14](#) trace l'évolution de K_I dans le cas sans particule (courbes noires) et avec une particule (courbes bleues) de module d'Young $E_p = 1$ GPa et de diamètre $\varnothing_p = 20 \mu\text{m}$. Les valeurs critiques sont tracées en rouge pour une résine thermodurcissable ($K_{Ic}^m = 400 \text{ kPa}\cdot\sqrt{\text{m}}$) et pour une particule thermoplastique ($K_{Ic}^p = 1000 \text{ kPa}\cdot\sqrt{\text{m}}$). Ces valeurs correspondent à des valeurs arbitraires prises dans les intervalles de la littérature. La position de la particule est repérée par les traits en pointillés rouges. La position de la pointe de la fissure est repérée par le point A dans le cas sans particule et le point B dans le cas avec la particule. Les courbes sont tracées pour quatre valeurs croissantes de déformation du stratifié (0.9 , 1.0 , 1.1 puis 1.2 % d'élongation).

Jusqu'à une élongation de 1.0 %, la fissure se propage de la même manière avec ou sans particule. Ensuite, la grande valeur locale de K_{Ic}^p et la diminution de K_I dans le cas avec particule permet d'empêcher la fissure de continuer sa propagation. Pour différencier le cas IV (pontage) du cas V (émoussement) de la [Figure 1.6](#), il est nécessaire de considérer les déformations critiques de rupture en tension ϵ_c^m et ϵ_c^p de la matrice et de la particule. Le cas d'émoussement se produit si la valeur de K_I n'atteint pas K_{Ic}^p et si la déformation du VER est inférieure à ϵ_c^p . Les propriétés de nos particules, définies [Section 2.1.2](#), permettent le mécanisme d'émoussement. Néanmoins, la propagation de la fissure ne sera que partiellement ralentie car son front contournera la particule dans la matrice dès que la déformation du VER sera supérieure à ϵ_c^m . Le phénomène de pontage aura donc lieu après

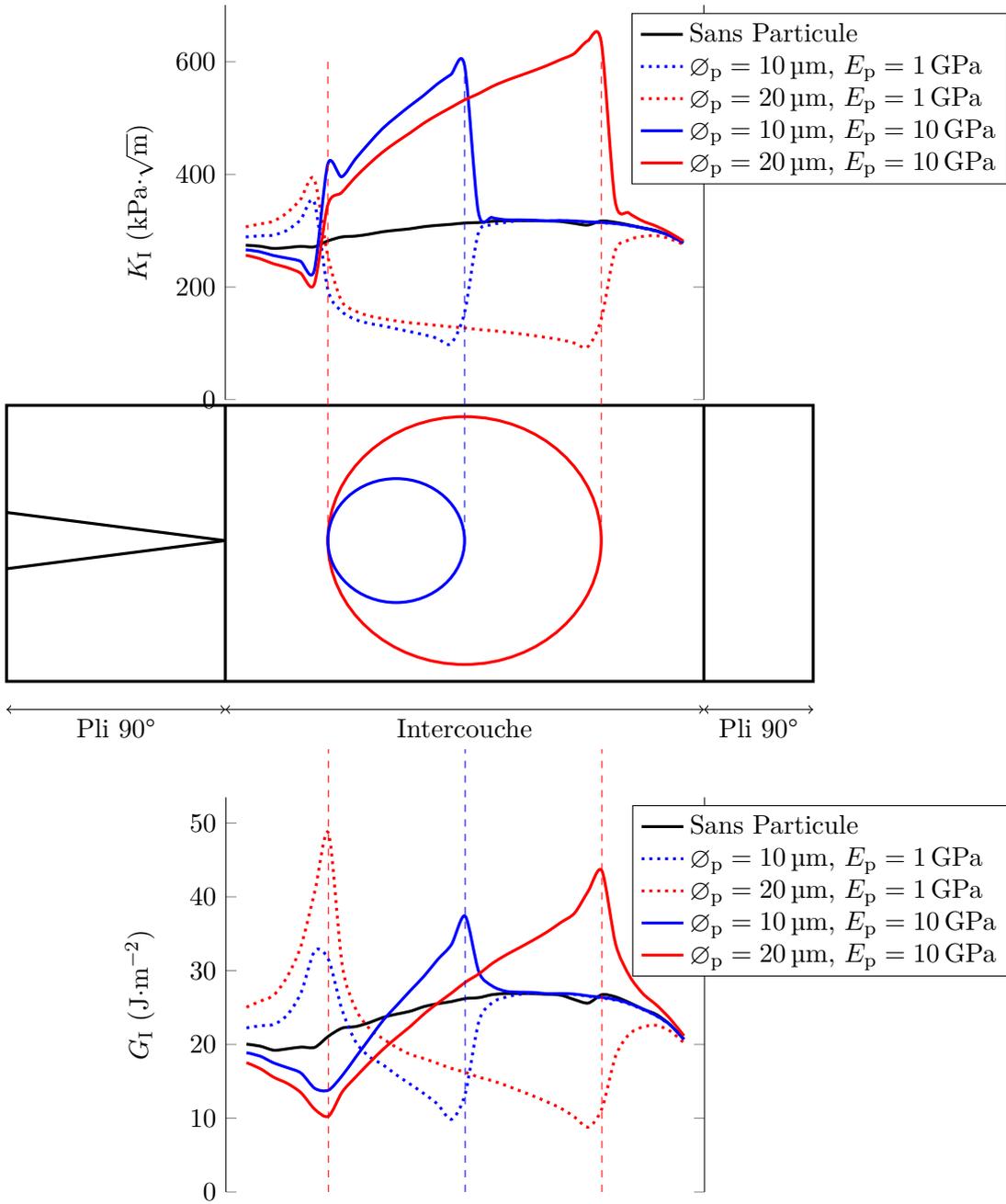


Figure 3.12 – Effet du diamètre et du module d’Young de la particule : K_I et G en fonction de la longueur de la fissure.

celui d’éroulement. Le mécanisme de pontage nécessite que $\epsilon_c^m < \epsilon_c^p$, ce qui est vérifié dans notre stratifié.

Comme nous l’avons vu dans la littérature (voir [Section 1.3](#)) dans le cas des stratifiés en général et sur la [Figure 3.13](#) dans notre cas, l’amorçage et la propagation d’une fissure transverse est de plus en plus difficile au fur et à mesure que le réseau est saturé. Ainsi, pour des valeurs élevées de ρ , la propagation d’une fissure dans l’intercouche serait plus sensible à la présence de particules. Ceci pourrait avoir un effet néfaste car l’amorçage du micro-délaminage pourrait être anticipé. Cette conclusion peut être faite sur les cas des plis fins qui retardent l’amorçage de la fissuration transverse, comme nous le verrons dans

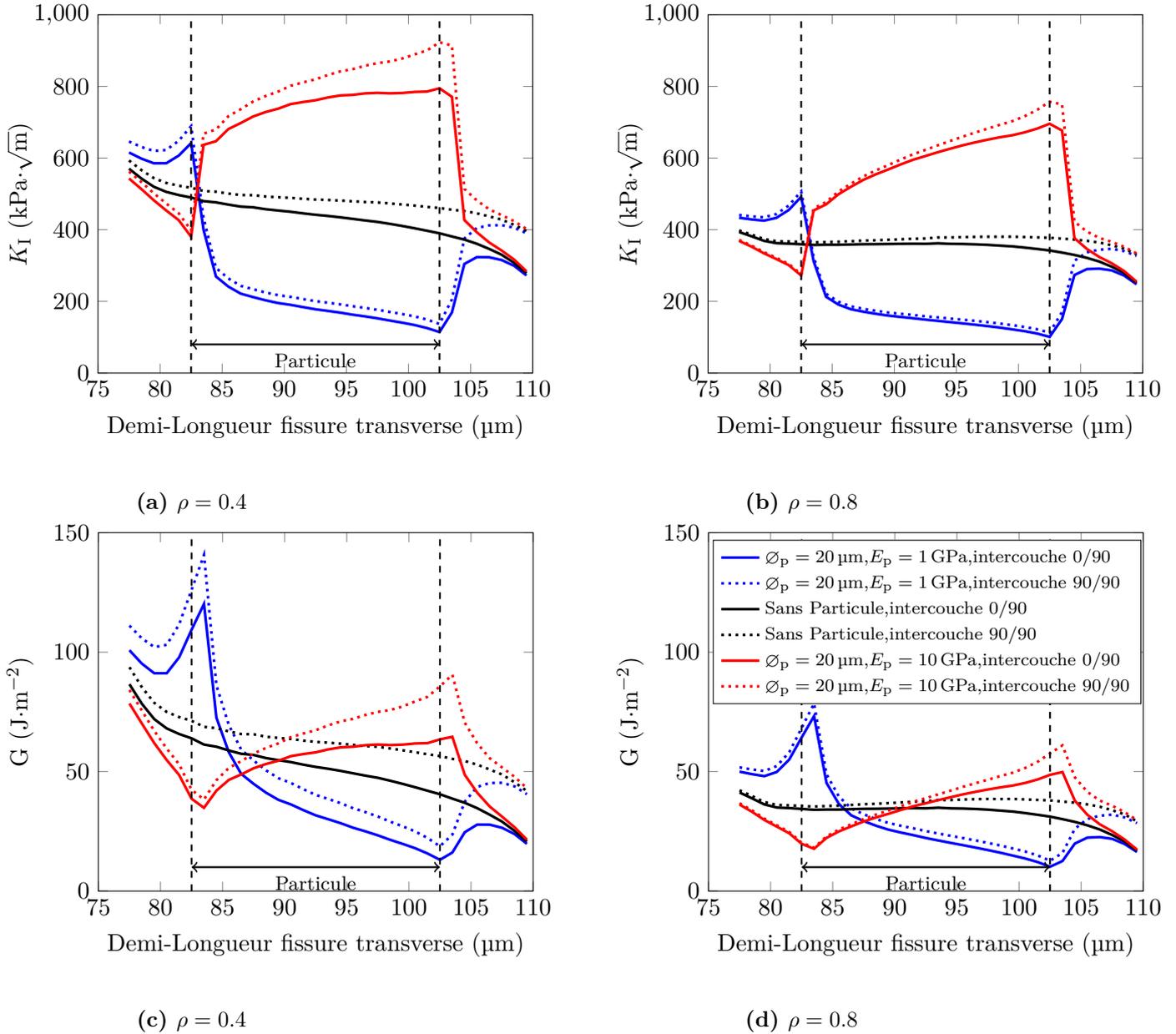


Figure 3.13 – Evolution de K_I et G pendant la propagation de la fissure transverse à travers l'intercouches.

la [Section 4.1](#).

Ces conclusions sont en accord avec les observations expérimentales faites dans le [Chapitre 2](#). Sur les CT, lorsque la fissure a suffisamment d'énergie pour se propager et arrive sur une particule, le front de fissure subit d'abord un émoussement puis contourne la particule avant de la rompre (voir [Figure 2.12a](#)). En fin de propagation, la fissure est entièrement stoppée par la plasticité des particules (voir [Figure 2.11](#)).

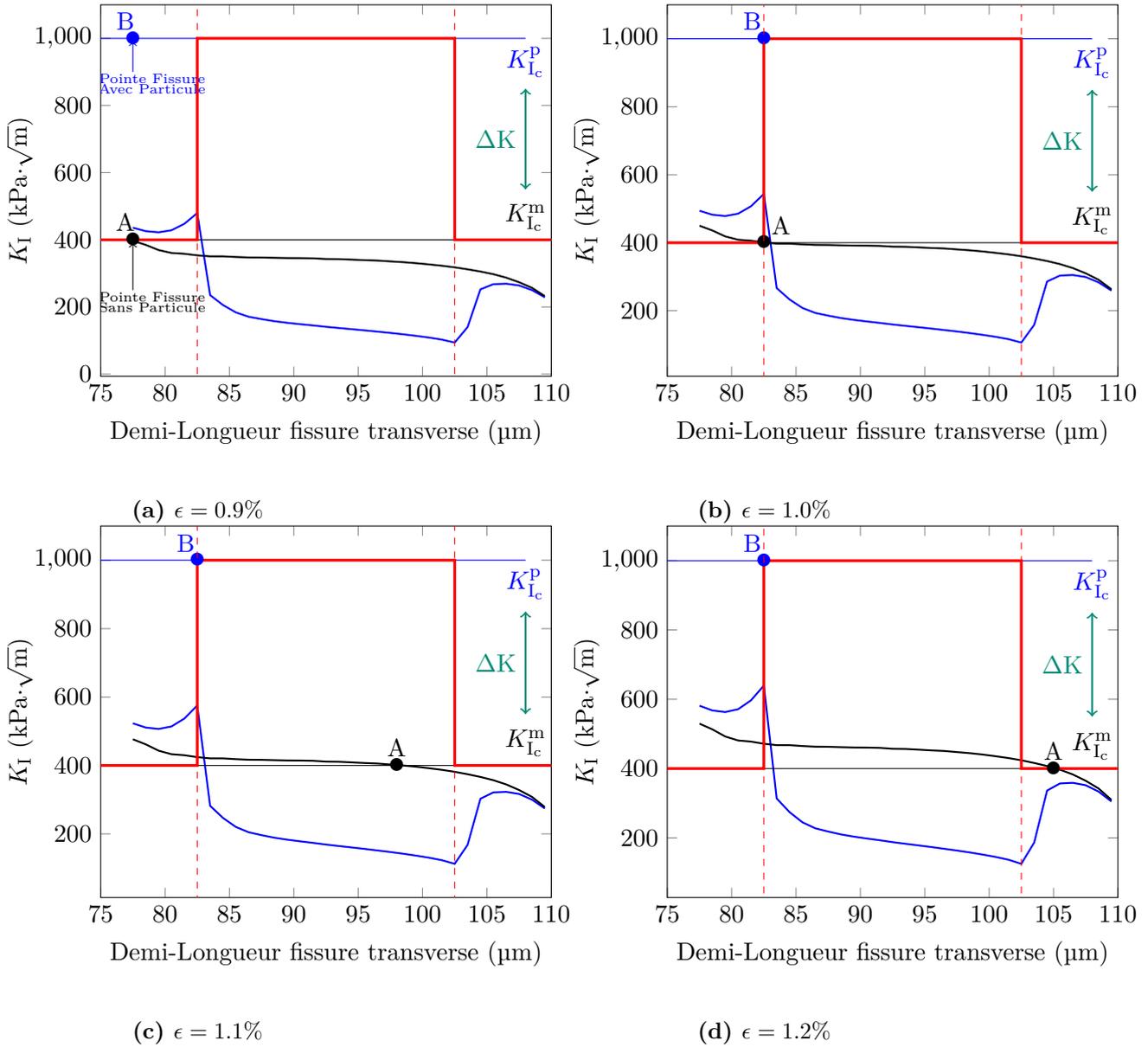


Figure 3.14 – K_I en fonction de la demi-longueur de la fissure pour différentes valeurs d'élongation ϵ du stratifié ($\varnothing_p = 20 \mu\text{m}$, $E_p = 1 \text{ GPa}$).

3.3.6 Gain en ténacité

Comme nous l'avons vu, le phénomène de pontage permet d'augmenter la résistance à la propagation d'une fissure jusqu'à ce qu'elle s'arrête, stoppée par les particules et l'émoussement de la pointe de fissure. En utilisant l'analyse du phénomène réalisée dans [Evans, 1980] (Figure 3.15), l'accroissement de la ténacité peut être estimé dans le cas d'une intercouche grâce à l'équation (3.1). Cette formule a été établie dans le cas d'inclusions métalliques. Etant plus ductiles que la matrice environnante, elles peuvent se déformer lorsque la fissure se propage sur une longueur de fissure pontée notée L . L'équation traduit l'effet du pontage en fonction des particules : en augmentant la taille du ligament ou la limite élastique σ_y des inclusions, la ténacité globale augmente. Ceci est aussi vrai en diminuant le rapport $\frac{d}{D}$ (donc pour des grosses inclusions rapprochées).

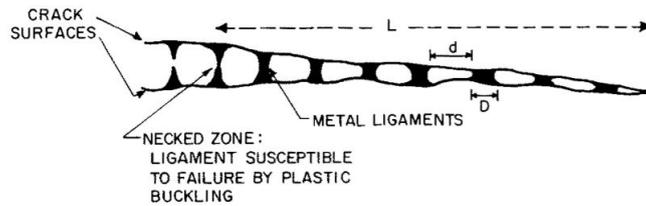


Figure 3.15 – Mécanisme de pontage ([Evans, 1980]).

$$K_c = K_0 + \frac{\sigma_y}{(1 + \frac{d}{D})^2} \sqrt{\frac{\pi L}{2}} \quad (3.1)$$

K_0	Ténacité du matériau dans lequel se propage la fissure ($\text{MPa}\cdot\sqrt{\text{m}}$)
σ_y	Contrainte élastique (GPa)
d	Distance entre inclusions (μm)
D	Diamètre des inclusions (μm)
L	Longueur de la zone pontée (μm)

Pour une intercouche d'épaisseur $h = 35 \mu\text{m}$, l'équation (3.1) permet d'estimer l'augmentation de sa ténacité. Sur la Figure 3.16, on considère une "longueur de particule traversée" totale de l_p . En espaçant régulièrement N particules de diamètre $\frac{l_p}{N}$, l'influence du nombre de particules est évaluée. Logiquement, plus la longueur de particule traversée est grande, plus la ténacité est élevée. Pour une même longueur, passer de deux à cinq particules augmente cette ténacité. Toutes les courbes sont ensuite asymptotiques lorsque le nombre de particules augmente. La gain en ténacité peut donc être considéré comme équivalent en présence de cinq ou de trente particules. Ainsi, dans les intercouches de notre matériau, il est optimal d'avoir cinq particules de diamètre $7 \mu\text{m}$, ce qui amènerait un cas similaire à une intercouche homogène car les particules seront en contact l'une de l'autre. Cette uniformité de répartition est cependant difficile à atteindre industriellement.

3.3.7 Conclusion

En faisant l'hypothèse que la fissure se propage dans l'intercouche, l'intérêt d'une particule plus molle que la matrice a été montré. Localement, la valeur de K_I diminue ce qui tend augmenter la résistance à la propagation de la fissure. Pour les intercouches $0^\circ/90^\circ$ et $90^\circ/90^\circ$, cette propagation est plus difficile pour les grandes densités de fissuration. La comparaison de K_I et de la déformation du VER aux valeurs critiques de rupture permet d'expliquer les mécanismes de pontage et d'émoussement selon les propriétés de nos particules et le résine environnante. L'utilisation d'un résultat de la littérature permet aussi de quantifier le gain en ténacité et montre qu'un nombre de cinq particules dans l'épaisseur de l'intercouche serait idéal. Dans cette situation, la ténacité de l'intercouche pourrait augmenter de plus de $300 \text{kPa}\cdot\sqrt{\text{m}}$.

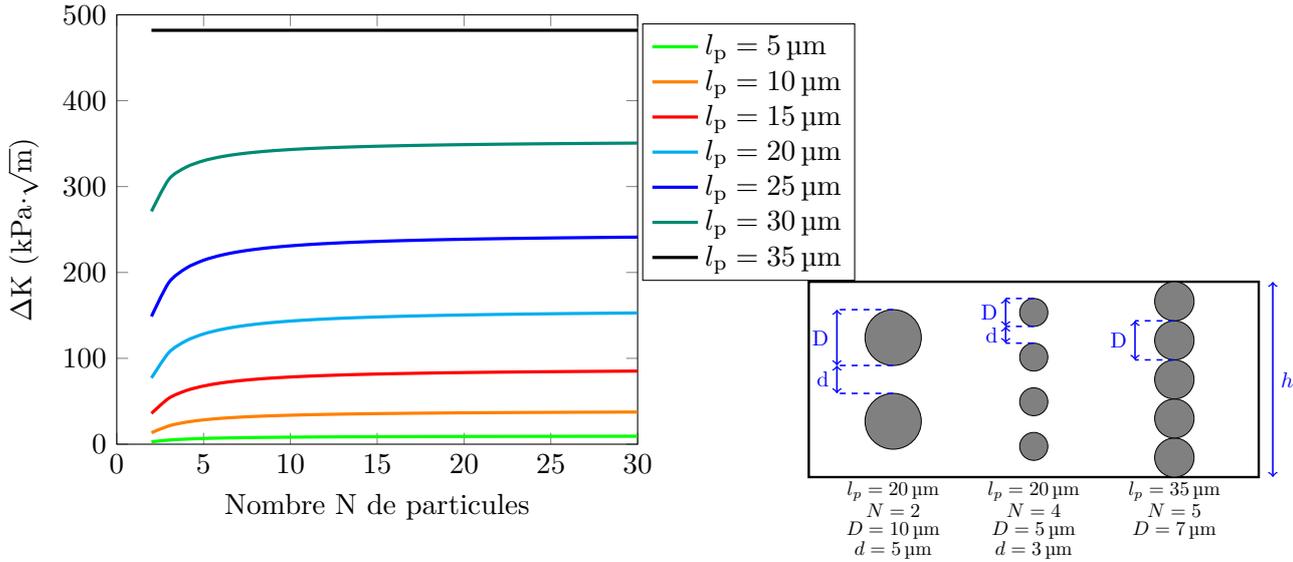


Figure 3.16 – Effet du nombre de particules et de la longueur traversée sur l'accroissement de la ténacité d'une intercouche d'épaisseur $h = 35 \mu\text{m}$.

3.4 Analyse du micro-délamination

3.4.1 Présentation de l'étude

Dans la section précédente, l'hypothèse était faite que la fissure transverse se propage dans l'intercouche. Néanmoins, comme observé dans l'essai Double Entaille (voir [Section 2.3](#)), le micro-délamination ne se produit pas à l'interface avec le pli à 0° mais avec celle du pli à 90° . L'intercouche et le pli à 0° ne sont donc pas désolidarisés. La propagation de ce micro-délamination est étudiée sur un VER dont les propriétés sont identiques à celles du VER de l'analyse de la fissure transverse ([Section 3.2](#)). La géométrie des fissures est présentée sur la [Figure 3.17](#). La propagation est faite de manière similaire dans les deux directions aux deux pointes de chacune des fissures transverses. Cela pose la question de la longueur de micro-délamination à choisir pour le calcul de Γ . Nous considérerons l'ensemble du phénomène donc les huit branches seront prises en compte. L'hypothèse sous-jacente à ce choix est que l'amorçage du micro-délamination est simultané en pointe de chaque fissure transverse. Comme pour l'analyse de la fissuration transverse, les simulations sont réalisées sur un VER sollicité en traction uniaxiale (direction 1 de la [Figure 3.17](#)) et en cisaillement plan. Le déplacement est imposé (à travers les conditions limites périodiques définies dans la [Section 3.1.2](#)) et gardé constant lorsque la longueur de la fissure est augmentée. Les simulations sont réalisées avec un raffinement du maillage similaire à celui présenté sur la [Figure 3.5](#) (taille de maille d'environ $0.75 \mu\text{m}$).

3.4.2 Résultats

3.4.2.1 Champ de contraintes

La [Figure 3.18](#) regroupe six images du champ de contraintes σ_{22} (mode I du micro-délamination) pour trois longueurs de fissure : sans fissure, 48 et 90 μm (longueurs prises pour $\rho = 0.8$. Pour $\rho = 0.4$, les valeurs sont doublées). La disposition des images est identique à celle de la page 82 de la [Section 3.2.2.1](#). Lorsque le micro-délamination ne s'est pas

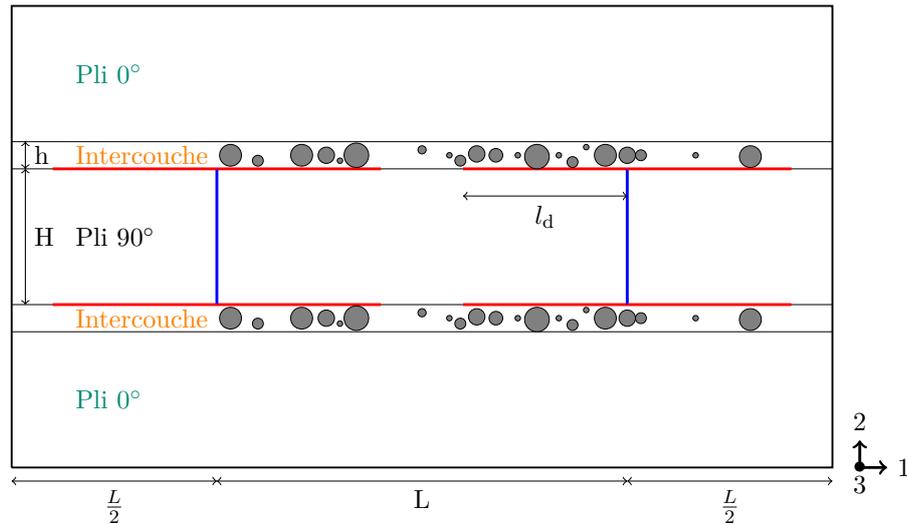


Figure 3.17 – Géométrie du VER pour l'étude du micro-délaminage.

encore amorcé, une concentration de contraintes est visible en pointe des fissures transverses. Elle est plus prononcée dans le cas d'une intercouche ou de particules rigides. Lorsque le micro-délaminage se propage, cette concentration de contraintes apparaît en ses pointes. Elle est aussi plus importante pour les intercouches rigides et lorsque la fissure est proche de particules rigides. Ceci est cohérent avec les résultats analytiques de la littérature ([Ogihara et Takeda, 1995]) montrant qu'une intercouche rigide facilite la propagation du micro-délaminage. Cette tendance sera confirmée avec l'étude de l'évolution de l'énergie de fissuration Γ .

3.4.2.2 Quantitatifs

La Figure 3.19 représente l'évolution du module longitudinal E_{11} et de cisaillement plan G_{12} en fonction de la longueur l_d du micro-délaminage, dans les deux cas $\rho = 0.4$ et $\rho = 0.8$. Notons que cette longueur est différente dans les deux cas car l'espacement entre les deux fissures transverses est plus grand pour $\rho = 0.4$ ($L = 380 \mu\text{m}$) que pour $\rho = 0.8$ ($L = 190 \mu\text{m}$). Lors de la propagation du micro-délaminage, le module longitudinal E_{11} est faiblement impacté (diminution inférieure à 2%) car la surface délaminée est située dans le plan du stratifié. Cette variation est similaire peu importe les propriétés de l'intercouche. A l'inverse, la diminution du module de cisaillement est très prononcée, surtout lorsque $\rho = 0.4$ ($\approx -85\%$). En effet, la surface délaminée sépare le pli de l'intercouche qui reprend alors moins d'effort. Si l'intercouche est souple, la diminution est donc logiquement moins importante. Pour toutes les longueurs du micro-délaminage, l'intercouche souple diminue de moitié la valeur de G_{12} (à la fois pour $\rho = 0.4$ et $\rho = 0.8$) tandis qu'une intercouche rigide l'augmente d'environ 40%. L'effet des particules va dans le même sens avec une diminution de G_{12} de 20% en présence de particules molles pour toutes les longueurs de micro-délaminage.

La Figure 3.20 représente l'évolution de l'énergie de fissuration Γ en fonction de la longueur l_d du micro-délaminage, dans les deux cas $\rho = 0.4$ et $\rho = 0.8$. Il est important de remarquer dans un premier temps la singularité qui apparaît pour des longueurs de fissures proches de zéro. Les valeurs de Γ semblent tendre vers l'infini. Cependant, il s'agit d'un effet de la longueur de l'incrément de fissure Δ_l choisi. Comme précisé sur l'étude

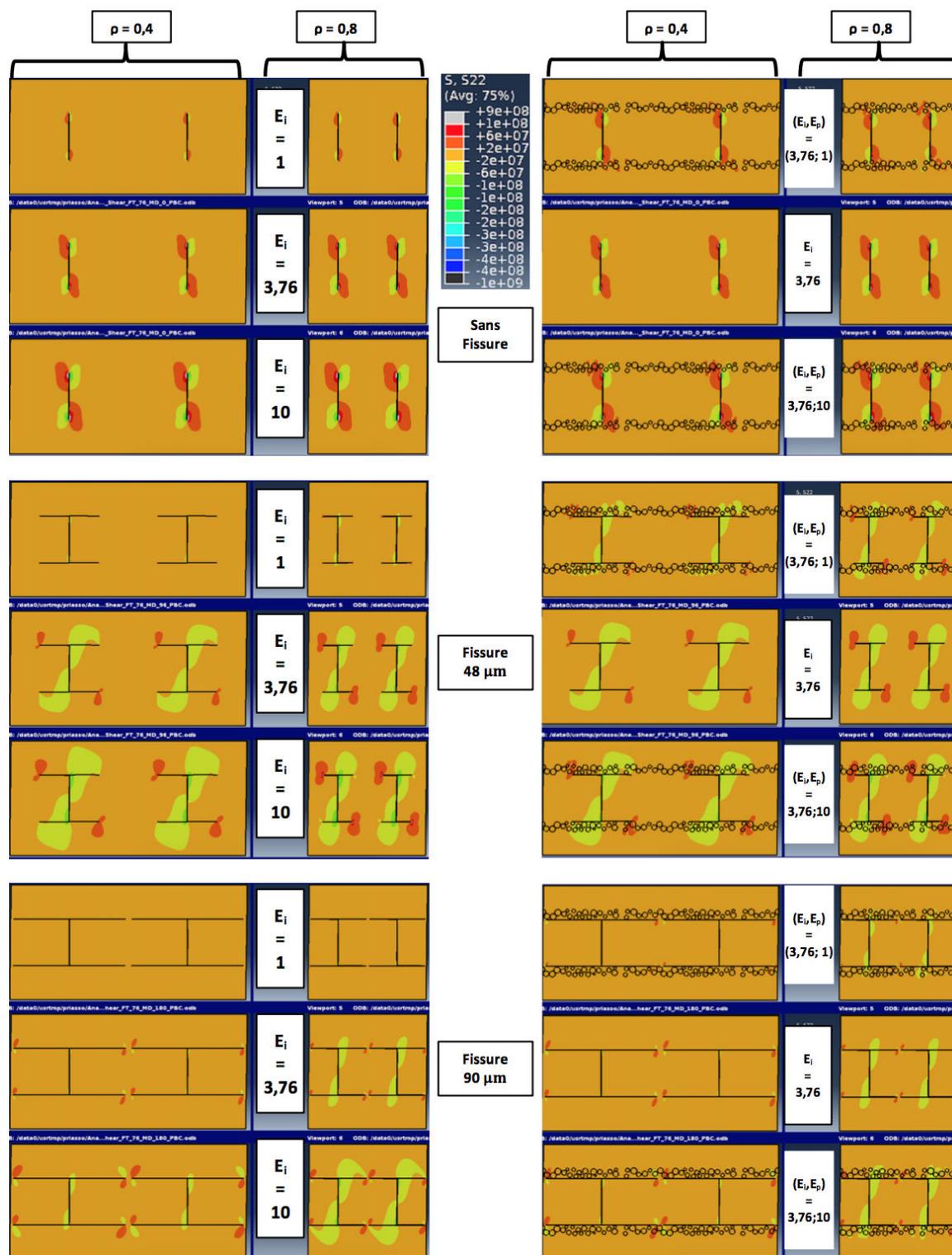


Figure 3.18 – Contraintes σ_{22} pour un VER sollicité en cisaillement plan pour trois longueurs de micro-délaminage.

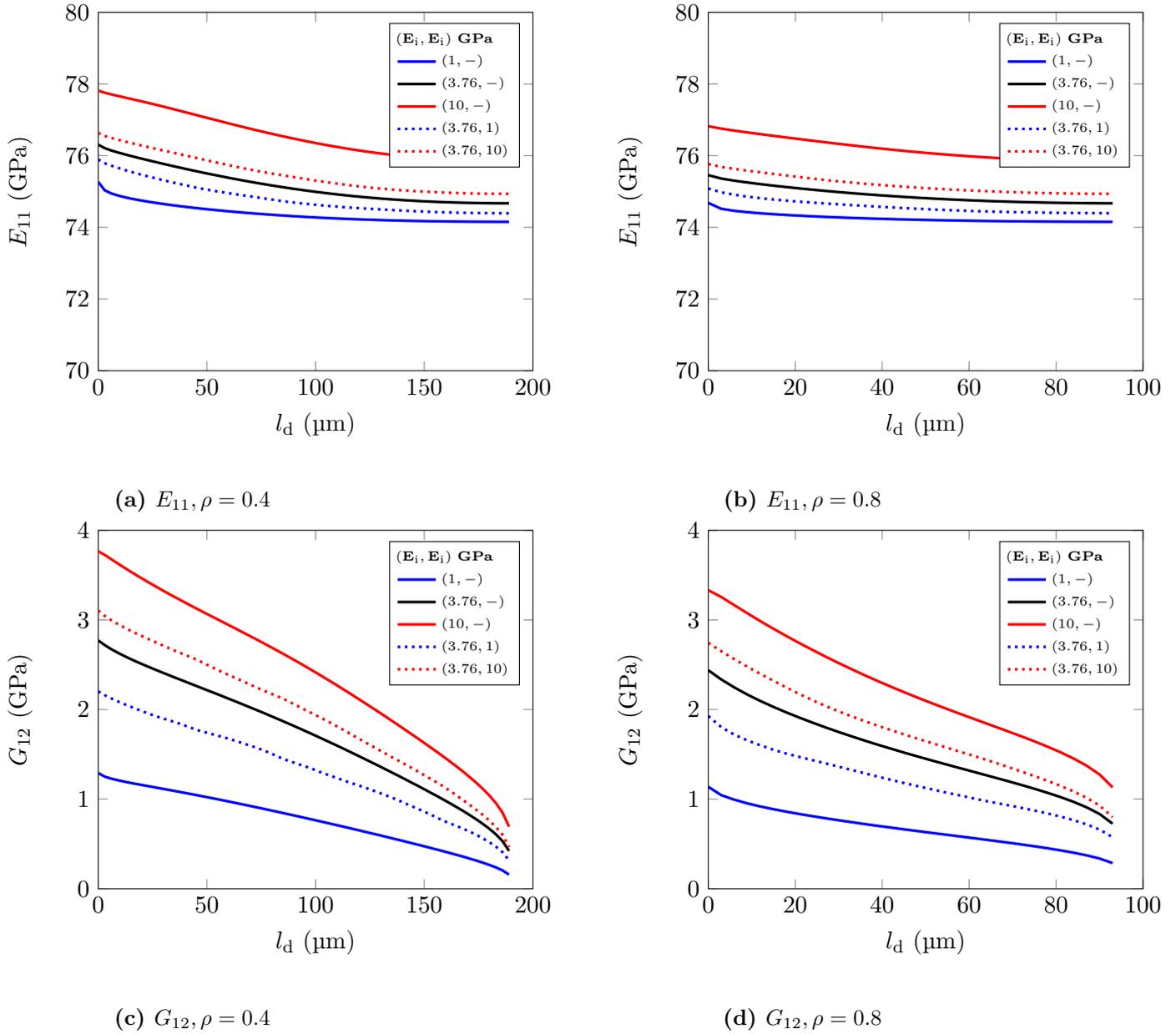


Figure 3.19 – Evolution des modules E_{11} et G_{12} du VER homogénéisé en fonction de la longueur l_d du micro-délaminage.

de convergence (voir [Figure 3.5](#)), une valeur de $3\mu\text{m}$ est prise pour Δ_f . Cependant, dans le cas du micro-délaminage, une valeur plus faible serait nécessaire. En diminuant Δ_f à $0.1\mu\text{m}$, la valeur de Γ pour une fissure de longueur inférieure à $1\mu\text{m}$ tend vers une valeur finie. Les courbes de la [Figure 3.20](#) montrent que, pour des longueurs supérieures à $80\mu\text{m}$, les valeurs de Γ sont plus élevées en cisaillement plan qu'en traction même si elles sont du même ordre de grandeur. La propagation en cisaillement plan (solicitation en mode II) est donc plus facile qu'en traction. Dans le cas de la fissuration transverse, l'écart entre le mode I (traction) et le cisaillement plan était plus prononcé. De façon surprenante, pour le micro-délaminage, les valeurs sont plus élevées pour un ρ faible. On pourrait penser l'inverse car le micro-délaminage se produit plutôt pour des fortes densités de fissuration. Cependant, il faut bien comprendre que le phénomène est une compétition entre l'amor-

gée du micro-délaminage et la création d'une nouvelle fissure transverse. Ce sont donc les valeurs de ces deux événements qu'il faut comparer de manière relative et non la valeur seule de Γ du micro-délaminage. Comme il a été montré sur la [Figure 3.8](#), la valeur de Γ pour la fissuration transverse diminue beaucoup entre $\rho = 0.4$ et $\rho = 0.8$ alors que pour le micro-délaminage la diminution est moins prononcée. Ainsi, lorsque la valeur de ρ augmente, il est relativement plus facile pour le micro-délaminage de s'amorcer par rapport à la création d'une nouvelle fissure transverse.

En traction, la propagation est stable car les valeurs de Γ sont décroissantes. La sollicitation en cisaillement plan à l'inverse provoque une propagation légèrement instable, en particulier pour de grandes longueurs. Lorsque les deux ligaments de micro-délaminage sont proches, la propagation devient instable. Enfin, l'influence des particules est faible avec des valeurs de Γ proches du cas 2 de référence. Pour $\rho = 0.4$, de nombreuses oscillations sont visibles et traduisent l'influence locale des particules. Ces oscillations ne sont pas visibles sur le cas $\rho = 0.8$ car la longueur de micro-délaminage est plus faible et donc moins sensible.

3.4.3 Influence de l'épaisseur du pli

Comme pour la fissure transverse, nous comparons ici les trois grammages de stratifiés (faible, moyen et fort) se différenciant entre autres par l'épaisseur de leur pli (respectivement 93, 152 et 200 μm). Les trois VERs sont simulés avec une intercouche homogène de module d'Young 1, 3.76 et 10 GPa (respectivement cas 1, cas 2 et cas 3) d'épaisseur 35 μm et pour une densité de fissuration $\rho = 0.8$. Les conclusions sur l'évolution des raideurs E_{11} et G_{12} du VER sont similaires à celles lors de la propagation d'une fissure transverse. La [Figure 3.21a](#) montre que le faible grammage possède un module longitudinal plus faible. Sur la [Figure 3.21b](#) nous observons que la diminution de G_{12} du VER est très importante lors de la propagation du micro-délaminage, en particulier pour le faible grammage ($\approx -70\%$). L'analyse de la propagation du micro-délaminage est réalisée après une longueur d'amorçage de 10 μm sur la [Figure 3.21c](#). La décroissance de la valeur de Γ montre une propagation stable et indépendante du grammage pour une sollicitation en traction. Cependant, en cisaillement plan, l'écart est important entre les trois grammages et seul le plus faible présente une propagation instable à partir d'une longueur d'environ 30 μm (valeurs croissantes lors de la propagation). Ce résultat est cohérent avec des études antérieures réalisées chez Airbus montrant que les stratifiés à faible grammage sont plus sensibles à la présence de délaminage en cisaillement plan.

3.4.4 Conclusion

L'analyse numérique de la propagation du micro-délaminage, en traction et en cisaillement plan, a montré des tendances similaires à celles de la fissuration transverse. Une intercouche molle diminue d'un facteur deux le module de cisaillement plan G_{12} par rapport au cas de référence, quelle que soit la longueur du micro-délaminage. Cette diminution est moins prononcée lorsque seulement des particules molles sont insérées dans l'intercouche mais reste importante ($\approx -20\%$ pour les deux valeurs de ρ). La raideur dans le sens longitudinal n'est presque pas impactée par les propriétés de l'intercouche. La cinétique de propagation est similaire entre le cas d'une intercouche avec ou sans particules. Pour un VER sollicité en traction, la propagation du micro-délaminage apparaît stable contrairement au cisaillement plan où, pour des longueurs respectivement supérieures à 50 μm pour $\rho = 0.4$ et 70 μm pour $\rho = 0.8$, elle devient instable. Sur tous les grammages la décroissance de G_{12} avec la longueur du micro-délaminage est très prononcée. Sa propagation est

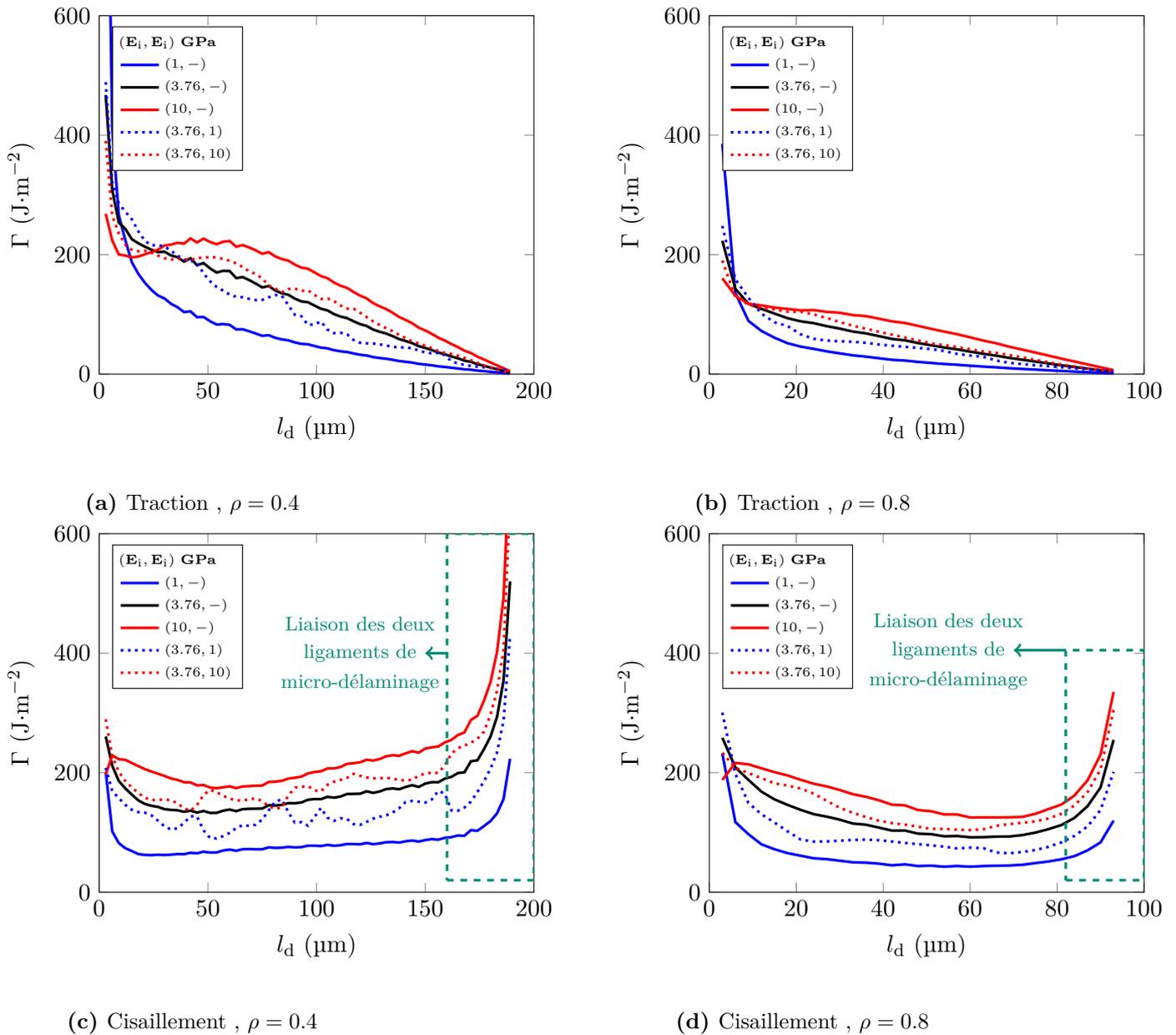


Figure 3.20 – Evolution de l'énergie de fissuration en fonction de la longueur l_d du micro-délaminage.

identique entre les trois épaisseurs de pli en traction (stable) mais le cas d'un pli faible se distingue en cisaillement plan par une propagation instable.

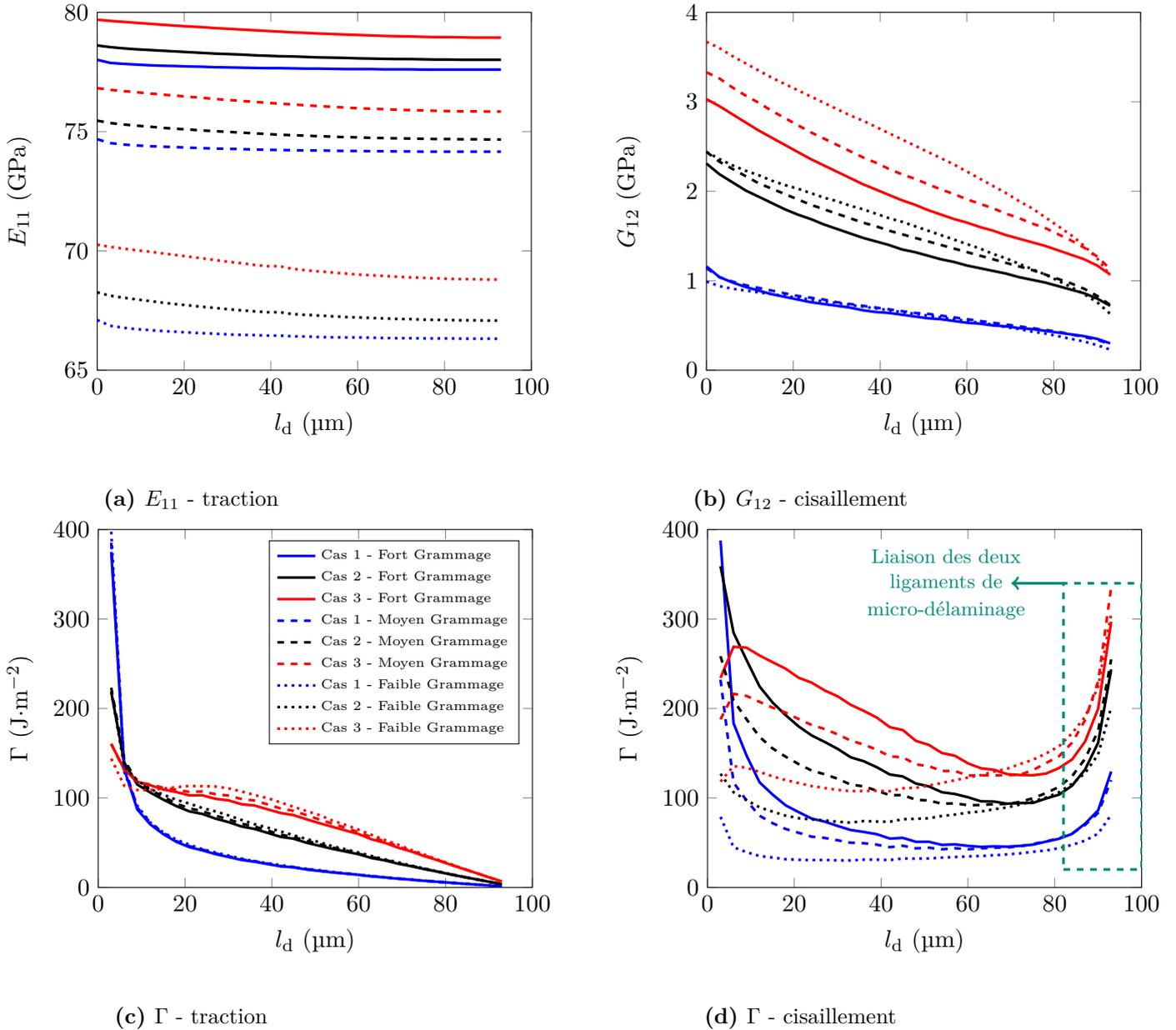


Figure 3.21 – Influence du grammage sur les modules du VER et sur l'énergie de fissuration lors de la propagation du micro-délaminage.

3.5 Synthèse

Dans ce chapitre a été réalisée l'étude des endommagements observés à la fin du [Chapitre 2](#). Un outil d'analyse est utilisé pour comprendre l'impact des propriétés de l'intercouche. L'étude s'est portée sur un Volume Élémentaire Représentatif (VER) dont les dimensions respectent les observations faites dans le [Chapitre 2](#) (épaisseurs, répartition des particules). Les hypothèses (e.g. cohésion parfaite entre les particules et la matrice) et les cas analysés (e.g. micro-délaminage dans l'interface entre l'intercouche et le pli à 90°) dans les simulations sont aussi en accord avec les conclusions du [Chapitre 2](#). En se basant sur les champs de contraintes et sur l'énergie de fissuration, il a été montré que la création et la propagation d'une fissure transverse est plus difficile pour des valeurs de

densité de fissures transverses ρ élevées et lorsque l'intercouche homogène est souple. La présence des particules a le même effet mais est moins influente. Lors de la propagation de la fissure transverse, le module longitudinal est peu impacté contrairement à celui en cisaillement. Une diminution de l'épaisseur du pli rend l'impact de la rigidité de l'intercouche plus important. L'analyse plus précise de la propagation de la fissure transverse dans l'intercouche montre l'intérêt d'une particule molle. Localement, la valeur de K_I est diminuée, augmentant ainsi la résistance à la propagation. En comparant l'évolution de K_I à sa valeur critique, l'enchaînement des mécanismes d'émoussement et de pontage a été expliqué. Il a aussi été montré que disposer au minimum cinq particules molles dans l'épaisseur de l'intercouche permet un gain optimal en ténacité supérieur à $300 \text{ kPa} \cdot \sqrt{\text{m}}$. Ce cas là est bénéfique à condition que le micro-délaminage ne soit pas amorcé plus tôt à l'interface avec le pli inférieur. Une forte adhésion entre l'intercouche et les plis est donc nécessaire pour ralentir l'amorçage du micro-délaminage. Enfin, la propagation du micro-délaminage à l'interface entre l'intercouche et le pli orienté à 90° a été étudiée. Une intercouche rigide facilite l'amorçage du micro-délaminage (valeurs de l'énergie de fissuration Γ plus élevées). Lors de sa propagation, qui est stable en traction et instable en cisaillement, le module G_{12} est fortement diminué à la fois pour une intercouche homogène qu'avec des particules. Ceci est vrai en particulier pour les stratifiés à faible grammage, dont la géométrie facilite la propagation de cet endommagement.

Chapitre 4

Comparaisons Essais - Simulations

Sommaire

4.1	Stratifiés croisés $[0_n/90_m/0_n]$	103
4.1.1	Comparaison des cinétiques avec un stratifié sans intercouche	103
4.1.2	Adaptation de la loi de fissuration transverse du méso-modèle	104
4.1.3	Simulation des essais de stratifiés croisés avec intercouches	106
4.1.4	Conclusion	107
4.2	Simulation des essais Double Entaille	108
4.2.1	Présentation de la simulation	108
4.2.2	Résultats	108
4.2.3	Conclusion	111
4.3	Indentation	112
4.3.1	Présentation de l'essai	112
4.3.2	Résultats	115
4.3.2.1	Comportement global	115
4.3.2.2	Fissuration transverse	116
4.3.2.3	Délaminage	116
4.3.2.4	Rupture des fibres	118
4.4	Synthèse	118

Les deux chapitres précédents ont étudié l'influence des particules sur la résistance à la propagation des fissures transverses et du micro-délaminage. Même si cette influence sur leur propagation reste modérée, l'analyse numérique a montré que la présence de l'intercouche avec particules impacte les raideurs du VER. Ces modifications avaient nécessité une identification précise des paramètres du méso-modèle. Dans ce chapitre, nous simulons des essais plus complexes qui mettent l'accent sur ces endommagements en prenant en compte l'ensemble de ces paramètres. A l'aide des résultats d'essai de traction sur des stratifiés croisés avec intercouches, nous proposons une méthode expérimentale d'identification de la cinétique de fissuration transverse. L'amorçage et la propagation du micro-délaminage seront analysés à l'aide des essais Double Entaille présentés dans la [Section 2.1](#). Enfin, un cas de sollicitation hors-plan est traité avec l'analyse d'un essai d'indentation quasi-statique. Il permettra de confronter l'ensemble des valeurs de paramètres que nous avons identifiées à une situation où tous les endommagements sont présents. La comparaison de l'amorçage de chaque endommagement (fissuration transverse, micro-délaminage et rupture des fibres) entre la simulation et l'essai sera réalisée.

4.1 Stratifiés croisés $[0_n/90_m/0_n]$

Comme il a été montré dans le chapitre précédent, les particules des intercouches entre les plis à 90° modifient légèrement la cinétique de la fissuration transverse. Pour rendre compte de cet effet dans le méso-modèle, les résultats expérimentaux obtenus sur des stratifiés croisés $[0_n/90_m/0_n]$ sont utilisés.

4.1.1 Comparaison des cinétiques avec un stratifié sans intercouche

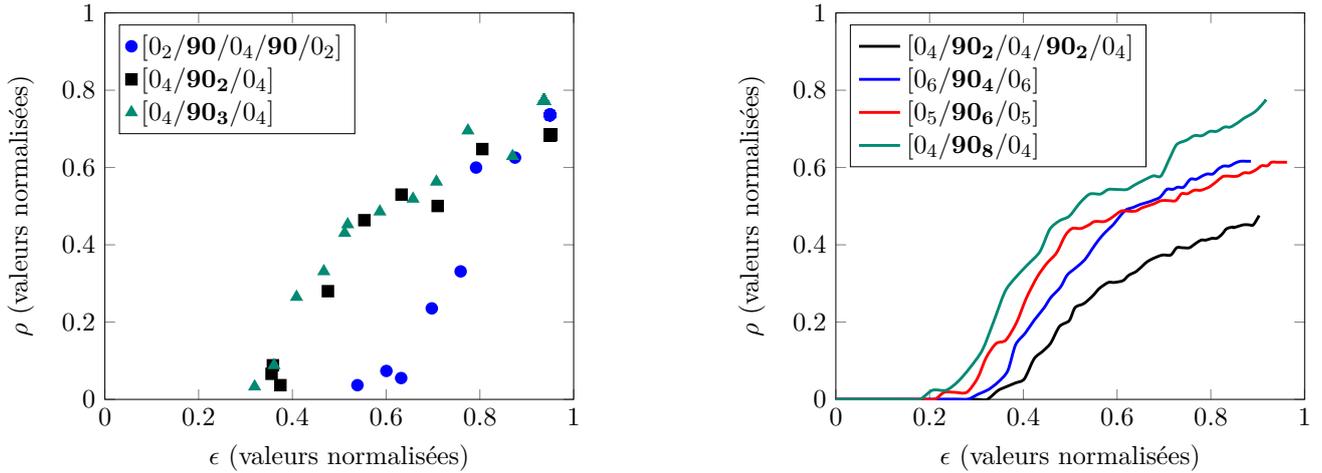
Les essais réalisés sur le stratifié avec intercouches (entre chaque pli) sont comparés à ceux effectués sur un stratifié carbone/époxy ne possédant pas d'intercouche. Les empilements sont différents mais dans chaque cas le nombre de fissures transverses est compté. Pour le stratifié sans intercouche, ce travail a été réalisé en 2011 par un stagiaire commun entre Airbus et le LMT Cachan. Le comptage de fissures est réalisé par corrélation d'images en temps réel. Pour le stratifié avec intercouches, l'étude a été réalisée en 2010. Le comptage des fissures a été effectué par rayon X en interrompant à différents incréments de chargement des essais. Toutes les éprouvettes sont sollicitées en traction avec un déplacement imposé.

La [Figure 4.1](#) permet de comparer l'évolution du nombre de fissures transverses des deux matériaux en fonction de leur déformation. Le graphique présente l'évolution de ρ (valeurs normalisées par l'épaisseur du pli) en fonction de la déformation. Même si les empilements sont différents, il semblerait que l'amorçage soit plus tardif pour le stratifié avec intercouches. Les résultats de ce stratifié ([Figure 4.1a](#)) sont en cohérence avec ceux de la littérature (voir [Chapitre 1](#)). En effet, pour un unique pli orienté à 90° , l'amorçage est plus tardif que pour plusieurs plis à 90° et la valeur de ρ à saturation, si elle est atteinte, est plus élevée (voir courbe en points bleus). A l'inverse, pour le cas sans intercouche ([Figure 4.1b](#)), l'impact des séquences d'empilement sur l'amorçage est correct mais les valeurs à saturation semblent inversées. Pour le stratifié avec intercouches, la propagation des fissures transverses est plus facile. Même si cela semble incohérent avec la présence d'intercouches, ce phénomène s'explique par le fait que les fibres utilisées ont un diamètre plus petit. Elles sont donc plus rapprochées (pour une fraction volumique identique de fibres) et il y a ainsi plus de sites d'amorçage de la fissuration.

Pour le stratifié avec intercouches, seuls les cas de un voire deux plis orientés à 90° adjacents sont représentatifs. Pour deux plis à 90° adjacents, nous pouvons lire une valeur de $\rho_s \approx 0.8$ par extrapolation asymptotique. Pour le pli simple, la valeur est supérieure mais la saturation n'est pas atteinte. En prenant la valeur correspondant à une déformation proche de la rupture du stratifié, nous constatons que la valeur de 0.8 est cohérente. **Par la suite, nous prendrons donc $\rho_s = 0.8$.** Dans l'identification qui avait été faite dans des études précédant ce travail de thèse, la valeur de ρ_s avait été choisie de façon imprécise entre 0.6 et 0.7. Choisir une valeur la plus exacte possible est cependant indispensable car elle détermine l'amorçage du micro-délaminage pour un chargement dans le plan.

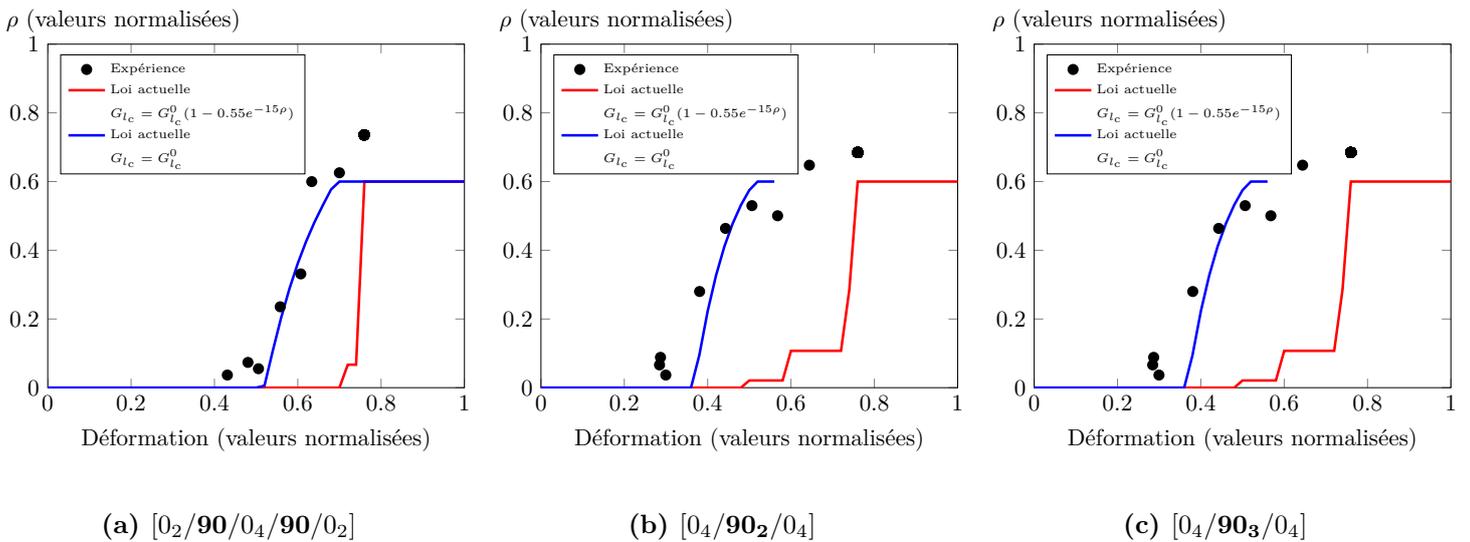
4.1.2 Adaptation de la loi de fissuration transverse du méso-modèle

Nous avons réalisé les simulations des trois drapages du stratifié avec intercouches en utilisant la loi de fissuration transverse du méso-modèle identifiée pour un stratifié classique. Les résultats de la [Figure 4.2](#) montrent que la loi actuelle de la UMAT Abaqus DAMASCO qui considère le G_{Ic} non constant, n'est pas correcte. L'explication vient du fait que la valeur de G_{Ic} est dépendante de ρ : $G_{Ic} = G_{Ic}^0 (1 - 0.55e^{-15\rho})$. La valeur de G_{Ic} augmente



(a) Stratifié avec intercouches.

(b) Stratifié sans intercouche.

Figure 4.1 – Comparaison expérimentale des cinétiques de fissuration transverse entre un stratifié sans et avec intercouches.(a) $[0_2/90/0_4/90/0_2]$ (b) $[0_4/90_2/0_4]$ (c) $[0_4/90_3/0_4]$ **Figure 4.2** – Comparaison Essais - Simulations de la cinétique de fissuration transverse : loi actuelle de DAMASCO.

avec celle de ρ , ce qui traduit le fait qu'il est de plus en plus difficile de créer une fissure transverse. Cette loi, définie dans [Lubineau, 2009], n'est en réalité jamais apparue dans d'autres articles du méso-modèle et, à notre connaissance, n'a jamais été validée. Dans les articles, la valeur de G_{Ic} est toujours constante et la non-périodicité du réseau de fissures transverses est prise en compte par un coefficient. Si l'on impose maintenant $G_{Ic} = G_{Ic}^0 = 0.1$ une valeur constante (courbe en bleu), les résultats sont meilleurs, en particulier pour les plis simples.

Dans la UMAT Abaqus DAMASCO, la loi $f_{22}(\rho)$ (voir Section 1.3) ainsi que sa dérivée sont tabulées et ne sont donc pas modifiables facilement. Elles avaient été identifiées numériquement grâce au pont micro-méso pour des propriétés typiques d'un stratifié carbone/époxy ([Lubineau, 2010]). Nous proposons ici un moyen d'identification de ces lois à

partir des résultats expérimentaux. L'idée est d'approcher la courbe $\rho(\epsilon)$ en utilisant le lien entre ρ et la fonction f_{22} . L'équation (4.1), déduite des lois du méso-modèle, relie ces deux grandeurs. Elle montre que ρ est égale à la fonction inverse de la dérivée de f_{22} appliquée à $\frac{1}{Y_\rho}$ avec Y_ρ la force thermodynamique associée à la fissure transverse.

$$\rho = \frac{\partial f_{22}}{\partial \rho}^{-1} \left[\frac{1}{Y_\rho} \right] \quad (4.1)$$

Nous choisissons de représenter la loi $f_{22}(\rho) = a\rho^2 + b\rho$ par un polynôme d'ordre 2 défini par ses coefficients (a,b). Dans [Ladevèze *et al.*, 2017], une approximation avec une fonction exponentielle est proposée, aussi avec deux paramètres. En négligeant l'endommagement diffus, la plasticité et en ne prenant en compte que les contraintes σ_{22} (contraintes principales pour l'ouverture d'une fissure transverse), la formule de ρ peut alors s'écrire selon l'équation (4.2) (où H désigne l'épaisseur des plis à 90°) :

$$\rho = \frac{\frac{1}{Y_{eq}} - b}{2a} = \frac{\frac{2G_{Ic}}{HE_{22}^0 \epsilon_{22}^2} - b}{2a} \quad (4.2)$$

En prenant une valeur de G_{Ic} constante, une loi f_{22} peut être identifiée à travers les deux paramètres (a,b). Ils sont choisis afin d'approcher l'amorçage et la saturation de la courbe d'évolution $\rho(\epsilon)$ selon les équations (4.3a) et (4.3b).

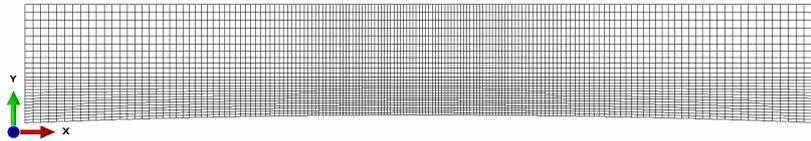
$$\left\{ \begin{array}{l} \text{En } (\rho, \epsilon) = (0, \epsilon_{22\rho=0}) \quad b = \frac{2G_{Ic}}{HE_{22}^0 \epsilon_{22\rho=0}^2} \\ \text{En } (\rho, \epsilon) = (\rho_s, \epsilon_{22\rho=\rho_s}) \quad a = \frac{G_{Ic}}{HE_{22}^0 \rho_s} \left(\frac{1}{\epsilon_{22\rho=\rho_s}^2} - \frac{1}{\epsilon_{22\rho=0}^2} \right) \end{array} \right. \quad (4.3a)$$

$$\left. \begin{array}{l} \text{En } (\rho, \epsilon) = (0, \epsilon_{22\rho=0}) \quad b = \frac{2G_{Ic}}{HE_{22}^0 \epsilon_{22\rho=0}^2} \\ \text{En } (\rho, \epsilon) = (\rho_s, \epsilon_{22\rho=\rho_s}) \quad a = \frac{G_{Ic}}{HE_{22}^0 \rho_s} \left(\frac{1}{\epsilon_{22\rho=\rho_s}^2} - \frac{1}{\epsilon_{22\rho=0}^2} \right) \end{array} \right\} \quad (4.3b)$$

L'équation (4.3a) définit le coefficient b à partir de la valeur de déformation expérimentale $\epsilon_{22\rho=0}$ pour laquelle la valeur de ρ devient non nulle (amorçage de la fissuration transverse). L'équation (4.3b) définit le coefficient a à partir de la valeur de déformation expérimentale $\epsilon_{22\rho=\rho_s}$ pour laquelle la valeur de ρ arrive à saturation. Comme les résultats expérimentaux montrent que la saturation n'est pas atteinte, nous prenons l'asymptote sur l'un des derniers points de la courbe. Un couple de paramètres (a,b) est ainsi défini pour chaque drapage. Pour approcher les courbes correspondantes aux trois épaisseurs de plis, les valeurs moyennes des paramètres a et b identifiés pour chaque drapage sont prises. Une loi précise pour chaque drapage pourrait être utilisée, mais cela complexifierait le nombre des paramètres pour les simulations. La différence entre la loi actuelle et la nouvelle, outre le fait que la valeur de G_{Ic} est constante, concerne ainsi seulement la courbe d'évolution de la fonction $f_{22}(\rho)$ (et donc de sa dérivée).

4.1.3 Simulation des essais de stratifiés croisés avec intercouches

La Figure 4.3 présente une vue 2D du maillage utilisé pour simuler le comportement en traction uniaxiale des éprouvettes de drapage $[0_n/90_m/0_n]$ testées. Elles ont une zone utile de longueur 50 mm et de largeur 15 mm. Un raffinement du maillage est réalisé aux bords libres et l'amorçage de la fissuration est facilité par un léger rayon de courbure. Pour utiliser la nouvelle loi, il a été nécessaire de réécrire dans le code DAMASCO le calcul de f_{22} . Les



Caractéristiques du maillage	
Nombre d'éléments (C3D8R)	80 028
Nombre de nœuds	88 020
Taille des mailles (process zone, mm)	0.15

Figure 4.3 – Maillage des éprouvettes $[0_n/90_m/0_n]$.

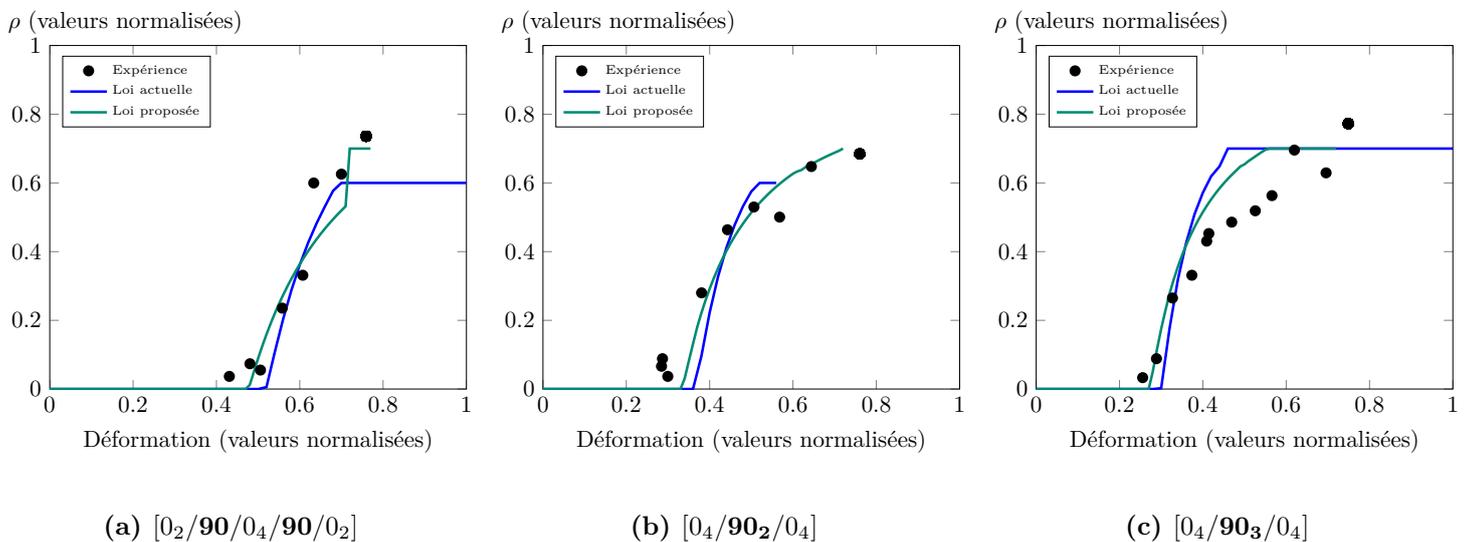


Figure 4.4 – Comparaison Essais - Simulations de la cinétique de fissuration transverse : nouvelle loi de DAMASCO.

résultats de la Figure 4.4 montrent que l'instant où s'amorce la fissuration transverse est mieux représenté dans les trois cas avec la nouvelle loi proposée. Pour l'évolution, les cas des deux et trois plis groupés à 90° sont aussi meilleurs, ce qui n'est pas le cas du pli simple (Figure 4.4a) à la fin de la courbe où les valeurs de $\rho > 0.6$ sont sous-estimées. Le saut de la courbe visible autour d'une déformation normalisée de 0.7 correspond à la rupture des fibres de l'éprouvette. Il est aussi nécessaire de vérifier que la raideur globale de l'éprouvette est bien respectée avec les nouveaux paramètres. La Figure 4.5, représentant la courbe force/déplacement de l'un des drapages, montre que cela est le cas ainsi que la rupture du stratifié.

4.1.4 Conclusion

La comparaison précise de l'évolution de la densité de fissures transverses a permis de relever l'utilisation d'une loi de fissuration dans DAMASCO différente de celle des articles. La modification étant faite, une méthode basée sur les résultats expérimentaux permet d'ajuster la loi au stratifié avec intercouches étudié. Dans notre cas, l'amorçage et le début

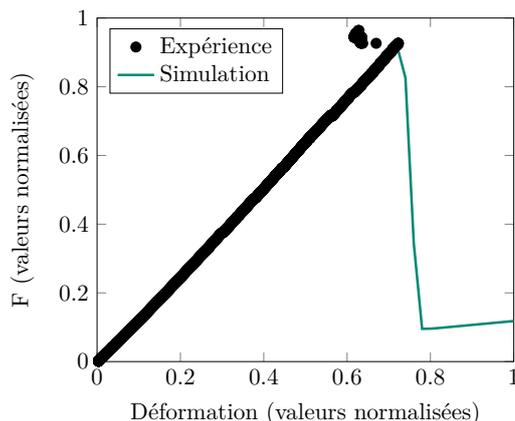


Figure 4.5 – Comparaison Essais - Simulations de la courbe force/déformation pour l'éprouvette $[0_4/90_3/0_4]$ du stratifié intercouches.

des courbes d'évolution de ρ sont plus précises, en particulier pour un stratifié avec deux et trois plis orientés à 90° .

4.2 Simulation des essais Double Entaille

Cette section présente la simulation des essais double entaille (Section 2.3) réalisés sur un stratifié avec intercouches. Seul le cas des éprouvettes dont le déplacement est bloqué dans l'épaisseur (numérotées de 4 à 6 dans la Section 2.3) est étudié. Le premier objectif est de contrôler la qualité de la loi de fissuration transverse proposée dans la Section 4.1 pour l'amorçage au niveau des entailles. Le second est de reproduire la propagation du délaminage en comparant sa longueur sur la simulation avec celle observée expérimentalement.

4.2.1 Présentation de la simulation

Il est important de remarquer que cet essai est un cas limite du méso-modèle. En effet, dans le méso-modèle, la variable ρ représente une densité de fissure sur une certaine longueur d'éprouvette. Ici, la fissure initiale est localisée au niveau de l'entaille, ce qui rend l'interprétation de ρ délicate. Nous interpréterons donc cette variable non pas comme une densité de fissures mais comme un indicateur de présence d'une fissure lorsque $\rho = \rho_s$. Un second point délicat vient de la géométrie de l'éprouvette dont la section n'est pas constante dans l'épaisseur à cause des entailles. Ainsi, comme le montre la Figure 4.6a, la section A contient 26 plis tandis que la B en contient 28. Lors de la simulation, l'algorithme DAMASCO stocke les informations aux points de Gauss qui sont situés dans chaque section. Lorsque ce nombre n'est pas constant, DAMASCO ne réalise pas la simulation. Pour remédier à ce problème, nous assignons aux parties situées dans les cadres rouges de part et d'autre de chaque entaille (voir Figure 4.6a) un comportement orthotrope (avec les propriétés du pli à 90°). Comme aucun endommagement n'a été observé dans cette zone lors des essais, l'amorçage de la fissure transverse ne sera pas impacté par cette simplification. Ainsi, sur cette zone uniquement le calcul de l'endommagement n'est pas effectué.

Un déplacement est imposé sur la face de normale \vec{X} et un encastrement est imposé sur la face opposée. Une condition de symétrie est imposée sur la face de normale \vec{Y} . Enfin, le déplacement en Z des faces de normale $\pm\vec{Z}$ est bloqué afin de reproduire les conditions

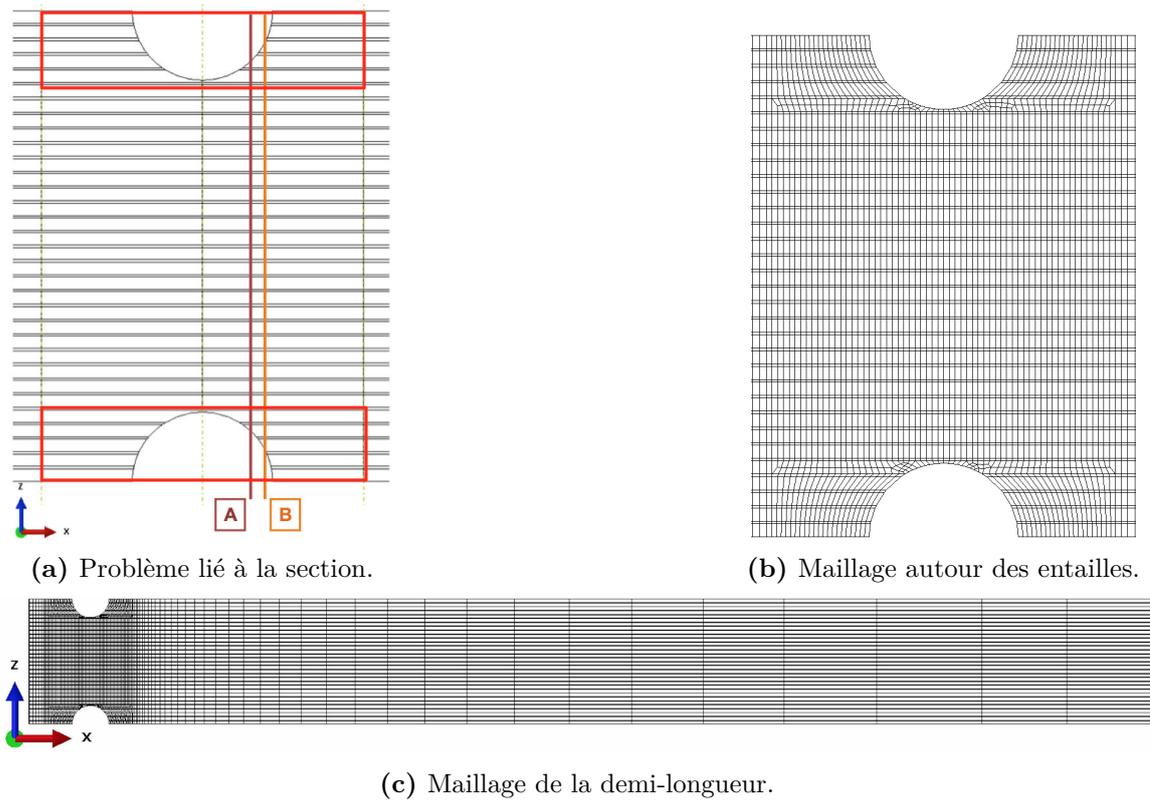


Figure 4.6 – Géométrie de la Double Entaille.

des essais. Une étude préliminaire de convergence au maillage pour l'amorçage de la fissure transverse a été réalisée. En gardant l'incrément de déplacement constant ($\Delta U = 0.01$ mm) ainsi que le paramètre τ_c de l'effet retard ($\tau_c = 0.01$), la taille de maille choisie en bord d'entaille est de 0.06 mm, soit deux fois plus fine que l'épaisseur des plis (voir [Figure 4.6b](#)). En dehors des entailles, le maillage est progressivement plus grossier, jusqu'à atteindre une taille de maille de 3 mm (voir [Figure 4.6c](#)). Le maillage comprend ainsi 92 015 nœuds et 81 530 éléments volumiques de type C3D8R. Le temps de calcul est d'environ 3.5 h.

4.2.2 Résultats

Les résultats de la simulation sont présentés sur la [Figure 4.7](#). L'éprouvette est représentée par transparence et les endommagements (fissures transverses et micro-délaminage) sont affichés. Une fissure transverse s'amorce à chaque entaille de façon symétrique puis se propage jusqu'aux plis à 0° du centre ([Figure 4.7a](#) et [Figure 4.7b](#)). D'autres fissures sont ensuite créées de part et d'autre de façon symétrique ([Figure 4.7c](#) et [Figure 4.7d](#)). Il est intéressant de remarquer que ces fissures partent des plis à 0° puis se propagent dans le massif des plis à 90° . Ce même phénomène a été observé dans les essais et s'explique par le cisaillement local entre les plis raides centraux et ceux plus souples orientés à 90° . Comme le montre la [Figure 4.8](#), les valeurs de la force et du déplacement lors de l'amorçage de la première fissure transverse sont correctement représentées par la simulation. Les courbes montrent que l'amorçage obtenu avec la loi de fissuration transverse proposée dans la section précédente est meilleure qu'avec l'utilisation de la loi actuelle dans DAMASCO.

Lors des essais, les secondes fissures transverses s'amorcent après que le micro-délaminage se soit propagé. Dans la simulation, aucun délaminage n'a été observé même pour de grandes

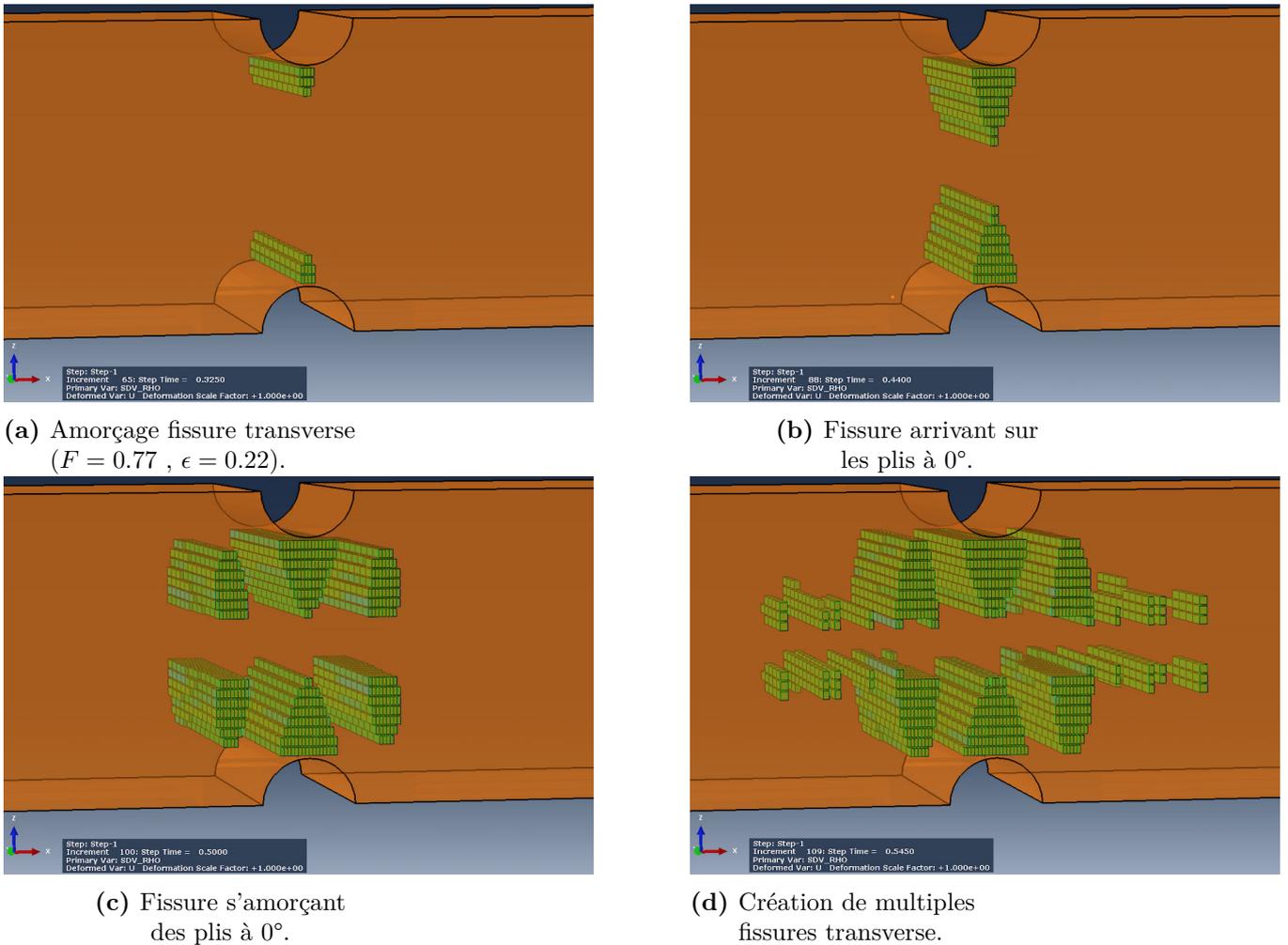


Figure 4.7 – Résultats de la première simulation : représentation de la fissure transverse et du micro-délaminage.

Les valeurs de force et de déformation sont normalisées.

valeurs de déplacement. Pour amorcer le délaminage, l'une des variables d'endommagement (d_{13}, d_{23}, d_{33}) doit être égale à un. Ceci est vérifié pour les mailles de l'intercouche situées sous la fissure (car la valeur de d_{33} est mise à 1 lorsque l'une des mailles des plis adjacents possède une valeur de $\rho = \rho_s$). Or, nous avons constaté que la valeur de d_{33} des mailles adjacentes est très faible et $d_{13} = d_{23} \approx 0.2$. Le report des efforts n'est donc pas correctement représenté. Pour favoriser l'amorçage du délaminage, plusieurs solutions ont été essayées. La première est de diminuer les valeurs des G_c . Ceci est explicable car, dans les essais, la propagation du micro-délaminage s'est produite de manière adhésive. Ainsi, les valeurs des G_c doivent être diminuées (voir par exemple la [Figure 2.27](#) de la [Section 2.2.2](#) pour le mode II). Avec ce changement, la valeur de d_{33} augmente mais de manière peu significative. Nous observons aussi que dans cette zone un couplage entre le mode I et II apparaît. Ainsi, le paramètre α (voir [Section 2.2.2.3](#)) est influent. En effet, son augmentation provoque celle de d_{33} mais encore une fois dans de faibles proportions.

La dernière solution est de ne considérer la fissuration transverse que localement. Cet endommagement est seulement calculé sur les deux mailles en pointe d'entaille. Ceci ne permettra certes pas d'amorcer plus tôt le délaminage mais de suivre sa cinétique de pro-

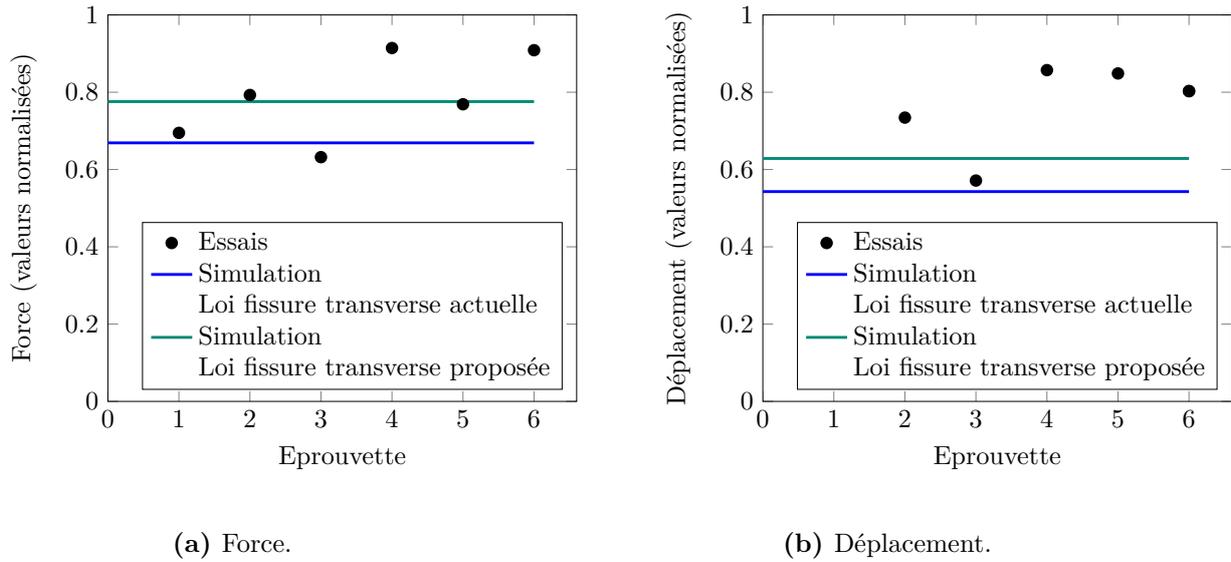
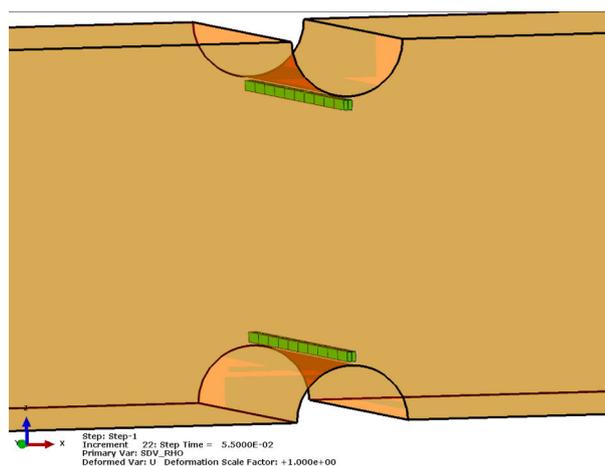


Figure 4.8 – Comparaison Essais - Simulation de la force et du déplacement à l’amorçage de la fissure transverse (valeurs normalisées).

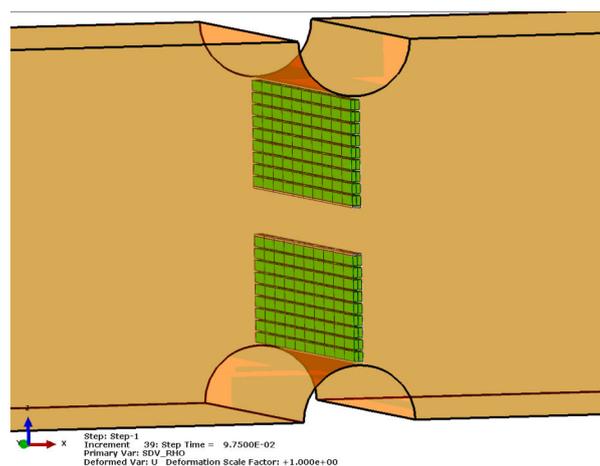
pagation. La [Figure 4.9](#) montre que le délaminage se propage correctement à partir d’un certain déplacement. Pour comparer sa propagation à celle des essais, la longueur du délaminage a été mesurée. Pour les essais, nous avons utilisé les images prises sur le bord en mesurant la longueur (voir [Figure 4.10](#)). Le délaminage est visible en blanc car du pontage s’est produit avec les fibres du pli à 0° . La mesure a été réalisée à partir de l’amorçage du micro-délaminage, pour des incréments de déplacement de 0.1 mm, jusqu’à 1 mm. Pour la simulation, la mesure de la longueur a aussi été réalisée sur le bord, aux mêmes instants (en se recalant sur l’amorçage tardif). La comparaison des longueurs de micro-délaminage est faite sur la [Figure 4.11](#). La cinétique de propagation dans la simulation est très correcte, se situant dans la moyenne des trois éprouvettes. Contrairement aux essais, le micro-délaminage de la simulation est parfaitement symétrique (à la fois entre les deux entailles mais aussi de part et d’autre de chacune). La différence s’explique par les imperfections lors des essais (e.g. défauts locaux du matériau, symétrie imparfaite du chargement) qui sont difficilement reproductibles dans la simulation. Les éprouvettes 4 et 6 montrent que la longueur de délaminage semble converger vers une asymptote, ce qui a été observé dans les essais. La valeur pour un déplacement de 1 mm après amorçage est proche de la valeur maximale car d’autres fissures transverses sont ensuite créées, empêchant une nouvelle propagation du délaminage. Ceci est vrai aussi sur l’éprouvette 5 où la longueur de micro-délaminage pour un déplacement de 0.7 mm est proche de la longueur maximale. La [Figure 2.33](#) de la [Section 2.3.2](#) montre l’état avant rupture des éprouvettes et permet de confirmer les longueurs maximales de chacun des micro-délaminages.

4.2.3 Conclusion

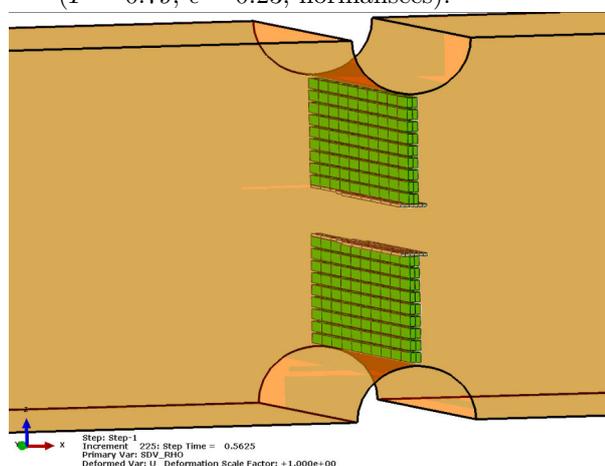
L’exploitation des essais double entaille a permis de montrer quelques limites du méso-modèle et de DAMASCO. La géométrie spécifique (section non constante dans l’épaisseur) nécessite de ne pas calculer l’endommagement dans la partie supérieure proche des entailles. Le retard de l’amorçage du micro-délaminage permet la création de fissures transverses sur l’ensemble de l’éprouvette. Pour vérifier la cinétique de propagation du micro-délaminage, le calcul de l’endommagement dans les plis à 90° a été restreint à la zone de l’entaille. Ainsi,



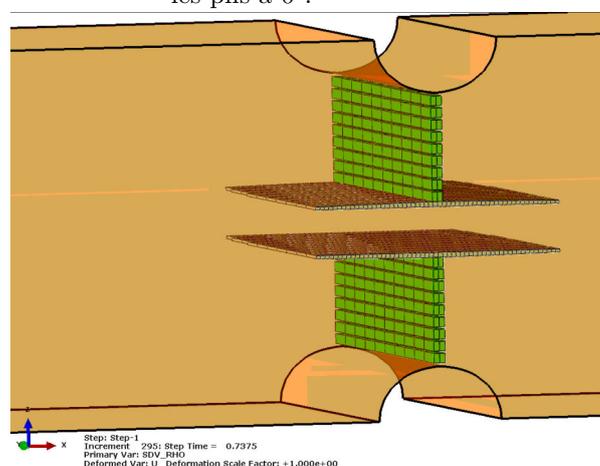
(a) Amorçage fissure transverse
($F = 0.79$, $\epsilon = 0.23$, normalisées).



(b) Fissure arrivant sur
les plis à 0° .



(c) Amorçage du
micro-délamination.



(d) Propagation du
micro-délamination.

Figure 4.9 – Résultats de la seconde simulation : évolution de la fissure transverse et du micro-délamination.

nous avons pu montrer que la longueur de micro-délamination, une fois amorcé, est cohérente avec les mesures réalisées sur les trois éprouvettes. Pour améliorer l'amorçage, la prise en compte des splits pourrait être bénéfique ([Ladevèze *et al.*, 2017]). Dans ce même article, une estimation plus robuste de l'amorçage des endommagements est proposée et pourrait convenir à cet essai.

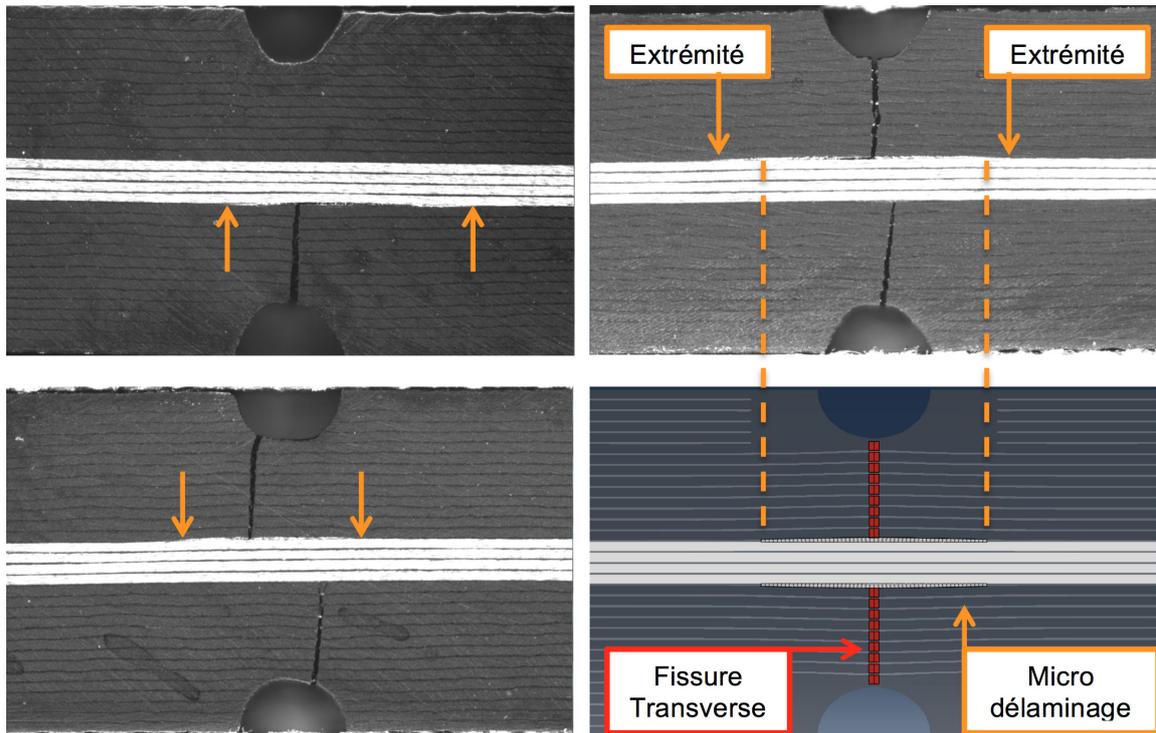


Figure 4.10 – Comparaison de l'endommagement entre les éprouvettes et la simulation. Déplacement de 0.7 mm après amorçage du micro-délaminage.

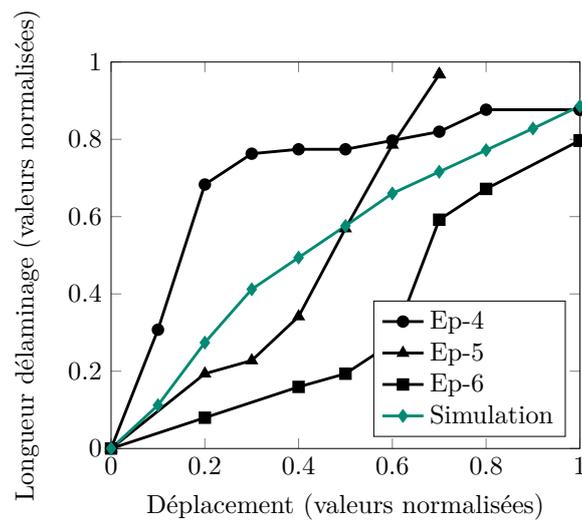
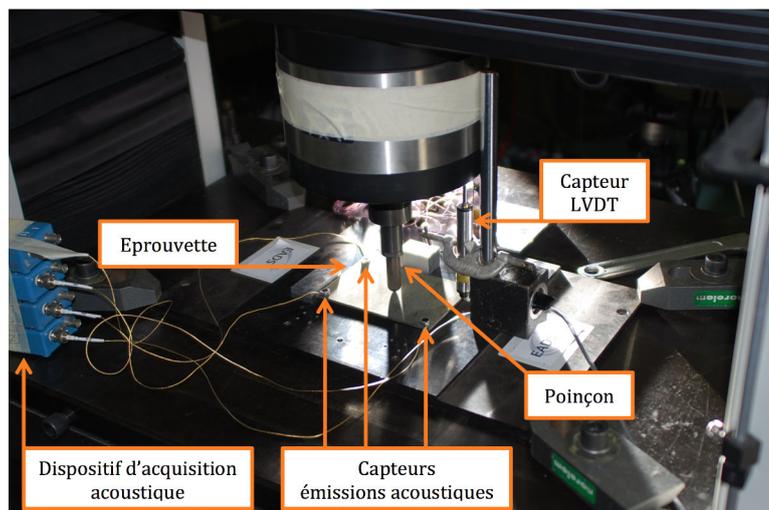


Figure 4.11 – Comparaison Essais - Simulation de la longueur de micro-délaminage en fonction du déplacement après amorçage.



Caractéristiques	
Longueur utile	125 mm
Largeur utile	75 mm
Epaisseur	≈ 3 mm
Empilement	$[0/45/90/-45]_{2s}$
Indenteur	hémisphérique $\varnothing = 16$ mm
Vitesse de chargement	$0.5 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$

Figure 4.12 – Montage et caractéristiques de l’essai d’indentation quasi-statique.

4.3 Indentation

Dans cette section est simulé un essai hors-plan d’indentation quasi-statique. Ce cas complexe permet de réunir tous les mécanismes étudiés jusqu’à présent afin de valider la cohérence de chacun.

4.3.1 Présentation de l’essai

Ces essais d’indentation ont été réalisés par Airbus en 2010. Ils permettent d’analyser le comportement hors-plan du stratifié avec intercouches et tous les endommagements associés (e.g. rupture fibre en traction/compression, délaminage sur la face opposée). Notre travail ici consiste à réaliser l’exploitation et l’analyse complète de ces essais et la mise en place de la simulation pour une comparaison essais-simulation afin de valider les évolutions du modèle et de ses paramètres.

Le montage est présenté sur la Figure 4.12. L’éprouvette possède une forme rectangulaire et est posée sur un cadre support creux en son centre de forme identique, laissant une zone utile de 125 mm de longueur par 75 mm de largeur. Contrairement à d’autres essais de ce type, les bords de l’éprouvette ne sont pas clippés au support par des sauterelles. L’indenteur possède une forme hémisphérique de diamètre $\varnothing = 16$ mm. Pour assurer un essai quasi-statique, une vitesse de déplacement de $0.5 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$ lui est imposé. Trois éprouvettes ont été testées, chacune correspondant à une énergie fixée (entre 2 et 25 J). Sur la gauche de l’image est présenté un dispositif d’acquisition d’événements acoustiques. Aux quatre coins de l’éprouvette sont enregistrés les bruits provenant des endommagements. De nombreux travaux de recherche ([Favre et Laizet, 1989, Prosser *et al.*, 1997, Benmedakhene *et al.*, 1999]) tentent de définir une signature acoustique pour chacun de ces phénomènes. L’amplitude du signal acoustique est souvent un critère permettant de spécifier le type d’endommagement. Etant donné que le critère utilisé dépend du matériau, nous avons analysé un essai O’Brien (traction sur un stratifié $[0_3/45_2/-45_2/90]_s$), réalisé chez Airbus sur le même matériau, dont les signaux acoustiques ont été mesurés en cours d’essai. Durant cet essai O’Brien, le nombre de fissures transverses a été régulièrement compté par une observation des fissures transverses débouchantes sur chacun des bords libres de l’éprouvette. Ainsi, nous avons pu faire le lien entre l’amplitude du signal acoustique et la création des fissures

transverses. Dans la suite, nous considérerons que cet endommagement apparaît pour une amplitude d'environ 60 dB. Il faut garder à l'esprit que ce critère reste approximatif et qu'il ne sert que d'estimation pour déterminer l'amorçage de la fissuration transverse.

Afin de vérifier la qualité de la simulation, trois moyens de comparaison sont utilisés. La courbe d'évolution de la force en fonction de la profondeur d'indentation est utilisée pour contrôler la raideur de la structure. Aussi, elle permet de repérer la rupture des fibres (à la fois en compression pour le pli de surface et en traction pour la face opposée) grâce à la présence d'une non-linéarité lors de ces deux événements. Comme vu précédemment, un critère acoustique permettra de détecter l'apparition des premières fissures transverses. Enfin, une mesure des surfaces endommagées et délaminées a été réalisée par ultrason pour quatre valeurs de force d'indentation. Le début du délaminage peut ainsi être déterminé et sa propagation comparée à la simulation.

4.3.2 Résultats

Une analyse de convergence en maillage a été réalisée pour des tailles de mailles au centre variant de 2 à 0.2 mm ([Figure 4.13](#)). Le maillage retenu est celui correspondant à une taille de 0.5 mm ([Figure 4.13c](#)), permettant un compromis entre temps de calcul et résultat (force à l'amorçage des différents endommagements).

4.3.2.1 Comportement global

La [Figure 4.14](#) compare l'évolution de la force en fonction de la profondeur d'indentation entre les valeurs expérimentales et numériques. Nous constatons que l'essai est reproductible (les raideurs de chacune des trois éprouvettes sont similaires entre elles). Le second essai correspond à une valeur intermédiaire d'énergie (fin de la courbe pour une valeur de force normalisée de 0.35) et le troisième pour une énergie faible (force normalisée de 0.2). La courbe en rouge correspond à la simulation utilisant l'ensemble des paramètres identifiés dans les [Section 2.2](#) et [Section 4.1](#). L'arrêt prématuré de la simulation (pour une force normalisée de 0.5) provient d'un problème de convergence lié à des mailles de l'interface qui sont trop écrasées. Il semble ainsi nécessaire de distinguer la valeur de la pseudo-raideur K_3^0 correspondant à la direction hors-plan en traction (comme identifiée sur l'éprouvette DCB dans la [Section 2.2.2](#)) vis-à-vis de celle en compression. Cette modification nécessite cependant de réécrire une petite partie de l'algorithme. Ceci est en cours de réalisation. Pour l'instant, nous avons choisi d'augmenter la valeur de K_3^0 d'un facteur 60 sans distinction entre la traction et la compression. La valeur obtenue de K_3^0 correspond à celle déjà utilisée dans une autre étude chez Airbus pour ce même matériau pour la simulation d'une cornière. En augmentant cette valeur, la simulation parvient à représenter les déplacements du poinçon les plus élevés. Les courbes montrent que la raideur globale de la structure est correctement représentée. Les courbes expérimentales du premier essai et de la simulation présentent deux non-linéarités marquantes. La première, autour d'une force normalisée de 0.4, correspond à la rupture en compression des fibres du pli supérieur. La seconde est associée à la rupture en traction des fibres du plis de la face opposée à l'indenteur.

Dans la suite, chaque endommagement est analysé et la comparaison avec les valeurs expérimentales est réalisée sur la [Figure 4.15](#). Sur cette figure, les numéros dans les cercles rouges indiquent les instants où sont repérés les délaminages dans la [Section 4.3.2.3](#). Les endommagements sont aussi représentés sur la [Figure 4.16](#) où sont montrés les résultats de la simulation. Sur cette figure, l'éprouvette apparaît en transparence et les fissures transverses en bleu, le délaminage en blanc et la rupture fibre en rouge.

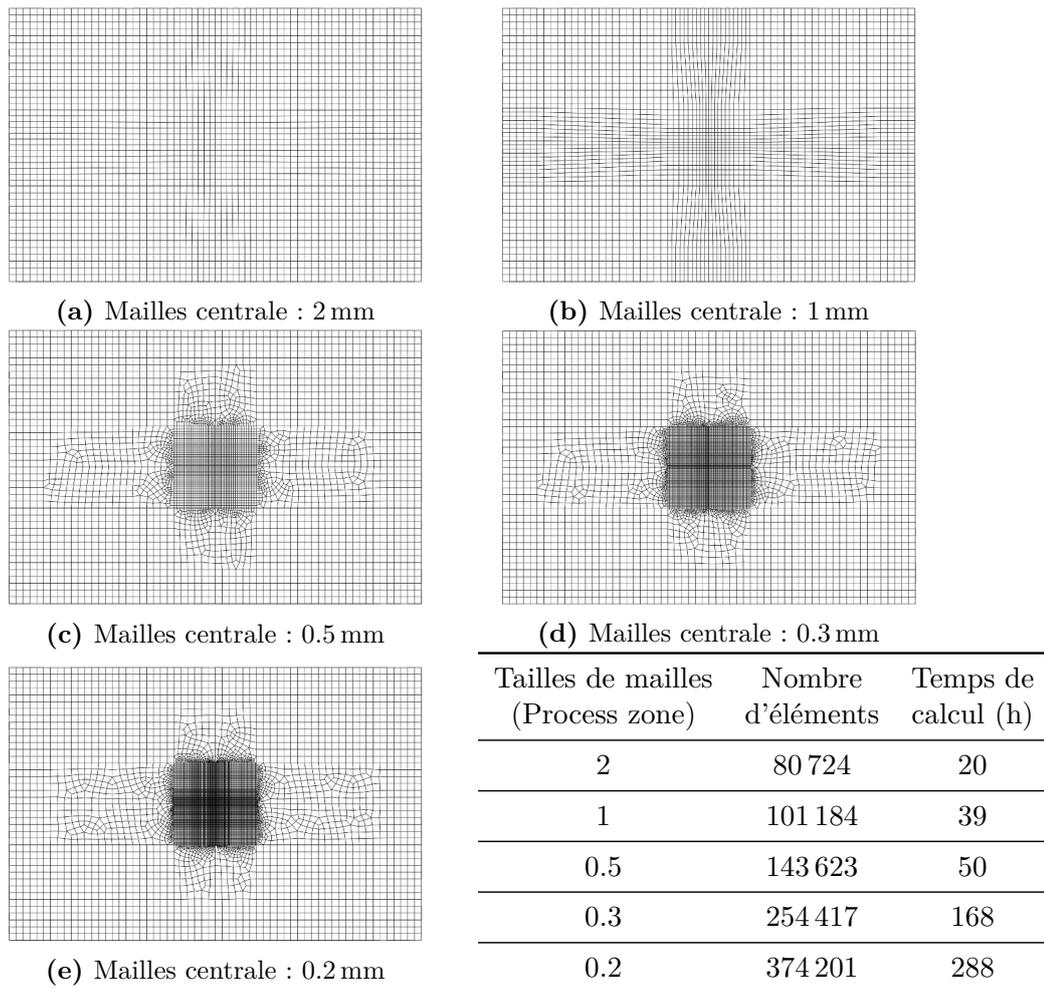


Figure 4.13 – Convergence en maillage .

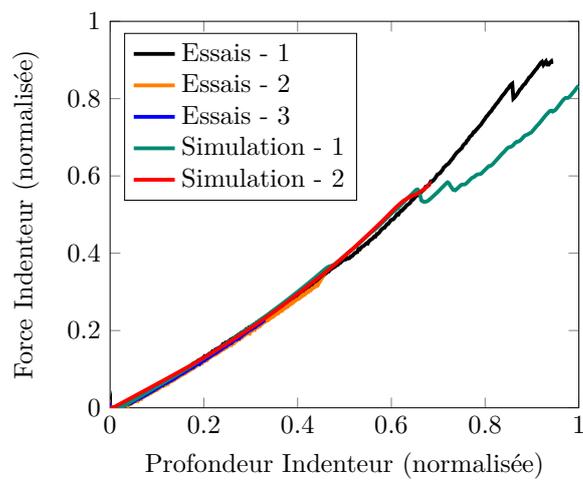


Figure 4.14 – Comparaison Essais - Simulation de la force en fonction de la profondeur d'indentation (valeurs normalisées).

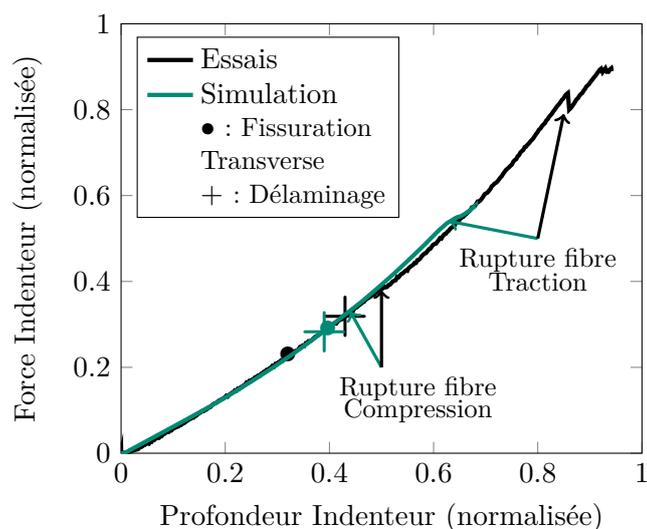


Figure 4.15 – Comparaison Essais - Simulation de l'apparition des endommagements sur la courbe force/déplacement (valeurs normalisées).

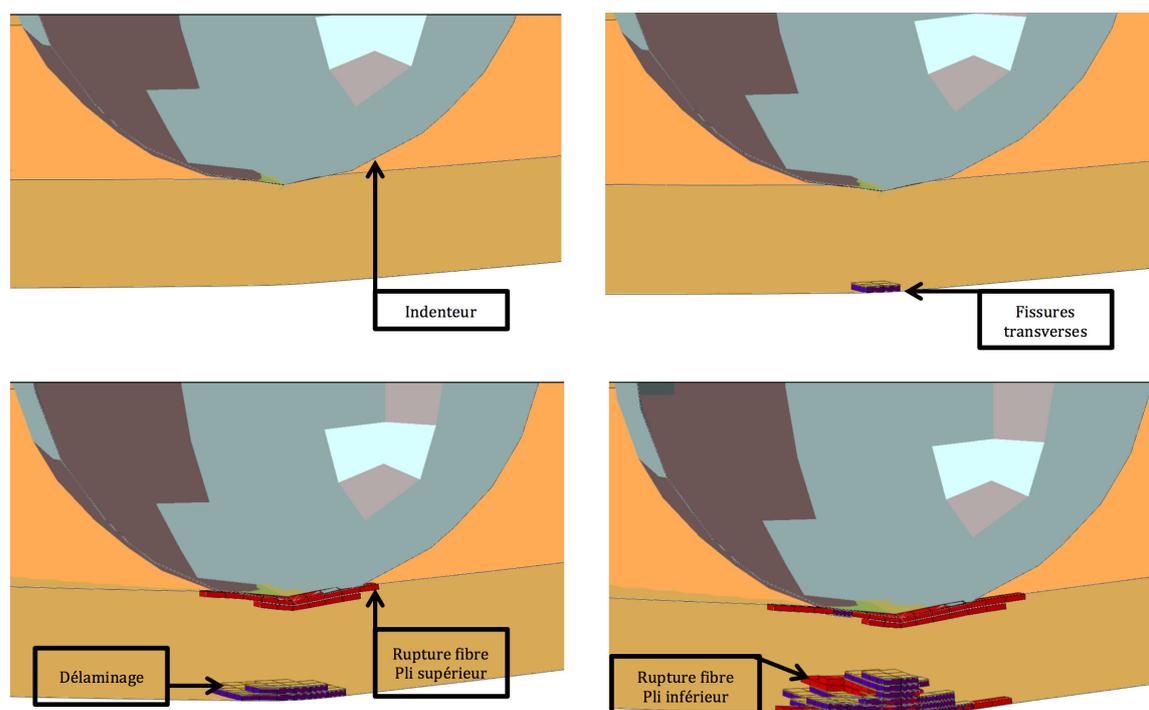


Figure 4.16 – Simulation de l'essai d'indentation : représentation des endommagements.

4.3.2.2 Fissuration transverse

Expérimentalement, l'amorçage de la fissuration transverse est repéré par l'augmentation du nombre d'événements dont l'amplitude est supérieure à 60 dB. La Figure 4.17 montre un accroissement important du nombre d'événements acoustiques pour une force normalisée entre 0.22 et 0.24 dans les essais 1 et 2. Aucune augmentation significative n'a été signalée pour l'essai 3 car il a été interrompu avant. Dans la simulation, la force lors de l'amorçage de la fissuration est légèrement sur-estimée et vaut 0.29.

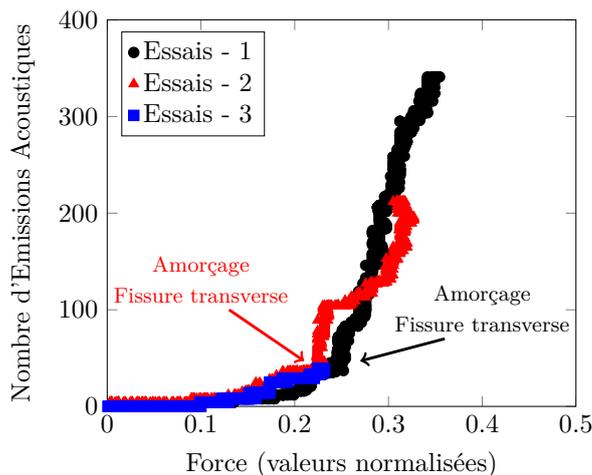


Figure 4.17 – Essai d’indentation : nombre d’événements acoustiques supérieurs à 60 dB en fonction de la force.

4.3.2.3 Délaminage

La [Figure 4.18](#) permet de comparer la surface délaminée pour la cinquième interface en partant de la face opposée à l’indenteur ($0^\circ/45^\circ$). L’image de la simulation sont prises sur la face opposée à l’indenteur. La variable d_{33} est observée et la couleur bleue est associée à une intercouche délaminée. Sur l’images de l’essai, la couleur (dont l’échelle est représentée en bas) correspond à la profondeur de la surface sur laquelle a été réfléchié l’onde ultrasonore lors d’un contrôle non destructif. La couleur bleue correspond à la surface supérieure (au niveau de l’indenteur) et la rouge à la face opposée. Lorsque toutes les interfaces sont délaminées, la couleur beige est représentée. La couleur orange clair correspond à la cinquième interface (en partant de la face opposée à l’indenteur). Nous pouvons observé que cette interface est bien délaminée dans la simulation, même si la surface délaminée est fortement sous-estimée.

4.3.2.4 Rupture des fibres

Sur la [Figure 4.15](#) sont notés les instants qui correspondent à la rupture des fibres. Ces événements sont repérés par une non-linéarité de la courbe représentant la force en fonction du déplacement. Dans le pli supérieur, situé sous l’indenteur, la rupture se produit pour une force normalisée de 0.4 pour l’essai et 3.3 pour la simulation. En revanche, la rupture en traction des fibres du pli inférieur intervient très tôt dans la simulation (force normalisée de 0.56 pour la simulation et 0.81 pour l’essai). Une augmentation de la valeur du critère en rupture semble nécessaire. Cependant, ce dernier avait été identifié sur les essais UD (voir [Section 2.2.1.1](#)). Après la rupture, la chute de force est correctement représentée. La fin de la courbe ne peut pas être comparée à l’essai car ce dernier a été stoppé à ce moment là.

4.4 Synthèse

Dans ce chapitre ont été simulés trois essais plus complexes afin de valider les comportements du stratifié avec intercouches observés dans les chapitres précédents. La fissuration

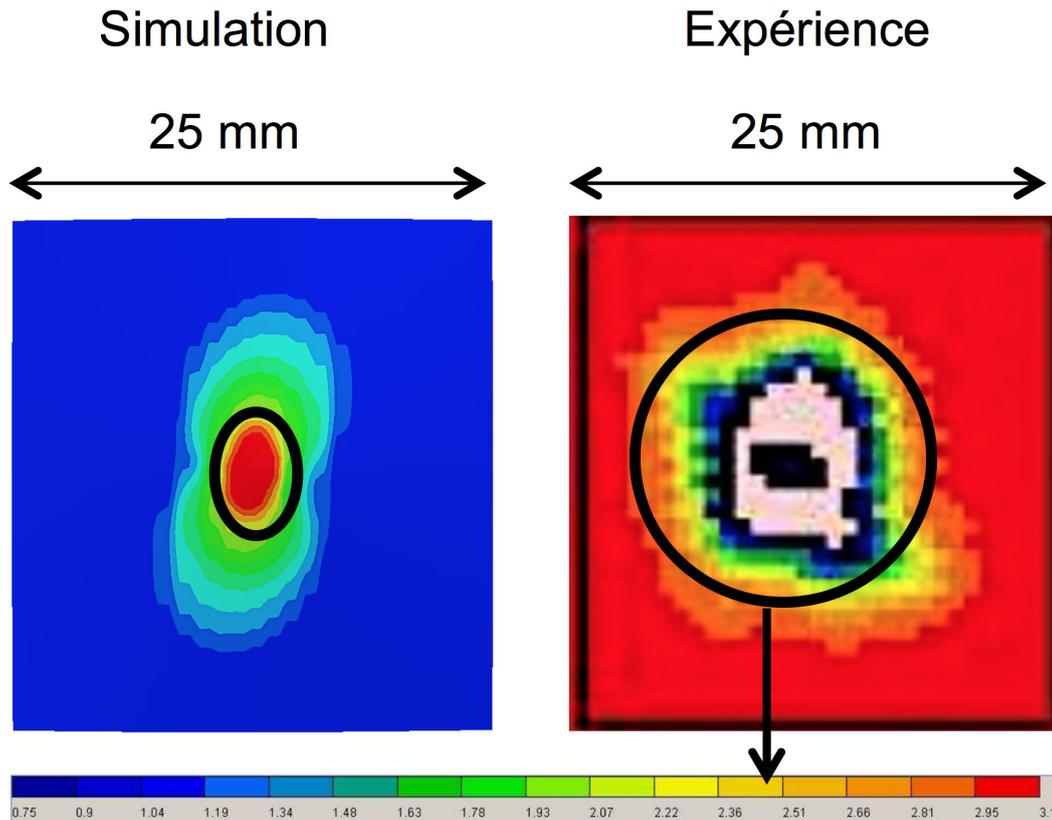


Figure 4.18 – Comparaison des surfaces délaminées entre la simulation (image de gauche) et l'expérience (image de droite) pour la cinquième interface.

transverse a été étudiée sur la traction sur des éprouvettes croisées $[0_n/90_m/0_n]$. Le faible changement de sa cinétique de propagation, observée expérimentalement sur les éprouvettes double entaille (Section 2.3) et numériquement (Section 3.2), se traduit dans le méso-modèle par un changement de deux paramètres dans la loi de cinétique. La méthode d'identification de ces deux paramètres proposée est basée sur des observations expérimentales, alors que jusqu'à présent l'identification avait été réalisée numériquement. La nouvelle loi proposée, adaptée au stratifié avec intercouches, permet de mieux représenter l'amorçage de la fissuration transverse et le début de sa cinétique. La comparaison entre les essais double entaille et les simulations montre aussi que cette nouvelle loi convient mieux pour prédire l'amorçage de la fissuration transverse en pointe d'une singularité. Cet essai permet entre autre d'étudier la propagation stable du micro-délaminage et de montrer que le méso-modèle reproduit correctement la propagation de cet endommagement. Aucun changement sur cette loi n'a été nécessaire. Cependant, l'amorçage du micro-délaminage est très tardif, montrant ainsi la nécessité d'utiliser la nouvelle loi proposée dans [Ladevèze *et al.*, 2017] pour le faciliter. Enfin, les essais d'indentation montrent que ces deux endommagements sont correctement représentés pour des sollicitations hors-plan. Pour parvenir à simuler entièrement ces essais, une étude plus approfondie sur la rupture des fibres est nécessaire ainsi que l'utilisation d'un maillage plus fin.

Conclusion et Perspectives

L'objectif de ce travail de recherche était de déterminer l'influence de la présence de particules thermoplastiques dans une intercouche sur le comportement mécanique d'un stratifié. A cet effet, des développements ont été réalisés à partir de deux approches. L'une est locale et s'appuie sur la mécanique de la rupture appliquée à un Volume Élémentaire Représentatif (VER) d'un stratifié avec intercouches enrichies en particules. L'autre est réalisé à partir du méso-modèle développé historiquement par le LMT ([Ladevèze, 1986]). Des essais mécaniques appropriés aux deux échelles ont permis l'étude des phénomènes de propagation de la fissuration transverse et du micro-délaminage dans l'intercouche. Les résultats ont permis d'une part de cerner les paramètres d'endommagement les plus influents pour le calcul du comportement à l'aide du méso-modèle et d'autre part de définir les scénarios d'endommagement sur un cas de double entaille et d'indentation statique.

Les bénéfices de ces stratifiés lors de sollicitations hors-plan étant connus de la littérature, l'étude s'est focalisée sur le comportement plan et la propagation des fissures transverses et du micro-délaminage résultant. Même si l'analyse a été réalisée à partir de données expérimentales obtenues sur un matériau d'Airbus, les mécanismes mis en évidence peuvent être généralisés aux autres stratifiés avec intercouches.

La particularité de ce composite est la présence entre les plis d'une intercouche constituée d'une résine therm durcissable et de particules thermoplastiques. La caractérisation de cette intercouche, autant d'un point de vue géométrique que mécanique, est indispensable. Elle constitue pour notre matériau de référence environ un cinquième de l'épaisseur totale du stratifié. Ses particules sont supposées sphériques et réparties de manière homogène selon un taux volumique prédéterminé. Il a été montré à l'aide d'essais Compact Tension que la plasticité des particules permettait d'augmenter la ténacité de l'intercouche d'environ 12 %. L'observation par fractographie des faciès de rupture montre que cette augmentation est due aux agglomérats de particules empêchant la fissure de se propager. Les faciès de rupture ont aussi montré l'excellente cohésion entre les particules et la matrice. Ces observations ont permis de se focaliser sur le mécanisme de pontage lors des études analytiques réalisées sur un VER à une échelle locale.

Les mécanismes d'interaction entre une fissure et une particule ont aussi été déterminés à partir d'essais originaux de double entaille. Le suivi visuel sur la tranche a montré que la direction de propagation de la fissure transverse est localement perturbée par les particules. Dans les intercouches entre des plis orientés à 90°, la plupart d'entre elles sont rompues. Le micro-délaminage est aussi faiblement impacté par la présence de particules. En effet, il se crée principalement dans la zone faible d'interface entre l'intercouche et le pli orienté à 90° où une rupture adhésive se produit.

Sous sa forme actuelle, le méso-modèle parvient à modéliser le comportement plan de ces stratifiés. Les simulations des essais élémentaires ont permis de valider les paramètres du méso-modèles identifiés pour ce matériau. Le choix de représenter fidèlement l'épaisseur

de l'intercouche, justifié par son importance, nécessite d'utiliser une loi des mélanges pour retrouver les raideurs du composite dans le plan (à la fois en traction et en cisaillement). Contrairement aux stratifiés classiques, les pseudo-raideurs des intercouches peuvent être identifiées sur des essais en mode I (e.g. DCB) et en mode II (e.g. ENF). En effet, leur valeur devient non-négligeable par rapport à la raideur des plis. La simulation de ces essais élémentaires a aussi permis de mettre en avant l'importance de deux paramètres souvent non-traités dans le méso-modèle, à savoir la saturation de l'endommagement diffus et la mixité entre les modes d'ouverture de l'intercouche.

La caractérisation du stratifié avec intercouches, à la fois en terme de géométrie et d'interaction entre les fissures et les particules, était nécessaire pour réaliser une analyse numérique adéquate sur un VER. Pour cela, un programme Matlab déjà existant a été adapté à la géométrie particulière de ce matériau. Son utilisation peut être faite dans un contexte industriel d'aide à la conception d'un stratifié. En respectant la répartition des particules (diamètre et taux volumique) et les propriétés de l'intercouche observée, l'analyse de la propagation globale d'une fissure transverse montre un impact global fort d'une intercouche homogène et un impact local plutôt faible des particules. Dans les deux cas, les tendances de variation des propriétés sont identiques, à savoir que diminuer la raideur de l'intercouche ou des particules rend la propagation de la fissure plus difficile, mais dans des proportions différentes. Que ce soit en traction ou en cisaillement, les stratifiés dits de faible grammage (i.e. d'épaisseur de pli plus faible) sont plus impactés par la variation des propriétés de l'intercouche avec pour conséquence principale une instabilité du délaminage. Le cas idéal de conception serait une cohésion parfaite entre l'intercouche et le pli. L'analyse de cette situation, associée à la connaissance des propriétés de rupture des particules et de la résine environnante, montre l'intérêt local des particules et justifie les mécanismes de propagation. Il a aussi été montré que pour optimiser le gain en ténacité, au moins cinq particules sont nécessaires dans l'épaisseur de l'intercouche. Cependant, comme observé expérimentalement, le micro-délaminage se produit à l'interface avec le pli orienté à 90° . L'analyse numérique de sa propagation montre encore l'intérêt des stratifiés à moyen et fort grammage.

Les cinétiques de propagation de la fissuration transverse et du micro-délaminage ont été confrontées à des observations expérimentales. Une méthode d'identification de la loi de fissuration transverse du méso-modèle a été proposée. En utilisant un polynôme d'ordre deux et en identifiant les deux nouveaux paramètres à partir des essais, il est possible de représenter plus fidèlement le comportement de cet endommagement, en particulier dans le cas industriel des plis simples. La propagation stable du micro-délaminage dans la simulation est aussi cohérente avec celle observée lors de nos essais originaux de double entaille. Une simulation dans le cas d'une sollicitation hors-plan a été faite avec l'ensemble des paramètres identifiés à l'exception des pseudo-raideurs qui ont été adaptées compte tenu de la sollicitation en compression. Elle montre la cohérence de l'ensemble du travail effectué sur les deux endommagements principaux, à savoir la fissuration transverse et le micro-délaminage.

Cependant, de nombreuses pistes peuvent encore être explorées afin de rendre plus robuste la simulation des composites stratifiés avec intercouches à l'aide du méso-modèle. Même si la propagation du délaminage est bien représentée dans l'essai de la double entaille, son amorçage est trop tardif lors des simulations. La nouvelle loi d'endommagement, proposée dans [Ladevèze *et al.*, 2017], permettrait d'améliorer ce résultat. Enfin, la simulation de l'indentation a montré la limite de l'identification des pseudo-raideurs sur des essais DCB en mode I d'ouverture. Un comportement plus rigide en compression est nécessaire afin de ne pas écraser excessivement les mailles de l'intercouche lors de l'indentation. De plus, la résistance des fibres en traction pour ces niveaux de déformation semble sous-estimée.

Annexe A

Compact Tension : résultats K et G

A.1 Eprouvettes de 7 mm

A.1.1 Sans particule

A.1.2 Avec particules

A.2 Eprouvettes de 5 mm

A.2.1 Sans particule

A.2.2 Avec particules

Sans particule , 7 mm					
	Cycle	K_{Ic} (normalisée)	G_{Ic} (normalisée)	$K_{Ic\text{moyen}}$ (normalisée)	$G_{Ic\text{moyen}}$ (normalisée)
Eprouvette 1	1	0.78	0.62	0.72	0.54
	2	0.78	0.61		
	3	0.75	0.58		
	4	0.70	0.50		
	5	0.7	0.50		
	6	0.63	0.41		
Eprouvette 2	1	0.74	0.55	0.66	0.45
	2	0.78	0.63		
	3	0.71	0.51		
	4	0.67	0.46		
	5	0.62	0.39		
	6	0.58	0.34		
	7	0.52	0.27		
Eprouvette 3					
Eprouvette 4	1	0.86	0.75	0.65	0.45
	2	0.66	0.44		
	3	0.59	0.36		
	4	0.58	0.35		
	5	0.57	0.33		

Moyenne 0.68 0.48

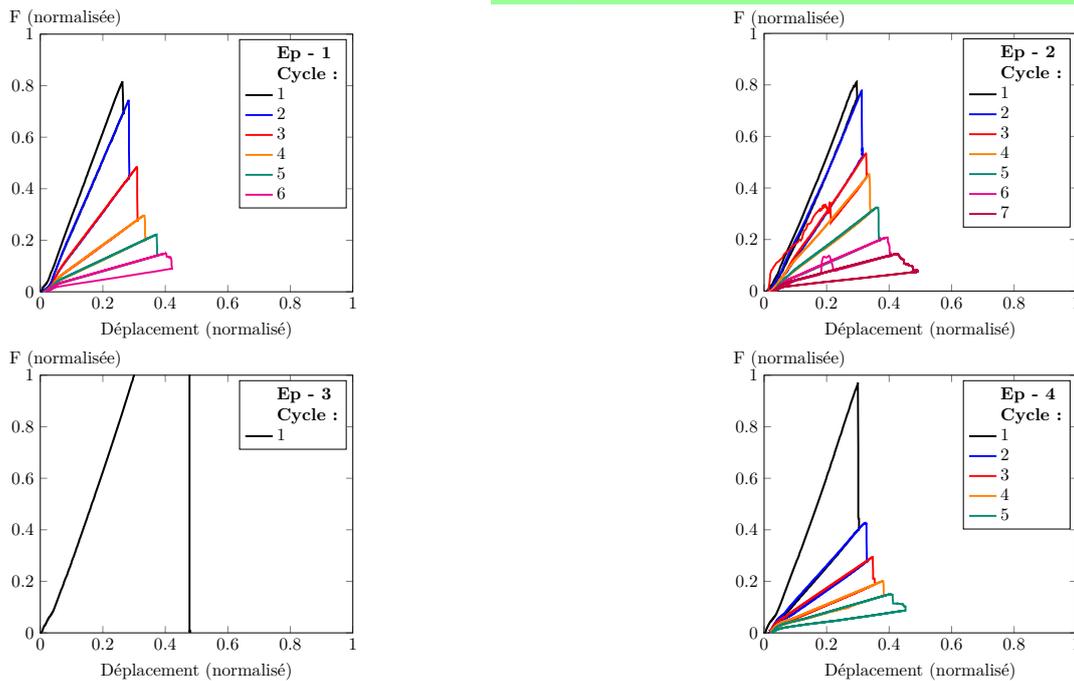


Figure A.1 – Résultats des essais CT sans particule (7 mm)

Avec Particules , 7 mm						
	Cycle	K_{Ic} (normalisée)	G_{Ic} (normalisée)	$K_{Ic_{moyen}}$ (normalisée)	$G_{Ic_{moyen}}$ (normalisée)	
Eprouvette 9	1	0.87	0.78	0.83	0.70	
	1	0.87	0.78			
	1	0.84	0.72			
	4	0.72	0.53			
Eprouvette 10	1	0.89	0.81	0.67	0.49	
	2	0.77	0.61			
	3	0.75	0.58			
	4	0.56	0.32			
	5	0.38	0.15			
Eprouvette 11	1	0.85	0.74	0.76	0.60	
	2	0.84	0.72			
	3	0.72	0.53			
	4	0.64	0.41			
Eprouvette 12	1	0.82	0.69	0.69	0.51	
	2	0.82	0.69			
	3	0.69	0.49			
	4	0.41	0.17			
				Moyenne	0.73	0.58

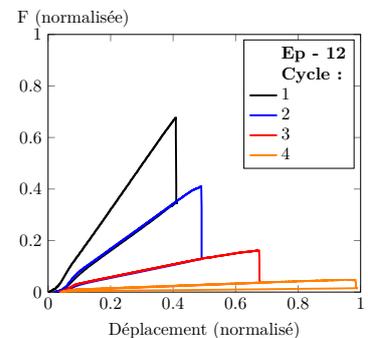
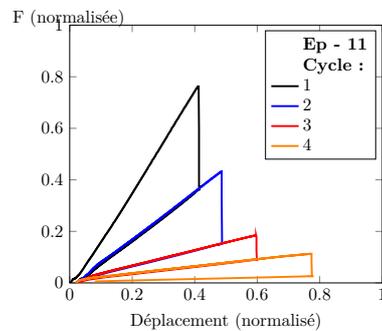
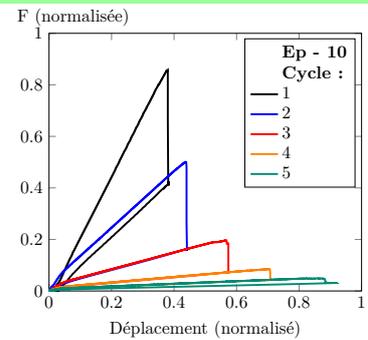
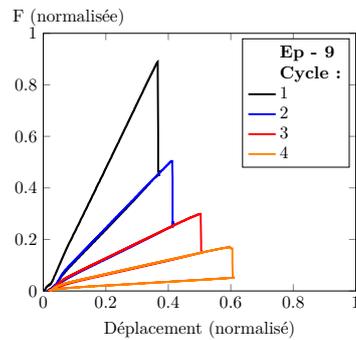


Figure A.2 – Résultats des essais CT avec particules (7 mm)

Sans Particule , 5 mm					
	Cycle	K_{Ic} (normalisée)	G_{Ic} (normalisée)	$K_{Ic\text{moyen}}$ (normalisée)	$G_{Ic\text{moyen}}$ (normalisée)
Eprouvette 5	1	0.76	0.59	0.72	0.54
	2	0.81	0.66		
	3	0.78	0.63		
	4	0.69	0.49		
	5	0.56	0.32		
Eprouvette 6	1	0.88	0.80	0.76	0.60
	2	0.71	0.51		
	3	0.74	0.56		
	4	0.72	0.53		
Eprouvette 7	1	0.78	0.63	0.77	0.61
	2	0.83	0.70		
	3	0.86	0.75		
	4	0.78	0.63		
	5	0.57	0.33		
Eprouvette 8	2	0.75	0.58	0.75	0.57
	3	0.76	0.59		
	4	0.74	0.57		
	5	0.72	0.53		

Moyenne 0.75 0.58

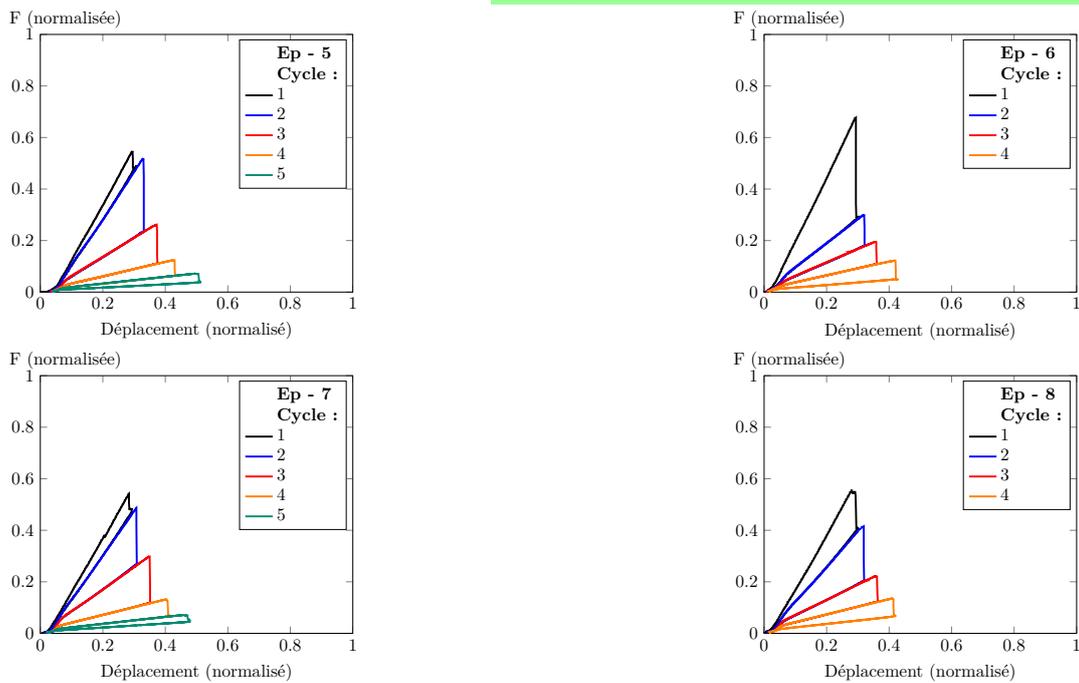


Figure A.3 – Résultats des essais CT sans particule (5 mm)

Avec Particules , 5 mm					
	Cycle	K_{Ic} (normalisé)	G_{Ic} (normalisé)	$K_{Ic_{moyen}}$ (normalisée)	$G_{Ic_{moyen}}$ (normalisée)
Eprouvette 13	1	0.75	0.57	0.68	0.47
	2	0.61	0.38		
Eprouvette 14	1	0.79	0.64	0.77	0.62
	2	0.83	0.71		
	3	0.87	0.77		
	4	0.60	0.53		
Eprouvette 15	1	0.94	0.90	0.76	0.62
	2	0.84	0.72		
	3	0.48	0.24		
Eprouvette 16	4	0.93	0.87	0.81	0.70
	5	0.93	0.89		
	6	0.58	0.34		

Moyenne 0.76 0.60

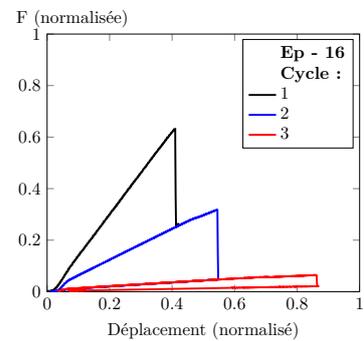
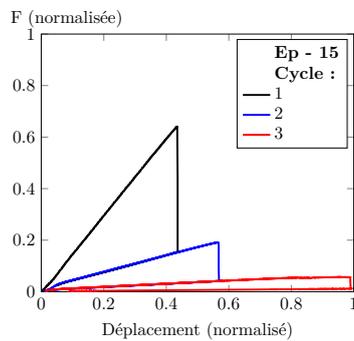
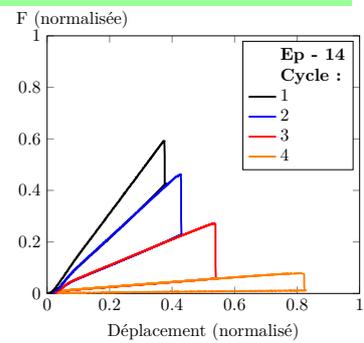
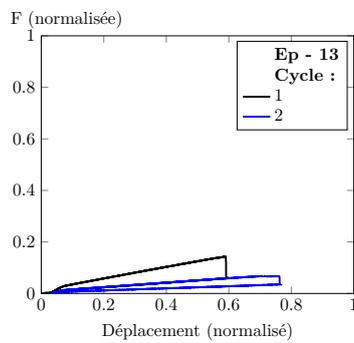


Figure A.4 – Résultats des essais CT avec particules (5 mm)

Annexe B

Loi des éléments cohésifs

Le comportement des éléments cohésifs est défini en trois étapes : la partie élastique, l'amorçage de l'endommagement et son évolution. En se plaçant dans le repère local de l'élément, la direction normale est notée n et les deux directions de cisaillement s et t .

Pour la partie élastique, les trois paramètres à définir sont : \mathbf{E}_{nn} , \mathbf{E}_{ss} et \mathbf{E}_t . Ils permettent de relier déformations et contraintes selon la formule :

$$\begin{Bmatrix} t_n \\ t_s \\ t_t \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} E_{nn} & & \\ & E_{ss} & \\ & & E_t \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \epsilon_{nn} \\ \epsilon_{ss} \\ \epsilon_{tt} \end{Bmatrix} \quad (\text{B.1})$$

Pour déterminer l'amorçage de l'endommagement, les trois paramètres sont : t_n^0 , t_s^0 et t_t^0 . Un critère quadratique est utilisé : l'endommagement est amorcé lorsque l'équation suivante est vérifiée :

$$\left\{ \frac{\langle t_n \rangle_+}{t_n^0} \right\}^2 + \left\{ \frac{t_s}{t_s^0} \right\}^2 + \left\{ \frac{t_t}{t_t^0} \right\}^2 = 1 \quad (\text{B.2})$$

Enfin, l'évolution de l'endommagement est caractérisé par les trois taux de restitution d'énergie critiques G_n^C , G_s^C et G_t^C et par le paramètre matériau η . Le critère de Benzeggagh-Kenane (BK) ([Benzeggagh et Kenan, 1996]) permet alors de définir le taux critique G^C par la relation :

$$G_n^C + (G_s^C - G_n^C) \left\{ \frac{G_s + G_t}{G_n + G_s + G_t} \right\}^\eta = G^C \quad (\text{B.3})$$

Bibliographie

- [ASTM, 1999] ASTM, D. (1999). 5045–99, Standard test method for plane-strain fracture toughness and strain energy release rate of plastic materials. *American Society for Testing and Materials, Philadelphia*.
- [ASTM, 2003] ASTM, D. (2003). Standard test method for mixed mode I-mode II interlaminar fracture of unidirectional fiber-reinforced polymer matrix composites, D 6671–01. *Annual Book of ASTM Standards*, [15:400–411](#).
- [ASTM, 2014] ASTM, D. (2014). 7905. *Standard Test Method for Determination of the Mode II Interlaminar Fracture Toughness of Unidirectional Fiber-Reinforced Polymer Matrix Composites*. *American society for testing and materials*, .
- [Abisset *et al.*, 2011] ABISSET, E., DAGHIA, F. et LADEVÈZE, P. (2011). On the validation of a damage mesomodel for laminated composites by means of open-hole tensile tests on quasi-isotropic laminates. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, [42\(10\):1515–1524](#).
- [Abisset, 2012] ABISSET, E. (2012). Un mésomodèle d’endommagement des composites stratifiés pour le virtual testing : Identification et validation. Thèse de doctorat, LMT - ENS Cachan.
- [Aksoy et Carlsson, 1991] AKSOY, A. et CARLSSON, L. (1991). Crack tip yield zone estimates in mode II interlaminar fracture of interleaved composites. *Engineering fracture mechanics*, [39\(3\):525–534](#).
- [Aksoy et Carlsson, 1992] AKSOY, A. et CARLSSON, L. (1992). Interlaminar shear fracture of interleaved graphite/epoxy composites. *Composites science and technology*, [43\(1\):55–69](#).
- [Allix et Ladevèze, 1992] ALLIX, O. et LADEVÈZE, P. (1992). Interlaminar interface modelling for the prediction of delamination. *Composite structures*, [22\(4\):235–242](#).
- [Allix *et al.*, 1994] ALLIX, O., LADEVÈZE, P. et VITTECOQ, E. (1994). Modelling and identification of the mechanical behaviour of composite laminates in compression. *Composites science and technology*, [51\(1\):35–42](#).
- [Allix *et al.*, 1996] ALLIX, O., BAHLOULI, N., CLUZEL, C. et PERRET, L. (1996). Modelling and identification of temperature-dependent mechanical behaviour of the elementary ply in carbon/epoxy laminates. *Composites science and technology*, [56\(7\):883–888](#).
- [Allix et Deü, 1997] ALLIX, O. et DEÜ, J.-F. (1997). Delayed-damage modelling for fracture prediction of laminated composites under dynamic loading. *Engineering transactions*, [45\(1\):29–46](#).
- [Allix *et al.*, 1998] ALLIX, O., LÉVÊQUE, D. et PERRET, L. (1998). Identification and forecast of delamination in composite laminates by an interlaminar interface model. *Composites Science and Technology*, [58\(5\):671–678](#).

- [Allix *et al.*, 2003] ALLIX, O., FEISSEL, P. et THÉVENET, P. (2003). A delay damage mesomodel of laminates under dynamic loading : basic aspects and identification issues. *Computers & Structures*, **81**(12):1177–1191.
- [Allix *et al.*, 2014] ALLIX, O., FELD, N., BARANGER, E., GUIMARD, J.-M. et HA-MINH, C. (2014). The compressive behaviour of composites including fiber kinking : modelling across the scales. *Meccanica*, **49**(11):2571–2586.
- [Anderson, 2005] ANDERSON, T. L. (2005). Fracture mechanics : fundamentals and applications. CRC press.
- [Arai *et al.*, 2014] ARAI, M., HIROKAWA, J.-i., HANAMURA, Y., ITO, H., HOJO, M. et QUARESIMIN, M. (2014). Characteristic of mode I fatigue crack propagation of CFRP laminates toughened with CNF interlayer. *Composites Part B : Engineering*, **65**:26–33.
- [Arteiro *et al.*, 2014] ARTEIRO, A., CATALANOTTI, G., MELRO, A., LINDE, P. et CAMANHO, P. (2014). Micro-mechanical analysis of the in situ effect in polymer composite laminates. *Composite Structures*, **116**:827–840.
- [Ashby, 1989] ASHBY, M. F. (1989). Overview no. 80 : On the engineering properties of materials. *Acta metallurgica*, **37**(5):1273–1293.
- [Atkinson, 1972] ATKINSON, C. (1972). The interaction between a crack and an inclusion. *International Journal of Engineering Science*, **10**:127– 136.
- [Benmedakhene *et al.*, 1999] BENMEDAKHENE, S., KENANE, M. et BENZEGGAGH, M. (1999). Initiation and growth of delamination in glass/epoxy composites subjected to static and dynamic loading by acoustic emission monitoring. *Composites Science and Technology*, **59**(2):201–208.
- [Benzeggagh et Kenan, 1996] BENZEGGAGH, M. et KENAN, M. (1996). Measurement of mixed-mode delamination fracture toughness of unidirectional glass/epoxy composites with mixed-mode bending apparatus. *Composite Science and Technology*, **56**(4):439–449.
- [Berthelot *et al.*, 1996] BERTHELOT, J.-M., LEBLOND, P., EL MAHI, A. et LE CORRE, J.-F. (1996). Transverse cracking of cross-ply laminates : Part 1. analysis. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, **27**(10):989–1001.
- [Berthelot, 2003] BERTHELOT, J.-M. (2003). Transverse cracking and delamination in cross-ply glass-fiber and carbon-fiber reinforced plastic laminates : static and fatigue loading. *Applied Mechanics Reviews*, **56**(1):111–147.
- [Bordeu et Boucard, 2009] BORDEU, F. et BOUCARD, P.-A. (2009). A mesoscale model for the prediction of composites materials until final failure. In *Proceeding of the 17th International Conference on Composite Materials (ICCM-17)*, Edinburgh, UK.
- [Bordeu, 2012] BORDEU, F. (2012). Calcul à l'échelle méso avec interface non locale des composites stratifiés. Thèse de doctorat, LMT - ENS Cachan.
- [Bradley, 1989] BRADLEY, W. (1989). Relationship of matrix toughness to interlaminar fracture toughness. *Elsevier Science Publishers, Applications of Fracture Mechanics to Composite Materials*,, pages 159–187.
- [Bucknall et Partridge, 1984] BUCKNALL, C. et PARTRIDGE, I. (1984). Effects of morphology in the epoxy/PES matrix on the fatigue behaviour of uniaxial CFRP. *Composites*, **15**(2):129–133.
- [Bucknall et Partridge, 1986] BUCKNALL, C. et PARTRIDGE, I. (1986). Phase separation in crosslinked resins containing polymeric modifiers. *Polymer Engineering & Science*, **26**(1):54–62.

- [**Bucknall, 1988**] BUCKNALL, C. (1988). The micromechanics of rubber toughening. In *Makromolekulare Chemie. Macromolecular Symposia*, volume 20, pages 425–439. Wiley Online Library.
- [**Bush, 1997**] BUSH, M. (1997). The interaction between a crack and a particle cluster. *International Journal of Fracture*, 88(3):215–232.
- [**Byrd et Birman, 2006**] BYRD, L. W. et BIRMAN, V. (2006). Effectiveness of Z-pins in preventing delamination of co-cured composite joints on the example of a double cantilever test. *Composites Part B : Engineering*, 37(4):365–378.
- [**Camanho et al., 2006**] CAMANHO, P. P., DÁVILA, C. G., PINHO, S. T., IANNUCCI, L. et ROBINSON, P. (2006). Prediction of in situ strengths and matrix cracking in composites under transverse tension and in-plane shear. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 37(2):165–176.
- [**Canal et al., 2012**] CANAL, L. P., GONZÁLEZ, C., SEGURADO, J. et LLORCA, J. (2012). Intraply fracture of fiber-reinforced composites : Microscopic mechanisms and modeling. *Composites science and technology*, 72(11):1223–1232.
- [**Cardwell et Yee, 1998**] CARDWELL, B. et YEE, A. F. (1998). Toughening of epoxies through thermoplastic crack bridging. *Journal of material science*, 33(22):5473–5484.
- [**Caron et Ehlacher, 1997**] CARON, J. et EHRLACHER, A. (1997). Modelling the kinetics of transverse cracking in composite laminates. *Composites Science and Technology*, 57(9-10):1261–1270.
- [**Cartié et al., 2006a**] CARTIÉ, D. D., DELL’ANNO, G., POULIN, E. et PARTRIDGE, I. K. (2006). 3D reinforcement of stiffener-to-skin T-joints by Z-pinning and tufting. *Engineering Fracture Mechanics*, 73(16):2532–2540.
- [**Cartié et al., 2006b**] CARTIÉ, D. D., TROULIS, M. et PARTRIDGE, I. K. (2006). Delamination of Z-pinned carbon fibre reinforced laminates. *Composites science and Technology*, 66(6):855–861.
- [**Catalanotti et al., 2014**] CATALANOTTI, G., ARTEIRO, A., HAYATI, M. et CAMANHO, P. (2014). Determination of the mode I crack resistance curve of polymer composites using the size-effect law. *Engineering Fracture Mechanics*, 118:49–65.
- [**Chan et al., 1984**] CHAN, L., GILLHAM, J., KINLOCH, A. et SHAW, S. (1984). Rubber modified epoxies I, cure transition and morphology. *Advances in Chemistry No*, 209.
- [**Daghia, 2009**] DAGHIA, F. (2009). Validation of an enhanced damage mesomodel for laminated composites. *Chaire-Fondation-Eads.Ens-Cachan.Fr*, page 2009.
- [**Daghia et Ladevèze, 2013**] DAGHIA, F. et LADEVÈZE, P. (2013). Identification and validation of an enhanced mesomodel for laminated composites within the WWFE-III. *Journal of Composite Materials*, 47(20-21):2675–2693.
- [**Daudeville et al., 1995**] DAUDEVILLE, L., ALLIX, O. et LADEVÈZE, P. (1995). Delamination analysis by damage mechanics : some applications. *Composites Engineering*, 5(1):17–24.
- [**De Moura et al., 2010**] DE MOURA, M., CAMPILHO, R., AMARO, A. et REIS, P. (2010). Interlaminar and intralaminar fracture characterization of composites under mode I loading. *Composite Structures*, 92(1):144–149.
- [**Duarte et al., 1999a**] DUARTE, A., HERSZBERG, I. et PATON, R. (1999). Impact resistance and tolerance of interleaved RTM laminates. In *Proceedings of the International Conference on Composite Materials*, volume 12.

- [Duarte *et al.*, 1999b] DUARTE, A., HERSZBERG, I. et PATON, R. (1999). Impact resistance and tolerance of interleaved tape laminates. *Composite structures*, [47\(1\):753–758](#).
- [Eshelby, 1957] ESHELBY, J. D. (1957). The determination of the elastic field of an ellipsoidal inclusion, and related problems. In *Proceedings of the Royal Society of London A : Mathematical, Physical and Engineering Sciences*, volume 241, pages 376–396. The Royal Society.
- [Eshelby, 1959] ESHELBY, J. D. (1959). The elastic field outside an ellipsoidal inclusion. *Proceedings of the Royal Society of London. Series A. Mathematical and Physical Sciences*, [252\(1271\):561–569](#).
- [Evans, 1980] EVANS, A. (1980). Fatigue in ceramics. *International Journal of Fracture*, [16\(6\):485–498](#).
- [Evans *et al.*, 1986] EVANS, A., AHMAD, Z., GILBERT, D. et BEAUMONT, P. (1986). Mechanisms of toughening in rubber toughened polymers. *Acta metallurgica*, [34\(1\):79–87](#).
- [Evans et Masters, 1987] EVANS, R. E. et MASTERS, J. E. (1987). A new generation of epoxy composites for primary structural applications : materials and mechanics. In *Toughened composites*, pages 413–436. American Society for Testing and Materials Philadelphia, PA.
- [Faber et Evans, 1983] FABER, K. et EVANS, A. (1983). Crack deflection processes—II. Experiment. *Acta Metallurgica*, [31:577–584](#).
- [Favre et Laizet, 1989] FAVRE, J.-P. et LAIZET, J.-C. (1989). Amplitude and counts per event analysis of the acoustic emission generated by the transverse cracking of cross-ply CFRP. *Composites science and technology*, [36\(1\):27–43](#).
- [Feld *et al.*, 2012] FELD, N., ALLIX, O., BARANGER, E. et GUIMARD, J.-M. (2012). A micromechanics-based mesomodel for unidirectional laminates in compression up to failure. *Journal of Composite Materials*, [46\(23\):2893–2909](#).
- [Fischer, 2015] FISCHER, G. (2015). High temperature and toughened bismaleimide composite materials for aeronautics. Thèse de doctorat, IMP INSA - Lyon.
- [Fu *et al.*, 2008] FU, S.-Y., FENG, X.-Q., LAUKE, B. et MAI, Y.-W. (2008). Effects of particle size, particle/matrix interface adhesion and particle loading on mechanical properties of particulate–polymer composites. *Composites Part B : Engineering*, [39\(6\):933–961](#).
- [Gamstedt et Sjögren, 1999] GAMSTEDT, E. et SJÖGREN, B. (1999). Micromechanisms in tension-compression fatigue of composite laminates containing transverse plies. *Composites Science and Technology*, [59\(2\):167–178](#).
- [Gao *et al.*, 2007] GAO, F., JIAO, G., LU, Z. et NING, R. (2007). Mode II delamination and damage resistance of carbon/epoxy composite laminates interleaved with thermoplastic particles. *Journal of composite materials*, [41\(1\):111–123](#).
- [Garg, 1988] GARG, A. C. (1988). Delamination—a damage mode in composite structures. *Engineering Fracture Mechanics*, [29\(5\):557–584](#).
- [Gillespie *et al.*, 1987] GILLESPIE, J. W., CARLSSON, L. A. et SMILEY, A. J. (1987). Rate-dependent mode I interlaminar crack growth mechanisms in graphite/epoxy and graphite/PEEK. *Composites Science and Technology*, [28\(1\):1–15](#).
- [Gilwee et Nir, 1983] GILWEE, W. et NIR, Z. (1983). Toughened reinforced epoxy composites with brominated polymeric additives. *US Patent*, pages 6–493865.
- [González et Llorca, 2007] GONZÁLEZ, C. et LLORCA, J. (2007). Mechanical behavior of unidirectional fiber-reinforced polymers under transverse compression : microscopic mechanisms and modeling. *Composites Science and Technology*, [67\(13\):2795–2806](#).

- [Griffith, 1921] GRIFFITH, A. A. (1921). The phenomena of rupture and flow in solids. *Philosophical transactions of the royal society of london. Series A, containing papers of a mathematical or physical character*, pages 163–198.
- [Groleau *et al.*, 1996] GROLEAU, M., SHI, Y.-B., YEE, A., BERTRAM, J., SUE, H. et YANG, P. (1996). Mode II fracture of composites interlayered with nylon particles. *Composites science and technology*, 56(11):1223–1240.
- [Hallett *et al.*, 2008] HALLETT, S. R., JIANG, W.-G., KHAN, B. et WISNOM, M. R. (2008). Modelling the interaction between matrix cracks and delamination damage in scaled quasi-isotropic specimens. *Composites Science and Technology*, 68(1):80–89.
- [Hasebe et Yamamoto, 2013] HASEBE, N. et YAMAMOTO, Y. (2013). A crack and a debonding initiation from a circular rigid inclusion under uniform tension or compression. In *ECF13, San Sebastian 2000*.
- [Hashin, 1980] HASHIN, Z. (1980). Failure criteria for unidirectional fiber composites. *Journal of applied mechanics*, 47(2):329–334.
- [Hojo *et al.*, 1999] HOJO, M., MATSUDA, S., OCHIAI, S., MURAKAMI, A. et AKIMOTO, H. (1999). The role of interleaf/base lamina interphase in toughening mechanism of interleaf-toughened CFRP. In *ICCM12 Conference*, Paris.
- [Hojo *et al.*, 2006] HOJO, M., MATSUDA, S., TANAKA, M., OCHIAI, S. et MURAKAMI, A. (2006). Mode I delamination fatigue properties of interlayer-toughened CF/epoxy laminates. *Composites Science and Technology*, 66(5):665–675.
- [Huchette, 2005] HUCHETTE, C. (2005). Sur la complémentarité des approches expérimentales et numériques pour la modélisation des mécanismes d’endommagement des composites stratifiés. Thèse de doctorat, Paris 6.
- [Hunston, 1984] HUNSTON, D. L. (1984). Characterization of interlaminar crack growth in composites with the double cantilever beam specimen.
- [Hunston et Dehl, 1987] HUNSTON, D. L. et DEHL, R. (1987). The role of polymer toughness in matrix dominated composite fracture. Society of Manufacturing Engineers.
- [Inglis, 1913] INGLIS, C. E. (1913). Stresses in a plate due to the presence of cracks and sharp corners. *Transactions of the Institute of Naval architects*, 55:219–241.
- [Irwin, 1948] IRWIN, G. R. (1948). Fracture dynamics. *Fracturing of metals*, 152.
- [Irwin, 1956] IRWIN, G. R. (1956). Onset of fast crack propagation in high strength steel and aluminium alloys. In *Sagamore Research Conference Proceedings*, volume 2, pages 289–305.
- [Irwin, 1957] IRWIN, G. R. (1957). Analysis of stresses and strains near the end of a crack traversing a plate. *Journal of Applied Mechanics*.
- [Irwin, 1961] IRWIN, G. R. (1961). Plastic zone near a crack and fracture toughness. In *Sagamore Research Conference Proceedings*, volume 4, pages 63–78, NY. Syracuse University Research Institute.
- [Ishai *et al.*, 1988] ISHAI, O., ROSENTHAL, H., SELA, N. et DRUKKER, E. (1988). Effect of selective interleaving on interlaminar fracture toughness of graphite/epoxy composite laminates. *Composites*, 19(1):49–54.
- [James *et al.*, 2000] JAMES, R. *et al.* (2000). Refinements to the mixed-mode bending test for delamination toughness. .
- [Kassam *et al.*, 1995] KASSAM, Z. H., ZHANG, R. J. et WANG, Z. (1995). Finite element simulation to investigate interaction between crack and particulate reinforcements in metal-matrix composites. *Materials Science and Engineering : A*, 203(1-2):286–299.

- [**Kim et al., 1991**] KIM, T., KIM, H. et IM, S. (1991). Delamination crack originating from transverse cracking in cross-ply composite laminates under extension. *International Journal of Solids and Structures*, [27\(15\):1925–1941](#).
- [**Kinloch et al., 1983**] KINLOCH, A., SHAW, S., TOD, D. et HUNSTON, D. (1983). Deformation and fracture behaviour of a rubber-toughened epoxy : 1. microstructure and fracture studies. *Polymer*, [24\(10\):1341–1354](#).
- [**Kinloch et al., 1994**] KINLOCH, A., YUEN, M. et JENKINS, S. (1994). Thermoplastic-toughened epoxy polymers. *Journal of Materials Science*, [29\(14\):3781–3790](#).
- [**Kotoul et Vrbka, 2003**] KOTOUL, M. et VRBKA, J. (2003). Crack bridging and trapping mechanisms used to toughen brittle matrix composite. *Theoretical and applied fracture mechanics*, [40\(1\):23–44](#).
- [**Kulkarni, 2012**] KULKARNI, M. (2012). Finite element analysis of 2-D representative volume element.
- [**Kunz-Douglass et al., 1980**] KUNZ-DOUGLASS, S., BEAUMONT, P. W. R. et ASHBY, M. F. (1980). A model for the toughness of epoxy-rubber particulate composites. *Journal of Materials Science*, [15\(5\):1109–1123](#).
- [**Ladevèze, 1983**] LADEVÈZE, P. (1983). Sur une théorie de l'endommagement anisotrope. Laboratoire de Mécanique et Technologie.
- [**Ladevèze, 1986**] LADEVÈZE, P. (1986). On the damage mechanics of composites (sur la mécanique de l'endommagement des composites). In *National Workshop on Composites, 5 th, Paris, France, Sept. 9-11, 1986, Proceedings(A 87-50159 22-24)*. Paris, Editions Pluralis, 1986,, pages 667–683.
- [**Ladevèze et al., 1991**] LADEVÈZE, P., ALLIX, O. et DAUDEVILLE, L. (1991). Mesomodeling of damage for laminate composites : Application to delamination. In *Inelastic deformation of composite materials*, pages 607–622. Springer.
- [**Ladevèze, 1992**] LADEVÈZE, P. (1992). A damage computational method for composite structures. *Computers & Structures*, [44\(1\):79–87](#).
- [**Ladevèze et LeDantec, 1992**] LADEVÈZE, P. et LEDANTEC, E. (1992). Damage modeling of the elementary ply for laminated composites. *Composites Science and Technology*, [43\(3\):257–267](#).
- [**Ladevèze et al., 2000**] LADEVÈZE, P., ALLIX, O., DEÛ, J.-F. et LÉVÊQUE, D. (2000). A mesomodel for localisation and damage computation in laminates. *Computer methods in applied mechanics and engineering*, [183\(1\):105–122](#).
- [**Ladevèze et Lubineau, 2001**] LADEVÈZE, P. et LUBINEAU, G. (2001). On a damage mesomodel for laminates : micro–meso relationships, possibilities and limits. *Composites Science and Technology*, [61\(15\):2149–2158](#).
- [**Ladevèze et Lubineau, 2002**] LADEVÈZE, P. et LUBINEAU, G. (2002). An enhanced mesomodel for laminates based on micromechanics. *Composites Science and Technology*, [62\(4\):533–541](#).
- [**Ladevèze et Lubineau, 2003**] LADEVÈZE, P. et LUBINEAU, G. (2003). Pont entre les «micro» et «méso» mécaniques des composites stratifiés. *Comptes rendus Mécanique*, [331\(8\):537–544](#).
- [**Ladevèze, 2005**] LADEVÈZE, P. (2005). Multiscale computational damage modelling of laminate composites. In SADOWSKI, T., éditeur : *Multiscale Modelling of Damage and Fracture Processes in Composite Materials*, pages 171–212. CISM, Springer.

- [Ladevèze *et al.*, 2006a] LADEVÈZE, P., LUBINEAU, G. et MARSAL, D. (2006). Towards a bridge between the micro-and mesomechanics of delamination for laminated composites. *Composites Science and Technology*, **66(6)**:698–712.
- [Ladevèze *et al.*, 2006b] LADEVÈZE, P., LUBINEAU, G. et VIOLEAU, D. (2006). A computational damage micromodel of laminated composites. *International Journal of Fracture*, **137(1)**:139–150.
- [Ladevèze *et al.*, 2014] LADEVÈZE, P., DAGHIA, F., ABISSET, E. et LE MAUFF, C. (2014). A micromechanics-based interface mesomodel for virtual testing of laminated composites. *Advanced Modeling and Simulation in Engineering Sciences*, **1(1)**:1–16.
- [Ladevèze *et al.*, 2017] LADEVÈZE, P., NÉRON, D. et BAINIER, H. (2017). A virtual testing approach for laminated composites based on micromechanics. In *The Structural Integrity of Carbon Fiber Composites*, pages 667–698. Springer.
- [Lagattu et Lafarie-Frenot, 2000] LAGATTU, F. et LAFARIE-FRENOT, M. (2000). Variation of PEEK matrix crystallinity in APC-2 composite subjected to large shearing deformations. *Composites science and technology*, **60(4)**:605–612.
- [Laurin *et al.*, 2007] LAURIN, F., CARRERE, N. et MAIRE, J.-F. (2007). A multiscale progressive failure approach for composite laminates based on thermodynamical viscoelastic and damage models. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, **38(1)**:198–209.
- [Leggoe *et al.*, 1996] LEGGOE, J., HU, X. et BUSH, M. (1996). Crack tip damage development and crack growth resistance in particulate reinforced metal matrix composites. *Engineering fracture mechanics*, **53(6)**:873–895.
- [Lemaitre *et al.*, 2009] LEMAITRE, J., CHABOCHE, J.-L., BENALLAL, A. et DESMORAT, R. (2009). Mécanique des matériaux solides-3ème édition. Dunod, 3 édition.
- [Lewis *et al.*, 1988] LEWIS, A., SAXON, R., MAY, C. et TANKA, G. (1988). Epoxy resin : Chemistry and technology.
- [Li et Chudnovsky, 1993] LI, R. et CHUDNOVSKY, A. (1993). Variation of the energy release rate as a crack approaches and passes through an elastic inclusion. *International journal of fracture*, **59(4)**:R69–R74.
- [Li *et al.*, 2015] LI, Q., LV, J., HOU, J. et ZUO, H. (2015). Crack-tip shielding by the dilatant transformation of particles/fibers embedded in composite materials. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, **80**:242–252.
- [Lu *et al.*, 1995] LU, W., LIAO, F., SU, A., KAO, P. et HSU, T. (1995). Effect of interleaving on the impact response of a unidirectional carbon/epoxy composite. *Composites*, **26(3)**:215–222.
- [Lubineau et Ladevèze, 2008] LUBINEAU, G. et LADEVÈZE, P. (2008). Construction of a micromechanics-based intralaminar mesomodel, and illustrations in abaqus/standard. *Computational Materials Science*, **43(1)**:137–145.
- [Lubineau, 2009] LUBINEAU, G. (2009). A pyramidal modeling scheme for laminates—identification of transverse cracking. *International Journal of Damage Mechanics*, .
- [Lubineau, 2010] LUBINEAU, G. (2010). A pyramidal modeling scheme for laminates—identification of transverse cracking. *International Journal of Damage Mechanics*, **19(4)**:499–518.
- [Lévêque, 1998] LÉVÊQUE, D. (1998). Analyse de la tenue au délaminage des composites stratifiés : identification d’un modèle d’interface interlaminaire. Thèse de doctorat.

- [Majer *et al.*, 2014] MAJER, Z., PLETZ, M., KRAUTGASSER, C., NÁHLÍK, L., HUTAŘ, P. et BERMEJO, R. (2014). Numerical analysis of sub-critical crack growth in particulate ceramic composites. *Procedia Materials Science*, 3:2071–2076.
- [Marsal, 2006] MARSAL, D. (2006). Modélisation multi-échelle de l'endommagement des stratifiés sous sollicitations hors-plan. Thèse de doctorat, Université Paris 6.
- [Masters, 1984] MASTERS, J. E. (1984). Development of composites having improved resistance to delamination and impact. *Final Report for Period Sept.*
- [Masters, 1991] MASTERS, J. E. (1991). Improved impact and delamination resistance through interleaving. *Key Engineering Materials*, 37:317.
- [Mataga, 1989] MATAGA, P. A. (1989). Deformation of crack-bridging ductile reinforcements in toughened brittle materials. *Acta Metallurgica*, 37(12):3349–3359.
- [Matsuda *et al.*, 1999] MATSUDA, S., HOJO, M., OCHIAI, S., MURAKAMI, A., AKIMOTO, H. et ANDO, M. (1999). Effect of ionomer thickness on mode I interlaminar fracture toughness for ionomer toughened CFRP. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 30(11):1311–1319.
- [Mazars et Pijaudier-Cabot, 1996] MAZARS, J. et PIJAUDIER-CABOT, G. (1996). From damage to fracture mechanics and conversely : a combined approach. *International Journal of Solids and Structures*, 33(20-22):3327–3342.
- [McCarthy et Vaughan, 2012] MCCARTHY, C. et VAUGHAN, T. J. (2012). Comm toolbox : A matlab toolbox for micromechanical analysis of composite materials. *Journal of Composite Materials*, 46(14):1715–1729.
- [Melro *et al.*, 2008] MELRO, A., CAMANHO, P. et PINHO, S. (2008). Generation of random distribution of fibres in long-fibre reinforced composites. *Composites Science and Technology*, 68(9):2092–2102.
- [Melro *et al.*, 2013] MELRO, A., CAMANHO, P., PIRES, F. A. et PINHO, S. (2013). Micromechanical analysis of polymer composites reinforced by unidirectional fibres : Part i-constitutive modelling. *International Journal of Solids and Structures*, 50(11):1897–1905.
- [Mouhmid *et al.*, 2006] MOUHMID, B., IMAD, A., BENSEDDIQ, N., BENMEDAKHÈNE, S. et MAAZOUZ, A. (2006). A study of the mechanical behaviour of a glass fibre reinforced polyamide 6, 6 : Experimental investigation. *Polymer Testing*, 25(4):544–552.
- [Mouritz, 2007] MOURITZ, A. (2007). Review of Z-pinned composite laminates. *Composites Part A : applied science and manufacturing*, 38(12):2383–2397.
- [Mower et Argon, 1995] MOWER, T. M. et ARGON, A. S. (1995). Experimental investigations of crack trapping in brittle heterogeneous solids. *Mechanics of Materials*, 19:343–364.
- [Moës *et al.*, 1999] MOËS, N., DOLBOW, J. et BELYTSCHKO, T. (1999). A finite element method for crack growth without remeshing. *International journal for numerical methods in engineering*, 46(1):131–150.
- [Nairn et Hu, 1992] NAIRN, J. et HU, S. (1992). The initiation and growth of delaminations induced by matrix microcracks in laminated composites. *International Journal of Fracture*, 57(1):1–24.
- [Nairn, 2000] NAIRN, J. (2000). Matrix microcracking in composites. *Polymer matrix composites*, 2:403–432.
- [O'Brien, 1982] O'BRIEN, T. K. (1982). Characterization of delamination onset and growth in a composite laminate. In *Damage in Composite Materials : Basic Mechanisms, Accumulation, Tolerance, and Characterization*, . ASTM International.

- [O'Brien, 1985] O'BRIEN, T. K. (1985). Analysis of local delaminations and their influence on composite laminate behavior. In *Delamination and debonding of materials*, . ASTM International.
- [Obert *et al.*, 2014] OBERT, E., DAGHIA, F., LADEVÈZE, P. et BALLERE, L. (2014). Micro and meso modeling of woven composites : Transverse cracking kinetics and homogenization. *Composite Structures*, [117:212–221](#).
- [Odagiri *et al.*, 1991] ODAGIRI, N., SUZUE, S., KISHI, H., NAKAE, T. et MATSUSAKI, A. (1991). Fiber reinforced composite materials having resin practice inter-layer zones. US Patent 5,028,478.
- [Odagiri *et al.*, 1996] ODAGIRI, N., KISHI, H. et YAMASHITA, M. (1996). Development of TORAYCA prepreg P2302 carbon fiber reinforced plastic for aircraft primary structural materials. *Advanced Composite Materials*, [5\(3\):249–254](#).
- [Ogihara et Takeda, 1995] OGIHARA, S. et TAKEDA, N. (1995). Interaction between transverse cracks and delamination during damage progress in CFRP cross-ply laminates. *Composites Science and Technology*, [54\(4\):395–404](#).
- [Ogihara *et al.*, 1997] OGIHARA, S., TAKEDA, N. et KOBAYASHI, A. (1997). Experimental characterization of microscopic failure process under quasi-static tension in interleaved and toughness-improved CFRP cross-ply laminates. *Composites science and technology*, [57\(3\):267–275](#).
- [Ozdil et Carlsson, 1992a] OZDIL, F. et CARLSSON, L. (1992). Finite element analysis of interleaved DCB specimen. *Engineering fracture mechanics*, [41\(4\):475–485](#).
- [Ozdil et Carlsson, 1992b] OZDIL, F. et CARLSSON, L. (1992). Plastic zone estimates in mode I interlaminar fracture of interleaved composites. *Engineering fracture mechanics*, [41\(5\):645–658](#).
- [Ozdil et Carlsson, 1992c] OZDIL, F. et CARLSSON, L. A. (1992). Mode I interlaminar fracture of interleaved graphite/epoxy. *Journal of composite materials*, [26\(3\):432–459](#).
- [O'Dwyer *et al.*, 2013] O'DWYER, D., O'DOWD, N. et MCCARTHY, C. (2013). Micro-mechanical investigation of damage processes at composite-adhesive interfaces. *Composites Science and Technology*, [86:61–69](#).
- [Partridge *et al.*, 2015] PARTRIDGE, I., YASAEI, M., ALLEGRI, G. et LANDER, J. (2015). Damage-tolerant composite structures by Z-pinning. *Toughening Mechanisms in Composite Materials*, [page 161](#).
- [Parvizi et Bailey, 1978] PARVIZI, A. et BAILEY, J. (1978). On multiple transverse cracking in glass fibre epoxy cross-ply laminates. *Journal of Materials Science*, [13\(10\):2131–2136](#).
- [Parvizi *et al.*, 1978] PARVIZI, A., GARRETT, K. et BAILEY, J. (1978). Constrained cracking in glass fibre-reinforced epoxy cross-ply laminates. *Journal of Materials Science*, [13\(1\):195–201](#).
- [París *et al.*, 2007] PARÍS, F., CORREA, E. et MANTIČ, V. (2007). Kinking of transversal interface cracks between fiber and matrix. *Journal of Applied Mechanics*, [74\(4\):703–716](#).
- [Patton et Santare, 1990] PATTON, E. et SANTARE, M. (1990). The effect of a rigid elliptical inclusion on a straight crack. *International Journal of Fracture*, [46\(1\):71–79](#).
- [Pearson, 1993] PEARSON, R. A. (1993). Toughening epoxies using rigid thermoplastic particles-a review. Rapport technique, American Chemical Society, Washington, DC (United States).

- [Pearson et Yee, 1993] PEARSON, R. A. et YEE, A. F. (1993). Toughening mechanisms in thermoplastic-modified epoxies : 1. modification using poly (phenylene oxide). *Polymer*, **34**(17):3658–3670.
- [Pinho et al., 2006] PINHO, S. T., ROBINSON, P. et IANNUCCI, L. (2006). Fracture toughness of the tensile and compressive fibre failure modes in laminated composites. *Composites science and technology*, **66**(13):2069–2079.
- [Ponnusami et al., 2015] PONNUSAMI, S. A., TURTELTAUB, S. et van der ZWAAG, S. (2015). Cohesive-zone modelling of crack nucleation and propagation in particulate composites. *Engineering Fracture Mechanics*, **149**:170–190.
- [Prel et al., 1989] PREL, Y. J., DAVIES, P., BENZEGGAGH, M. L. et de CHARENTENAY, F.-X. (1989). Mode I and mode II delamination of thermosetting and thermoplastic composites. In *Composite Materials : Fatigue and Fracture, Second Volume*, . ASTM International.
- [Prosser et al., 1997] PROSSER, W., JACKSON, K., KELLAS, S., SMITH, B., MCKEON, J. et FRIEDMAN, A. (1997). Advanced waveform-based acoustic emission detection of matrix cracking in composites. *NDT and E International*, **2**(30):108.
- [Ravichandran et Liu, 1998] RAVICHANDRAN, G. et LIU, C. (1998). Crack tip shielding in elastic particulate composites undergoing damage. *Engineering Fracture Mechanics*, **59**(6):713–723.
- [Rebière et Gamby, 2008] REBIÈRE, J.-L. et GAMBY, D. (2008). A decomposition of the strain energy release rate associated with the initiation of transverse cracking, longitudinal cracking and delamination in cross-ply laminates. *Composite Structures*, **84**(2):186–197.
- [Reeder et REWS, 1990] REEDER, J. R. et REWS, J. H. (1990). Mixed-mode bending method for delamination testing. *AiAA Journal*, **28**(7):1270–1276.
- [Rice et al., 1968] RICE, J. R. et al. (1968). [A path independent integral and the approximate analysis of strain concentration by notches and cracks](#). ASME.
- [Segurado et Llorca, 2005] SEGURADO, J. et LLORCA, J. (2005). A computational micromechanics study of the effect of interface decohesion on the mechanical behavior of composites. *Acta materialia*, **53**(18):4931–4942.
- [Sela et Ishai, 1989] SELA, N. et ISHAI, O. (1989). Interlaminar fracture toughness and toughening of laminated composite materials : a review. *Composites*, **20**(5):423 – 435.
- [Sela et al., 1989] SELA, N., ISHAI, O. et BANKS-SILLS, L. (1989). The effect of adhesive thickness on interlaminar fracture toughness of interleaved CFRP specimens. *Composites*, **20**(3):257–264.
- [Shu et Mai, 1993] SHU, D. et MAI, Y.-W. (1993). Effect of stitching on interlaminar delamination extension in composite laminates. *Composites Science and Technology*, **49**(2):165–171.
- [Sigl et al., 1988] SIGL, L., MATAGA, P., DALGLEISH, B., MCMEEKING, R. et EVANS, A. (1988). On the toughness of brittle materials reinforced with a ductile phase. *Acta Metallurgica*, **36**(4):945–953.
- [Sjögren et Berglund, 2000] SJÖGREN, B. et BERGLUND, L. A. (2000). The effects of matrix and interface on damage in GRP cross-ply laminates. *Composites Science and Technology*, **60**(1):9–21.
- [Van der Sluis et al., 2000] Van der SLUIS, O., SCHREURS, P., BREKELMANS, W. et MEIJER, H. (2000). Overall behaviour of heterogeneous elastoviscoplastic materials : effect of microstructural modelling. *Mechanics of Materials*, **32**(8):449–462.

- [Sohn *et al.*, 2000] SOHN, M., HU, X., KIM, J. K. et WALKER, L. (2000). Impact damage characterisation of carbon fibre/epoxy composites with multi-layer reinforcement. *Composites Part B : Engineering*, **31(8)**:681–691.
- [Stevanovic *et al.*, 2005] STEVANOVIC, D., KALYANASUNDARAM, S., LOWE, A. et JAR, P.-Y. (2005). FEA of crack–particle interactions during delamination in interlayer toughened polymer composites. *Engineering fracture mechanics*, **72(11)**:1738–1769.
- [Takeda *et al.*, 2002] TAKEDA, S., OKABE, Y. et TAKEDA, N. (2002). Delamination detection in CFRP laminates with embedded small-diameter fiber Bragg grating sensors. *Composites Part A : applied science and manufacturing*, **33(7)**:971–980.
- [Tamate, 1968] TAMATE, O. (1968). The effect of a circular inclusion on the stresses around a line crack in a sheet under tension. *International Journal of Fracture Mechanics*, **4(3)**:257–266.
- [Tanimoto, 1998] TANIMOTO, T. (1998). Improving the fatigue resistance of carbon/epoxy laminates with dispersed-particle interlayers. *Acta materialia*, **46(7)**:2455–2460.
- [Tsai et Wu, 1971] TSAI, S. W. et WU, E. M. (1971). A general theory of strength for anisotropic materials. *Journal of composite materials*, **5(1)**:58–80.
- [Vaughan et McCarthy, 2010] VAUGHAN, T. et MCCARTHY, C. (2010). A combined experimental–numerical approach for generating statistically equivalent fibre distributions for high strength laminated composite materials. *Composites Science and Technology*, **70(2)**:291–297.
- [Wang *et al.*, 1985] WANG, A., KISHORE, N. et LI, C. (1985). Crack development in graphite-epoxy cross-ply laminates under uniaxial tension. *Composites Science and Technology*, **24(1)**:1–31.
- [Wang *et al.*, 2008] WANG, W., SADEGHIPOUR, K. et BARAN, G. (2008). Finite element analysis of the effect of an interphase on toughening of a particle-reinforced polymer composite. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, **39**:956–964.
- [Wang *et al.*, 2012] WANG, Z., MA, L., WU, L. et YU, H. (2012). Numerical simulation of crack growth in brittle matrix of particle reinforced composites using the XFEM technique. *Acta Mechanica Solida Sinica*, **25(1)**:9–21.
- [Wells, 1961] WELLS, A. A. (1961). Unstable crack propagation in metals : cleavage and fast fracture. In *Proceedings of the crack propagation symposium*, volume 1, Paper 84, pages 63–78, Cranfield, UK.
- [Westergaard, 1939] WESTERGAARD, H. (1939). Bearing pressures and cracks. *Journal of applied mechanics*, **6**:49–53.
- [Williams *et al.*, 1984] WILLIAMS, J. G., OBRIEN, T. K. et CHAPMAN III, A. (1984). Comparison of toughened composite laminates using NASA standard damage tolerance tests.
- [Woo et Chen, 1995] WOO, E. et CHEN, J. (1995). Instrumented impact evaluation of a toughened carbon fiber epoxy composite. *Polymer Engineering & Science*, **35(2)**:129–136.
- [Yasaee, 2012] YASAEE, M. (2012). Interlaminar crack arrest in composites. Thèse de doctorat, University of Bristol.
- [Yasaee *et al.*, 2012a] YASAEE, M., BOND, I., TRASK, R. et GREENHALGH, E. (2012). Mode II interfacial toughening through discontinuous interleaves for damage suppression and control. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, **43(1)**:121–128.

- [Yasaee *et al.*, 2012b] YASAEI, M., BOND, I., TRASKS, R. et GREENHALGH, E. (2012). Mode I interfacial toughening through discontinuous interleaves for damage suppression and control. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, [43\(1\):198–207](#).
- [Ye *et al.*, 2012] YE, C., SHI, J. et CHENG, G. J. (2012). An eXtended Finite Element Method (XFEM) study on the effect of reinforcing particles on the crack propagation behavior in a metal–matrix composite. *International Journal of Fatigue*, [44:151–156](#).
- [Zhang *et al.*, 2014] ZHANG, X., XIAO, B., ANDRÄ, H. et MA, Z. (2014). Homogenization of the average thermo-elastoplastic properties of particle reinforced metal matrix composites : the minimum representative volume element size. *Composite Structures*, [113:459–468](#).
- [Zhou *et al.*, 2013] ZHOU, K., HOH, H. J., WANG, X., KEER, L. M., PANG, J. H., SONG, B. et WANG, Q. J. (2013). A review of recent works on inclusions. *Mechanics of Materials*, [60:144–158](#).
- [Zhu et Joyce, 2012] ZHU, X.-K. et JOYCE, J. A. (2012). Review of fracture toughness (G, K, J, CTOD, CTOA) testing and standardization. *Engineering Fracture Mechanics*, [85:1–46](#).

Titre : Modélisation multi-échelle de l'endommagement des stratifiés avec intercouches.

Mots-clés : Stratifié, Endommagements, Intercouche

Résumé : L'objectif de ce travail de recherche est de déterminer l'influence de la présence de particules thermoplastiques dans une intercouche sur le comportement mécanique d'un stratifié. L'ajout de cette intercouche entre chaque pli permet d'accroître la ténacité inter-ply, diminuant ainsi le délaminage, principalement lors de chargements hors-plan. Cette thèse se concentre sur les endommagements qui apparaissent suite à des sollicitations dans le plan du stratifié et plus particulièrement la fissuration transverse et le micro-délaminage. En s'appuyant sur des essais mécaniques appropriés, à la fois à l'échelle des particules (essais Compact Tension) et de la structure (essais double entaille), l'interaction entre ces deux endommagements et les particules est mise en évidence. Une analyse numérique locale a été réalisée sur un Volume Élémentaire Représentatif en se basant sur la mécanique de la rupture.

Elle a permis d'étudier la sensibilité aux divers paramètres de l'intercouche tels que son épaisseur, sa raideur vis-à-vis de celle de la partie fibreuse du pli et la répartition de ses particules. Les résultats de cette analyse ainsi que l'outil numérique créé pour la réaliser fournissent une aide à la conception des matériaux composite stratifiés. La suite du travail a permis de montrer, après une étape d'identification des paramètres suivie d'une étape de vérification, l'aptitude du méso-modèle issu du laboratoire LMT de l'ENS à prédire le comportement mécanique de plusieurs essais avec des sollicitations dans le plan du stratifié mais également hors-plan. La comparaison systématique des résultats numériques et expérimentaux montre la capacité de ce modèle à prédire le comportement des endommagements des stratifiés avec intercouches.

Title : Multiscale modeling of the damage of interleaved laminates.

Keywords : Laminate, Damage, Interleaf

Abstract : The aim of this research work is to determine the influence of thermoplastic particles which are inside the interleaf of a laminate on its mechanical behavior. This interleaf between each ply enables the interply toughness to increase and prevents from delamination, especially for out-of-plane loadings. This PhD focuses on damages occurring during in-plane-loading, such as transverse crack and micro-delamination. Appropriate experimental tests have been performed, both at the scale of the particles (Compact Tension) and at the scale of the structure (double notch) in order to describe the interaction between the particles and these two damages. A local numerical study based on fracture mechanics has been performed on a Representative Volume Element. The in-

fluence of several parameters of the interleaf, such as its thickness, its stiffness compared to the one the ply and the repartition of the particles was determined. The results of this study constitute a new route towards a material by design of interleaved laminates approach. At the coupon structural scale, the parameters for the simulation using the damage meso model of the laboratory LMT of ENS have been accurately identified. Several experiments for both in-plane and out-of-plane loadings have been simulated using the meso model in order to verify the required model parameters. All experimental results have been compared to the numerical ones, showing that this model is able to describe the damage behavior of interleaved laminates.