



**HAL**  
open science

# Un mésomodèle d'endommagement des composites stratifiés pour le virtual testing : identification et validation

Emmanuelle Abisset

► **To cite this version:**

Emmanuelle Abisset. Un mésomodèle d'endommagement des composites stratifiés pour le virtual testing : identification et validation. Autre. École normale supérieure de Cachan - ENS Cachan, 2012. Français. NNT : 2012DENS0035 . tel-00861131

**HAL Id: tel-00861131**

**<https://theses.hal.science/tel-00861131>**

Submitted on 12 Sep 2013

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

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

**THESE DE DOCTORAT  
DE L'ECOLE NORMALE SUPERIEURE DE CACHAN**

Présentée par

**Emmanuelle Abisset**

pour obtenir le grade de

**DOCTEUR DE L'ECOLE NORMALE SUPERIEURE DE CACHAN**

Domaine

**MECANIQUE - GENIE MECANIQUE - GENIE CIVIL**

Sujet de la thèse

**Un mésomodèle d'endommagement des composites  
stratifiés pour le *virtual testing* :  
Identification et validation**

Soutenance prévue à Cachan le 06 juillet 2012 devant le jury composé de :

Nicolas Carrere	Enseignant-Chercheur HDR, ENSTA de Brest	Rapporteur
Bruno Castanié	Professeur des Universités, INSA de Toulouse	Rapporteur
Marie-Christine Lafarie	Professeure des Universités, ENSMA de Poitier	Examinatrice
Michael Wisnom	Professor, ACCIS Bristol University	Examineur
Stéphane Guinard	Ingénieur, EADS-IW	Examineur
Pierre Ladevèze	Professeur des Universités, ENS de Cachan	Directeur de thèse
Federica Daghia	Maître de Conférences, ENS Cachan	Co-encadrante



## *Merci ...*

*Sept ans à Cachan, dont quatre au sein du LMT, m'ont fait considérablement grandir, tant du point de vue scientifique qu'humain. Les gens responsables de cette transformation sont nombreux et je n'aurais pas assez d'une page pour exprimer toute ma gratitude. Donc par avance je m'excuse pour les oublis involontaires et merci à tous de m'avoir si bien "éduquée"!!*

*Je remercie en premier lieu mon directeur de thèse, Pierre Ladevèze, pour m'avoir fait confiance et m'avoir guidé "d'en haut" dans les méandres de la thèse. Je remercie ma chef, Federica, pour sa traduction des visions de Pierre, pour sa rigueur que j'espère avoir acquise et pour sa disponibilité quand j'ai eu besoin de parler, que ce soit de science, de carrière ou de tout autre chose.*

*Je remercie messieurs Carrere et Castanié d'avoir endosser la lourde tâche de rapporter mon travail, Mme Lafarie d'avoir accepté de présider mon Jury et Mr Guinard d'avoir apporter la vision industrielle à ma soutenance. Je remercie particulièrement Mr Wisnom d'avoir traverser la manche pour assister à ma présentation, et surtout de m'avoir accueilli dans son laboratoire pour réaliser des essais.*

*Je tiens à remercier ensuite mes trois superwomen, Danielle, Christine et Lydia, pour m'avoir considérablement facilité la vie face à l'administratif... et surtout pour nos longues discussions de filles.*

*Je remercie aussi l'équipe du CdC, Arnaud et son cluster en tête, Frisou, Philippe et Pierre, pour leur patiente face à mes non-compétences numériques. Un merci particulier à mes sauveurs du quotidien, Op', Nico, Pierre, PAB pour toutes les fois où l'ordinateur ne faisait pas ce que je voulais.*

*Côté technique expérimentale, je remercie Benji pour son dévouement à la cause du laboratoire composite et Ian pour son aide et sa gentillesse au cours de mon séjour à Bristol.*

*Je remercie enfin tout ceux qui ont fait de cette thèse un moment de partage et de discussion autour d'un café (ou plus!) : Anne, Op', Geoffrey, Andrea, Floflo, Christophe, Nico, Vincent, Pierre, Karin, Jorge, Eric, Peewee, Letus, David, Olivier... Merci à vous pour ce que vous m'avez apporté et appris.*

*Pour finir, je tiens à remercier ma famille de m'avoir soutenue jusqu'au bout. Et un Merci Particulièrement Fort à mon Bob, pour sa patience, son calme et son soutien indéfectible même lorsque j'eu pu devenir embêtante.*



# Table des matières

<b>Table des matières</b>	<b>i</b>
<b>Notation</b>	<b>v</b>
<b>Introduction</b>	<b>1</b>
<b>I Le mésomodèle d'endommagement amélioré</b>	<b>5</b>
<b>1 Les composites stratifiés</b>	<b>7</b>
1 Les composites stratifiés . . . . .	8
2 Mécanismes d'endommagement des stratifiés . . . . .	8
3 Prédiction de la ruine d'une structure stratifiée . . . . .	10
3.1 Les macromodèles . . . . .	11
3.2 Les micromodèles . . . . .	12
3.3 Les mésomodèles . . . . .	13
<b>2 Le mésomodèle d'endommagement</b>	<b>17</b>
1 Modèle du pli . . . . .	18
2 Modèle de l'interface . . . . .	26
3 Introduction de l'effet retard . . . . .	28
4 Identification des paramètres du mésomodèle . . . . .	29
4.1 Comportement élastique du pli . . . . .	30
4.2 Comportement sens fibre . . . . .	30
4.3 Endommagement diffus et plasticité . . . . .	31
4.4 Fissuration transverse . . . . .	35
4.5 Comportement élastique de l'interface . . . . .	40
4.6 Délaminage . . . . .	40
4.7 Bilan . . . . .	43
5 Code de calcul dédié au mésomodèle d'endommagement des composites : Coffee . . . . .	44
5.1 Méthode de résolution du problème d'évolution non linéaire . . . . .	45
5.2 Traitement des lois de comportement des mésoconstituants . . . . .	45
5.3 Modifications apportées au code . . . . .	45

<b>II</b>	<b>Validation du mésomodèle</b>	<b>47</b>
<b>3</b>	<b>Validation</b>	<b>49</b>
1	Un nouveau regard sur la validation . . . . .	50
1.1	Critères de comparaison pour la validation . . . . .	50
1.2	Choix des indicateurs utilisés pour la comparaison essai/calcul	51
2	Utilisation des effets d'échelle pour la validation . . . . .	55
2.1	Les effets d'échelle dans les structures composites . . . . .	56
2.2	Application de ces effets d'échelle à la validation . . . . .	57
2.3	Choix des cas test . . . . .	58
<b>4</b>	<b>Étude de la traction sur plaques trouées</b>	<b>61</b>
1	Campagne expérimentale . . . . .	62
1.1	Essais utilisés pour la validation . . . . .	63
2	Identification des paramètres matériau et simulations numériques . .	65
2.1	Identification des paramètres matériau . . . . .	65
2.2	Simulations éléments finis . . . . .	67
3	Comparaison expérimental / simulations numériques . . . . .	68
3.1	Effet de l'épaisseur du pli . . . . .	68
3.2	Effet d'échelle dans le plan . . . . .	75
4	Conclusions sur le cas de la traction sur plaques trouées . . . . .	77
4.1	Validation générale du modèle . . . . .	77
4.2	Faiblesse du modèle mise en lumière . . . . .	78
4.3	Vers une étude plus fine des mécanismes . . . . .	78
<b>5</b>	<b>Sur l'étude de la fissuration transverse, du délaminage et de leur interaction</b>	<b>81</b>
1	Étude du couplage entre les comportements intra- et interlaminaires .	83
1.1	Impact de la prise en compte du couplage . . . . .	83
1.2	Analyse du modèle de couplage . . . . .	85
1.3	Comparaison des deux modèles de couplage . . . . .	89
1.4	Sur le couplage entre la fissuration et le délaminage . . . . .	92
2	Étude du comportement de la fissuration . . . . .	93
2.1	Étude de sensibilité au paramètre $\bar{h}$ . . . . .	93
2.2	Discussion sur la fissuration . . . . .	96
3	Initiation/propagation du délaminage . . . . .	96
3.1	Cas avec défaut numéro 1 . . . . .	97
3.2	Cas avec défaut numéro 2 . . . . .	99
3.3	Discussion sur l'initiation du délaminage . . . . .	99
4	Conclusion . . . . .	101

---

<b>6</b>	<b>Vers l'impact à basse vitesse : étude de l'indentation statique</b>	<b>103</b>
1	État de l'art sur l'impact basse vitesse . . . . .	105
1.1	Les différents types d'impact . . . . .	105
1.2	L'impact à basse vitesse . . . . .	106
2	Nouvelle campagne expérimentale . . . . .	111
2.1	Choix des cas test . . . . .	111
2.2	Réalisation de la campagne d'essais . . . . .	112
3	Résultats expérimentaux . . . . .	113
3.1	Étude des courbes effort / déplacement . . . . .	113
3.2	Évolution des dégradations au cours de l'indentation . . . . .	118
3.3	Conclusion . . . . .	124
4	Validation sur un des cas : le cas Fs . . . . .	125
4.1	Analyse de la première chute de charge . . . . .	125
4.2	Simulation du cas test avec Coffee . . . . .	127
4.3	Bilans des simulations . . . . .	130
5	Conclusion . . . . .	131
	<b>Conclusion</b>	<b>133</b>
	<b>Bibliographie</b>	<b>135</b>





# Notation

$a$	Coefficient de couplage pour la plasticité
$a_i$	Coefficient de couplage des comportements inter / intralaminaires
$b$	Coefficient de couplage pour l'endommagement diffus
$d, d', d_{23}$	Variables pour l'endommagement diffus
$\bar{d}_{22}, \bar{d}_{12}, \bar{d}_{23}$	Variables d'endommagement pour la fissuration transverse
$d_f$	Variable d'endommagement pour la rupture fibre
$d_I, d_{II}, d_{III}$	Variables d'endommagement pour le délaminage
$D$	Distance entre fissures dans le plan
$e_d$	Énergie de déformation du pli
$e_{d,int}$	Énergie de déformation de l'interface
$E_f$	Module d'Young d'une fibre
$E_m$	Module d'Young de la matrice
$E_i^0$	Module d'Young initial dans la direction $i$
$E_{INI}$	Module d'Young tangent initial dans la direction des fibres
$G_{ij}^0$	Module de cisaillement initial du pli dans le plan $i - j$
$G_I^c, G_{II}^c, G_{III}^c$	Taux de restitution d'énergie critique pour la fissuration de la matrice
$G_{I,int}^c, G_{II,int}^c, G_{III,int}^c$	Taux de restitution d'énergie critique pour le délaminage
$h$	Épaisseur d'un pli
$\bar{h}$	Épaisseur de transition du pli
$k$	Coefficient de couplage pour l'endommagement des fibres en compression
$K_i^0$	Module élastique initial de l'interface dans la direction $i$
$R_0$	Limite d'élasticité
$R(p)$	Loi d'écoulement plastique
$v_f$	Fraction volumique de fibre
$v_m$	Fraction volumique de matrice
$Y$	Force thermodynamique globale pour l'endommagement diffus
$\bar{Y}$	Valeur maximale de $Y$ à l'instant $t$
$Y_0$	Effort seuil pour l'initiation de l'endommagement diffus
$Y_{0,int}$	Effort seuil pour l'initiation du délaminage
$Y_c$	Effort limite pour l'endommagement diffus
$Y_{c,int}$	Effort limite pour le délaminage

$Y_d, Y_{d'}$	Composantes de la force thermodynamique pour l'endommagement diffus
$Y_{22}, Y_{12}, Y_{23}$	Composantes de la force thermodynamique pour la fissuration transverse
$Y_{d_f}$	Force thermodynamique pour la rupture fibre
$Y_{d_f}^t$	Effort limite pour la rupture fibre en traction
$Y_{d_f}^c$	Effort limite pour la rupture fibre en compression
$Y_{d_I}, Y_{d_{II}}, Y_{d_{III}}$	Composantes de la force thermodynamique pour le délaminage de l'interface
$Y_{int}$	Force thermodynamique globale pour le délaminage de l'interface
$\bar{Y}_{int}$	Valeur maximale de $Y_{int}$ à l'instant $t$
$\alpha_{\pm}$	Coefficient de non-linéarité élastique dans la direction des fibres
$\alpha_f$	Coefficient d'expansion thermique de la fibre
$\alpha_m$	Coefficient d'expansion thermique de la matrice
$\alpha_i$	Coefficient d'expansion thermique d'un pli dans la direction $i$
$\alpha_x$	Coefficient d'expansion thermique du stratifié dans la direction $x$
$\gamma_I, \gamma_{II}, \gamma_{III}$	Paramètres matériau pour la fissuration transverse
$\gamma_{II,int}, \gamma_{III,int}$	Paramètres matériau pour le délaminage de l'interface
$\varepsilon_{ij}$	Composantes du tenseur de déformation
$\theta$	Angle entre deux plis adjacents
$\nu_{ij}^0$	Coefficient de Poisson initial entre les directions $i$ et $j$ du pli
$\rho$	Densité de fissuration dans la matrice
$\bar{\rho}$	Densité de fissuration moyen entre deux plis adjacents
$\rho_s$	Densité de fissuration à saturation
$\sigma_{ij}$	Composantes du tenseur des contraintes
$[\bullet]^+$	Fonction d'Heaviside
$\langle \bullet \rangle_+ / \langle \bullet \rangle_-$	Partie positive / négative de l'argument
$\langle \langle \bullet \rangle \rangle$	Valeur moyenne dans l'épaisseur du pli

# Introduction

Ces cinquante dernières années, la proportion de composites stratifiés dans les aéronefs a été multipliée par dix. Ce changement de stratégie a très largement modifié les processus de conception et dimensionnement de ces structures. L'industrie aéronautique a aujourd'hui besoin d'outils numériques performants dédiés à ce type de matériau afin de limiter le nombre d'essais sur structures réelles au profit d'essais numériques beaucoup moins coûteux : le *virtual testing*. Cette constatation est à la base du programme de recherche Européen Maaximus (More Affordable Aircrafts through eXtended, Integrated and Mature nUmerical Sizing), dont l'objectif est de réviser le processus de conception des aéronefs en y intégrant les outils numériques et expérimentaux les plus performants dédiés au composite stratifié. En particulier, un certain nombre de tâches concernent le développement de modèles spécifiques au composite stratifié, leur implémentation dans des codes de calcul et la validation de l'outil final.

Pour répondre à ce besoin de modèles spécifiques, différentes approches ont été développées dans la littérature. Certaines se concentrent sur le comportement de chaque constituant du matériau (fibre/matrice) afin de comprendre leurs interactions et leurs influences sur le comportement global de la structure [Segurado et Llorca (2005), Li et Ghosh (2007)]. Toutefois, ces approches ne sont généralement pas intégrées au *virtual testing* car la taille des structures étudiées n'est pas adaptée. A l'opposé, certaines approches dites "macro" se basent sur des critères de rupture globaux à l'échelle de la structure [Tsai et Wu (1971), Hashin (1980)]. Ces méthodes, dans le cadre du *virtual testing* permettent de définir les zones "fragiles" de la structure mais sont souvent trop grossières pour prédire avec précision la rupture.

Le compromis entre ces approches est le concept de "mésomodèle". Ce terme désigne les modèles étudiant le matériau à une échelle intermédiaire, assez fine pour prendre en compte toutes les interactions entre les mécanismes de dégradation, et assez grossière pour ne pas engendrer des coûts de calculs faramineux [Ladevèze (2005), Hallett et al. (2007), Bouvet et al. (2009), Van der Meer et Sluys (2012)]. C'est dans ce cadre que le LMT Cachan développe depuis les années 80 le mésomodèle d'endommagement des stratifiés. Ce modèle a connu de nombreuses évolutions depuis sa création et un code de calcul dédié a été mis en place au laboratoire afin de réaliser des simulations sur des structures en composite. L'objectif de cette thèse, réalisée dans le cadre d'une des tâches du programme Maaximus, est la validation du modèle et de l'outil numérique associé.

Lors de travaux antérieurs, le modèle a déjà été testé sur un certain nombre de cas test [Allix et al. (1997), Lubineau et Ladevèze (2008)], montrant de bonnes capacités prédictives. Il est toutefois difficile de parler de validation car ces travaux restent assez su-

perficiels en terme de comparaison quantitative et ils s'intéressent généralement au début de l'endommagement sans aller jusqu'à l'étude du point de rupture. L'objectif ici est ainsi d'introduire un nouveau regard sur la validation, basé sur la comparaison quantitative d'indicateurs de l'état du matériau, précis et pertinents, du début du chargement jusqu'à la rupture complète de la structure.

En effet, les structures en stratifié présentent des modes de rupture complexes, découlant de l'évolution et de l'interaction de différents mécanismes de dégradation tels que la rupture des fibres, la fissuration transverse ou le délaminage. L'évolution, l'interaction et la compétition entre ces mécanismes dépendent de plusieurs paramètres tels que les dimensions caractéristiques de la structure, le chargement ou les accidents géométriques. La variation de l'un de ces paramètres peut favoriser un des mécanismes au détriment d'un autre et changer l'évolution de l'endommagement jusqu'à modifier le mode de rupture finale.

Partant de ce constat, il est légitime d'affirmer que si le modèle permet de prédire de manière fiable et précise l'évolution des mécanismes jusqu'à la rupture, dans des situations choisies où les rapports de force entre les mécanismes sont différents, alors il pourra prédire la rupture de la structure dans la quasi totalité des cas. La validation proposée dans ce travail est alors basée sur l'étude fine de l'évolution des dégradations au sein du matériau, via le suivi de l'évolution d'indicateurs relatifs à chaque mécanisme, dans des cas de chargement choisis.

Le choix de ces cas test à utiliser pour la comparaison s'est porté sur les effets d'échelle. En effet, ils permettent de mettre en exergue des évolutions de dégradation très différentes en jouant sur les dimensions de l'éprouvette – épaisseur de pli ou dimensions dans le plan – influents sur les mécanismes de dégradation.

Cette stratégie de validation permet de vérifier la représentativité du modèle vis-à-vis des caractéristiques des mécanismes d'endommagement, de leur évolution et de leurs interactions. Elle permet aussi d'être discriminante vis à vis des autres modèles : les modèles basiques, type critère de rupture (approche "macro"), ne permettent généralement pas de rendre compte des effets d'échelle.

Le premier cas test utilisé dans ce travail est issu de la littérature. Ce sont les travaux réalisés au laboratoire ACCIS de Bristol sur les effets d'échelles dans le cas de la traction sur plaques trouées. Ce cas test est intéressant car c'est un cas classique de l'industrie représentant les nombreux perçages présents dans les aéronefs. De plus, la campagne d'essai réalisée est très complète et met en exergue l'influence des dimensions de l'éprouvette sur son mode de rupture – d'une rupture dominée par la rupture fibre à celle dominée par le délaminage – ainsi que sur la tenue en rupture.

Des simulations numériques de ces essais ont été réalisées et une comparaison fine de l'évolution de l'endommagement a été effectuée. Elle a montré les capacités du modèle à prévoir les changements de mode de rupture et la variation des tenues mécaniques avec les dimensions de l'éprouvette. Toutefois, elle a aussi mis en lumière certaines limites du modèle et de l'outil numérique, principalement au niveau de la prédiction de la fissuration.

Dès lors, parce que ce cas test est très complet, il a été utilisé pour effectuer une étude plus approfondie du modèle et de l'outil numérique. Des améliorations ont ainsi été apportées au modèle afin de corriger ses points faibles. En particulier, une nouvelle

modélisation du couplage a été mis en place permettant d'améliorer la prédictivité du modèle sur l'évolution de la fissuration et du délaminage.

Une étude approfondie du mécanisme de fissuration transverse a ensuite été réalisée permettant de comprendre plus en détail ses caractéristiques et son influence sur le changement de mode de rupture. Enfin, les simulations numériques ont été utilisées pour étudier le développement du délaminage et en particulier le rôle de l'initiation.

Afin d'inclure dans la validation un cas test sous chargement hors plan, il a ensuite été décidé de travailler sur le cas de l'impact à basse vitesse. Comme pour le cas des plaques trouées, ce cas test est intéressant de par sa complexité au niveau des mécanismes d'endommagement mis en jeu et de par son importance dans le monde industriel. Aucun résultat expérimental complet sur des effets d'échelle pour les impacts basse vitesse n'étant disponible dans la littérature, une nouvelle campagne expérimentale a été réalisée.

Cette campagne a été construite dans le but de mettre en évidence des effets d'échelle, avec changement de comportement des mécanismes de dégradation. Les essais ont ensuite été réalisés en collaboration avec le laboratoire ACCIS de l'université de Bristol dans le cadre d'un séjour de trois mois que j'ai effectué dans leurs locaux.

Les essais ont mis en évidence une influence de l'épaisseur des plis et des dimensions de l'éprouvette sur les caractéristiques mécaniques de la plaque et sur l'évolution de l'endommagement. Ces effets d'échelles sont complexes et l'utilisation des simulations devient alors un outil à part entière pour comprendre tous les phénomènes mis en jeu lors des essais, comme la propagation instable du délaminage.

Ce mémoire, expliquant la démarche de validation ainsi que son application au mésomodèle du LMT sur deux cas test est composé de deux parties.

La première partie est consacrée au mésomodèle amélioré d'endommagement que l'on souhaite valider. Un premier chapitre rappelle les principales caractéristiques des composites stratifiés ainsi que les mécanismes d'endommagement conduisant à leur rupture. Les différents types de modèles disponibles dans la littérature sont ensuite présentés, afin d'expliquer les choix faits lors de la construction du mésomodèle d'endommagement du LMT. Un second chapitre est consacré à la description du modèle lui-même : ses équations caractéristiques, son processus d'identification et son implémentation dans un code de calcul.

La seconde partie est dédiée à la validation du modèle. Un premier chapitre revient sur la stratégie de validation et sur la pertinence de l'utilisation des effets d'échelles pour la validation des modèles matériau dédiés aux stratifiés. Les deux chapitres suivants sont consacrés à l'étude du cas de traction sur plaques trouées. Le premier traite de la validation en elle-même, avec comparaison des résultats numériques et expérimentaux. Dans le second, le cas test est utilisé pour l'amélioration du modèle sur ses points faibles et pour la compréhension de certains mécanismes critiques. Enfin, un dernier chapitre est consacré à la validation sur les impacts à basse vitesse. Après avoir mis en évidence le manque de données de la littérature sur les effets d'échelle dans ce cas, la construction et les résultats de la campagne d'essai réalisée lors de la thèse sont présentés. La validation complète n'étant pas encore finalisée, une dernière étude se concentre sur la simulation avec l'outil numérique d'une partie des essais réalisés.

Finalement, une conclusion quant à la pertinence du processus de validation et à son résultat sur le mésomodèle du LMT est proposée.

Première partie

Le mésomodèle d'endommagement  
amélioré





# Chapitre 1

## Les composites stratifiés

### Sommaire

---

<b>1</b>	<b>Les composites stratifiés . . . . .</b>	<b>8</b>
<b>2</b>	<b>Mécanismes d'endommagement des stratifiés . . . . .</b>	<b>8</b>
<b>3</b>	<b>Prédiction de la ruine d'une structure stratifiée . . . . .</b>	<b>10</b>
3.1	Les macromodèles . . . . .	11
3.2	Les micromodèles . . . . .	12
3.3	Les mésomodèles . . . . .	13

---

*Dans ce premier chapitre, les principales caractéristiques des composites stratifiés sont rappelées. Les mécanismes d'endommagement conduisant à la ruine des structures sont détaillés. Enfin, différentes approches présentes dans la littérature sont présentées.*

# 1 Les composites stratifiés

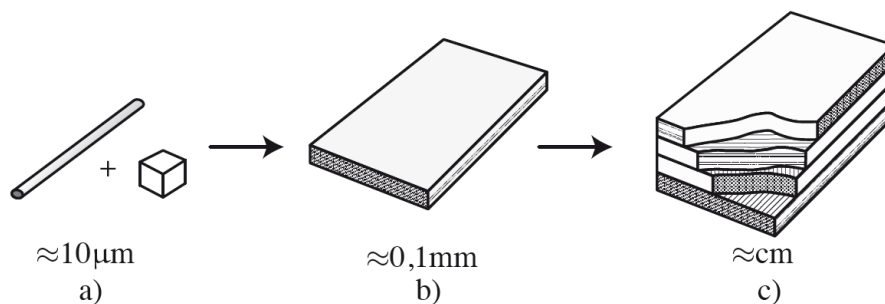
Un composite est un matériau composé de deux phases : le renfort et la matrice. Le renfort assure les propriétés mécaniques du matériau, la matrice assure la transmission des contraintes et garantit la géométrie de la pièce. Dans le cadre de l'étude réalisée, nous nous intéresserons aux composites à matrice organique renforcée de fibres longues. Les fibres utilisées ont un diamètre d'une dizaine de microns et sont en carbone ou en verre. Les matrices organiques étudiées sont soit thermodurcissables, soit thermoplastiques.

Les composites étudiés sont des composites stratifiés à base de plis unidirectionnels. Les fibres sont arrangées selon une direction privilégiée puis noyées dans la matrice pour former un pli unidirectionnel. L'orientation des fibres définit la direction de résistance privilégiée du pli. Ces plis sont ensuite empilés pour former un matériau stratifié (Figure 1.1). L'utilisation de plis orientés selon les directions principales du chargement permet de construire des matériaux adaptés aux efforts subis par la pièce.

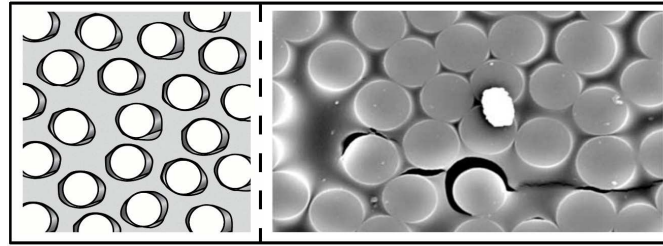
Cette structure particulière conduit à des matériaux dont les échelles caractéristiques sont très proches. En effet, ils sont composés de phases à petites échelles (échelle de la fibre  $\simeq 10 \mu\text{m}$ ), constituant des plis à une échelle supérieure ( $\simeq 100 \mu\text{m}$ ) formant un matériau pouvant être épais ( $\simeq 4 \text{ mm}$ ) utilisé dans une structure de taille industrielle ( $\simeq 1 \text{ m}$ ). Cette forte composante multi-échelle est un point clé de l'étude du matériau, pour la compréhension de ses dégradations et pour la construction d'un modèle matériau adapté au *virtual testing*.

## 2 Mécanismes d'endommagement des stratifiés

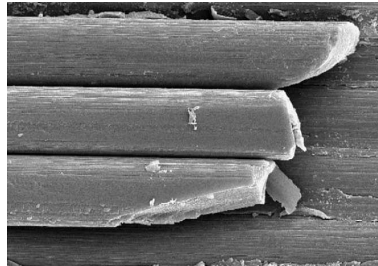
De nombreuses campagnes expérimentales ont été réalisées [Garrett et Bailey (1977), Bader et al. (1979), Bailey et Parvizi (1981)] pour caractériser les étapes de dégradation du matériau. Elles ont permis d'identifier six mécanismes de dégradations dont l'évolution et les interactions conduisent à la ruine complète de la structure. Parce que le matériau est multi-échelle, sa dégradation l'est aussi [Ladevèze (2005), Violeau et al. (2008)]. Les mécanismes de dégradation peuvent alors être classés en fonction de l'échelle à laquelle ils se développent.



**FIGURE 1.1:** Structure d'un composite stratifié : a) échelle de la fibre, b) échelle du pli, c) échelle de la structure.



a) Décohésion fibre matrice.



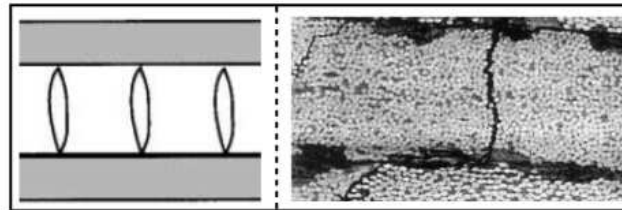
b) Rupture fibre.

**FIGURE 1.2:** Mécanismes d'endommagement à l'échelle de la fibre.

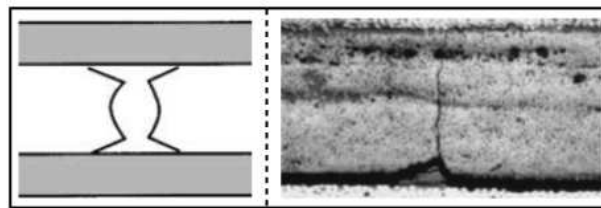
- A l'échelle de la fibre ( $\simeq 10 \mu\text{m}$ ), trois mécanismes sont observés :
  - la dégradation diffuse dans les plis : elle est associée à la décohésion entre les fibres et la matrice, à l'apparition de fissures dans la matrice à l'échelle de la fibre (Figure 1.2 a), et à la dissipation d'énergie par frottement ;
  - la dégradation diffuse de l'interface (microdélaminage) : elle correspond à l'apparition de microfissures dans la zone riche en résine entre deux plis ;
  - la rupture sens fibre : elle conduit généralement à la ruine complète du matériau (Figure 1.2 b).
- A l'échelle du pli ( $\simeq 100 \mu\text{m}$ ), deux mécanismes sont observés :
  - la fissuration transverse : elle correspond à la création de fissures dans le pli par la percolation à l'échelle supérieure de la dégradation diffuse (Figure 1.3 a). Ces fissures s'étendent sur toute l'épaisseur du pli et sont parallèles aux fibres ;
  - le délaminage local : il correspond à la dégradation de la zone entre deux plis à cause des surcontraintes locales en pointe des fissures qui se sont développées dans le pli (Figure 1.3 b).

Généralement, ces mécanismes se développent de manière hiérarchisée : même si leur vitesse de propagation ou leur interdépendance sont très guidées par la microstructure, l'ordre et la localisation de leur apparition reste sensiblement les mêmes pour une large gamme de matériaux et de chargements (Figure 1.4).

- Lors de la fabrication de la pièce, des contraintes résiduelles dues au changement de température peuvent entraîner de l'endommagement diffus dans les plis (pouvant aller jusqu'à la création de fissures).
- Pendant la phase de chargement, l'endommagement diffus continue à se développer



a) Fissuration transverse.



b) Délaminage local engendré par la fissuration transverse.

**FIGURE 1.3:** Mécanismes d'endommagement à l'échelle du pli.

par les sollicitations transverses et de cisaillement.

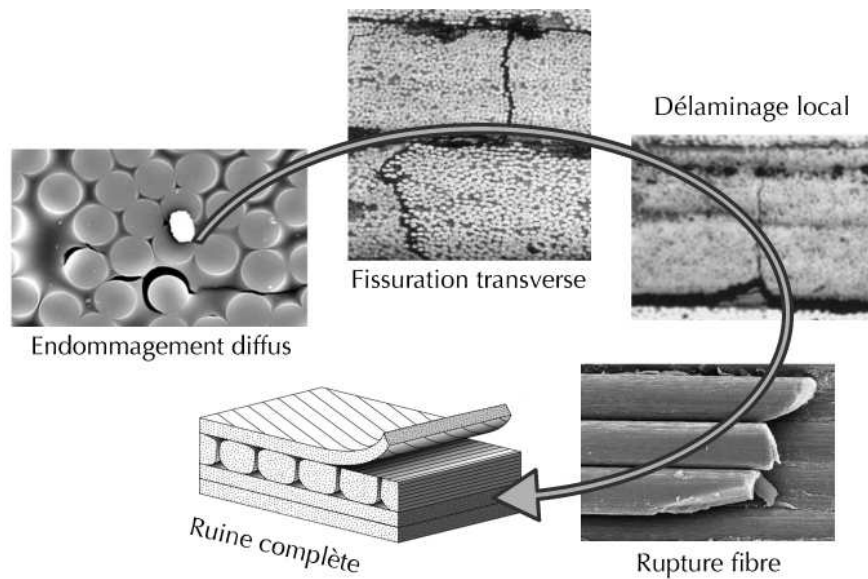
- Lorsque le chargement s'intensifie, la densité d'endommagement diffus augmente, commence alors la percolation des microfissures de la matrice, aboutissant à la fissuration transverse. Ces fissures entraînent l'apparition du délaminage localisé. Ces deux mécanismes sont alors en compétition jusqu'à atteindre la saturation de densité de fissures dans les plis.
- Toutes ces dégradations du matériau conduisent enfin à une redistribution des contraintes dans les plis : le délaminage empêchant la transmission des efforts entre les plis, la charge ne sera plus supportée que par certains d'entre eux conduisant à leur surcharge et à la rupture des fibres. C'est généralement à ce moment là que le matériau est considéré comme complètement détruit.

Cette évolution des mécanismes d'endommagement, leurs caractéristiques et interactions sont bien connues. Cependant, le mode de rupture est très dépendant des caractéristiques du matériau (épaisseur des plis, type de matrice ...) et de celles de la structure (présence d'accidents géométriques, reprise de plis ...). Il est donc nécessaire d'avoir une bonne compréhension des mécanismes et de leurs caractéristiques afin de les intégrer dans un modèle qui aura les capacités prédictives nécessaires au *virtual testing*.

### 3 Prédiction de la ruine d'une structure stratifiée

Afin de prédire la ruine d'une structure en composite stratifié, différentes approches ont été développées. Dans la suite, l'idée n'est pas d'en faire une bibliographie exhaustive mais de présenter les différentes stratégies possibles, leurs avantages et inconvénients dans le cadre du *virtual testing* industriel. Dans cette optique, les approches seront présentées en trois catégories selon l'échelle à laquelle elles traitent le matériau :

*Un mésomodèle d'endommagement des composites stratifiés pour le virtual testing*



**FIGURE 1.4:** Évolution de l'endommagement dans les composites stratifiés jusqu'à la ruine complète.

- les approches dites macro qui étudient le stratifié à l'échelle de la structure ;
- les approches dites micro qui étudient le stratifié à l'échelle de la microstructure ;
- les approches intermédiaires, dites méso, qui se placent à l'échelle du pli.

### 3.1 Les macromodèles

Ces modèles traitent le matériau à une échelle grande devant celle du pli. Les dimensions de la structure étant grandes devant l'épaisseur du stratifié, l'idée est alors de se ramener à un problème 2D en adaptant les théories classiques de type plaque ou coque à ce type de matériau.

Généralement, un calcul de structure avec ces modèles se déroule en deux étapes principales :

- étape 1 : un calcul global de la structure complète basé sur une théorie type plaque et la reconstruction des champs de contraintes locaux ;
- étape 2 : l'utilisation de critères de rupture sur ces champs de contraintes locaux pour prédire l'apparition ou l'évolution des dégradations.

Les théories utilisées pour le calcul global de l'étape 1, comme pour une théorie plaque classique, se basent sur une définition a priori de la forme du champ de déplacement dans l'épaisseur de la plaque (ou du pli) et utilisent des lois de comportement anisotropes pour tenir compte de l'orientation des différents plis. Afin de conserver les avantages du calcul bidimensionnel, ces champs de déplacement a priori sont généralement assez simples. Ils seront donc mis en défaut dans les cas où des singularités apparaissent dans les champs de déplacements comme pour les effets de bord ou dans le voisinage d'accidents géométriques (trous, reprise de plis ...) qui sont pourtant facteurs de dégradation du matériau.

Ils existent de nombreux critères de rupture utilisés dans l'étape 2 pour prévoir l'évolution des dégradations [Orifici et al. (2008)]. Ils peuvent se regrouper en trois familles : les critères de déformations ou contraintes maximales, des critères basés sur des fonctions de contraintes permettant de prendre en compte les interactions entre les modes de rupture, et les critères plus phénoménologiques considérant séparément la rupture des fibres et celle de la matrice.

Les critères de déformations ou contraintes maximales consistent à déterminer, pour un matériau donné, les contraintes (ou déformations) à rupture en traction et compression d'un pli unidirectionnel dans les trois directions du matériau puis de comparer ces valeurs avec les contraintes (ou déformations) locales calculées pour définir le point de rupture. Toutefois, ce type de critère ne prend pas en compte les interactions entre les différents modes de rupture et peut ainsi conduire à une surestimation de la tenue de la structure.

Le second type de critère est comparable au critère de Von-Mises pour les matériaux métalliques. Il permet de prendre en compte les interactions entre les modes de rupture. L'enveloppe de rupture est définie par une combinaison linéaire des contraintes locales dans le matériau, dont les coefficients sont des paramètres matériau identifiés à partir des contraintes à rupture. Parmi les plus couramment utilisés, il y a le critère de Tsai-Wu [Tsai et Wu (1971)], extrapolation du critère de Tsai-Hill permettant de prendre en compte la dissymétrie du comportement en traction et en compression.

Le dernier groupe de critères rassemble les multi-critères, type critère de Hashin [Hashin (1980)]. Ils se basent généralement sur la décomposition de la rupture du composite en différents modes : la rupture de la fibre en traction, en compression, la rupture de la matrice en traction/compression sur des plans parallèles à l'axe des fibres... L'avantage de ce type de critère est de mettre en évidence les modes de rupture.

Il existe ainsi une grande diversité d'outils pouvant être utilisés pour un macromodèle. La difficulté principale est alors de choisir des champs de déplacement et des critères de rupture suffisamment simples pour conserver l'avantage de la bidimensionnalité du problème mais assez complexes pour prédire de manière fiable la rupture. Toutefois, ces modèles ne reposant pas sur la physique des mécanismes de dégradation, ils ne permettent pas de prévoir avec une grande précision les effets des dégradations sur l'état local du matériau. En effet, les critères de rupture utilisés sont des critères binaires : si le critère est vérifié, alors le pli est complètement cassé, il ne reprend plus aucun effort, ce qui ne reflète pas ce qui est observé dans la réalité.

Ainsi, ils sont généralement utilisés pour réaliser des calculs préliminaires et identifier les points fragiles de la structure. Par exemple, la tolérance au dommage dans l'industrie est basée sur le calcul des déformations moyennes dans le matériau et l'utilisation d'abaques pour prévoir la rupture d'une structure.

## 3.2 Les micromodèles

Les micromodèles étudient le composite stratifié à l'échelle de la microstructure. Les mécanismes de dégradations peuvent alors être modélisés de manière discrète. Cette échelle est principalement utilisée pour deux types d'étude : des études à très petite échelle des mécanismes de dégradation à des fins de compréhension, et des études d'homogénéisation afin de construire des modèles à l'échelle supérieure.

Le premier type d'étude est utilisé pour décrire et comprendre les mécanismes de dégradation et leur influence sur le comportement de la structure. Les mécanismes les plus étudiés dans ce cadre sont la décohésion fibre/matrice [Caporale et al. (2006), Li et Ghosh (2007), Segurado et Llorca (2005)] (avec étude de l'influence des composants – fibre et/ou matrice – sur la tenue de l'interface) et la fissuration transverse [Nairn et al. (1993), J.A. Nairn (1994), Boniface et al. (1997)]. En effet, ces mécanismes sont caractérisés par des surfaces de rupture identifiables à l'échelle du pli et peuvent ainsi être modélisés grâce à la mécanique de la rupture. Ces études définissent des modèles utiles à la compréhension mais ne permettent pas de réaliser des calculs à l'échelle de structures industrielles à cause des coûts de calculs énormes qu'elles engendrent.

Au LMT, un modèle appelé "micro-hybride" a été construit sur ce principe afin d'étudier le matériau et ses dégradations à l'échelle de la microstructure [Ladevèze et al. (2006b)]. Ce modèle permet de décrire précisément l'évolution des dégradations dans le matériau. Cependant, même avec des outils numériques performants, son utilisation est limitée à des éprouvettes de quelques millimètres carré [Violeau et al. (2008)].

L'idée est alors d'homogénéiser ces comportements à très petites échelles pour en extraire des modèles moins coûteux numériquement mais comportant toute la physique des dégradations. Ce type d'étude tend à construire des modèles à l'échelle du pli, voire de la structure, à partir de l'homogénéisation du comportement d'un Volume Élémentaire Représentatif (VER). Le choix de ce VER détermine le type de modèle obtenu.

Le VER peut être défini à l'échelle de la fibre [Constanzo et al. (1996), Murari et Upadhyay (2012)]. La cellule est alors constituée des deux composants : la fibre et la matrice (Figure 1.5). Le problème de ce type d'homogénéisation est qu'elle ne prend en compte que les mécanismes décrits à l'échelle fibre/matrice et ne voit pas ceux se développant à l'échelle supérieure ni les interactions entre eux.

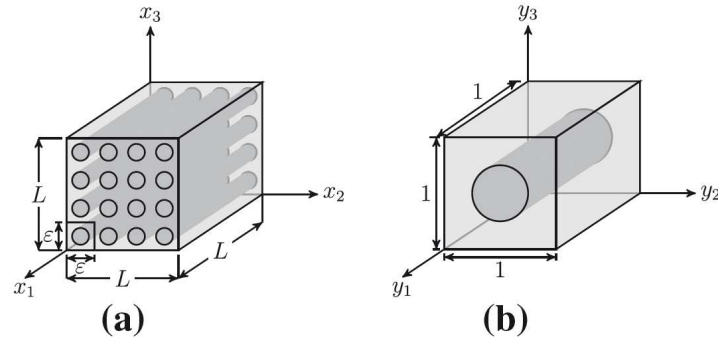
Le VER peut sinon être défini à l'échelle de la fissure transverse. Dans [Ladevèze et Lubineau (2001), Ladevèze et al. (2006a), Ladevèze et al. (2006b)] les auteurs définissent un pont entre ce qu'ils appellent l'échelle micro (échelle de la microstructure) et l'échelle méso (échelle du pli). Ce type de pont permet de définir des modèles numériques basés sur la physique des mécanismes mais moins coûteux numériquement, ce qui permet de faire des calculs prédictifs à l'échelle d'une éprouvette d'essai (quelques centimètres).

Les micromodèles sont ainsi utilisés à des fins de compréhension de la physique des mécanismes de dégradation. Les techniques d'homogénéisation permettent d'en extraire des modèles numériques "réduits" utilisés pour des calculs prédictifs. Toutefois, ce type de calcul peut être très coûteux numériquement et comporter quelques lacunes dans le traitement des interactions entre les mécanismes. L'étape suivante est donc de définir des modèles à l'échelle méso, compromis entre les coûts de calculs et la précision de description de la physique des dégradations.

### 3.3 Les mésomodèles

Les mésomodèles étudient les composites stratifiés à l'échelle du pli. Généralement, ces modèles font l'hypothèse que tout stratifié peut être modélisé par un empilement de deux constituants : le pli et l'interface. Le pli représente un ou plusieurs plis unidirectionnels de même direction au travers d'un volume de matériau homogénéisé. L'interface représente la





**FIGURE 1.5:** a) matériau hétérogène à l'échelle supérieure avec la définition des longueurs caractéristiques :  $L$  caractéristique de l'échelle supérieure et  $\varepsilon$  associée à la période de la microstructure ; b) le Volume Élémentaire Représentatif pour la microstructure [Murari et Upadhyay (2012)].

région riche en résine que l'on trouve entre deux plis de direction différente par une entité 2D ou 3D.

Les mécanismes de dégradation sont introduits dans les modèles des constituants selon l'échelle à laquelle ils se développent. Du fait que l'on se place à l'échelle du pli, les mécanismes d'endommagement diffus (échelle de la fibre) sont considérés comme localement homogènes et décrits par la mécanique de l'endommagement des milieux continus. Le délaminage est pris en compte par l'utilisation d'éléments cohésifs pour modéliser les interfaces.

Pour le traitement de la fissuration transverse, il existe deux écoles dans la littérature : celle traitant les fissures de manière continue, celle les traitant de manière discrète.

La première famille de mésomodèles traite la fissuration transverse par la mécanique des milieux continus [Ladevèze et Le Dantec (1992), Ladevèze (2005)]. Le comportement du constituant pli est alors une homogénéisation du comportement d'un pli fissuré décrit à l'échelle micro. Ils impliquent un traitement numérique plus aisé et un développement de la fissuration indépendante du maillage. Par contre l'introduction du couplage pli/interface est plus délicate.

Le mésomodèle d'endommagement pour les stratifiés utilisé au LMT Cachan [Ladevèze et Lubineau (2001), Ladevèze (2005)] et dont il est question dans cette étude fait partie de cette catégorie de modèles. Son développement, depuis une trentaine d'années, a permis de corriger un certain nombre de défauts inhérents à ce type de modèle, en particulier au niveau du couplage entre la fissuration transverse dans le pli et le délaminage dans l'interface.

Pour la seconde école, les modèles traitent également le comportement des plis de manière continue mais introduisent des fissures décrites de manière discrète dans les zones où elles sont susceptibles d'apparaître en utilisant des éléments cohésifs [Hallett et al. (2007)]. Cette technique permet de prendre en compte automatiquement le couplage entre la fissuration et le délaminage dans les interfaces. De plus, le fait d'introduire a priori les éléments cohésifs décrivant les fissures permet d'assurer la bonne direction de propagation

et de représenter fidèlement les macros fissures de type "splitting". Toutefois, cette méthode oblige à introduire "a priori" les fissures dans les plis et donc à connaître par avance les zones où la fissuration va apparaître.

Afin de s'affranchir de cette connaissance a priori, une solution consiste à permettre l'ouverture de fissures sur toutes les frontières des éléments constituant le maillage [Bouvet et al. (2009), Trovalet (2010)]. Toutefois, cette méthode est coûteuse en temps de calcul et surtout, elle rend le développement des fissures dépendant du maillage.

Dernièrement, des techniques de type "noeuds fantômes" ont été mises en place pour éliminer les problèmes de dépendance au maillage et d'introduction "a priori des fissures" [Van der Meer et Sluys (2012)].



## Chapitre 2

# Le mésomodèle d'endommagement

### Sommaire

---

<b>1</b>	<b>Modèle du pli . . . . .</b>	<b>18</b>
<b>2</b>	<b>Modèle de l'interface . . . . .</b>	<b>26</b>
<b>3</b>	<b>Introduction de l'effet retard . . . . .</b>	<b>28</b>
<b>4</b>	<b>Identification des paramètres du mésomodèle . . . . .</b>	<b>29</b>
4.1	Comportement élastique du pli . . . . .	30
4.2	Comportement sens fibre . . . . .	30
4.3	Endommagement diffus et plasticité . . . . .	31
4.4	Fissuration transverse . . . . .	35
4.5	Comportement élastique de l'interface . . . . .	40
4.6	Délaminage . . . . .	40
4.7	Bilan . . . . .	43
<b>5</b>	<b>Code de calcul dédié au mésomodèle d'endommagement des composites : Coffee . . . . .</b>	<b>44</b>
5.1	Méthode de résolution du problème d'évolution non linéaire .	45
5.2	Traitement des lois de comportement des mésoconstituants .	45
5.3	Modifications apportées au code . . . . .	45

---

*Dans ce chapitre, la dernière version du mésomodèle d'endommagement des composites stratifiés est présentée : les principales hypothèses sont rappelées et les équations régissant le comportement des différents mésoconstituants sont données. Ensuite, un protocole d'identification pour chaque paramètre matériau introduit dans le modèle est proposé. Finalement, le code de calcul dédié au modèle et développé au LMT est présenté.*

Le mésomodèle d'endommagement des stratifiés a été élaboré afin de prédire l'évolution du comportement de n'importe quel stratifié jusqu'à rupture, dans le cadre de la simulation de structure à l'échelle du coupon (éprouvette d'une dizaine de centimètres). Pour cela, le matériau est étudié à l'échelle du pli et tout stratifié est considéré comme un empilement de deux constituants de base : le pli et l'interface (voir Figure 2.1). Le modèle de comportement utilisé pour chaque mésoconstituant est basé sur la mécanique des milieux continus.

La présentation du modèle commence par la description des modèles associés à chaque mésoconstituant : pli et interface ; puis la procédure d'identification des paramètres introduits dans ces modèles est explicitée ; enfin, le code de calcul associé au modèle et développé au LMT est présenté.

## 1 Modèle du pli

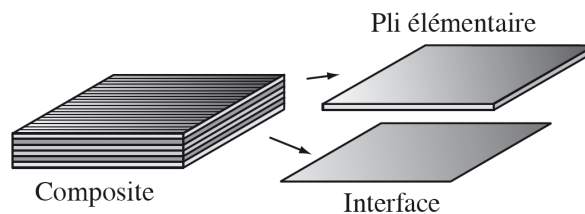
Le mésoconstituant pli est modélisé par une entité volumique. Cette entité peut représenter un ou plusieurs plis unidirectionnels : deux plis adjacents ayant la même orientation de fibres sont décrits par une seule entité volumique ayant une épaisseur double. Un repère orthonormé est attaché au volume : la composante 1 correspond à la direction des fibres, la composante 2 à la direction transverse dans le plan du pli, la composante 3 à la direction hors plan (Figure 2.2).

Le comportement du pli est décrit par un modèle de matériau orthotrope dans lequel sont introduits de l'endommagement (pour prendre en compte les pertes de rigidité dues aux mécanismes de dégradation), de l'inélasticité et une non linéarité élastique. Une hypothèse clé consiste à considérer que, dans un pli, l'état d'endommagement et de plasticité est constant sur toute l'épaisseur. Par contre, cet état peut varier d'un pli à l'autre dans l'épaisseur du stratifié.

### Comportement endommageable

Les mécanismes de dégradation touchant le pli sont introduits dans le modèle du mésoconstituant en utilisant la mécanique de l'endommagement. Afin de les traiter de manière séparée, des variables d'endommagement propres à chacun sont utilisées :

- $d$ ,  $d'$  et  $d_{23}$  pour représenter l'endommagement diffus de la matrice ;
- $\bar{d}_{12}$ ,  $\bar{d}_{22}$  et  $\bar{d}_{23}$  pour la fissuration transverse ;



**FIGURE 2.1:** Décomposition d'un stratifié en deux mésoconstituants.

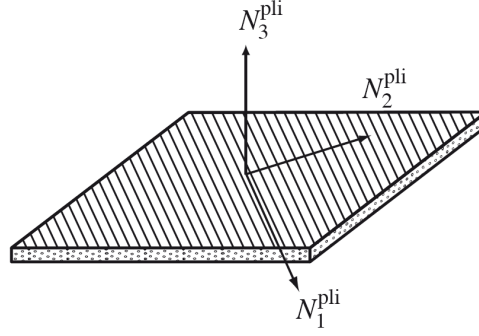


FIGURE 2.2: Repère local du pli.

◦  $d_f$  pour la rupture des fibres.

Ces variables sont ensuite introduites dans la loi de comportement du pli afin de représenter les effets de l'évolution des mécanismes de dégradation. L'énergie de déformation du pli s'écrit alors sous la forme :

$$2e_d = \begin{bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \end{bmatrix}^T \begin{bmatrix} \frac{1}{E_1^0(1-d_f)} & -\frac{\nu_{12}^0}{E_1^0} & -\frac{\nu_{13}^0}{E_1^0} \\ -\frac{\nu_{12}^0}{E_1^0} & \frac{1}{E_2^0(1-[\sigma_{22}]^+ \bar{d}_{22})(1-[\sigma_{22}]^+ d')} & -\frac{\nu_{23}^0}{E_2^0(1-[\sigma_{22}]^+ \bar{d}_{22})} \\ -\frac{\nu_{13}^0}{E_1^0} & -\frac{\nu_{23}^0}{E_2^0(1-[\sigma_{22}]^+ \bar{d}_{22})} & \frac{1}{E_3^0(1-[\sigma_{33}]^+ d')} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \end{bmatrix} + \frac{\sigma_{12}^2}{G_{12}^0(1-\bar{d}_{12})(1-d)} + \frac{\sigma_{13}^2}{G_{13}^0(1-d)} + \frac{\sigma_{23}^2}{G_{23}^0(1-\bar{d}_{23})(1-d_{23})}. \quad (2.1)$$

où le symbole  $[\bullet]^+$  désigne la fonction de Heaviside, utilisée pour introduire le caractère unilatéral de l'endommagement.

Pour chaque mécanisme d'endommagement, des lois d'évolutions sont définies à partir des observations expérimentales. Leur écriture est basée sur la définition de forces thermodynamiques à partir des variables d'endommagement  $d_n$  :

$$Y_{d_n} = \frac{\partial \langle \langle e_d \rangle \rangle}{\partial d_n}, \quad (2.2)$$

où  $\langle \langle \bullet \rangle \rangle$  représente la valeur moyenne sur l'épaisseur du pli  $h_{pli}$ .

### Endommagement diffus

L'endommagement diffus se développe à une échelle très petite devant celle du pli, il est traité de manière continue.

L'expérience montre que ce mécanisme est progressif et principalement basé sur la décohésion fibre/matrice (Figure 2.3). La morphologie de cette dégradation impose dans le modèle un couplage entre le comportement en cisaillement plan et celui en traction transverse. Dans le modèle, les évolutions des variables  $d$ ,  $d'$  et  $d_{23}$  sont liées et pilotées



FIGURE 2.3: Décohésion fibre/matrice [Sjörögen et Berglung (2000)].

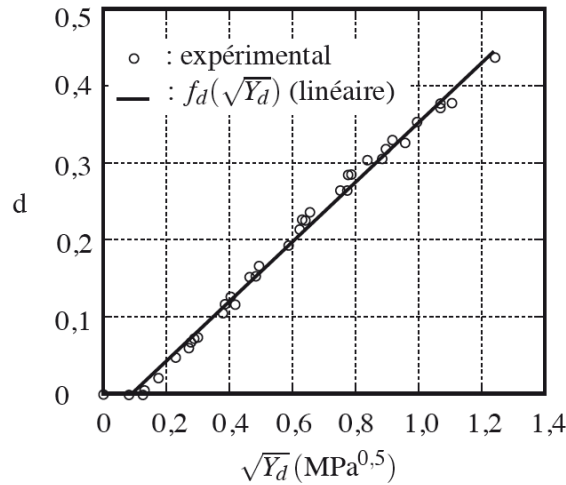


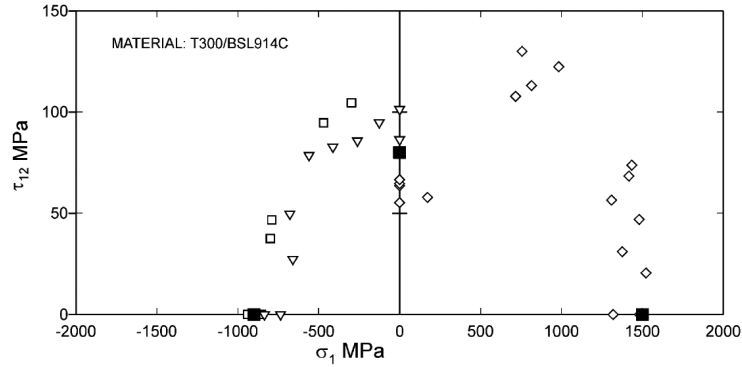
FIGURE 2.4: Endommagement en cisaillement du matériau M55J/M18 et fonction  $\sqrt{Y_d} \rightarrow f_d(\sqrt{Y_d})$  [Ladevèze et al. (2000)].

par une combinaison des chargements en cisaillement plan et en traction transverse. Ce couplage est modélisé par l'introduction de deux paramètres de couplages  $b$  et  $b_d$  (équation 2.3).

De plus, cette décohésion fibre/matrice est un phénomène ne modifiant pas les propriétés du matériau dans la direction des fibres. Un pli ne comportant que de l'endommagement diffus est donc supposé avoir un comportement isotrope transverse par rapport à cette direction (équation 2.5).

Enfin, une limitation de l'endommagement diffus est observée : à partir d'un certain point, les zones de décohésion fibre/matrice coalescent en fissures traversant toute l'épaisseur du pli. L'endommagement diffus arrête de se développer et la fissuration transverse s'initie. Ce phénomène est modélisé par la définition d'une valeur limite pour la variable d'endommagement  $d_s$ .

Finalement, toutes ces observations expérimentales sont introduites dans le modèle par



**FIGURE 2.5:** Contraintes à rupture pour un unidirectionnel à 0° en T300/BSL914C sous chargement combiné de traction/compression et cisaillement [Soden et al. (2002)].

les relations suivantes :

$$Y = Y_d + bY_{d'} \quad (2.3)$$

$$w = \frac{\langle \sqrt{Y} - \sqrt{Y_0} \rangle_+}{\sqrt{Y_c} - \sqrt{Y_0}} \quad \text{et} \quad d = \begin{cases} \sup_{\tau \leq t}(w) & \text{si } w < d_s, \\ d_s & \text{sinon} \end{cases} \quad (2.4)$$

$$\begin{cases} d' = b_d d \\ d_{23} = \frac{d'}{1 + \nu_{23}^0} \end{cases} \quad (2.5)$$

avec  $Y_0$ ,  $Y_c$ ,  $b$  et  $b_d$  des paramètres matériau.

## Endommagement des fibres

L'endommagement des fibres se développe à une échelle très petite devant celle du pli, il est traité de manière homogénéisée.

Les observations expérimentales montrent que la rupture des fibres est un phénomène fragile. En traction, elle ne dépend que du chargement en traction. En compression, le mécanisme d'endommagement sens fibre est associé au développement de bandes de cisaillement (kinking) et dépend donc de l'état d'endommagement de la matrice (Figure 2.5). Ce phénomène est pris en compte dans le modèle de manière phénoménologique, par une dépendance de la variable associée à la rupture fibre à la contrainte en cisaillement. En pratique, cela revient à l'introduction d'un paramètre de couplage  $k$  dans la loi de comportement.



Ces observations se traduisent dans le modèle par la loi d'évolution suivante :

$$w = \begin{cases} \frac{Y_{d_f}}{Y_{d_f}^t} & \text{si } \sigma_{11} > 0 \text{ traction ,} \\ \frac{Y_{d_f}}{Y_{d_f}^c} + k \frac{Y_d}{Y_C^c} & \text{si } \sigma_{11} < 0 \text{ compression} \end{cases} \quad (2.6)$$

$$\text{et } d_f = \begin{cases} 1 & \text{si } \sup_{\tau \leq t}(w) \geq 1 \\ 0 & \text{si } \sup_{\tau \leq t}(w) < 1 \end{cases} \quad (2.7)$$

où  $Y_{d_f}^t$  et  $Y_{d_f}^c$  sont les seuils de rupture en traction et en compression.

*Remarque* : des travaux sur la modélisation fine des mécanismes de dégradation sens fibre en compression ont été récemment menés au laboratoire [Feld et al. (2011), Feld et al. (2012)]. Ils devraient être introduit dans le modèle et le code de calcul prochainement.

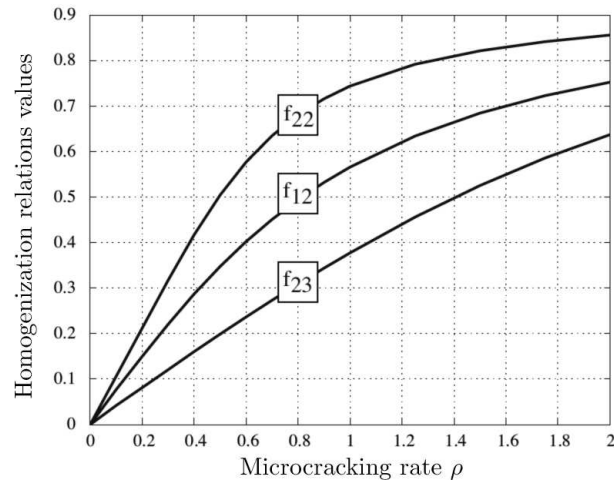
### Fissuration transverse

Dans la version originale du mésomodèle d'endommagement des composites, la fissuration transverse était introduite par les mêmes variables d'endommagement que l'endommagement diffus ( $d$  et  $d'$ ) via un seuil. Toutefois, ce choix de modélisation ne permettait pas d'isoler le comportement de la fissuration et donc d'introduire ses interactions avec les autres mécanismes. Ainsi, dans [Ladevèze et Lubineau (2001), Ladevèze et Lubineau (2002), Ladevèze et Lubineau (2003b)], les auteurs introduisent trois nouvelles variables d'endommagement pour décrire la fissuration transverse :  $\bar{d}_{12}$ ,  $\bar{d}_{22}$  et  $\bar{d}_{23}$ .

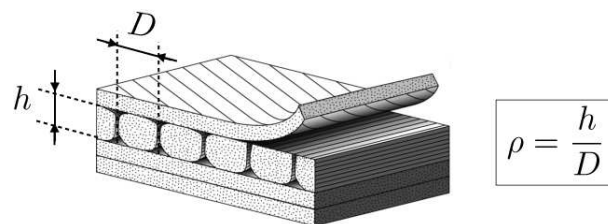
Afin de mieux décrire la physique du mécanisme de fissuration, les lois d'évolution de ces trois variables sont basées sur un pont entre la micromécanique et l'échelle méso :

- les lois d'évolution de la fissuration sont écrites sur une variable micro : le taux de microfissuration  $\rho$  (Figure 2.7), défini à partir de l'hypothèse communément faite que la répartition des fissures dans un pli est localement périodique ;
- les variables d'endommagement à l'échelle méso sont ensuite calculées au moyen de trois fonctions issues d'un processus d'homogénéisation ( $f_{22}(\rho)$ ,  $f_{12}(\rho)$  et  $f_{23}(\rho)$ ) représentées pour un cas particulier sur la Figure 2.18). Ce processus consiste à déterminer point à point, la variable d'endommagement à l'échelle méso équivalente à une densité de fissuration à l'échelle micro. Pour cela, l'énergie associée à un volume de matériau comprenant une densité de microfissuration  $\rho$  est déterminée à l'échelle micro par calcul éléments finis. La valeur de la variable d'endommagement, associée au même volume de matériau calculé à l'échelle méso, est ensuite recalée afin de respecter l'équivalence énergétique entre les deux échelles [Ladevèze et Lubineau (2001)].

Outre le fait de profondément ancrer la modélisation dans la physique des mécanismes, l'utilisation de cette variable micro permet de corriger un des principaux défauts des méthodes continues pour la modélisation de la fissuration transverse : la mauvaise représentation de la direction des fissures [Van der Meer et Sluys (2009)]. En effet, la morphologie des fissures (parallèle aux fibres) est directement intégrée dans la définition de  $\rho$ .



**FIGURE 2.6:** Fonctions d'homogénéisation obtenues numériquement pour un carbone/epoxy [Lubineau (2010)].



**FIGURE 2.7:** Morphologie de la fissuration dans les plis et définition du taux de microfissuration adimensionnée  $\rho$ .

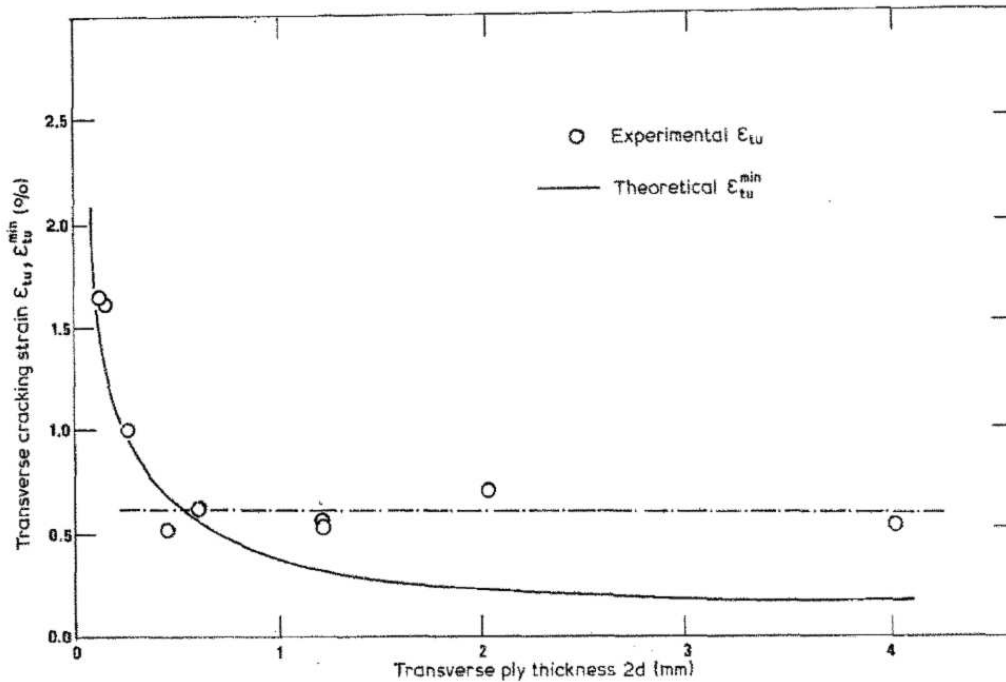


FIGURE 2.8: Évolution de la déformation à l'initiation de la fissuration en fonction de l'épaisseur du bloc de pli à  $90^\circ$  [Parvizi et al. (1978)].

Les lois d'évolution de la fissuration sont écrites en se basant sur les observations expérimentales. Celles-ci montrent qu'une fissure se forme en deux temps : l'initiation puis la propagation. L'initiation est généralement due à un processus de percolation de l'endommagement diffus conduisant à la formation d'une fissure traversant l'épaisseur du pli perpendiculairement au plan du pli. La propagation se fait ensuite parallèlement aux fibres.

La cinétique de ces deux phases dépend de la géométrie du pli. Dans un pli fin, l'initiation et la propagation de la fissure sont deux étapes distinctes de sa formation. Une fissure peut s'initier sans se propager ensuite dans le pli. La création d'une fissure visible traversant le pli nécessite alors une certaine quantité d'énergie. Dans un pli épais, l'initiation et la propagation d'une fissure sont simultanées : si une fissure est initiée, elle va forcément se propager. La création d'une fissure nécessite donc moins d'énergie. Cette différence de comportement est due à l'effet contraignant des plis adjacents [Parvizi et al. (1978), Boniface et al. (1997)] plus fort dans le cas des plis fins que dans celui des plis épais (Figure 2.8).

Dans le modèle, cette différence de comportement en propagation des fissures est introduite par l'utilisation de deux critères différents pour la loi d'évolution de  $\rho$  selon l'épaisseur du pli  $h$ . Dans les plis fins, la propagation est gouvernée par un critère énergétique mixte classique de la mécanique de la rupture, dans les plis épais elle est gouvernée par un critère en contrainte [Lubineau et Ladevèze (2008)]. Une épaisseur de transition  $\bar{h}$  est introduite pour passer d'un comportement à l'autre.

Expérimentalement, un phénomène de saturation de la fissuration est aussi observé : lorsque le taux de microfissuration dans le pli atteint un certain seuil, la propagation des fissures cesse et d'autres mécanismes d'endommagement, comme le délaminage, prennent le contrôle du comportement du composite. Cette saturation est modélisée par l'introduction d'une valeur limite  $\rho_s$  dans la loi d'évolution de  $\rho$ .

Finalement, ces observations se traduisent dans le modèle par les relations suivantes :

- si  $\rho \leq \rho_s$

$$\rho = \sup_{\tau \leq t} \left[ \mathcal{G} \left\{ ((\gamma_I \bar{Y}_{22})^\alpha + (\gamma_{II} \bar{Y}_{12})^\alpha + (\gamma_{III} \bar{Y}_{23})^\alpha)^{\frac{1}{\alpha}} \right\} \right] \quad (2.8)$$

avec

$$\mathcal{G} : x \rightarrow \left( \frac{\partial f_{22}}{\partial \rho} \right)^{-1} \left( \frac{1}{x} \right), \quad \gamma_I = \frac{1}{G_I^c}, \quad \gamma_{II} = \frac{\frac{\partial f_{12}}{\partial \rho}}{\frac{\partial f_{22}}{\partial \rho} G_{II}^c}, \quad \gamma_{III} = \frac{\frac{\partial f_{23}}{\partial \rho}}{\frac{\partial f_{22}}{\partial \rho} G_{III}^c} \quad (2.9)$$

et

$$\begin{cases} Y_{ij} = h \frac{\partial \langle \langle e_d \rangle \rangle}{\partial \bar{d}_{ij}} & \text{si } h < \bar{h} \\ Y_{ij} = \bar{h} \frac{\partial \langle \langle e_d \rangle \rangle}{\partial \bar{d}_{ij}} & \text{si } h \geq \bar{h} \end{cases} \quad (2.10)$$

- sinon  $\rho = \rho_s$

et

$$\begin{cases} \bar{d}_{22} = f_{22}(\rho) \\ \bar{d}_{12} = f_{12}(\rho) \\ \bar{d}_{23} = f_{23}(\rho) \end{cases} \quad (2.11)$$

### Remarque

- Afin de prendre en compte la différence de comportement en fissuration entre un pli interne et un pli externe de même épaisseur  $h$ , le comportement associé au pli extérieur est celui d'un pli d'épaisseur  $2h$ .
- Par souci de simplicité, il n'a pas été introduit de critère de rupture en compression transverse pure puisque dans la plupart des cas d'intérêt, ce n'est pas en soi une source d'endommagement dans le pli. Toutefois, si le besoin s'en faisait ressentir, une nouvelle loi d'évolution pourrait facilement être introduite dans le modèle pour tenir compte d'une telle rupture.

## Non linéarité élastique et comportement plastique

En plus du comportement endommageable, une non linéarité élastique dans le sens des fibres et une loi plastique dans les directions transverses ont été introduites dans le modèle du pli.

## Plasticité

La plasticité est associée à l'endommagement diffus. En effet, la décohésion des fibres et de la matrice entraîne du frottement entre les deux constituants et des déformations permanentes associées au comportement de la matrice. Dans le cas des composites unidirectionnels, dans la direction des fibres, la quasi totalité de la charge est supportée par les fibres. La plasticité ne se développe alors que dans les directions transverses.

Afin d'écrire un modèle de plasticité s'affranchissant de l'influence de l'endommagement, la notion de quantité effective est introduite. La contrainte effective s'écrit :

$$\tilde{\sigma} = \begin{bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \frac{\sigma_{22}}{(1 - [\sigma_{22}]^+ d')} \\ \sigma_{33} \\ \frac{\sigma_{33}}{(1 - [\sigma_{33}]^+ d')} \\ \frac{\sigma_{12}}{(1 - d)} \\ \frac{\sigma_{13}}{(1 - d_{23})} \end{bmatrix} \text{ et } \tilde{\sigma} : \tilde{\varepsilon} = \sigma : \varepsilon \quad (2.12)$$

L'évolution plastique est alors modélisée par une loi d'écrouissage isotropique :

o seuil d'écoulement :

$$f(\tilde{\sigma}, p) = \sqrt{\tilde{\sigma}_{12}^2 + \tilde{\sigma}_{13}^2 + \tilde{\sigma}_{23}^2 + a^2(\tilde{\sigma}_{22}^2 + \tilde{\sigma}_{33}^2)} - R(p) - R_0 \quad (2.13)$$

avec  $R(p) = \beta p^\alpha$

- o loi d'écoulement :  $f \leq 0$ ,  $\dot{p} \geq 0$  et  $\dot{p}f = 0$
- o hypothèse d'écoulement normal :  $\dot{\tilde{\varepsilon}} = \dot{p} \frac{\partial f}{\partial \tilde{\sigma}}$

## Non linéarité élastique

La non linéarité élastique dans le sens des fibres vient du fait de l'impossibilité d'assurer un alignement parfait des fibres lors du processus de fabrication. Dès lors, en compression, le mauvais alignement des fibres conduit à une perte de rigidité. En traction, du fait du réalignement des fibres et de leur structure cristalline, une rigidification du pli est observée. Ces deux phénomènes sont introduits dans le mésomodèle par un modèle hyperélastique quadratique pour le comportement du pli dans le sens des fibres :

$$E_1^0 = E_{INI} (1 + \langle \varepsilon_{11} \rangle_+ \alpha^+ + \langle \varepsilon_{11} \rangle_- \alpha^-) \quad (2.14)$$

où les opérateurs  $\langle \bullet \rangle_-$  et  $\langle \bullet \rangle_+$  désignent les parties positive et négative,  $E_{INI}$  correspond à la rigidité initiale d'un pli unidirectionnel et  $\alpha^+$  et  $\alpha^-$  sont des paramètres matériau représentant la variation de rigidité en fonction de la déformation.

## 2 Modèle de l'interface

Le mésoconstituant interface est modélisé par une entité surfacique représentant la couche riche en résine entre deux plis d'orientation différente. Le repère local associé est représenté Figure 2.9.

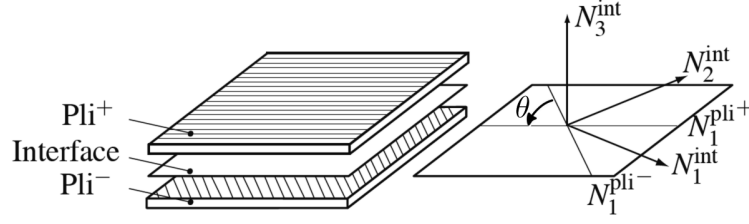


FIGURE 2.9: Repère local de l'interface.

Le comportement de l'interface est décrit par un modèle matériau orthotrope dans lequel sont introduites trois variables d'endommagement –  $d_I$ ,  $d_{II}$  et  $d_{III}$  – pour représenter les trois modes de délaminage observés expérimentalement (Mode I, Mode II et Mode III).

La densité d'énergie de déformation associée à l'interface s'écrit alors :

$$2e_{d,int} = \frac{\sigma_{33}^2}{K_3^0 (1 - [\sigma_3]^+ d_I)} + \frac{\sigma_{13}^2}{K_1^0 (1 - d_{II})} + \frac{\sigma_{23}^2}{K_2^0 (1 - d_{III})}, \quad (2.15)$$

où  $K_1^0$ ,  $K_2^0$  et  $K_3^0$  sont les propriétés élastiques de l'interface (habituellement définies à partir des propriétés élastiques de la matrice en supposant que l'épaisseur  $h_{int}$  de l'interface est une fraction de l'épaisseur du pli).

Deux sources principales de dégradation de l'interface ont été identifiées expérimentalement :

- la dégradation diffuse due au chargement en mode mixte sur l'interface ;
- la dégradation localisée due à la présence de fissures dans les plis adjacents qui créent des zones de concentration de contraintes aux moments où elles atteignent l'interface.

Des travaux ont montré que, pour des densités de microfissuration faibles (avant la saturation), la présence de fissure dans les plis adjacents n'influe que les composantes de cisaillement hors plan de la raideur de l'interface [Ladevèze et al. (2006a)].

Les observations expérimentales montrent aussi que lorsque le taux de microfissuration dans les plis adjacents atteint le seuil de saturation  $\rho_s$ , plus aucune fissure n'est créée dans le pli saturé et le délaminage devient le mécanisme dominant la ruine du matériau [Nairn et Hu (1992)]. L'interface est alors complètement dégradée.

Les observations expérimentales se traduisent alors dans le modèle par les relations suivantes :

- $\bar{\rho} < \rho_s$

$$\left\{ \begin{array}{l} d_I = \left( \frac{1}{3} \frac{\langle \bar{Y}_{int} - Y_{0,int} \rangle_+}{Y_{c,int} - Y_{0,int}} \right)^{\frac{1}{2}}, \\ d_{II} = d_I + (1 - d_I) 2a_i \bar{\rho} \sin^2 \left( \frac{\theta}{2} \right), \\ d_{III} = d_I + (1 - d_I) 2a_i \bar{\rho} \cos^2 \left( \frac{\theta}{2} \right), \end{array} \right. \quad (2.16)$$

avec

$$\bar{Y}_{int} = \sup_{\tau \leq t} (Y_{int}) \quad \text{et} \quad Y_{int} = Y_{d_I} + \gamma_{II,int} Y_{d_{II}} + \gamma_{III,int} Y_{d_{III}} \quad (2.17)$$

$$Y_{c,int} = G_{I,int}^c \quad ; \quad \gamma_{II,int} = \frac{G_{I,int}^c}{G_{II,int}^c} \quad ; \quad \gamma_{III,int} = \frac{G_{I,int}^c}{G_{III,int}^c} \quad (2.18)$$

◦  $\bar{\rho} \geq \rho_s$

$$d_I = d_{II} = d_{III} = 1. \quad (2.19)$$

avec  $\bar{\rho}$  la moyenne des taux de fissuration des deux plis adjacents,  $\theta$  l'angle entre la direction des fibres dans les deux plis adjacents (voir Figure 2.9.) et  $a_i$  un paramètre matériau.

En résumé, la force thermodynamique (2.17) et la loi d'évolution de  $d_I$  (2.16) permettent de prendre en compte le délaminage dû au chargement hors-plan de l'interface, alors que la présence de  $\bar{\rho}$  et  $\rho_s$  dans les lois d'évolution de  $d_{II}$  et  $d_{III}$  (2.16) introduit le couplage pli/interface, et prend en compte le délaminage localisé.

### 3 Introduction de l'effet retard

Afin de régulariser les lois de comportement définies précédemment, il est nécessaire d'introduire un limiteur de localisation dans le modèle. Il existe deux familles de méthode de régularisation. La première est basée sur l'introduction explicite d'une longueur caractéristique imposant une taille à la zone localisée, la seconde sur la limitation de la vitesse maximale d'endommagement selon le principe que l'endommagement ne peut se propager de manière instantanée.

Le désavantage de la première famille de méthode est que l'évolution de l'endommagement dépend dans ce cas du comportement des points voisins. Dès lors, afin de ne pas introduire une nouvelle source de non-localité dans le modèle, c'est une méthode dite "à effet retard" qui a été introduite dans les lois d'évolution des variables définissant l'état d'endommagement des mésoconstituants [Allix et al. (2003)].

Pour la variable d'endommagement  $d_n$ , cette loi à effet retard s'écrit :

$$\dot{d}_n = \frac{1}{\tau_c} (1 - e^{(-a[(f(w)-d_n)_+])}) \quad (2.20)$$

où  $Y_{d_n}$  est la force thermodynamique associée au paramètre d'endommagement  $d_n$ ,  $a$  est un paramètre matériau pilotant le comportement de l'effet retard et  $\tau_c$  un paramètre contrôlant la vitesse limite d'endommagement dans un élément. En effet, un passage à la limite donne :

$$\dot{d}_n \leq \frac{1}{\tau_c} \quad (2.21)$$

Pour le pli, l'état d'endommagement est défini par les trois variables  $d_f$ ,  $d$  et  $\rho$ . Toutes les autres variables découlent de ces dernières. Dès lors, la loi retard ne s'applique qu'à ces trois variables.

Concernant l'identification des paramètres de la loi effet retard et en particulier de  $\tau_c$ , c'est un exercice très délicat. Théoriquement, la mise en place de l'effet retard (et en

particulier de  $\tau_c$ ) introduit dans le problème une longueur caractéristique qui correspond physiquement à une largeur de fissure. Toutefois, autant dynamiquement il est assez facilement d'identifier les paramètres de la loi à effet retard, autant en statique le problème devient impossible à résoudre. Dans ce cas, la valeur de  $\tau_c$  est inabordable numériquement car trop petite.

Cependant, lors de son implémentation dans un outil numérique, la loi à effet retard a aussi pour but d'éviter la dépendance du calcul au maillage. Le choix des valeurs des paramètres, en particulier dans le cas d'un chargement statique, se fait alors dans une vision liée à ce problème de dépendance au maillage. De manière générale, dans les simulations les valeurs suivantes seront utilisées :

$$\begin{cases} a = 1 & \text{pour tous les mécanismes} \\ \tau_c & \text{tel que } \dot{d}_n \leq 1 \end{cases} \quad (2.22)$$

De cette manière, la vitesse d'endommagement n'est pas limitée.

## 4 Identification des paramètres du mésomodèle

L'écriture des lois de comportement et d'évolution des modèles du pli et de l'interface introduit un certain nombre de paramètres matériau qu'il est nécessaire d'identifier afin d'utiliser le modèle.

- Pour le pli :
  - comportement élastique :  $E_1^0, E_2^0, E_3^0, G_{12}^0, G_{13}^0, G_{23}^0, \nu_{12}^0, \nu_{13}^0, \nu_{23}^0$  ;
  - comportement sens fibre :  $Y_f^t, Y_f^c, k, \alpha^+, \alpha^-$  ;
  - plasticité :  $R_0, R(p), a$  ;
  - endommagement diffus :  $Y_c, Y_0, d_s, b_d, b$  ;
  - fissuration transverse :  $\bar{h}, \rho_s, G_I^c, G_{II}^c, G_{III}^c, f_{22}, f_{12}, f_{23}$ .
- Pour l'interface :
  - comportement élastique :  $K_1^0, K_2^0, K_3^0$  ;
  - délaminage :  $G_{I,int}^c, G_{II,int}^c, G_{III,int}^c, Y_{0,int}, a_i$ .

Un processus d'identification des paramètres du pli et de l'interface est proposé dans [Ladevèze et Le Dantec (1992)] et [Allix et Ladevèze (1992), Allix et al. (1995)]. Toutefois, ce processus est écrit pour l'ancienne version du mésomodèle (sans découplage des mécanismes d'endommagement diffus et de fissuration transverse dans le pli). De plus, l'identification des propriétés élastiques ou des taux de restitution d'énergie critique n'y est pas abordée.

Puisqu'ensuite l'objectif est de valider le modèle, l'idée ici est de proposer un processus d'identification complet, basé lorsque cela est possible sur les normes AFNOR. Les essais et les procédures d'identifications présentées ci-après sont, à l'heure actuelle, les méthodes "classiques" d'identification utilisées couramment. Pour la majorité des paramètres, l'identification se fait à partir d'essais assez simples à réaliser. Pour d'autres, elle est réalisée à partir de simulations numériques. Enfin, pour un petit nombre d'entre eux, l'identification est trop difficilement réalisable. Les hypothèses faites pour définir les valeurs utilisées ensuite dans les simulations sont alors explicitées.



## 4.1 Comportement élastique du pli

Les paramètres élastiques du pli sont très largement utilisés dans tous types de modèle de composites stratifiés. Toutefois les protocoles d'identification de ces paramètres ne sont pas toujours normalisés, ni bien définis.

La rigidité sens fibre  $E_1^0$  et les coefficients de poisson transverses  $\nu_{12}^0 = \nu_{13}^0$  sont identifiés à partir d'un essai de traction sur une éprouvette à  $0^\circ$  selon la norme NF ISO 527-5 [Afn (2009), Afn (1996)].

Les modules en cisaillement  $G_{12}^0 = G_{13}^0$  sont identifiés sur un essai de traction sur une éprouvette  $[\pm 45]_{ns}$  d'après la norme NF ISO 14129 [Afn (1998)].

Les rigidités transverses  $E_2^0 = E_3^0$  sont classiquement identifiées à partir d'un essai de traction sur une éprouvette unidirectionnelle à  $90^\circ$  selon la norme NF ISO 527-5. Cependant, cette méthode n'est pas très précise. En effet, l'expérience montre que lors d'un essai de traction sur ce type d'éprouvette, la fissuration apparaît très rapidement dans la matrice ce qui restreint fortement la taille du domaine élastique. L'identification se fait alors sur un nombre limité de points de mesure conduisant à des approximations.

Afin de réaliser une identification plus précise, l'idée est de rajouter des plis à  $0^\circ$  ou  $45^\circ$  sur l'extérieur de l'éprouvette afin de la rigidifier et d'augmenter la taille du domaine élastique. Ainsi, un essai de traction sur une éprouvette  $[0/90_n]_s$  (ou  $[\pm 45/90_n]_s$ ) avec  $n$  grand, en connaissant les paramètres élastiques dans le sens fibre (ou en cisaillement plan) permet d'identifier de manière plus fiable la valeur des paramètres  $E_2^0 = E_3^0$ .

L'identification du comportement transverse "23" ( $G_{23}^0$  et  $\nu_{23}$ ) n'est pas régi par une norme. Elle reste très problématique car aucun essai ne permet de récupérer directement et simplement ces valeurs. Toutefois, l'expérience montre que, dans de nombreux cas (dont ceux étudiés par la suite), cette propriété n'a pas une influence très grande sur le comportement du matériau. Dans le cadre du mésomodèle, nous prendrons  $G_{23}^0 = \frac{G_{12}^0}{2}$  et  $\nu_{23}$  sera recalculé en utilisant la relation :  $G_{23}^0 = \frac{E_3}{2(1+\nu_{23})}$ .

## 4.2 Comportement sens fibre

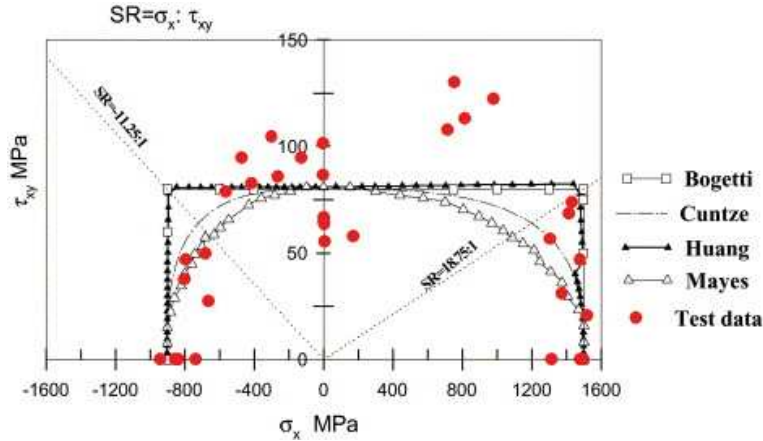
### Rupture fibre

Les limites à rupture  $Y_f^t, Y_f^c$  sont identifiées à partir d'essais de traction et compression sur éprouvettes UD à  $0^\circ$ . Ces essais permettent d'obtenir la valeur de déformation à rupture en traction  $\varepsilon_{11}^t$  et en compression  $\varepsilon_{11}^c$ . Les valeurs des paramètres  $Y_f^i$  sont ensuite calculées par la relation :

$$Y_f^i = \sqrt{\frac{1}{2}E_1^0\varepsilon_{11}^i} \quad (2.23)$$

La difficulté de ces essais d'identification est la dépendance de la valeur à rupture à la taille de l'éprouvette. En effet, les essais de traction et compression sur des UD à  $0^\circ$  présentent une forte dépendance au volume de matériau testé [Wisnom (1999)]. Dès lors, les éprouvettes cross-ply seront privilégiées du fait de leur moindre dépendance au défaut que les unidirectionnelles à  $0^\circ$ .

Le coefficient de couplage entre la compression sens fibre et le cisaillement transverse  $k$  est identifié sur un essai de compression cisaillement sur une éprouvette unidirectionnelle



**FIGURE 2.10:** Comparaison des contraintes à rupture expérimentales et théoriques pour un essai de compression cisaillement sur un unidirectionnel à  $0^\circ$  de T300/914C [Hinton et al. (2002)].

à  $0^\circ$ . Le recalage numérique des valeurs à rupture dans un diagramme  $(\sigma_{11}; \sigma_{12})$  permet de calculer  $k$  pour la partie en compression (Figure 2.10).

### Inélasticité sens fibre

Les paramètres de non linéarité sens fibre  $\alpha^+$ ,  $\alpha^-$  sont identifiés à partir d'essais de traction et de compression sur un unidirectionnel à  $0^\circ$ . Il suffit pour cela de tracer la variation du module d'élasticité sécant  $E_1^0$  en fonction de la déformation  $\varepsilon_{11}$ .

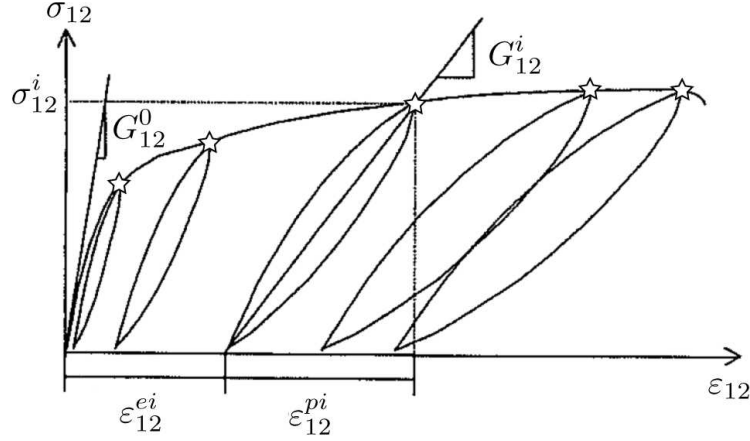
## 4.3 Endommagement diffus et plasticité

Les paramètres associés à l'endommagement diffus et à la plasticité sont identifiés conjointement à partir d'un essai de traction avec charges/décharges sur une éprouvette  $[\pm 45]_{2s}$  et d'un autre sur une éprouvette  $[\pm \theta]_{ns}$ , avec  $\theta$  différent de  $45^\circ$ . L'essai sur l'éprouvette  $[\pm 45]_{ns}$  engendre un chargement en cisaillement plan pur dans les plis. L'essai sur l'éprouvette  $[\pm \theta]_{ns}$  permet d'identifier les paramètres de couplage entre le comportement en cisaillement plan et celui en traction transverse.

### 4.3.1 Exploitation de l'essai de traction sur une éprouvette $[\pm 45]_{ns}$

L'étude théorique de l'essai permet de reconstruire l'état de contrainte et de déformation dans un pli à partir de la mesure de l'effort global de chargement  $F$  et des déformations globales transverse  $\varepsilon_T$  et longitudinal  $\varepsilon_L$  :

$$\begin{cases} \sigma_{12} = \frac{\sigma_L}{2} = \frac{F}{2S} \\ \varepsilon_{12} = \frac{\varepsilon_L - \varepsilon_T}{2} \end{cases} \quad (2.24)$$



**FIGURE 2.11:** Mesure de l'endommagement et de la déformation plastique sur une courbe de charge décharge [Ladevèze et Le Dantec (1992)].

La courbe du comportement en cisaillement  $\varepsilon_{12} \rightarrow \sigma_{12}(\varepsilon_{12})$  (Figure 2.11) peut alors être tracée. Pour chaque charge/décharge  $i$ , les valeurs suivantes sont identifiées :

- $\varepsilon_i^e$  la déformation élastique
- $\varepsilon_i^p$  la déformation plastique
- $d_i$  la valeur de l'endommagement :  $d_i = \frac{G_{12}^0 - G_{12}^i}{G_{12}^0}$
- $Y_i = \frac{\sigma_{12}^i}{(1-d_i)\sqrt{2G_{12}^0}}$  la force thermodynamique (calculée en chaque "étoile" de la Figure 2.11)

### Endommagement diffus

En reportant les points  $d_i = f(Y_i)$ , on peut alors tracer la courbe  $d = f(Y)$  (Figure 2.12) et identifier les paramètres  $Y_0$  et  $Y_c$  de la loi d'évolution de la variable  $w$  pilotant l'endommagement diffus (Equation 2.4) :

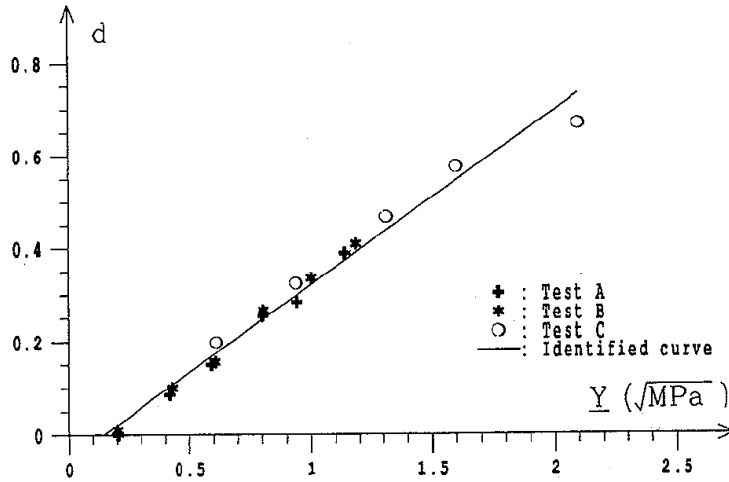
$$w = \frac{\langle \sqrt{Y} - \sqrt{Y_0} \rangle_+}{\sqrt{Y_c} - \sqrt{Y_0}}$$

Le suivi visuel de la fissuration sur la tranche, ou l'utilisation de l'émission acoustique durant l'essai permet de déterminer le point d'apparition de la fissuration transverse. La valeur de l'endommagement  $d$  à cet instant correspond à la valeur limite de l'endommagement diffus  $d_s$ .

### Plasticité

Dans ce cas de chargement, la contrainte effective s'écrit :

$$\tilde{\sigma}_{12} = \frac{\sigma_{12}}{1-d}$$



**FIGURE 2.12:** Courbe de l'endommagement d'un pli élémentaire pour le matériau IM6/914 [Ladevèze et Le Dantec (1992)].

La loi d'évolution de la plasticité s'écrit alors :

- loi d'écoulement :

$$f(\tilde{\sigma}_{12}, p) = \sqrt{\tilde{\sigma}_{12}^2} - R(p) - R_0 \quad \text{avec} \quad R(p) = \beta p^\alpha \quad (2.25)$$

- condition d'écoulement :

$$R + R_0 = \frac{\sigma_{12}}{1 - d} \quad (2.26)$$

- hypothèse d'écoulement normal :

$$p = \int_0^{\varepsilon_{12}^p} 2(1 - d) d\varepsilon \quad (2.27)$$

L'évolution de la plasticité cumulée s'identifie à partir de l'équation 2.27 et du tracé de la courbe  $p \rightarrow \varepsilon_{12}(p)$ . Les paramètres  $\alpha$  et  $\beta$  sont identifiés à partir de l'équation 4.3.1 et du tracé de la courbe en  $\log p \rightarrow R(p)$ .

#### 4.3.2 Exploitation de l'essai de traction sur une éprouvette $[\pm\theta]_{ns}$

De la même manière que pour l'essai sur éprouvette  $[\pm 45]_{ns}$ , il est possible de reconstruire les contraintes et déformations d'un pli (ici le pli  $+\theta$ ) en fonction de la mesure de la contrainte longitudinale globale  $\sigma_L$  et des déformations globales transverse  $\varepsilon_T$  et

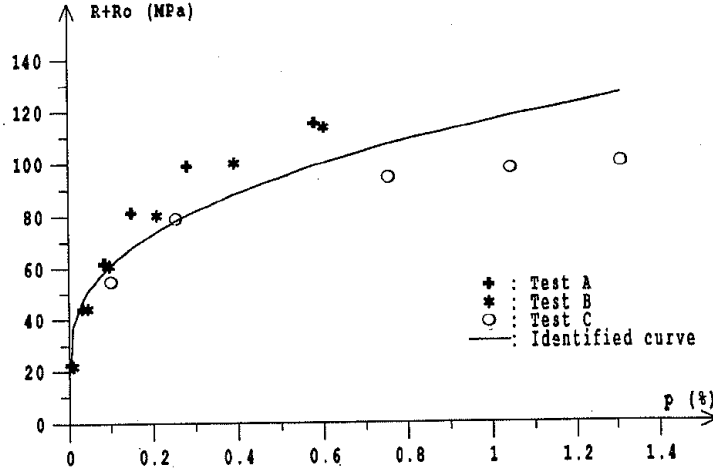


FIGURE 2.13: Courbe de plasticité pour un pli élémentaire pour le matériau IM6/914 [Ladevèze et Le Dantec (1992)].

longitudinale  $\varepsilon_L$  (à partir de l'hypothèse de plaque) :

$$\begin{cases} \sigma_L = \frac{F}{S} \\ \varepsilon_{11} = \varepsilon_L \sin^2 \theta + \varepsilon_T \cos^2 \theta \\ \varepsilon_{22} = \varepsilon_L \cos^2 \theta + \varepsilon_T \sin^2 \theta \\ \varepsilon_{12} = (\varepsilon_L - \varepsilon_T)(\cos \theta \sin \theta) \\ \sigma_{11} = \sigma_L \cos^2 \theta + 2\hat{\sigma} \sin \theta \cos \theta \\ \sigma_{22} = \sigma_L \sin^2 \theta - 2\hat{\sigma} \sin \theta \cos \theta \\ \sigma_{12} = -\sigma_L \cos \theta \sin \theta + \hat{\sigma}(\cos^2 \theta - \sin^2 \theta) \end{cases} \quad (2.28)$$

avec

$$\hat{\sigma} = \frac{\cos^2 \theta \sin \theta + \cos^3 \theta}{2 \cos \theta} \times \frac{E_1}{1 - \nu_{12}\nu_{21}} \varepsilon_{11} - \frac{\cos \theta \sin^2 \theta + \cos^3 \theta}{2 \sin \theta} \times \frac{E_1}{1 - \nu_{21}\nu_{23}} \varepsilon_{22} \quad (2.29)$$

### Endommagement diffus

Comme pour l'essai sur l'éprouvette  $[\pm 45]_{ns}$ , les courbes  $d$  en fonction de la force thermodynamique  $Y_d$  et  $d'$  en fonction de  $Y_{d'}$  sont tracées. Connaissant ainsi l'évolution de  $d$  et  $d'$  pendant l'essai, la courbe  $d'$  en fonction de  $d$  peut alors être tracée et le paramètre  $b_d$  tel que  $d' = b_d d$  identifié (Équation 2.3).

La combinaison des équations du modèle diffus :

$$\begin{cases} Y = Y_d + bY_{d'} \\ d = \frac{\langle \sqrt{Y} - \sqrt{Y_0} \rangle_+}{\sqrt{Y_c} - \sqrt{Y_0}} \end{cases} \quad (2.30)$$

permet de tracer la courbe  $d \rightarrow Y(d)$ . L'identification de  $b$  est faite sur cette courbe.

## Plasticité

L'écriture de l'hypothèse d'écoulement normal permet d'obtenir la relation pour calculer le paramètre de couplage  $a$  de la loi de plasticité :

$$a^2 = \frac{\varepsilon_{22}^p (1-d)^2 \sigma_{12}}{2\varepsilon_{12}^p (1-d')^2 \sigma_{22}} \quad (2.31)$$

et de l'identifier par recalage.

## 4.4 Fissuration transverse

L'identification des paramètres de la fissuration transverse se fait essentiellement à partir d'essais de traction sur une série d'éprouvettes  $[0/90_n]_s$ .

### Taux de restitution d'énergie critique en mode I

Dans le cas d'un essai de traction sur une éprouvette  $[0/90_n]_s$ , il est raisonnable de faire l'hypothèse que les fissures dans le pli à  $90^\circ$  sont créées en Mode I. Lorsqu'une fissure apparaît c'est donc que le taux de restitution d'énergie  $G_I$  a atteint la valeur critique  $G_I^c$ .

D'après sa définition,  $G_I$  s'écrit de la forme :

$$G_I(\varepsilon) = \frac{\sigma_{22}^2(\varepsilon)}{2E_2^0(1-d_{22}(\varepsilon))(1-\bar{d}_{22}(\varepsilon))^2} \times \min(h, h_c) \times \frac{\partial \bar{d}_{22}}{\partial \rho}(\varepsilon) \quad (2.32)$$

Or  $\sigma_{22} = E_2^0(1-d_{22})(1-\bar{d}_{22})\varepsilon$ , d'où :

$$G_I(\varepsilon) = \frac{\min(h, h_c) E_2^0 \varepsilon^2(\varepsilon)}{2} (1-d_{22}(\varepsilon)) \times \frac{\partial \bar{d}_{22}}{\partial \rho}(\varepsilon) \quad (2.33)$$

Cette relation peut se simplifier en utilisant les résultats suivants :

- avant l'apparition de la fissuration, très peu d'endommagement diffus se développe, d'où  $d_{22}(\varepsilon) = 0$  ;
- la fonction  $\frac{\partial \bar{d}_{22}}{\partial \rho}(\rho)$  est calculée numériquement à partir de la définition de la fonction  $f_{22}$  ;
- la fonction  $\rho \rightarrow \varepsilon(\rho)$  est identifiée à partir de la cinétique de fissuration.

La courbe donnant le taux de restitution d'énergie  $G_I^c$  en fonction de  $\rho$  peut alors être tracée. Une allure est présentée sur la Figure 2.14 [Lubineau (2006)].

Sur cette figure, l'évolution du taux de restitution d'énergie n'est tracée que pour des taux de microfissuration compris entre  $\rho \in [0; \rho_s]$ . En effet, lorsque  $\rho$  atteint la valeur critique  $\rho_s$ , l'expérience montre que la fissuration n'est plus le mécanisme dominant et que le délaminage prend le dessus. L'identification de  $G_I^c$  se fait donc à sur l'intervalle restreint  $\rho \in [0; \rho_s]$ .

Dans [Lubineau (2006)], l'auteur propose sur cet intervalle une loi d'évolution pour le taux de restitution d'énergie critique de la forme  $G_I^c(\rho) = G_I^{c0}(1 - \lambda_1 e^{-\lambda_2 \rho})$  (Figure 2.14). Trois paramètres sont alors à identifier sur la courbe  $\rho \rightarrow G_I^c(\rho)$ . Toutefois, la variation de  $G_I^c$  observée lorsque  $\rho$  est faible vient du fait que les premières fissures apparaissant dans le pli sont dues à des défauts initiaux dans la matière. Ce phénomène dépend de la qualité

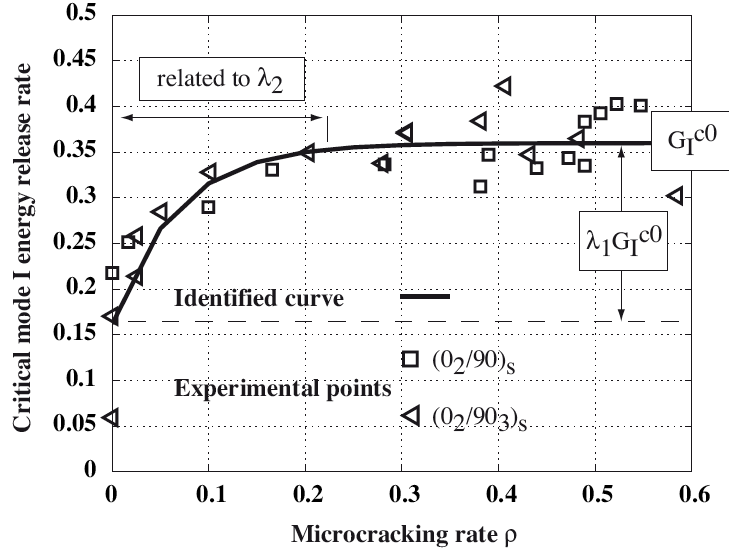


FIGURE 2.14: Courbe donnant  $G_I^c$  en fonction de  $\rho$  pour l'identification de la loi d'évolution du taux d'énergie critique [Lubineau (2006)].

du procédé de fabrication. Afin de simplifier le protocole d'identification, dans [Leboime (2011)], les auteurs font l'hypothèse que  $G_I^c$  peut être considéré constant en première approximation. L'identification de  $G_I^c$  se fait alors sur la partie de la courbe où le taux de restitution d'énergie critique est quasi constant.

### Taux de restitution d'énergie critique en mode II et mode III

L'identification de ces paramètres est plus complexe que pour le mode I.

Dans un premier temps, vu que la création de fissure en mode II et III dans le pli correspond au même mécanisme sur la même structure, il est supposé que :

$$G_{II}^c = G_{III}^c \quad (2.34)$$

Il ne reste donc qu'un seul paramètre à identifier. Au vu de la structure du matériau (pli très fin par rapport au dimension dans le plan), il est plus simple de travailler sur la création de fissures dans le pli en mode II qu'en mode III.

Pour identifier  $G_{II}^c$ , une idée serait de se ramener au même type de procédure que pour  $G_I^c$ . Pour cela, il faudrait utiliser un essai conduisant à un chargement de cisaillement pur dans le pli pour pouvoir supposer que toutes les fissures se créent en Mode II. Un essai de traction sur une éprouvette ne contenant que des plis à  $\pm 45^\circ$  pourrait ainsi être effectué. L'empilement utilisé devra aussi permettre le suivi de la cinétique de fissuration tout en assurant un empilement équilibré et symétrique. Une éprouvette  $[-45_n/45_n]_s$  serait donc pertinente.

Toutefois, le problème est que dans cet essai, les plis extérieurs à  $-45^\circ$  vont eux aussi se fissurer (alors que dans le cas précédent, les plis à  $0^\circ$  restaient sains). Le suivi de la cinétique devra donc se faire dans les plis centraux à  $45^\circ$  et dans les plis externes à  $-45^\circ$ , ce qui

pourrait compliquer le protocole. De plus, il faudra s'assurer que la fissuration se développe assez avant la rupture de l'éprouvette afin d'avoir une zone d'identification suffisante.

Actuellement, dans le cadre des simulations présentées ensuite,  $G_I^c$  étant connu dans le pli, les valeurs utilisées sont  $G_{II}^c = G_{III}^c = 2G_I^c$ .

### ***Remarque sur l'identification des taux de restitution d'énergie dans le pli***

Le protocole d'identification de  $G_I^c$  proposé ici demande un certain nombre d'informations, comme la cinétique de fissuration, qui nécessite un montage expérimental assez complexe. De fait, dans la plupart des cas, ces informations ne sont pas disponibles et il est impossible d'identifier proprement  $G_I^c$ .

Nous allons voir dans la suite, qu'à l'inverse, l'identification des taux de restitution d'énergie relatifs à l'interface est un protocole plus classique se basant sur des essais normalisés (comme le DCB). Ainsi, les valeurs de ces paramètres sont plus faciles à trouver dans la littérature.

Par conséquent, l'hypothèse généralement faite est de dire que les taux de restitution d'énergie critiques relatifs au pli sont égaux à ceux de l'interface. Il est vrai qu'en l'absence d'information sur la cinétique de fissuration dans les plis, cette hypothèse semble raisonnable. Toutefois, il faut se rappeler que le taux de restitution d'énergie du pli et de l'interface ne quantifient pas le même mécanisme. Une fissure créée dans un pli découle d'un mécanisme de percolations de microfissures déjà présentes à l'interface fibre/matrice et se développe perpendiculairement aux faces du pli, alors que les fissures dans l'interface sont elles directement le résultat d'un déchirement de la matière parallèlement aux faces du pli. De plus, des traitements particuliers des interfaces effectués dans les matériaux plus récents peuvent mener à des modes de fissuration assez complexes, donnant un taux de restitution d'énergie très différent de celui du pli. Les taux de restitution d'énergie du pli et de l'interface peuvent donc avoir des valeurs très différentes et ce n'est pas toujours forcément le même qui est le plus important [Nairn (2000)].

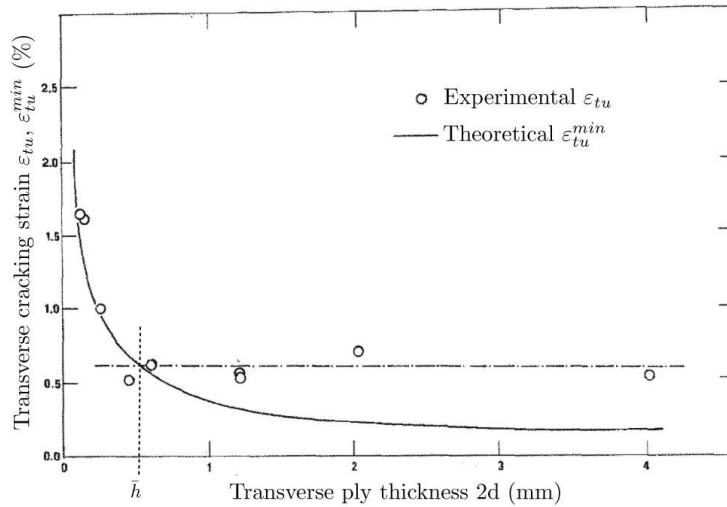
*Remarque :* Dans [Allix et al. (1997)], les auteurs montrent que l'identification du taux de restitution d'énergie critique en Mode I de l'interface dépend de l'interface testée : il sera différent pour une interface [0/0] et pour une interface [+ $\theta$ / -  $\theta$ ] (par contre les valeurs identifiées sont les mêmes quel que soit  $\theta \neq 0$ ). Les mécanismes mis en jeu lors du délaminage d'une interface [0/0] se rapproche plus de ce que l'on observe pour la microfissuration. Il serait donc judicieux d'utiliser les résultats identifier sur un délaminage d'interface [0/0] pour caractériser la microfissuration.

### **Épaisseur de transition $\bar{h}$ et taux de microfissuration à saturation $\rho_s$**

L'identification des paramètres  $\bar{h}$  et  $\rho_s$  se fait à partir d'une série d'essais de traction sur des éprouvettes  $[0/90_n]_s$ , avec  $n$  variable. Ces essais incluent un suivi de la cinétique de fissuration dans les plis à  $90^\circ$  afin de pouvoir tracer les évolutions de la fissuration et des distances interfissures en fonction de la déformation globale de l'éprouvette.

La valeur de  $\bar{h}$  est identifiée sur la courbe donnant l'évolution de la déformation lors de l'apparition de la première fissure en fonction de l'épaisseur du bloc de plis à  $90^\circ$  (Figure 2.15).





**FIGURE 2.15:** Identification de  $\bar{h}$  sur la courbe d'évolution de la déformation à l'initiation de la fissuration en fonction de l'épaisseur du bloc de pli à  $90^\circ$  [Parvizi et al. (1978)].

Pour identifier la valeur du taux de microfissuration à saturation  $\rho_s$ , deux méthodes sont possibles. La première méthode consiste à lire directement la valeur sur la courbe donnant la valeur de  $\rho$  en fonction de la déformation (Figure 2.16). Toutefois, il peut arriver que cette courbe ne présente pas de palier clair. L'identification est alors délicate.

La seconde méthode repose sur le fait que lorsque la saturation est atteinte, la distance inter-fissure devient constante sur toute la longueur de l'éprouvette. L'évolution de la distance inter-fissure maximale est alors tracée en fonction de la déformation (Figure 2.17). Cette courbe met en évidence un palier qui correspond à la saturation des fissures dans le pli. La valeur de  $\rho_s$  est ensuite identifiée sur la courbe  $\rho \rightarrow \varepsilon(\rho)$ .

### Fonctions reliant le taux de microfissuration $\rho$ aux variables d'endommagement $\bar{d}_{12}$ , $\bar{d}_{22}$ et $\bar{d}_{23}$

L'identification de ces fonctions se fait de manière numérique. Ces fonctions sont obtenues en résolvant le problème éléments finis d'homogénéisation périodique introduit dans [Ladevèze et Lubineau (2003b)] pour les contraintes planes, et étendue aux contraintes hors-plan dans [Ladevèze et Lubineau (2003a)]. Pour chaque valeur du taux de fissuration  $\rho$ , trois problèmes aux contraintes planes généralisées sont résolus afin d'obtenir les relations d'homogénéisation sous les trois cas de chargements résiduels  $\sigma_{ij}$  avec  $\{ij\} \in [22, 12, 23]$ .

La Figure 2.18 montrent les fonctions  $f_{22}$ ,  $f_{12}$  et  $f_{23}$  identifiées pour un carbone/epoxy.

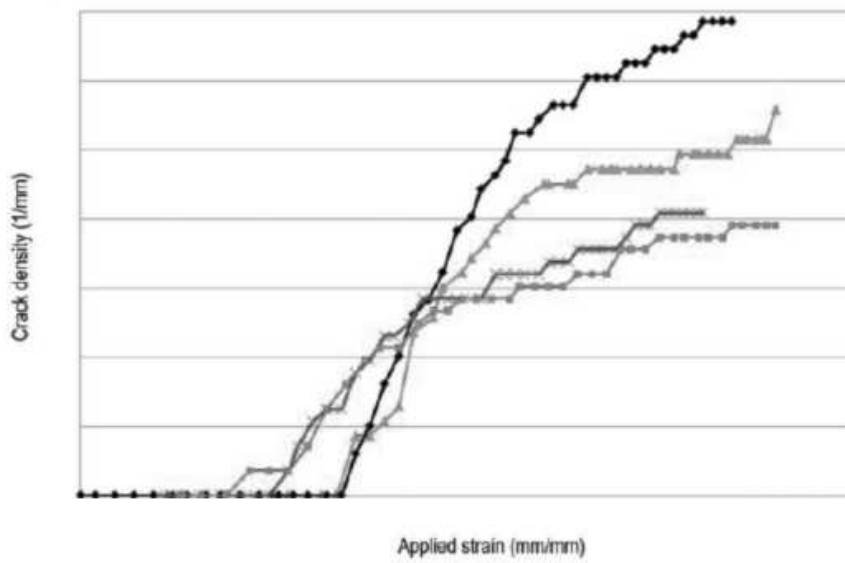


FIGURE 2.16: Évolution du taux de microfissuration en fonction de la déformation pour quatre empilements  $[0_n/90_m]_s$  différents [Leboime (2011)].

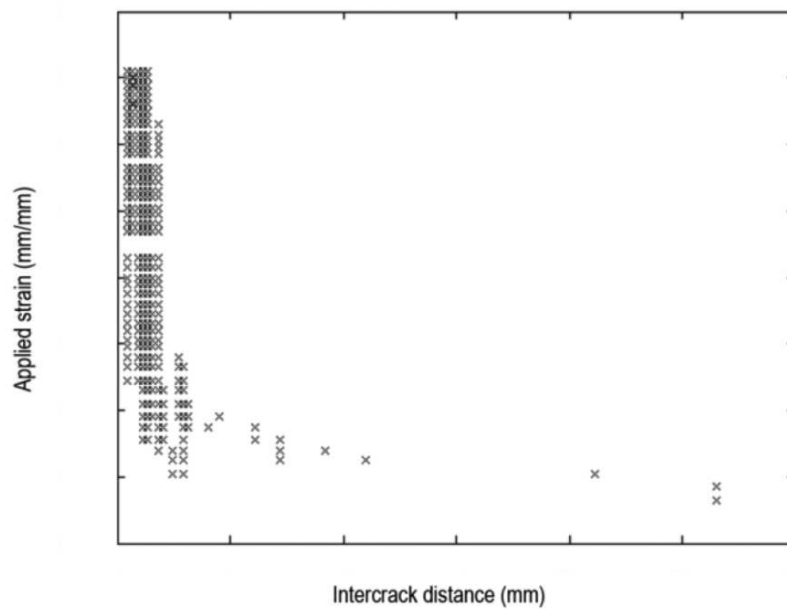


FIGURE 2.17: Évolution de la distance inter-fissure en fonction de la déformation pour quatre empilements  $[0_n/90_m]_s$  différents [Leboime (2011)].

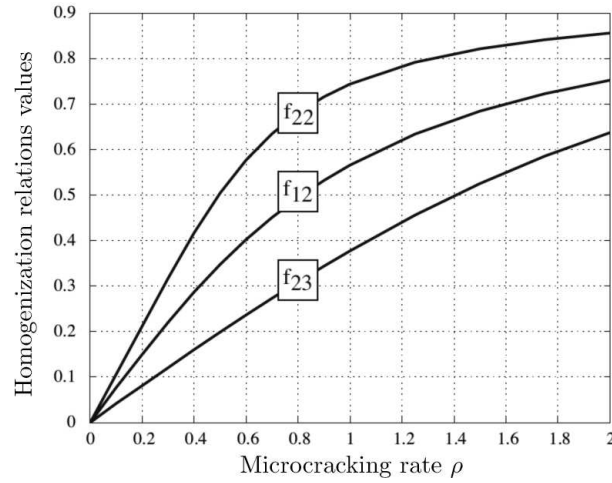


FIGURE 2.18: Fonctions homogénéisées obtenues numériquement pour le carbone/epoxy [Lubineau (2006)].

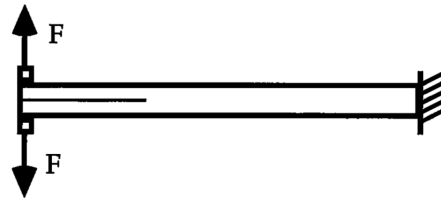


FIGURE 2.19: Schéma de principe d'un essai DCB (Double Cantilever Beam).

## 4.5 Comportement élastique de l'interface

Les propriétés élastiques de l'interface  $K_1^0$ ,  $K_2^0$  et  $K_3^0$  sont calculées à partir des paramètres élastiques du pli :

$$K_1^0 = \frac{2G_{13}}{h_{int}} ; K_2^0 = \frac{2G_{23}}{h_{int}} ; K_3^0 = \frac{E_3}{h_{int}} \quad (2.35)$$

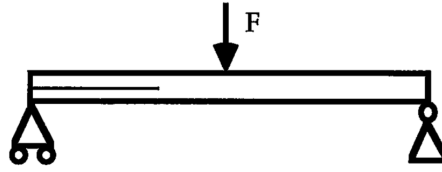
avec  $h_{int}$  l'épaisseur de l'interface. Généralement,  $h_{int} = \frac{h_{pli}}{20}$ .

## 4.6 Délaminage

### Taux de restitution d'énergie critique en mode I

L'identification de  $G_{I,int}^c$  est régie par la norme NF ISO 15024 [Afn (2002)]. Ce document préconise un essai DCB (Double Cantilever Beam) sur éprouvette unidirectionnelle à  $0^\circ$  (Figure 2.19).

Toutefois, ce choix d'empilement n'est pas forcément des plus judicieux. En effet, identifier un taux de restitution d'énergie sur un délaminage entre deux plis de même direction conduit généralement à une sous-estimation de sa valeur. Il serait donc plus judicieux de



**FIGURE 2.20:** Schéma de principe d'un essai ENF (End Notched Flexure).

choisir des éprouvettes de type  $[\pm\theta_{ns}]_s$ , sachant que les valeurs identifier ne dépendent pas du  $\theta$  utilisé.

De plus, les relations fournies par la norme pour le calcul de  $G_{I,int}^C$  ne prennent pas en compte l'endommagement dans les bras de composite.

Dans le cadre d'une identification rigoureuse, il est donc préconisé de réaliser un essai type DCB sur une éprouvette  $[\pm 45]_{2s}$ ; puis de réaliser un recalage numérique de  $G_{I,int}^C$  en tenant compte de l'endommagement et des non-linéarités géométriques.

### Taux de restitution d'énergie critique en mode II et mode III

Comme pour les taux de restitution d'énergie critique du pli, il est supposé que :

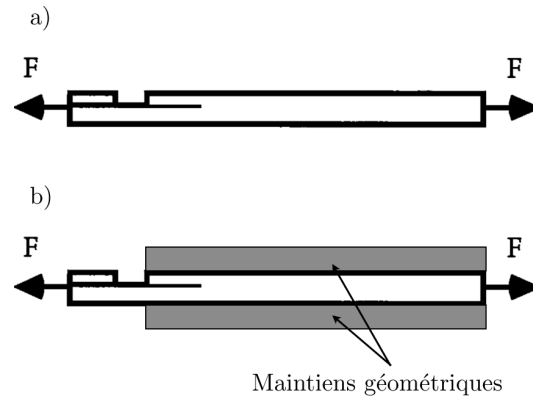
$$G_{II,int}^c = G_{III,int}^c \quad (2.36)$$

L'identification du taux de restitution d'énergie critique en mode II n'est pas régie par une norme. Classiquement, elle est faite sur un essai ENF (End Notched Flexure) dont le schéma de principe est présenté Figure 2.20. Ce type d'essai est toutefois complexe à mettre en oeuvre. La propagation de la fissure étant assez instable, le suivi de la variation de  $G_{II,int}^c$  avec la longueur de fissure se fait en un nombre fini de points de mesure, ce qui rend l'identification délicate [Allix et al. (1997)].

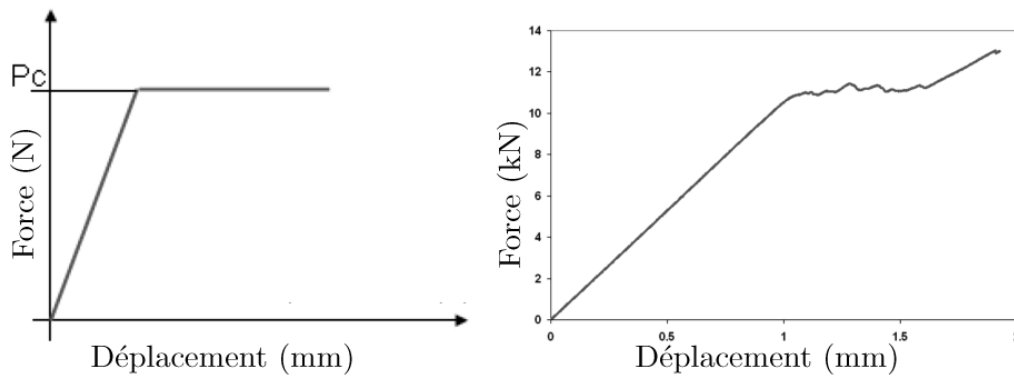
Dans [Guimard et al. (2009)], l'auteur propose un essai CLS (Cracked Lap Shear) modifié afin d'identifier  $G_{II,int}^c$ . Pour cela, il utilise le même montage expérimental que pour un essai CLS classique en ajoutant des maintiens géométriques pour annuler la composante en Mode I (Figure 2.21). L'intérêt de ce montage est que lors d'un essai CLS, la propagation de la fissure ne dépend que de la charge appliquée à l'éprouvette. Il est donc indépendant de la longueur de fissure et la propagation est stable tant que la fissure n'est pas proche des bords.

La courbe théorique de cet essai ainsi qu'une courbe issue d'un essai sont représentées sur la Figure 2.22. Elles peuvent être découpées en trois phases :

- une phase de montée en charge élastique correspondant à la raideur équivalente des deux bras ;
- un début d'inflexion de la courbe donnant naissance à un plateau de force synonyme de phase de propagation du délaminage dans l'interface ;
- la fin du plateau de force constante menant à une reprise de raideur (celle du bras restant chargé).



**FIGURE 2.21:** Schéma de principe d'un essai CLS (Cracked Lap Shear) et de l'essai CLS modifié.



**FIGURE 2.22:** Courbes effort/déplacement a) théorique et b) expérimentale d'un essai CLS.

Une étude type "poutre" écrite pendant la deuxième phase permet de définir la relation pour calculer  $G_{II,int}^c$  :

$$G_{II,int}^c = \frac{F^2}{4E_1 b^2 h_{bras}} \quad (2.37)$$

avec  $F$  l'effort imposé,  $E_1$  la rigidité sens fibre,  $b$  la largeur du délaminage et  $h_{bras} = h_{eprouvette}/2$ .

### Paramètre de l'initiation $Y_{0,int}$ et coefficient de couplage $a_i$

Les paramètres à identifier sont  $Y_{0,int}$  associés à l'initiation et  $a_i$  caractérisant le couplage entre les comportements intra- et interlaminaires.

Le paramètre  $a_i$  est identifié numériquement à partir d'un problème d'interface du même type que celui utilisé pour identifier les fonctions homogénéisées  $f_{22}$ ,  $f_{12}$  et  $f_{23}$  [Ladevèze et al. (2006a)]. Comme ce paramètre est particulièrement délicat à identifier, son influence sur les prédictions du modèle a stématiquement été testé lors des campagnes de simulations. Dans les cas en questions, la valeur de ce paramètre ne joue pas significativement sur la taille de la zone délaminée. Dans la pratique, la valeur utilisée est donc fixée à  $a_i = 0.5$ .

Le paramètre  $Y_{0,int}$  est une valeur seuil de déclenchement de l'endommagement de l'interface (attention, ce seuil est différent de la contrainte maximale admise par la loi de comportement). Elle joue le même rôle que le paramètre  $Y_0$  dans la loi d'évolution de l'endommagement diffus. Il est donc logique qu'elle soit introduite dans la définition de l'évolution de l'endommagement de l'interface. Par contre son identification est complexe car il est très difficile d'accéder à l'information sur l'état d'endommagement de l'interface à l'initiation. Comme elle représente le même mécanisme que  $Y_0$  dans le pli, sa valeur peut logiquement être supposée du même ordre de grandeur. Pratiquement, la valeur utilisée est  $Y_{0,int} = 0$ .

## 4.7 Bilan

Le protocole proposé ici rassemble toutes les dernières techniques expérimentales mises en place pour l'identification des paramètres du mésomodèle. Toutefois, il apparaît que l'identification de certains de ces paramètres, pas nécessairement spécifiques au mésomodèle (comme pour le comportement élastique), reste problématique et repose sur des hypothèses plus ou moins adaptées. De plus, les dispersions et les biais expérimentaux peuvent modifier les valeurs identifiés et entacher d'erreurs les simulations (voir Chapitre 4). En particulier lorsque les paramètres identifier pilotent le mécanisme conduisant à la ruine de la structure. Dès lors, l'identification devra être réalisée avec soin afin de limiter les erreurs. Des techniques de prises en compte des variabilités peuvent aussi être introduites dans le modèle pour limiter l'impact des imprécision de l'identification.

Autre point important, il arrive que des études visant à valider un modèle commencent par identifier la valeur de certains paramètres sur les même cas test que ceux utilisés pour la validation. Il devient alors difficile de découpler la partie identification de la partie validation.

**TABLE 2.1:** Bilan des essais à réaliser dans le cadre de la procédure “classique” d’identification des paramètres matériau du mésomodèle. Les essais précédés d’une astérisque \* sont des essais normalisés.

Type d’essai	Empilement	Mesure (hors contraintes et déformations)	Paramètres identifiés
Essai de traction	* unidirectionnel $0^\circ$	-	$E_1^0, \nu_{12}, \nu_{13}, Y_f^t$
	* unidirectionnel $90^\circ$	-	$E_2^0, E_3^0$
	$[0/90_n]_s$	Comptage des fissures	$h, \rho_s, G_I^c$
	* $[45_n/-45_n]_s$	-	$G_{12}^0$
Essais de cisaillement et/ou compression	unidirectionnel $0^\circ$	-	$k, Y_f^c$
Essai de traction avec charges/décharges	unidirectionnel $0^\circ$	-	$\alpha^+, \alpha^-$
	$[45_n/-45_n]_s$	-	Plasticité et endo. diffus
	$[\theta_n/-\theta_n]_s$	-	

* DCB	$G_{I,int}^c$
* CLS	$G_{II,int}^c, G_{III,int}^c$

C’est pourquoi, dans ce travail, pour chaque cas test étudié, l’identification des paramètres matériau sera faite au maximum à partir du protocole proposé précédemment. Si certaines informations venaient à manquer, les hypothèses utilisées pour identifier les paramètres concernés seront justifiées et les précautions à prendre ensuite au niveau de l’exploitation des résultats seront explicitées.

## 5 Code de calcul dédié au mésomodèle d’endommagement des composites : Coffee

Afin de réaliser des simulations numériques utilisant le mésomodèle, les équations décrites au début de ce chapitre ont été implémentées dans un code de calcul éléments finis développé au LMT lors d’une précédente thèse : Coffee (Composite Failure by Finite Element mesoscale damage mechanics) [Bordeu et al. (2010)]. Ce code est basé sur la programmation orientée objet en  $C++$  et est intégré dans la plateforme de calcul du laboratoire : LMTpp. C’est un code éléments finis permettant de réaliser des simulations de cas test avec les lois définies précédemment.

## 5.1 Méthode de résolution du problème d'évolution non linéaire

La simulation de cas test passe par la résolution d'un problème de mécanique de grande taille non linéaire :

- grande taille car le code traite le problème de manière 3D : chaque mésoconstituant est modélisé de manière indépendante avec des éléments 2D (interface) ou 3D (pli), ce qui augmente fortement le nombre d'éléments à utiliser pour représenter la structure ;
- non linéaire car les lois de comportement définies précédemment introduisent une forte non linéarité.

Ce type de résolution peut se faire de manière monolithique. Toutefois, dans le cadre de ce travail de thèse, les simulations étaient telles qu'il a fallu utiliser la décomposition de domaine. Ainsi, afin de séparer les difficultés liées à la résolution de ce type de problème, une résolution de type NKS (Newton-Krylov-Schur) est utilisée. L'utilisation de cette méthode permet de décomposer le problème de référence en deux sous-problèmes : un problème de grande taille et un problème non-linéaire (intégrant les non linéarités locales introduites par les équations de comportement des mésoconstituants) et de les traiter de manière indépendante.

Le problème de grande taille est résolu par une méthode de décomposition de domaine primale (Krylov-Schur).

La forte non-linéarité des équations de comportement impose un choix de la stratégie de résolution très robuste pour le problème non-linéaire. Classiquement, c'est une méthode de type Newton qui est choisie. Dans le code Coffee, par souci de gain de temps de calcul, c'est une technique de type quasi-Newton qui est utilisée.

Les conditions aux limites en déplacement sont imposées par pénalisation. Cela permet d'imposer facilement les conditions en déplacement sans changer la taille du problème et sans difficulté d'implémentation.

## 5.2 Traitement des lois de comportement des mésoconstituants

Les lois de comportement des mésoconstituants définies précédemment sont introduites dans Coffee via des lois élémentaires et modulaires : pour chaque type de comportement (élastique, comportement du pli, comportement de l'interface), une formulation différente est définie, avec un calcul séparé des différentes variables d'endommagement.

Cette structure apporte une grande souplesse dans l'utilisation du code. Il est ainsi possible d'activer et de désactiver aisément les mécanismes d'endommagement pour comprendre et étudier leur impact sur le comportement global de la structure. De même, il est facile d'ajouter de nouveaux types de comportement ou de couplage puisque cela peut se faire sans avoir à modifier les formulations déjà existantes.

## 5.3 Modifications apportées au code

Au cours de la thèse, des modifications ont été apportées au code Coffee afin de pouvoir simuler les cas test choisis pour la validation et améliorer ses performances en terme de



prédiction.

Par exemple, le code n'avait jusqu'à présent servi qu'à la simulation de cas test n'incluant pas de flexion, seuls les éléments linéaires étaient donc reconnus et implémentés. Afin de simuler les cas hors plan, une de mes contributions au code a été de l'adapter à la résolution de problèmes utilisant des éléments quadratiques.

De plus, comme expliqué par la suite, j'ai été amenée à introduire dans le modèle des modifications dans les formulations matériaux et un nouveau couplage entre les comportements du pli et celui de l'interface, tout comme les différentes conditions aux limites (en particulier l'indentation) nécessaires aux simulations.

Par contre, aucune modification n'a été apportée à la méthode de résolution du problème non linéaire. L'objectif de la thèse étant de tester les performances du code en terme de prédictivité et de fiabilité, je ne me suis pas intéressée à l'optimisation du code pour l'amélioration des performances de calculs. Dès lors, le code de recherche Coffee s'avère être un code de calcul ouvert et très souple permettant de tester toutes les possibilités du modèle – influence des paramètres matériau, impact de tel ou tel mécanisme sur le comportement global – mais qui ne prétend pas rivaliser en terme de temps de calcul avec les logiciels commerciaux type Abaqus et Samcef.

# Deuxième partie

## Validation du mésomodèle



# Chapitre 3

## Validation

### Sommaire

---

<b>1</b>	<b>Un nouveau regard sur la validation . . . . .</b>	<b>50</b>
1.1	Critères de comparaison pour la validation . . . . .	50
1.2	Choix des indicateurs utilisés pour la comparaison essai/calcul	51
<b>2</b>	<b>Utilisation des effets d'échelle pour la validation . . . . .</b>	<b>55</b>
2.1	Les effets d'échelle dans les structures composites . . . . .	56
2.2	Application de ces effets d'échelle à la validation . . . . .	57
2.3	Choix des cas test . . . . .	58

---

*L'objectif de cette thèse est de valider le mésomodèle d'endommagement des stratifiés que l'on vient de présenter. Il est vrai que le modèle a déjà été testé sur un certain nombre de cas test, montrant des capacités prédictives assez bonnes.*

*Toutefois ces comparaisons essais/calculs restaient généralement assez superficielles et ne s'intéressaient qu'à certaines valeurs particulières comme la contrainte à rupture ou le point d'apparition de la première chute de charge sur la courbe globale effort/déplacement.*

*Afin de réaliser une validation plus fine, il est envisagé ici d'introduire un regard nouveau sur la validation, en réfléchissant à un nouveau type de validation, basé plus précisément sur les mécanismes de rupture. Dans ce chapitre, les outils mis à notre disposition pour réaliser cette validation, les indicateurs ou critères de comparaison sont définis. La pertinence des effets d'échelle pour réaliser cette validation est démontrée.*

# 1 Un nouveau regard sur la validation

De manière générale, la validation est “une opération destinée à démontrer, documents à l’appui, qu’un procédé conduit effectivement au résultat escompté”. Dans notre cadre d’étude des matériaux composites, le “procédé” à valider est la prédiction fiable de l’endommagement et de la rupture par l’outil “modèle / code de calcul”. Ces deux composantes sont inséparables puisque un modèle seul ne peut être utilisé pour réaliser des prédictions dans le cadre du *virtual testing*, il faut nécessairement utiliser un code de calcul dédié. Dès lors, la validation portera forcément sur le couple “modèle / outil numérique utilisé”.

Ainsi, la validation d’un modèle de composite passe par la comparaison entre des résultats d’essais et ceux des simulations de ces essais par le couple “modèle / code de calcul”. La question est alors de définir les points à comparer pour réaliser une validation pertinente.

## 1.1 Critères de comparaison pour la validation

Les exemples de comparaison essai/calcul sont nombreux dans la littérature et permettent aux auteurs de montrer les capacités prédictives des modèles. La plupart du temps, ces comparaisons se basent sur des études de comportements globaux, et les comparaisons quantitatives sont faites sur des valeurs “à rupture”.

Cela s’explique par le fait que ces valeurs sont les résultats attendus par les principaux utilisateurs du modèle : les industriels. En effet, durant la phase de conception, l’attente des ingénieurs vis à vis du modèle est qu’il prédise avec une certaine marge la valeur à rupture d’une structure quelconque sous différents types de chargement.

Toutefois, ce type de comparaison est assez pauvre et sûrement insuffisant pour affirmer avec confiance la bonne prédictivité d’un modèle. En effet, la rupture d’une structure en composite résulte du développement et de l’interaction de mécanismes de dégradation dans le matériau. Il est donc complexe de définir rigoureusement ce qu’est la rupture de ce type de structure : correspond-elle à une perte de charge sur la courbe globale du comportement ou est-elle associée à des taux d’endommagement des plis ou des interfaces ? Ainsi, d’un cas test à l’autre, la définition de la rupture de la structure peut varier. Il est donc délicat de baser la validation sur ce type de considération.

De plus, si l’objectif est de prouver les capacités du modèle pour tout type de chargement et de structure, la validation basée seulement sur des comparaisons de valeurs à rupture nécessite un nombre de cas test important. En effet, elle devra couvrir toutes les configurations de rupture possibles, dues aux différentes évolutions des mécanismes avant le point de rupture.

Dès lors, il semble que la validation ne puisse se baser uniquement sur une comparaison de valeurs à rupture mais qu’elle doive s’intéresser à l’état d’endommagement du matériau : rupture fibre, fissure et délaminage. Ainsi, ce travail propose de réaliser une validation non pas basée sur des comparaisons de valeurs à rupture, mais sur une comparaison de l’évolution des mécanismes d’endommagement tout au long de l’essai. Cela va permettre de réaliser une validation plus fine mais aussi de limiter le nombre de cas test. En effet, si le modèle permet de décrire correctement l’évolution de l’endommagement pour des cas test où les mécanismes de dégradation ont des évolutions très différentes, il pourra prédire la rupture dans la quasi-totalité des cas.

Dans la suite, une première partie est consacrée aux critères disponibles pour comparer l'évolution des dégradations dans le matériau pendant l'essai. Une seconde concerne le choix des cas test les plus pertinents pour notre validation.

## 1.2 Choix des indicateurs utilisés pour la comparaison essai/calcul

L'objectif ici est de définir des indicateurs pertinents nous permettant de comparer l'état de dégradation du matériau en tout point du chargement. La première caractéristique de ces indicateurs est donc qu'ils doivent être accessibles expérimentalement et numériquement afin de pouvoir réaliser la comparaison. A ce niveau, le point bloquant n'est pas numérique.

En effet, comme nous l'avons vu dans le chapitre précédent, la définition du modèle est basée sur une séparation des variables d'endommagement et le code associé respecte cette séparation. Ainsi chaque mécanisme peut être étudié séparément lors de la simulation et du post-processing des résultats. De nombreux indicateurs sont donc accessibles en tout points de la structure (modulo la précision liée à la taille du maillage).

Au niveau expérimental, les techniques d'observation de l'endommagement ont beaucoup évolué ces dernières années sous l'impulsion du besoin industriel. Toutefois, elles ne permettent pas encore d'avoir accès aux mêmes quantités d'informations et à la même précision que l'outil numérique. Afin de mettre en avant les limites et les difficultés liées à la récupération de données expérimentales, pour chaque mécanisme principal d'endommagement, les techniques d'observation actuellement disponibles sont présentées afin de définir des indicateurs réalistes pour la comparaison essai/calcul.

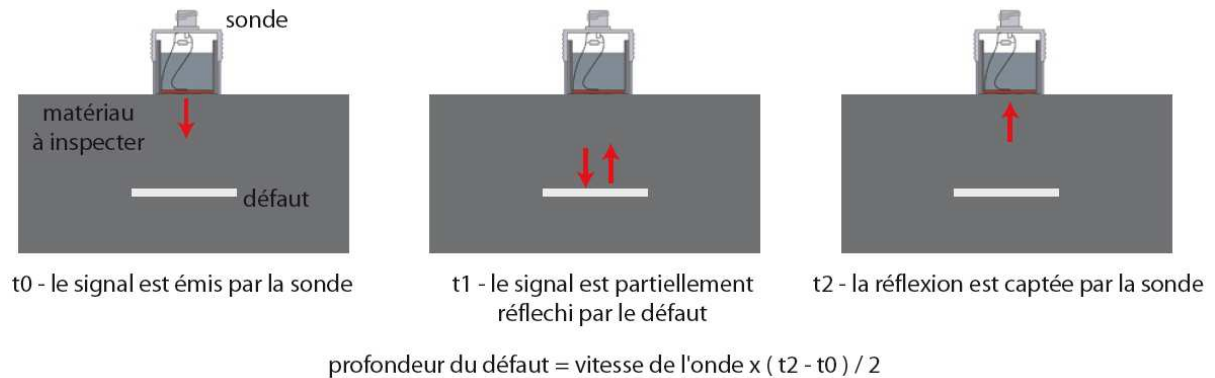
### Endommagement diffus

Ce mécanisme se développe à l'échelle de la fibre. Il n'est alors observable que sur les zones de bord en utilisant un microscope assez puissant pour arriver à l'échelle de la fibre. Dès lors l'observation de son apparition et de son développement au cours d'un essai se fera à partir de l'étude des non-linéarités sur la courbe globale de comportement effort/déplacement.

### La rupture des fibres

Expérimentalement, ce mécanisme se caractérise par une émission acoustique correspondant généralement à une perte de charge assez importante sur la courbe globale effort/déplacement. Il est donc assez aisé de repérer son apparition temporellement. Toutefois, ce mécanisme possède une assez grande variabilité du fait de sa dépendance aux défauts, il est donc important de réaliser une étude de répétabilité de l'essai pour être confiant dans la valeur relevée.

Pour ce qui est du lieu d'apparition de ce mécanisme, il est généralement connu avant le début de l'essai. En effet, ce mécanisme apparaît dans les zones de concentration de contraintes comme dans les abords des accidents géométriques – les bords de trou ou les fonds d'entaille – ou dans les zones de localisation du chargement (sous un indenteur par



**FIGURE 3.1:** Principe du contrôle ultrason.

exemple). De plus, dans le cas de chargement plan, il apparaît dans le pli dont la direction principale fait l'angle le plus petit avec la direction de chargement.

Ainsi, pour ce mécanisme, les indicateurs que nous utiliserons sont le moment d'apparition de la première rupture fibre et sa localisation.

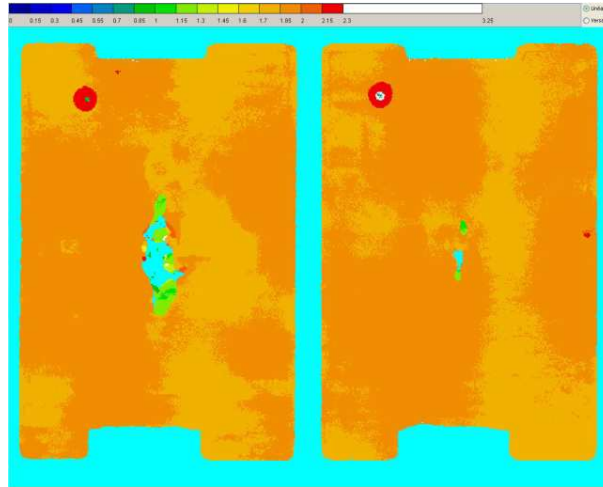
### Le délaminage

Le cas du délaminage est plus complexe. Une des méthodes les plus fiables pour connaître l'état du délaminage dans les différentes interfaces est la technique du *deply* [Hitchen et Kemp (1995)]. Elle consiste en une opération chimique permettant de former un dépôt dans la matière au niveau des zones endommagées des interfaces et de décoller ensuite les pli un à un. Les zones délaminées apparaissent alors sur les plis sous forme de zones colorées ce qui permet d'observer l'état de chaque interface séparément : la forme et la surface de la zone délaminée sur chaque interface peuvent alors être relevées relativement précisément. Le problème de cette technique est qu'elle est destructrice mais surtout complexe et délicate à mettre en oeuvre.

L'outil le plus utilisé pour obtenir des informations sur l'état d'endommagement des interfaces est le contrôle non destructif par ultrason (A-Scan, B-Scan ou plus fréquemment C-Scan). Ce type de contrôle, basé sur la réflexion des ondes sur les défauts présents dans la matière (Figure 3.1), permet théoriquement de relever la forme et la taille des zones délaminées dans un stratifié.

Cependant, il arrive que certaines zones délaminées soient cachées par d'autres et donc invisibles au contrôle. De plus, la taille des zones délaminées est généralement calculée à partir de la technique dite "à moins 6dB" ce qui entraîne une certaine erreur quant à la valeur ainsi obtenue. Enfin, la précision des machines d'observation ne permet pas de garantir, pour des plis fins, la position du délaminage dans l'épaisseur du matériau (Figure 3.2).

Même si la technique du contrôle non destructif par ultrasons comporte certaines imprécisions, elle reste la plus répandue – dans l'industrie et dans la recherche universitaire



**FIGURE 3.2:** Exemple de C-Scan issu d'un essai d'indentation statique sur stratifié.

– pour obtenir des informations sur le délaminage dans une structure composite. Les indicateurs relatifs au délaminage sont alors définis sur cette technique. Ces indicateurs sont la forme et la taille des zones délaminées observables au C-Scan.

### La fissuration transverse

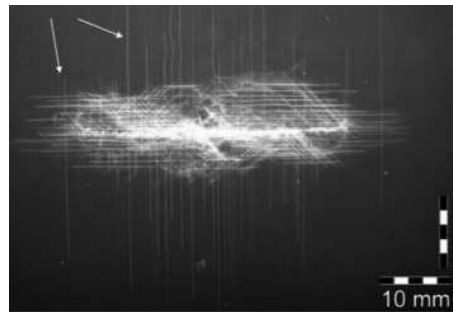
De la même manière, dans le cas de la fissuration, il est difficile expérimentalement d'obtenir des données précises. Généralement, l'observation et le comptage des fissures imposent des méthodes destructives dont la mise en oeuvre peut modifier l'état d'endommagement dans l'éprouvette, faussant les relevés.

L'utilisation de radiographie X impose l'introduction dans l'éprouvette de liquide révélateur qui, en remplissant les fissures présentes dans le matériau, permet de les observer ensuite aux rayons X. Cette technique présente au moins deux inconvénients majeurs. Tout d'abord, si une fissure n'est pas connectée à l'extérieur de l'éprouvette, elle ne pourra pas être remplie de liquide et sera donc invisible aux rayons X. Ensuite, l'image obtenue est une image 2D "à plat" qui ne permet pas de savoir précisément dans quel pli se trouvent les fissures (la direction des fissures donne des indices) (Figure 3.3).

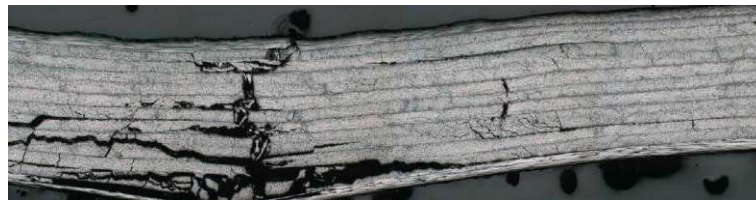
Les coupes micrographiques quant à elles permettent d'avoir une meilleure image de l'état d'endommagement dans le matériau et de compter les fissures dans certains plis (selon la direction de la coupe) ; mais elles imposent la destruction de l'éprouvette et le procédé de coupe peut introduire des endommagements parasites non liés à l'essai caractérisé (Figure 3.4).

La technique de corrélation d'images permet elle d'obtenir relevé précis des champs de déformation au cours de l'essai. Toutefois, dans une optique de suivi fin des mécanismes, cette information n'est pas assez riche pour la validation. L'utilisation de cette technique serait donc limitée dans cette étude à l'observation de la création de fissures sur les surfaces extérieures des éprouvettes.





**FIGURE 3.3:** Exemple d’une radiographie X issue d’un essai d’indentation statique sur un stratifié thermoplastique.

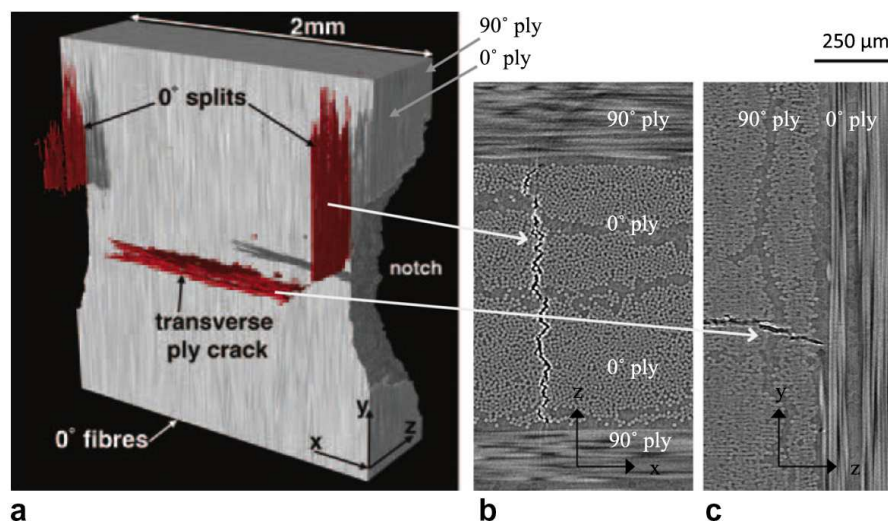


**FIGURE 3.4:** Exemple d’une micrographie issue d’un essai d’indentation statique sur un stratifié thermoplastique.

Les nouvelles techniques, type tomographie à rayons X, laissent entrevoir de nouvelles possibilités. Basées sur le principe de la radiographie X, elles consistent à prendre un grand nombre de radiographie d’un même échantillon sous différents angles puis d’en reconstruire l’image 3D avec les endommagements à l’intérieur (Figure 3.5).

Toutefois, la reconstruction et le traitement des images sont encore lourds et ce type de matériel est peu répandu. De plus, la précision de l’information dépend du volume étudié : la taille des images est fixe quel que soit la taille de l’échantillon étudié. Ainsi, lorsque l’éprouvette scannée fait plusieurs centimètres de longueur, la précision obtenue ne permet généralement pas de détecter des fissures de quelques microns. Qui plus est, la structure scannée n’est pas sous chargement (tomographie non in situ), les fissures sont donc généralement peu ou pas ouvertes. Dès lors, seule la microtomographie sur petit échantillon permet d’obtenir des résolutions proches de la taille d’une fissure “fermée” ; ce qui limite la taille de la zone d’intérêt que l’on peut étudier. Dans un futur proche, c’est la tomographie in situ qui devrait permettre de résoudre en partie ce problème.

L’observation de l’évolution de la fissuration dans un stratifié est donc quelque chose de complexe. Dans certain cas très particuliers, le suivi de la fissuration peut se faire sur la tranche par corrélation d’image, comme pour un essai  $[0/90_n]$ . Dans ce cas, les fissures sont identifiées comme des sauts de déplacement sur la surface de la tranche de l’éprouvette. Toutefois, dans la majorité des cas, les fissures apparaissent dans des zones difficiles d’accès avec les techniques actuelles (au coeur du matériau, sur des bords de trous intérieurs...) et ne sont donc pas visibles sur les bords accessibles de l’échantillon. Il devient alors nécessaire



**FIGURE 3.5:** (a) Image d'une tomographie "haute résolution" de l'endommagement intra-laminaire dans un stratifié  $[0/90]_s$ ; (b) Coupe 2D selon le plan X-Z. (c) Coupe 2D selon le plan Y-Z. [Wright et al. (2012)].

de recourir à des techniques plus délicates et fastidieuses tel que le comptage des fissures sur micrographies ou tomographies.

Pour le moment, la définition d'indicateurs clairs relatifs à la fissuration transverse est donc délicate. Dans la suite des travaux, l'évolution de la fissuration prédite numériquement sera comparée de manière qualitative à ce qui peut être observé expérimentalement à rupture, et aux émissions acoustiques pendant l'essai.

## Conclusion

Ainsi, alors que la validation proposée demande une connaissance assez fine des évolutions des mécanismes d'endommagement dans le matériau pour la comparaison essais/calculs, les techniques actuelles ne donnent pas accès à toutes les informations nécessaires. La définition des indicateurs pour la comparaison reste donc assez subjective et dépendante de chaque cas.

Si il est possible de réaliser nous-même les observations après les essais, nous nous attacherons à relever les indicateurs que nous venons de définir, comme des enveloppes de délaminage sur des C-Scans ou des émissions acoustiques pour la rupture fibre et la fissuration. Dans le cas d'informations issues de la littérature, il faudra rester conscient des limitations présentées ici et donc utiliser les données quantitatives avec précaution.

## 2 Utilisation des effets d'échelle pour la validation

Comme dit précédemment, dans ce travail, l'idée est de réaliser une validation du modèle, basée sur la comparaison des prédictions du modèle avec les résultats expérimentaux,

non pas sur une valeur à rupture, mais sur l'intégralité de l'évolution des mécanismes de dégradation. Afin de réaliser une validation complète, il faut que les cas test utilisés mettent en jeu les différentes évolutions que peuvent connaître les mécanismes, pour tout type de structures et tout type de chargements.

L'expérience montre que la rupture d'une structure est due à l'évolution et à l'interaction de différents mécanismes d'endommagement au sein du matériau, en particulier la rupture fibre, la fissuration transverse et le délaminage. Pour une configuration d'essai donnée, l'évolution d'un de ces mécanismes est souvent avantagée par rapport aux autres et pilote la dégradation et la rupture de la structure.

Cependant, les comportements de ces mécanismes de dégradation dépendent des paramètres géométriques et du chargement. Dès lors, la modification de la configuration d'essai peut changer le rapport de force entre les mécanismes et modifier radicalement les dégradations sous-critiques et le mode de rupture.

Pour réaliser notre validation, ces dépendances des mécanismes à la configuration des essais vont être utilisées afin de couvrir les différentes évolutions des dégradations possibles. Pour cela, leur dépendance aux paramètres géométriques, phénomène désigné sous le terme d'effet d'échelle, est utilisé.

## 2.1 Les effets d'échelle dans les structures composites

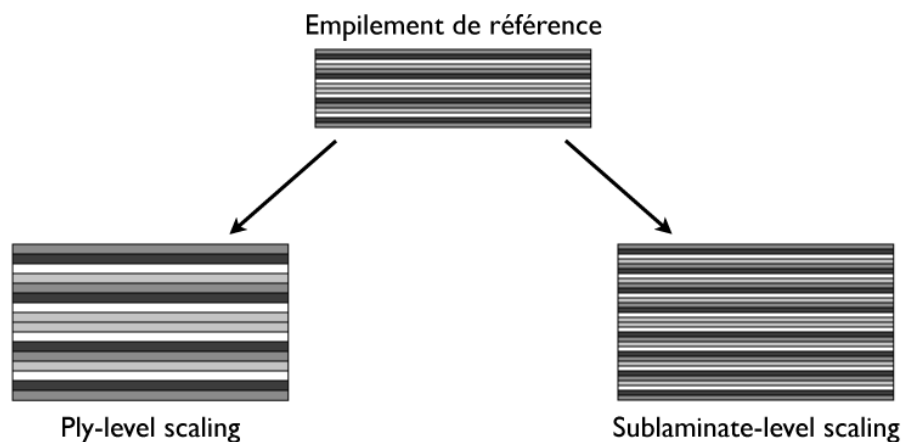
Le terme "effet d'échelle" représente le fait que les résultats d'un essai sur coupon (de l'ordre du centimètre) ne sont pas toujours extensibles à une structure deux ou quatre fois plus grande, et donc encore moins à une structure de type industrielle (de l'ordre du mètre).

Ce phénomène n'est pas limité aux seuls matériaux composites. Il est observable dans le cas des matériaux homogènes type acier. Seulement, pour ces matériaux, le mode de rupture reste le même quelque soit la taille de la structure. Des lois statistiques peuvent alors être utilisées pour extrapoler les résultats de l'échelle inférieure à l'échelle supérieure.

Dans le cas des composites stratifiés des changements de mode de rupture peuvent apparaître avec le changement d'échelle. Ce ne sont plus les mêmes mécanismes de dégradation qui sont impliqués et il devient impossible d'extrapoler les résultats obtenus sur coupons.

Ces forts effets d'échelle dans les structures composites ont deux sources principales : la variation des caractéristiques du matériau avec le volume et la dépendance du comportement des mécanismes de dégradation avec certaines grandeurs caractéristiques du matériau.

La variation des tenues à rupture du matériau avec la taille de la structure est l'effet d'échelle le plus commun car il se retrouve pour les matériaux métalliques. En effet, pour la quasi-totalité des matériaux, un grand volume de matériau aura une tenue mécanique inférieure à celle d'un volume plus restreint. Ce phénomène est expliqué dans un cadre général par la théorie du maillon faible : la rupture s'initie dans une zone où la résistance est moindre – généralement à cause de la présence d'un défaut dans le matériau – et la rupture de cette zone entraîne par redistribution, la rupture totale du matériau. Plus le



**FIGURE 3.6:** Deux méthodes pour mettre en échelle un composite stratifié dans l'épaisseur.

volume de matériau est grand, plus la chance de trouver un défaut critique est grande, plus la rupture arrivera tôt.

Dans le cas des matériaux homogènes, les défauts initiateurs sont généralement des inclusions ou des vides dans la matière. Dans le cas des composites, du fait de leur structure biphasée, les causes de défaut sont plus nombreuses. Outre les défauts dans la structure des fibres et dans celle de la résine, il y a les défauts liés à l'assemblage des deux phases : mauvaise cohésion entre les fibres et la matrice, zones plus riches en matrice ou au contraire agglomérat de fibres, fibres cassées ou mal alignées. Cette multiplicité des sources de défaut augmente le risque d'avoir une zone défectueuse dans le matériau.

La seconde source de sensibilité à la variation d'échelle de la structure dans le cas des matériaux composites stratifiés est la dépendance de l'évolution des mécanismes à la microstructure. En particulier, la dépendance du comportement de la fissuration transverse à l'épaisseur du pli : un pli épais se fissure plus facilement qu'un pli fin.

Lors de la mise en échelle d'une éprouvette, il y a deux façons de mettre en échelle dans l'épaisseur : soit en modifiant l'épaisseur des plis (*ply-level scaling*), soit en multipliant le nombre de plis (*sublaminates-level scaling*) (Figure 3.6). Si la première méthode est utilisée, le comportement en fissuration transverse est privilégié puisque l'épaisseur des plis augmente. Ainsi, une structure rompant par rupture fibre à petite échelle peut rompre par fissuration et délaminage à grande échelle du fait que la mise en échelle facilite la création de fissures [Wisnom et Hallett (2009)].

## 2.2 Application de ces effets d'échelle à la validation

Il existe donc deux origines majeures aux effets d'échelle dans les composites stratifiés n'affectant pas tous les mécanismes de dégradation de la même manière.

- La sensibilité aux défauts et donc au volume de matériau mis en jeu affecte principalement le mécanisme de rupture des fibres. En effet, de nombreuses études à ce

sujet ont montré que la tenue à rupture du matériau dans le sens des fibres en traction et en compression variait très fortement avec le changement de dimension des éprouvettes testées [Wisnom (1999)] : la rupture des fibres est privilégiée lorsqu'un plus grand volume de matériau est mis en jeu.

- La sensibilité à la microstructure affecte principalement le mécanisme de fissuration transverse : la cinétique de création des fissures varie avec l'épaisseur des plis. Ainsi, le mode de mise en échelle dans l'épaisseur (Figure 3.6) peut privilégier ce mécanisme. Ce faisant, le délaminage est lui aussi privilégié puisque les deux phénomènes sont couplés.

Ainsi, la mise en échelle de la structure composite impacte le comportement de la rupture fibre et celui du couple fissuration/délaminage, mais pas de la même manière. Un changement dimensionnel peut donc avantager un des mécanismes par rapport à l'autre et ainsi modifier radicalement l'évolution de ces mécanismes. Dès lors, une structure dont la ruine est pilotée par la rupture fibre peut connaître une rupture pilotée par la fissuration transverse et le délaminage si l'on change un de ses paramètres géométriques.

L'utilisation des effets d'échelle permet alors de balayer différents types d'endommagement sous-critique et différents modes de rupture sans changer de cas test, juste en modifiant un paramètre géométrique de l'essai. Les capacités prédictives du modèle peuvent donc être testées pour des comportements sous critiques très différents sans multiplier les types d'essai à réaliser, ce qui réduit considérablement les coûts.

L'autre avantage de ce type de cas test pour la validation est qu'il est discriminant vis-à-vis de modèles qui ne se basent pas sur la physique des mécanismes (type macromodèles).

## 2.3 Choix des cas test

Les cas test utilisés pour la validation vont maintenant être définis. Dans un premier temps, afin de ne pas réaliser de nouvelles campagnes d'essais, les informations disponibles dans la littérature ont été utilisées. Au niveau des effets d'échelles, de nombreux travaux ont été réalisés à l'université de Bristol sous la direction du Professeur M. Wisnom. En particulier, il a été réalisé une campagne d'essais très complète sur les effets d'échelle dans les essais de traction sur plaque trouées quasi-isotropes [Wisnom et Hallett (2009)]. Dans le cadre de la validation proposée ici, l'intérêt de cette campagne est triple.

Tout d'abord, elle est très bien documentée. En effet, les résultats ne se limitent pas à des valeurs de contrainte et déformation à rupture, des descriptions de l'évolution des dégradations sous-critiques et des faciès à rupture sont aussi disponibles. Cette palette de résultats permet de comparer plus qu'une valeur à rupture, elle permet de tester les capacités du modèle dans la prédiction des modes de rupture et des évolutions de l'endommagement pour y arriver.

Ensuite, les effets d'échelles proposés permettent de mettre en exergue des changements de modes de rupture très importants dus à une variation du comportement en fissuration. De fait, ce cas test est bien discriminant vis à vis des modèles ne prenant pas en compte toute la physique des mécanismes.

Enfin, la traction sur plaques trouées est un cas test traditionnel de l'industrie aéronautique. Elle rentre donc bien dans le cadre d'une validation pour le *virtual testing*.

Afin de réaliser une validation plus complète, il a été décidé d'ajouter à la traction sur plaque trouées – cas de chargement plan – un essai avec chargement hors plan. Dans l'industrie, le cas typique mettant en jeu un chargement hors plan est le cas de l'impact à basse vitesse sur plaque de composite. Ce cas test est d'autant plus intéressant qu'il met en jeu une évolution complexe de l'endommagement dans le matériau.

Toutefois, aucune étude de ce type de chargement avec effet d'échelle n'était disponible dans la littérature. Une campagne d'essais a alors été pensée et construite pour répondre aux objectifs de la validation.

*Remarque* : L'échelle et la complexité des structures testées n'ont pas été choisis au hasard. Des éprouvettes droites aux empilements simples sont en effet utilisées pour l'identification des paramètres du modèle. Certes, les effets d'échelle peuvent se révéler importants également dans ces cas de figure 'simples' [Wisnom (1999)] mais il s'agit dans ce cas de l'expression de variabilités à une échelle plus fine (typiquement l'échelle de la fibre) de celle prise en compte par le modèle. Leur description nécessiterait donc l'introduction d'une variabilité associée aux paramètres du modèle, par exemple une distribution de Weibull sur les valeurs à rupture sans fibres. Afin de réaliser une validation cohérente, il n'était donc pas souhaitable de prendre en compte des essais moins complexes.

A l'inverse, ces configurations d'essais restent de type "éprouvette". C'est une première étape vers une validation plus poussée, qui devra à terme se tourner vers l'étude d'éprouvettes technologiques, pour évaluer les capacités prédictives des modèles dans le cadre de singularités structurales sous sollicitations complexes.



# Chapitre 4

## Étude de la traction sur plaques trouées

### Sommaire

---

<b>1</b>	<b>Campagne expérimentale . . . . .</b>	<b>62</b>
1.1	Essais utilisés pour la validation . . . . .	63
<b>2</b>	<b>Identification des paramètres matériau et simulations numériques . . . . .</b>	<b>65</b>
2.1	Identification des paramètres matériau . . . . .	65
2.2	Simulations éléments finis . . . . .	67
<b>3</b>	<b>Comparaison expérimental / simulations numériques . . . . .</b>	<b>68</b>
3.1	Effet de l'épaisseur du pli . . . . .	68
3.2	Effet d'échelle dans le plan . . . . .	75
<b>4</b>	<b>Conclusions sur le cas de la traction sur plaques trouées . . . . .</b>	<b>77</b>
4.1	Validation générale du modèle . . . . .	77
4.2	Faiblesse du modèle mise en lumière . . . . .	78
4.3	Vers une étude plus fine des mécanismes . . . . .	78

---

*Ce chapitre présente une première validation fine du mésomodèle d'endommagement des composites stratifiés sur le cas de la traction de plaques trouées quasi-isotropes. Les principaux effets d'échelle mis en lumière lors de la campagne expérimentale sont présentés puis comparés aux simulations numériques réalisées.*



Comme il a été dit dans le chapitre précédent, ce cas test a été choisi car la campagne expérimentale a mis en lumière des effets d'échelle particulièrement intéressants : une modification du mode de rupture selon l'épaisseur des plis et une inversion de l'effet de la taille du trou avec ce même paramètre.

La validation du mésomodèle sur ce cas test va être présentée en trois temps :

- dans un premier temps, la campagne d'essais dans son ensemble est présentée et le choix des essais utilisés pour la validation est expliqué ;
- dans un second temps, la comparaison entre les résultats expérimentaux et les simulations numériques est réalisée au cas par cas ;
- enfin, la validation du mésomodèle sur ce cas test est discutée.

## 1 Campagne expérimentale

La campagne d'essais sur laquelle est basée cette validation a été réalisée par M. Wisnom et S. Hallett [Wisnom et Hallett (2009)] au laboratoire ACCIS de l'Université de Bristol. Elle consiste en une série d'essais de traction sur des plaques trouées d'IM7/8552 avec les caractéristiques géométriques définies sur la Figure 4.1. Les empilements étudiés sont des empilements quasi-isotropes de la forme  $[45_m/90_m/-45_m/0_m]_{ns}$ .

Afin d'étudier les effets d'échelle sur ce cas test, les auteurs ont fait varier :

- les paramètres  $m$  et  $n$  pour faire varier l'épaisseur des plis et de la plaque ;
- les dimensions des éprouvettes dans le plan et le ratio largeur de la plaque sur diamètre du trou pour étudier l'influence des dimensions dans le plan.

Pour chaque essai, ils ont relevé et reporté dans [Wisnom et Hallett (2009)] :

- la contrainte à rupture, qu'ils définissent comme la contrainte juste avant la première chute de charge supérieure à 5% ;
- le mode de rupture, qu'ils ont ensuite catégorisé en trois types décrits sur la Figure 4.2 ;
- l'évolution qualitative de l'endommagement dans la plaque comme le lieu de création des premières fissures ou l'évolution du délaminage dans les interfaces de la plaque.

La validation pour ce cas test repose ainsi sur une comparaison quantitative de la valeur de la contrainte à rupture de l'éprouvette mais sur une comparaison seulement qualitative de l'évolution de l'endommagement.

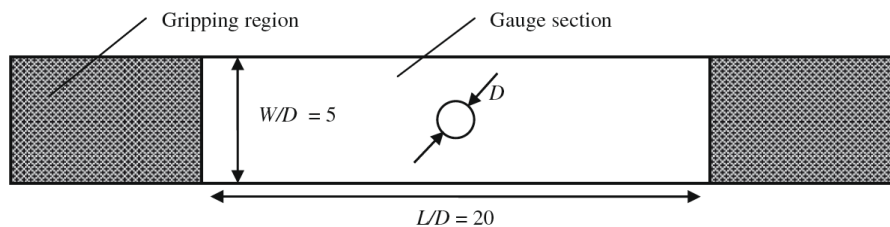


FIGURE 4.1: Géométrie des plaques trouées [Wisnom et Hallett (2009)].

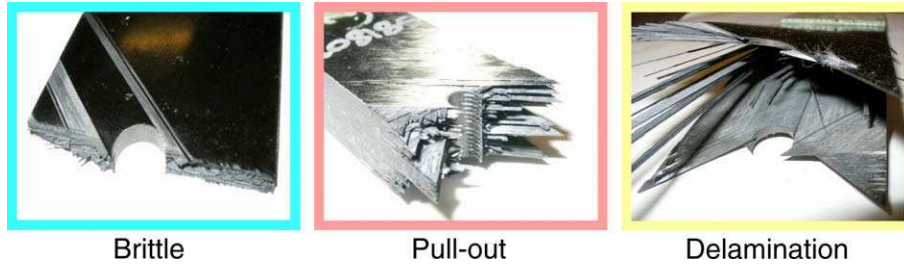


FIGURE 4.2: Les trois modes de rupture identifiés dans le cas d'essais de traction sur plaques trouées quasi-isotropes [Wisnom et Hallett (2009)].

TABLE 4.1: Caractéristique des essais utilisés ainsi que les effet d'échelle associés.

$W/D$	m	n	$h_{pli}$ (mm)	$h_{plaque}$ (mm)	Diamètre du trou (mm)		
					6,35	12,7	25,4
5	1	4	0.125	4	×	×	×
5	2	2	0.25	4	×		
5	4	1	0.5	4	×	×	×
Effet d'épaisseur des plis				Effet des dimensions dans le plan			

## 1.1 Essais utilisés pour la validation

Dans [Wisnom et Hallett (2009)], les résultats d'un grand nombre d'essais sont répertoriés. Afin de limiter le nombre de simulations, tous n'ont pas été utilisés pour la validation. Deux séries d'expériences ont été sélectionnées pour les effets d'échelle qu'elles mettaient en exergue : la première met en évidence l'effet de l'épaisseur des plis sur le mode de rupture, la seconde étudie l'effet des dimensions dans le plan (Tableau 4.1).

Les caractéristiques géométriques de ces deux séries d'essais et les principaux résultats les concernant sont maintenant présentés.

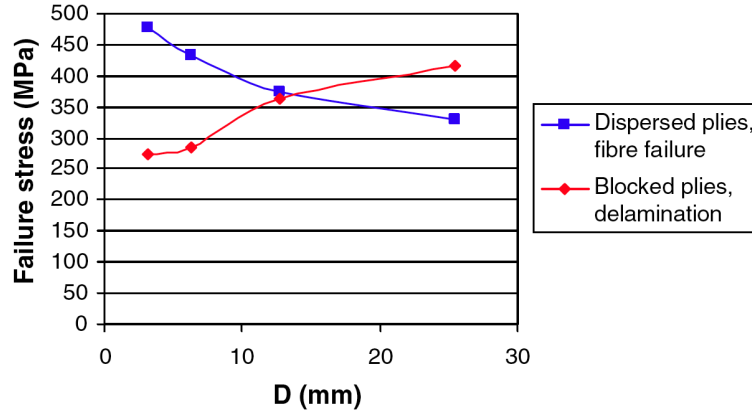
### Effet de l'épaisseur des plis

Pour cette première série d'essais, les dimensions de la plaque ainsi que celle du trou sont constantes :

$$\begin{cases} h_{plaque} = 4 \text{ mm} \\ W/D = 5 \\ D = 6,35 \text{ mm} \end{cases} \quad (4.1)$$

Les paramètres qui varient sont ceux définissant la séquence d'empilement :  $m$  et  $n$ . Trois cas sont étudiés :

- $[45/90/-45/0]_{4s}$  : épaisseur du pli  $h_{pli} = 0,125$  mm ;
- $[45_2/90_2/-45_2/0_2]_{2s}$  : épaisseur du pli  $h_{pli} = 0,25$  mm ;
- $[45_4/90_4/-45_4/0_4]_s$  : épaisseur du pli  $h_{pli} = 0,5$  mm.



**FIGURE 4.3:** Effet de l'épaisseur des plis sur la dépendance de la tenue mécanique à la taille de trou [Wisnom et Hallett (2009)].

Les résultats des essais sur ces éprouvettes montrent un changement de mode de rupture avec la variation de l'épaisseur des plis : dans le cas des plis fins ( $h_{pli} = 0,125$  mm), la rupture de l'éprouvette est pilotée par la rupture fibre (rupture de type "brittle" selon la Figure 4.2), dans le cas des plis épais, la rupture est pilotée par la fissuration transverse et le délaminage (rupture de type "delamination" selon la Figure 4.2).

### Effet des dimensions dans le plan

Pour la seconde série d'essais, l'épaisseur de la plaque et le ratio largeur sur diamètre du trou sont fixés :

$$\begin{cases} h_{plaque} = 4 \text{ mm} \\ W/D = 5 \end{cases} \quad (4.2)$$

Le diamètre du trou change, faisant varier les dimensions de la plaque dans le plan :

$$\begin{cases} D = 6,35 \text{ mm} \implies W = 31,75 \text{ mm et } L = 127 \text{ mm} \\ D = 12,7 \text{ mm} \implies W = 63,50 \text{ mm et } L = 254 \text{ mm} \\ D = 25,4 \text{ mm} \implies W = 127 \text{ mm et } L = 508 \text{ mm} \end{cases} \quad (4.3)$$

Deux séquences d'empilement sont étudiées :

- la première,  $[45/90/-45/0]_{4s}$  est composée de plis fins et casse par rupture fibre ;
- la seconde,  $[45_4/90_4/-45_4/0_4]_s$  est composée de plis épais et casse par fissuration / délaminage.

Cette série d'essais permet d'observer l'influence de la taille du trou sur la tenue mécanique de l'éprouvette dans le cas des plis fins et celui des plis épais. Les résultats expérimentaux montrent que cette influence est inversée : dans le cas des plis fins, la tenue mécanique diminue avec l'augmentation de la taille de trou alors que dans le cas des plis épais, la tenue mécanique augmente avec la taille du trou (Figure 4.3).

## Bilan

Ces deux groupes d'essais apparaissent suffisants pour valider la capacité du modèle à décrire les différents phénomènes impliqués car ils mettent en jeu différentes évolutions d'endommagement sous-critique et différents types de rupture, de la rupture dominée par la rupture fibre à celle dominée par le délaminage.

Chacun des cas a été simulé à l'aide du code Coffee afin de voir si le modèle permettait de rendre compte de ces changements de comportement avec les dimensions des éprouvettes.

## 2 Identification des paramètres matériau et simulations numériques

### 2.1 Identification des paramètres matériau

Comme expliqué dans le Chapitre 2, l'utilisation du modèle pour la simulation demande la connaissance d'un certain nombre de paramètres matériau relativement complexes à identifier. Dans le cadre d'une validation, la qualité de cette identification est d'autant plus cruciale qu'elle peut grandement modifier les résultats.

Le matériau à caractériser est l'IM7/8552. L'identification des paramètres pour ce matériau a déjà fait l'objet d'une étude dans le cadre du World-Wide Failure Exercise (WWFE-III) [Daghia et Ladevèze ()] (voir Tableau 4.2) et avait rencontré deux difficultés majeures.

La première concernait le manque d'information sur le comportement en fissuration transverse du matériau. En effet, l'identification des paramètres relatifs à ce mécanisme (taux de restitution d'énergie critique du pli  $G_I^c$ , densité de fissuration à saturation  $\rho_s$ , épaisseur de transition  $\bar{h}$ ) requiert des renseignements sur l'évolution de la densité de fissures pour différentes épaisseurs de pli (voir le processus d'identification présenté dans le Chapitre 2), informations qui n'étaient pas disponibles dans le cadre du WWFE-III.

Dès lors, deux hypothèses ont dû être faites :

- les taux de restitution d'énergie critique ont été pris égaux pour le pli et pour l'interface (même si généralement ce n'est pas le cas) ;
- les valeurs des paramètres  $\rho_s$  et  $\bar{h}$  ont été prises égales à celles de matériaux identifiés précédemment, des études ayant montré que ces paramètres variaient peu entre différents matériaux et différents empilements [Ladevèze et Lubineau (2002), Henaff-Gardin et al. (1992)].

Ces hypothèses, même si elles sont raisonnables, peuvent avoir un impact sur la précision des scénarios prédits en terme de fissuration transverse.

Le second problème rencontré portait sur l'identification de la valeur de la contrainte à rupture dans le sens des fibres. Dans le Chapitre 3, il a été montré que cette valeur est sensible aux changements d'échelle et plus précisément au volume de matériau testé.

Dans le WWFE-III, une valeur de contrainte à rupture sens fibre de 2560 MPa est donnée, sans information quant aux types d'essais réalisés pour obtenir cette valeur (géométrie, taille de l'éprouvette ...). Toutefois, une revue de la littérature montre qu'elle est

TABLE 4.2: Paramètres matériau utilisés pour la validation.

Élasticité du pli					
$E_1$ (MPa)	$E_2, E_3$ (MPa)	$G_{12}, G_{13}$ (MPa)	$G_{23}$ (MPa)	$\nu_{12}, \nu_{13}$	$\nu_{23}$
165000	9000	5600	2800	0,34	0,5
Endommagement des fibres					
$\alpha_+$	$\alpha_-$	$Y_{df}^t$ (MPa)	$Y_{df}^c$ (MPa)	$k$	
0	11	(1) 20 (2) 30	8,7	4	
Endommagement diffus					
	$Y_0$ (MPa)	$Y_c$ (MPa)	$b$		
	0	12	0,5		
Fissuration transverse					
$\gamma_I$ (m <sup>2</sup> /KJ)	$\gamma_{II}$ (m <sup>2</sup> /KJ)	$\gamma_{III}$ (m <sup>2</sup> /KJ)	$\rho_s$	$\bar{h}$ (mm)	
5	0,95	0,95	0,7	0,56	
Plasticité					
	$R_0$ (MPa)	$R(p)$ (MPa)	$a$		
	60	$1000p^{0,54}$	0,67		
Interface					
$K_1^0, K_2^0$ (GPa/mm)	$K_3^0$ (GPa/mm)	$Y_{0,int}$ (J/m <sup>2</sup> )	$Y_{c,int}$ (J/m <sup>2</sup> )	$a_i$	$\gamma_{II,int}, \gamma_{III,int}$
236,8	652,8	0	200	0,5	0,25

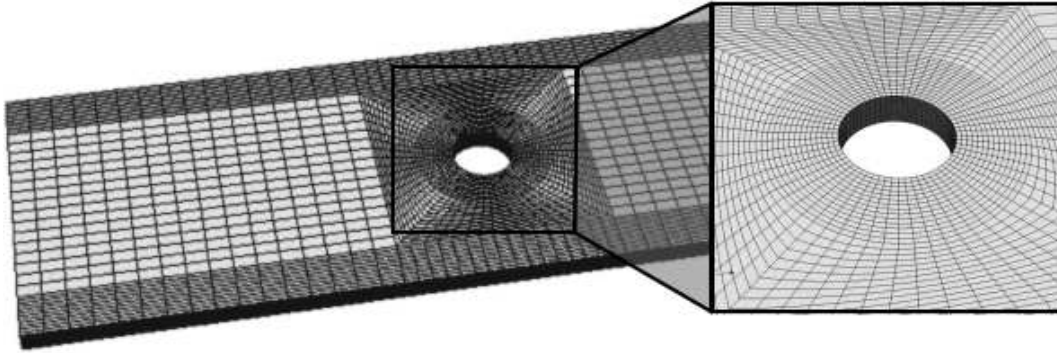


FIGURE 4.4: Maillage utilisé pour les simulations avec  $D = 6.35$  mm.

significativement inférieure à celle proposée et utilisée par Wisnom and Hallett dans [Hallett et al. (2009b), Hallett et al. (2009a)]. Dans ce papier, l'identification complète d'un modèle statistique de Weibull est réalisée, conduisant à une valeur de contrainte à rupture sens fibre par unité de volume ( $1\text{mm}^3$ ) de  $\sigma_{unit} = 3131$  MPa.

Deux valeurs différentes pour le même paramètre sont donc disponibles : la première issue d'un processus d'identification inconnu, la seconde issue d'un processus basé sur des lois statistiques. Il est vrai qu'aucune loi statistique n'est introduite dans le mésomodèle, mais au vu de la taille des zones mises en jeu dans les essais considérés, il ne paraît pas aberrant d'utiliser cette seconde valeur dans nos simulations d'essais. Ainsi, ne sachant quelle valeur privilégier, deux simulations ont été réalisées pour chaque cas, correspondant aux deux valeurs de contrainte à rupture sens fibre (jeux de paramètres 1 et 2 dans le tableau 4.2). Cela permet dans la suite de pointer l'importance de l'identification de ce paramètre.

## 2.2 Simulations éléments finis

La création du maillage et les simulations ont été réalisées avec le code Coffee. Au niveau de la géométrie, du fait de la symétrie de l'empilement dans le plan, seule une demi-plaque a été modélisée. Le maillage a été réalisé avec des éléments volumiques linéaires "hexa" car le chargement est plan et ne met en jeu que peu de déplacements hors plan, .

Le choix de la taille des éléments a été fait en partant de la considération que les effets dus à la présence du trou sont de l'ordre de l'épaisseur d'un pli : les éléments autour du trou ont des dimensions de l'ordre de grandeur de  $h_{pli}$  (Figure 4.4). Une étude de convergence a été menée afin de valider ce choix de maillage : le maillage retenu est le maillage le plus grossier pour lequel la convergence au niveau du comportement global et de l'état d'endommagement en bord de trou est atteinte (pas de modification de l'état d'endommagement prédit pour des maillages plus fins).

Enfin, concernant les conditions aux limites de traction, elles sont modélisées par un déplacement imposé sur un bord de la plaque tandis que le côté opposé est bloqué.

### 3 Comparaison expérimental / simulations numériques

Dans cette partie, les résultats expérimentaux et numériques des essais de traction sur plaques trouées sont comparés et analysés.

Pour chaque série d'essais (effet de l'épaisseur des plis et effet des dimensions dans le plan), une première comparaison sur le comportement globale est réalisée à partir des courbes globales contrainte/déformation issues de la simulation. Une comparaison plus fine sur l'évolution des mécanismes d'endommagement est ensuite effectuée en se basant sur les cartes d'endommagement – décrivant les scénarios de dégradation en terme de rupture fibre, fissuration transverse et délaminage – construites à partir des simulations numériques. Pour une bonne compréhension de ces cartes d'endommagement, les définitions des variables d'endommagement du modèle associées à chaque mécanisme sont ici rappelées :

- $d_f$ , représentant la rupture fibre ( $d_f = 1$  correspond à une rupture complète de la fibre) ;
- $\rho$ , la densité de fissuration transverse, avec les paramètres matériau choisis, cette densité arrive à saturation pour  $\rho = \rho_s = 0,7$  ;
- $d_I$ , représentant le délaminage associé au Mode I ( $d_I = 1$  correspond à une surface totalement délaminée ; dans ce cas,  $d_{II} = d_{III} = 1$ , donc pour des soucis de simplicité, les cartes d'endommagement associées au délaminage associé en Mode II et III ne sont présentées dans les résultats des simulations).

*Remarque* : Deux jeux de simulations ont été réalisés avec deux jeux de paramètres matériau différents. Toutefois, les cartes d'endommagement obtenues avec ces deux jeux de paramètres étant très similaires, seules les cartes d'endommagement associées au deuxième jeu de paramètres sont présentées.

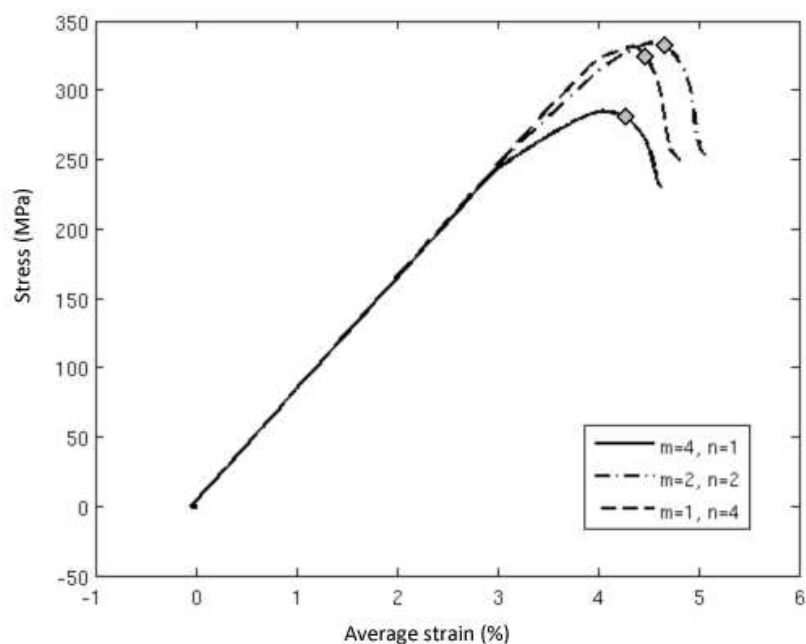
#### 3.1 Effet de l'épaisseur du pli

Les courbes contrainte/déformation associées à cette série d'essais sont présentées Figure 4.5. Les marqueurs sur ces courbes indiquent le point de rupture comme il est défini dans [Wisnom et Hallett (2009)]. Les valeurs de la contrainte avant ce point ainsi que les valeurs expérimentales sont reportées dans le Tableau 4.3. Les cartes d'endommagement correspondant au point de rupture sont reportées sur les Figures 4.6 à 4.8.

Une première étude globale des trois courbes contrainte/déformation, permet de mettre en évidence deux comportements différents :

- dans le cas des éprouvettes aux plis fins et intermédiaires ( $[m = 1, n = 4]$  et  $[m = 2, n = 2]$ ), le comportement est globalement linéaire avant une chute de charge abrupte ;
- à l'inverse, dans le cas de l'éprouvette aux plis épais ( $[m = 4, n = 1]$ ), une rupture de pente est observée sur la courbe bien avant le point de rupture.

L'expérience explique ces différences de comportement par des évolutions de l'endommagement sous critique complètement différentes : peu ou pas d'endommagement avant la rupture fibre dans le cas des plis fins, une forte propagation de la fissuration et du délaminage bien avant la rupture dans le cas des plis épais.



**FIGURE 4.5:** Les courbes contrainte/déformation obtenues pour les trois simulations avec  $D = 6.35$  mm.

Nous allons maintenant, pour chacun des cas simulés (plis fins, plis épais et plis intermédiaires), comparer en terme de contrainte à rupture et d'évolution de l'endommagement les résultats des simulations avec les observations expérimentales correspondantes pour voir si le modèle permet de bien reproduire les essais.

### 3.1.1 Plis fins : ruine dominée par la rupture fibre

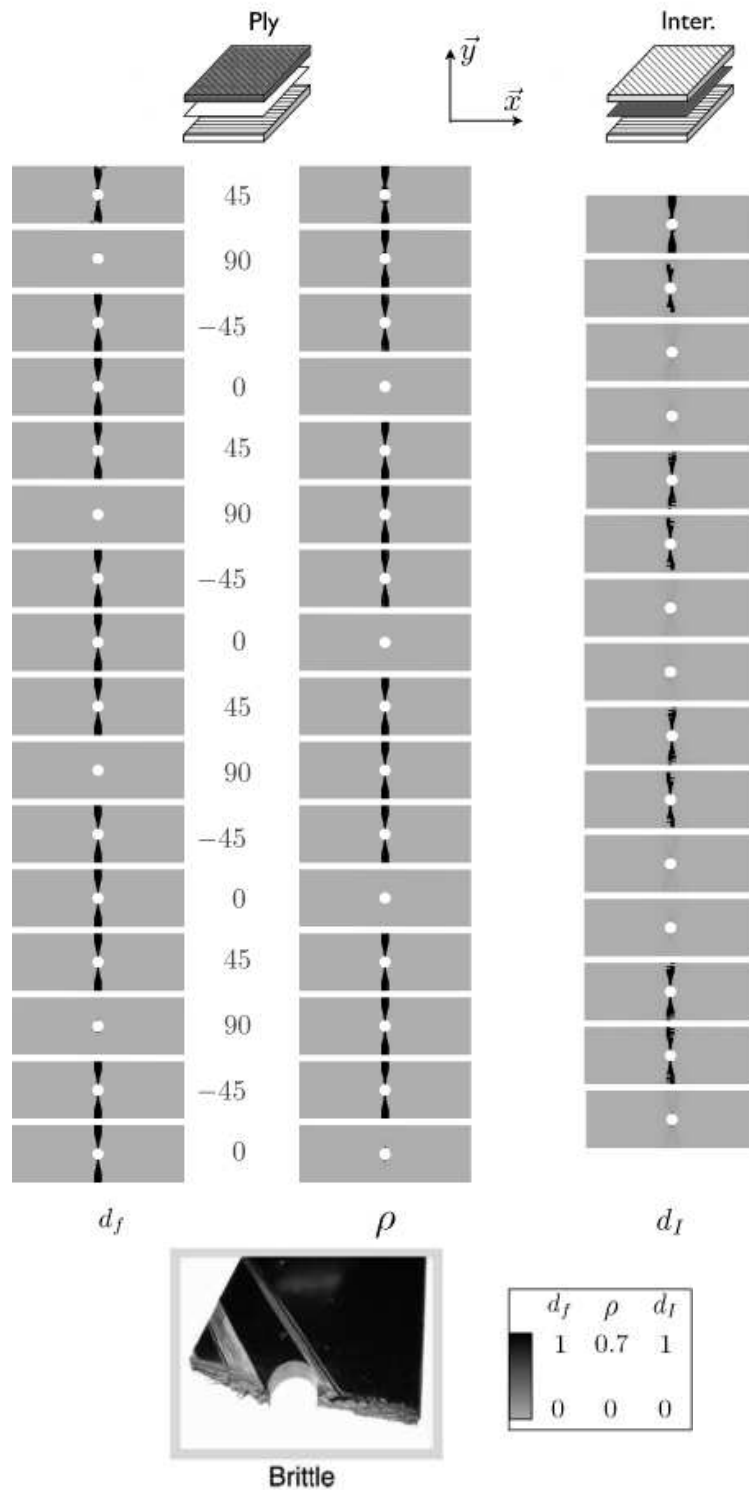
#### Contrainte à rupture

Les valeurs des contraintes à rupture, expérimentale et prédites, sont reportées dans le Tableau 4.3. La contrainte à rupture prédite est fortement influencée par la valeur de la tenue à rupture sens fibre (jeu de paramètres 1 et 2). En effet, dans ce cas la ruine est pilotée par la rupture fibre, le changement de valeur du paramètre matériau a donc une influence significative sur la contrainte à rupture. Au vu des résultats présentés, la valeur identifiée dans [Hallett et al. (2009b), Hallett et al. (2009a)] paraît plus fiable que celle donnée dans le WWFE-III : diminution de l'erreur de 20% à moins de 5%.

#### Évolution de l'endommagement et mode de rupture

Expérimentalement, la rupture est dominée par de la rupture fibre, avec présence de délaminage confiné au voisinage du trou. Elle est de plus abrupte avec très peu d'endommagement sous-critique observé. Les cartes d'endommagement issues de la simulation





**FIGURE 4.6:** Cartes d'endommagement simulées juste après la rupture pour l'éprouvette  $[45/90/-45/0]_{4s}$ .

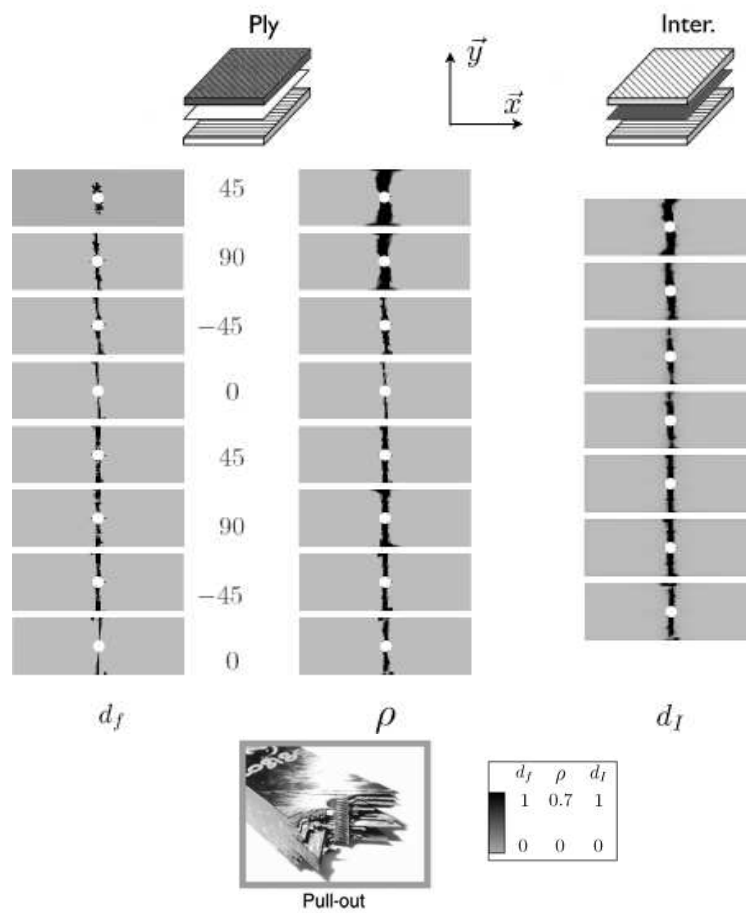
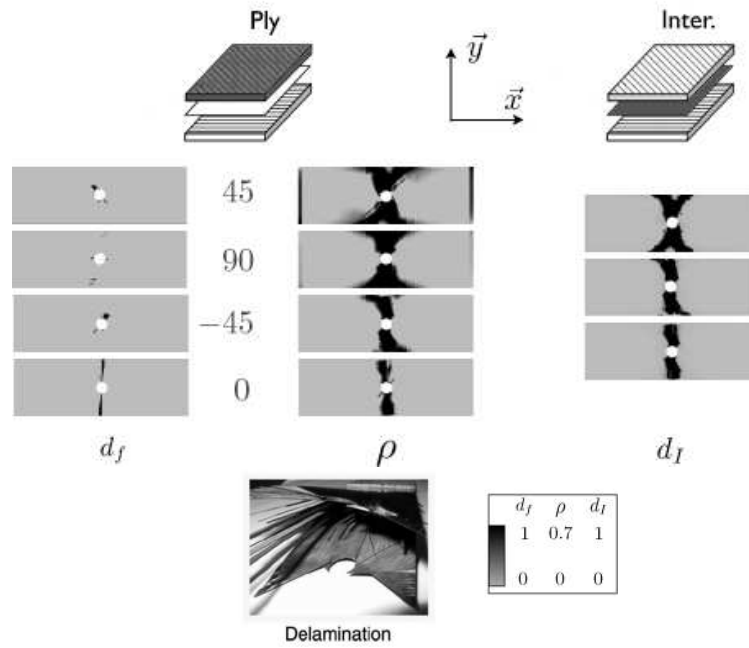


FIGURE 4.7: Cartes d'endommagement simulées juste après la rupture pour l'éprouvette  $[45_2/90_2/-45_2/0_2]_{2s}$ .



**FIGURE 4.8:** Cartes d'endommagement simulées juste après la rupture pour l'éprouvette  $[45_4/90_4/-45_4/0_4]_s$ .

**TABLE 4.3:** Valeur de la contrainte à rupture dans les différents cas testés (MPa). En italique : les valeurs expérimentales, en caractères droits : les valeurs issues des simulations avec les deux jeux de paramètres matériau.

$W/D$	m	n	$h_{pli}$ (mm)	$h_{plaque}$ (mm)	Diamètre du trou (mm)						
					6,35		12,7		25,4		
5	1	4	0.125	4	exp. <i>433</i>	exp. <i>374</i>	exp. <i>331</i>				
					(1) 330	(1) 300	(1) 280				
					(2) 408	(2) 350	(2) 303				
5	2	2	0.25	4	exp. <i>462</i>						
					(1) 340						
					(2) 410						
5	4	1	0.5	4	exp. <i>285</i>	exp. <i>362</i>	exp. <i>417</i>				
					(1) 280	(1) 347	(1) 405				
					(2) 310	(2) 383	(2) 440				
Effet de l'épaisseur des plis					Effet des dimensions dans le plan						

montrent le développement de la rupture fibre, la fissuration transverse et le délaminage dans une zone restreinte autour du trou (voir Figure 4.6) peu de temps avant la rupture finale. Elles prédisent donc un endommagement sous critique limité, ce qui explique la quasi-linéarité de la courbe contrainte/déformation jusqu'à la chute de charge finale.

La simulation numérique reproduit donc bien l'évolution de l'endommagement décrite dans les essais.

Concernant la classification du mode de rupture, dans [Wisnom et Hallett (2009)], les auteurs associent à cette éprouvette une rupture de type "pull-out" (Figure 4.2), de la même manière que l'éprouvette [ $m = 2$ ,  $n = 2$ ]. Cependant, dans la simulation, alors que l'éprouvette à pli intermédiaire peut clairement être classée dans ce type de rupture, l'éprouvette à plis fins se rapproche plutôt du mode "brittle".

Le passage d'un mode de rupture de type "brittle" à un mode de type "pull-out" repose sur la compétition entre le développement de la rupture fibre et celui de la fissuration transverse. Dans les simulations, il apparaît que la fissuration transverse se développe légèrement plus tard que dans les essais, ce qui explique la différence de classement des modes de rupture. Or, la bonne représentation de l'évolution des mécanismes d'endommagement repose sur l'identification correcte des paramètres matériau qui leur sont associés. Les hypothèses faites sur les paramètres associés à la fissuration transverse et à la rupture fibre (discutés dans la Section 2.1) peuvent expliquer la relative prédominance d'un mécanisme sur l'autre. Toutefois, les modes de rupture "pull-out" et "brittle" sont tous les deux contrôlés par la rupture fibre (voir [Wisnom et Hallett (2009)]) ce qui explique que la contrainte à rupture prédite par la simulation n'est pas significativement affectée par le changement de classification du mode de rupture.

### 3.1.2 Plis épais : ruine dominée par le délaminage

#### Contrainte à rupture

Les valeurs des contraintes à rupture, expérimentale et prédites, sont reportées dans le Tableau 4.3. Leur comparaison montre que les valeurs prédites par les simulations numériques sont du même ordre de grandeur que celles relevées expérimentalement (erreur relative comprise entre 2% et 8%).

Par ailleurs, la contrainte à rupture prédite est (légèrement) influencée par la valeur de la tenue à rupture sens fibre (jeu de paramètres 1 et 2). Or expérimentalement, aucune rupture fibre n'est observée; la valeur de la contrainte à rupture ne devrait donc pas être influencée par le changement de jeu de paramètre matériau. Cependant, comme le montre la Figure 4.8, la simulation prédit un peu de rupture fibre autour du trou. La valeur de la contrainte à rupture est donc légèrement modifiée par le changement de la contrainte à rupture sens fibre. Toutefois, cette variation reste faible et n'entache pas la bonne prédictivité du modèle sur l'évolution de l'endommagement comme nous allons le voir maintenant.

#### Évolution de l'endommagement et mode de rupture

Expérimentalement, le comportement et la rupture sont pilotés par le délaminage. La dégradation de l'éprouvette commence par l'apparition de macro-fissures au bord du

trou dans le pli externe à  $45^\circ$ . L'endommagement se propage ensuite graduellement sur l'épaisseur de l'éprouvette, des plis aux interfaces, jusqu'au délaminage de l'interface -  $45^\circ/0^\circ$  qui correspond à la rupture de l'éprouvette.

Les simulations sont en bonne concordance avec les descriptions de l'évolution expérimentale de l'endommagement sous-critique : l'endommagement commence dans le pli externe pour se propager, de fissuration transverse en délaminage sur toute l'épaisseur de la plaque. Sur la courbe contrainte/déformation, le changement de pente observé correspond à l'apparition et à l'évolution de cet endommagement sous-critique. Le mode de rupture final peut clairement être classé dans la catégorie "délaminage" (Figure 4.8), ce qui correspond aux observations expérimentales.

*Remarque* : Bien que la fissuration transverse et le délaminage soient les mécanismes dominant la dégradation de l'éprouvette, conduisant à une rupture de type "délaminage", la simulation représente assez mal les macro-fissures dans le pli externe à  $45^\circ$  et prédit de la rupture fibre parasite au voisinage du trou qui n'est pas observée expérimentalement.

Dans [Hallett et al. (2009a), Hallett et al. (2009b)], l'absence de rupture fibre dans les essais est expliquée par l'effet de relâchement des contraintes associé au splitting dans les plis à  $0^\circ$ . Or ces splits n'apparaissent pas dans les résultats des simulations. Ainsi, même si les simulations reproduisent globalement bien l'évolution de l'endommagement, le cas test met en évidence une faiblesse du modèle dans la représentation des zones de forte concentration de fissures (split). Cette défaillance du modèle est étudiée dans la Section 4.2.

### 3.1.3 Plis intermédiaires : transition entre les deux modes de rupture

#### Contrainte à rupture

Les valeurs des contraintes à rupture expérimentales et prédites sont reportées dans le Tableau 4.3. Leur comparaison montre que les valeurs prédites par les simulations numériques sont du même ordre de grandeur que celle relevée expérimentalement : erreur relative inférieure à 10%.

Ce cas étant assez proche du cas des plis fins, la ruine étant pilotée par la rupture fibre, la dépendance de la contrainte à rupture prédite au jeu de paramètres matériau utilisé est la même.

#### Évolution de l'endommagement et mode de rupture

Expérimentalement, le scénario d'endommagement se trouve être entre celui de l'éprouvette à plis fins et celui de celle à plis épais. Le mode de rupture identifié est de type "pull-out".

Ce mode "transitoire" se retrouve dans les simulations : la rupture est principalement due à la rupture fibre mais des zones plus sérieusement délaminées, principalement les interfaces entre les plis hors axes les plus faibles, apparaissent (voir Figure 4.7).

### 3.1.4 Effet de l'épaisseur de pli : caractéristiques générales

Les comparaisons essais/calculs montrent que les simulations reproduisent de manière fiable l'évolution de l'endommagement et prédisent à moins de 10% les valeurs de

contraintes à rupture pour chacun des cas étudiés.

Les essais ont mis en évidence un changement de mode de rupture avec la variation de l'épaisseur des plis : d'une ruine pilotée par la rupture fibre dans le cas des plis fins à une ruine pilotée par la fissuration et le délaminage dans le cas des plis épais, conformément aux observations expérimentales.

L'analyse des endommagements montre que ce changement est dû à la modification du comportement de fissuration avec l'épaisseur des plis : dans le cas des plis épais, le couple fissuration/délaminage prend le dessus sur la rupture fibre, entraînant une forte propagation de ces mécanismes – via leur couplage – qui conduit à la rupture de l'éprouvette avant que la rupture fibre n'apparaisse.

Ainsi, d'après ces observations, c'est la dépendance du comportement en fissuration introduite dans le modèle du pli et le couplage entre le comportement intra- et interlaminaire qui permet de prédire de manière fiable le changement de mode de rupture. La dépendance du comportement de la fissuration à l'épaisseur du pli permet de prédire le développement plus précoce des fissures dans les plis épais. Le couplage entre le comportement intra- et interlaminaire permet le développement du délaminage, caractéristique du faciès de rupture dans le cas des plis épais.

Nous allons maintenant passer à l'étude du second jeu d'essais sur l'influence des dimensions dans le plan sur la tenue à rupture.

## 3.2 Effet d'échelle dans le plan

Pour cette série de simulations, l'évolution de l'endommagement et les faciès de rupture sont analogues à ceux discutés dans la Section 3.1. De fait, les courbes contrainte/déformation et les cartes d'endommagement ne sont pas re-présentées. Les valeurs des contraintes à rupture simulées et expérimentales sont répertoriées dans le Tableau 4.3. Sur la Figure 4.9, l'évolution des contraintes à rupture, expérimentales et simulées, sont tracées en fonction du diamètre du trou pour les cas des plis fin et celui des plis épais.

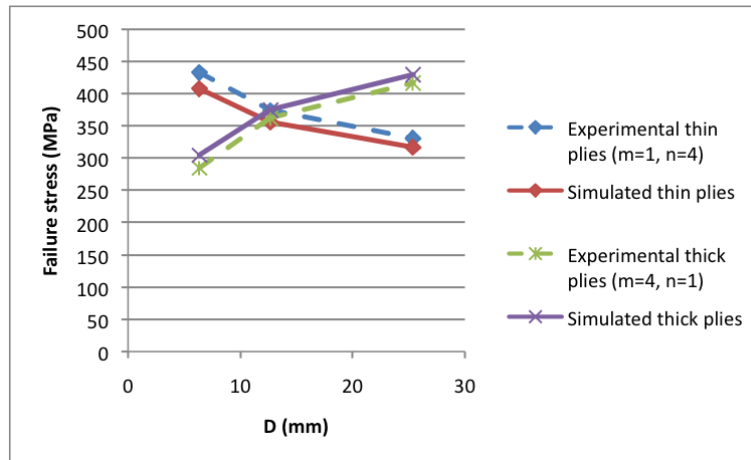
### 3.2.1 Plis fins : effet d'échelle classique

Expérimentalement, tous les spécimens de cette série ont une ruine pilotée par la rupture fibre. L'effet de la taille du trou observée est une décroissance de la tenue mécanique due à une augmentation des dimensions dans le plan. Cela correspond à l'effet de taille de trou classique attendu dans le cadre de la mécanique de la rupture et décrit, entre autres, par le modèle de Whitney-Nuismer pour la taille de trou [Potti et al. (2000)].

Les simulations représentent correctement le mode de rupture et cette tendance (voir le Tableau 4.3 et la Figure 4.9).

### 3.2.2 Plis épais : effet d'échelle inversé

Expérimentalement, le mode de rupture de chacune des éprouvettes de la série est dominé par le délaminage. L'effet d'échelle observé est inverse de celui observé pour les plis fins : une augmentation des dimensions dans le plan conduit à une augmentation de la tenue mécanique de l'éprouvette.



**FIGURE 4.9:** Évolutions des contraintes à rupture avec les dimensions de l'éprouvette dans le plan dans le cas des plis fins et celui des plis épais (jeu de paramètres matériau 2).

Les simulations numériques reproduisent correctement cet effet d'échelle inversé (voir Figure 4.9).

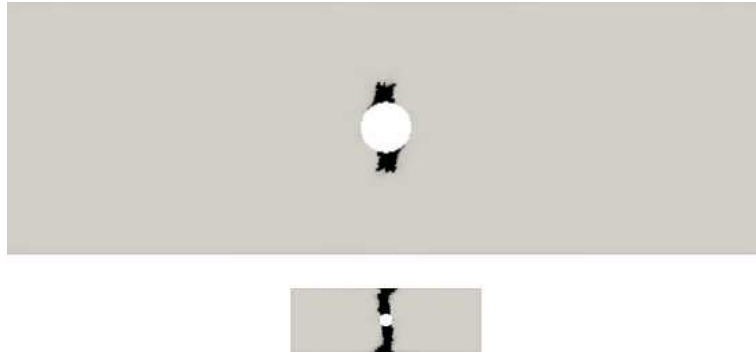
Dans [Wisnom et Hallett (2009)], l'explication proposée pour ce comportement inversé est le fait que pour une éprouvette plus large, le ligament (*i.e.* la zone de matériau entre le bord du trou et le bord de l'éprouvette) est plus large. De fait, la propagation du délaminage à travers ce ligament demande plus d'énergie. Les simulations confirment cette explication comme illustré dans la Figure 4.10 : pour une contrainte globale équivalente, la taille de la zone délaminée dans les deux spécimens est la même. Toutefois, dans le cas du spécimen le plus petit, le ligament est complètement endommagé alors que dans le cas du spécimen plus large, il reste une zone saine qui lui permet de supporter plus de chargement.

### 3.2.3 Effet des dimensions dans le plan : caractéristiques générales

Les essais montrent une dépendance de la tenue mécanique à la taille de trou inversée dans le cas des plis fins et celui des plis épais. Une analyse des résultats expérimentaux montre que cette différence de dépendance est due au fait que les ruptures des éprouvettes dans le cas des plis fins et des plis épais ne sont pas pilotées par le même mécanisme de dégradation :

- dans le cas des plis fins, la rupture est pilotée par la rupture fibre et la tenue mécanique décroît avec l'augmentation de la taille du trou ;
- dans le cas des plis épais, la rupture est pilotée par la fissuration et le délaminage et la tenue mécanique augmente avec la taille de trou du fait que le changement des dimensions de l'éprouvette augmente le volume de matériau à dégrader pour arriver à la rupture.

Comme le mésomodèle permet de reproduire ce changement de mode de rupture avec la variation de l'épaisseur des plis, il permet aussi de prédire les effets inversés de la taille



**FIGURE 4.10:** Comparaison des zones délaminées dans l'interface supérieure (entre le pli à 45° et celui à 90°) pour la même contrainte globale (285 MPa) dans les cas extrêmes :  $D = 25,4$  mm et  $D = 6,35$  mm.

de trou sur la tenue mécanique.

Dès lors, ce groupe d'essais apparaît comme un bon outil de validation puisqu'il est discriminant : un modèle doit pouvoir reproduire de manière fiable l'évolution de l'endommagement sous critique afin de pouvoir prédire le changement de mode de rupture et donc l'effet inversé de la taille de trou.

## 4 Conclusions sur le cas de la traction sur plaques trouées

La validation du mésomodèle d'endommagement sur le cas de la traction sur plaques trouées est maintenant discutée à partir de ces comparaisons entre les observations expérimentales et les simulations numériques.

### 4.1 Validation générale du modèle

La campagne d'essais de traction sur plaques trouées quasi-isotropes met en évidence deux effets d'échelle :

- une modification du mode de rupture avec l'épaisseur des plis ;
- une évolution inverse de la contrainte à rupture avec la dimension du trou en fonction de l'épaisseur des plis.

Ces deux effets sont correctement reproduits par les simulations réalisées. Même si les informations disponibles dans [Wisnom et Hallett (2009)] ne permettent pas une validation quantitative aussi précise que souhaitée, les descriptions des dégradations données permettent de valider les prévisions de l'évolution de l'endommagement sous-critique dans les éprouvettes.

Concernant les valeurs des contraintes à rupture prédites, elles sont globalement en corrélation avec les valeurs expérimentales relevées lors des essais (erreur inférieure à 10%). Les



doubles simulations avec deux jeux de paramètres différents mettent en avant l'importance de l'identification des paramètres matériau du modèle.

Finalement, cette première comparaison essai/calcul permet de montrer que le mésomodèle prédit de manière fiable l'évolution des mécanismes de dégradation au sein du matériau et que les valeurs à rupture simulées donnent une bonne estimation des valeurs expérimentales.

## 4.2 Faiblesse du modèle mise en lumière

La simulation de la traction sur plaques trouées avec plis épais a mis en lumière une faiblesse du modèle : la mauvaise représentation des zones d'endommagement localisées (split).

Les simulations numériques ont en effet du mal à prédire les macros fissures apparaissant dans les plis externes à  $45^\circ$  et dans le pli à  $0^\circ$ , qui sont pourtant caractéristiques de l'évolution de la dégradation dans ce cas de figure. C'est cette mauvaise représentation des zones de localisation de l'endommagement qui entraîne l'apparition dans les simulations de la rupture fibre parasite, contrairement à ce que l'on observe expérimentalement (voir Section 3.1.2).

Afin de comprendre pourquoi le mésomodèle peine à reproduire ces zones de split, il faut revenir à la définition même de la fissuration dans le modèle du mésoconstituant pli.

Dans le mésomodèle, la description de la fissuration transverse se fait de manière continue. Elle est basée sur une variable micro : le taux de microfissuration  $\rho$  défini à partir de l'hypothèse que la fissuration transverse est localement périodique. Ainsi, dans le cas d'une macro-fissure localisée, cette hypothèse n'est plus valable et le modèle ne représente plus la bonne morphologie de la dégradation.

De plus, la perte de raideur transverse associée à un taux de microfissuration  $\rho$  dans un pli est représentée par les variables d'endommagement méso  $\bar{d}_{22}$ ,  $\bar{d}_{12}$  et  $\bar{d}_{23}$ , calculées au moyen de trois fonctions issues d'un processus d'homogénéisation ( $f_{22}(\rho)$ ,  $f_{12}(\rho)$  et  $f_{23}(\rho)$ ). Or, ce processus d'homogénéisation implique que, même dans une zone où le pli est saturé de fissures, les variables d'endommagement  $\bar{d}_{22}$ ,  $\bar{d}_{12}$  et  $\bar{d}_{23}$  n'atteignent jamais la valeur 1. Ainsi, la raideur n'est jamais complètement relâchée, même dans une zone de split.

La correction de cette faiblesse du modèle est assez délicate car elle touche aux hypothèses fondamentales du modèle. L'idée serait alors de parler d'un "passage à la limite" au moment de la rupture et de définir un critère permettant de relâcher complètement la raideur dans les zones totalement fissurées et délaminées.

Une solution pour remédier à ce problème est aussi d'utiliser dans ces zones de forte localisation de l'endommagement le modèle micro développé au LMT. Un couplage des codes micro et Coffee est en cours de réalisation et permet d'affiner la représentativité du modèle, par l'utilisation du code micro, dans les zones de forte localisation des endommagements [Daghia et Ladevèze (2012)].

## 4.3 Vers une étude plus fine des mécanismes

La campagne d'essais étudiée met en lumière deux effets d'échelle. Toutefois, son étude et les simulations ont montré que ces deux effets reposent sur le même phénomène : la

modification du mode de rupture avec la variation de l'épaisseur des plis.

Les simulations réalisées reproduisent bien ce changement de mode de rupture. L'idée à présent est de pousser plus loin l'analyse de ce phénomène en utilisant les simulations comme un outil de compréhension des mécanismes. La fissuration transverse, le délaminage et leur interaction vont maintenant être plus finement étudiés afin de comprendre comment un tel changement de mode de rupture peut être observé.



# Chapitre 5

## Sur l'étude de la fissuration transverse, du délaminage et de leur interaction

### Sommaire

---

<b>1</b>	<b>Étude du couplage entre les comportements intra- et interlaminaires . . . . .</b>	<b>83</b>
1.1	Impact de la prise en compte du couplage . . . . .	83
1.2	Analyse du modèle de couplage . . . . .	85
1.3	Comparaison des deux modèles de couplage . . . . .	89
1.4	Sur le couplage entre la fissuration et le délaminage . . . . .	92
<b>2</b>	<b>Étude du comportement de la fissuration . . . . .</b>	<b>93</b>
2.1	Étude de sensibilité au paramètre $\bar{h}$ . . . . .	93
2.2	Discussion sur la fissuration . . . . .	96
<b>3</b>	<b>Initiation/propagation du délaminage . . . . .</b>	<b>96</b>
3.1	Cas avec défaut numéro 1 . . . . .	97
3.2	Cas avec défaut numéro 2 . . . . .	99
3.3	Discussion sur l'initiation du délaminage . . . . .	99
<b>4</b>	<b>Conclusion . . . . .</b>	<b>101</b>

---

## **8 Sur l'étude de la fissuration transverse, du délaminage et de leur interaction**

---

*Les simulations du cas test de traction sur plaques trouées ont conduit à la conclusion suivante : le point clé expliquant les effets d'échelle observés expérimentalement est la modification du comportement des mécanismes de fissuration et délaminage avec l'augmentation de l'épaisseur de plis.*

*L'objectif de cette partie est d'approfondir l'étude de ces mécanismes et de leur couplage, en utilisant le cas test le plus sensible à ces mécanismes : le cas des plis épais.*

L'objectif de ce chapitre est de mieux appréhender du changement de mode de rupture dans le cas de la traction sur plaques trouées. L'idée est alors de comprendre la modification de l'évolution du couple fissuration/délaminage entre le cas des plis fins et celui des plis épais. Pour cela, chaque "brique" de ce couple est testée sur le cas où il est le plus présent : le cas des plis épais.

Dans un premier temps, le rôle et la définition du couplage entre la fissuration transverse et le délaminage, non seulement sur le développement du délaminage mais aussi sur la représentation de la fissuration, sont étudiés.

Ensuite, le mécanisme de fissuration, à la base de la rupture par délaminage, est analysés.

Enfin, le mécanisme de dégradation de l'interface est étudié afin de pour comprendre son développement.

## 1 Étude du couplage entre les comportements intra- et interlaminaires

Dans un premier temps, une étude est menée afin de démontrer l'importance de ce couplage pour garantir la reproduction du mode de rupture par délaminage.

Par la suite, le modèle utilisé sera analysé plus finement afin de voir si il est possible de l'améliorer.

### 1.1 Impact de la prise en compte du couplage

L'objectif de cette étude est de montrer l'importance du couplage entre la fissuration transverse et le délaminage dans la prédiction de l'état d'endommagement et du mode de rupture de l'éprouvette.

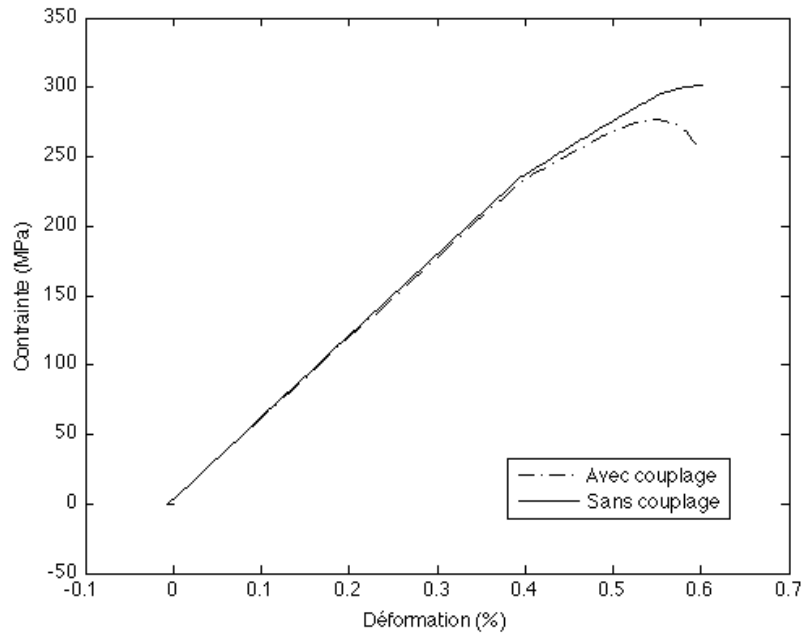
Pour cela, le cas test de traction sur plaque trouée avec pli épais et  $D = 6,35$  mm est simulé avec une version du modèle n'incluant pas le couplage entre les mécanismes de fissuration et le délaminage et les résultats ainsi obtenus sont comparés avec les résultats présentés dans le chapitre précédent.

Les résultats sont présentés sur les Figures 5.1 et 5.2. La première représente les courbes de comportement global contrainte/déformation, la seconde, les cartes d'endommagement à rupture.

#### Comportement global

L'analyse des courbes de comportement global contrainte/déformation dans les deux cas d'étude montrent qu'avec ou sans couplage, le comportement présente une rupture de pente pour une déformation imposée de  $\varepsilon = 0,38\%$ . L'étude de l'évolution de l'endommagement montre que cette rupture de pente est due à l'apparition de la fissuration dans les plis.

Suite à cet accident, les deux courbes continuent avec une pente différente : le cas avec couplage donne une pente plus faible que celui sans couplage. L'étude des cartes d'endommagement montre que cela est dû au fait que dans le cas avec couplage, le délaminage



**FIGURE 5.1:** Courbes de comportement globale contrainte/déformation dans le cas d'une simulation incluant le couplage et d'une simulation ne l'incluant pas.

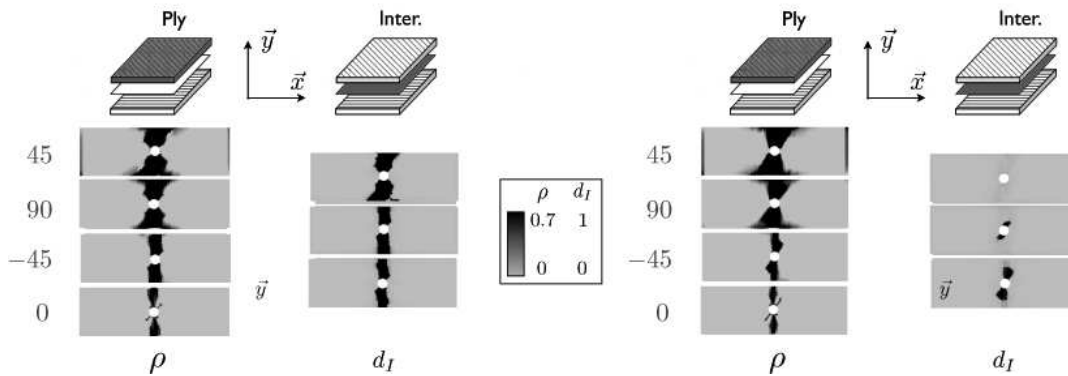
apparaît dans les interfaces et se développe, affaiblissant ainsi la raideur globale de l'éprouvette. Dans le cas sans couplage, le délaminage apparaît seulement dans une des interfaces ce qui affaiblit moins l'éprouvette et explique la différence de comportement.

### Mode de rupture

Les cartes d'endommagement à rupture pour la fissuration et le délaminage, présentées dans le chapitre précédent, montrent que le modèle avec couplage prédit une rupture pilotée par le délaminage, conformément aux observations expérimentales.

Dans le cas sans couplage, les cartes montrent que même si la fissuration s'est développée sur toute la longueur du ligament, l'absence de délaminage dans les interfaces supérieures empêche de conclure à une rupture pilotée par le délaminage (Figure 5.2). Dès lors, le chargement se poursuit jusqu'à ce que la rupture fibre arrive dans le pli à  $0^\circ$  et entraîne la chute de charge, conduisant donc à une ruine par rupture fibre.

Le fait que les deux modèles prédisent des modes de rupture différents conduit à des valeurs de contraintes à rupture très différentes : le modèle avec couplage prédit une valeur proche de celle relevée expérimentalement alors que le modèle sans couplage surestime largement cette valeur (+ 12%).



**FIGURE 5.2:** Cartes d'endommagement en fissuration  $\rho$  et en délaminage  $d_I$  à rupture dans le cas d'une simulation incluant le couplage (droite) et d'une simulation ne l'incluant pas (gauche).

## Conclusion

Cette brève étude permet de mettre en lumière l'importance du couplage entre les mécanismes de fissuration et de délaminage : l'absence de couplage conduit ainsi à une surestimation de la valeur de la contrainte à rupture et empêche de prédire le changement de mode de rupture entre le cas des plis fins et celui des plis épais.

*Remarque :* cette étude de l'influence du couplage est d'autant plus importante que ce mécanisme n'est pas souvent pris en compte dans les modèles traitant la fissuration de manière continue. En effet, ce couplage, introduit automatiquement dans le cas de modèle décrivant de manière discrète la fissuration, devient complexe à mettre en oeuvre dans le cas des modèles représentant ce mécanisme de manière continue (comme le mésomodèle) parce qu'il implique un comportement non local pour l'interface.

## 1.2 Analyse du modèle de couplage

L'étude précédente démontre que le couplage joue un rôle primordial dans les simulations. Le modèle de couplage présenté dans le Chapitre 2 est en partie basé sur une description euristique des observations expérimentales. Comme nous allons le voir par la suite, cela introduit un couplage parasite entre le comportement des plis adjacents à l'interface et fausse les prédictions du modèle.

Dans le mésomodèle d'endommagement, le couplage entre la fissuration transverse et le délaminage est introduit en deux temps :

- un premier morceau est introduit directement dans le calcul des variables d'endommagement de l'interface, il reproduit l'influence de la fissuration transverse présente dans les plis adjacents sur la raideur de l'interface ;
- un second morceau est utilisé pour représenter le phénomène de saturation de la fissuration dans les plis.



Dans le modèle utilisé jusqu'alors, ces deux parties sont pilotées par la moyenne du taux de microfissuration dans les plis adjacents  $\bar{\rho}$  :

– pour la perte de raideur :

$$\begin{cases} d_I \\ d_{II} = d_I + (1 - d_I) 2a_i \bar{\rho} \sin^2 \left( \frac{\theta}{2} \right), \\ d_{III} = d_I + (1 - d_I) 2a_i \bar{\rho} \cos^2 \left( \frac{\theta}{2} \right), \end{cases} \quad (5.1)$$

– pour la saturation :

$$\bar{\rho} \geq \rho_s \implies d_I = d_{II} = d_{III} = 1. \quad (5.2)$$

Afin d'améliorer le modèle, l'idée est de mettre en place un nouveau modèle d'interface permettant de prendre en compte séparément l'influence de chaque pli sur l'interface.

Pour cela, une nouvelle version du modèle a été développée. La construction complète de ce nouveau modèle est présentée dans [Ladevèze et al. (2012)]. Nous allons ici présenter les modifications apportées au modèle afin de dissocier l'influence des plis adjacents, puis nous simulerons à nouveau le cas test afin d'observer les changements apportés par ce nouveau modèle.

### 1.2.1 Nouveau modèle de couplage

Ce nouveau modèle de couplage est toujours composé de deux parties.

#### Influence de la fissuration sur la raideur de l'interface

Concernant la l'influence du taux de fissuration dans les plis adjacents sur la variation de la raideur de l'interface, la construction du nouveau modèle se base sur le même principe que la version originale : le pont micro/méso. L'écriture de l'équivalence énergétique entre un modèle issu de la micromécanique et le modèle méso donne alors les relations suivantes :

$$\begin{cases} d_I \\ d_{II} = \frac{d_I + (1 - d_I) (A_{sup} + A_{inf}) \sin^2 \left( \frac{\theta}{2} \right)}{1 + (1 - d_I) (A_{sup} + A_{inf}) \sin^2 \left( \frac{\theta}{2} \right)} \\ d_{III} = \frac{d_{33} + (1 - d_I) (A_{sup} + A_{inf}) \cos^2 \left( \frac{\theta}{2} \right)}{1 + (1 - d_I) (A_{sup} + A_{inf}) \cos^2 \left( \frac{\theta}{2} \right)} \end{cases} \quad \text{où } A_i = \frac{a(\rho_i)}{1 - a(\rho_i)}$$

où l'indice *sup* (respectivement *inf*) réfère au pli adjacent supérieur (respectivement inférieur). Les équations du modèle original sont une simplification de ces relations. Cette ré-écriture permet de dissocier l'influence des deux plis adjacents via l'introduction des fonctions  $A_{inf}$  et  $A_{sup}$ .

#### Phénomène de saturation de la fissuration

La seconde partie du couplage concerne la modélisation du phénomène de saturation. Dans le modèle original, le délaminage induit par la saturation de la fissuration dans

les plis adjacents est pilotée par le paramètre  $\bar{\rho}$  représentant la moyenne des taux de microfissuration dans les plis adjacents. Lorsque celle-ci atteint une valeur seuil, alors l'interface entre les deux plis est considérée comme totalement dégradée.

Avec cette définition, la saturation doit être atteinte dans les deux plis adjacents pour avoir apparition du délaminage dans l'interface. Cela peut poser problème, en particulier dans le cas où l'un des plis fissure et l'autre non, comme lors d'un essai de traction sur une éprouvette  $[0/90_n]_s$ . Dans ce cas, les essais montrent que, même si aucune fissure ne se crée dans le pli à  $0^\circ$ , le fait que le pli à  $90^\circ$  soit saturé de fissures entraîne une perte de rigidité totale de l'interface. Alors, seul le pli à  $0^\circ$  continue à tenir, et il est séparé du pli à  $90^\circ$  qui ne supporte plus rien.

L'utilisation du modèle original pour simuler ce cas test conduit à la prédiction d'une dégradation modérée de l'interface puisque le taux de microfissuration dans le pli à  $90^\circ$  n'atteint jamais la valeur seuil. Dès lors, la prédiction est fautive.

Afin de corriger ce souci, le nouveau modèle se base sur la description micromécanique du phénomène de saturation.

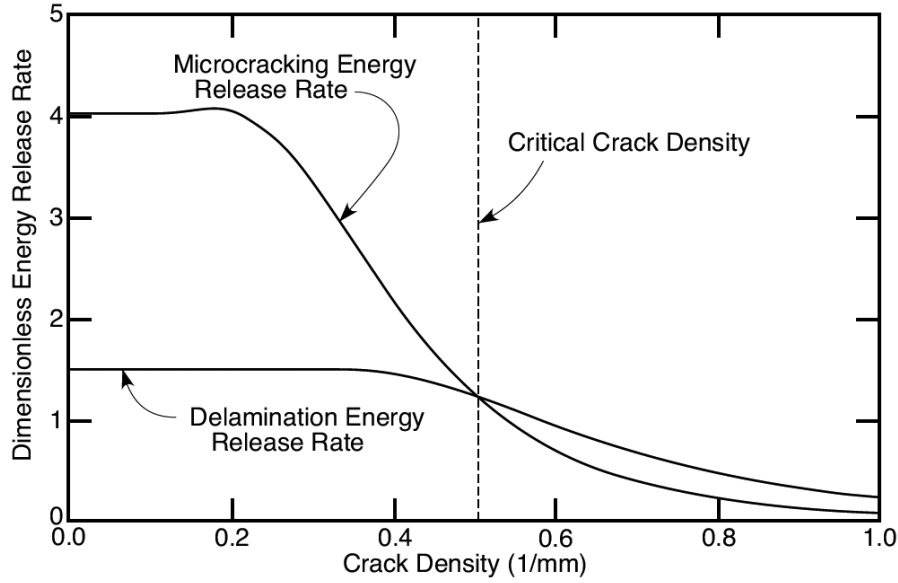
En micromécanique, la création de fissure est un phénomène que l'on modélise en utilisant des considérations énergétiques : lorsque le taux de restitution d'énergie dans le matériau atteint un seuil critique – le taux de restitution d'énergie critique – il y a création d'une fissure.

Dans le cas des composites stratifiés, il existe deux choix de localisation pour la création de fissure : soit la fissure se crée dans le pli, soit elle se crée dans l'interface (ce qui correspond au délaminage). Il est donc nécessaire de considérer chacun des taux de restitution d'énergie (fissuration transverse / délaminage) afin de pouvoir prédire où la fissure va se créer.

Dans [Nairn et Hu (1992)], les auteurs réalisent l'étude analytique de l'évolution de ces taux de restitution d'énergie avec l'évolution de la fissuration dans les plis. La Figure 5.3 montre cette évolution pour un matériau donné. En début de chargement, pour des taux de microfissuration faibles, le taux d'énergie associé à la création de fissure dans les plis est très supérieur à celui associé au délaminage. Ainsi, au début de chargement, les fissures se créent dans le pli et non dans l'interface. Ce taux d'énergie associé à la fissuration décroît ensuite avec l'augmentation du nombre de fissures, jusqu'à atteindre une valeur proche du taux d'énergie associé au délaminage. A ce moment là, les fissures ne se créent plus dans le pli mais dans l'interface. Expérimentalement, cela s'observe comme un arrêt de la fissuration dans le pli et une propagation du délaminage dans l'interface : le phénomène de saturation de la fissuration dans les plis.

Afin de reproduire au mieux ce phénomène, un nouveau critère est introduit dans le modèle de l'interface pour refléter cette compétition entre la fissuration et le délaminage. L'idée est de passer par le calcul d'une fonctionnelle pour définir qui de la fissuration dans le pli ou du délaminage doit se développer, et cela pour chaque pli adjacent.

Pour construire cette fonctionnelle, la première étape consiste à écrire le critère de fissuration dans le pli et dans l'interface. Pour obtenir une relation entre le taux de restitution critique dans l'interface  $Q_c$  et celui du pli  $G_I^c(\text{ply})$ , les deux critères sont égalisés lorsque la saturation en fissuration dans le pli est atteinte. L'introduction de cette relation dans le



**FIGURE 5.3:** Taux de restitution d'énergie adimensionnés pour l'initiation du délaminage et la fissuration transverse comme une fonction du taux de microfissuration [Nairn et Hu (1992)].

critère de délaminage donne la fonctionnelle suivante [Ladevèze et al. (2012)] :

$$g(\sigma) = \frac{1}{Q_c} \left[ \bar{Q}_{22}^u \langle \sigma_{22} \rangle^2 + \gamma_{12} \bar{Q}_{12}^u \sigma_{12}^2 \right] \quad (5.3)$$

avec

$$Q_c = \frac{Q^u}{G_I^u} G_I^c(\text{ply}) \quad (5.4)$$

et  $\bar{Q}_{ij}^u$  les taux de restitution d'énergie calculés pour un taux de microfissuration  $\rho = \rho_s$ .

Partant de cela, le critère s'écrit :

$$\begin{cases} g_{sup} < 1 \text{ et } g_{inf} < 1 & \text{pas de condition} \\ \text{sinon} & d_I = d_{II} = d_{III} = 1 \end{cases} \quad (5.5)$$

*Remarque :* Comme pour l'ancien modèle, la valeur du taux de microfissuration à saturation est connue par l'identification du matériau. La relation entre le taux d'énergie critique en délaminage et celui en fissuration est calculée ensuite.

Sur la Figure 5.3, un taux de microfissuration critique est défini au moment où le taux de restitution d'énergie associé à la fissuration devient égal à celui associé au délaminage parce que les auteurs ont fait l'hypothèse que les taux de restitution d'énergie critiques du pli et de l'interface sont égaux. De manière générale, ces deux valeurs seront différentes.

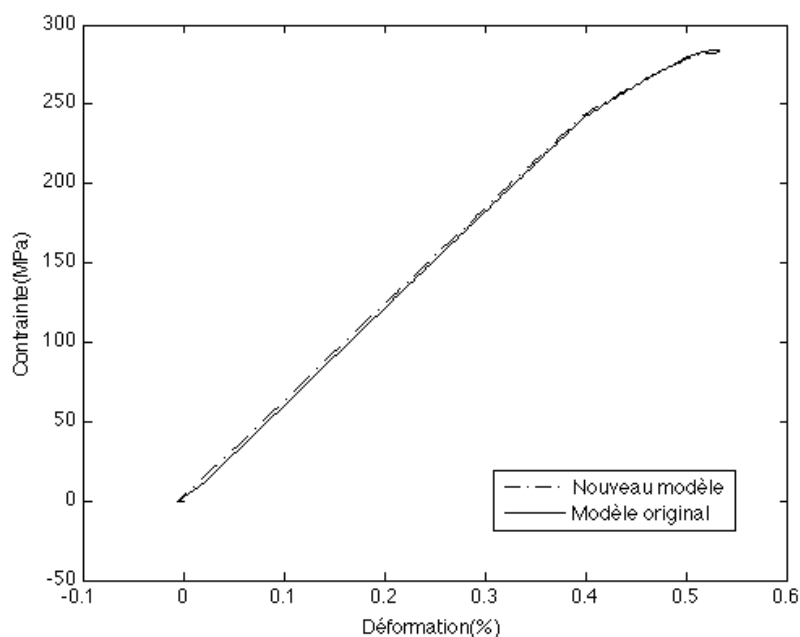


FIGURE 5.4: Courbes globales contrainte/déformation dans les deux cas de l'étude.

### 1.3 Comparaison des deux modèles de couplage

L'effet de ces changements sur les simulations du cas test est maintenant étudié. Le nouveau modèle de couplage a pour cela été implémenté dans le code de calcul Coffee. Afin de montrer les changements engendrés par ces modifications, les résultats des simulations réalisées avec ce modèle sont comparés avec les précédents.

#### Comportement global

Les courbes globales contrainte/déformation sont tracées pour les deux cas d'étude sur la Figure 5.4.

Les deux simulations montrent un changement de pente pour une déformation imposée de  $\varepsilon = 0,38\%$ , correspondant à l'apparition et au développement de l'endommagement sous critique (fissuration transverse). Puis elles conduisent à des comportements globaux similaires et prédisent une valeur de contrainte à rupture proche de celle relevée expérimentalement :  $\sigma_{max} = 280$  MPa pour les simulations versus  $\sigma_{max} = 285$  MPa pour la valeur expérimentale.

#### Évolution de l'endommagement

Afin de comparer l'évolution de l'endommagement prédite avec chacun des deux modèles, les prédictions des deux simulations sont comparées pour quatre niveaux de chargement, correspondant à des points clés de l'évolution de la fissuration :

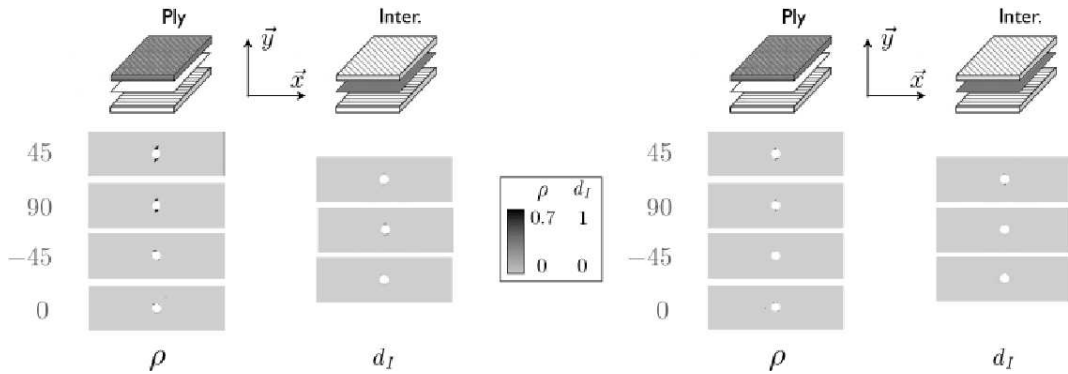


FIGURE 5.5: Cartes d'endommagement prédites par le nouveau modèle (gauche) et l'original (droite) pour une déformation globale  $\varepsilon = 0,38\%$ .

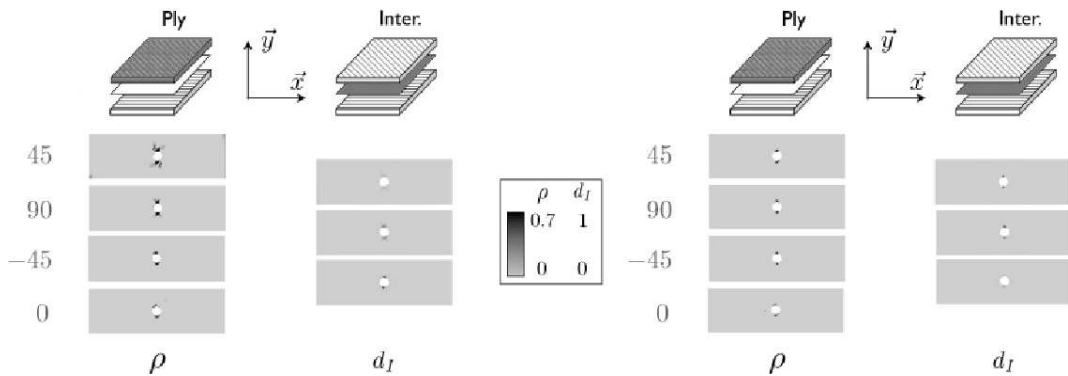


FIGURE 5.6: Cartes d'endommagement prédites par le nouveau modèle (gauche) et l'original (droite) pour une déformation globale  $\varepsilon = 0,42\%$ .

1.  $\varepsilon = 0,38\%$  : la fissuration transverse apparaît dans les plis (Figure 5.5) ;
2.  $\varepsilon = 0,42\%$  : la fissuration transverse s'est développée dans tous les plis (Figure 5.6) ;
3.  $\varepsilon = 0,52\%$  : la fissuration transverse a traversé toute la largeur de l'éprouvette dans le pli supérieur à  $45^\circ$  (Figure 5.7) ;
4.  $\varepsilon = 0,58\%$  : l'éprouvette est rompue (Figure 5.8).

Les cartes d'endommagement pour la fissuration et le délaminage correspondantes sont présentées sur les Figures 5.5 à 5.8.

- Pour  $\varepsilon = 0,38\%$  les deux modèles donnent des résultats similaires. La fissuration transverse apparaît dans le pli supérieur puis descend sur l'épaisseur du pli en passant d'un pli à l'interface. Toutefois, le nouveau modèle prédit une zone délaminée plus faible dans l'interface 45/90.
- Pour  $\varepsilon = 0,42\%$  le nouveau modèle prédit une fissuration transverse plus répandue mais une zone délaminée plus faible dans les interfaces supérieures. L'interface -45/0 présente une zone délaminée similaire.

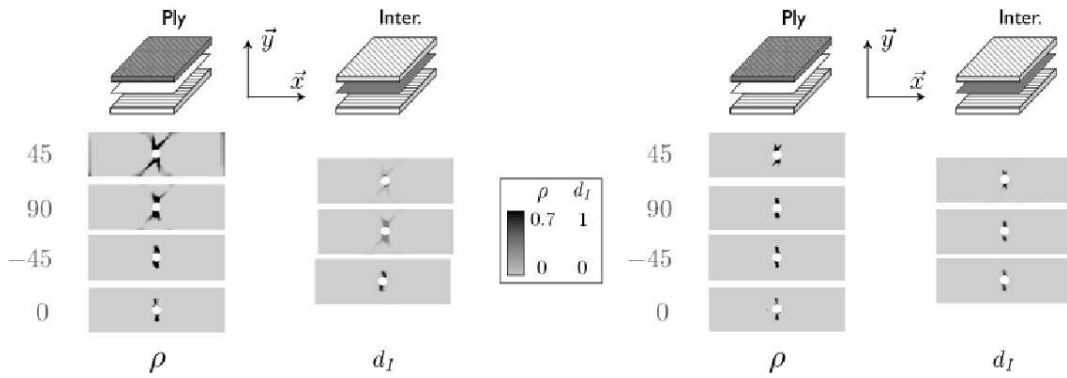


FIGURE 5.7: Cartes d'endommagement prédites par le nouveau modèle (gauche) et l'original (droite) pour une déformation globale  $\varepsilon = 0,52\%$ .

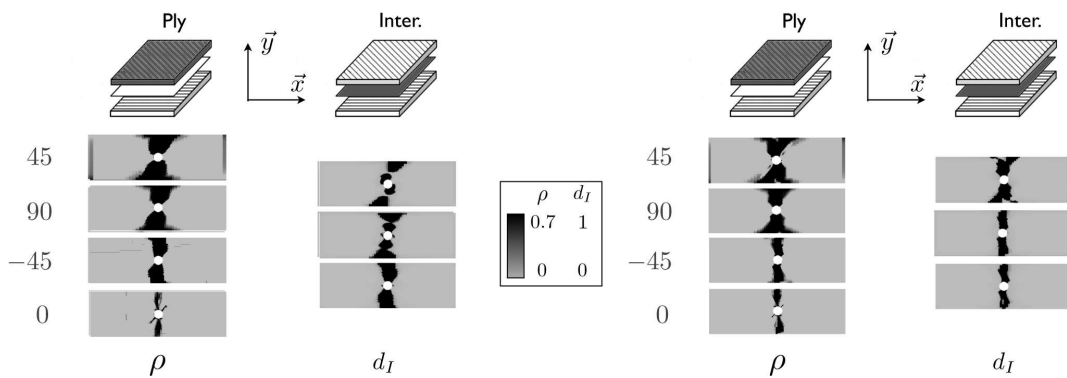


FIGURE 5.8: Cartes d'endommagement prédites par le nouveau modèle (gauche) et l'original (droite) pour une déformation globale  $\varepsilon = 0,58\%$ .

## 9 Sur l'étude de la fissuration transverse, du délaminage et de leur interaction

---

- Pour  $\varepsilon = 0,52\%$  le nouveau modèle prédit des fissures localisées à  $\pm 45^\circ$  dans le pli supérieur alors que l'original prédit une zone fissurée, limitée autour du trou.
- Pour  $\varepsilon = 0,58\%$  les deux modèles conduisent à une rupture de l'éprouvette dominée par la fissuration transverse et le délaminage comme observée expérimentalement.

### Discussion

La comparaison des cartes d'endommagement montre que le changement de modèle de couplage ne modifie pas le mode de rupture prédit par les simulations : dans les deux cas, la rupture est pilotée par la fissuration et le délaminage.

Concernant le développement de l'endommagement dans les interfaces, l'introduction du nouveau modèle ralentit légèrement sa propagation au début du chargement. Toutefois, au niveau de la rupture, les zones fissurées ont des tailles similaires. Finalement, le nouveau modèle décrit de manière plus réaliste le délaminage. En effet, les cartes d'endommagement montrent clairement que dans le cas du nouveau modèle de couplage, le délaminage est le résultat d'une propagation du trou vers le centre et du bord vers le trou, conformément à la description de l'essai donnée dans [Wisnom et Hallett (2009)]. La simulation avec l'ancien modèle ne représentait pas aussi bien ce phénomène.

Concernant la fissuration, l'impact du nouveau modèle de couplage est plus fort. L'introduction du nouveau modèle découle du constat que le modèle original utilisait la moyenne des taux de microfissuration pour piloter le délaminage ce qui introduit un couplage parasite entre le comportement en fissuration des plis adjacents. Dans le cas du modèle original, le développement de la fissuration semble être contraint autour du trou alors qu'avec le nouveau modèle, la cinétique de fissuration est plus proche de celle observée expérimentalement. En particulier, il prédit clairement l'apparition de deux splits à  $45^\circ$  dans le pli supérieur.

Avec l'introduction du nouveau modèle de couplage et l'utilisation de deux critères énergétiques distincts sur les plis adjacents à l'interface, les comportements des plis adjacents à une même interface sont totalement découplés. Dès lors, cela permet une meilleure représentation du comportement en fissuration des plis.

### 1.4 Sur le couplage entre la fissuration et le délaminage

L'étude menée sur le couplage entre les mécanismes intra- et interlaminaires montre que ce phénomène est crucial pour garantir une bonne prédictivité du modèle. Il est la clé du changement de mode de rupture observé dans le cas des essais de traction sur plaques trouées.

Le nouveau modèle de couplage proposé, permet de "libérer" la fissuration sans changer la propagation du délaminage. Il permet alors une meilleure reproduction de la cinétique de fissuration et la prédiction des splits dans le pli supérieur à  $45^\circ$ .

Toutefois ce couplage n'est utile que si le modèle reproduit correctement le comportement de la fissuration transverse puisque c'est ce mécanisme qui est à la base du processus. Ainsi, si le modèle ne reproduit pas fidèlement le changement de comportement de la fissuration avec l'épaisseur des plis, le couplage seul ne peut expliquer le changement de mode

de rupture reproduit par les simulations. Le mécanisme de fissuration transverse va donc maintenant être étudié.

## 2 Étude du comportement de la fissuration

Ainsi, bien que le couplage soit un outil clé pour la prédiction du développement du délaminage, c'est le comportement de la fissuration transverse qui est à la base du changement de mode de rupture observé dans les essais et le calcul. En effet, le changement radical de l'endommagement sous-critique est due au développement plus précoce de la fissuration dans les plis épais.

Afin de mieux comprendre ce phénomène, la dépendance de la fissuration à la micro-structure est testée. Pour cela, une étude d'influence du paramètre  $\bar{h}$  – définissant l'épaisseur de transition entre le comportement de fissuration pli fin et pli épais dans le modèle – est menée afin de comprendre à quel point la cinétique de fissuration joue un rôle. Pour cela, l'essai de traction sur plaque trouée avec pli épais et  $D = 6,35$  mm est simulé avec différentes valeurs de  $\bar{h}$ .

### 2.1 Étude de sensibilité au paramètre $\bar{h}$

Le paramètre  $\bar{h}$  permet de définir la limite entre les deux comportements en fissuration – pour les plis fins et les plis épais – avant la saturation des plis :

- si  $\rho \leq \rho_s$

$$\rho = \sup_{\tau \leq t} \left[ \mathcal{G} \left\{ ((\gamma_I \bar{Y}_{22})^\alpha + (\gamma_{II} \bar{Y}_{12})^\alpha + (\gamma_{III} \bar{Y}_{23})^\alpha)^{\frac{1}{\alpha}} \right\} \right] \quad (5.6)$$

avec

$$\mathcal{G} : x \rightarrow \left( \frac{\partial f_{22}}{\partial \rho} \right)^{-1} \left( \frac{1}{x} \right), \quad \gamma_I = \frac{1}{G_I^c}, \quad \gamma_{II} = \frac{\frac{\partial f_{12}}{\partial \rho}}{\frac{\partial f_{22}}{\partial \rho} G_{II}^c}, \quad \gamma_{III} = \frac{\frac{\partial f_{23}}{\partial \rho}}{\frac{\partial f_{22}}{\partial \rho} G_{III}^c} \quad (5.7)$$

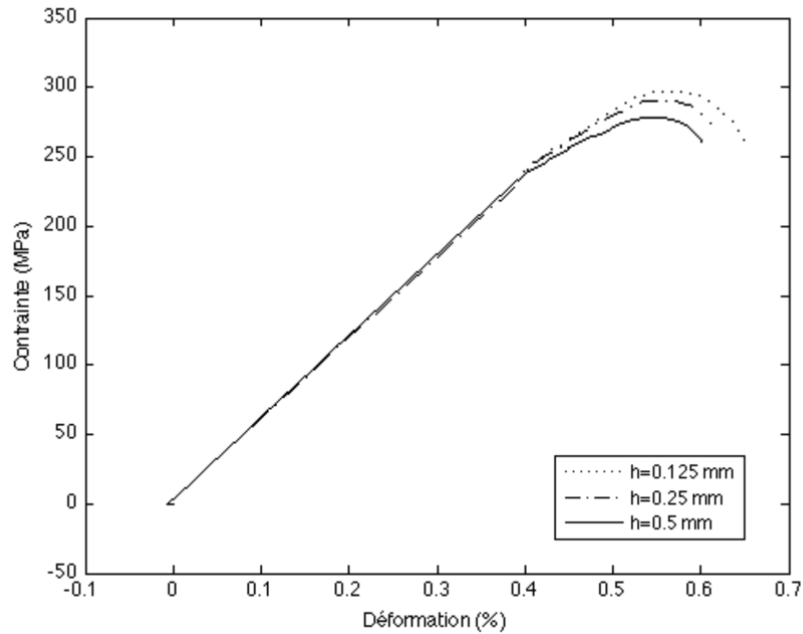
et

$$\begin{cases} Y_{ij} = h \frac{\partial \langle \langle e_d \rangle \rangle}{\partial \bar{d}_{ij}} & \text{si } h < \bar{h} \\ Y_{ij} = \bar{h} \frac{\partial \langle \langle e_d \rangle \rangle}{\partial \bar{d}_{ij}} & \text{si } h \geq \bar{h} \end{cases} \quad (5.8)$$

- sinon  $\rho = \rho_s$

Les études expérimentales montrent que la valeur de  $\bar{h}$  varie entre deux et quatre fois l'épaisseur du pli. Dans ce cas d'étude, le pli élémentaire a une épaisseur de  $h = 0,125$  mm. L'étude de sensibilité a été réalisée avec trois valeurs de  $\bar{h}$  : de une à quatre fois l'épaisseur du pli élémentaire :  $\bar{h} = 0,125$  mm,  $\bar{h} = 0,25$  mm et  $\bar{h} = 0,5$  mm.





**FIGURE 5.9:** Courbes de comportement global contrainte/déformation pour un  $\bar{h}$  variant de 1 fois à 4 fois l'épaisseur du pli.

### Comportement global

Les courbes de comportement global contrainte/déformation pour les trois cas de l'étude sont représentées sur la Figure 5.9.

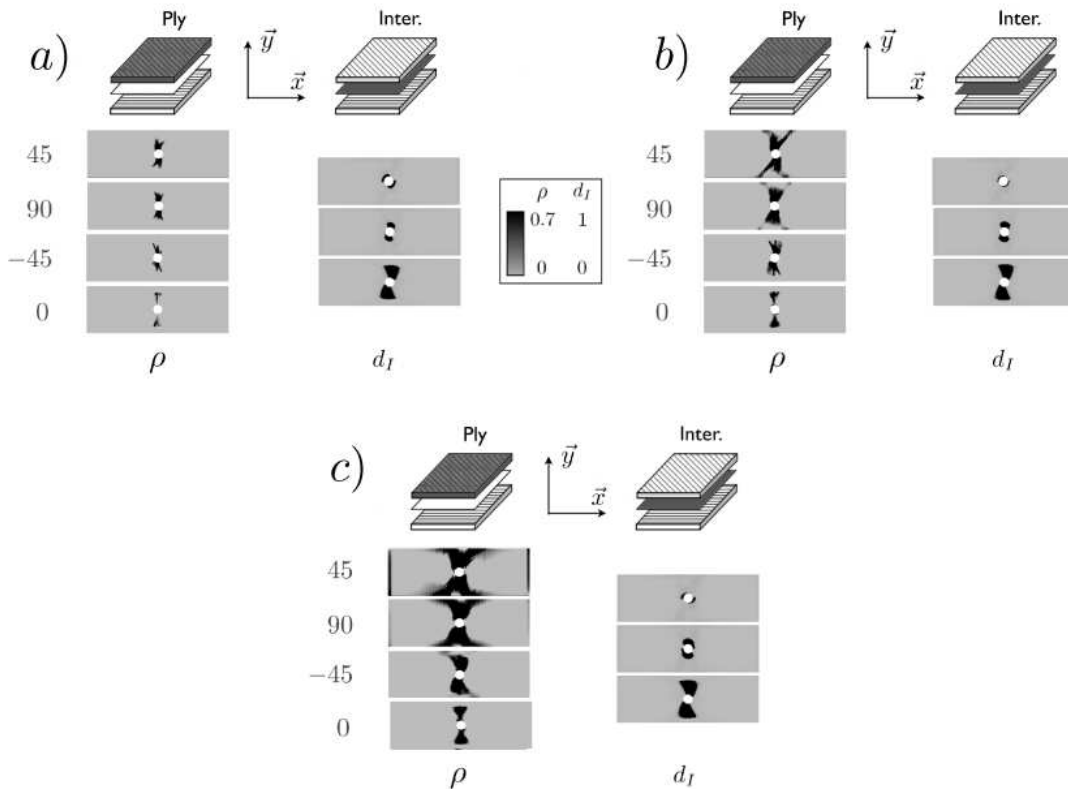
Ces trois courbes montrent une allure globale comparable, présentant toutes les trois une rupture de pente au moment de l'apparition de la fissuration transverse dans les plis. L'endommagement sous-critique se poursuit ensuite jusqu'à la rupture complète de l'éprouvette.

Toutefois, ces trois courbes diffèrent par la raideur globale de l'éprouvette après la rupture de pente. Cette différence s'explique par la variation du comportement de la fissuration entre les différents cas.

### Évolution de l'endommagement

Afin d'illustrer les différences entre les états d'endommagement prédits selon la valeur de  $\bar{h}$  et comprendre l'origine de la variation de pente dans les courbes globales, les cartes d'endommagement présentées sont construites en un instant de chargement, entre la rupture de pente et la chute de raideur finale (Figure 5.10).

L'étude de ces cartes d'endommagement montre une grande différence de comportement en terme de fissuration transverse. La simulation réalisée avec une valeur réduite de  $\bar{h}$  – correspondant à un comportement de “pli fin” – prédit un faible développement de la



**FIGURE 5.10:** Cartes d'endommagement au cours du développement de l'endommagement sous critique pour différentes valeurs de  $\bar{h}$  : a)  $\bar{h} = 0,125$  mm, b)  $\bar{h} = 0,25$  mm et c)  $\bar{h} = 0,5$  mm.

fissuration transverse. L'augmentation de la valeur du paramètre  $\bar{h}$  conduit à un plus fort développement de la fissuration, qui se conforme mieux aux résultats expérimentaux pour cet essai.

Ces différences d'évolution des fissures expliquent les différences observées sur les courbes de comportement global. Dans le cas d'un  $\bar{h}$  faible, le développement de la fissuration est limité, la raideur globale de cette éprouvette est donc supérieure à celle de l'éprouvette avec un  $\bar{h}$  élevée, qui elle connaît un grand développement des fissures.

Toutefois, pour ce qui est de la rupture finale, les simulations montrent pour toutes les valeurs de  $\bar{h}$  un développement du délaminage équivalent même si une variation de la valeur de la contrainte à rupture est observée.

Ainsi, la modification de la cinétique de fissuration modifie les cartes d'endommagement en terme de fissuration mais ne semble pas modifier de façon notable celles en terme de délaminage dans ce cas de chargement et ce drapage.

## 2.2 Discussion sur la fissuration

Cette étude d'influence du paramètre  $\bar{h}$  confirme son importance dans la description du comportement en fissuration. En effet, une sous-estimation de ce paramètre peut conduire à une sous-estimation de la fissuration transverse, pouvant conduire à de mauvaises prédictions en terme d'évolution d'endommagement sous-critique et de tenue à rupture.

Par contre, cette étude met en évidence un phénomène plus surprenant : la modification de ce paramètre dans ce cas test ne modifie quasiment pas la prédiction des zones délaminées dans les interfaces. En effet, quelque soit la valeur donnée au paramètre  $\bar{h}$ , tant qu'il y a de la fissuration, les cartes d'endommagement en terme de délaminage sont très similaires ce qui laisse supposer que, quelque soit la cinétique de la fissuration, le délaminage se développe lui de manière fixe.

Dès lors, cela tendrait à dire que, sur ce cas test particulier, la fissuration et le couplage sont les éléments permettant d'initier le délaminage et que celui-ci, une fois initié, connaît un développement indépendant de la fissuration. Par contre l'étude de la Section 1.1 montre que sans une initiation du délaminage par fissuration dans les plis adjacents et couplage, le délaminage ne se développe pas.

*Remarque* : Suite à cette constatation, il serait bon de nuancer la conclusion sur les mécanismes responsables du changement de mode de rupture avec l'épaisseur des plis dans le cas de la traction sur plaques trouées. En effet, cette étude montre que la fissuration et le couplage n'impactent que l'initiation du délaminage, son développement est ensuite "autonome". Dès lors, dans le cas des plis fins, vu que l'on observe aussi un peu de fissuration, le délaminage doit aussi être initié et devrait conduire au même type de rupture. Ce qui n'est pas le cas.

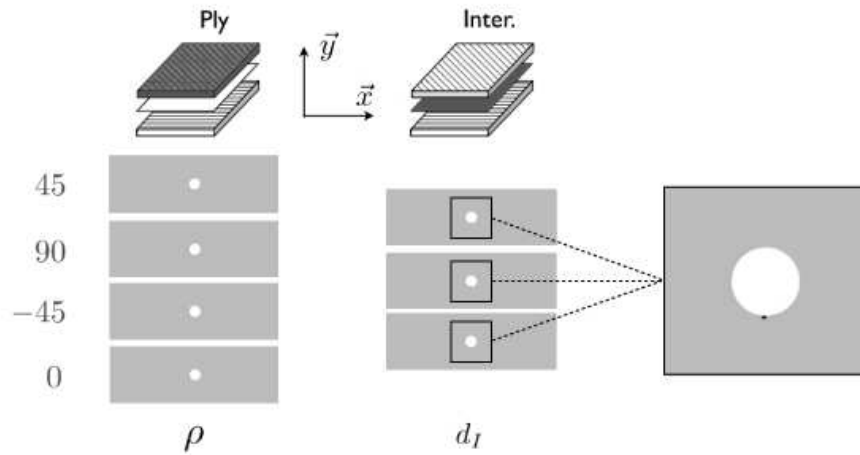
L'explication tient à un autre paramètre. En effet, dans le cas des plis épais, il n'y a que 15 interfaces dans l'éprouvette alors qu'il y en a 31 dans le cas des plis fins. Or, plus il y a de surfaces d'interfaces à dégrader, plus il faut de l'énergie (constatation qui explique l'effet inverse des dimensions dans le plan dans le cas des plis épais).

Ainsi, dans le cas des plis fins, le grand nombre d'interfaces à dégrader ralentit la propagation du délaminage et conduit alors à une rupture pilotée par la rupture fibre. Dans le cas des plis épais, c'est la combinaison de la précocité de la fissuration et la moindre surface d'interface à dégrader qui permet de passer à un mode de rupture par délaminage.

## 3 Initiation/propagation du délaminage

L'objectif de cette étude est d'évaluer, dans le cas des plaques trouées, l'importance de l'initiation du délaminage et ainsi le rôle de la fissuration et du couplage sur la propagation du délaminage dans les interfaces.

Pour ce faire, deux calculs ont été réalisés sans couplage entre la fissuration et le délaminage mais avec l'introduction d'un défaut dans les interfaces, en bord de trou. Dans un cas, ce défaut est placé "dans un endroit pertinent" avec le réel développement de la fissuration pendant l'essai, dans une zone où le délaminage se développe ensuite au cours du chargement (cas numéro 1 : Figure 5.11). Dans l'autre, il est placé dans une zone non concernée par le délaminage au cours de l'essai (cas numéro 2 : Figure 5.12).



**FIGURE 5.11:** Cas des plaques trouées avec introduction d'un défaut dans les interfaces.

Les résultats de ces simulations sont comparés avec les résultats des simulations avec couplage (cas de référence) et sans couplage.

### 3.1 Cas avec défaut numéro 1

Les courbes globales contrainte/déformation dans les cas avec couplage, sans couplage et avec défaut mais sans couplage sont tracées sur la Figure 5.13.

Les cas avec couplage et sans couplage / avec initiation donnent des résultats très similaires avec prédiction de la même valeur de contrainte à rupture. Par contre, le cas sans couplage surestime la valeur de la contrainte à rupture (Section 1.1).

Les Figures 5.14 et 5.15 donnent l'état d'endommagement pour les cas avec couplage et sans couplage / avec initiation lors du développement du délaminage et à la rupture.

La Figure 5.14 montre que les deux modèles prédisent des états d'endommagement en fissuration très proches. Pour ce qui est du délaminage, les cartes d'endommagement sont elles aussi très similaires. Toutefois, il est à noter que le cas sans couplage / avec initiation prédit du délaminage dans l'interface supérieure, ce qui n'est pas le cas dans le calcul de référence (avec couplage). En effet, dans le cas sans couplage / avec initiation, le délaminage est volontairement initié dans cette interface dès le début, favorisant son développement. Par contre, dans le cas de référence, l'état d'endommagement et de contrainte dans les plis adjacents ne permet pas encore l'initiation.

Sur la Figure 5.15, la comparaison des cartes d'endommagement à la rupture montrent un état de fissuration comparable dans les trois cas d'étude. Toutefois, le cas avec couplage prédit une plus grande zone délaminée que le cas avec initiation mais sans couplage. En effet dans le cas sans couplage / avec initiation, le délaminage en bord d'éprouvette n'apparaît pas.

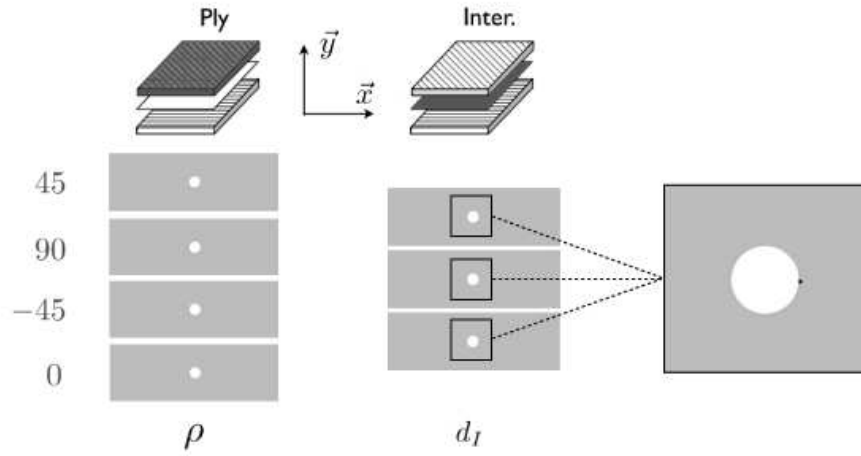


FIGURE 5.12: Cas des plaques trouées avec introduction d'un défaut dans les interfaces.

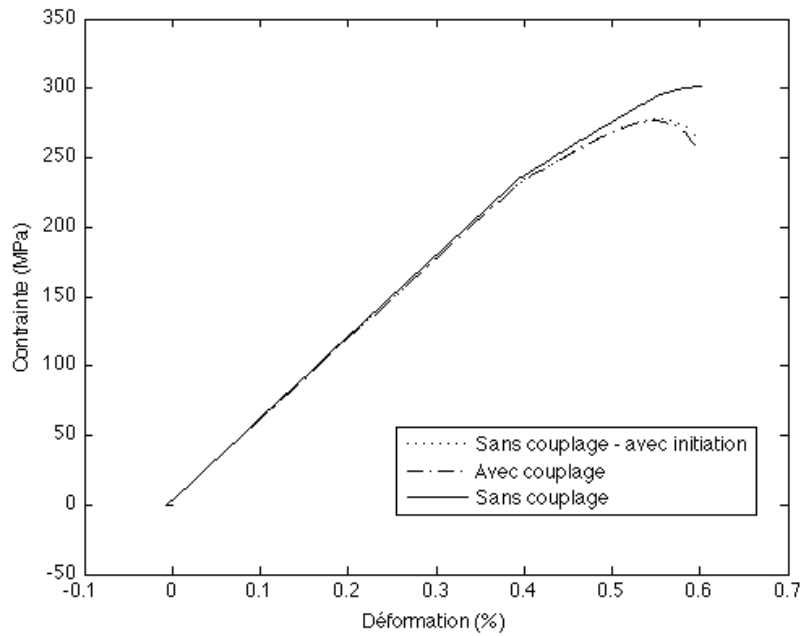
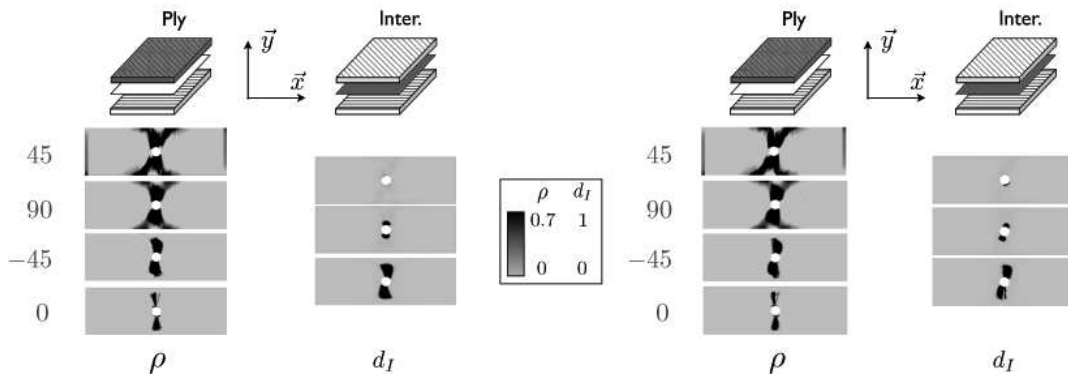


FIGURE 5.13: Courbes globales contrainte/déformation dans les trois cas d'étude.



**FIGURE 5.14:** Carte d'endommagement pour la fissuration transverse et le délaminage dans le cas de référence (à gauche) et le cas avec initiation mais sans couplage (droite) au cours de l'évolution de l'endommagement sous critique.

Cela s'explique par le fait que dans le cas de référence (avec couplage), le délaminage s'initie en deux endroits : au bord du trou et sur le bord de l'éprouvette. Dans le cas sans couplage / avec initiation, il n'est initié qu'en bord de trou, engendrant donc qu'une partie du délaminage.

La comparaison avec le cas sans couplage montre très clairement l'importance de l'initiation dans la prédiction du délaminage.

### 3.2 Cas avec défaut numéro 2

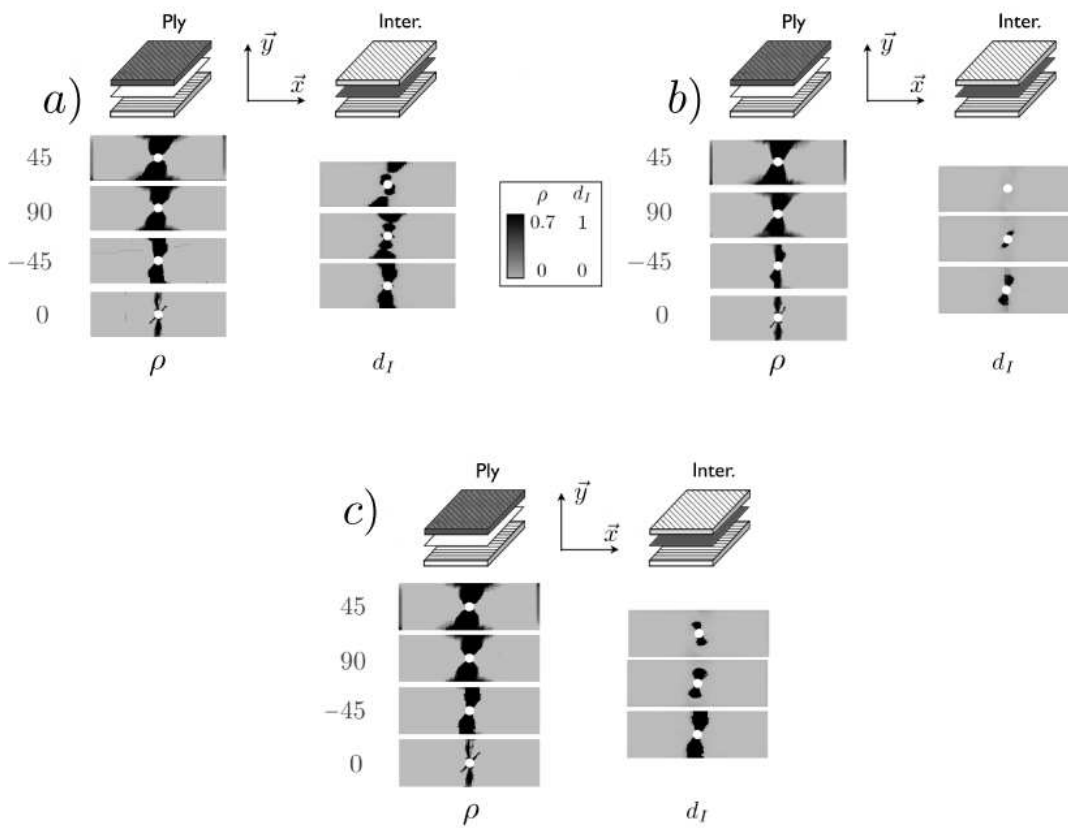
Dans ce cas, pour lequel le défaut est "mal" placé, la courbe globale obtenue est superposable à celle du cas sans couplage. En effet, comme le montre la carte d'endommagement présentée sur la Figure 5.16, la simulation de ce cas test aboutit à des résultats comparables à celle du cas sans couplage : pas de délaminage prédit dans les interfaces supérieures, une rupture pilotée alors par la rupture fibre et donc une surestimation de la contrainte à rupture.

### 3.3 Discussion sur l'initiation du délaminage

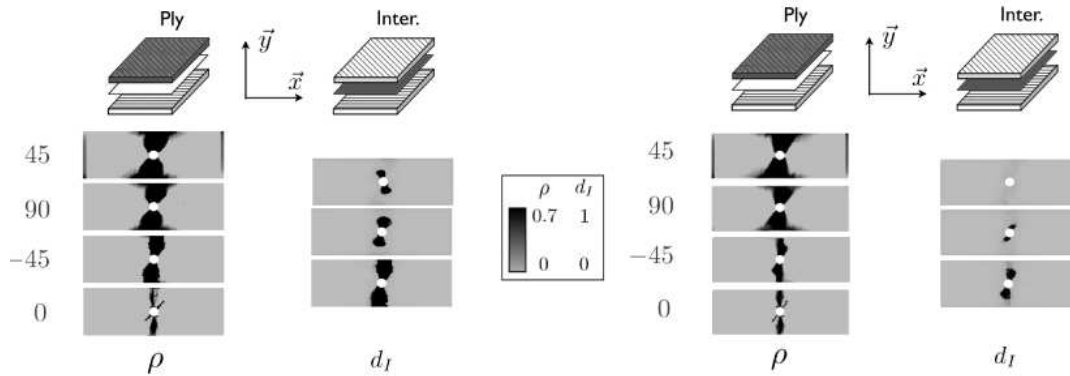
Pour ce cas test, les simulations réalisées dans cette dernière étude soulignent l'importance de l'initiation. En effet, si le délaminage est bien initié, alors les simulations prédisent un développement du délaminage correct et un mode de rupture en adéquation avec les essais.

Par contre, si le délaminage n'est pas (cas sans couplage) ou mal (cas avec défaut numéro 2) initié, alors les simulations ne reproduisent pas son développement et prédisent un mode de rupture erroné et une surestimation de la contrainte à rupture.

Ainsi cette étude est un nouveau pas vers la compréhension exhaustive du mécanisme de délaminage. Pour le moment, cette conclusion sur l'importance de l'initiation n'est prouvée que sur le cas de la traction sur plaques trouées, c'est à dire un cas de chargement plan. Si cette conclusion se retrouve être vraie dans tous les cas de chargement, alors il sera possible d'affirmer que les éléments fondamentaux pour une bonne prédiction du délaminage sont :



**FIGURE 5.15:** Carte d'endommagement à rupture en terme de fissuration transverse et de délaminage dans le cas de référence (a), dans le cas sans couplage (b) et le cas avec initiation mais sans couplage (c).



**FIGURE 5.16:** Comparaison des cartes d'endommagement à rupture en terme de fissuration transverse et de délaminage dans le cas du défaut en position 1 (droite) et le cas du défaut en position 2 (gauche).

- le couplage pour l'initiation
- une bonne identification de la valeur du taux de restitution d'énergie critique de l'interface pour la propagation.

Cette conclusion serait d'autant plus crucial que les procédés de fabrication des structures, avec les opérations de perçage et d'assemblage, introduisent inévitablement des défauts initiaux dans le matériau. Dès lors, si l'initiation suffit à déclencher une dégradation de l'interface, l'étude des défauts induits par la fabrication et les modèles d'introduction probabiliste de défauts dans les simulations deviennent des points très importants dans la prédiction de la tenue à rupture des structures.

## 4 Conclusion

L'objectif de ce chapitre était d'utiliser la simulation et le code de calcul Coffee comme un outil de compréhension de l'effet d'échelle observé expérimentalement : le changement de mode de rupture avec la variation d'épaisseur des plis de l'éprouvette dans le cas de la traction sur plaques trouées. Pour ce faire, chaque composante du couple de mécanismes fissuration/délaminage a été étudiée séparément.

Ces études ont permis de mieux comprendre les relations entre les deux mécanismes et l'influence du comportement de chacun sur l'évolution de l'endommagement.

Dans le cas des plis fins, la rupture de l'éprouvette est pilotée par la rupture fibre car la fissuration transverse apparaît tardivement et le couple fissuration/délaminage n'a pas le temps de se développer avant la rupture des fibres.

Lorsque l'épaisseur des plis augmente, la création de fissures est avantagée. Dans le modèle, ce phénomène est reproduit par la modification de la loi d'évolution du taux de microfissuration selon l'épaisseur du pli introduite par l'utilisation d'une épaisseur de transition entre deux cinétiques de fissuration différentes. Cet outil permet de reproduire le développement plus précoce de la fissuration dans le cas des plis plus épais.



Ensuite, la fissuration présente dans les plis initie la dégradation de l'interface. Dans le modèle, ceci est pris en compte par le couplage entre les comportements intra- et interlaminaires. L'étude de ce couplage a montré que sa définition été déterminante pour une bonne prédiction de l'initiation du délaminage mais aussi pour ne pas modifier le comportement en fissuration dans les plis. Le nouveau modèle mis en place permet ainsi une meilleure reproduction des zones de concentration de fissures dans les plis.

Enfin, une fois initié, le délaminage se propage dans les interfaces pour conduire à la rupture de l'éprouvette par délaminage dans le cas des plis épais. L'étude approfondie de l'initiation a montré que celle-ci est un mécanisme crucial puisqu'il permet à lui seul une bonne prédiction de l'état d'endommagement final des interfaces.

Ainsi, cette étude approfondie a montré quelles composantes du modèle étaient à l'origine de ses bonnes capacités prédictives sur ce cas test : la différenciation entre la cinétique de fissuration pour les plis fins et celle pour les plis épais et le couplage entre la fissuration et le délaminage.

L'étude complète du cas test de traction sur plaques trouées a permis de souligner les bonnes capacités prédictives du modèle et de mieux comprendre les liens entre les différents mécanismes de dégradation. Toutes ces informations vont maintenant être réutilisées pour la seconde étude de validation sur un cas de chargement hors plan : les essais d'impact à basse vitesse.

## Chapitre 6

# Vers l'impact à basse vitesse : étude de l'indentation statique

### Sommaire

---

<b>1</b>	<b>État de l'art sur l'impact basse vitesse . . . . .</b>	<b>105</b>
1.1	Les différents types d'impact . . . . .	105
1.2	L'impact à basse vitesse . . . . .	106
<b>2</b>	<b>Nouvelle campagne expérimentale . . . . .</b>	<b>111</b>
2.1	Choix des cas test . . . . .	111
2.2	Réalisation de la campagne d'essais . . . . .	112
<b>3</b>	<b>Résultats expérimentaux . . . . .</b>	<b>113</b>
3.1	Étude des courbes effort / déplacement . . . . .	113
3.2	Évolution des dégradations au cours de l'indentation . . . . .	118
3.3	Conclusion . . . . .	124
<b>4</b>	<b>Validation sur un des cas : le cas F<sub>s</sub> . . . . .</b>	<b>125</b>
4.1	Analyse de la première chute de charge . . . . .	125
4.2	Simulation du cas test avec Coffee . . . . .	127
4.3	Bilans des simulations . . . . .	130
<b>5</b>	<b>Conclusion . . . . .</b>	<b>131</b>

---

*L'étude de l'impact à basse vitesse sur composite est un cas test très répandu dans la littérature et crucial dans le virtual testing car c'est un chargement critique pour les structures en stratifié. Ce chapitre commence par une revue bibliographique des études expérimentales et numériques menées sur ce cas test afin de mettre en avant les manques qui nous ont poussés à réaliser une nouvelle campagne d'essai.*

*La construction de cette nouvelle campagne ainsi que les résultats obtenus sont ensuite présentés afin de préparer la validation sur ce type d'essai.*

# 1 État de l'art sur l'impact basse vitesse

Le terme “impact” sur stratifié englobe un certain nombre de configurations, de l'impact balistique à l'indentation quasi-statique. Dans l'industrie, cela représente aussi bien les impacts de grêle à grande vitesse sur la carlingue, pouvant conduire à la perforation des plaques de composite, que la chute d'outils sur les panneaux structuraux lors de la fabrication.

Toutefois, alors que le premier cas de figure est facilement observable car il conduit à des dégradations importantes de la structure, le second est plus problématique car il peut dégrader le matériau à cœur sans que cela ne soit visible sur la structure. D'où la nécessité d'introduire la notion de BVID (Barely Visible Impact Damage) qui définit le plus petit défaut détectable au cours d'une inspection. Les défauts de taille inférieure, ne pouvant être détectés, ne doivent pas mettre en danger l'intégrité de la structure. Dès lors, la simulation des endommagements en dessous de ce seuil et la prédiction de leur dangerosité pour l'intégrité structurelle constituent un enjeu majeur du point de vue industriel. Voilà pourquoi l'impact à basse vitesse est un cas test crucial dans le cadre du *virtual testing*.

Afin de travailler sur ce cas de chargement d'impact à basse vitesse, nous allons commencer par le caractériser. Pour cela, nous allons nous intéresser à la manière de classer les différents types d'impact.

## 1.1 Les différents types d'impact

Une revue de la littérature montre qu'à ce jour aucun consensus n'a été trouvé sur un critère pertinent pour catégoriser les différents types d'impact.

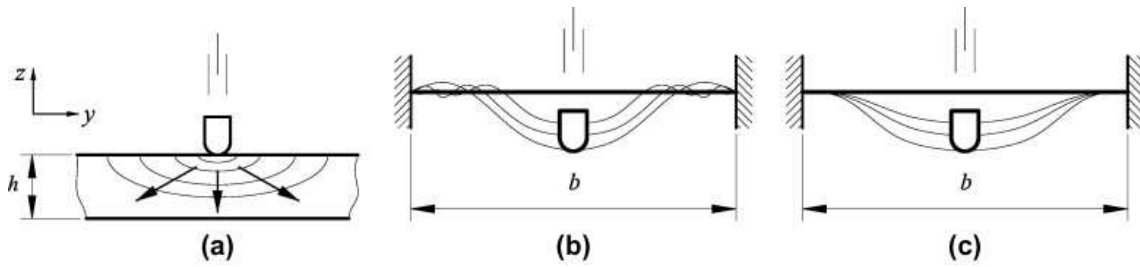
Le critère le plus communément utilisé pour les classer est la vitesse de l'impacteur. Dans [Cantwell et Morton (2009)] et [Sjoblom et al. (1988)], les impacts jusqu'à  $10 \text{ ms}^{-1}$  – considérés comme quasi-statiques – sont classés comme impacts à basse vitesse. Mais dans d'autres articles, la valeur de transition entre les différents types peut être totalement différente, atteignant par exemple les  $100 \text{ ms}^{-1}$  dans [Abrate (1991)].

Une seconde option pour classer les impacts est d'utiliser le type de dégradation créé dans le matériau. Ainsi dans [Joshi et Sun (1987)], sont considérés comme impacts à haute vitesse ceux qui conduisent à la pénétration de l'impacteur avec rupture des fibres, ceux n'induisant que de la fissuration transverse et du délaminage sont répertoriés comme impacts à basse vitesse.

Cependant, dans certains essais, la rupture fibre apparaît même avec une vitesse d'impacteur très faible. Dès lors, cette classification devient délicate à utiliser.

Finalement, la classification qui paraît aujourd'hui la plus pertinente, et qui commence à se répandre, est celle basée sur la propagation des ondes dans la plaque comme dans [Christoforou et Yigit (1998a), Christoforou et Yigit (1998b), Olsson (1993), Olsson (2001), Lin et Fat (2006), Olsson (2003), Abrate (1998), Davies et Olsson (2004)]. Les impacts y sont classés en trois catégories (Fig. 6.1).

- La première (Figure 1a) correspond à un impact pour lequel le temps de contact entre l'impacteur et la plaque est proche du temps nécessaire aux ondes compressives pour se propager sur toute l'épaisseur de la plaque. Ce cas est associé à l'impact balistique.



**FIGURE 6.1:** Classification des impacts : (a) impact balistique, (b) impact grande vitesse, (c) impact faible vitesse

- La seconde (Figure 1b) correspond au cas où le temps de contact est assez long pour que les ondes compressives se propagent sur l'épaisseur de la plaque, mais pas assez pour permettre aux ondes de flexion et de cisaillement d'atteindre les bords de l'éprouvette. Typiquement, cela correspond à des impacts à grande vitesse d'impacteur de petite taille.
- La troisième (Figure 1c) correspond au cas où le temps de contact est assez long pour permettre toutes les propagations et réflexions d'ondes sur les bords de la plaque. La déflexion résultante et la charge d'impact s'approche alors d'un cas de chargement quasi-statique.

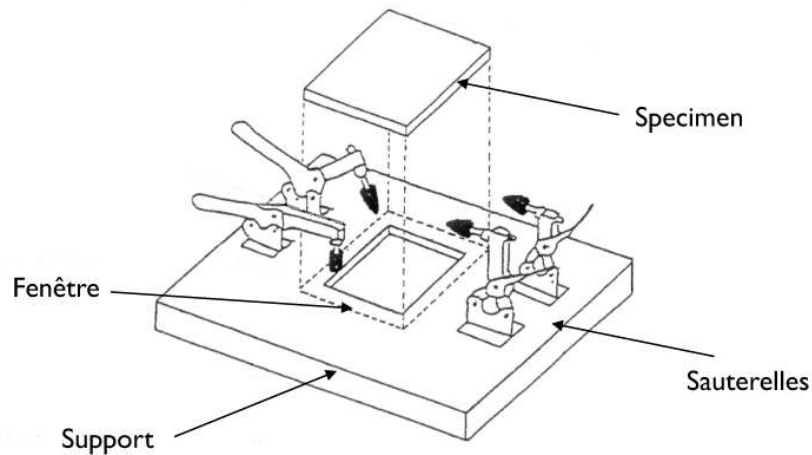
L'impact à basse vitesse qui nous intéresse correspond à la dernière catégorie de cette classification. Ainsi, en plus d'être un cas industriel crucial pour la tolérance au dommage, l'impact à basse vitesse a l'avantage d'être un essai aisé à mettre en place et à instrumenter. Il sera alors relativement simple de suivre l'évolution de l'endommagement dans la plaque impactée.

Les premiers travaux réalisés dans le cadre de la thèse sur ce cas test vont maintenant être présentés. Puis, une revue de la littérature est faite pour comprendre pourquoi il a été nécessaire de refaire une campagne d'essai afin d'atteindre nos objectifs de validation.

## 1.2 L'impact à basse vitesse

Comme dit précédemment, l'impact à basse vitesse s'approche d'un chargement quasi-statique. Des études plus approfondies ont montré que les endommagements induits par ce type de chargement sont les mêmes que ceux découlant d'un essai d'indentation statique [Abrate (1998), Kwon et Sankar (1993), Bouvet et al. (2009), Guinard et al. (2002)]. Ce sera donc ce type d'essai qui sera utilisé par la suite pour l'étude des impacts à basse vitesse.

L'essai d'indentation statique consiste à appuyer un indenteur sur une plaque posée sur une fenêtre. Deux configurations sont principalement utilisées. La première, donnée dans la spécification CRAG pour les essais d'impacts [Curtis (1998)], consiste à indenter une plaque serrée entre deux anneaux. La seconde, proposée par les industries aéronautiques, consiste à indenter une plaque simplement posée et maintenue en position sur une fenêtre rectangulaire [Air (2005), Boe (1998), Nas (1902)] (voir Figure 6.2). Dans la suite, tous les essais utilisés sont des essais basés sur la seconde configuration.



**FIGURE 6.2:** Schéma d'un essai d'indentation statique sur une plaque de stratifié

Des travaux sur ce type de cas test ont déjà été réalisés avec la version standard du mésomodèle en partenariat avec EADS-IW [Guinard et al. (2002)]. Ils ont permis de mettre en lumière la nécessité d'inclure le couplage entre la fissuration transverse et le délaminage afin de reproduire précisément la dégradation des interfaces.

Dès lors, de nouveaux travaux ont été réalisés en début de thèse avec la version du modèle incluant le couplage sur des cas d'indentation de composites à matrice thermoplastique et thermodurcissable.

### 1.2.1 Premiers travaux sur l'indentation de plaques stratifiées

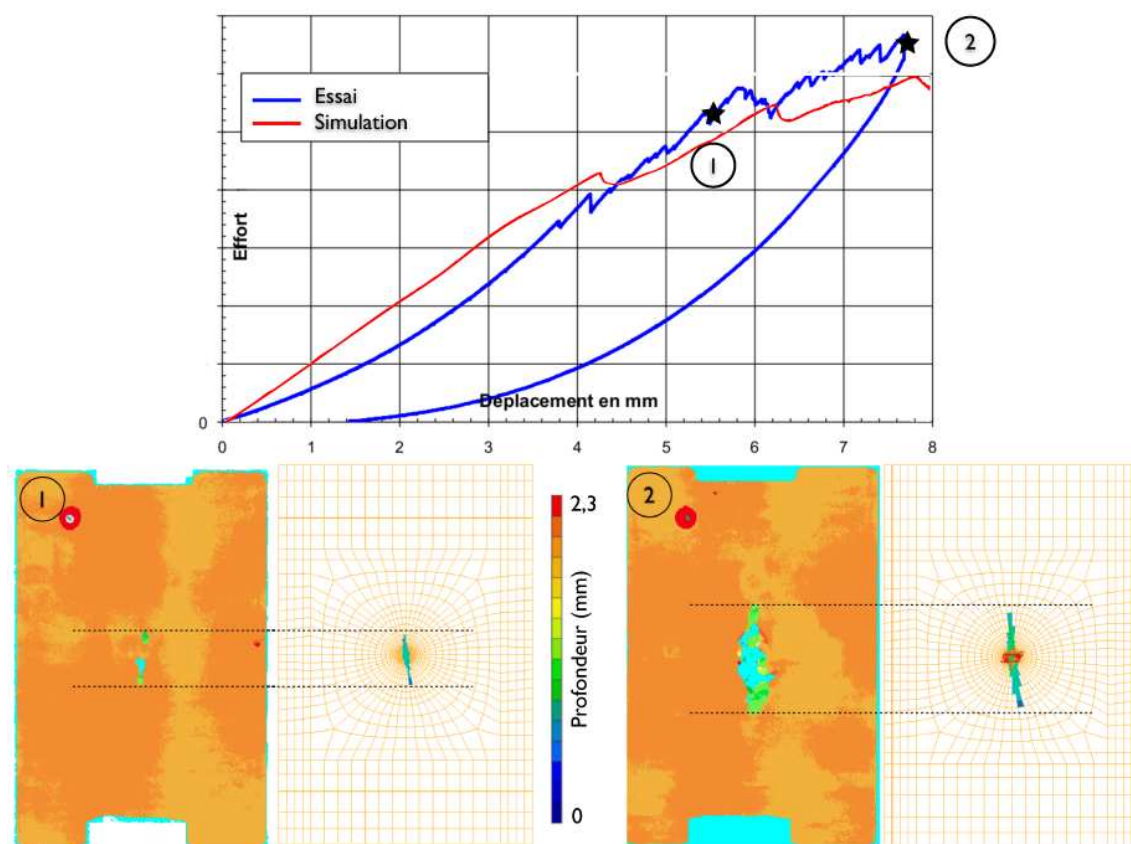
Deux études sur l'indentation de plaque composite ont été réalisées, basées sur des résultats d'essais réalisés chez EADS-IW. Toutes deux concernent des indentations sur des plaques rectangulaires  $100 \times 150$  mm avec un indenteur de diamètre 16 mm avec une vitesse de 0,5 mm/min.

Les simulations de ces essais ont été réalisées avec les jeux de paramètres matériau et les maillages fournis par EADS-IW. Les conditions aux limites utilisées sont les mêmes que celle discutées par la suite (voir Section 4.2).

### Indentation d'un composite à matrice thermoplastique

Cette première étude consiste en un essai d'indentation statique sur une plaque de 2 mm d'épaisseur de thermoplastique avec l'empilement  $[90/0/45/0_2/ - 45/0/ - 45/0_2/45/0/90]$ . Le partenariat avec EADS-IW a permis d'obtenir un certain nombre d'informations expérimentales, dont deux C-Scans et une radiographie permettant de tester le modèle sur ce type d'essai.

Cet essai est caractérisé par l'apparition de la rupture fibre relativement tôt, alors que très peu de fissures et délaminage ne se sont propagés (Figures 6.3 et 6.4). Après ce premier évènement, la fissuration et le délaminage se propagent rapidement sur toute l'épaisseur



**FIGURE 6.3:** Comparaison essai/calcul des zones délaminées dans le cas de l'indentation sur thermoplastique, en deux points de chargement

de la plaque jusqu'à la rupture finale de l'éprouvette.

La simulation de ce premier test a montré de bonnes capacités du modèle du fait qu'il reproduit le bon enchaînement des mécanismes et prédit de manière fiable la propagation des endommagements.

### Indentation d'un composite à matrice thermodurcissable

Le second cas étudié est un cas d'indentation sur une plaque de 2 mm d'épaisseur de thermodurcissable, avec un empilement  $[45/0/-45/90]_s$  et les mêmes dimensions que précédemment. Dans ce cas, la fissuration et le délaminage se propagent avant la première rupture des fibres.

Les informations disponibles dans ce cas étaient des empreintes de l'état de l'endommagement des interfaces, zones complètement ou partiellement endommagées, au cours du chargement. La simulation réalisée reproduit bien ces différentes zones et leur propagation (Figure 6.5).

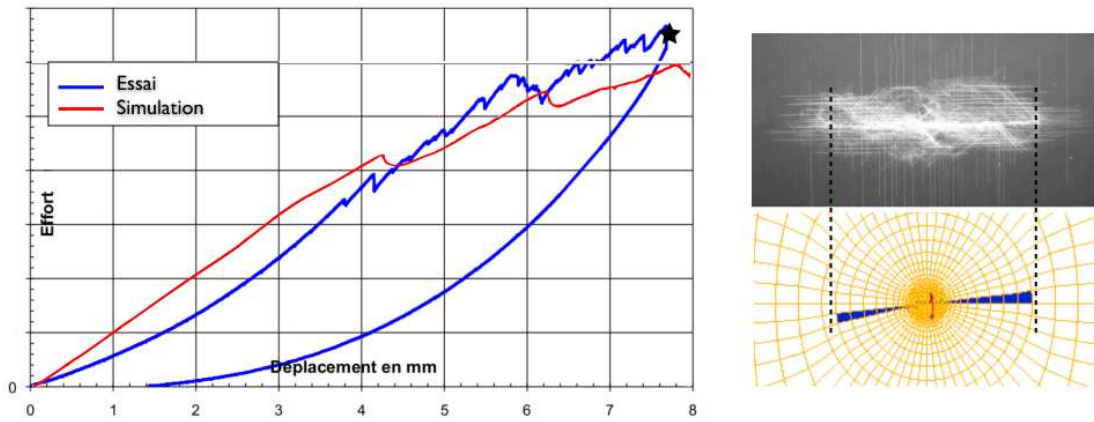


FIGURE 6.4: Comparaison essai/calcul pour la rupture des fibres dans le cas de l'indentation d'un composite à matrice thermoplastique, en fin de chargement

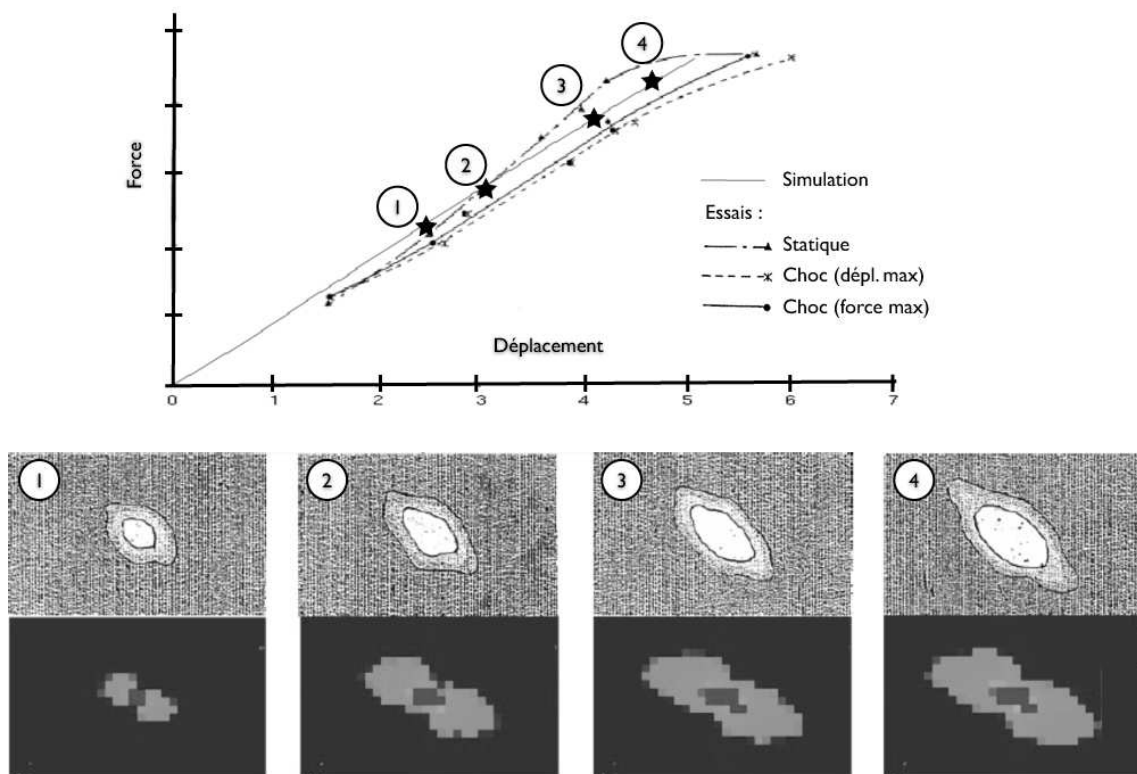


FIGURE 6.5: Comparaison essai/calcul en terme de délaminage dans le cas de l'indentation d'un composite à matrice thermodurcissable au cours du chargement



## Conclusion

Ces deux études montrent que, de manière générale, le modèle reproduit de manière fiable l'évolution des endommagements dans le cas de l'indentation statique.

Cependant, pour deux matériaux et empilements différents, deux comportements différents sont observés. D'autres comportements pourraient donc être observés pour d'autres configurations d'essai. Dès lors, il est difficile de dire que ces deux essais garantissent les performances du modèle pour l'indentation de tout type de plaques. L'étude des effets d'échelle apparaît ici nécessaire afin d'explorer toutes les situations possibles dans ce cas de chargement.

De plus, lors de ces essais, les informations concernant la fissuration transverse (une image issue des rayons X) et le délaminage (quelques C-Scans avec de nombreuses zones inutilisables) étaient assez pauvres et ne permettaient pas une validation précise en terme de mécanismes.

Dès lors, même si ces deux études laissent entrevoir les bonnes capacités du modèle à reproduire l'endommagement induit par l'indentation statique, d'autres travaux sont nécessaires afin de réaliser une validation selon nos règles. C'est pourquoi, comme pour le cas des plaques trouées, une revue de la littérature a été faite afin de savoir si des études similaires avaient été réalisées.

## Revue des informations disponibles dans la littérature

Une revue de la littérature montre que de nombreuses études sont disponibles, sur divers matériaux.

Généralement, ces papiers fournissent peu d'informations quantitatives sur les résultats des essais, se limitant à des courbes effort/déplacement, ou à une étude partielle focalisée sur un mécanisme particulier [Chen et al. (2006), Schoeppner et Abrate (2000)]. Dès lors, ces études ne nous seront pas utiles dans le cadre fixé.

Il existe cependant quelques études relativement complètes d'essais d'indentation statique sur stratifiés disponibles dans la littérature. Elles fournissent des informations quantitatives assez précises sur l'évolution de l'endommagement dans le matériau au cours de l'essai, comme des résultats de C-Scans ou des microtomographies [Bouvet et al. (2009)]. Cependant, elles n'y abordent pas la question des effets d'échelle.

Concernant ces effets d'échelles dans le cas de l'indentation statique, les études réalisées portent principalement sur l'influence de la séquence d'empilement sur l'évolution des dégradations [Hitchen et Kemp (1995), Fuoss et al. (1998), Gonzales et al. (2011)]. Toutes montrent que l'épaississement des plis conduit à une décroissance de la résistance du stratifié et à l'accroissement de la zone délaminée. Toutefois, la plupart des résultats sont relevés à l'échelle de la plaque et non interprétés en terme de mécanisme de dégradation, ce qui ne nous convient pas dans le cadre de notre validation.

Ainsi, puisque notre objectif est de donner une description précise des évolutions des dégradations pour des configurations à différentes échelles, ces données de la littérature sont insuffisantes. Afin d'atteindre nos objectifs, une nouvelle campagne expérimentale d'indentation statique a été construite, comprenant toutes les observations nécessaires pour obtenir des informations quantitatives sur l'endommagement.

TABLE 6.1: Caractéristiques des essais réalisés

Nom	m	n	$h_{plate}$ (mm)	$h_{ply}$ (mm)	Dimensions dans le plan
Référence (Ref)	1	2	2	0,125	$75 \times 50$ mm
Scaled in plane (Sip)	1	2	2	0,125	$150 \times 100$ mm
Ply level scaled (Fs)	2	2	4	0,25	$150 \times 100$ mm
Sublaminat scaled (Ss)	1	4	4	0,125	$150 \times 100$ mm

## 2 Nouvelle campagne expérimentale

Cette campagne d'essais a été réalisée en collaboration avec le laboratoire ACCIS de l'université de Bristol, lors un séjour de trois mois effectué dans leur locaux.

### 2.1 Choix des cas test

La méthode utilisée pour réaliser les essais est adaptée de la méthode ASTM, destinée à mesurer la résistance au dommage d'un composite à matrice organique renforcé de fibre de carbone soumis à un impact de masse tombante [AST (2005)], dont la norme définit les dimensions caractéristiques de l'essai : une plaque de  $150 \times 100$  mm simplement supportée sur une fenêtre  $125 \times 75$  mm et indentée par une sphère de diamètre 16 mm.

#### Effets d'échelle testés

Afin de se rapprocher de la validation présentée précédemment, deux effets d'échelle ont été testés : l'effet de l'épaisseur des plis et celui des dimensions de la plaque dans le plan. Cela a conduit à la mise en place de deux jeux d'essais, un premier portant sur l'effet des dimensions dans le plan, l'autre sur l'effet de l'épaisseur des plis (Tableau 6.1).

- Effet d'échelle lié aux dimensions de la plaque dans le plan :
  - premier essai sur un spécimen de  $75 \times 50$  mm simplement supporté sur une fenêtre de  $67.5 \times 37.5$  mm (essai Ref) avec un indenteur de diamètre 8 mm ;
  - deuxième essai sur un spécimen de  $150 \times 100$  mm simplement supporté sur une fenêtre de  $125 \times 75$  mm (essai Sip) avec un indenteur de diamètre 16 mm.
- Effet d'échelle lié à l'épaisseur des plis : mise en échelle dans l'épaisseur de la plaque  $150 \times 100$  simplement supportée sur une fenêtre de  $125 \times 75$  mm :
  - mise en échelle en doublant l'épaisseur des plis (essai Fs) ;
  - mise en échelle en doublant le nombre de plis (essai Ss).

#### Séquence d'empilement étudiée

Concernant la séquence d'empilement, le choix du quasi-isotrope est théoriquement le meilleur afin d'assurer une raideur similaire pour les deux plaques dédiées à l'étude de la mise en échelle dans l'épaisseur.

Dans [Hitchen et Kemp (1995)], les auteurs préconisent de placer les plis à  $0^\circ$  à l'intérieur de la plaque afin de privilégier la propagation de l'endommagement. La séquence d'empilement finalement retenue est  $[45_m/0_m/90_m/-45_m]_{ns}$ .

## Nombre d'essais pour chaque série

Afin de suivre l'évolution de l'endommagement dans les plaques indentées, la campagne d'essais repose sur des essais interrompus. Le choix des points d'interruption des essais a été fait après une première série d'essais jusqu'à rupture afin de déterminer les points les plus pertinents.

De plus, afin de quantifier la répétabilité des essais et donc donner un niveau de confiance aux valeurs relevées, plusieurs essais ont été réalisés pour chaque point d'arrêt.

Finalement, 9 plaques de chaque types sont fabriquées afin de réaliser les essais interrompus suivants :

- 3 jusqu'à la rupture totale de la plaque pour tester la répétabilité de l'essai ;
- 1 interrompu juste avant le premier accident sur la courbe globale effort/déplacement ;
- 2 interrompus juste après ce premier accident ;
- 3 pour suivre l'évolution de l'endommagement jusqu'à la rupture de la plaque.

## 2.2 Réalisation de la campagne d'essais

La campagne d'essais a été réalisée au laboratoire ACCIS de l'Université de Bristol, sous l'encadrement de M. Wisnom et de S. Hallett.

### Fabrication des éprouvettes

Les plaques ont été fabriquées à partir de pré-imprégné unidirectionnel d'IM7/8552 de 0,125 mm d'épaisseur et cuites en autoclave. Le cycle de cuisson, réalisé sous une pression de 7 bar est celui préconisé par le fabricant :

1. une chauffe à 2,5°/min jusqu'à 125°C ;
2. un maintien à cette température pendant 100 min ;
3. une chauffe à 2,5°/min jusqu'à 185°C ;
4. un maintien à cette température pendant 165 min ;
5. un refroidissement à 0,5°C/min.

Tous les spécimens d'une même série ont été découpés à partir d'une même plaque afin de limiter la dispersion entre la qualité des plaques. La découpe a été réalisée avec une scie circulaire.

### Réalisation des essais

La campagne a été effectuée sur une machine hydraulique INSTRON sur laquelle ont été montés des indenteurs de 16 ou 8 mm de diamètre.

Les essais sont contrôlés en déplacement : une vitesse de déplacement de 0,5 mm.min<sup>-1</sup> est imposée à la traverse de la machine. Lorsque le niveau de chargement souhaité est atteint, le spécimen est déchargé manuellement.

Les mesures d'effort et de déplacement utilisées par la suite pour étudier le comportement global sont celles de la machine. Dans ce cas, la précision de la mesure "machine" est suffisante puisque ces valeurs ne sont utilisées que pour une étude de répétabilité des essais et pour obtenir des indications sur les moments clés de l'essai, comme les fortes chutes de

charges. La validation est elle ensuite réalisée sur l'état d'endommagement, elle n'utilise donc pas ces mesures.

### Post traitement des éprouvettes

Afin de suivre l'activité acoustique dans l'éprouvette pendant l'essai, il aurait été intéressant d'utiliser un système de réception acoustique. Toutefois, ce dispositif n'étant pas disponible, le suivi auditif est fait "à l'oreille" tout au long du chargement.

Des contrôles non destructifs par émissions ultra-sonores (C-Scan) ont ensuite été réalisés sur chacune des éprouvettes permettant de vérifier la répétabilité des essais et de garantir dans chaque cas une description correcte de l'évolution de l'endommagement au cours de l'essai.

Afin de réaliser une étude fine de l'endommagement, des CT-Scans sont en cours de réalisation au National Composite Center (NCC) de Bristol sur certains spécimens choisis.

## 3 Résultats expérimentaux

Les résultats "bruts" issus de cette campagne d'essais vont maintenant être présentés : pour commencer le comportement global de chaque essai, puis l'étude de l'évolution de l'endommagement.

### 3.1 Étude des courbes effort / déplacement

Cette première étude s'intéresse aux courbes effort / déplacement issues des essais (Figure 6.6).

#### Comportement global

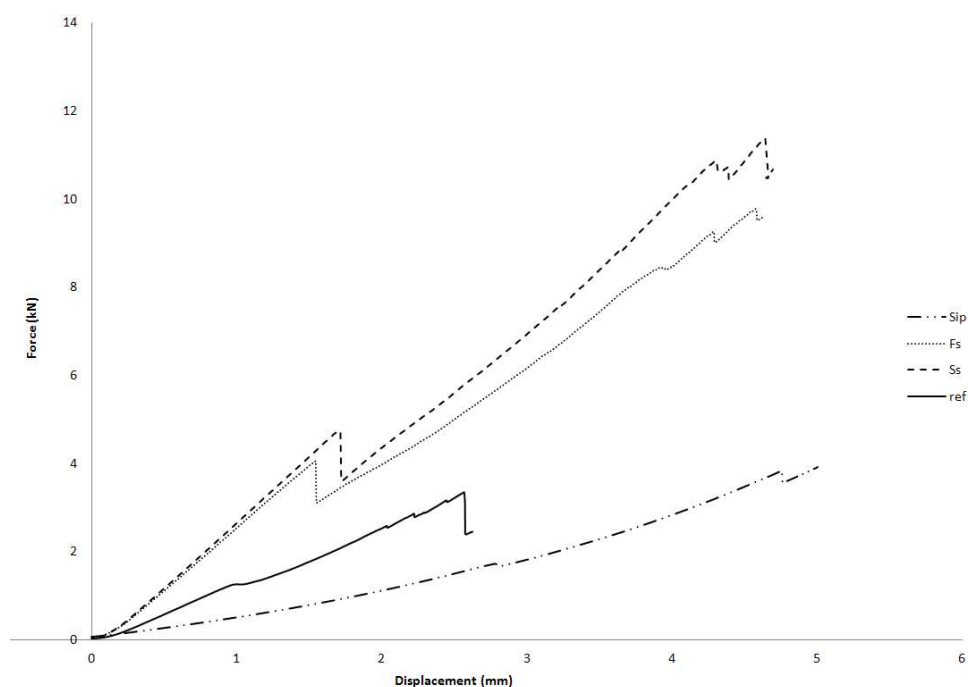
Quelle que soit la configuration de l'essai, ces courbes ont une allure similaire :

- dans une première phase, le comportement est élastique avec, dans certains cas un comportement non-linéaire raidissant qui sera discuté dans la suite ;
- une première chute de charge brutale apparaît, plus importante dans le cas des plaques épaisses (cas Fs et Ss) que dans celui des plaques minces (cas Ref et Sip) ;
- après cet accident, les courbes montrent ensuite un comportement plutôt doux avec de la non-linéarité.

Finalement la rupture de l'éprouvette est due à de la rupture des fibres, après un développement plus ou moins fort de la fissuration transverse.

#### Répétabilité

Afin d'apporter de la confiance dans les résultats présentés par la suite, une étude de répétabilité a été réalisée sur les courbes globales. En effet, une bonne répétabilité des essais montre qu'a priori aucun spécimen ne comportait de gros défauts en début d'essai (ce qui fausserait l'étude de l'évolution de l'endommagement) et que cette évolution de l'endommagement est unique et stable.



**FIGURE 6.6:** Courbes effort/déplacement relatives aux quatre cas d'étude

Comme dit précédemment, neuf essais interrompus ont été réalisés sur chaque configuration. Les neuf courbes issues de chaque série ont été tracées sur un même graphe. La Figure 6.7 représente cette superposition dans le cas Ref.

Les courbes montrent des décalages en déplacement constants du début jusqu'à la fin de l'essai. Ceux-ci s'expliquent par le fait que la mise en position de l'indenteur en début d'essai est faite manuellement, ce qui peut entraîner un décalage de la position initiale. Ainsi, le tarage du capteur de déplacement – réalisé à chaque nouvel essai – peut varier de quelques dixièmes de millimètres et donc entraîner un offset entre les courbes.

Pour corriger cet offset et ainsi vérifier la répétabilité, il est imposé à toutes les courbes d'une même configuration de passer par le même point pour un déplacement imposé de 0,5 mm. En effet, à ce niveau de chargement, il est raisonnable de supposer qu'aucune dégradation due à l'indentation n'est apparue dans le matériau, et que tous les spécimens ont le même comportement.

Cette correction est appliquée pour chaque série d'essais conduisant aux courbes présentées de la Figure 6.8 à la Figure 6.11.

L'étude de ces courbes montre un très bonne répétabilité des essais, en particulier de la première chute de charge. Dans le tableau 6.2, les variations de la charge d'apparition de cette première chute sont calculées pour chaque cas.

Les résultats de cette étude permettent ainsi d'affirmer qu'aucune éprouvette ne possédait de défauts critiques en début d'essai.

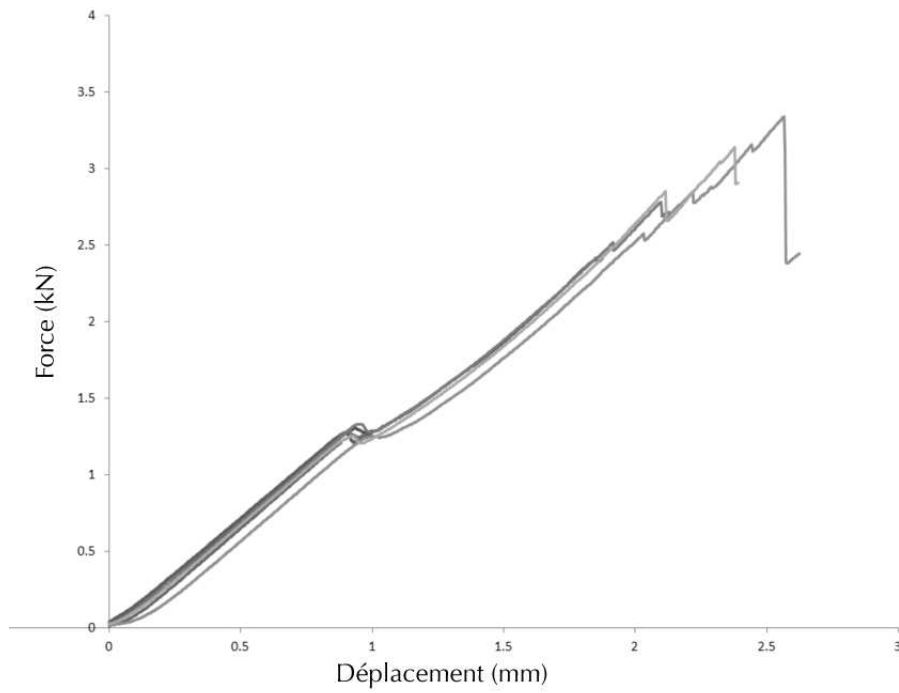


FIGURE 6.7: Courbes brutes pour l'essai Ref.

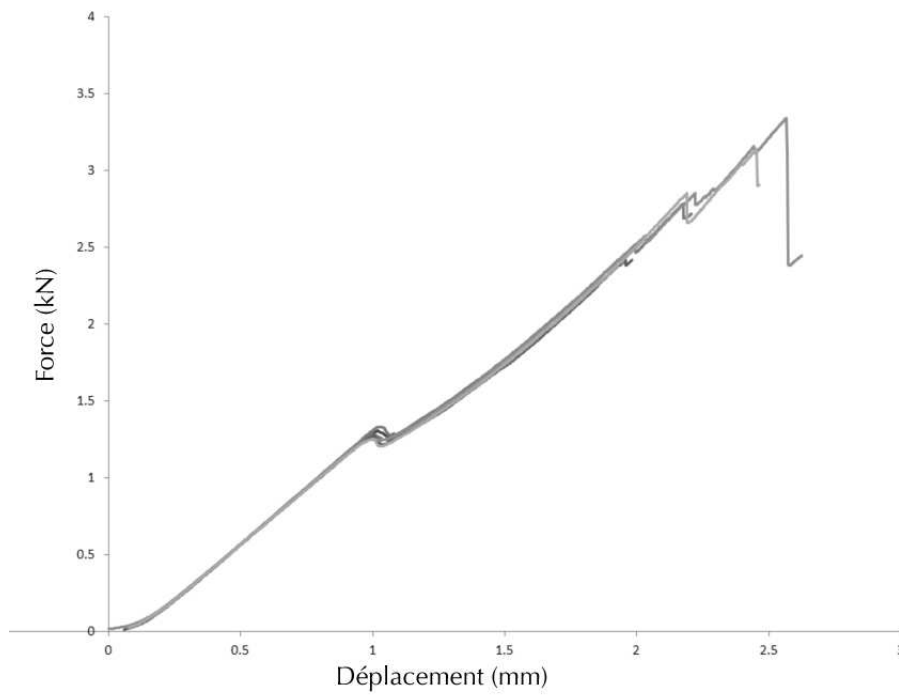


FIGURE 6.8: Courbes corrigées pour l'essai Ref.

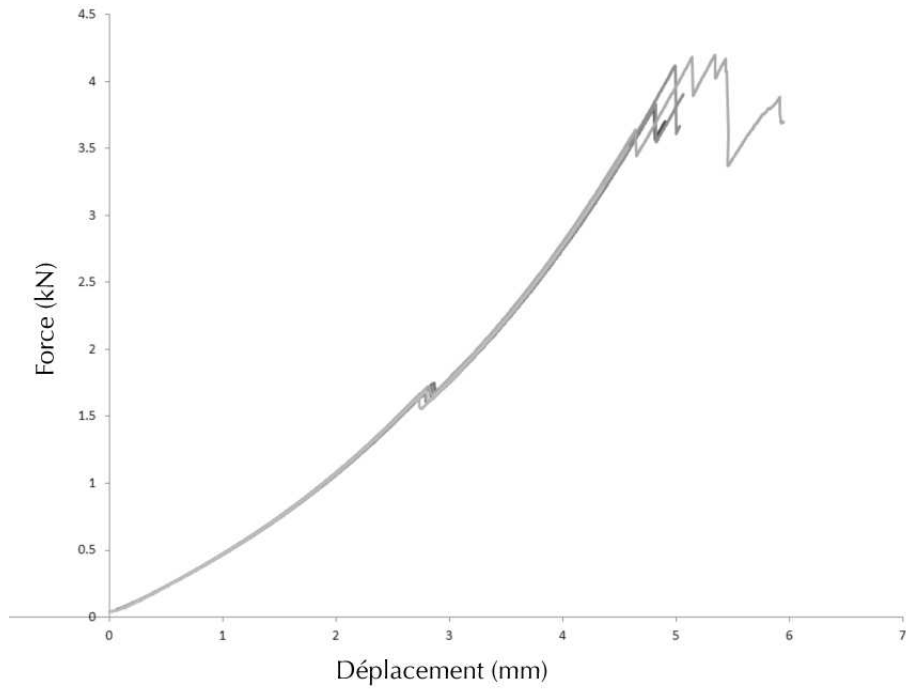


FIGURE 6.9: Courbes corrigées pour l'essai Sip.

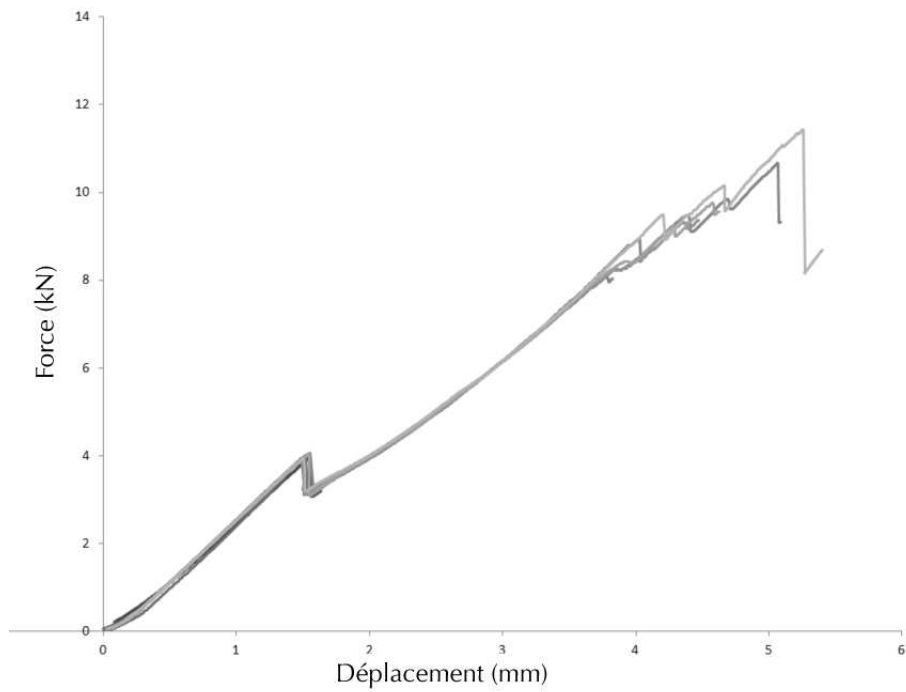
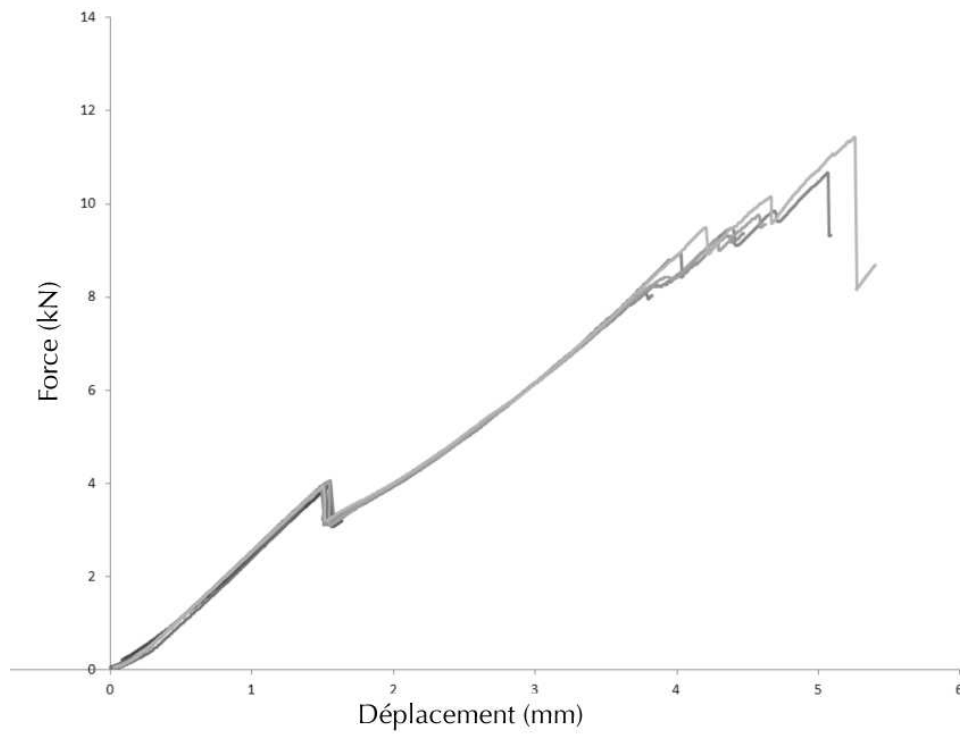


FIGURE 6.10: Courbes corrigées pour l'essai Fs.



**FIGURE 6.11:** Courbes corrigées pour l'essai Ss.

**TABLE 6.2:** Variation de la charge d'apparition de la rupture de pente de la courbe globale effort/déplacement.

Cas test	Charge moyenne d'apparition	Variation
Référence (Ref)	1.28 kN	6.18%
Scaled-in-plane (Sip)	1.70 kN	6.72%
Mise en échelle de l'épaisseur des plis (Fs)	3.96 kN	5.22%
Mise en échelle du nombre de pli (Ss)	4.73 kN	1.31%



## Non linéarités géométriques

Cette étude a pour but d'expliquer qualitativement les comportements plus ou moins non linéaires observés sur les courbes de comportement global.

La Figure 6.6 montre que les courbes relatives aux plaques épaisses ne présentent quasiment aucune non linéarité avant la première chute de charge alors que celles relatives aux plaques plus minces présentent une forte non linéarité dès le début de l'essai, en particulier pour le cas Sip.

Afin de s'assurer que ces non-linéarités sont bien d'ordre géométrique, les cas Fs et Sip ont été simulés avec le logiciel Abaqus, en considérant le matériau non endommageable et en modélisant l'indentation par une force ponctuelle au centre de la plaque. La prise en compte des non-linéarités géométriques est ensuite activée ou non. Les courbes effort/déplacement au point central sont représentées sur la Figure 6.12.

On constate sur ces courbes que la non linéarité géométrique joue un rôle dans les deux cas test. En comparant ces résultats avec les courbes expérimentales (Figure 6.12), il est raisonnable de conclure que les non linéarités observées sur les courbes issues des essais sont d'origine géométriques.

*Remarque* : l'étude des courbes permet de mettre en avant deux points.

- Dans le cas Fs, en début de chargement, il y a un décalage entre la courbe théorique issu de la simulation sous Abaqus et celle issue de l'essai. Cette différence s'explique par le fait qu'en début d'essai, l'indenteur "se met en place" sur la plaque, conduisant à la forte non-linéarité sur les premier 0,2 mm. Ce n'est pas le cas dans les simulations car l'indenteur n'est pas modélisé.
- La non-linéarité est plus visible dans le cas Sip parce que, dans le cas des plaques épaisses, les dégradations apparaissent pour un déplacement global de 1,5 mm, lorsque les non linéarités géométriques ne jouent pas encore un rôle prépondérant. Alors que, dans le cas des plaques minces, et en particulier pour le cas Sip, l'endommagement apparaît pour un déplacement imposé de 2,8 mm. A cet instant, la non-linéarité géométrique a eu le temps de se développer sur la courbe globale de comportement.

## 3.2 Évolution des dégradations au cours de l'indentation

Nous allons maintenant décrire l'évolution des dégradations dans le matériau grâce à l'étude des différents essais interrompus.

Les informations disponibles actuellement sont :

- pour le délaminage, des C-Scans réalisés sur chaque spécimen peu de temps après les essais ;
- pour la rupture fibre, les informations issues du suivi auditif et visuel au cours de l'essai ;
- pour la fissuration transverse, les informations issues du suivi auditif de l'essai (ce suivi est consulté à titre indicatif mais n'est en aucun cas utilisé pour la validation).

*Remarque* : Concernant la fissuration transverse, des tomographies sont prévues sur certaines plaques testées afin d'obtenir de plus amples informations sur ce mécanisme. A l'heure de la rédaction, ces résultats ne sont pas encore disponibles.

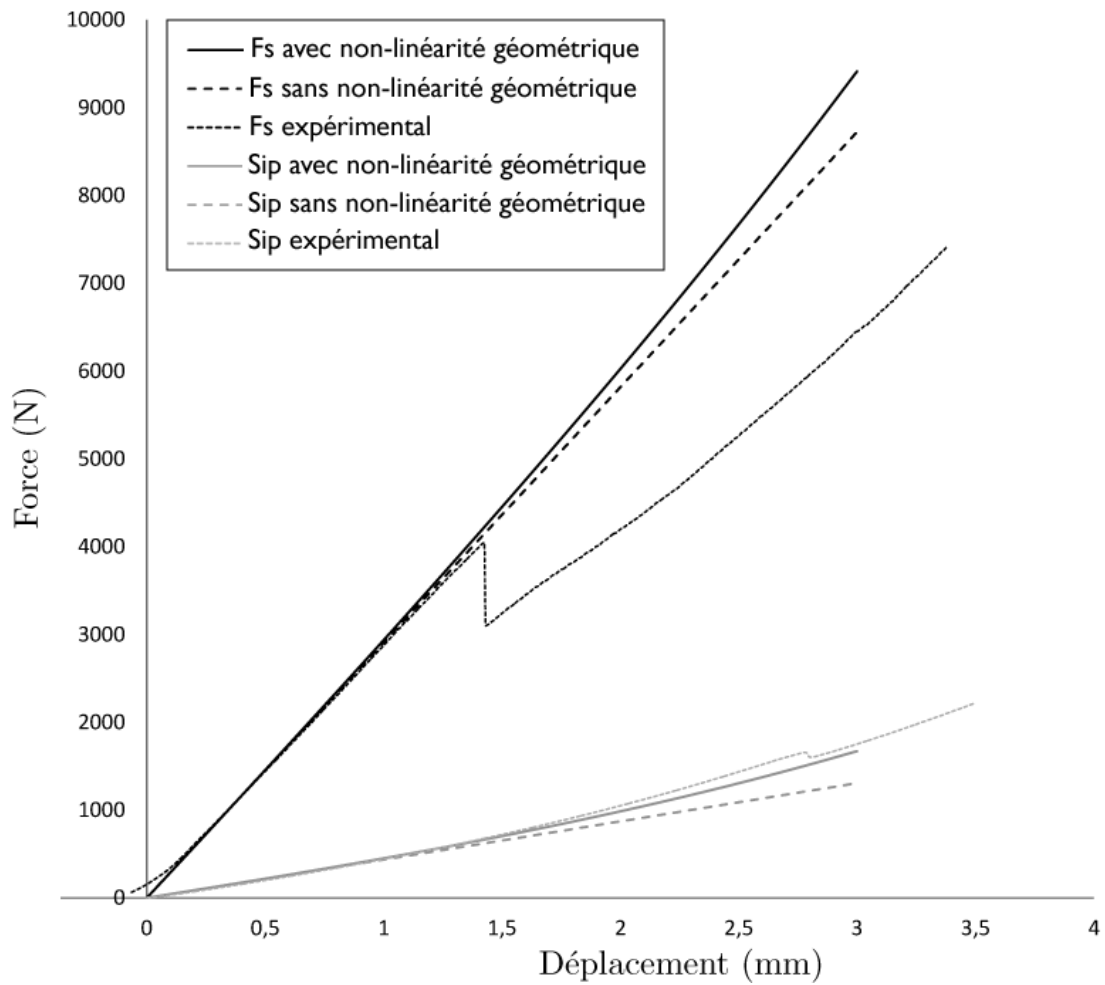
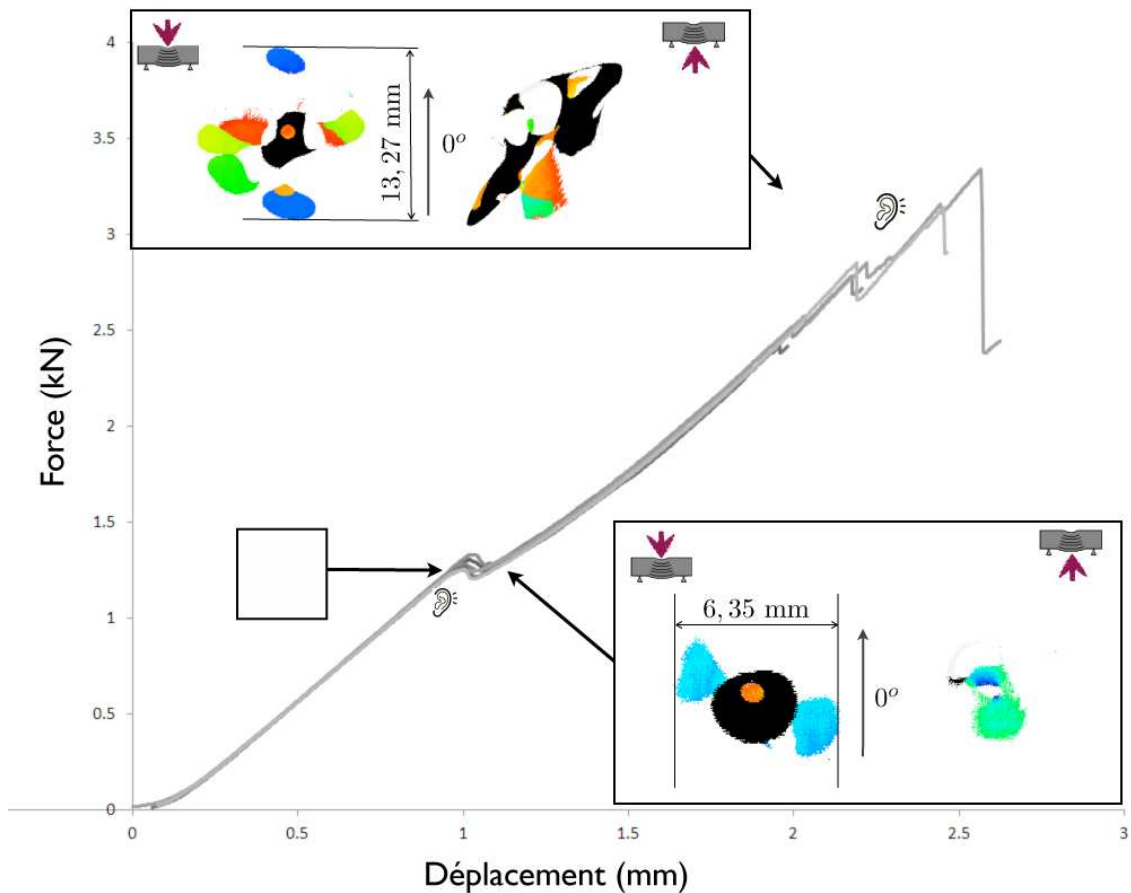


FIGURE 6.12: Étude de l'influence des non linéarités géométriques sur la courbe globale effort/déplacement.



**FIGURE 6.13:** Évolution du délaminage avec le chargement dans le cas Ref (images issues de C-Scan).

Ainsi, sur les Figures 6.13 à 6.16, les C-Scans en trois points critiques des essais sont représentés et dimensionnés : juste avant la première chute de charge, juste après et à la fin de l'essai. Cette représentation permet de visualiser l'évolution du mécanisme au cours du chargement et ainsi, en réunissant toutes ces informations (courbes globales, acoustique, C-scans), de définir l'enchaînement des dégradations dans la plaque.

### Description de l'évolution de l'endommagement pour le cas des plaques minces : Ref et Sip

Ces deux cas test montrent plusieurs similitudes. Tout d'abord, pendant la totalité de l'essai, peu de choses sont audibles avant la rupture finale.

Ainsi, avant la première chute de charge, aucun son n'est audible ce qui laisse supposer que peu d'endommagements ne se créent. Le premier accident sur la courbe est dans ces deux cas assez limité (comparé au cas des plaques épaisses) : la perte de charge est d'environ 5%. L'étude des C-Scans montre que cette perte de charge correspond à un développement brutal de délaminage dans les interfaces.

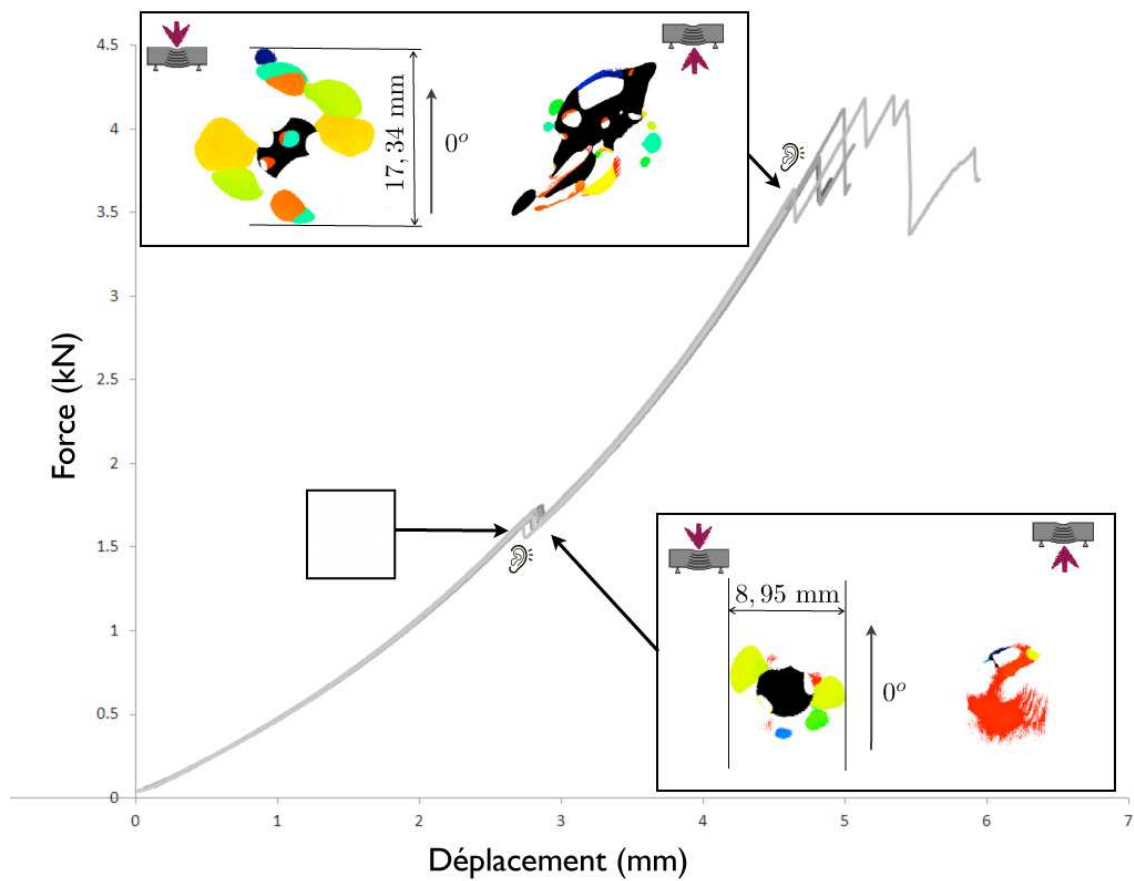


FIGURE 6.14: Évolution du délaminage avec le chargement dans le cas Sip (images issues de C-Scan).

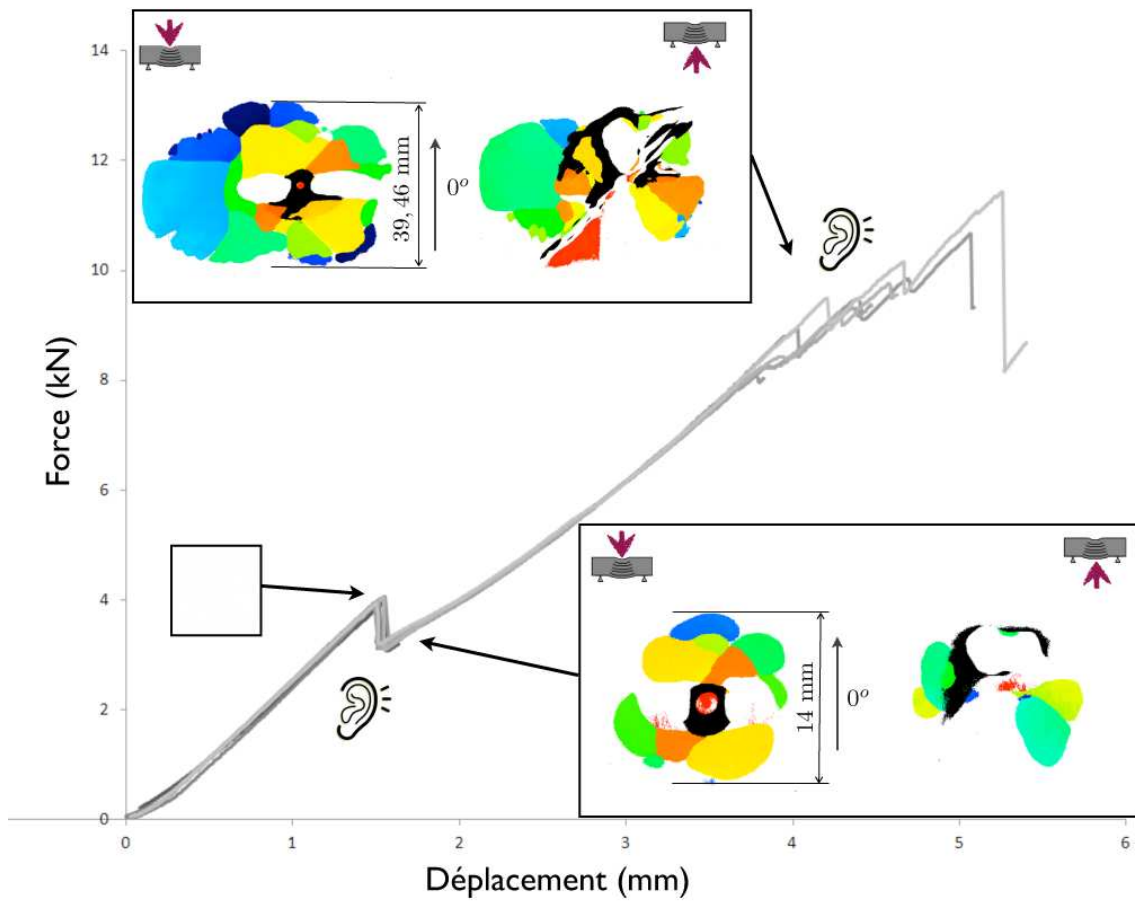


FIGURE 6.15: Évolution du délamination avec le chargement dans le cas Fs (images issues de C-Scan).

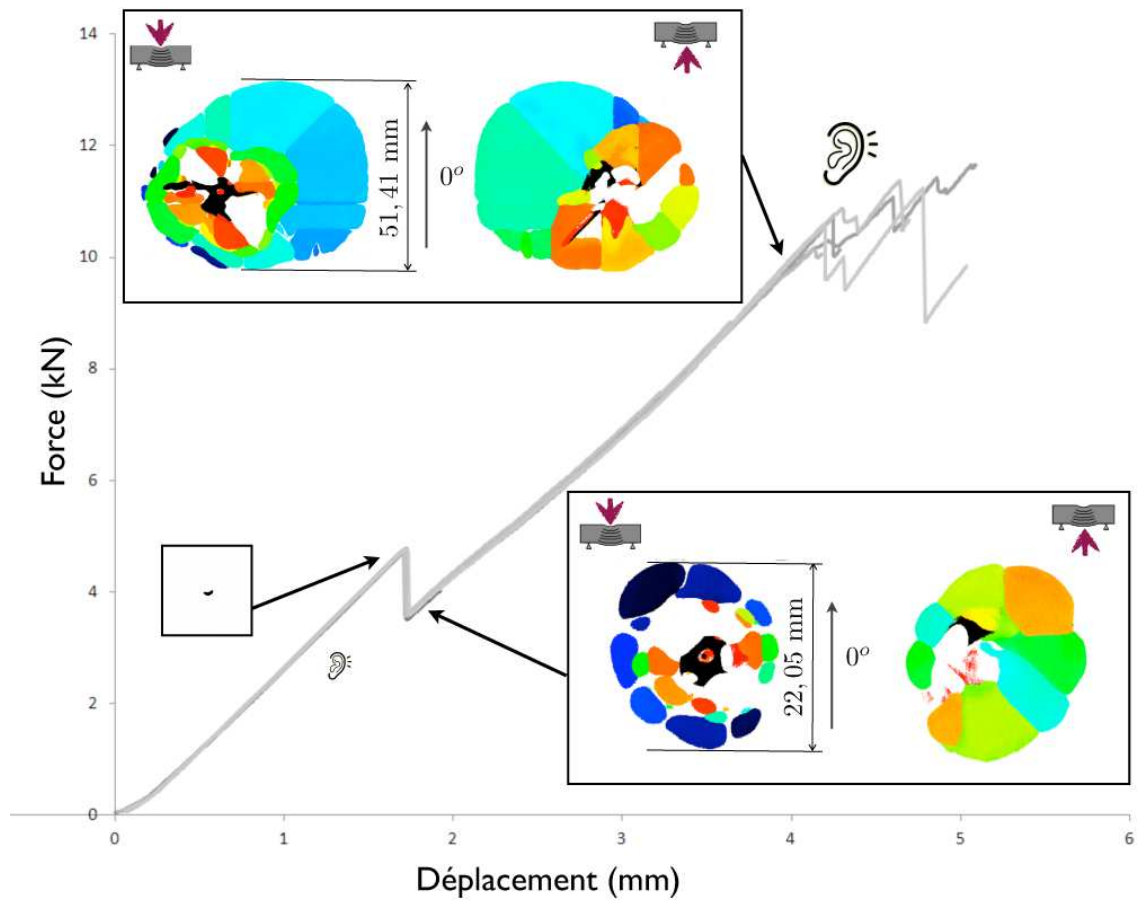


FIGURE 6.16: Évolution du délaminage avec le chargement dans le cas Ss (images issues de C-Scan).

Finalement, à la fin de l'essai, des émissions acoustiques sèches et brèves sont audibles, correspondant à de la fissuration transverse, du délaminage et / ou de la rupture fibre conduisant à la rupture des éprouvettes.

### Description de l'évolution de l'endommagement pour le cas des plaques épaisses : Fs et Ss

Ces deux cas test montrent des allures globales similaires avec un premier accident de même ampleur : une perte de charge d'environ 25%. De même le délaminage suit une évolution comparable dans les deux cas test mais des différences apparaissent par ailleurs, en particulier au niveau de la première perte de charge.

En effet, dans le cas Fs, avant la première chute de charge, des craquements sont clairement audibles dans le matériau sans création visible de rupture fibre dans le pli supérieur ou inférieur. Dans le cas Ss, avant la première chute de charge, des craquements sont aussi audibles mais en quantité beaucoup plus faible et pour un déplacement imposé plus grand que dans le cas Fs. Dans les deux cas, ces bruits semblent correspondent à la création de fissures dans le matériau.

Pour la suite du chargement, les deux cas Fs et Ss présentent plus de similitudes. Ainsi, dans les deux cas, entre la première chute de charge et la rupture finale, des craquements sont audibles sans apparition visible de rupture fibre dans les plis supérieurs et inférieurs. Les premières irrégularités en fin d'essai peuvent donc correspondre à de la rupture fibre, à de la fissuration dans les plis internes ou à de la propagation de délaminage dans les interfaces supérieures.

A la fin de l'essai, de la rupture fibre en compression apparaît sur le pli supérieur, avant la ruine complète de la structure.

### 3.3 Conclusion

L'analyse des résultats présentés ci-dessus fait apparaître deux comportements lors des essais : celui des plaques minces et celui des plaques épaisses.

Le comportement des plaques minces se caractérise par une raideur assez faible, laissant apparaître rapidement les non-linéarités géométriques, et un développement des mécanismes assez lent. Par exemple, pour le cas Sip, le premier accident sur la courbe représente une perte de charge relativement faible. A ce moment là, le délaminage observé se concentre sous l'indenteur, probablement plutôt dû à des effets locaux du chargement qu'à un effet de structure.

Ce type de comportement se rapproche des premières études réalisées sur l'indentation, où le modèle avait montré de bonnes capacités. C'est pourquoi nous ne nous y intéresserons pas dans un premier temps.

Le comportement des plaques épaisses se caractérise lui par une forte raideur et par une importante perte de charge lors du premier événement de la courbe de comportement global. Les observations réalisées sur les tests interrompus montrent que cette perte de charge est due à de la propagation instable du délaminage. Ce type de comportement n'est pas très répandu dans la littérature, c'est pourquoi nous avons décidé de concentrer les travaux sur ces essais dans un premier temps.

## 4 Validation sur un des cas : le cas Fs

L'essai Fs se caractérise par une importante chute de raideur due à une propagation instable du délaminage. Ceci en fait un cas test très intéressant pour la validation dans le cadre du *virtual testing*. En effet, ce comportement permet de tester différents aspects du modèle et de la simulation numérique :

- l'obtention de la chute de charge demande une bonne représentation de l'initiation du délaminage ;
- la reprise immédiate de raideur impose la maîtrise du critère de propagation ;
- la reproduction de la chute brutale de raideur dans les simulations demande un code de calcul robuste.

### 4.1 Analyse de la première chute de charge

Le point clé pour simuler numériquement l'essai Fs est de pouvoir reproduire la première chute de charge. Comme indiqué sur la Figure 6.15, celle-ci semble principalement due à la propagation instable de délaminage.

Contrairement au cas de traction sur plaque trouée, ce cas d'indentation met en jeu un chargement hors plan et localisé qui implique différents types de délaminage possibles :

- le délaminage dans les interfaces supérieures induit par l'effet localisé de l'indenteur ;
- le délaminage dans les interfaces centrales dû au chargement en cisaillement induit par la flexion [Davies et al. (1997)] ;
- le délaminage dans la partie inférieure du spécimen issu de l'interaction avec la fissuration transverse.

L'étude du C-Scan réalisé après la première chute de charge laisse apparaître ces trois groupes de délaminage (Figure 6.17) : dans les premières interfaces sous l'indenteur, dans l'interface centrale, et dans les dernières interfaces externes. Aucun délaminage n'étant présent avant cette chute de charge (Figure 6.15), il semble donc que ces trois groupes se forment simultanément, l'un pouvant provoquer l'apparition des deux autres instantanément. La question est de comprendre quel est le mécanisme déclencheur.

Dans le rapport interne de M. Renault chez EADS [Renault (1994)], l'auteur propose une description et une chronologie des modes de dégradation dans le cas de l'indentation (Figure 6.18).

- Dans un premier temps, des fissures sont créées dans les plis par effet poinçonnement. Elles partent de la zone d'indentation et ont une répartition conique dans l'épaisseur du spécimen.
- A partir de ces fissures, du délaminage s'initie et se propage dans la limite des fissures présentes dans les plis adjacents.

Ce scénario indique donc que ce serait la fissuration qui serait initiatrice du délaminage, expliquant de plus la morphologie "en papillon" du délaminage qui se retrouve assez régulièrement dans le cas de l'indentation.

Sur la Figure 6.17, le C-Scan issu de la campagne expérimentale est mis en parallèle avec la morphologie du délaminage théorique selon le principe décrit dans [Renault (1994)]. Cette comparaison montre que l'on retrouve dans les essais une partie des délaminages



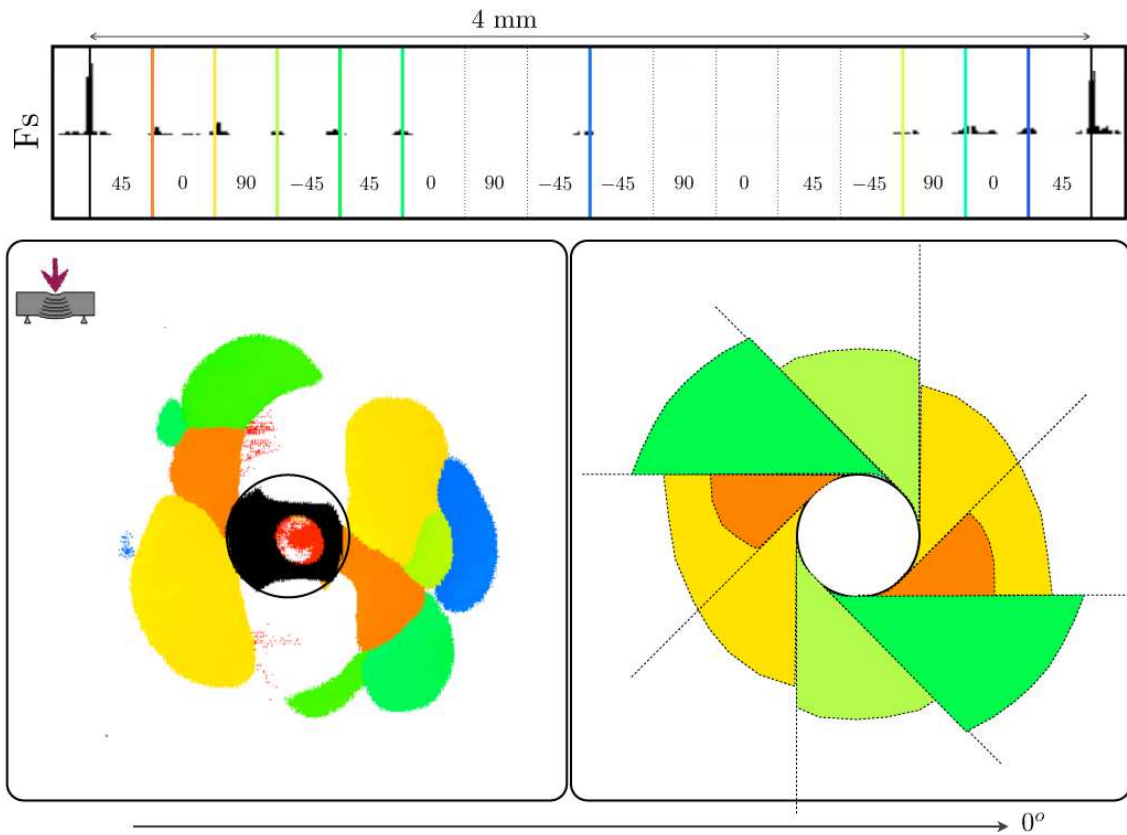


FIGURE 6.17: Comparaison de la théorie donnée dans [Renault (1994)] et le C-Scan issu de la campagne d'essai.

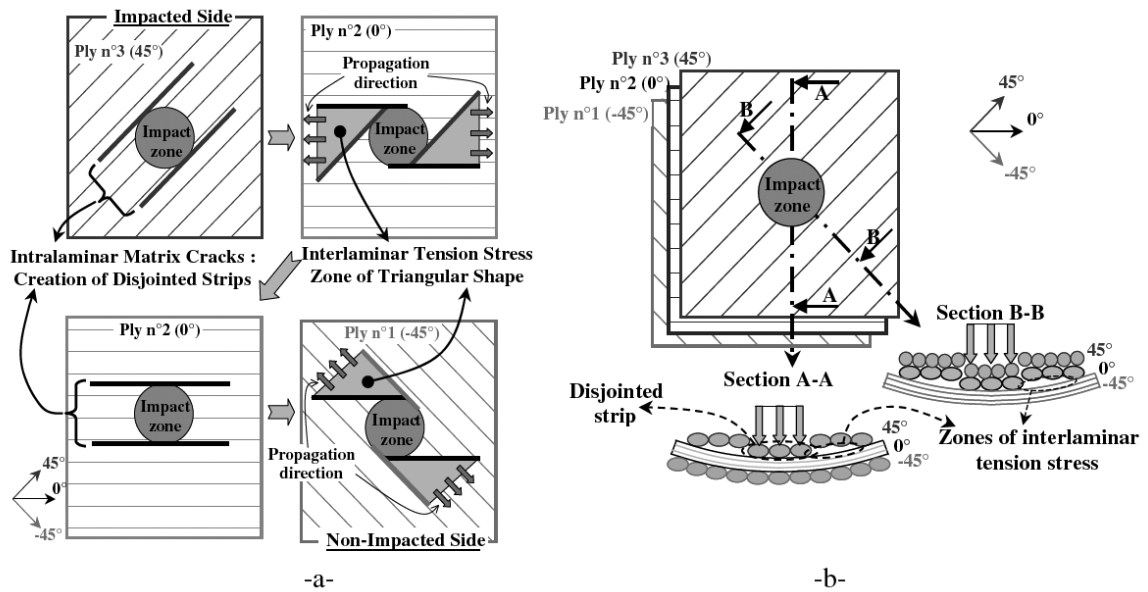


FIGURE 6.18: Mécanisme de formation des délaminages proposé par Renault [Renault (1994)].

prévus par la théorie. Par contre, il y a aussi quelques dissonances. Au moins deux faits peuvent expliquer ces différences.

Tout d'abord, comme rappelé dans [Bouvet et al. (2011)], la morphologie théorique est principalement due au délaminage en Mode I créé par l'effet poinçonnement et la fissuration. Toutefois, lorsque que le chargement continue, le délaminage a tendance à ne plus se propager en Mode I mais en Mode II, devenant ainsi piloté par le cisaillement et non plus par la fissuration. L'exemple donné dans [Bouvet et al. (2011)] montre d'ailleurs que la morphologie théorique ne se retrouve plus fin de chargement. Dans le cas Fs étudié ici, le délaminage est observé après une forte chute de charge. Par comparaison avec les autres essais de la littérature, cette chute est très grande. Dès lors, elle peut provoquer la propagation du délaminage selon différents modes, déformant la morphologie théorique.

Une autre explication au fait que la morphologie théorique n'apparaît pas est que l'empilement testé comporte des sauts d'angle entre deux plis assez importants ( $90^\circ$ ). Une morphologie de type hélice s'observe lorsque les variations d'angles sont faibles (inférieure ou égale à  $45^\circ$ ) et continues entre deux plis successifs de l'empilement. Dans le cadre de nos essais, l'empilement choisi comporte des sauts d'angles plus importants : par exemple  $90^\circ$  entre le pli à  $45^\circ$  et celui à  $-45^\circ$ . Cette plus forte variation d'angle implique des "discontinuités" perturbant la formation de la morphologie théorique.

Finalement, les observations expérimentales apparaissent insuffisantes pour définir précisément le mécanisme déclencheur de la propagation instable du délaminage et de la forte chute de charge associée.

La simulation du cas test Fs avec Coffee a donc un double objectif : la validation du modèle et la compréhension de l'enchaînement des mécanismes lors de l'essai et de la morphologie des délaminages observée.

## 4.2 Simulation du cas test avec Coffee

### 4.2.1 Simulations numériques

Le matériau utilisé pour les essais d'indentation statique est l'IM7/8552, c'est à dire le même que celui utilisé dans le cas de la traction sur plaques trouées. Dès lors, les paramètres matériau utilisés pour la simulation numérique sont les mêmes que ceux utilisés précédemment.

Concernant le modèle numérique de l'essai, du fait du chargement hors plan, la plaque entière est représentée avec des éléments quadratiques.

Le mécanisme principal étant le délaminage, la taille des éléments doit théoriquement être calculée en fonction de la grandeur de la zone critique inhérente à la propagation du délaminage dans les zones cohésives [Turon et al. (2007)]. Toutefois, la dimension des mailles est telle qu'elle engendre des tailles calculs que Coffee a encore du mal à gérer.

Dès lors, dans un premier temps, un maillage assez grossier a été utilisé afin de pouvoir réaliser des premières simulations exploratoires en un temps raisonnable : la plus grande taille de maille permettant de représenter la propagation du délaminage est utilisée au centre de la plaque. Sur les bords, les éléments sont encore plus grossiers.

Concernant les conditions aux limites, certaines simplifications ont été faites. Ainsi, l'action des sauterelles maintenant la plaque n'a pas été représentée. En effet, des tests réalisés lors de la campagne expérimentale ont montré que ces ressorts n'avaient pas d'effet sur les essais.

Le contact entre la plaque et la fenêtre a été modélisé comme un blocage du déplacement selon l'axe  $\bar{z}$ . En effet, le calcul étant déjà largement non linéaire, l'ajout d'une source de non linéarité supplémentaire n'était pas souhaitable.

La condition d'indentation a été modélisée comme une condition en déplacement évoluant au cours de l'essai. Ce choix permet là aussi d'éviter une source de non linéarité supplémentaire (contact) dans le calcul.

#### 4.2.2 Premiers résultats

Les premières simulations réalisées montrent l'apparition d'une chute de raideur à peu près au même moment que celle relevée expérimentalement. Toutefois, cette chute de charge est d'ampleur nettement inférieure : perte de charge de 5% contre 25% expérimentalement. L'analyse des cartes d'endommagement montre que cette perte de charge est due au développement de la fissuration transverse dans le pli inférieur externe. Par contre, le délaminage ne s'initie pas. Suite à cette chute de charge, aucun nouvel accident n'est visible.

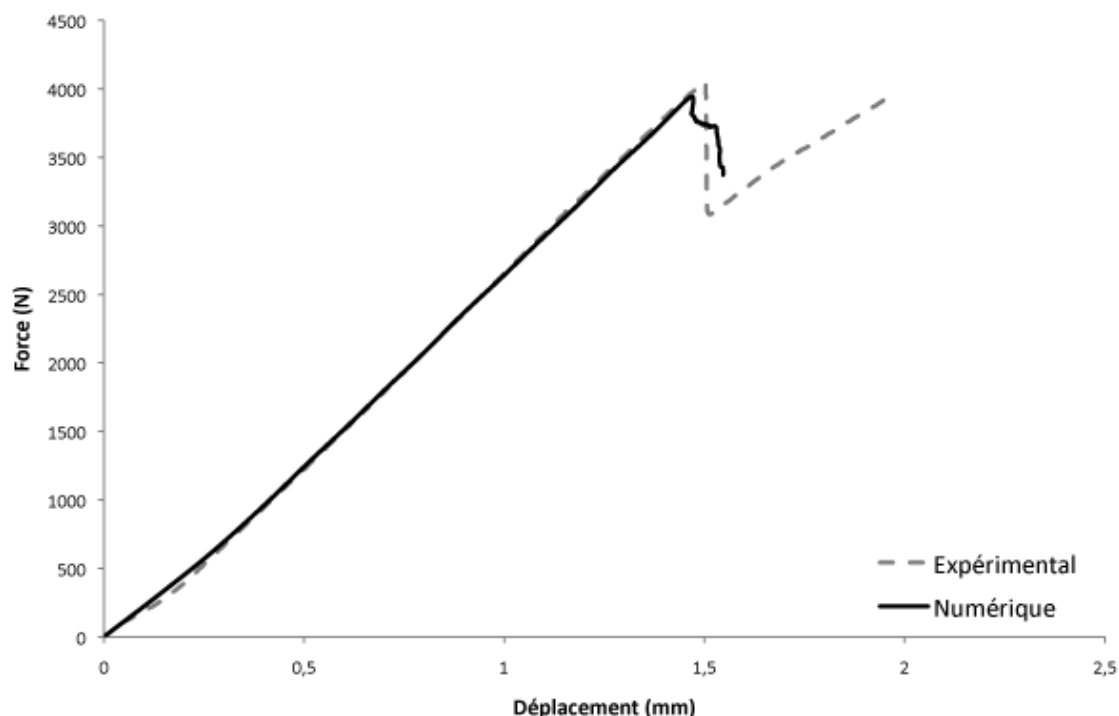
Cette première simulation montre donc que le modèle permet de reproduire le développement de la fissuration mais ne permet pas d'initier le délaminage. A ce stade, il est difficile de dire si cela vient d'un problème de modèle ou d'un problème de paramètres matériau. En effet, certains des paramètres utilisés pour nos simulations sont issus d'hypothèses :

- par manque d'informations concernant la cinétique de fissuration, des hypothèses ont été formulées à propos des taux de restitution d'énergie relatifs à la fissuration et au paramètre de saturation de la fissuration ;
- l'identification des paramètres utilisés dans le nouveau modèle d'interface a été réalisée sur un autre matériau et il a été supposé que ces paramètres varient peu d'un matériau à l'autre.

Ces paramètres, plutôt muets dans le cas de la traction sur plaques trouées, jouent ici un rôle beaucoup plus important. En effet, dans le cas des plaques trouées, l'accident géométrique critique (le trou) conduit à des valeurs de contraintes très élevées. De ce fait, l'initiation du délaminage par couplage avec le nouveau critère ne pose pas de problème quelles que soient les valeurs des paramètres matériau introduites dans le critère. Et de plus, cette seule initiation par couplage suffit à développer le délaminage dans toute l'interface.

Dans le cas de l'indentation, les contraintes mises en jeu sont plus faibles et, comme le laisse supposer les observations expérimentales, l'initiation du délaminage est plus complexe, pouvant venir de plusieurs sources. Dès lors, les valeurs des paramètres relatifs à l'initiation du délaminage – que ce soit en hors plan (due au cisaillement) ou dans le plan (due à la fissuration) – sont cruciales pour prédire les bons mécanismes.

Ainsi, dans un but de compréhension, l'idée a été dans un premier temps de jouer avec ces paramètres influant sur l'initiation du délaminage pour comprendre l'origine de l'instabilité observée expérimentalement et déterminer si le modèle permet de la reproduire.



**FIGURE 6.19:** Courbes globales effort / déplacement expérimentale et numérique dans le cas Fs.

### 4.2.3 Recalage de certains paramètres matériau

Dans un premier temps, le mécanisme d'initiation du délaminage par cisaillement a été étudié. Pour cela, les paramètres de la loi d'interface ont été modifiés afin de déclencher le délaminage au moment de la première chute de charge. Les résultats issus de cette simulation sont proches des résultats théoriques annoncés dans [Davies et al. (1997)] : apparition d'une forte chute de charge ( $\sim 20\%$ ) mais sans reprise de raideur ensuite.

Ce résultat tend à montrer que le délaminage observé expérimentalement ne peut pas être uniquement le fruit du cisaillement. En effet, si cela était le cas, aucune reprise de charge ne serait observée après le premier accident. Dès lors, les recherches se sont tournées vers la seconde source de délaminage : le couplage entre la fissuration et la dégradation de l'interface.

Comme rappelé précédemment, les paramètres matériau définissant le nouveau modèle de couplage entre ces deux mécanismes (présenté dans le chapitre 5) ont été identifiés sur un autre matériau. Dans un but de compréhension, ces paramètres matériau (en particulier le paramètre  $Q_c$  introduit dans la fonctionnelle  $g$ ) ont été définis afin que le délaminage s'initie lorsque la fissuration transverse atteint la saturation dans le pli extérieur inférieur.

La courbe globale effort/déplacement issue de cette simulation a été superposée à celle issue de la campagne expérimentale sur la Figure 6.19.

L'analyse de ces courbes montre qu'avec ce choix de paramètres, la simulation prédit bien une forte perte de charge ( $\sim 20\%$ ) mais en deux temps, contrairement à la chute abrupte expérimentale. L'étude des cartes d'endommagement à ce moment de la simulation montre que la première chute correspond au développement de la fissuration dans le pli extérieur, comme dans la première simulation. La seconde chute correspond à une propagation généralisée du délaminage dans les interfaces inférieures de la plaque.

Suite à cette seconde perte de charge, le calcul n'est plus gérable par le code. Cette difficulté n'apparaissait pas dans le cas où le délaminage était initié par cisaillement. Dans le cas actuel, l'apparition des difficultés numériques tend à montrer qu'il existe une instabilité où plusieurs mécanismes entrent en jeu.

De plus, la gestion de la mémoire pendant le calcul n'étant pas optimisée, des problèmes d'allocation de mémoire dans les cœurs du cluster apparaissent.

### 4.3 Bilans des simulations

Les premières simulations du cas test Fs réalisées avec Coffee ont montré l'importance de la bonne description de l'initiation du délaminage pour reproduire la chute de charge observée expérimentalement.

Toutefois, les paramètres matériau relatifs à cette initiation étant délicats à identifier, de nombreuses hypothèses avaient été faites au moment de la définition des paramètres matériau, conduisant à une non-initiation du délaminage dans la simulation. Lorsque les valeurs de ces paramètres sont recalées, la simulation parvient à reproduire assez fidèlement la perte de charge et les endommagements associés. Toutefois, de nombreux travaux restent à effectuer pour pouvoir parler d'une validation sur ce cas test.

Pour commencer, une identification propre des paramètres matériau inhérents à l'initiation du délaminage est absolument nécessaire. En effet, l'utilisation de valeurs recalées a permis de montrer que si l'on initie le délaminage, le modèle permet de prédire sa propagation instable. Toutefois, cela nous a aussi permis de montrer qu'a priori ce n'est pas qu'un seul type de délaminage qui joue (cisaillement / couplage avec la fissuration), ce qui est en accord avec les observations expérimentales.

Une identification propre de ces valeurs permettrait de mieux comprendre le rôle de chacune des sources de délaminage, cisaillement ou interaction avec la fissuration transverse, dans l'initiation et la propagation des dégradations dans les interfaces .

Le second point touche à des problèmes plus numériques : le calcul s'enlise au niveau de cette première chute de raideur et l'on ne peut pour l'instant assurer que l'on aura une reprise de raideur. L'explication la plus probable à ce problème est l'instabilité due à la propagation simultanée de différents mécanismes. La grossièreté du maillage n'est par pour aider dans ce cas, rendant le calcul plus difficile à faire converger dans la zone d'instabilité et de propagation de l'endommagement. Dès lors, il faudrait réaliser un calcul avec un maillage plus adapté à la propagation du délaminage pour mieux cerner d'où viennent les blocages numériques. A l'heure actuelle, la manière dont est codé l'outil numérique rend ce problème épineux.

## 5 Conclusion

Finalement, la validation du mésomodèle sur les essais d'indentation statique n'est pas encore complète.

Toutefois, des études précédentes ont montré que le modèle donnait des résultats cohérents sur ce type de cas test.

La campagne expérimentale jouant sur les effets d'échelle dans ce cas de chargement a été construite et réalisée. Elle a mis en évidence deux comportements différents. Dans le cas des plaques minces, on retrouve un comportement assez classique. Dans le cas des plaques épaisses, une chute de charge importante apparaît, due à une propagation instable du délaminage dans les différentes interfaces de la plaque.

A l'heure actuelle, il serait nécessaire de réaliser de plus amples investigations sur les spécimens afin de mieux appréhender l'enchaînement des mécanismes conduisant à ce mécanisme.

Concernant les simulations numériques, ayant déjà effectué des travaux sur des essais d'indentation proches des cas Sip et Ref, nous avons choisi de commencer par étudier le cas Fs.

Les premières simulations réalisées ont permis de montrer qu'un des points clés de cet essai est l'initiation du délaminage. En effet, le recalage de certains paramètres relatifs à cette initiation permet de retrouver la chute de charge observée expérimentalement. De fait, de ce point de vue, les conclusions sont proches de celles faites sur le cas des plaques trouées dans le chapitre précédent : l'initiation est cruciale pour la reproduction du mécanisme de délaminage.

Dès lors, au delà du blocage numérique, c'est la question de l'identification de ces paramètres qui nous permettra d'aller vers la validation du modèle sur ce cas test. C'est donc sur ce point que devront se concentrer en priorité les futurs travaux.



# Conclusion

L'objectif de cette thèse était de proposer une validation complète du mésomodèle d'endommagement des composites stratifiés développé au LMT Cachan. En effet, dans un but de proposer l'utilisation du modèle dans le cadre du *virtual testing*, il est nécessaire de prouver ses capacités à prédire l'évolution de l'endommagement et la rupture des structures composites.

La première étape du travail a été de mettre en place une méthode de validation pertinente afin de prouver sans ambiguïté les capacités du modèle. Cela a conduit à un processus de validation, basé sur une comparaison essai/calcul, non plus centré sur des comparaisons de valeurs à rupture comme cela est encore généralement fait, mais sur une étude complète de l'évolution des dégradations dans le matériau. De plus, afin d'apporter de la confiance dans la validation, les effets d'échelle apparaissent comme des cas tests pertinents à utiliser car ils sont discriminants vis à vis des modèles disponibles et ils permettent de balayer avec un nombre d'essais restreint les différents modes de rupture que peut subir une structure composite.

Deux cas test ont alors été choisis pour la complexité des mécanismes qu'ils mettent en jeu et leur intégration dans le monde industriel : la traction sur plaques trouées et l'impact basse vitesse.

La comparaison essai/calcul du premier des deux cas test, la traction sur plaques trouées, a permis de mettre en lumière les bonnes capacités prédictives du modèle. En effet, il prédit le changement de mode de rupture avec l'épaisseur des plis : d'une rupture pilotée par la rupture fibre dans le cas des plis fins à celle pilotée par le délaminage dans le cas des plis épais. Cette capacité à reproduire les deux modes de rupture permet ensuite au modèle de prédire les différents effets de taille de trou observés expérimentalement.

Toutefois, cette étude a aussi mis en exergue une faiblesse du modèle : sa difficulté à reproduire les zones de forte concentration de contraintes comme les zones de splitting. Ceci est une des caractéristiques des modèles de stratifiés continus. Toutefois, l'introduction d'un nouveau modèle d'interface a permis de corriger en partie ce problème en permettant une meilleure reproduction des splits à 45° observés expérimentalement.

Profitant de la complétude des essais de traction sur plaques trouées, il ont été utilisés comme support d'une étude plus approfondie du couple de mécanismes fissuration transverse / délaminage. Ce travail a montré, que dans le cadre de ce cas test, les points clés d'une bonne représentativité du modèle sont : la prise en compte du changement de cinétique de fissuration avec l'épaisseur des plis, l'introduction du couplage entre cette fissuration dans les plis et l'endommagement de l'interface assurant l'initiation du délaminage, et la bonne représentation de la propagation du délaminage.



Pour le deuxième cas de la validation, l'impact à basse vitesse, une campagne expérimentale complète a été construite et réalisée. Elle a permis de mettre en évidence des effets d'échelle dans le cas de l'indentation statique qui, aujourd'hui encore, ne sont pas complètement maîtrisés. Le modèle, dans ce cas là, est un bon outil de compréhension, comme il l'a été pour le cas plus simple de traction sur plaques trouées. Les premières simulations ont montré que l'initiation du délaminage est là aussi un point crucial. Dès lors, l'identification des paramètres matériau relatifs à ce mécanisme est déterminante pour réussir à reproduire les observations expérimentales.

Au final, ce travail a souligné les bonnes capacités du mésomodèle à reproduire l'évolution de l'endommagement dans une structure en composite stratifié, et ce dans un certain nombre de cas test.

Il a également mis en lumière la complexité du processus d'identification et son importance pour la précision des prédictions. Dès lors, il serait intéressant de réaliser des études de sensibilité afin de voir si il ne serait pas possible de simplifier le processus. De plus, de nouveaux essais d'identification doivent être pensés afin de pouvoir identifier les paramètres cruciaux, comme ceux relatifs à l'initiation du délaminage. Dans cet objectif, pourquoi ne pas utiliser des essais plus "structuraux", sans doute meilleurs pour identifier des mécanismes aussi complexes.

Enfin, le dernier point mis en avant est la limitation numérique du code Coffee. En effet, ce code est un code recherche particulièrement intéressant pour tester le modèle et ses différentes composantes. Par contre, il ne peut rivaliser avec des codes commerciaux au point de vue efficacité numérique. Actuellement, le mésomodèle est intégré dans des codes de calculs commerciaux, Abaqus et Samcef, et montre de réelles performances en terme de prédiction et de rapidité numérique.

A plus long terme, d'autres améliorations sont encore à étudier pour le modèle.

Une des difficultés de l'identification des paramètres matériau étant la variabilité de certains paramètres, l'idée serait donc de prendre en compte cette variabilité dans le modèle afin d'améliorer ses prédictions. Des travaux ont déjà été réalisés sur ce point [Carrere et al. (2009)] et les résultats obtenus pourraient être assez facilement intégrés dans Coffee.

Il serait aussi intéressant de prendre en compte dans le modèle les effets de l'oxydation et du vieillissement du matériau [Lafarie et al. (2010)]. Il serait alors possible de réaliser des simulations sur des structures déjà vieilles et donc de mieux comprendre l'évolution des mécanismes avec le vieillissement de la structure. Des travaux sont actuellement en cours sur ce point au LMT.

# Bibliographie

- [AST (2005)] ASTM D7136/D7136M-05. Standard test method for measuring the damage resistance of a fiber-reinforced polymer matrix composite to a drop-weight impact event. ASTM International, West Conshohocken, PA, USA, 2005.
- [Afn (1996)] NF ISO 527-1. Afnor, 1996.
- [Afn (1998)] NF ISO 14129. Afnor, 1998.
- [Afn (2002)] NF ISO 15024. Afnor, 2002.
- [Afn (2009)] NF ISO 527-5. Afnor, 2009.
- [Air (2005)] AITM1-0010, Airbus Test Method. Fibre reinforced plastics : determination of compression strength after impact. Airbus, Blagnac Cedex, France, 2005.
- [Boe (1998)] BSS-7260, Boeing Specification Support Standard. Advanced composite compression tests. The Boeing Company, Seattle, Washington, 1998.
- [Nas (1902)] NASA ST-1. Standard test for toughened resin composites. Nasa, 1902.
- [Abrate (1991)] S. ABRATE : Impact on laminated composite materials. Applied Mechanics Review, 44:347–362, 1991.
- [Abrate (1998)] S. ABRATE : Impact on composite structures. Cambridge University Press, 1998.
- [Allix et al. (2003)] O. ALLIX, P. FEISSEL et P. THÉVENET : A delay damage mesomodel of laminates under dynamic loading : basic aspects and identification issues. Computers and Structures, (81):1177–1191, 2003.
- [Allix et Ladevèze (1992)] O. ALLIX et P. LADEVÈZE : Interlaminar interface modelling for the prediction of delamination. Composite Structures, (22):235–242, 1992.
- [Allix et al. (1995)] O. ALLIX, P. LADEVÈZE et A. CORIGLIANO : A damage analysis of interlaminar fracture specimens. Composite Structures, 31:61–64, 1995.
- [Allix et al. (1997)] O. ALLIX, D. LÉVÈQUE et P. LADEVÈZE : Identification and forecast of delamination in composite laminates by an interlaminar interface model. Composites Science and Technology, 58:671–678, 1997.
- [Bader et al. (1979)] M. BADER, J. BAILEY, P. CURTIS et A. PARVIZI : The mechanisms of initiation and development of damage in multi-axial fibre reinforced plastics laminates. Dans Proc. 3rd Conference on Mechanical Behavior of Materials, 1979.
- [Bailey et Parvizi (1981)] J. BAILEY et A. PARVIZI : On fiber debonding effects and the mechanism of transverse-ply failure in cross ply laminate of glass/fiber/thermoset composites. Journal of Material Science, p. 649–659, 1981.

- [Boniface et al. (1997)] L. BONIFACE, P. SMITH et M. BADER : Transverse ply cracking in cross-ply CFRP laminates - initiation or propagation controlled? Journal of Composite Materials, 31(11):111–147, 1997.
- [Bordeu et al. (2010)] F. BORDEU, P. A. BOUCARD et G. LUBINEAU : A mesoscale model for damage, cracking and delamination prediction in composite materials. Journal of Science and Engineering of Composite Materials, 17(4):271–282, 2010.
- [Bouvet et al. (2009)] C. BOUVET, B. CASTANIÉ, M. BIZEUL et J.-J. BARRAU : Low velocity impact modelling in laminate composite panels with discrete interface elements. International Journal of Solids and Structures, 46:2809–2821, 2009.
- [Bouvet et al. (2011)] C. BOUVET, S. RIVAILLANT et J. J. BARRAU : Endommagement de stratifiés composites sous impact basse vitesse et indentation permanente. Dans Mecamat Aussois 2011, 2011.
- [Cantwell et Morton (2009)] W. J. CANTWELL et J. MORTON : The impact resistance of composite materials - a review. Composites Part A, 40:335–342, 2009.
- [Caporale et al. (2006)] A. CAPORALE, R. LUCIANO et E. SACCO : Micromechanical analysis of interfacial debonding in unidirectional fiber reinforced composites. Computers and Structures, 84:2200–2211, 2006.
- [Carrere et al. (2009)] N. CARRERE, Y. ROLLET, V. RETEL, L. BOUBAKAR et J. F. MAIRE : Composites structural modelling with uncertain data. Composites Science and Technology, 69:60–66, 2009.
- [Chen et al. (2006)] P. CHEN, Z. SHEN, J. XIONG, S. YANG, S. FU et L. YE : Failure mechanisms of laminated composites subjected to static indentation. Composite Structures, (75):489–495, 2006.
- [Christoforou et Yigit (1998a)] A. P. CHRISTOFOROU et A. S. YIGIT : Characterization of impact in composite plates. Composite Structures, p. 15–24, 1998a.
- [Christoforou et Yigit (1998b)] A. P. CHRISTOFOROU et A. S. YIGIT : Effect of flexibility on low velocity impact response. Journal of Sound and Vibration, 217:563–578, 1998b.
- [Constanzo et al. (1996)] F. CONSTANZO, J. G. BOYD et D. H. ALLEN : Micromechanics and homogenization of inelastic composite materials with growing cracks. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 44:333–370, 1996.
- [Curtis (1998)] P. T. CURTIS : Crag test methods for the measurement of the engineering properties of fibre reinforced plastics. Rap. tech. TR88012, RAE Technical Report, 1998.
- [Daghia et Ladevèze ()] F. DAGHIA et P. LADEVÈZE : Identification and validation of an enhanced mesomodel for laminated composites within the WWFE-III.
- [Daghia et Ladevèze (2012)] F. DAGHIA et P. LADEVÈZE : A micro-meso computational strategy for the prediction of the damage and failure of laminates. Submitted, 2012.
- [Davies et Olsson (2004)] G. A. O. DAVIES et R. OLSSON : Impact on composite structures. Aeronautic Journal, 108:541–563, 2004.
- [Davies et al. (1997)] G. A. O. DAVIES, P. ROBINSON, J. ROBSON et D. EQDY : Shear driven delamination propagation in two dimensions. Composites Part A, 28A:757–765, 1997.

- [Feld et al. (2011)] N. FELD, O. ALLIX, E. BARANGER et J. M. GUIMARD : Micro-mechanical prediction of UD laminates behavior under combined compression up to failure : influence of matrix degradation. Journal of Composite Materials, 45(22):2317–2333, 2011.
- [Feld et al. (2012)] N. FELD, O. ALLIX, E. BARANGER et J.-M. GUIMARD : A micromechanics-based mesomodel for unidirectional laminates in compression up to failure. Journal of Composite Materials, online, 2012.
- [Fuoss et al. (1998)] E. FUOSS, P. V. STAZNICKY et C. POON : Effects of stacking sequence on the impact resistance in composite laminates. Part 1 : parametric study. Composite Structures, 41(1):67–77, 1998.
- [Garrett et Bailey (1977)] K. GARRETT et J. BAILEY : Multiple transverse fracture in 90° cross-ply laminates of a glass fibre-reinforced polyester. Journal of Material Science, 12:2189–2194, 1977.
- [Gonzales et al. (2011)] E. GONZALES, P. MAIMI, P. CAMANHO, C. LOPES et N. BLANCO : Effects of ply clustering in laminated composite plates under low-velocity impact loading. Composites Science and Technology, 71:805–817, 2011.
- [Guimard et al. (2009)] J. M. GUIMARD, O. ALLIX, N. PECHNIK et P. THEVENET : Energetic analysis of fragmentation mechanisms and dynamic delamination modelling in CFRP composites. Computers and Structures, 87(15-16):1022–1032, 2009.
- [Guinard et al. (2002)] S. GUINARD, O. ALLIX, D. GUÉDRA-DEGEORGES et A. VINET : A 3D damage analysis of low-velocity impacts on laminated composites. Composites Science and Technology, (62):585–589, 2002.
- [Hallett et al. (2009a)] S. HALLETT, W.-G. JIANG et M. R. WISNOM : Effect of stacking sequence on open-hole tensile strength of composite laminates. AIAA Journal, 47(7):1692–1699, 2009a.
- [Hallett et al. (2009b)] S. R. HALLETT, B. G. GREEN, W.-G. JIANG, K. H. CHEUNG et M. R. WISNOM : The open hole tensile test : a challenge for virtual testing of composites. International Journal of Fracture, p. 169–181, 2009b.
- [Hallett et al. (2007)] S. R. HALLETT, W.-G. JIANG, B. KHAN et M. R. WISNOM : Modelling the interaction between matrix cracks and delamination damage in scaled quasi-isotropic specimens. Composites Science and Technology, (68):80–89, 2007.
- [Hashin (1980)] Z. HASHIN : Failure criteria for unidirectional fiber composites. Journal of Applied Mechanics, 47:329–334, 1980.
- [Henaff-Gardin et al. (1992)] C. HENAFF-GARDIN, M. LAFARIE-FRENOT, J. BRILLAUD et A. MAHI : Influence of the stacking sequence on fatigue transverse ply cracking in cross-ply composite laminates. Dans J. MASTERS, éd. : Damage detection in composite materials, p. 236–255, 1992.
- [Hinton et al. (2002)] M. J. HINTON, A. S. KADDOUR et P. D. SODEN : A comparison of the predictive capabilities of current failure theories for composite laminates, judged against experimental evidence. Composites Science and Technology, 62(12/13):1725–1797, 2002.
- [Hitchen et Kemp (1995)] S. HITCHEN et R. KEMP : The effect of stacking sequence on impact damage in a carbon fibre/epoxy composite. Composites, 26:207–214, 1995.

- [J.A. Nairn (1994)] S. H. J.A. NAIRN : Damage Mechanics of Composite Materials. R. Talreja, 1994.
- [Joshi et Sun (1987)] S. P. JOSHI et C. T. SUN : Impact induced fracture initiation and detailed dynamic stress field in the vicinity of impact. Dans American Society of Composites 2nd Tech. Conf., p. 177–185, 1987.
- [Kwon et Sankar (1993)] Y. S. KWON et B. V. SANKAR : Indentation flexure and low velocity impact damage in graphite epoxy laminate. Journal of Composite Technology and Research, 12(2):101–111, 1993.
- [Ladevèze (2005)] P. LADEVÈZE : Multiscale modelling of damage and fracture processes in composite materials, chap. Multiscale computational damage modelling of laminated composites. SpringerWien New York, CISM courses and lectures 474 édn, 2005.
- [Ladevèze et al. (2012)] P. LADEVÈZE, F. DAGHIA, E. ABISSET et C. LEMAUFF : On the intra/interlaminar coupling of laminated composites : modeling and identification. Submitted, 2012.
- [Ladevèze et al. (2000)] P. LADEVÈZE, O. ALLIX, J.-F. DEÛ et D. LÉVÊQUE : A meso-model for localisation and damage computation in laminates. Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering, (183):105–122, 2000.
- [Ladevèze et Le Dantec (1992)] P. LADEVÈZE et E. LE DANTEC : Damage modelling of the elementary ply for laminated composites. Composites Science and Technology, (43):257–267, 1992.
- [Ladevèze et Lubineau (2001)] P. LADEVÈZE et G. LUBINEAU : On a damage mesomodel for laminates : micro-meso relationships, possibilities and limits. Composites Science and Technology, (61):2149–2158, 2001.
- [Ladevèze et Lubineau (2002)] P. LADEVÈZE et G. LUBINEAU : An enhanced mesomodel for laminates based on micromechanics. Composites Science and Technology, (62):533–541, 2002.
- [Ladevèze et Lubineau (2003a)] P. LADEVÈZE et G. LUBINEAU : On a damage mesomodel for laminates : micromechanics basis and improvement. Mechanics of Materials, (35):763–775, 2003a.
- [Ladevèze et Lubineau (2003b)] P. LADEVÈZE et G. LUBINEAU : Pont entre les "micro" et "méso" mécaniques des composites stratifiés. Comptes Rendus Mécaniques, (331):537–544, 2003b.
- [Ladevèze et al. (2006a)] P. LADEVÈZE, G. LUBINEAU et D. MARSAL : Towards a bridge between the micro- and mesomechanics of delamination for laminated composites. Composites Science and Technology, (66):698–712, 2006a.
- [Ladevèze et al. (2006b)] P. LADEVÈZE, G. LUBINEAU et D. VIOLEAU : A computational damage micromodel of laminated composites. International Journal of Fracture, (137):139–150, 2006b.
- [Lafarie et al. (2010)] M. C. LAFARIE, J. C. GRANDIDIER, M. GIGLIOTTI, L. OLIVIER, X. COLIN, J. VERDU et J. CINQUIN : Thermo-oxydation behaviour of composite materials at high temperatures : A review of research activities carried out within the COMEDI program. Polymer Degradation and Stability, 95:965–974, 2010.

- [Leboime (2011)] B. LEBOIME : An innovative method to detect propagation of transverse matrix cracks in crosswise composite laminates based on in-situ macroscopic observation and digital image correlation. Rapport de Stage de MasterII, 2011.
- [Li et Ghosh (2007)] S. LI et S. GHOSH : Modelling interfacial debonding and matrix cracking in fiber reinforced composites by the extended voronoi cell fem. Finite Elements in Analysis and Design, 43:397–410, 2007.
- [Lin et Fat (2006)] C. LIN et M. S. H. FAT : Perforation of composite plates and sandwich panels under quasi-static and projectile loading. Journal of Composite Materials, 40(20):1801–1840, 2006.
- [Lubineau (2010)] G. LUBINEAU : A pyramidal modeling scheme for laminates - identification of transverse cracking -. International Journal of Damage Mechanics, 19(4):499–518, 2010.
- [Lubineau (2006)] G. LUBINEAU : A pyramidal modeling scheme for laminates - identification of transverse cracking -. Rap. tech., EADS-IW, 2006.
- [Lubineau et Ladevèze (2008)] G. LUBINEAU et P. LADEVÈZE : Construction of a micromechanics-based intralaminar mesomodel, and illustrations in abaqus/standard. Computational Materials Science, (43):137–145, 2008.
- [Murari et Upadhyay (2012)] V. MURARI et C. S. UPADHYAY : Micromechanics based ply level material degradation model for unidirectional composites. Composite Structures, 94:671–680, 2012.
- [Nairn et Hu (1992)] J. A. NAIRN et S. HU : The initiation and growth of delaminations induced by matrix microcracks in laminated composites. International Journal of Fracture, 57:1–24, 1992.
- [Nairn et al. (1993)] J. NAIRN, S. HU et J. BARK : A critical evaluation of theories for predicting microcracking in composite laminates. Journal of Material Science, 28, 1993.
- [Nairn (2000)] J. A. NAIRN : Matrix Microcracking in composites, vol. 2, p. 403–432. Elsevier Science, 2000.
- [Olsson (1993)] R. OLSSON : Impact response of composite laminates - a guide to closed form solutions. Bromma : The aeronautical Research Institute of Sweden FFA-TN, 1993.
- [Olsson (2003)] R. OLSSON : Closed form prediction of peak load and delamination onset under small mass impact. Composite Structures, 59(3):341–349, 2003.
- [Olsson (2001)] R. OLSSON : Analytical prediction of large mass impact damage in composite laminates. Composites Part A, p. 1207–1215, 2001.
- [Orifici et al. (2008)] A. C. ORIFICI, I. HERSZBERG et R. S. THOMSON : Review of methodologies for composite material modelling incorporating failure. Composite Structures, 86:194–210, 2008.
- [Parvizi et al. (1978)] A. PARVIZI, K. GARRETT et J. BAILEY : Constrained cracking in glass fibre-reinforced epoxy cross-ply laminates. Journal of Material Science, 13:195–201, 1978.

- [Potti et al. (2000)] P. K. G. POTTI, B. N. RAO et V. K. SRIVASTAVA : Notched strength of carbon fibre/epoxy composite laminates with a circular hole. Forschung im Ingenieurwesen, p. 295–300, 2000.
- [Renault (1994)] M. RENAULT : Compression après impact d'une plaque stratifiée carbone epoxyde - etude expérimentale et modélisation éléments finis associée. Rap. tech., EADS CCR, 1994.
- [Schoeppner et Abrate (2000)] G. SCHOEPPNER et S. ABRATE : Delamination threshold loads for low velocity impact on composite laminates. Composites Part A, 31:903–915, 2000.
- [Segurado et Llorca (2005)] J. SEGURADO et J. LLORCA : A computational micromechanics study of the effect of interface decohesion on the mechanical behavior of composites. Acta Materialia, 53(18):4931–4942, 2005.
- [Sjoblom et al. (1988)] P. O. SJOBLOM, J. T. HARTNESS et T. M. CORDELL : On low velocity impact testing of composite materials. Journal of Composite Materials, 22:30–52, 1988.
- [Sjörngen et Berglung (2000)] B. A. SJÖRNGEN et L. BERGLUNG : The effect of matrix and interface on damage in GRP cross-ply laminates. Composites Science and Technology, 60:9–21, 2000.
- [Soden et al. (2002)] P. D. SODEN, M. J. HINTON et A. S. KADDOUR : Biaxial test results for strength and deformation, of a range of e-glass and carbon fibre reinforced composite laminates : failure exercise benchmark data. Composites Science and Technology, 62:1489–1514, 2002.
- [Trovalet (2010)] M. TROVALET : Sur un modèle micro pour le calcul des structures en composites stratifiés. Thèse de doctorat, ENS Cachan, 2010.
- [Tsai et Wu (1971)] S. W. TSAI et E. M. WU : A general theory for anisotropic materials. Journal of Composite Materials, 5:58–80, 1971.
- [Turon et al. (2007)] A. TURON, C. DAVILA, P. P. CAMANHO et J. COSTA : An engineering solution for mesh size effects in the simulation of delamination using cohesive zone models. Engineering Fracture Mechanics, 74:1665–1682, 2007.
- [Van der Meer et Sluys (2009)] F. P. VAN DER MEER et L. J. SLUYS : Continuum models for the analysis of progressive failure in composite laminates. Journal of Composite Materials, 43:2131–2156, 2009.
- [Van der Meer et Sluys (2012)] F. P. VAN DER MEER et L. J. SLUYS : Mesh-independent modeling of both distributed and discrete matrix cracking in interaction with delamination in composites. Engineering Fracture Mechanics, 77:719–735, 2012.
- [Violeau et al. (2008)] D. VIOLEAU, P. LADEVÈZE et G. LUBINEAU : Micromodel-based simulations for laminated composites. Composites Science and Technology, 60:1364–1371, 2008.
- [Wisnom (1999)] M. R. WISNOM : Size effects in the testing of fibre-composite materials. Composites Science and Technology, 59:1937–1957, 1999.
- [Wisnom et Hallett (2009)] M. R. WISNOM et S. R. HALLETT : The role of delamination in strength, failure mechanism and hole size effect in open hole tensile tests on quasi-isotropic laminates. Composites Part A, (40):335–342, 2009.

- [Wright et al. (2012)] P. WRIGHT, A. MOFFAT et I. S. ans S.M. SPEARING : High resolution tomographic imaging and modelling of notch tip damage in a laminated composite. Composites Science and Technology, 70:1444–1452, 2012.