HAL
open science

Méthodologie expérimentale et numérique pour la tenue résiduelle post impact des structures composites à matrice thermoplastique

Pablo García Perez

To cite this version:

Pablo García Perez. Méthodologie expérimentale et numérique pour la tenue résiduelle post impact des structures composites à matrice thermoplastique. Mécanique des matériaux [physics.class-ph]. Ecole nationale supérieure d'arts et métiers - ENSAM, 2018. Français. NNT : 2018ENAM0050 . tel-02186328

HAL Id: tel-02186328

https://pastel.hal.science/tel-02186328v1

Submitted on 17 Jul 2019

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.

2018-ENAM-0050

École doctorale n° 432 : Sciences des Métiers de l'Ingénieur

Doctorat ParisTech

T H È S E

pour obtenir le grade de docteur délivré par

l'École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers

Spécialité " Mécanique - Matériaux"

présentée et soutenue publiquement par

Pablo García Pérez

le 7 décembre 2018

Méthodologie expérimentale et numérique pour la tenue résiduelle post impact des structures composites à matrice thermoplastique

Directeur de thèse : **Philippe VIOT**

Co-encadrement de la thèse : **Frédéric DAU, Christophe BOUVET**

Jury

M. Jean-Christophe BATSALE, Professeur des universités, I2M, Arts et Métiers ParisTech	Président
Mme. Federica DAGHIA, Maître de conférences, LMT, ENS	Rapporteur
M. Eric MARTIN, Professeur des universités, LCTS, Université Bordeaux I	Rapporteur
M. Cédric HUCHETTE, Ingénieur de recherche, ONERA Châtillon	Examinateur
M. Bruno MORTAIGNE, Docteur-Ingénieur, DGA DS/MRIS	Examinateur
M. Christophe BOUVET, Professeur des universités, ICA, ISAE	Examinateur
M. Frédéric DAU, Maître de conférences, I2M, Arts et Métiers ParisTech	Examinateur
M. Patrick PERES, Docteur-Ingénieur, ArianeGroup	Examinateur

T H È S E

Arts et Métiers ParisTech - Centre de Bordeaux - Talence

Département Durabilité des Matériaux, des Assemblages et des Structures

Institut de Mécanique et d'Ingénierie

Remerciements

Ce travail a été réalisé au sein du laboratoire I2M de Bordeaux et de l'institut ICA Toulouse en collaboration avec Ariane Group et avec le financement de la DGA. Ainsi, je tiens à remercier toutes les personnes qui ont rendu possible cette aventure.

Je voudrais également remercier Cédric Huchette et Thomas Vandellos qui m'ont donné goût à la recherche bien avant de commencer cette thèse.

Je souhaite exprimer ma gratitude aux encadrants de mes travaux. M Frédéric Dau m'a confié ce sujet de thèse, il a orienté mon travail et ça a été un très grand plaisir de travailler à ses côtés. Je garderai un très bon souvenir de nos discussions scientifiques, notamment celle la veille de ma soutenance. Un grand remerciement à M. Christophe Bouvet, dont j'ai hérité du modèle numérique de ces travaux. Il a su me pousser, à chaque visite à l'ICA, dans mes retranchements pour améliorer mon travail et j'ai acquis énormément de compétences grâce à sa maitrise de la mécanique. J'aurais voulu passer plus de temps à Toulouse pour bénéficier encore plus de son expertise.

Merci encore à vous deux car sans nos échanges fréquents lors de la dernière année, à distance, je n'aurai pas pu finir cette thèse.

Merci également à Patrick Peres et Ludovic Ballere, mes interfaces avec l'industriel Ariane Group, pour leurs avis contrastés, leur rigueur scientifique et pour m'avoir fait prendre conscience de l'importance des contraintes industrielles dans les travaux de recherche.

Je tiens ensuite à remercier Mme. Federica Daghia et M. Eric Martin pour s'être intéressés à mes travaux et pour avoir consacré du temps à l'évaluation de mon manuscrit. Merci à Jean-Christophe Batsale pour avoir assuré la présidence du jury et à Bruno Mortaigne et Cédric Huchette pour avoir participés à mon jury de thèse.

Je souhaite remercier toutes les personnes que j'ai pu rencontrer au cours de cette thèse et sans lesquelles je n'aurai pas pu la mener à son terme. Merci à ceux qui m'ont aidé à faire des essais (Christophe Lemaire, Jérémie Bega, Israel Robles, Olivier Cherrier…). Merci également à tous les enseignants-chercheurs du laboratoire I2M et ICA.

Je remercie les doctorants avec lesquels j'ai partagé un bout de cette expérience. Surtout aux voisins de bureau avec lesquels j'ai partagé pas mal de pauses cafés, repas et blagues : Moubarak , Adrien, Lucien, Nico… J'adresse ma gratitude à Nicolas Dubary pour son accueil à l'ICA, sa disponibilité et toutes les informations qu'il a partagées avec moi. Un merci spécial à Sondes, je tiens à exprimer mon admiration pour ton courage et tes capacités

scientifiques. Tu as été non seulement une vraie amie (himchi) mais une (presque) co-encadrante tellement nos discussions ont été enrichissantes.

En arrivant à Bordeaux, j'ai été accueilli par les Binouzeurs. Merci de vous « avoir » moqués de mon accent à chaque soirée Blarns, merci pour les entrainements triathlon, les lunes gansos... Merci aussi à la troupe Arthur : Florian, Camille, Justine… pour les soirées guinguette, les journées de plage, etc. Loin de mon pays, vous êtes tous devenus ma famille bordelaise.

Merci à ma famille de m'avoir donné la possibilité de faire des études supérieures, un Erasmus en France, voyager...C'est grâce à votre éducation et vos conseils que j'ai pu construire tout ce que je suis aujourd'hui. Merci de m'avoir laissé chercher mon chemin et merci surtout pour votre soutien inconditionnel dans tous mes projets.

Enfin merci à toi, mi niña preciosa, de m'avoir soutenu mais surtout de m'avoir supporté pendant ces deux derniers années. Tu as écrit le plus beau chapitre de ma thèse.

Table des matières

TABLE DES MATIÈRES I

CHAPITRE 1: INTRODUCTION GÉNÉRALE 1

CHAPITRE 2: ETAT DE L'ART ET VERROUS SCIENTIFIQUES 9

I- MATÉRIAU DE L'ÉTUDE : COMPOSITE STRATIFIÉ DES PLIS UNIDIRECTIONNELS À RÉSINE THERMOPLASTIQUE 10

II- ENDOMMAGEMENTS DES COMPOSITES STRATIFIÉS SOUS SOLLICITATION D'IMPACT BASSE VITESSE/BASSE ÉNERGIE 12

II.1- FISSURATION MATRICIELLE 14

II.2- DÉLAMINAGE 15

II.3- RUPTURE DE FIBRES 17

II.4- INDENTATION PERMANENTE 17

III- TENUE RÉSIDUELLE POST IMPACT : ESSAI DE COMPRESSION APRÈS IMPACT (CAI) 18

IV- MODÉLISATION DES ESSAIS D'IMPACT ET DE CAI 21

IV.1- ÉCHELLE DE MODÉLISATION 22

IV.2- PRINCIPALES APPROCHES DE MODÉLISATION 23

IV.2.1- Modèles analytiques 23

IV.2.2- Modèles éléments finis basés sur la mécanique de l'endommagement 23

IV.2.3- Modèles éléments finis avec représentation discrète de l'endommagement 25

V- MODÉLISATION DU DÉLAMINAGE 26

V.1- MÉCANIQUE ÉLASTIQUE LINÉAIRE DE LA RUPTURE 27

V.2- MÉCANIQUE DE L'ENDOMMAGEMENT : MODÈLE DE ZONES COHÉSIVES 29

CHAPITRE 3: DÉTERMINATION EXPÉRIMENTALE DE G_{IIC} : APPORT DE LA THERMOGRAPHIE INFRAROUGE 35

I- ESSAIS CLASSIQUES DE CARACTÉRISATION DE LA PROPAGATION DU DÉLAMINAGE 36

I.1- CONFIGURATIONS EXPÉRIMENTALES DES ESSAIS 37

I.2- MÉTHODES EMPLOYÉES POUR LA DÉTERMINATION DE LA TÉNACITÉ 41

I.3- PROBLÉMATIQUES LIÉES À L'ÉVALUATION DE GC 44

I.4- CONCLUSIONS 47

II- MÉTHODE DE LA THERMOGRAPHIE INFRAROUGE 48

III- ESSAI ENF APPLIQUÉ À UN COMPOSITE CARBONE/PEEK 53

III.1- CONFIGURATION EXPÉRIMENTALE DE L'ESSAI RÉALISÉ 56

III.2- COMPARAISON ENTRE LES MÉTHODES CLASSIQUES ET LA THERMOGRAPHIE INFRAROUGE 57

III.3- VITESSE DE PROPAGATION DU DÉLAMINAGE EN MODE II POUR STRATIFIÉS COMPOSITES À MATRICE THERMOPLASTIQUE 64

IV- PROPOSITION DE L'ESSAI SHORT BEAM SHEAR TEST POUR LA DÉTERMINATION DE G_C 67

IV.1- OBJECTIFS DE L'ESSAI 67
IV.2- CONFIGURATION DE L'ESSAI 69
IV.1- SCÉNARIO D'ENDOMMAGEMENT 70
IV.2- DÉTERMINATION DE G_{IIC} 75
IV.3- RUPTURE DE FIBRES EN COMPRESSION 82
V- CONCLUSION 85

CHAPITRE 4: MODÉLISATION NUMÉRIQUE : ENCHAINEMENT D'ESSAI D'IMPACT ET CAI 89

I- DESCRIPTION DU MODÈLE DISCRETE PLY MODEL 90
I.1- ÉCHELLE DE MODÉLISATION ET CONSTRUCTION DU MAILLAGE 90
I.2- CHOIX DE MODÉLISATION DES CONDITIONS AUX LIMITES 94
I.3- LOIS DE COMPORTEMENT 95
I.3.1- Rupture de fibres 95
I.3.2- Fissuration matricielle 99
I.3.3- Délaminage 100
I.3.4- Indentation permanente 101
I.3.5- Récapitulatif des paramètres nécessaires au modèle 104
II- CAMPAGNE EXPÉRIMENTALE D'IMPACT ET CAI 105
III- AMÉLIORATIONS APPORTÉES AU MODÈLE DPM 109
III.1- DRAPAGES À ±Θ° 109
III.2- MODÈLE DE ZONES COHÉSIVES : LOI LINÉAIRE PAR MORCEAUX 110
III.3- CRITÈRE DE RUPTURE DE FIBRES 116
III.4- SENSIBILITÉ À G_{IIC} 119
III.5- RECALAGE DE L'INDENTATION PERMANENTE 121
IV- VALIDATION DU DPM POUR UN COMPOSITE IM7/PEEK 123
IV.1- COMPORTEMENT À L'IMPACT 123
IV.2- TENUE RÉSIDUELLE APRÈS IMPACT 139
V- CONCLUSION 147

CHAPITRE 5: EXTENSION AU CAS D'IMPACT EN BORD DE TROU ET CAI 149

I- CAS D'ÉTUDE : ESSAI D'IMPACT EN BORD DE TROU ET CAI 150
I.1- ENJEUX INDUSTRIELS 150
I.2- ESSAI D'IMPACT 151
I.3- CONCEPTION D'UN OUTILLAGE POUR L'ESSAI DE CAI 152
I.4- ADAPTATION DU MODÈLE DPM 154
II- COMPARAISON ESSAIS-CALCULS 155
II.1- COMPORTEMENT À L'IMPACT 155

II.2- COMPRESSION APRÈS IMPACT 163
III- CONCLUSION 167

CHAPITRE 6: CONCLUSION GÉNÉRALE ET PERSPECTIVES 169

Chapitre 1:

INTRODUCTION GÉNÉRALE

Les composites sont largement utilisés dans le développement de l'ingénierie aéronautique depuis les années 1980. Ils permettent de répondre aux besoins des industriels aéronautiques : réduire la masse des aéronefs tout en conservant de bonnes propriétés structurales. Ces matériaux présentent d'excellents rapports masse/résistance et masse/rigidité. Ils ont également une bonne résistance à la corrosion et une bonne tenue en fatigue. Il est donc devenu courant de trouver sur des aéronefs civils et militaires, des parties structurales en matériaux composites, et cette tendance s'accroît, comme illustré dans la Figure 1-1.

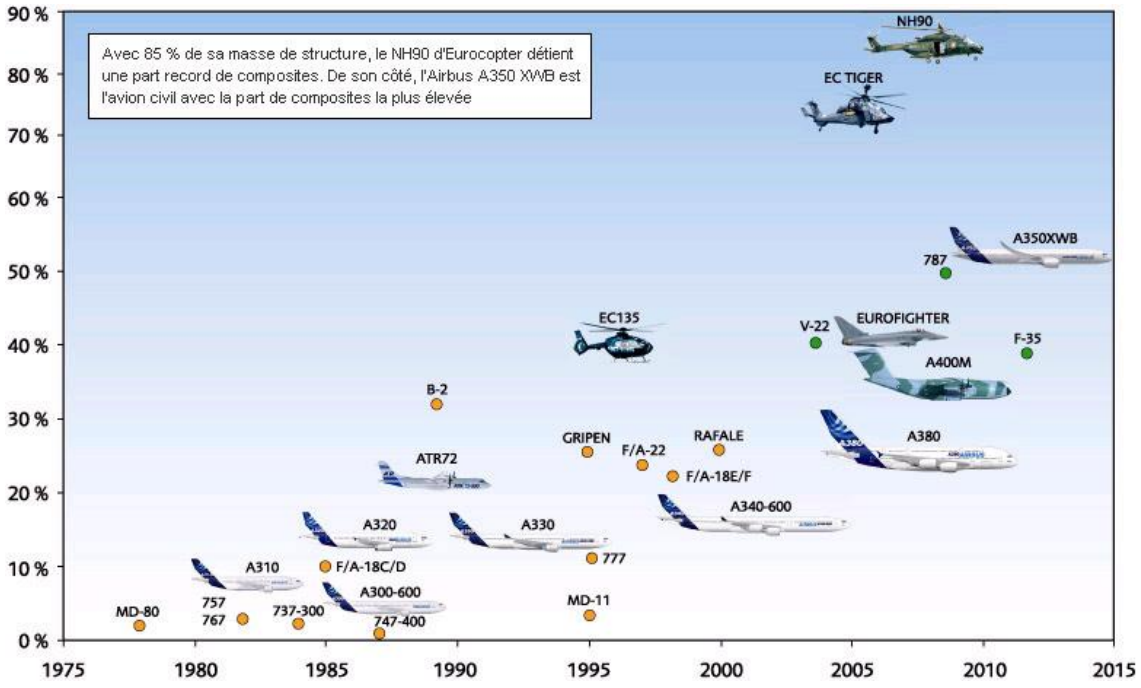


Figure 1-1 - Évolution du % en masse du composite dans les structures aéronautiques (document Airbus)

Les matériaux composites sont un assemblage de deux constituants, la fibre et la matrice. Les fibres ont une importante résistance élastique et possèdent un module d'Young longitudinal élevé. En revanche, elles dépendent de la matrice pour transférer les charges, notamment de cisaillement et de compression. La matrice protège aussi la fibre des

agressions extérieures. Les matériaux les plus couramment utilisés pour les fibres sont : le carbone, le kevlar, le verre et les aramides. Les matrices couramment utilisées pour l'élaboration des composites sont : les résineuses (thermodurcissable et thermoplastique), les minérales et les métalliques. Les différentes combinaisons de fibre et résine donnent comme résultat une grande variété de matériaux composites avec différentes propriétés mécaniques sujets à la variabilité.

Dans ces travaux, le comportement d'un composite à fibres longues en carbone et une résine thermoplastique a été étudié. Il est formé par l'empilement de plis unidirectionnels présentant des propriétés mécaniques élevées dans la direction des fibres. Ces matériaux sont sensibles aux sollicitations hors-plan, notamment l'impact. Les résines thermoplastiques sont capables d'absorber une partie de l'énergie transmise au stratifié lors d'un impact par des phénomènes de « plastification » locale. Elles présentent des ténacités interfaciales plus importantes que les résines époxydes ce qui leur permet de limiter la propagation des endommagements inter-pli (délaminage).Le comportement de ce composite à résine thermoplastique est moins connu que celui des composites « classiques » type carbone-époxy. Le scénario d'endommagement est également différent de celui des matrices thermodurcissables.

La recherche scientifique est en pleine phase d'apprentissage du comportement des matériaux composites et la prédiction des dommages reste complexe du fait de leur caractère multi-échelle et couplé. En effet, plusieurs endommagements peuvent apparaitre à différentes échelles. À l'échelle des fibres, une décohésion fibre-matrice et des microfissurations matricielles peuvent apparaitre. La coalescence de ces micro-dommages conduit à l'apparition de fissures matricielles traversant l'épaisseur du pli, pouvant induire des micro délaminages entre plis. La rupture des fibres peut aussi apparaitre à l'échelle du pli. À ces différents endommagements intra-laminaires, nous pouvons également ajouter le délaminage, qui correspond à la décohésion entre deux plis consécutifs du stratifié. Cet endommagement, majoritaire et critique dans le cas d'impact, entraîne une perte de résistance résiduelle, en particulier lorsque la structure est soumise à une sollicitation de compression [**CaCM86**, **DeWhi85**].

Compte-tenu des conséquences catastrophiques du délaminage sur la tenue des structures, il est nécessaire de prendre en compte ces endommagements dès la phase de conception des structures. De plus, ces modes d'endommagement intra et inter laminaires peuvent ne pas laisser de traces visibles en surface, en particulier lors d'impacts à basse énergie et basse vitesse.

En aéronautique, la philosophie de la tolérance aux dommages pour les matériaux métalliques a été introduite depuis les années 70 afin d'améliorer la sécurité des avions civils. Pour les structures en matériaux composite, il faudra attendre les années 1980. [**Goran97**, **WoSto01**]. L'objectif est de permettre à l'aéronef de continuer à fonctionner en toute sécurité pour une certaine période de temps même en présence de dommages identifiés. Ainsi, la tolérance aux dommages est un critère de performance qui tient compte des dommages pouvant survenir tout au long de la durée de vie de l'appareil.

Dans la règlementation en vigueur, le niveau d'exigence est défini en fonction de la taille des dommages. Cette classification comprend trois catégories (Figure 2) :

Cas B (défauts non détectables) : tenue à la charge extrême sur la durée de vie de l'appareil.

Cas C (petits défauts détectables): tenue à la charge de service jusqu'à la prochaine inspection.

Cas D : seuil de détectabilité « Barely Visible Impact Damage » (BVID)

Cas E (défauts critiques) : tenue en-dessous de la charge limite de service entrainant l'immobilisation de l'appareil.

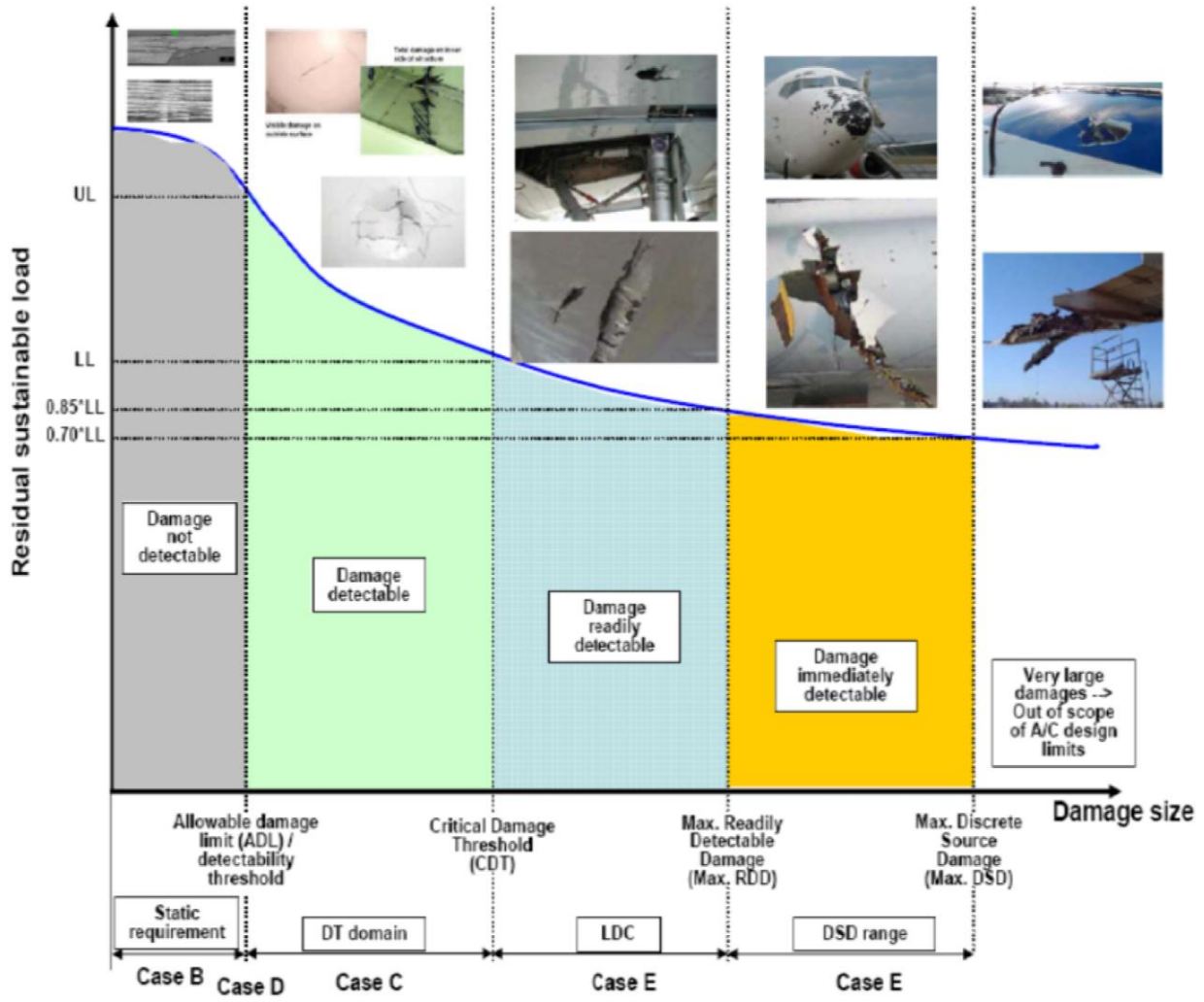


Figure 1-2 - Chargement admissible selon la taille des dommages [CaHi10]

Dans le cadre de cette thèse, nous allons nous intéresser aux impacts basse vitesse/basse énergie (<10m/s, <50J) sur des composites stratifiés, assimilables à une chute d'outil sur une structure aéronautique. Afin de dimensionner les structures, les avionneurs utilisent une norme standardisant un essai d'impact : Boeing BSS 7260 [Boei88], Airbus AITM 1-0010 [Airb94]. Dans les conditions de l'essai, des endommagements apparaissent au sein de l'éprouvette. Ces dommages sont considérés dans les cas B, C ou D selon la possibilité de les détecter en surface. Le cas D représente le seuil de détectabilité nommé Barely Visible Impact Damage. En-dessous de cette valeur, l'impact est indétectable et la structure endommagée doit résister aux charges extrêmes pendant toute la vie de l'appareil. Par contre, pour un endommagement générant une indentation supérieure ou égale au BVID, l'impact peut alors être détecté et des critères spécifiques sont appliqués pour vérifier sa réparabilité.

Un critère visuel de détectabilité est choisi par les industriels pour des raisons économiques. Cependant, il n'existe pas de consensus sur la valeur du seuil de détectabilité. La valeur de l'indentation est classiquement comprise entre à 0,3 et 1 mm [**BaDK04, FrRe98**]. D'après une étude statistique réalisée par Tropis et al. [**TTBL94**], la valeur du BVID, lors d'une inspection visuelle détaillée, a été estimée à 0.5 mm.

En plus du critère de détectabilité, il est aussi important de connaitre la tenue résiduelle de la plaque impactée. Pour les plaques impactées, le chargement le plus nocif est la compression. Plusieurs normes décrivent l'essai de compression après impact (CAI) à l'échelle de l'éprouvette, [**Airbus AITM 1-0010**, **Boeing BSS 7260**, **ASTM D7137/D7137M**]. Une étude expérimentale menée par Cantwell et al. [**CaCM86**] compare les tenues après impact en traction et en compression de stratifiés carbone-époxy. Pour des éprouvettes impactées à 8 J, l'étude montre une réduction de l'ordre de 58% de la résistance en compression et de 25% pour celle en traction.

Les essais expérimentaux menés par les industriels qui ont pour but d'établir des coefficients de sécurité doivent être réitérées pour chaque matériau, chaque empilement et pour différents configurations d'essai. La manque de connaissance dans le comportement des composites peut engendrer un surdimensionnement des structures à travers de coefficients de sécurité exagérés. De plus, ces campagnes expérimentales sont chronophages et entraînent des coûts importants

Pour cela, les bureaux d'études utilisent de plus en plus des modèles numériques pour dimensionner au plus juste les structures. La première étape pour simuler les performances résiduelles d'une structure après un impact consiste d'abord à simuler cet impact en vue de prévoir numériquement les dommages induits. Ensuite, la simulation de l'essai de compression après impact est conduite afin d'estimer la tenue résiduelle post impact des structures.

C'est dans ce cadre qu'ont été initiés les travaux de recherche présentés dans ce mémoire de thèse. L'Institut Clément Ader (ICA) et l'Institut de Mécanique et Ingénierie (I2M) s'intéressent depuis de nombreuses années à l'impact sur des structures composites [**BCBB09**, **BHRB13, Hon13, BaVLa15**, **Gui15, Ram14**].

Plusieurs études expérimentales ont été menées afin d'appréhender le comportement à l'impact et en compression après impact des stratifiés composites. Ces essais ont permis d'enrichir un modèle éléments finis existant basé sur une approche de type « Discrete Ply Model » (DPM) [**HoBR13a**] et d'en améliorer sa robustesse.

Les objectifs principaux de ce travail de thèse sont :

- Investiguer les scénarios d'endommagement d'impact dans un composite UD à matrice thermoplastique
- Évaluer les capacités du modèle « DPM » à prévoir les dommages induits par un impact basse énergie et sa propagation lors de la CAI dans le cas de plaques pleines et trouées
- Établir un dialogue essai-calcul pour déterminer la tenue résiduelle des plaques testées

Afin d'atteindre ces objectifs, une méthodologie expérimentale et numérique a été mise en place. La première étape consiste à déterminer expérimentalement les paramètres nécessaires pour la modélisation des endommagements d'impact, notamment le délaminage. Pour valider le modèle sur un large domaine d'utilisation, quatre empilements ont été testés pour trois énergies d'impact différentes. Une campagne expérimentale comprenant des essais d'impact et de CAI a été conduite. Une fois le modèle validé à l'échelle du coupon et afin de répondre aux besoins de l'industriel Ariane Group, une campagne expérimentale a été menée sur une éprouvette technologique (plaque trouée). Le modèle a été développé afin de réaliser une comparaison essai-simulation.

La problématique industrielle concernant la tolérance aux dommages d'impact sur des structures composites aéronautiques, les objectifs de la thèse et la méthodologie adoptée ont été présentés. Le deuxième chapitre commence par une présentation du matériau d'étude, un stratifié carbone/PEEK. Ensuite, un état de l'art sur les mécanismes d'endommagement mis en jeu lors de l'impact et de la CAI sera établi et les modèles numériques permettant de les appréhender seront présentés. Il est également l'occasion de mettre en évidence les verrous, apports et enjeux scientifiques visés dans ce travail.

Le troisième chapitre traite de la mise en place des essais expérimentaux pour déterminer les propriétés d'interface entre deux plis du stratifié, et en particulier sa ténacité. Ces paramètres sont nécessaires à la définition des modèles de zones cohésives utilisés pour la simulation du délaminage. Des méthodes classiques et la méthode de la thermographie infrarouge ont été utilisées pour déterminer le taux de restitution d'énergie critique au délaminage. L'approche par thermographie infrarouge, relativement récente, simple et originale est mise en évidence. Elle permet la mesure de la ténacité dans de cas où l'applicabilité des méthodes classiques est limitée, notamment pour des propagations instables. De même, elle peut être utilisée pour déterminer la ténacité des différents types de

dommages (ruptures de fibres en compression, délaminage, fissuration matricielle) car elle se base sur une approche locale.

Le quatrième chapitre présente les résultats expérimentaux et numériques d'impact et CAI sur plaque composite en suivant une variante de la norme [**Airbus AITM 1-0010**]. Les endommagements d'impact et CAI et les valeurs de tenue résiduelle y sont présentés.

Le cinquième chapitre expose les résultats expérimentaux et numériques d'essai d'impact et de CAI sur une éprouvette technologique. L'intérêt industriel est de connaitre le comportement après impact d'une plaque composite trouée. En effet, les avionneurs réalisent des trous visant à inspecter des zones non accessibles. L'éprouvette testée représente une portion de structure aéronautique entre deux raidisseurs d'un panneau avec un trou d'homme. D'abord, le modèle numérique a dû être développé pour prendre en compte les dimensions et conditions aux limites de la plaque trouée. Le comportement de cette plaque a ensuite été étudié d'un point de vue expérimental et numérique.

Le dernier chapitre rappellera les conclusions importantes de la thèse et présentera les perspectives de développement possibles à apporter à cette étude.

Chapitre 2:

ETAT DE L'ART ET VERROUS SCIENTIFIQUES

Les matériaux composites stratifiés présentent un avantage important pour leur utilisation dans les structures aéronautiques : le compromis propriétés mécaniques/légèreté. Toutefois, l'endommagement de ces matériaux est complexe, impliquant plusieurs modes d'endommagement à plusieurs échelles. Utiliser dans les phases de dimensionnement des structures aéronautiques des modèles numériques capables d'appréhender au mieux ces endommagements est alors primordial. Dans ce but, l'objectif de ces travaux est de proposer un modèle capable de capter l'amorçage des endommagements lors de l'impact et de rendre compte de leur propagation suite à la CAI, le chaînage numérique de ces deux sollicitations devant être assuré.

Dans un premier temps, le matériau de l'étude, le composite à base de fibres de carbone et de matrice thermoplastique, sera décrit. Il présente certaines particularités qui le différencie des composites « classiques » carbone/époxy. Dans ces travaux on propose d'investiguer la cinétique des endommagements dans ce matériau pour améliorer la connaissance de son comportement à l'impact et à la CAI.

Ensuite, les mécanismes d'endommagements apparaissant lors de l'impact dans un composite stratifié seront présentés, étant le délaminage l'endommagement majeur dans notre étude.

Enfin, les avantages et limites des modèles utilisés classiquement dans la littérature pour simuler l'impact et la CAI seront analysés. La modélisation fidèle du délaminage passe par l'utilisation d'un modèle de zones cohésives qui sera présenté à la fin de ce chapitre. Ce modèle d'interface nécessite des paramètres matériaux, notamment la ténacité de l'interface. Les études menées à ce sujet dans la littérature montrent des résultats contradictoires concernant la valeur de ces paramètres et certains effets restent mal connus, notamment l'effet de la vitesse de propagation.

I- Matériau de l'étude : composite stratifié des plis unidirectionnels à résine thermoplastique

Jusqu'à présent, les résines thermodurcissables (notamment l'époxy) ont été utilisées dans l'industrie aéronautique pour l'élaboration des composites à hautes performances. Souvent, les structures composites sont élaborées à partir de plis unidirectionnels de fibres de carbone noyées dans l'époxy. Le procédé de fabrication à température et pression contrôlés est aujourd'hui maitrisé par les industriels.

Les composites à matrices thermoplastiques, dites composites de « deuxième génération », présentent de meilleures performances à l'impact. La matrice thermoplastique est capable de se déformer plastiquement et le comportement de l'interface entre plis est plus tenace qu'avec de la résine époxy.

Dans les matrices thermoplastiques, l'absence de réticulation permet au matériau de ramollir à partir de sa température de transition vitreuse. De cette manière, le procédé de fabrication par thermo-estampage permet une production de pièces séries. De même, ces résines peuvent être réutilisables, remises en forme et soudables. Ceci permet d'avoir un matériau plus performant d'un point de vue écologique, mais aussi de réduire les coûts industriels.

Le polyétheréthercétone (PEEK) est la résine thermoplastique utilisée dans ces travaux. C'est une résine semi-cristalline avec un point de fusion de 380 °C et une température de transition vitreuse d'environ 145 °C. Elle peut donc être utilisée dans la fabrication de structures composites susceptibles de travailler à haute température (relativement aux résines thermodurcissables). Son module élastique est plus élevé que ceux des résines thermoplastiques amorphes. Ses caractéristiques mécaniques peuvent être améliorées en jouant sur le taux de cristallinité de la résine. Sa ténacité est importante et son comportement à l'impact est amélioré par rapport à l'époxy. La tolérance aux dommages des résines thermoplastiques peut donc être améliorée par rapport aux résines thermodurcissables.

Dorey et al. [Dor85] comparent le comportement à l'impact de deux plaques composites [0°/90°] en fibre de carbone/époxy et en fibre de carbone/PEEK. La matrice PEEK absorbe plus d'énergie et entraine une réduction des aires délaminées (Figure 2-1). La matrice PEEK présente une tendance à la déformation plastique et le comportement est plus tenace que celui de l'époxy. Dans le cas de traction post-impact, les propriétés mécaniques sont dominées par la fibre et la tenue résiduelle est sensiblement la même pour les deux matériaux (Figure 2-2 (a)). En revanche, pour le cas de la compression après impact (CAI),

la tenue résiduelle est nettement plus élevée pour le PEEK (Figure 2-2 (b)). Ce résultat a également été observé par Vieille et al. sur des composites tissés carbone/PEEK [ViCB13].

Malgré ses propriétés mécaniques avantageuses, le comportement de composites stratifiés unidirectionnels à matrice thermoplastique est aujourd'hui moins maitrisé que celui des composites « classiques » carbone/époxy. Pour cette raison, ces travaux cherchent à améliorer la compréhension des endommagements de ces matériaux et à déterminer sa tenue résiduelle.

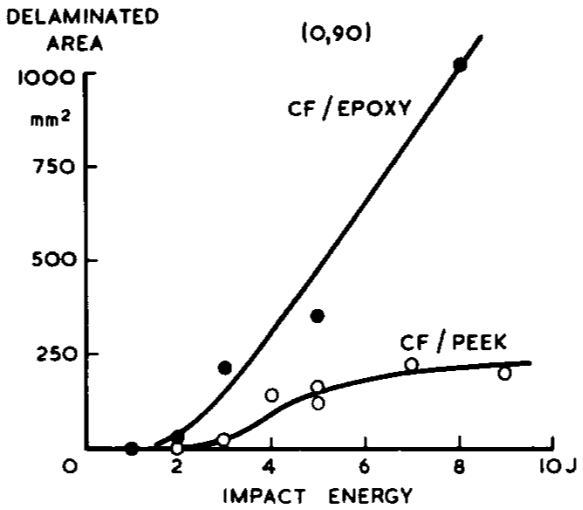


Figure 2-1 - Comparaison des aires délaminées post impact pour un stratifié carbone/époxy et carbone/PEEK [Dor85]

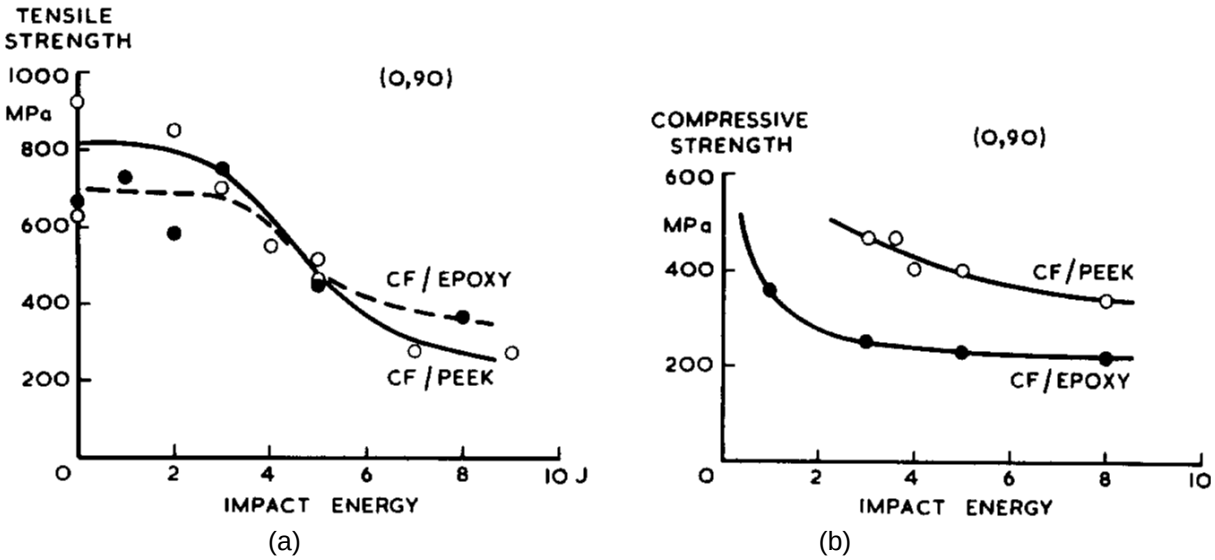


Figure 2-2 - Comparaison de la tenue résiduelle post impact pour un stratifié carbone/époxy et carbone/PEEK en traction (a) et en compression (b) [Dor85]

II- Endommagements des composites stratifiés sous sollicitation d'impact basse vitesse/basse énergie

Dans le cas d'impact, l'ensemble des mécanismes d'endommagements qui apparaissent au sein du matériau composite stratifié sont : la fissuration matricielle, la rupture de fibres et le délaminage (Figure 2-3). Les deux premiers endommagements ont lieu à l'intérieur du pli et sont qualifiés d'intra-laminaires tandis que le délaminage est un dommage à l'interface des plis qualifié d'inter-laminaire. La rupture finale d'un composite est le résultat de l'accumulation de ces mécanismes élémentaires couplés entre eux [RiWi96, Abra98, DavOl04].

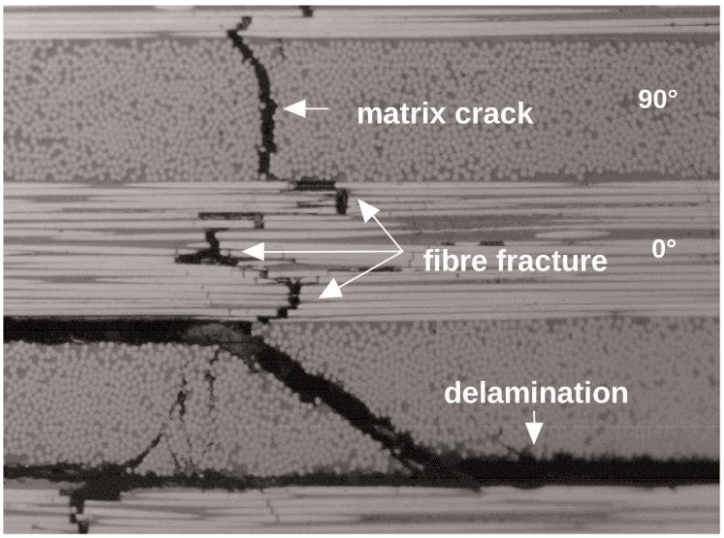


Figure 2-3 - Coupe micrographique d'un composite stratifié unidirectionnel carbone/époxy impacté [DavOl04]

La dégradation des composites stratifiés de plis unidirectionnels est décrite dans la thèse de Huchette [Huch05]. La chronologie d'apparition des endommagements est la suivante :

- Apparition de la décohésion fibre-matrice et de la microfissuration matricielle à l'échelle de la fibre (Figure 2-4, étape 1).
- La coalescence des microdommages est à l'origine de l'apparition des fissures transverses, parallèles aux fibres. Dans le cas où ces fissures atteignent l'interface entre plis, l'interface est fragilisée par des micro-délaminages (étape 2-3).
- Ruine finale du stratifié par délaminage macroscopique, rupture des fibres et fissuration matricielle, suivant le type de sollicitation et stratification (étape 4).

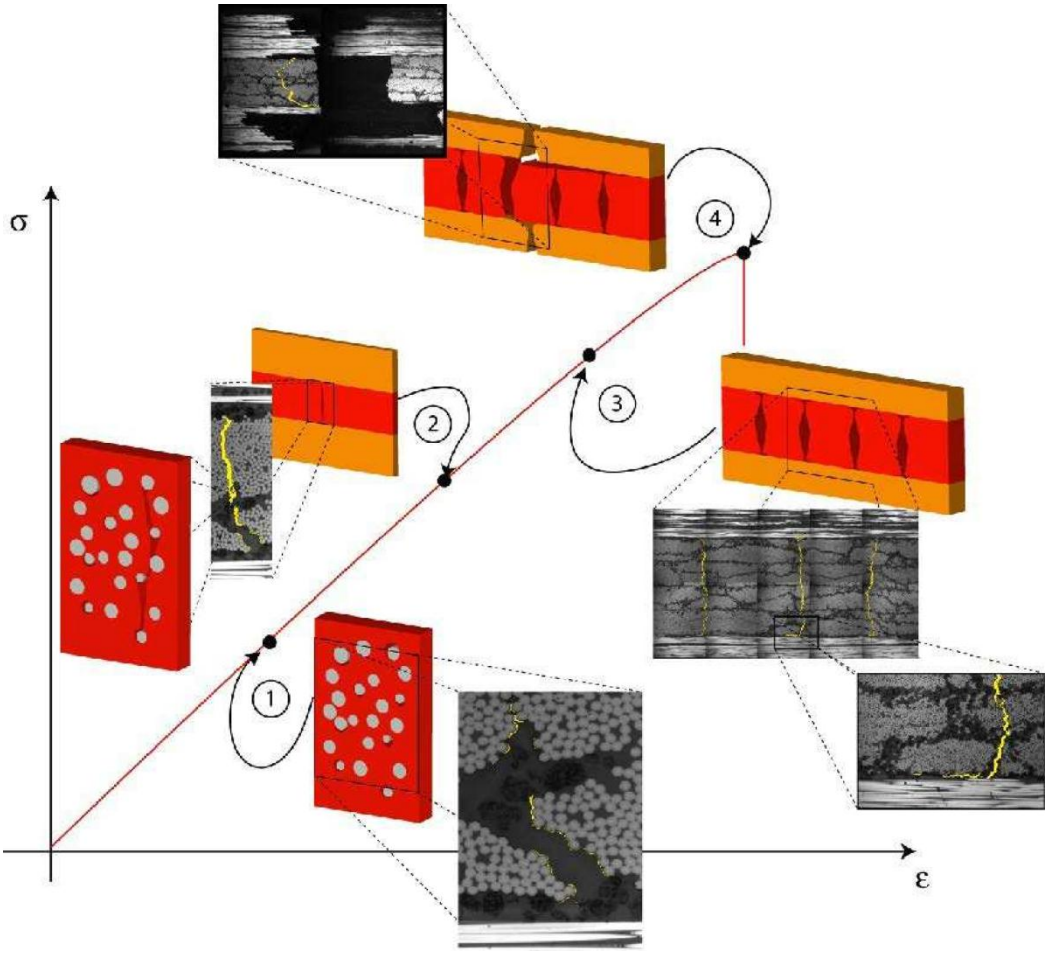


Figure 2-4 - Scénario d'endommagement au cours du chargement d'un composite stratifié [Huch05]

Lors de l'impact, un cône d'endommagement peut être trouvé sous l'indenteur (Figure 2-5) [Math10]. Les zones endommagées sont plus restreintes au voisinage de la face impactée et s'étendent vers la face non impactée (Figure 2-6). La force de contact sous l'impacteur produit une région localisée de contraintes élevées. Coté non impacté, la déflexion globale de la plaque induit des contraintes normales longitudinales dues à la flexion. Dans la région centrale du stratifiée, des contraintes de cisaillement favorisent l'apparition de fissures transverses [DavOl04].

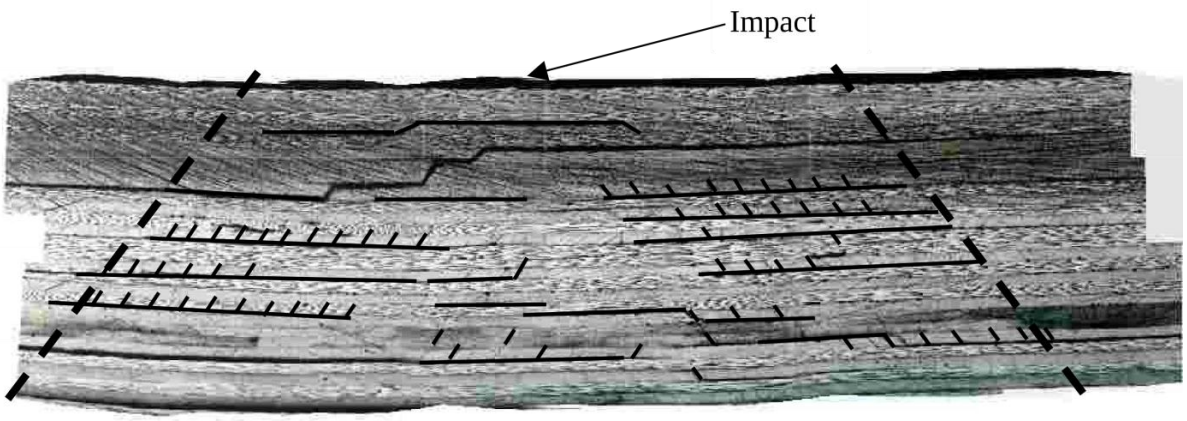


Figure 2-5 - Cône d'endommagement présent dans un stratifié composite impacté à 7J [Peti05]

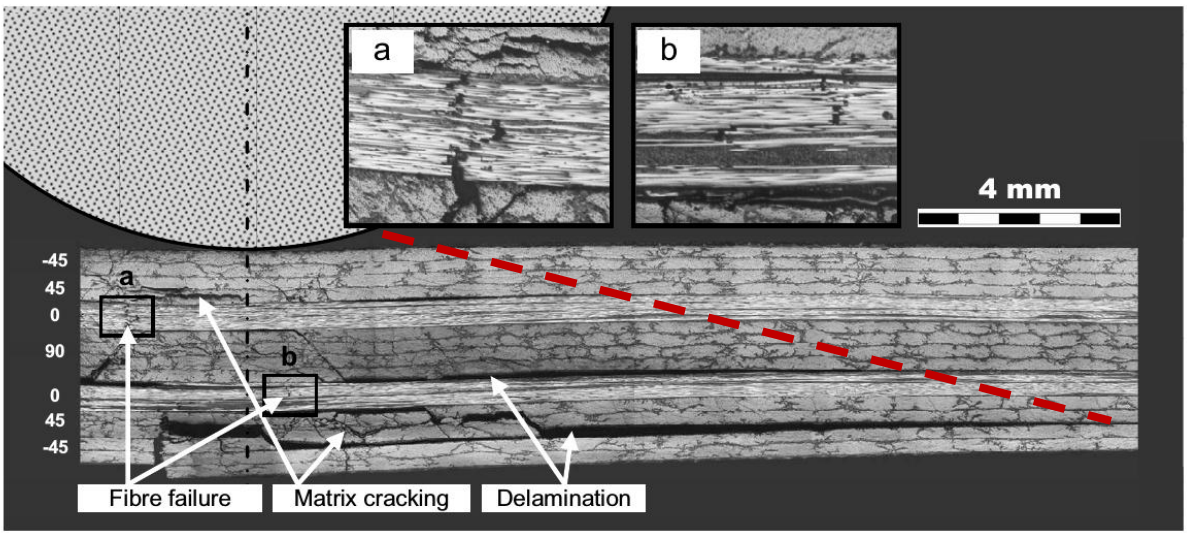


Figure 2-6 - Coupe micrographique d'un stratifié composite T700GC/M21impacté [Hong13]

II.1- Fissuration matricielle

Le premier endommagement induit par l'impacteur lors d'un impact basse vitesse et basse énergie est la fissuration matricielle. Ces fissures sont parallèles à la direction des fibres et traversent souvent les plis selon l'épaisseur [Chan90, ChCh92]. La fissuration matricielle se trouve dispersée dans le cône d'endommagement, mais est concentrée dans un cylindre sous l'axe de l'impacteur.

La fissuration matricielle dans les plis supérieurs est inclinée de 45° et est due aux contraintes de cisaillement transverse dans l'épaisseur du matériau et à l'effort de compression sous l'indenteur [RiWi96]. Une fissuration matricielle traversant le pli de manière normale aux plis peut apparaitre dans les plis inférieurs. Elle est due aux contraintes normales longitudinales de traction de la face non impactée, liées à la flexion du stratifié lors

de l'impact [DavOl04]. Les deux configurations de fissures matricielles à 45° et normale aux interfaces sont schématisées dans la Figure 2-7.

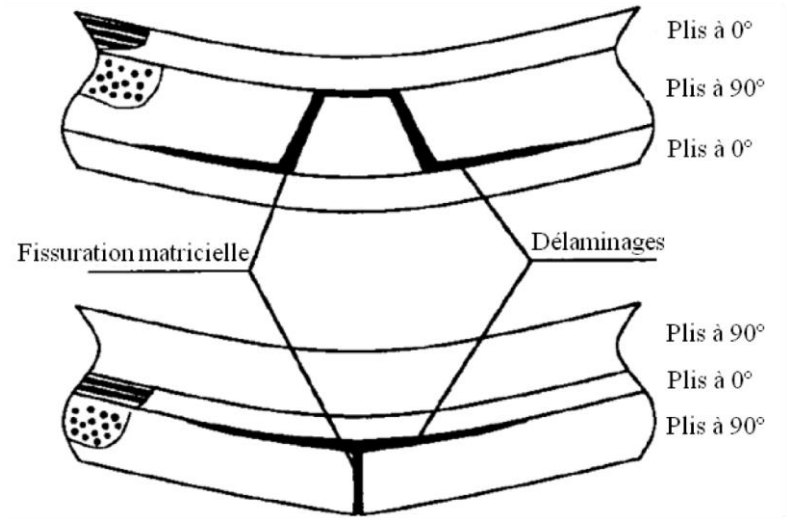


Figure 2-7 - Fissuration matricielle et délaminage lors d'un impact basse vitesse [ChCh92]. En haut, fissure à 45° amorcée par cisaillement . En bas, fissure verticale amorcée par la traction liée à la flexion du stratifié

II.2- Délaminage

Les fissures matricielles débouchant sur les interfaces provoquent l'amorçage du délaminage dans les interfaces entre plis [ChCh92], qui se développe ensuite au cours de l'impact. Il existe donc un couplage entre ces deux modes d'endommagements inter et intra-laminaires.

Le scénario d'endommagement a été expliqué par Renault et Wielgosz [ReWi94]. D'abord, les fissures matricielles se développent sous l'impacteur puis elles se propagent parallèlement à la direction des fibres. Une fois la matrice du pli fissurée, des bandes de fibres se désolidarisent et peuvent glisser à l'interface entre deux plis. Le glissement provoque une bande de traction interfaciale dans le pli inférieur et une bande de compression interfaciale dans le pli supérieur. Cette différence de sollicitation dans l'interface provoque de fortes contraintes de cisaillement à l'interface induisant le délaminage. Le délaminage progresse au sein de la zone de traction, dans les limites de la zone de compression et en forme de triangles. La Figure 2-8 illustre ce phénomène dans le cas d'une stratification [45°/0°/45°]. L'orientation du pli inférieur pilote la direction de propagation. Les délaminages amorcés par les fissures à 45° sont instables et ceux amorcés par la fissuration verticale croissent de façon stable et proportionnellement à la force appliquée [Liu93].

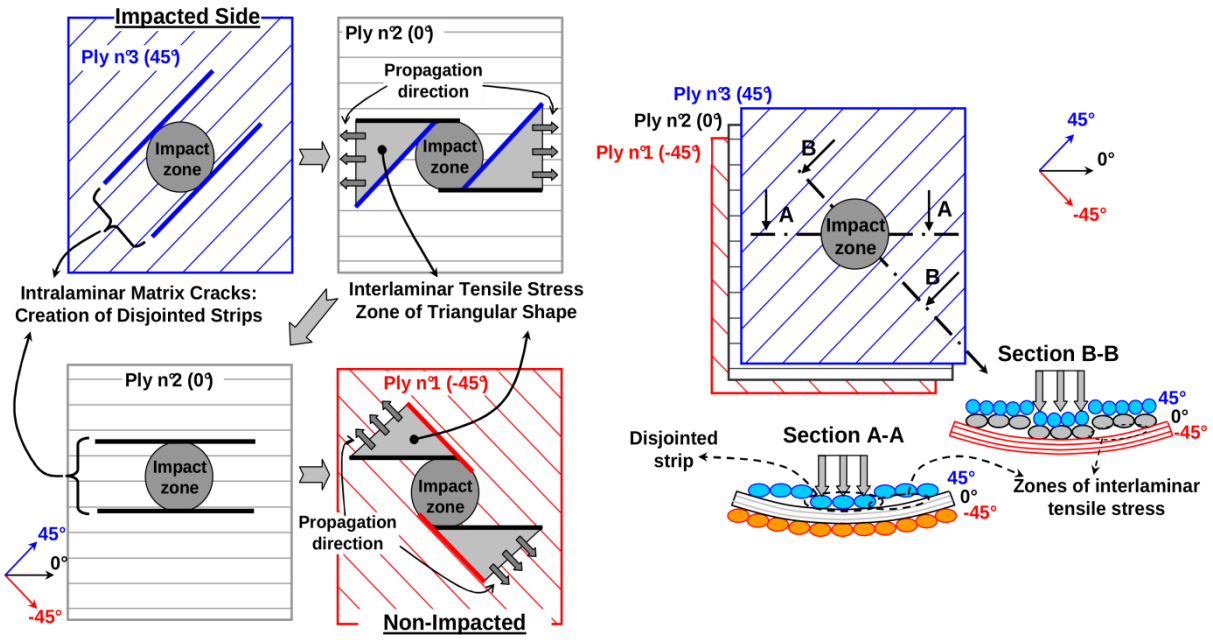
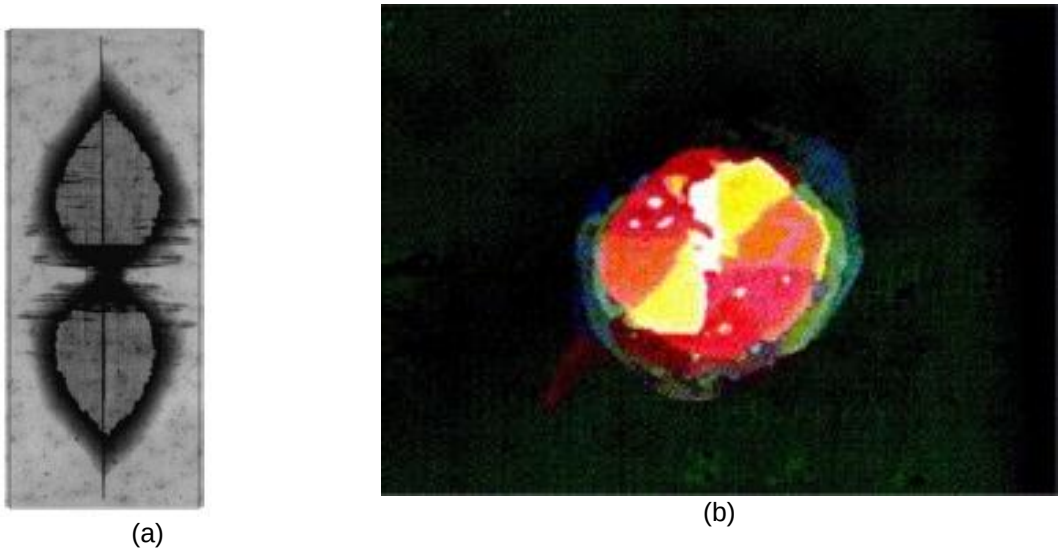


Figure 2-8 - Mécanismes d'amorçage et propagation des délaminages [ReWi94]

La forme des aires délaminées est pilotée par ces zones triangulaires de cisaillement inter-laminaire. Le délaminage suit une forme de double ellipse dont le grand axe est orienté dans la direction des fibres du pli inférieur [ReWi94], comme montré Figure 2-9(a). Dans l'épaisseur, les délaminages forment une double hélice, voir Figure 2-9(b).

Le délaminage est souvent considéré comme le mécanisme d'endommagement qui dissipe le plus d'énergie lors d'un impact [CaCM84, AoSI07]. De plus, c'est l'endommagement le plus dangereux pour une structure aéronautique puisqu'il réduit fortement la résistance en compression à cause du flambage des plis délaminés. Pour ces raisons, une bonne modélisation du délaminage est nécessaire afin appréhender correctement le comportement du composite stratifié.



(a) (b)

Figure 2-9 - (a) Forme du délaminage en double ellipse dans un stratifié carbone/époxy [AyPr09] et (b) image C-Scan des délaminages en double hélice suite à un impact de 8J sur un stratifié T300/914 [ReWi94]

II.3- Rupture de fibres

Les ruptures de fibres se localisent dans l'axe d'impact et sont visibles dans la face impactée et non impactée si l'énergie d'impact est assez importante. Sous l'impacteur, la rupture est due à des contraintes de cisaillement et de compression très localisées [DavOl04]. Dans la face non impactée, les contraintes de traction liées à la flexion du stratifié sont responsables de la rupture des fibres. La rupture des fibres devient le mode d'endommagement majoritaire lorsque l'impacteur pénètre dans la structure, ce qui est le cas pour des énergies d'impact plus élevées que celles faisant l'objet de ce travail.

II.4- Indentation permanente

L'indentation permanente est la profondeur résiduelle de l'empreinte laissée par l'impacteur sur la surface d'impact. C'est un paramètre très important puisqu'il détermine la détectabilité des endommagements lors d'une inspection visuelle. En dessous d'un seuil limite appelé « Barely Visible Impact Damage » (BVID), le défaut est indétectable malgré les endommagements qui peuvent exister au sein du stratifié. Il faut donc que la tenue résiduelle de la structure aéronautique permette de tenir la sollicitation même en présence des défauts associés au BVID.

Plusieurs mécanismes sont proposés pour expliquer la présence de l'indentation permanente : la viscoplasticité de la résine [Ily10] (encore plus importante dans le cas d'une

résine thermoplastique) ou un comportément non linéaire en cisaillement [FaFa10, Yok10]. Une autre explication suppose que l'indentation permanente provient de la non refermeture des fissures. La présence des débris de la matrice confinés dans les fissurations empêche la fermeture des lèvres de fissure [ABRB09] (Figure 2-10 (a) et (b)). Cette piste a été explorée par Hongkarnjanakul et al. [HRBM13] par le biais d'un essai de flexion trois points rapprochés. Grâce à une technique de corrélation d'images, ils ont déterminé que la non-fermeture des fissures est de l'ordre de 30% par rapport à l'ouverture maximale. Elle est due à la présence de débris et de « cusps » dans les fissures et délaminages (micrographies (c) et (d) de la Figure 2-10) .

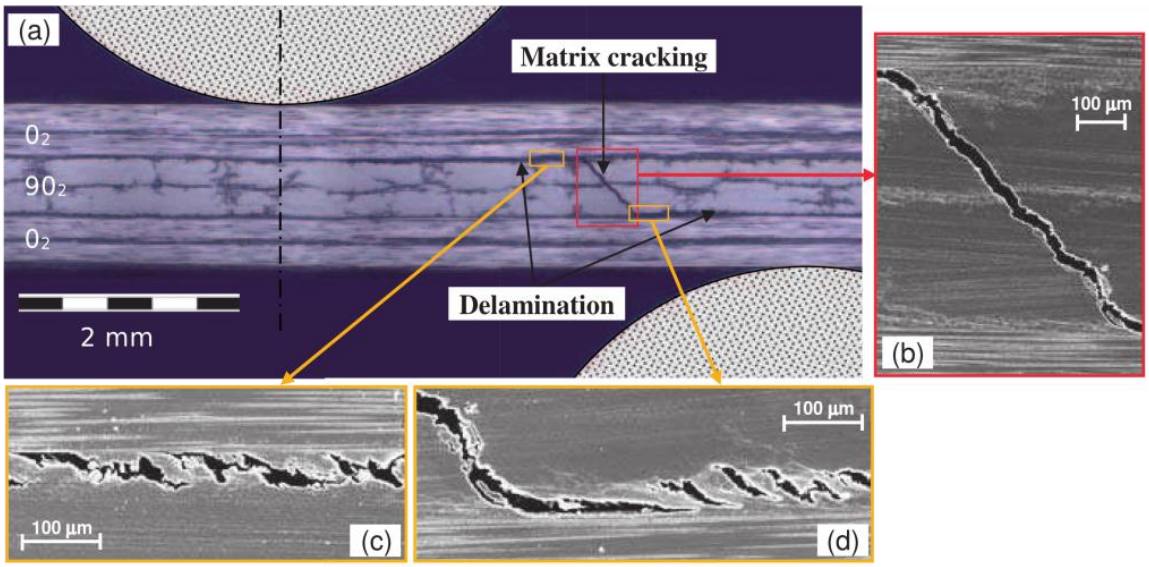


Figure 2-10 - Micrographie post-mortem d'un stratifié [$0_2/90_2/0_2$] (a), fissure matricielle à 45° non fermée après essai (b), débris matriciels confinés dans la fissure (c) et « cusps » provoqués par l'avancé du délaminage (d) [HRBM13]

III- Tenue résiduelle post impact : essai de Compression Après Impact (CAI)

Comme cela a été évoqué précédemment, l'impact réduit les performances d'un stratifié composite, notamment dans le cas d'une compression. Même pour des énergies d'impact faibles, la tenue résiduelle peut être fortement diminuée. Guynn et al. ont soumis à l'impact plusieurs stratifiés T300/5208 et ont ensuite réalisé des essais de CAI. Ils rapportent une réduction de la résistance en compression entre 50 et 60% et ceci quel que soit l'empilement, comme illustré dans la Figure 2-11 (a).

Dans un point de vue tolérance aux dommages, il est nécessaire de quantifier la tenue résiduelle d'une structure composite impactée. Pour ce faire, les avionneurs utilisent un essai de compression après impact sur un coupon de 150x100mm^2 suivant des normes spécifiques ASTM D7137/D7137M [Astm06], AITM 1-0010 pour Airbus [Airb94] et BSS 726 pour Boeing. Le principe de l'essai est de soumettre l'éprouvette à un chargement de compression dans son plan piloté par une vitesse de déplacement quasi-statique. Un outillage spécifique est utilisé pour empêcher le flambement global par le biais de couteaux anti-flambement, voir Figure 2-11 (b).

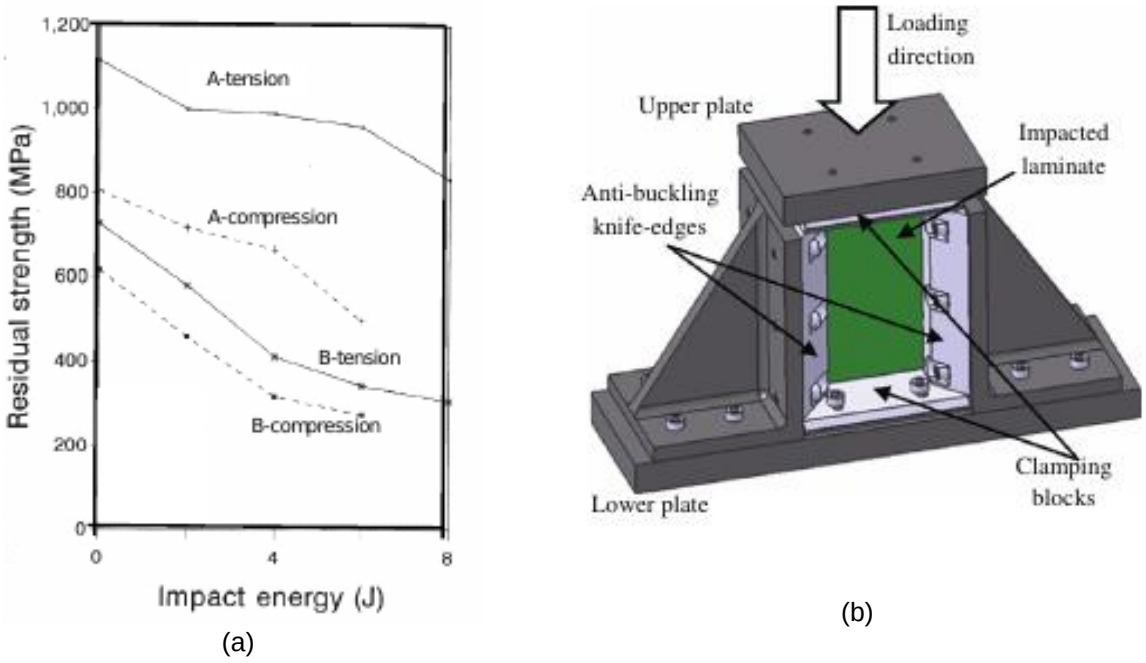


Figure 2-11 - Réduction des performances mécaniques en traction et compression pour un composite stratifié impacté [San05] (a) et outillage nécessaire pour l'essai de CAI

Deux tendances sont recensées dans la littérature pour expliquer les mécanismes de rupture. La première associe la ruine de l'éprouvette à des phénomènes de flambement et la deuxième, à la propagation instable des endommagements créés lors de l'impact.

Le flambement est piloté par la surface délaminée lors de l'impact. Si les délaminages créés lors de l'impact correspondent à des surfaces importantes le stratifié est divisé en plusieurs « sous-stratifiés » indépendants. La résistance en flexion de chaque « sous-stratifié » est alors plus faible que celle du stratifié sain. Le délaminage réduit donc la contrainte limite de flambement du stratifié.

Reis et Freitas [ReFr98] s'intéressent à la propagation des endommagements d'impact pendant l'essai de CAI. Des résultats d'essais d'impact et CAI sont présentés pour deux

matériaux, T800/5245C et IM7/977-2. Dans la plupart des cas, la ruine de l'éprouvette est liée au flambement global. Pour des énergies d'impact faibles un cloquage représentatif d'un flambement local apparaît et chaque face fléchit vers l'extérieur.

Pour d'autres auteurs, la rupture est liée à la propagation du délaminage et de la rupture de fibres engendrés lors de l'impact [**BuSS14**, **HoBR13a**, **SoCu96**]. Pendant la compression, le microflambage des fibres entraine la propagation locale des délaminages créés lors de l'impact. La région de délaminage autour du point d'impact se développe latéralement vers les bords de l'éprouvette. Ces délaminages locaux avancent par paliers, lentement au début du chargement, et rapidement dès que l'on s'approche de la charge ultime. Ces phénomènes ont été observés par Starnes et al. [**StRho79**] avec des photographies post-mortem de composites stratifiés quasi-isotropes T300/5208. Pour l'auteur [**BuSS14**], la propagation du délaminage entraine une perte de raideur en compression provoquant le flambement global. Le délaminage est donc le mécanisme qui contrôle la tenue résiduelle des structures composites impactées soumises à une charge de compression.

Ce scénario a été observé sur des éprouvettes carbone/époxy par [**Hong13**]. L'évolution de la contrainte de compression en fonction du déplacement imposé est montré dans la Figure 2-12. Un chargement linéaire en compression est observé, accompagné d'une légère augmentation de l'épaisseur de la plaque due à l'ouverture des délaminages. La rupture de l'éprouvette est liée à un flambage global. La concentration de déformation au droit du point d'impact s'étend vers les bords libres, comme illustré sur la corrélation d'images 1 à 7 de la Figure 2-12. Lorsque cette déformation atteint la déformation de compression à rupture, une fissure se propage menant à la rupture de l'éprouvette, comme montré dans les photographies inférieures 4 à 7 de la Figure 2-12.

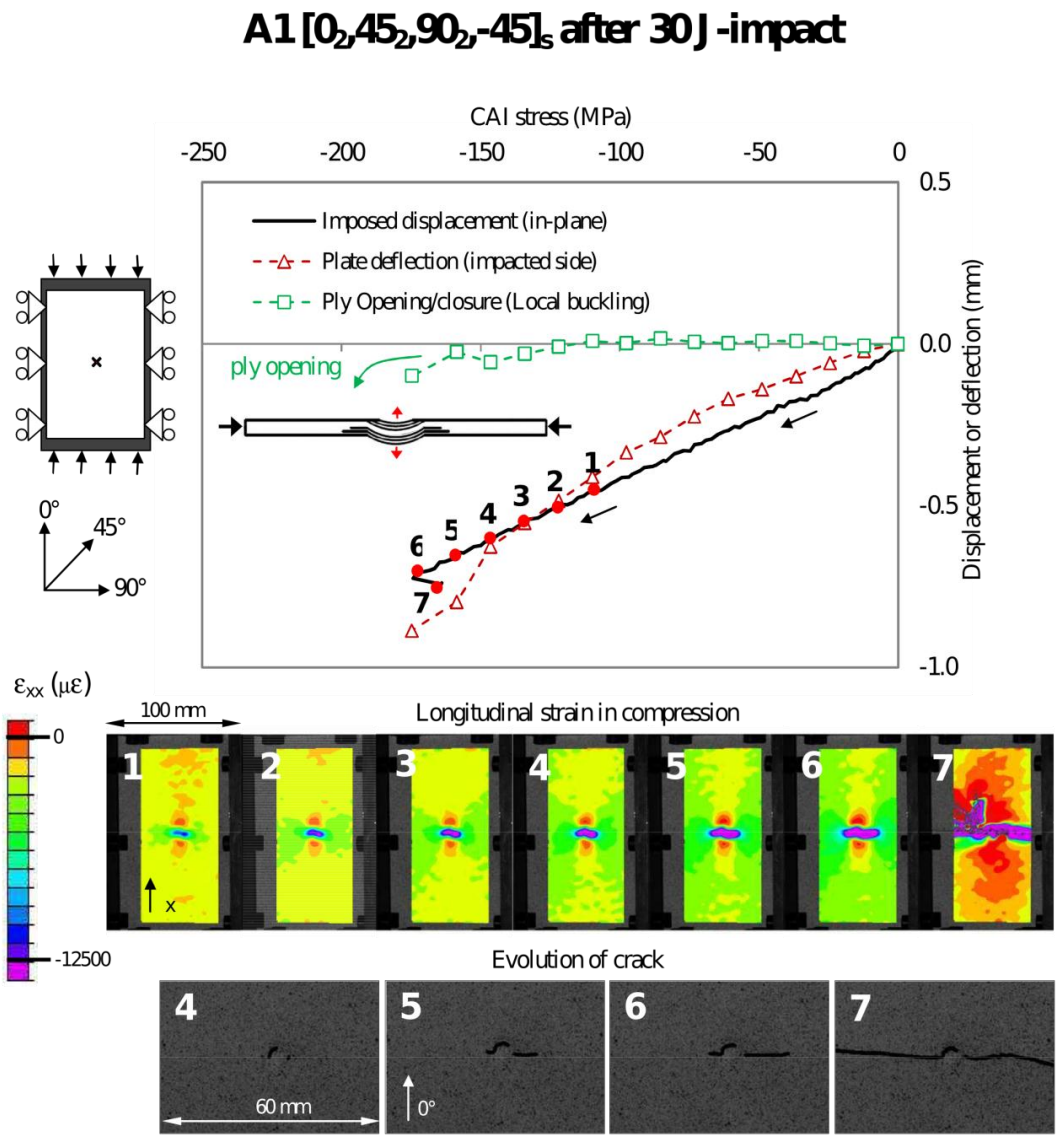


Figure 2-12 - Courbe contrainte-déplacement imposé et images de la déformation lors d'un essai de CAI sur un stratifié quasi-isotrope [Hong13]

IV- Modélisation des essais d'impact et de CAI

L'approche expérimentale nécessaire pour la caractérisation et la compréhension des endommagements dans les composites est chronophage et coûteuse. Cette approche nécessite une grande variété de moyens (caméras rapides, appareils photographiques, LVDT, jauges de déformation, C-scan, tomographie…). De plus, un essai est limité à une certaine configuration, ne permettant pas d'investiguer la sensibilité à plusieurs paramètres.

Ces limitations peuvent être contournées en utilisant des méthodes numériques. Il y a un fort intérêt pour les développements numériques capables de modéliser le comportement des

matériaux composites et dans ces travaux on se focalisera sur la méthode des éléments finis. De cette manière, les campagnes expérimentales servent à valider des modèles numériques permettant de prédire le comportement des structures composites dans un grand panel de configurations.

Le challenge est donc rendre compte des endommagements multi-échelles survenant lors d'une sollicitation dynamique, l'impact, et propageant suite à une sollicitation quasi-statique, la compression après impact. Il est nécessaire donc d'introduire un chainage numérique des essais d'impact et CAI.

IV.1- Échelle de modélisation

Le composite stratifié est par nature un matériau hétérogène constitué par un empilement de plusieurs plis composés de fibre et de résine. C'est un matériau multi échelles : échelle de la fibre (~10 microns pour la fibre de carbone) appelée échelle microscopique, échelle du pli unidirectionnel (0.1 à 0.3 mm) appelée échelle mésoscopique, échelle du stratifié (> 1 mm) appelée échelle macroscopique et enfin échelle de la structure (> 1 m). La complexité des phénomènes physiques observés aux différentes échelles et leur couplage entre elles conduit à proposer des approches multi-échelles. Néanmoins, afin de limiter la complexité du modèle et le temps de calcul il est nécessaire de faire des choix de simplification en fonction des phénomènes à modéliser. L'échelle d'étude doit évidemment être associée à celle des mécanismes physiques observés.

L'échelle macroscopique est utilisée pour le dimensionnement d'une structure. Ce niveau de modélisation est approprié pour l'étude des instabilités structurelles, des flux d'effort globaux et des fixations. Des critères énergétiques formulés en général en contraintes (Tsai-Wu, Tsai-Hill…) sont couramment utilisés afin de prévoir la rupture. Des critères phénoménologiques (Hashin, Puck…) sont introduits afin de rendre compte des différents modes d'endommagement dans le pli. Par exemple, le critère de Hashin peut modéliser la rupture de fibres en traction ou en compression [**Hash80**]. L'avantage de ce niveau de modélisation est que l'on peut rapidement identifier les zones critiques et prédire la ruine dans la structure. Par contre, l'évolution des mécanismes d'endommagement ne peut pas être représentée en détail.

L'échelle microscopique a une dimension caractéristique à l'ordre de grandeur d'une dizaine de micromètres. Pour les composites UD, cette dimension correspond au diamètre des fibres. Les modèles définis à cette échelle traitent des comportements au niveau des fibres et de la matrice ainsi que de leur interface. L'objectif est de comprendre les phénomènes qui

rentrent en jeu dans l'endommagement du matériau. Par contre, cette échelle n'est pas adaptée pour le dimensionnement d'une structure ; les ressources et le temps de calculs seraient trop importants.

L'échelle mésoscopique est une échelle intermédiaire entre l'échelle macro et micro. Elle a été introduite par Ladevèze [Lade86]. C'est aussi l'échelle de modélisation qui sera utilisée dans le cadre de cette thèse. À cette échelle, l'homogénéisation est faite au niveau du pli. Les critères de rupture peuvent être définis en adéquation avec chaque mode d'endommagement. Le modèle est représentatif des endommagements intra-laminaire (fissuration matricielle, rupture de fibres) et inter-laminaire (délaminage).

IV.2- Principales approches de modélisation

IV.2.1- Modèles analytiques

Les premiers modèles mis en place pour simuler le comportement des composites étaient analytiques. Ce type de modèle ne requiert pas une capacité de calcul importante et permet de réaliser des simulations complètes d'impact [Sun95, Sun97]. Ils permettent d'étudier l'influence de certains paramètres (masse et vitesse d'impact, raideur de plaque, conditions aux limites…) sur la réponse globale et l'étendue des délaminages [DavOl04]. Il est donc possible de dimensionner une structure composite avec cette approche [Abra01]. Les modèles analytiques sont limités à certaines configurations simples d'impact et l'étude des endommagements se limite souvent à l'amorçage. Il faut mettre en place d'autres modèles analytiques pour étudier la réponse du composite à un chargement de compression après impact.

IV.2.2- Modèles éléments finis basés sur la mécanique de l'endommagement

Les modèles numériques basés sur la mécanique de l'endommagement continu prennent en compte l'endommagement au sein du matériau par l'abattement des propriétés mécaniques. Aucune discontinuité n'est introduite dans le modèle pour représenter les endommagements. Les modèles matériaux de la mécanique continue de l'endommagement sont souvent construits dans un cadre thermodynamique. Les choix de variables internes permettent d'intégrer les caractéristiques du comportement des matériaux composites.

L'amorçage des endommagements est déterminé par un critère formulé classiquement, soit en contraintes, soit en déformations. Dès que le critère est atteint, les propriétés sont

dégradées d'une manière plus ou moins rapide pour caractériser l'évolution de l'endommagement du matériau, ou plus exactement l'effet de cet endommagement sur les caractéristiques mécaniques du matériau. Dans le cas d'une dégradation progressive, une variable d'endommagement est introduite dans le modèle pour diminuer les propriétés mécaniques du matériau. Cette variable d'endommagement peut être associée au type d'endommagement (rupture de fibres, matricielle ou délaminage [**Lau05**, **ChaCa11**]).

Ce type de modèle est par exemple utilisé aujourd'hui à l'Onera pour étudier le comportement, l'endommagement et la rupture des matériaux composites stratifiés (Onera Progressive Failure Model) [**Huch05, Lau07**]. Un nombre important de paramètres est nécessaire, identifiables par des essais quasi-statiques classiquement réalisés en industrie. Le modèle a été validé sur essais de traction, de compression et de cisaillement sur plaques lisses, mais également sur des cas plus complexes, comme la rupture en traction ou en compression de plaques trouées ou encore l'impact [**Lau05**].

Dans ce type de modèle, le couplage entre la fissuration matricielle et les délaminages est moins évident que dans le cas des modèles dits « discrets » et passe par l'utilisation de variables intermédiaires pour prendre en compte l'effet de l'endommagement matriciel sur les propriétés de l'interface [**Vand11**]. Des développements ont été menés pour introduire une modélisation du délaminage par zones cohésives dans ce modèle [**Tro13**]. Une bonne corrélation entre la modélisation et les résultats d'essais d'impact sur des plaques composites stratifiées a pu être obtenue. Ce modèle est alors qualifié de semi-discret ; les endommagements intrapli sont modélisés par la mécanique continue de l'endommagement alors que l'endommagement interpli est modélisé de manière discrète.

Un "mésomodèle d'endommagement des stratifiés" a été développé depuis de nombreuses années au LMT de Cachan [**Lade86**]. L'idée de base, décrite dans [**Kach58**, **Rab68**] est d'introduire l'effet des dégradations sur les propriétés du matériau considéré. Les variables associées aux plis unidirectionnels permettent d'inclure les décohésions fibre/matrice, les microfissurations transverses ainsi que la rupture des fibres. Le comportement non linéaire des fibres en compression et la plasticité de la résine sous sollicitation transverses ont été prises en compte dans ce modèle du pli. L'évolution des variables d'endommagement, obtenue expérimentalement, est une fonction des forces thermodynamiques. Le délaminage est représenté grâce à l'introduction d'éléments d'interface avec un comportement élastique endommageable [**AlLa92**]. Afin de régulariser ces lois de comportement, il est nécessaire d'introduire un limiteur de localisation dans le modèle. Une méthode basée sur la limitation de la vitesse maximale d'endommagement est introduite, loi appelée « loi à effet retard » [**AlDeu97**, **Deu97**]. Ce modèle a été implémenté dans un code de calcul éléments finis

développé au LMT, Coffee (Composite Failure by Finite Element mesoscale damage mechanics) [Bor10].

L'écriture des lois de comportement et d'évolution des modèles numériques d'endommagement continu introduit un nombre important de paramètres matériau qu'il est nécessaire d'identifier. Pour la majorité des paramètres, l'identification se fait directement à partir d'essais classiques de caractérisation (essais de traction et compression sur éprouvettes UD à 0°, $[\pm 45°]_{ns}$, 90°et $[0°/90°_n]_s$, DCB, ENF…). Pour d'autres, elle est réalisée par approche inverse et comparaison essais/calculs. Enfin, pour un petit nombre d'entre eux, l'identification est difficilement réalisable.

IV.2.3- Modèles éléments finis avec représentation discrète de l'endommagement

Les modèles avec endommagement discret traitent le comportement des plis de manière continue mais introduisent des fissures discrètes dans les zones où elles sont susceptibles d'apparaître. Les éléments volumiques sont reliés entre eux en utilisant alors des éléments cohésifs à la fois pour la fissuration matricielle et pour le délaminage.

Ce type de modèle prend en compte de manière naturelle le couplage entre la fissure matricielle et le délaminage, mis en évidence expérimentalement par [Chan90, Liu88]. En effet, le collapse des éléments cohésifs modélisant la fissuration matricielle mène à une redistribution des contraintes à l'interface entre deux plis. Par exemple, cette interaction est correctement prédite dans le modèle de [MoGo04]. Une bonne correlation des endommagements d'impact est obtenue entre la modélisation et les résultats expérimentaux sur des plaques carbone-époxy. Dans la simulation d'un impact basse vitesse sur des composites stratifiés menée par [ShSS12] les délaminages obtenus numériquement sont plus importants qu'expérimentalement.

Le fait d'introduire les éléments cohésifs décrivant les fissures permet d'assurer la bonne direction de propagation. Toutefois, cette méthode oblige à connaître à l'avance les zones sensibles à fissurer et les chemins de fissuration, ce qui induit une forme de dépendance au maillage. Néanmoins, des observations expérimentales montrent que l'espacement entre fissures matricielles varie entre une et deux fois l'épaisseur du pli [Shi14].

Le modèle utilisé dans ces travaux, baptisé « Discrete Ply Model » (DPM), se place dans cette approche semi-discrète de la modélisation de l'endommagement. Le stratifié est discrétisé en éléments volumiques joints entre eux par des interfaces endommageables. Il s'agit d'un modèle développé au sein de l'Institut Clément Ader depuis quelques années

[BCBB09, HoBR12]. Il utilise un solveur ABAQUS/Explicit® et la loi de comportement est implémentée à l'aide d'une routine VUMAT. Il sera présenté en détail dans le quatrième chapitre.

La modélisation de l'endommagement intra-laminaire (fissuration matricielle) est essentielle pour représenter fidèlement son influence sur la propagation du délaminage dans les structures composites. Ce modèle permet de simuler des impacts sur des stratifiés « industriels », en tenant compte de manière simple du couplage entre la fissuration matricielle et le délaminage.

À différence d'autres modèles existants dans la littérature, le modèle DPM permet d'enchaîner la simulation d'impact et de compression après impact dans la même simulation. Il est donc possible d'étudier l'apparition des endommagements lors de l'impact et ensuite la propagation de ces endommagements jusqu'à la rupture lors de la CAI.

De plus, c'est un modèle qui nécessite un faible nombre de paramètres pour représenter les différents mécanismes d'endommagement : rupture de fibres en traction/compression, délaminage, fissuration matricielle et l'indentation permanente.

Néanmoins, une représentation discrète des endommagements intra-laminaires implique une limitation en termes de maillage. Jusqu'à présent, seulement des empilements à 0°, 90° et ±45° peuvent être modélisés. Cette limitation sera abordée dans ces travaux.

V- Modélisation du délaminage

D'après ce qui a été présenté dans la partie endommagements sur stratifié composite, le délaminage est considéré comme le mécanisme prépondérant dans le cas d'impact. C'est le phénomène qui dissipe le plus d'énergie lors d'un impact basse énergie et basse vitesse. Suite à un chargement de compression après impact et en présence de flambement global ou local, le délaminage propage jusqu'à la ruine de l'éprouvette. Une bonne prévision de l'amorçage et de la propagation du délaminage est très importante pour simuler le comportement des matériaux composites soumis à l'impact et à la CAI.

Dans les deux principales familles de modélisation introduites précédemment, le délaminage est souvent représenté par des modèles de zones cohésives. C'est une méthode assez usuelle mais ce n'est pas la seule approche existante. Au vu de l'importance de la modélisation du délaminage, ce sujet va être approfondi par la suite.

V.1- Mécanique élastique linéaire de la rupture

La mécanique de la rupture fut inventée par Griffith [Griff21] pour expliquer la rupture dans des matériaux fragiles. L'idée est de prédire le chemin de propagation dans un corps déformable. L'utilisation de cette théorie pour expliquer la propagation de fissures dans les matériaux homogènes est désormais mature. En revanche, son application sur des matériaux hétérogènes (cas des composites) n'est pas si évidente.

L'idée de base est d'étudier la relation entre l'état de contraintes, la ténacité interfaciale et la propagation de la fissure. Dans le cas où les sources de non linéarités sont confinées dans une zone de faibles dimensions autour de la pointe de fissure, dite « process zone », la prédiction de la propagation est fiable.

La mécanique de la rupture se base sur le fait que le comportement du matériau est linéaire élastique. La théorie de l'élasticité est appliquée pour calculer le champ de contraintes et l'énergie autour du front de fissure. La propagation est prédite à l'aide d'un critère formulé en énergie et/ou en contraintes. Le taux de restitution d'énergie ou le facteur de d'intensité de contraintes sont utilisés pour évaluer ce critère en pointe de fissure.

Pour un critère écrit en énergie, la propagation a lieu si le taux de restitution d'énergie (G) est égal ou supérieur à l'énergie nécessaire pour créer des nouvelles surfaces, autrement appelée taux de restitution d'énergie critique (G_C) :

$$G \geq G_C \tag{2.1}$$

Irwin [Irw58] suit la ligne des travaux de Griffith et montre que pour le mode d'ouverture (mode I), G_I est proportionnel au facteur d'intensité de contraintes (K_I) :

$$G_I = \begin{cases} \dfrac{K_I^2}{E} \ état\ de\ contraintes\ planes \\ \dfrac{(1-\nu^2)K_I^2}{E} \ état\ de\ déformations\ planes \end{cases} \tag{2.2}$$

où E est le module d'Young et ν le coefficient de Poisson.

L'inconvénient de l'approche de Griffith est qu'elle est valide pour des matériaux fragiles. Pour des matériaux ductiles, les dimensions de la zone plastique devant le front de fissure sont trop importantes et le facteur de concentration de contraintes n'a plus de sens physique.

Pour contourner ce problème, Rice [Rice68] propose une autre méthode pour calculer le taux de restitution d'énergie comme une intégrale indépendante du chemin, l'intégrale *J*. Évaluant l'intégrale *J* sur le contour du front de fissure *Γ*, on obtient :

$$J = \int_{\Gamma} (Y\, dy - T_i \frac{\partial U_i}{\partial x} ds) \tag{2.3}$$

avec *Γ* le contour du front de fissure, *Y* la densité d'énergie de déformation, *U* le vecteur déplacement, *T* le vecteur d'efforts défini avec la normale sortante sur tout le contour, Figure 2-13.

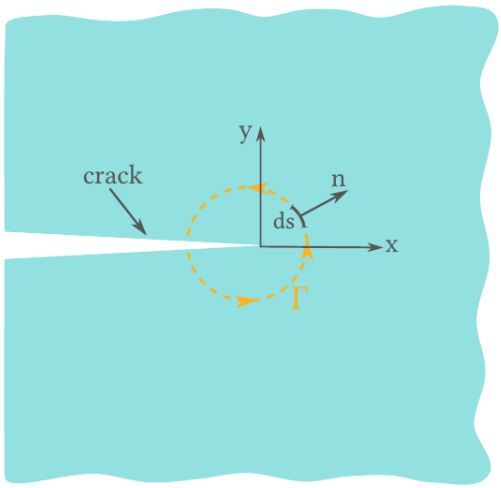


Figure 2-13 – Intégrale de contour J-integral autour du front de fissure [Son11]

Pour modéliser la propagation de la fissure par éléments finis, la méthode de la VCCT, Virtual Crack Closure Technique [RybKa77], est très répandue. Elle s'appuie sur les hypothèses d'Irwin [Irw58]:

- L'énergie nécessaire pour ouvrir une fissure de longueur *a* d'une longueur *Δa* est égale à l'énergie nécessaire pour refermer cette fissure de longueur *Δa*
- L'état de contraintes au niveau du front de fissure reste inchangé lors de la propagation de la fissure d'une longueur *a*, à une longueur *a+Δa*

La relation permettant de calculer l'énergie nécessaire pour refermer la fissure d'une longueur *Δa* pour une modélisation 2D avec des éléments quadrangles linéaires à quatre nœuds telle que présentée dans la Figure 2-14 est :

$$\Delta E = \frac{1}{2}(Z_C \Delta w_C + X_C \Delta u_C) \tag{2.4}$$

où Z_C (X_C) est la force de réaction en mode I (mode II) aux nœuds C1 et C2 dans les directions Z et X respectivement. Δu_C et Δw_C sont les sauts de déplacement entre les noeuds C1 et C2 en mode I (resp. en mode II)

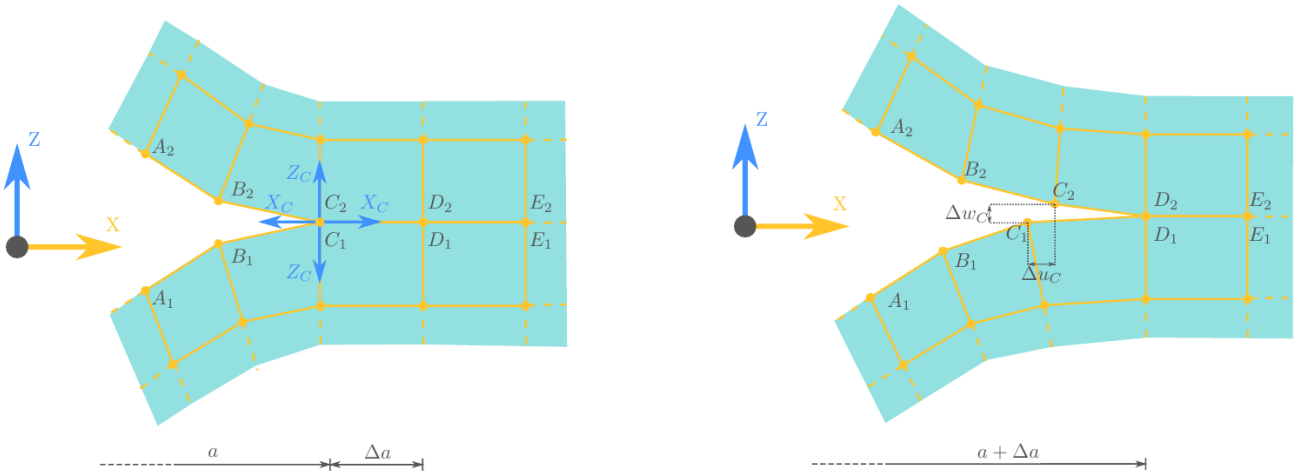


Figure 2-14 – VCCT pour des éléments 2D à 4 nœuds [Son11]

V.2- Mécanique de l'endommagement : modèle de zones cohésives

L'inconvénient majeur de la mécanique de la rupture est qu'elle ne peut pas être appliquée sans connaitre la forme et la localisation de la fissure. De plus, seulement la propagation de la fissure peut être prédite. Le modèle de zones cohésives est une approche basée sur la mécanique de l'endommagement. Cette méthode combine classiquement un critère en contraintes pour prédire l'amorçage de la fissure et un critère en énergie pour modéliser la propagation de la fissure [Dugd60, Bar62 HilMo76].

Le principe des modèles de zone cohésive réside dans la description de la relation entre les sauts de déplacement de deux nœuds initialement superposés et les efforts cohésifs associés, via une loi adoucissante. La région devant la pointe de fissure est appelée la « process zone ». La prise en compte des efforts cohésifs dans la « process zone » permet de s'affranchir des problèmes de singularités trouvés dans la mécanique linéaire de la rupture.

Plusieurs formes de lois adoucissantes peuvent être trouvées dans la littérature : trapézoïdale [Dugd60, Tve90], exponentielle [Bar62], polynômiale [Nee87], linéaire [CamOr96] et linéaire par morceaux [AlfCr01, ChCri99]. Les principales lois de comportement sont illustrées dans la Figure 2-15.

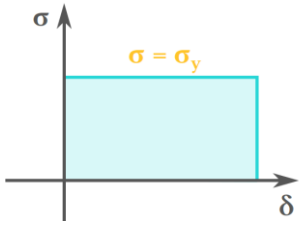
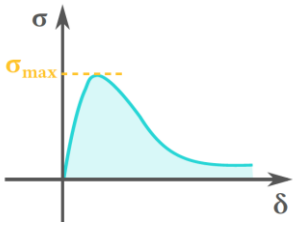
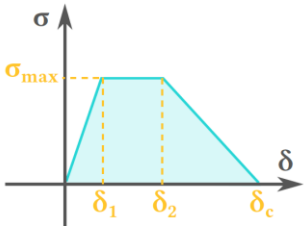
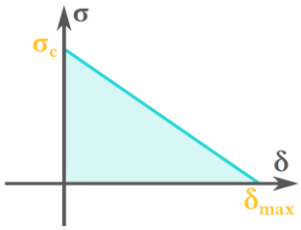
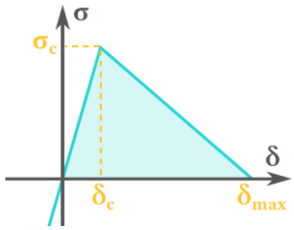
Dugdale (1960) : loi élasto-plastique parfaite	
Barenblatt (1962) : loi exponentielle	
Needleman (1987) : loi polynomiale	
Tvegaard and Hutchinson (1992) : loi trapézoïdale	
Camacho and Ortiz (1996) : loi linéaire	
Crisfield (1999) : loi linéaire par morceaux	

Figure 2-15 – Principales lois de comportement des éléments cohésifs

La forme de la loi adoucissante du modèle de zones cohésives a peu d'influence sur la description de la propagation pour une propagation stable et rectiligne car le paramètre pilotant le comportement est l'aire sous la courbe, la ténacité *Gc* [Mon00].

Selon les travaux d'Alfano [AlfCri01], la loi trapézoïdale procure des résultats les moins performants en termes de convergence et de stabilité numérique, la loi exponentielle donne la solution éléments finis la plus précise et la loi linéaire par morceaux représente un bon compromis entre précision et coût computationnel.

Cette loi linéaire par morceaux est très souvent utilisée pour décrire le délaminage dans un modèle éléments finis. Elle est illustrée Figure 2-16 pour le mode d'ouverture (mode I) et elle comprend trois phases:

- une augmentation linéaire de la contrainte pilotée par une raideur d'interface K_I jusqu'à atteindre la contrainte critique σ_c,
- une décroissance linéaire de la contrainte à partir d'un saut de déplacement critique (δ^I_c), correspondant à la perte de cohésion de l'interface au fur et à mesure qu'elle s'endommage,
- une annulation de la contrainte à partir d'un saut de déplacement maximal (δ^I_m), correspondant à la rupture de l'interface.

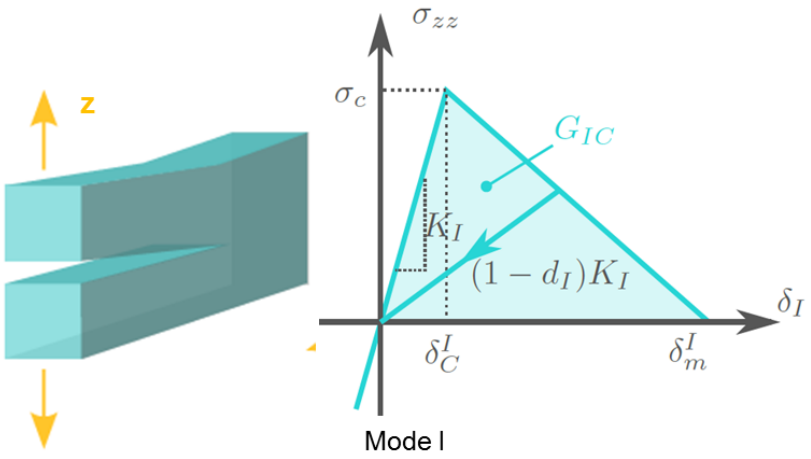


Figure 2-16 – Loi linéaire par morceaux décrivant le comportement d'un élément cohésif en mode d'ouverture (mode I) [Son11]

Les paramètres nécessaires pour décrire cette loi sont donc une raideur initiale de l'interface (K_I), la contrainte maximale ou critique (σ_C) et le taux de restitution d'énergie critique (G_C). Ce dernier paramètre représente la surface sous la courbe de la loi adoucissante comme défini dans l'équation 2.5 pour le mode d'ouverture. L'amorçage de la fissure est en général modélisé par le biais d'un critère en contraintes. La propagation est décrite par un critère en énergie similaire à ceux de la mécanique de la rupture.

$$G_{Ic} = \int_0^{\delta_m^I} \sigma_{zz}(\delta)\ d\delta \tag{2.5}$$

L'ensemble des modes de rupture (mode I ou d'ouverture, modes II et III pour les modes de cisaillement) peuvent être décrits grâce à cette loi adoucissante. La description du délaminage sous sollicitations mixtes mixte nécessite:

- la définition des contraintes interfaciales critiques et des taux de restitution d'énergie critiques pour chaque mode pur
- la loi reliant ces paramètres à la mixité de modes

À partir de ces lois, un saut de déplacement critique et maximal dans le mode mixte peut être déterminé (Figure 2-18). Un critère quadratique en contraintes de Hashin est souvent utilisé pour décrire l'amorçage du délaminage dans les composites stratifiés. Pour la propagation, les critères « Power law » [**With84**] (équation 2.6) et le critère de Benzeggagh [**BeKe96**] (équation 2.7) sont les plus répandus.

$$\left(\frac{G_I}{G_{I_C}}\right)^m + \left(\frac{G_{II}}{G_{II_C}}\right)^n + \left(\frac{G_{III}}{G_{III_C}}\right)^p \geq 1 \tag{2.6}$$

$$G_C = G_{I_C} + \left(G_{II_C} - G_{I_C}\right)\left(\frac{G_{II} + G_{III}}{G_I + G_{II} + G_{III}}\right)^\alpha \tag{2.7}$$

où G_I (G_{IC}), G_{II} (G_{IIC}), G_{III} (G_{IIIC}), sont les taux de restitution d'énergie (critique) pour les modes I, II et II respectivement et m, n, p et α sont les puissances contrôlant le critère dépendant de la mixité des modes.

La Figure 2-17 illustre l'évolution de ces critères dans le plan (G_{II}, G_I).

Dans cette dernière partie, les modèles de zones cohésives ont été présentés. Ils permettent de modéliser l'amorçage et propagation du délaminage d'une manière performante, réaliste et précise. L'implantation de ce type d'approche dans le modèle DPM sera décrite dans le chapitre 4. L'utilisation des lois adoucissantes pour simuler le comportement de l'interface nécessite l'identification de plusieurs paramètres dont le taux de restitution d'énergie critique. Plusieurs essais existent dans la littérature pour déterminer la ténacité interfaciale, mais une dispersion importante sur sa valeur est observée dans la littérature pour des composites carbone/époxy. Pour un stratifié carbone/PEEK, peu de travaux sont consacrés à la détermination du taux de restitution d'énergie critique. Dans le prochain chapitre, ce sujet

sera abordé et une nouvelle approche expérimentale basée sur des mesures par thermographie infrarouge sera proposée pour estimer G_C.

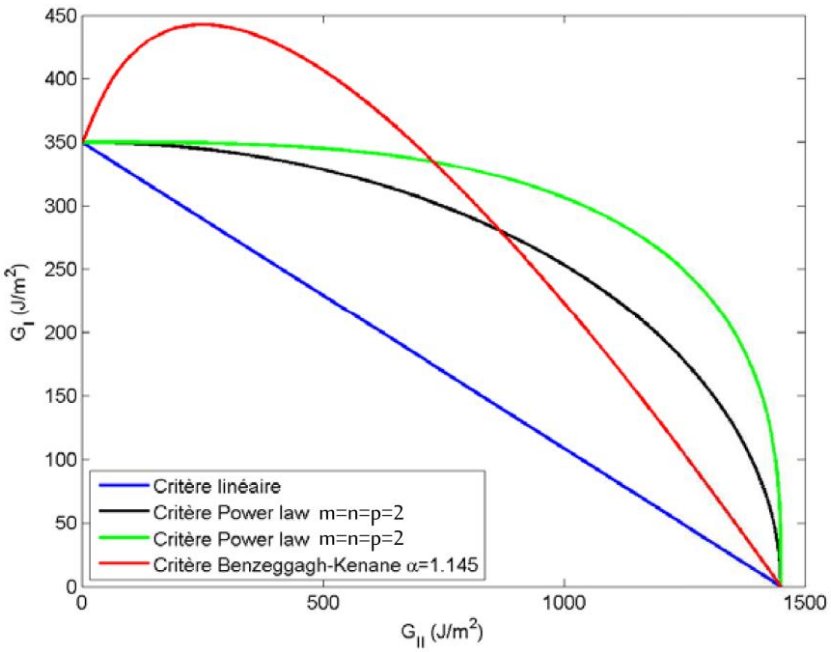


Figure 2-17 - Évaluation des différents critères de propagation pour $G_{I_C} = 350\ J/m^2$ et $G_{II_C} = 1500\ J/m^2$ [Vand11]

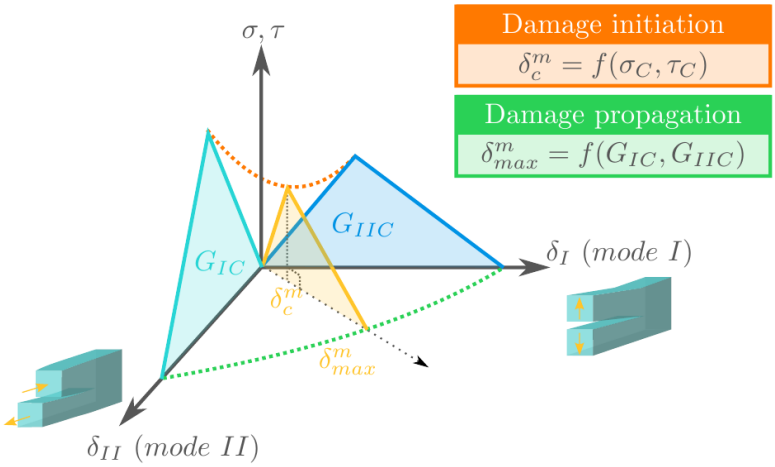


Figure 2-18 – Modèle de zones cohésives pour le mode mixte [Son11]

Chapitre 3:

DÉTERMINATION EXPÉRIMENTALE DE G_{IIC} : APPORT DE LA THERMOGRAPHIE INFRAROUGE

Le chapitre précèdent a présenté un état de l'art introduisant les objectifs de cette thèse, les enjeux industriels et les verrous scientifiques à lever lors de ces travaux de recherche. Les mécanismes d'endommagement apparaissant au sein d'une structure composite stratifiée subissant un impact basse vitesse basse énergie ont été décrits. Le délaminage est le mécanisme qui dissipe la plupart de l'énergie dans le cas d'impact basse énergie considéré ici. Il conditionne aussi la ruine des structures composites soumises à la compression après impact. Les composites thermoplastiques sont de plus en plus utilisés dans l'industrie parce qu'ils présentent une meilleure tolérance à l'impact que les composites à base de résine thermodurcissable. Ils présentent également une ténacité d'interface plus importante à l'interface entre deux plis que les composites carbone/époxy. Ils dissipent également de l'énergie à l'intérieur du pli par des phénomènes de « plasticité » locale. Comme résultat, les surfaces délaminées après impact sont moindres et le comportement à l'impact est amélioré pour ce type de composite.

Une modélisation convenable du comportement des composites à l'impact passe donc par une modélisation robuste du délaminage. De nombreuses approches ont été présentées avec leurs avantages et leurs inconvénients. Dans ces travaux, une modélisation par zones cohésives a été retenue. Elle permet de modéliser l'amorçage et la propagation du délaminage de manière fidèle à la réalité sans connaitre a priori la localisation et le chemin de fissuration. Néanmoins, l'utilisation de cette loi nécessite la connaissance de différents paramètres matériau dont les taux de restitution d'énergie critiques.

Ce chapitre sera consacré à la détermination du taux de restitution d'énergie critique en mode II pour un composite à matrice thermoplastique. En effet, lors de l'impact, le mode I est prépondérant à l'amorçage alors que pour la propagation le mode II est majoritaire. La ténacité interfaciale en mode II pilote donc la propagation de la fissure. Dans un premier temps, les modes de rupture et les essais classiques de caractérisation de la propagation seront présentés. Ces essais permettent la détermination de la ténacité par le biais de mesures globales. Les limites associées à ces mesures globales seront ensuite présentées.

La thermographie infrarouge représente une approche originale qui permet de contourner ces limitations. Elle est basée sur une approche locale permettant de mesurer la ténacité dans un essai pas forcement standard. Les bases théoriques de la thermographie infrarouge seront posées dans la deuxième partie de ce chapitre.

La thermographie infrarouge et des méthodes classiques seront appliquées à un essai End Notched Flexure (ENF) pour évaluer G_{IIC} afin de présenter leur complémentarité. La thermographie infrarouge présente l'avantage de pouvoir être utilisée pour déterminer la ténacité lors d'une propagation instable tandis que l'application des méthodes classiques dans ce cas est limitée.

Finalement, un essai de flexion trois points rapprochés est proposé dans ces travaux de recherche afin de reproduire la cinétique d'endommagement d'impact de manière fidèle. Des valeurs de G_{IIC} seront calculées par le biais de la thermographie infrarouge grâce à cet essai, qui permettra aussi d'investiguer l'influence de la vitesse de propagation sur les valeurs de G_{IIC}.

I- Essais classiques de caractérisation de la propagation du délaminage

Pour pouvoir utiliser des méthodes de modélisation du délaminage comme les éléments de zones cohésives, il est nécessaire de caractériser cet endommagement. Ce mécanisme présente deux phases bien différenciées : l'amorçage et la propagation. L'amorçage est l'apparition d'une fissure de longueur finie dans l'interface entre deux plis de différentes orientations. Cette phase est caractérisée par une résistance interfaciale et un critère de rupture. La phase de propagation est caractérisée par une ténacité, ou taux de restitution d'énergie critique (G_C), et une loi de propagation. La propagation de la fissure peut être stable (la fissure nécessite un apport d'énergie pour entretenir la propagation) ou instable (la fissure se propage sans besoin d'un apport d'énergie supplémentaire).

Les modes purs de propagation de fissure sont illustrés dans la Figure 3-1 et correspondent au mode d'ouverture (mode I) et aux modes de cisaillement (mode II et III). Le premier mode correspond à une ouverture des lèvres de fissure dans la direction normale au plan de fissure, sans glissement dans le plan de fissure. Dans le mode II, les lèvres glissent dans la direction de propagation de la fissure alors que dans le mode III, le glissement apparait dans la direction parallèle au front de fissure. En général, sous un chargement complexe les lèvres de fissure sont soumises à plusieurs sollicitations et la rupture résulte d'une combinaison de modes purs. Dans le cas d'impact, le mode prépondérant dans l'amorçage

est le mode I [BHRB13]. Lors de la propagation, en général l'éprouvette travaille en flexion simple et le cisaillement est prédominant dans l'épaisseur. Cet état de contraintes de cisaillement transverse favorise la propagation en mode II [Abra98, ChCh87]. Pour cette raison, ces travaux s'intéressent surtout à la propagation du délaminage en mode II.

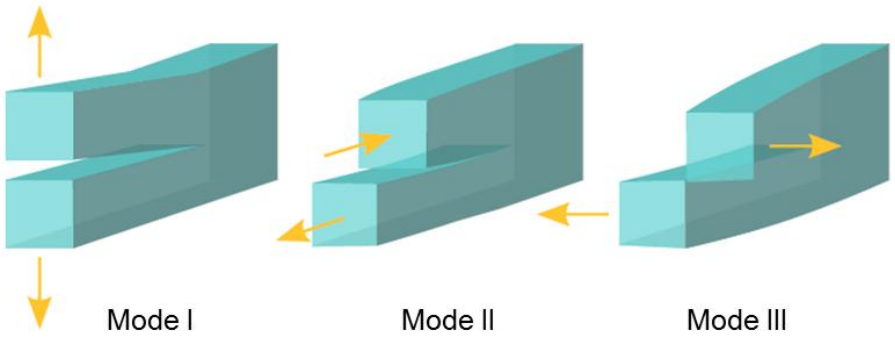


Figure 3-1 – Schématisation des trois modes purs de rupture [Son11]

La ténacité ou taux de restitution d'énergie critique (G_C) est une mesure de l'énergie nécessaire pour faire propager une fissure. Il existe une valeur de G_C pour chaque mode de délaminage : G_{IC}, G_{IIC} et G_{IIIC}. Pour les modes I et II, ces paramètres sont calculés par le biais d'essais de caractérisation. Concernant la rupture en mode III aucun essai n'est encore actuellement normalisé. En général, les paramètres liés à la rupture en mode III sont supposés être similaires à ceux associés au mode II. Pour modéliser correctement la manière dont une fissure propage, la mesure expérimentale de G_{IC} et G_{IIC} est indispensable. Des études complémentaires sous sollicitations combinées peuvent éventuellement être effectuées afin d'étudier la mixité de modes (Mixed-Mode Flexure [RuSt85], Mixed-Mode Bending, [Crew88], Mixed Mode End Load Split test [Dav92]).

I.1- Configurations expérimentales des essais

La caractérisation de la propagation du délaminage peut être réalisée au travers de nombreux essais expérimentaux. Cette section n'est pas exhaustive mais elle a pour but de présenter les essais le plus répandus dans la littérature, leurs avantages et leurs limites.

Propagation en mode I : l'essai Double Cantilever Beam (DCB)

L'essai DCB est couramment utilisé pour caractériser la propagation du délaminage en mode I [BlKin01, BrBl01, Nasa82]. C'est un essai normalisé pour l'étude de la fissuration interlaminaire des matériaux composites unidirectionnels sous chargement quasi statique [Astm94].

La configuration de l'essai DCB est présentée Figure 3-2. L'éprouvette est un composite stratifié pré-fissuré sur une longueur initiale (*A*), la pré fissure étant usuellement réalisée par l'introduction d'un film en téflon. Un effort de traction hors plan est appliqué sur chaque face de l'éprouvette (*P*) afin de provoquer la propagation en mode d'ouverture. Lors de l'essai, les grandeurs mesurées sont le déplacement d'ouverture, l'effort appliqué aux lèvres de fissure (*P*), et l'avancée de la fissure. Le front de fissure est suivi, soit de manière visuelle, soit à l'aide d'un appareil photo ou d'un microscope mobile [MoPe07].

Cet essai est relativement simple à réaliser et la configuration de l'éprouvette permet de produire une propagation stable de la fissure. Par contre, il entraine souvent l'apparition de ponts de fibres engendrant une augmentation de l'énergie nécessaire pour propager la fissure.

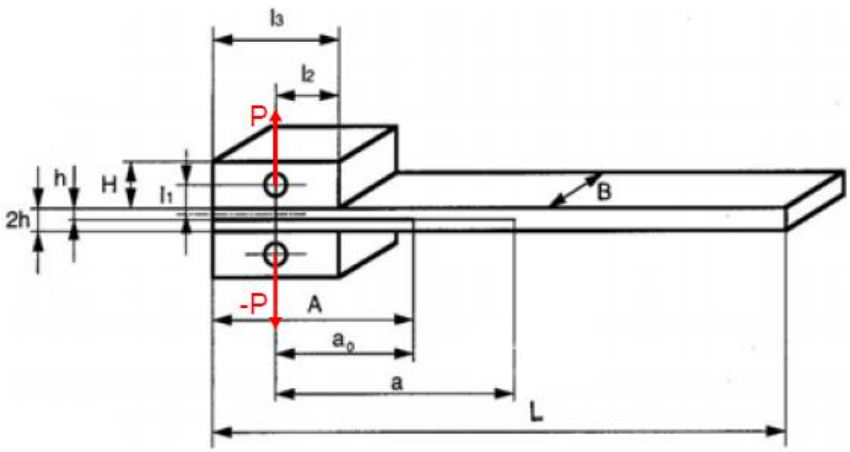


Figure 3-2 – Configuration de l'essai DCB avec une éprouvette pré-fissurée selon la norme ISO 15024

Propagation en mode II

Il existe différents essais pour caractériser la propagation du délaminage en mode II : l'essai End Notched Flexure (ENF), l'essai End Loaded Split (ELS) et Four point ENF (4ENF) (Figure 3-3) [MaDa99]. Les essais consistent à solliciter en flexion une éprouvette préfissurée dans son plan médian. Cette flexion provoque un état de cisaillement dans l'interface de l'éprouvette. Dans l'essai ENF, la fissure a tendance à propager de manière instable. Pour remédier à ce problème, l'essai ELS est utilisé. Néanmoins, la condition d'encastrement n'est pas évidente à mettre en place [BlKiP05]. L'essai 4ENF garde la simplicité de l'essai ENF et permet d'obtenir une propagation stable [WaNM09]. Néanmoins, ces essais conduisent à des valeurs de G_{IIC} très dispersées suivant la configuration choisie et le type d'éprouvette utilisée [MoPe07], comme illustré Figure 3-4. Il n'y a pas d'unanimité sur l'utilisation d'une des configurations et seul l'essai ENF, qui semble conservatif par

rapport à l'essai 4ENF, est normalisé par la « Japanese Standards Association » [Kyo94]. Il est le plus couramment utilisé pour déterminer G_{IIC}.

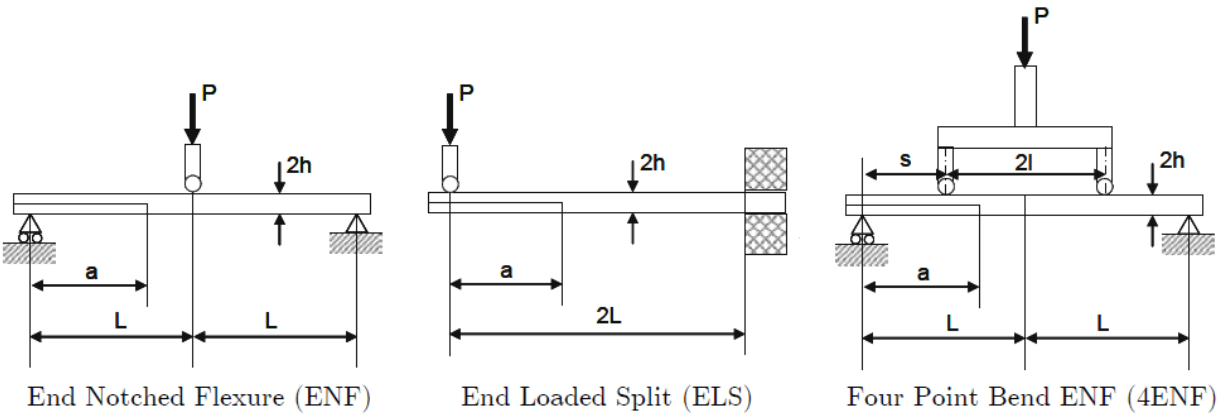


Figure 3-3 – Essais de caractérisation en mode II pur

L'étude de propagation de la fissure en mode II présente plusieurs problèmes. Le premier concerne la mixité de modes provoquée par les essais expérimentaux. La propagation du délaminage se produit forcément avec une certaine proportion de mode I [Vand11]. La valeur de ténacité n'est donc pas associée au mode II pur. Le deuxième inconvénient de ces essais concerne le suivi du front de fissure lors de la propagation. En mode II, la fissure reste dans le plan et ne s'ouvre pas, rendant compliquée l'estimation de la longueur de fissure [BlKiP05]. Finalement, la non ouverture de la fissure provoque une friction des lèvres de fissure. Cet effort de friction engendre une perte énergétique qui ne peut pas être facilement estimée mais qui provoque des variations sur la mesure de G_{IIC} [BlKiP05].

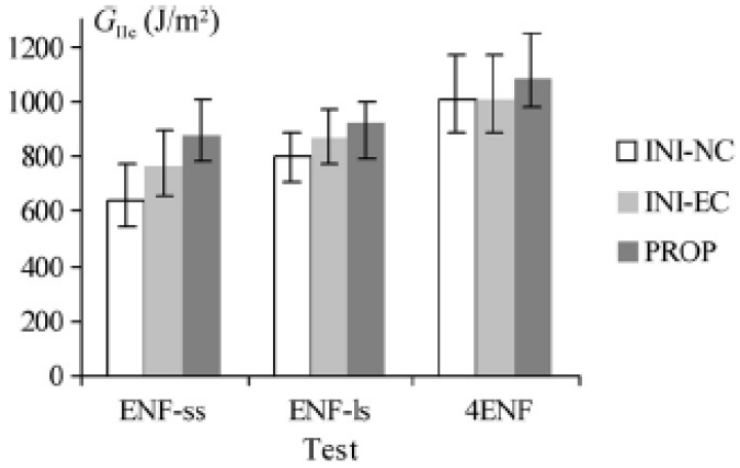


Figure 3-4 – Valeurs de ténacité obtenues par l'essai ENF sur plaque courte (ss), sur plaque longue (ls) et par l'essai 4ENF l'amorçage (INI) avec la longueur de fissure nominale (NC), la longueur de fissure effective (EC) et à la propagation (PROP) [MoPe07]

Propagation en mode mixte I-II

En pratique, un chargement complexe donne lieu à une propagation résultante d'une combinaison de plusieurs modes de rupture. L'essai Mixed-Mode Bending [Crew88] permet d'étudier une propagation en mode mixte entre le mode I et le mode II. Grâce à une configuration d'essai spécifique présentée Figure 3-5, la distance entre l'effort imposé et le centre de l'éprouvette peut être modifiée permettant de balayer plusieurs mixités de modes.

Le principe de l'essai consiste à appliquer un effort sur le levier de chargement afin d'obtenir simultanément en pointe de fissure une sollicitation en mode I et en mode II. L'essai MMB est normalisé par l'ASTM [Astm06b] et il est utilisé dans de nombreux travaux car il permet de générer une propagation stable pour une large plage de mixité de modes. Lorsque le pourcentage de mode II devient prépondérant le dispositif a tendance à provoquer une propagation instable.

Les méthodes permettant d'obtenir les taux de restitution d'énergie critique à partir des grandeurs déterminés lors de ces essais seront présentées par la suite.

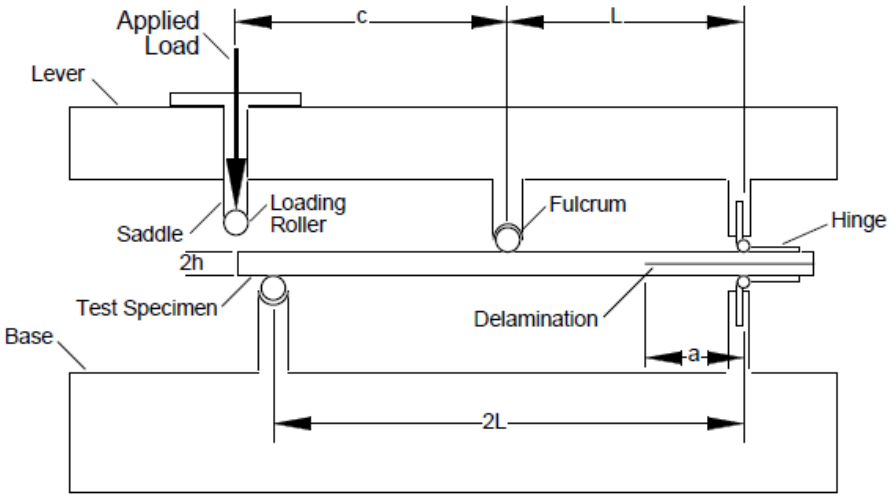


Figure 3-5 – Dispositif expérimental pour l'essai MMB [Ree92]

I.2- Méthodes employées pour la détermination de la ténacité

Plusieurs techniques ont été développées pour déterminer G_C à partir des essais expérimentaux présentés précédemment. La plupart d'entre elles s'appuie sur des développements analytiques établis dans le cadre de la mécanique linéaire de la rupture.

Méthode des aires simplifiées

La méthode des aires consiste à évaluer l'énergie dissipée lors de la propagation d'une fissure à partir de la courbe globale effort-déplacement et de l'évolution de la longueur de fissure. Cette méthode a donc l'avantage de ne pas nécessiter la connaissance des propriétés du matériau. Si le comportement du matériau est élastique, l'énergie dissipée correspond à l'aire comprise entre la ligne de charge et celle de décharge après une avancée de fissure, comme présenté Figure 3-6. La détermination de G_C est donnée par la relation suivante :

$$G_C = \frac{1}{2\,b\,\Delta a}\left(P_a\delta_{a+\Delta a} - P_{a+\Delta a}\delta_a\right) \tag{3.1}$$

où b est la largeur de l'éprouvette, P_a et δ_a l'effort et le déplacement pour une longueur de fissure a (point A), $P_{a+\Delta a}$ et $\delta_{a+\Delta a}$ l'effort et le déplacement pour une longueur de fissure $a+\Delta a$ (point A')

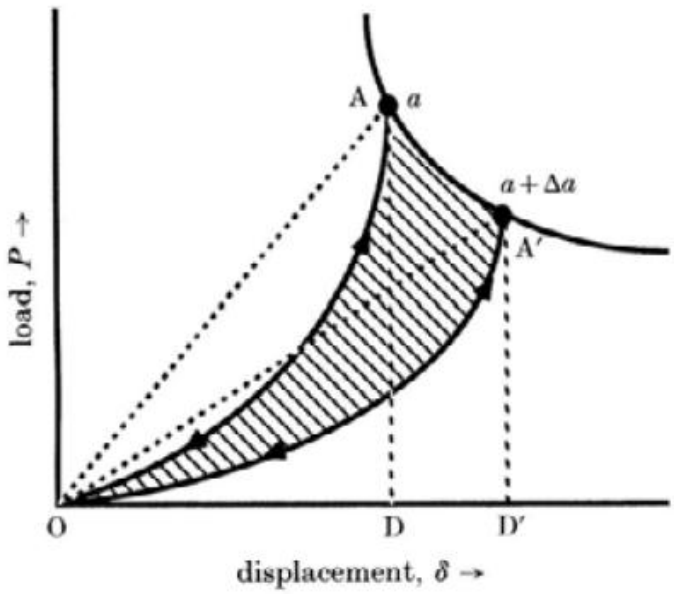


Figure 3-6 – Détermination de Gc par la méthode des aires sur une courbe effort-déplacement [Hash90]

Si au contraire, le comportement est anélastique, le calcul de l'aire dissipée nécessite d'effectuer un cycle de charge/décharge pour différentes avancées de la fissure, afin d'éviter la prise en compte des phénomènes d'hystérésis. Une déformation résiduelle peut également subsister lors de la décharge. La méthode des aires entraîne alors une surestimation du taux de restitution d'énergie, à cause de la non prise en compte de l'énergie plastique. C'est le cas des composites à matrice thermoplastique où des phénomènes de plasticité ont lieu autour du front du fissure.

Méthode de la complaisance

La méthode de la complaisance permet de relier les taux de restitution d'énergie à la variation de complaisance de l'éprouvette par rapport à l'avancée de fissure. Cette évolution de la complaisance est déterminée analytiquement à partir de grandeurs obtenues expérimentalement.

Dans le cadre de l'élasticité linéaire, il est usuel d'utiliser la relation suivante entre la ténacité et la complaisance [Hash90] :

$$G_C = \frac{P_C^2}{2b} \cdot \frac{dC}{da} \tag{3.2}$$

où P_C est la charge critique entrainant la propagation de la fissure, C la complaisance, b la largeur de l'éprouvette et a la longueur de la fissure.

Pour l'essai DCB, la théorie classique des poutres permet d'écrire la complaisance comme une fonction de la longueur de fissure et de paramètres matériaux :

$$C = \frac{2a^3}{3EI} = \frac{\delta}{P} \tag{3.3}$$

où E est le module d'Young longitudinal, δ le déplacement entre les deux bras de l'éprouvette et I le moment quadratique axial de la section.

Le taux de restitution d'énergie critique est finalement :

$$G_C = \frac{3\delta_C P_C}{2ab} \tag{3.4}$$

où δ_C est le déplacement pour lequel la force critique est atteinte

Pour l'essai ENF, l'expression de la complaisance peut être écrite comme suit [MoPe07] :

$$C = \frac{2L^3 + 3a_e^3}{8E_f bh^3} + \frac{3L}{10\, G_{13} bh} \tag{3.5}$$

avec L la demie longueur de l'éprouvette, h l'épaisseur de l'éprouvette, G_{13} le module de cisaillement transverse dans le plan (13) contenant les fibres, E_f le module de flexion et a_e la longueur efficace de la fissure calculée par [DeM08] :

$$a_e = \sqrt[3]{\frac{8E_f bh^3 C_c}{3} - \frac{2L^3}{3}} \tag{3.6}$$

où C_C est la complaisance de flexion apparente calculée par :

$$C_C = C - \frac{3L}{10\, G_{13} bh} \tag{3.7}$$

Et donc la ténacité G_{IIC} peut être calculée à partir de :

$$G_{IIC} = \frac{9P_C^2 a_e^2}{16b^2 E_f h^3} \tag{3.8}$$

I.3- Problématiques liées à l'évaluation de Gc

Dans les sections précédentes, différents essais permettant de caractériser la propagation du délaminage ont été présentés. L'essai DCB et ENF permettent d'étudier la propagation en mode pur I et II. L'essai MMB permet d'investiguer la propagation pour une combinaison donnée de mode mixte I/II. Grâce à des développements analytiques basés sur la mécanique linéaire de la rupture, les grandeurs obtenues dans ces essais sont dépouillés pour déterminer le taux de restitution d'énergie critique.

Dans cette section on soulignera les difficultés liées à la mesure de la ténacité. D'une part, parce que l'endommagement présent dans une structure composite est plus complexe que dans les essais classiques (interfaces multidirectionnelles, bifurcation de fissures, pontage des fibres, fissuration matricielle, plasticité matricielle, frottement des lèvres de fissure…). Les approches globales ne permettent pas de dissocier les énergies associées à ces phénomènes liés à la propagation de la fissure. D'autre part, parce que l'instant d'amorçage, ou encore la longueur de fissure, ne sont pas facilement identifiables.

Interfaces multidirectionnelles et bifurcation des fissures

L'ensemble des essais pour caractériser le délaminage ont été développés pour les stratifiés unidirectionnels. Pourtant, des stratifiés multidirectionnels sont souvent utilisés dans l'industrie. Dans ces stratifiés, le délaminage apparait entre deux plis d'orientations différentes. Dans la littérature, des études sont consacrées à la caractérisation de ces interfaces multidirectionnelles à partir des essais classiques présentés précédemment. Néanmoins, les résultats sont contradictoires. Des auteurs trouvent que la ténacité d'une interface 0°/0° est inférieure à celle d'une interface 0°/θ° ou θ°/ θ° [**All98**, **Lev98**, **Prom07**, **Rob92**] alors que d'autres études montrent que la ténacité de l'interface 0°/0° est la plus importante [**Pol96**]. Une explication possible est donnée par [**BrBl08**] : si l'orientation d'un des deux plis est différente à la direction de propagation de la fissure, celle-ci peut bifurquer, changer de plan de fissuration et se propager dans les interfaces voisines. Ce phénomène, difficilement quantifiable, peut provoquer une dispersion dans la mesure de G_C.

Pontage de fibres

Lors de la propagation d'une fissure, la présence de ponts de fibres représente un inconvénient pour l'estimation de G_C, notamment pour l'essai en mode I [**PeMo04**]. Ce pontage de fibres entraine une résistance supplémentaire à la propagation de la fissure. L'effet est négligeable au début de l'essai [**BrBl08**] mais les valeurs de G_C de propagation peuvent être significativement influencées par ces pontages de fibres. Il est nécessaire d'avoir suffisamment d'énergie pour faire propager la fissure et pour casser les fibres du

pontage. Ces phénomènes sont aussi observés en mode II [Fri89] mais les ponts de fibres sont beaucoup moins nombreux et leur influence est considérée comme négligeable.

Influence de la fissuration intralaminaire

Dans les essais classiques de caractérisation du délaminage, la contribution de chaque mode d'endommagement à la valeur de la ténacité ne peut pas être dissociée. Dans une structure en composite, la fissuration intra-laminaire a une influence importante sur l'amorçage du délaminage. Peu de travaux sont consacrés au couplage inter/intra-laminaire. Les essais classiques ne permettent pas d'investiguer ce phénomène et, à notre connaissance, seul l'essai de traction sur plaque rainurée est consacré à caractériser l'influence de l'endommagement intra-laminaire sur la propagation du délaminage [Huch08].

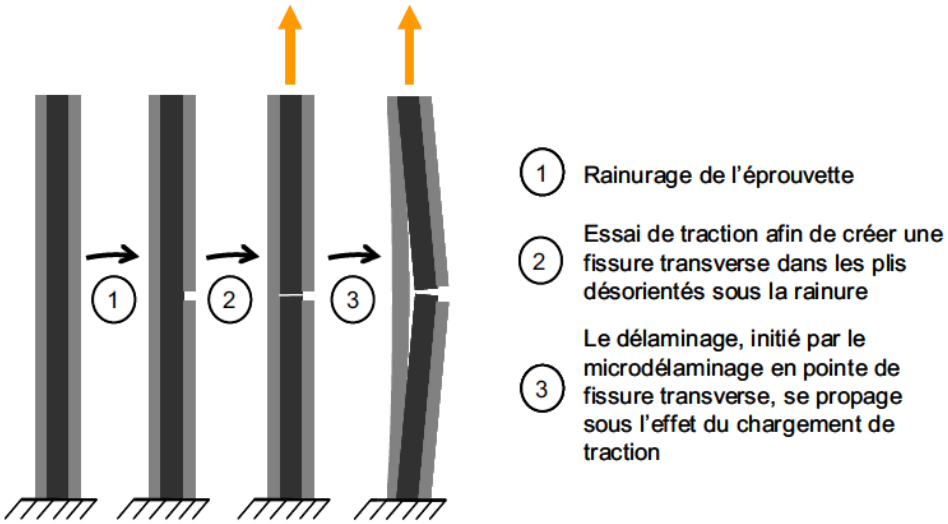


Figure 3-7 – Principe de l'essai de traction sur plaque rainurée [Huch08]

Frottement des lèvres de fissure

Dans le cas d'un essai en mode II, l'énergie dissipée dans le frottement des lèvres de fissure n'est pas négligeable, mais elle ne peut pas être estimée facilement. Les approches globales ne permettent pas de dissocier l'énergie associée à la propagation de la fissure de celle dissipée dans le frottement des lèvres de fissure. La mesure de la ténacité est donc surestimée.

G_C à l'amorçage

Il n'y a pas d'unanimité sur la méthode pour définir l'instant d'amorçage de la fissure. La première méthode consiste à déterminer la perte de linéarité de la courbe effort/déplacement (NL Figure 3-8) . La deuxième méthode associe l'amorçage à une variation de 5% de la force maximale (P_{max}) ou de la complaisance (C_0) de l'éprouvette (MAX 5% Figure 3-8). La

dernière méthode, moins précise, consiste à définir le déplacement δ pour lequel la propagation de la fissure est observée expérimentalement (VIS Figure 3-8). Le problème est que selon le critère choisi, il peut y avoir une variation importante sur la valeur de G_C. Pour un essai DCB sur des éprouvettes carbone/époxy, la différence de valeur peut aller jusqu'à 25% comme illustré dans la Figure 3-9.

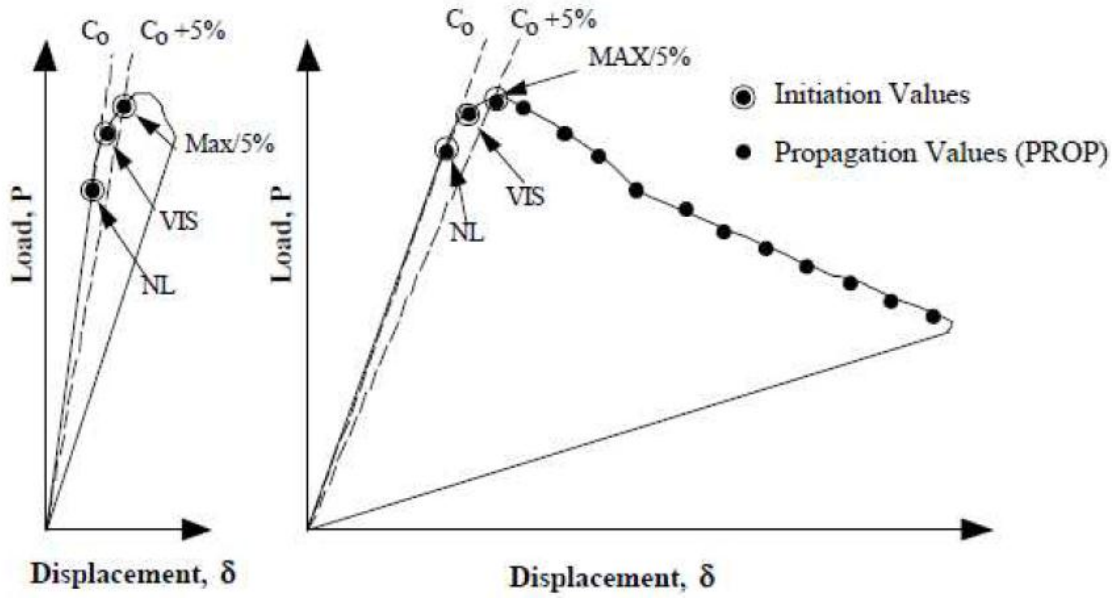


Figure 3-8 – Courbes d'un essai DCB ; critères d'amorçage de la propagation d'une fissure : perte de linéarité de la courbe effort-déplacement (NL), inspection visuelle (VIS) et variation de 5% de la force maximale (MAX 5%) [BlKin01]

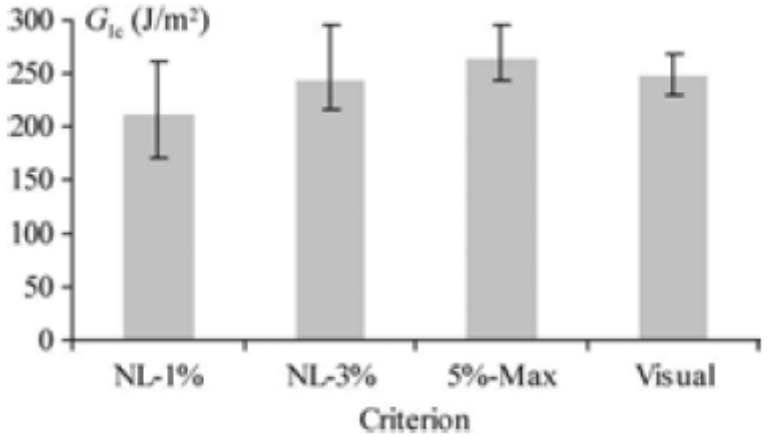


Figure 3-9 – Comparaison des G_{IC} associés aux différents critères d'initiation : perte de linéarité de la courbe effort-déplacement de 1% (NL-1%), de 5% (NL-5%), variation de 5% de la force maximale (5% - MAX) et inspection visuelle (Visual) [MoPe07]

Évaluation de la longueur de fissure

Les méthodes utilisées pour déterminer les valeurs de ténacité nécessitent l'évaluation de la longueur de fissure. Or, comme déjà souligné dans la présentation des configurations expérimentales, une des difficultés dans ces essais réside dans le suivi de l'avancé du front de fissure. Ceci est particulièrement vrai pour l'essai en mode II puisque les lèvres de fissure ne s'ouvrent pas. Il est donc possible d'introduire une dispersion dans la valeur de G_C à cause d'un manque de précision sur la mesure de la longueur de fissure.

I.4- Conclusions

La mesure de la ténacité interfaciale reste un point délicat pour la modélisation du délaminage dans les interfaces des composites. Les travaux présentés dans cette partie mettent en évidence les difficultés expérimentales liées à la caractérisation de la fissuration des matériaux composites.

D'abord, les éprouvettes utilisées dans les essais standards sont composées de plis unidirectionnels préfissurés, ce qui n'est pas le cas pour des structures composites industrielles. Ensuite, il est très difficile de faire propager le délaminage sans provoquer d'autres phénomènes (fissuration intra-laminaire, bifurcation de la fissure, plasticité, pontage de fibres, frottement des lèvres de fissures…). Les méthodes globales présentées précédemment ne permettent pas de dissocier ces endommagements et la mesure de la ténacité peut subir des dispersions significatives. D'autre part, l'évolution de la longueur de fissure est difficile à estimer, en particulier pour les modes où les lèvres de fissure restent en contact lors de la propagation. De plus, la détermination de l'instant d'amorçage de la fissure s'avère un sujet compliqué, influant de manière importante la valeur de la ténacité.

L'enjeu est donc de mettre en place des essais permettant d'estimer de manière plus précise la ténacité interfaciale sans ces limitations. Un des objectifs serait de pouvoir utiliser des éprouvettes avec des interfaces multidirectionnelles et sans préfissure pour se rapprocher des conditions réelles des structures composites. Idéalement, la mesure de ténacité devrait se faire par des approches locales permettant de dissocier les énergies de chaque mode d'endommagement. Ainsi, il serait possible de mesurer une valeur intrinsèque du taux de restitution d'énergie critique. La thermographie infrarouge fournit une méthode basée sur une approche locale utilisée par la suite pour déterminer la ténacité. Une présentation de cette méthode est faite par la suite.

II- Méthode de la thermographie infrarouge

Les méthodes analytiques présentées précédemment (méthode de la complaisance et méthode des aires) permettent d'estimer la ténacité à partir des grandeurs obtenues lors des essais expérimentaux (DCB, ENF, MMB…). Ces méthodes globales ne sont pas capables de dissocier la contribution énergétique de chaque mode d'endommagement. La thermographie infrarouge est une technique de mesure permettant d'obtenir une cartographie spatio-temporelle des températures d'une scène thermique. Le but de ces travaux est d'utiliser cette approche locale pour déterminer les valeurs de ténacité dans un essai pas nécessairement standard.

Jusqu'à présent, la thermographie infrarouge a été largement utilisée pour étudier le comportement et l'endommagement des matériaux, notamment pour le cas des métaux. Cette méthode a été appliquée à la caractérisation de la dissipation associée aux mécanismes de plasticité dans les matériaux métalliques [**Chry89**], à l'étude de la formation de bandes de cisaillement dans les aciers [**ChLo00**] ou encore dans la striction des polymères [**Wat02**]. Elle a aussi fait l'objet de travaux portant sur l'estimation de la limite de fatigue des métaux [**Luo95**].

Deux catégories peuvent être distinguées selon la manière dont la variation de température est induite dans la structure : techniques actives et techniques passives. La thermographie active consiste à exciter thermiquement la structure par une source externe pour détecter des défauts présents dans la structure. La thermographie passive consiste à étudier les variations de température au sein du matériau induites par les sollicitations externes à la structure. Cette approche sera mis en place dans ces travaux.

Une première application de la thermographie infrarouge passive est la « Thermoelastic-Stress Analysis » (TSA), développée par exemple dans les travaux de Belgen [**Bel67**]. Cette technique se base sur l'utilisation du couplage thermo-élastique pour estimer la trace du tenseur des contraintes (voir équation 3.9). L'effet thermo-élastique traduit le fait que si un matériau est chauffé, il se dilate et vice-versa. Si l'information sur la variation thermique (ΔT) lors d'un essai est connue, il est donc possible de remonter à l'information sur la somme des contraintes, équation 3.9 :

$$\Delta T = -\frac{T}{\rho C_p}\sum_{i=1}^{6}\alpha_i \Delta\sigma_i \tag{3.9}$$

où T est la température de référence, ρ la masse volumique, C_p la chaleur spécifique à pression constante, α_i les coefficients de dilatation thermique et σ_i les composantes du tenseur de contraintes selon la notation de Voigt.

Dans le domaine des composites, la TSA a été appliquée à la prévision de la durée de vie des structures composites [**RoRi00**]. Elle a également été utilisée dans la mesure des facteurs d'intensité de contraintes dans la propagation de fissures en fatigue [**Dia04** , **Cav09**]. La TSA a été appliquée par [**Haj08**] pour calculer le champ de déformation dans des éprouvettes composites chargées en quasi-statique pour calculer les facteurs d'intensité de contraintes en pointe de fissure.

Néanmoins, l'application de la TSA dans les matériaux composites reste qualitative puisque les sources de chaleur induites par les différents endommagements peuvent perturber le champ de température thermo-élastique. Pour obtenir des valeurs quantitatives, l'analyse de l'endommagement par thermographie infrarouge passe par l'identification des effets dissipatifs et des transferts de chaleur.

Une approche calorimétrique locale basée sur la thermodynamique des milieux continus a été développée par [**TaQui34**] pour étudier les processus de déformation dans les matériaux métalliques. Ils ont proposé des études expérimentales visant à déterminer la quantité de chaleur produite pendant la déformation plastique d'éprouvettes cylindriques en acier et en cuivre. En comparant des mesures thermiques et mécaniques, ils ont démontré que 90% de l'énergie de déformation plastique était convertie en énergie calorifique ; la partie restante étant stockée au sein du matériau. D'autres auteurs ont utilisé la même approche pour quantifier les énergies dissipée et stockée dans les matériaux métalliques [**Bev73**].

La thermodynamique des processus irréversibles a également été utilisée pour estimer la dissipation intrinsèque (énergie mécanique irréversible convertie en chaleur) induite par des processus de plasticité [**Chry89**]. Les mêmes auteurs ont effectué des bilans d'énergie locaux en combinant des mesures de champs thermiques et des mesures de champs cinématiques par caméra optique [**Chry00**].

L'inconvénient de cette approche est que l'information thermique fournie par la caméra infrarouge est surfacique alors que les sources de chaleur sont tridimensionnelles. Il est donc nécessaire de prendre en compte une hypothèse d'homogénéité des champs de température et de source de chaleur dans l'épaisseur. Pour être conforme avec cette hypothèse, des éprouvettes minces doivent être utilisées afin de supposer que le champ de température est homogène selon l'épaisseur de l'éprouvette. C'est le même type de limitation que rencontrée quand le champ de déformation est déterminé par corrélation

d'images : l'information obtenue par caméra est surfacique alors que le champ est tridimensionnel. Cette approche 2D simplifiée a été largement utilisée pour étudier des processus dissipatifs dans les métaux [ChLo00 , Ber07 , Pas07 , Pon07 , Sch08 , Dum10] ou des matériaux polymères [Wat02]. Cette approche locale présente un grand intérêt pour étudier les processus de déformation des matériaux. Elle permet de déterminer par l'équation de la chaleur 2D les énergies dissipées correspondant à l'endommagement au sein du matériau.

En ce qui concerne l'étude de la propagation des fissures, le suivi de la pointe de fissure peut se faire à l'aide de la thermographie infrarouge. En effet, la fissuration d'une plaque en acier provoque une élévation de la température qui peut être suivie avec une caméra infrarouge [Bui81]. Selon plusieurs auteurs, la zone chaude observée expérimentalement correspond à la dissipation plastique en amont de la pointe de fissure [Dol73, Wei74]. Ils démontrent également que l'énergie nécessaire à l'avancée de la fissuration est majoritairement consommée par des mécanismes irréversibles. Weichert et al. [Wei74] observent également que pour un matériau fragile (verre), l'énergie dissipée en chaleur est proche de l'énergie totale consommée lors de la propagation d'une fissure. Ils concluent que l'énergie de création de surface est négligeable devant les quantités énergétiques mises en jeu par les phénomènes irréversibles, même pour les matériaux fragiles.

L'approche énergétique locale basée sur l'équation de la chaleur semble pertinente pour résoudre une partie des problèmes présentés sur la caractérisation de la fissuration dans les composites. D'abord parce qu'elle permet d'identifier les zones de dissipation de l'énergie liées à la fissuration. Ainsi, le suivi de la position de la pointe de fissure et une estimation de la zone endommagée sont possibles. Deuxièmement, la mise en place d'un bilan d'énergie local permet la détermination expérimentale du taux de restitution d'énergie critique [Bha03, Sou05].

Cette approche a également été mise en place dans les travaux de Lisle et al. [Lisl14]. Les mesures thermiques ont permis d'investiguer l'endommagement d'un composite tissé verre/époxy et d'améliorer la caractérisation de la cinétique d'endommagement. Des essais de propagation de coupure ont été menés afin d'estimer les taux de restitution d'énergie critiques par le biais de la technique de thermographie infrarouge [Lisl13]. La thermographie infrarouge est également utilisée par Lisle et al. [Lisl15] pour estimer la ténacité de rupture des fibres en compression sur des laminés carbone/époxy lors d'essais d'indentation quasi-statique et de compression après impact.

Le présent travail s'inspire de ces travaux pour étudier le délaminage dans un composite unidirectionnel carbone/PEEK via la thermographie infrarouge. La mesure d'un champ de

température surfacique permet de réaliser une estimation des énergies dissipées pour remonter à la ténacité.

Le cadre théorique de cette approche expérimentale se base sur l'application de l'équation de la chaleur, équation 3.10. Cette équation est obtenue à partir de l'expression locale des deux principes de la thermodynamique et décrit l'évolution de la température au cours d'une transformation [Lisl14].

La cartographie spatio-temporelle des températures permet d'évaluer le terme de gauche de cette équation. Dans le cadre de ces travaux, les hypothèses suivantes sont adoptées:

- La propagation du flux de chaleur au sein de l'éprouvette est décrite par une loi linéaire. Le tenseur de conductivité est représenté par une matrice diagonale dans le repère local d'orthotropie de la plaque.
- La masse volumique ρ, la chaleur spécifique C et le tenseur de conductivité k ne dépendent pas de l'état thermodynamique.
- La déformation du matériau est considérée quasi-statique et les vitesses de déformation sont supposées faibles.
- Les phénomènes liés à la convection sont négligés.
- Le champ de température est supposé homogène selon l'épaisseur de l'éprouvette

$$\rho C \frac{d\theta}{dt} - \left(k_{ll} \frac{\partial^2 \theta}{\partial l^2} + k_{tt} \frac{\partial^2 \theta}{\partial t^2} + k_{zz} \frac{\partial^2 \theta}{\partial z^2} \right) = \phi_{int} + s_{\mathrm{the}} \tag{3.10}$$

où $\theta = T - T_0$ est la différence de température entre l'état actuel (T) et l'état d'équilibre initial (T_0), k_{ll} (k_{tt}, K_{zz}) la conductivité dans la direction longitudinale ou sens fibres (transversal et hors plan), Φ_{int} la dissipation intrinsèque et s_{the} le couplage thermomécanique. Le couplage thermomécanique est négligeable comparé à la dissipation intrinsèque [Sou05, Wei74, Wei78]. La dissipation intrinsèque Φ_{int} représente la puissance mécanique volumique dissipée en chaleur par les phénomènes irréversibles lors de la déformation du matériau.

L'énergie mise en jeu dans la propagation d'une fissure est liée à des phénomènes irréversibles. L'estimation de la dissipation irréversible Φ_{irrev} est nécessaire pour calculer le taux de restitution d'énergie critique. La dissipation irréversible se sépare en deux termes : la dissipation intrinsèque Φ_{int} (estimé en utilisant la thermographie infrarouge) et l'énergie stockée Φ_{stored} par le matériau

$$\phi_{irrev}=\phi_{int}+\phi_{stored} \tag{3.11}$$

Le terme Φ_{stored} est lié à des phénomènes de dislocations dans les métaux, et reste très difficile à estimer pour un composite. Pour contourner cette difficulté, il est nécessaire d'utiliser le coefficient 'beta' de Taylor-Quinney [TaQui34]. Ce paramètre représente la fraction de travail irréversible convertie en chaleur et il est exprimé comme le ratio des intégrales spatio-temporelles de la dissipation intrinsèque et de la dissipation irréversible :

$$\beta = \frac{\int_{t_A}^{t_{A+dA}} \int_{\Omega_{\text{fis}}} \phi_{int}.dV.dt}{\int_{t_A}^{t_{A+dA}} \int_{\Omega_{\text{fis}}} \phi_{irrev}.dV.dt} \approx \frac{dW_{diss}}{dW_{irrev}} \tag{3.12}$$

où t_A (t_{A+dA}) correspond à l'instant où la surface fissurée est A $(A+dA)$ et Ω_{fis} correspond à un volume autour la fissure [Lisl14]. La valeur du coefficient de Taylor-Quinney est comprise entre 0 et 1 et si ce paramètre est considéré connu, le taux de restitution d'énergie critique peut être évalué par :

$$G_c = \frac{dW_{irrev}}{dA} = \frac{dW_{diss}}{\beta.dA} \tag{3.13}$$

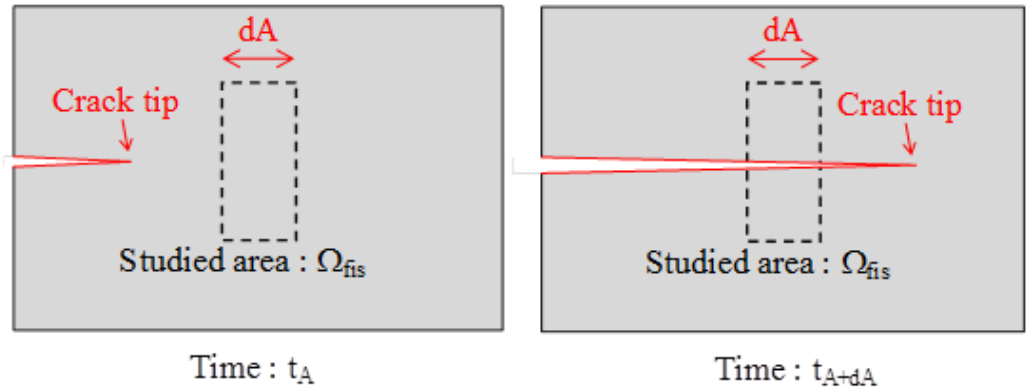


Figure 3-10 – Méthode de la thermographie infrarouge appliquée à la propagation du délaminage [Lisl14]

Selon cette équation, la détermination du taux de restitution critique nécessite l'évaluation expérimentale de :

- La variation de surface fissurée dA qui peut être estimée à partir des images thermiques de l'essai.
- L'énergie calorifique totale, déterminée à partir de l'intégrale du terme à gauche de l'équation de la chaleur (équation 3.10).

- Le coefficient de Taylor-Quinney (équation 3.12), supposé connu et constant pendant la propagation de la fissure.

Cette approche basée sur l'utilisation de la thermographie infrarouge est intéressante pour estimer la ténacité d'une interface lors de la propagation de la fissure ; néanmoins elle nécessite la connaissance du coefficient de Taylor-Quinney. La détermination de ce paramètre reste complexe parce que β dépend de nombreux variables, tels que la vitesse de déformation, la déformation plastique et les modes de dégradation du matériau.

Les valeurs de β varient entre 0.7 et 1 pour les métaux [**Kap98**, **Dum10, Zae13**]. Bhalla et al. [**Bha03**] utilisent une caméra thermique pour calculer le taux de restitution d'énergie associé à la propagation stable d'une fissure dans une plaque mince en acier inoxydable AISI 302 avec une valeur de β~0.86. Ils se servent des résultats expérimentaux de Zehnder et al. [**Zeh98**] qui étudient la fraction d'énergie convertie en chaleur pour le même matériau. D'autres études ont été menées pour les matériaux polymères [**LiLa01**, **Rit99**] montrant des valeurs de β comprises entre 0.4 et 1.

Pour les matériaux composites, β dépend du mode de propagation de la fissure. Si la rupture est fragile, la valeur de β est proche de 1 alors qu'en présence d'une rupture ductile (plasticité de la résine, par exemple) la valeur de β est plus faible [**TaQui34**, **Sou05**, **Lisl14**]. D'après Friedrich et al. [**Fri89**], le coefficient de Taylor-Quinney est influencé par la stabilité de la propagation. Si la propagation est instable, la valeur de β est proche de 1 et si la propagation est stable, la valeur est plus faible. Dans les travaux récents de Lisle et al., [**Lisl14**] la valeur de β a été supposée proche de 1. La même approche sera adoptée lors de ces travaux.

III- Essai ENF appliqué à un composite carbone/PEEK

Les matrices thermoplastiques sont de plus en plus privilégiées dans les structures aéronautiques au vue de leur tolérance aux dommages améliorée par rapport aux résines thermodurcissables. Dans le cas d'impact, la ténacité interfaciale conditionne la propagation du délaminage. Pour ce type de sollicitation, le mode II est le mode privilégié dans la propagation de la fissure. C'est donc le taux de restitution d'énergie critique en mode II le paramètre le plus important pour décrire correctement la propagation du délaminage [**Dav95**, **HoBR12**].

La valeur de G_{IC} pour la résine PEEK est d'environ 4 N/mm contre environ 0.5 N/mm pour une résine époxy. Cependant, les valeurs de G_{IC} pour un composite sont en général plus faibles que pour la résine pure puisque la fibre fragilise le comportement de l'ensemble. Un

composite carbone/PEEK présente des valeurs de G_{IC} de l'ordre de 1.5 N/mm et de G_{IIC} de l'ordre de 2 N/mm [Fri89, Smi87, Gil87, RuSt87] alors qu'un composite carbone/époxy (T700/M21) présente des valeurs d'environ 0.5 N/mm en mode I et d'environ 1.6 N/mm en mode II [Prom06, RiBH13].

La valeur de la ténacité interfaciale est sensible à la vitesse de propagation de la fissure ; ceci est particulièrement important pour le mode II [Obr97, Fri89, Smi87, Gil87, Cha90]. Smiley et al. [Smi87] ont méné des essais End Notched Flexure (ENF) à différentes vitesses de sollicitation (de 4.2×10^{-6} à 9.2×10^{-2} m/s). Ils montrent que la ténacité interfaciale d'un composite carbone/PEEK varie de 1.9 N/mm à 0.4 N/mm avec la vitesse de propagation (Figure 3-11). Selon les auteurs, ce matériau présente une propagation ductile pour une vitesse de sollicitation faible (Figure 3-12a) et une propagation fragile pour des vitesses de sollicitation importantes (Figure 3-12b). Le faciès de rupture se distinguant par la quantité de déformation plastique de la résine, étant très important pour la rupture ductile, Figure 3-12a ; et faible pour la rupture fragile, Figure 3-12b . Blackman et al. [Bla96] utilisent l'essai End-Loaded Split (ELS) et Fixed-Ratio Mixed-Mode (FRMM) pour déterminer l'influence de la vitesse sur les valeurs de ténacité en mode mixte des composites carbone/PEEK. Ils montrent qu'à la plus faible vitesse (10^{-4} m/s) la valeur de G_{IIC} est plus importante (2.5 N/mm) qu'à haute vitesse (3 m/s) où G_{IIC} vaut 2.2 N/mm.

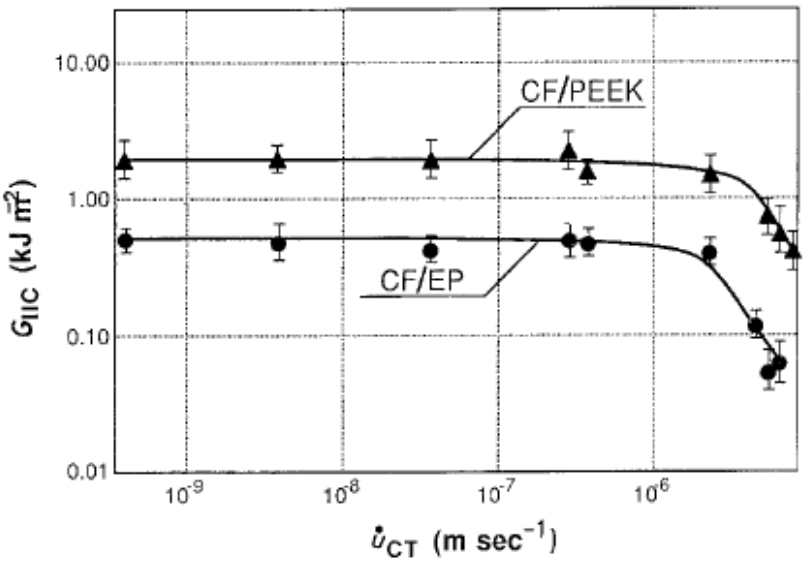


Figure 3-11 – Effet de la vitesse de propagation dans le taux de restitution d'énergie critique en mode II [Smi87]

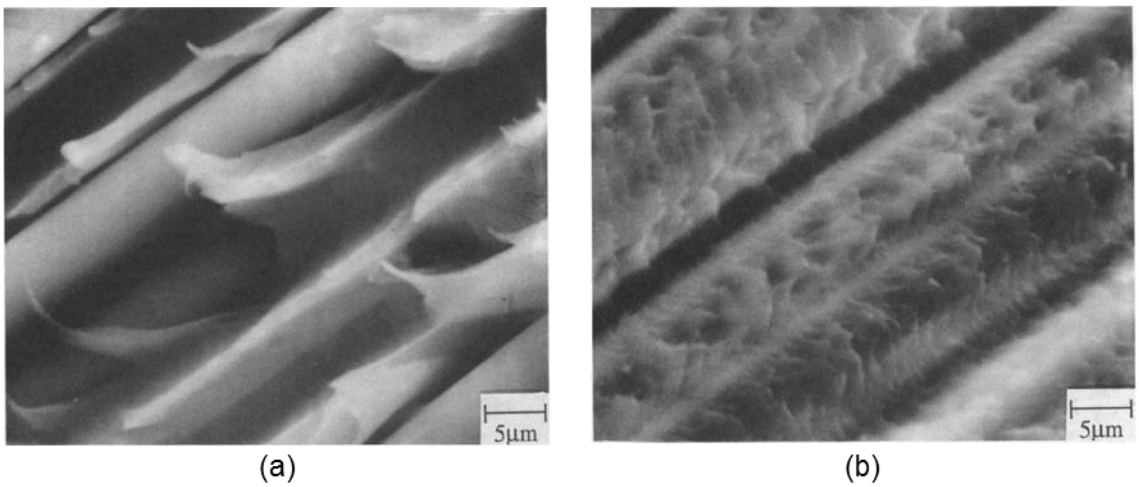


Figure 3-12 – Rupture ductile en mode II (a) et rupture fragile en mode II (b) [Smi87]

Le résultat contraire a été trouvé par Berger et Cantwell [BerCa01] qui montrent que la ténacité d'un composite carbone/PEEK augmente avec la vitesse de sollicitation. Par le biais d'un essai double ENF, G_{IIC} varie de 2.2 N/mm pour une vitesse de 1.7×10^{-6} m/s à 2.7 N/mm pour une vitesse de 8.3×10^{-3} m/s. L'effet de la température a également été investigué dans ces travaux. Une augmentation de la température est equivalente à une diminution de la vitesse de sollicitation. D'après les auteurs, la valeur de G_{IIC} est fortement influencée par la limite élastique de la résine. Toujours selon les auteurs, l'augmentation de 25% de G_{IIC} correspond à l'augmentation de 25% de la limite élastique trouvée par Béguelin et al. [Beg91]. Ils concluent que la dépendance à la vitesse de propagation de G_{IIC} dans un composite carbone/PEEK est liée à la dépendance à la vitesse de déformation de la résine PEEK.

Le sujet de l'estimation de G_{IIC} et de sa variation par rapport à la vitesse de sollicitation reste donc ouvert. Dans ces travaux, on s'intéresse plutôt à l'influence de la vitesse de propagation sur la valeur de G_{IIC}. En effet, une même vitesse de sollicitation peut engendrer des vitesses de propagation différentes selon la stabilité du phénomène. La vitesse de propagation semble le paramètre le plus pertinent pour expliquer les résultats contradictoires trouvés dans la littérature. L'essai ENF peut produire des propagations stables (vitesse de propagation faible) ou instables (grande vitesse de propagation) [Prom06, AlLa95, PeMo04b]. Normalement on évite de faire propager la fissure de manière instable puisque l'explotation des grandeurs mène à des erreurs dans la détermination de G_{IIC} [Dav92, AlLa95]. Avec la méthode par thermographie infrarouge, l'effet de la vitesse de propagation sur la valeur de G_{IIC} peut être estimé en s'affranchissant des problématiques de mesures globales.

Après avoir clairement posé le contexte de l'évalution délicate de $G_{II}c$ et de sa dépendance à la vitesse à la vitesse de propagation, le but de cette partie des travaux est double. D'une part, des essais ENF sont ménés afin de comparer les valeurs de G_{IIC} determinées par les méthodes classiques utilisées dans la littérature et par thermographie infrarouge. D'autre part, l'utilisation de la thermographie infrarouge lors de l'essai ENF permet d'étudier la variation de G_{IIC} avec la vitesse de propagation.

III.1- Configuration expérimentale de l'essai réalisé

Le matériau utilisé dans cette étude est un composite unidirectionnel de fibres de carbone et résine PEEK. Les plaques sont composées de 32 plis de 0.145 mm d'épaisseur, l'empilement $[0]_{32}$ a une épaisseur totale de 4.65 mm. Les caractéristiques mécaniques du pli sont données dans la Table 1. Les spécimens utilisés pour l'essai ENF ont une longueur de 250 mm et une largeur de 20 mm. Un film de téflon est introduit lors de la fabrication dans une des extrémités de l'éprouvette afin de préfissurer l'éprouvette.

La configuration de l'essai est schématisée dans la Figure 3-13. L'éprouvette est simplement appuyée sur deux cylindres de 10 mm de diamètre et la force F est imposée par le cylindre supérieur, de 10 mm de diamètre également. Une pièce en caoutchouc est utilisée afin d'éviter la concentration de l'effort sous le cylindre supérieur. La force, F, est mesurée lors de l'essai avec la cellule d'effort de la machine de traction/compression et le déplacement, u, est mesuré par le biais d'un capteur LVDT situé au centre de l'éprouvette et en dessous du spécimen. Quatre essais ont été filmés avec la caméra thermique dans une zone correspondant à la région entre l'entaille en téflon et le cylindre central. Ils ont également été suivis par caméra rapide du côté opposé afin d'estimer la vitesse de propagation.

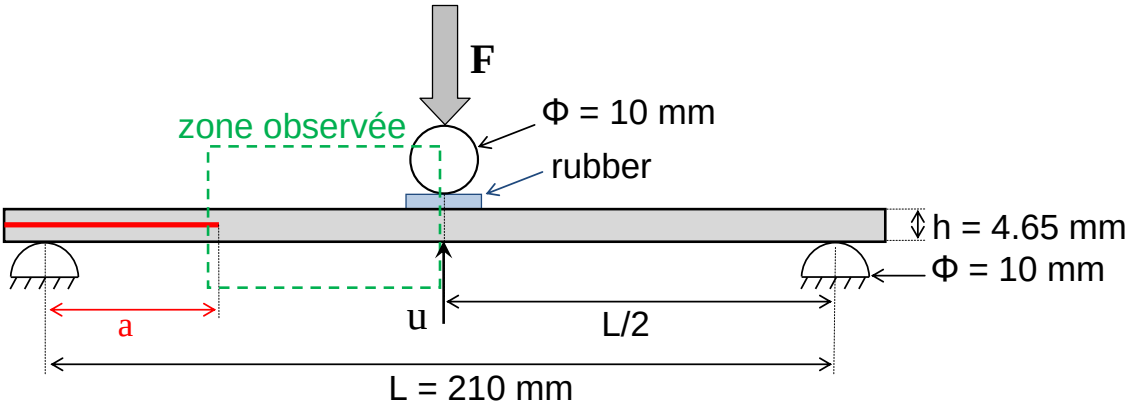


Figure 3-13 – Configuration de l'essai ENF et zone suivie par la caméra thermique

Module d'Young dans la direction longitudinale (sens de fibres), E_l	150 GPa
Conductivité thermique dans la direction des fibres, k_{ll}	5.4 $W.m^{-1}.K^{-1}$
Conductivité thermique dans la direction transverse et hors-plan, k_{tt} et k_{zz}	0.25 $W.m^{-1}.K^{-1}$
Capacité calorifique spécifique, C	859 $J.kg^{-1}.K^{-1}$
Densité, ρ	1610 $kg.m^{-3}$

Table 1 – Propriétés mécaniques et thermiques du stratifié carbone/PEEK

III.2- Comparaison entre les méthodes classiques et la thermographie infrarouge

Dans le cadre de la mécanique linéaire de la rupture, la propagation de la fissure lors de l'essai ENF est décrite en utilisant la théorie de poutres [Dav92, AlLa95]. Si le comportement de la structure est linéaire élastique, le taux de restitution d'energie peut être calculé comme suit :

$$G_{II} = \frac{F^2}{2.B}\frac{dC}{da} \quad \text{avec} \quad C = \frac{u}{F} \tag{3.14}$$

où *B* est la largeur de l'éprouvette, *F* la force, *a* la longueur de fissure, *C* la complaisance et *u* le déplacement.

L'amorçage a lieu quand le taux de restitution d'energie associé au mode II, G_{II}, est égal au taux de restitution d'énergie critique , G_{IIC}. Si celui-ci est supposé constant, la condition de propagation stable permet de déterminer l'expression du déplacement en fonction de la force en utilisant la théorie de poutres [Dav92, AlLa95, PeMo04b] :

$$\begin{aligned} &\text{si} \quad 0 \le a \le L/2 \quad \text{alors} \quad u = \frac{F.L^3}{384.E.I} + \frac{16}{F^2}\sqrt{E_l.I}\left(\frac{B.G_{IIc}}{3}\right)^{3/2} \\ &\text{si} \quad L/2 \le a \le L \quad \text{alors} \quad u = \frac{F.L^3}{96.E.I} - \frac{16}{F^2}\sqrt{E_l.I}\left(\frac{B.G_{IIc}}{3}\right)^{3/2} \end{aligned} \tag{3.15}$$

où *L* est la longueur d'éprouvette entre appuis (Figure 3-13) et *I* le moment quadratique axial de la section $(I = B.h^3/12)$

Ces deux courbes sont illustrées dans la Figure 3-14 pour deux valeurs de G_{IIC} (1.3 N/mm et 2.7 N/mm). Plus la valeur de G_{IIC} est élevée, plus la force nécessaire pour faire propager la fissure est importante. Dans cette figure, le comportement élastique de l'éprouvette (F = u/C), déterminée en utilisant la théorie des poutres pour a = 0 et a = L/2 (équation 3.16) est montré. Quand la longueur de fissure augmente, la raideur du spécimen diminue.

$$\text{si} \quad 0 \leq a \leq L/2 \quad \text{alors} \quad C = \frac{L^3 + 12.a^3}{384.E.I}$$

$$\text{si} \quad L/2 \leq a \leq L \quad \text{alors} \quad C = \frac{L^3 - 3.(L-a)^3}{96.E.I} \tag{3.16}$$

Si la sollicitation est contrôlée en déplacement, ce qui est le cas des essais ENF présentés ici, la condition de stabilité est satisfaite si a > 0.347 L [AlLa95]. Néanmoins, souvent G_{IIC} n'est pas constant au cours de l'essai (c'est le cas ici) et des effets de courbe R peuvent apparaitre [Smi87, Prom05, PeMo04b].

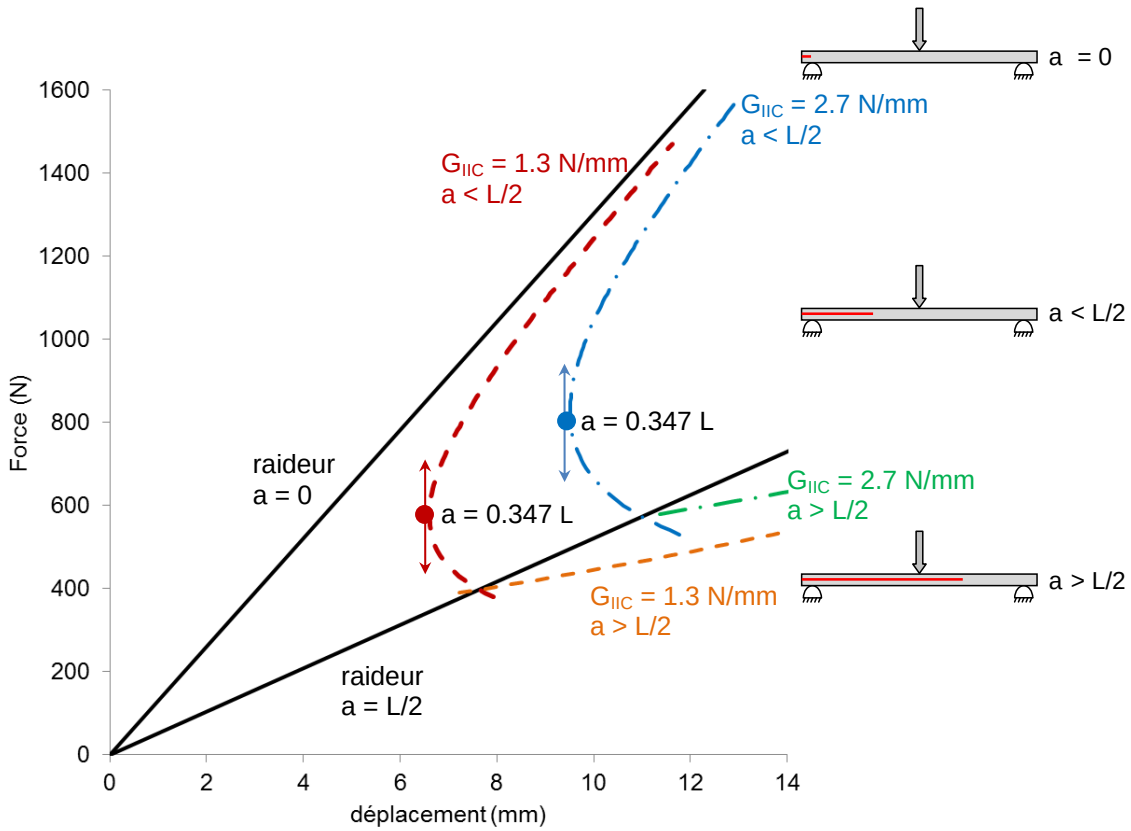


Figure 3-14 – Courbes analytiques force-déplacement issues de la théorie de poutres pour G_{IIC} = 1.3 N/mm et G_{IIC} = 2.7 N/mm ; courbes de raideur de l'éprouvette pour a=0 et a = L/2

La courbe force-déplacement est montrée dans la Figure 3-15 pour les essais ENF1, ENF2, ENF3 et ENF9 réalisés dans le cadre de ces travaux. A l'instant de l'amorçage de la fissure, une faible variation de raideur est observable. Ce phénomène est caractéristique de l'effet courbe R. La force continue ensuite à monter et la fissure propage lentement. Quand la force maximale est atteinte, la fissure propage de manière brutale et une importante chute de l'effort est observée.

Les courbes de raideur analytique pour a = 0 et a = L/2 et les courbes analytiques de propagation stable (équation 3.15) pour G_{IIC} = 1.3 N/mm et G_{IIC} = 2.7 N/mm sont également illustrées dans la Figure 3-15. Ces courbes permettent de comprendre qualitativement la variation de G_{IIC} lors de l'essai. À l'amorçage, la valeur de G_{IIC} est estimée à 1.3 N/mm pour les quatre spécimens. Ensuite, la fissure propage de manière stable jusqu'à la force maximale. Le taux de restitution d'énergie critique en mode II augmente jusqu'à environ G_{IIC} = 2.7 - 3 N/mm (voir plus pour l'essai ENF3). Finalement, la fissure propage rapidement et la longueur de fissure atteint des valeurs supérieures à L/2. La valeur du taux de restitution d'énergie critique à la fin de l'essai doit être plus faible que la valeur initiale car les courbes d'effort sont en-dessous de la courbe G_{IIC} = 1.3 N/mm.

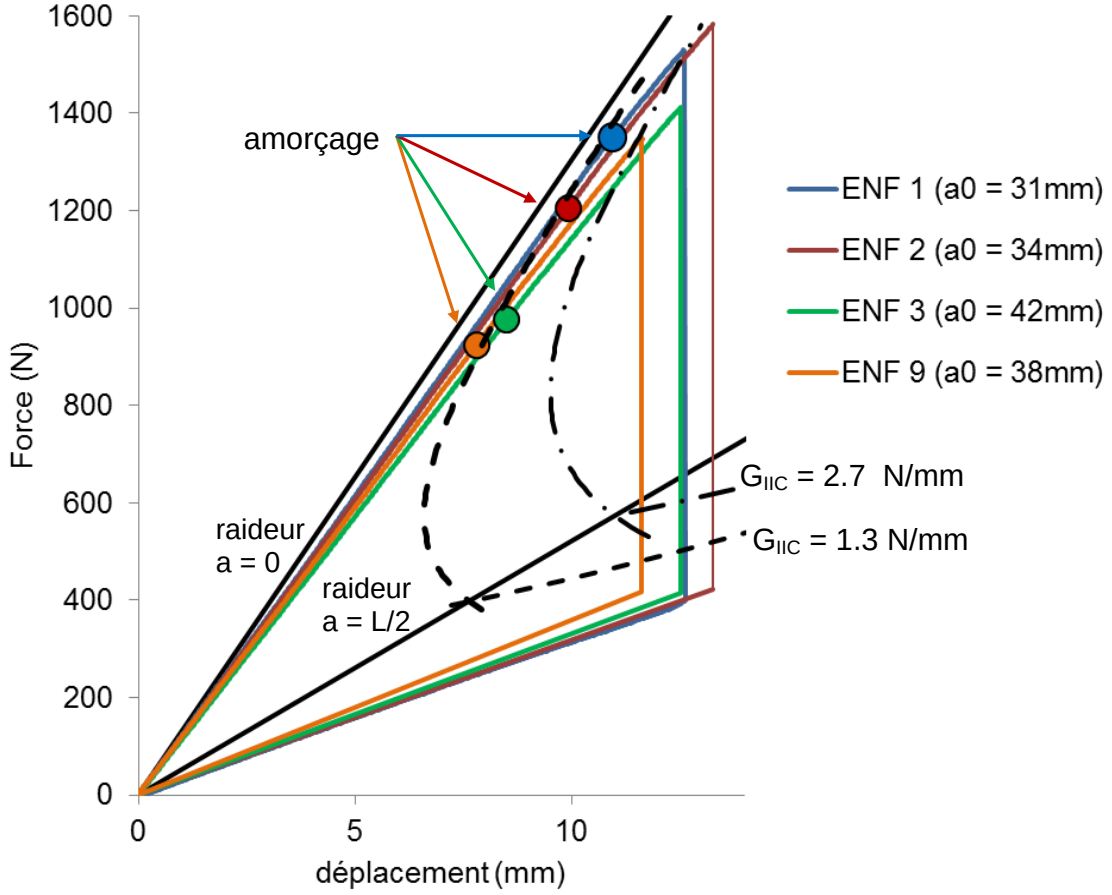


Figure 3-15 – Courbes force-déplacement des essais ENF réalisés, courbes analytiques G_{IIC} = 1.3 N/mm et G_{IIC} = 2.7 N/mm et raideur de l'éprouvette pour a = 0 et a = L/2

Des valeurs précises de G_{IIC} peuvent être déterminées par la méthode de la complaisance dès l'amorçage de la fissure (a_0) et jusqu'à l'instant où la propagation instable commence [**Dav92**, **AlLa95, PeMo04b**]. Ensuite, cette méthode n'est plus applicable et la thermographie infrarouge permet de surmonter cette limitation et de calculer G_{IIC} lors de la propagation.

La méthode de la complaisance permet de déterminer le taux de restitution d'énergie critique comme suit :

$$G_{IIC} = \frac{3.m.a^2.F^2}{2.B} \quad \text{avec} \quad C = C_0 + m.a^3 \tag{3.16}$$

où C_0 et m sont des paramètres obtenus par régression linéaire de la complaisance trouvée expérimentalement.

Cette méthode permet d'estimer la variation de G_{IIC} avec la longueur de fissure a, voir Tableau 1. Un effet de courbe R est nettement observable. La valeur de G_{IIC} augmente d'un facteur de 2 entre l'amorçage (G_{IIC} = 0.8 - 1.3 N/mm) et l'instant où propagation instable commence, correspondant à l'effort maximal F_{max} (G_{IIC} = 1.9 – 3 N/mm).

	a_0 (mm)	G_{IIC} amorçage (N/mm)	a_{Fmax} (mm)	G_{IIC} pour F_{max} (N/mm)
ENF 1	31	1.3	34	2.0
ENF 2	34	1.1	38	2.4
ENF 3	42	1.3	45	3.0
ENF 9	38	0.8	41	1.9

Tableau 1 – Valeurs de G_{IIC} à l'amorçage (a_0) et à l'instant de force maximale (F_{max})

La méthode de la thermographie infrarouge montre toute son utilité quand il s'agit de déterminer la valeur de G_{IIC} lors de la propagation instable. Il faut signaler que cette méthode est également applicable lors d'une propagation stable, mais dans ces travaux, la zone observée par la caméra thermique a été restreinte à la zone de propagation instable pour augmenter la résolution spatiale. Les essais ENF ont été filmés avec une caméra thermique FLIR SC7200. Cette caméra est capable de détecter de faibles changements de température dans l'éprouvette pendant l'essai par le biais de détecteurs photovoltaïques d'antimoniure d'indium. Le rayonnement de photons émis par l'objet filmé est traduit par la matrice de détecteurs en un signal électrique par pixel. Le signal numérique est traité par deux types de corrections. La première, dite « Non Uniformity Correction », uniformise la réponse de chaque détecteur par rapport à la réponse moyenne de la matrice. Une deuxième correction, appelée « Bad Pixel Replacement », supprime les pixels dont la réponse est trop éloignée de la moyenne et les remplace par le signal du pixel voisin. Une fois ces corrections effectuées, l'ordinateur effectue une correspondance entre le signal numérique et la température à partir de lois d'étalonnage.

La résolution spatiale maximale est de 320 x 256 pixels^2 et la résolution thermique inférieure à 25 mK à température ambiante. La fréquence d'acquisition maximale est de 360 Hz en pleine définition mais elle peut atteindre des fréquences d'acquisition de 2000 Hz en diminuant la définition spatiale. L'objectif macro G1 utilisé permet d'avoir une résolution spatiale maximale de 0.17 mm/pixel. La caméra est allumée 40 minutes avant le début de l'essai afin de stabiliser la température du dispositif. De même, la caméra est calibrée sur un corps noir et à deux températures avant chaque utilisation. Les essais ont été réalisés à température ambiante.

L'utilisation d'un revêtement de peinture noire mate permet d'homogénéiser l'émissivité de la surface d'un matériau aux alentours de 0.96 et d'avoir une émissivité indépendante de la longueur d'onde [Ber07]. La surface des éprouvettes utilisées dans ces travaux a été peinte avec une fine couche de peinture noire mate et l'émissivité a été considérée comme homogène et égale à 1 pour la suite de l'étude. De plus, les éprouvettes sont placées dans une enceinte dont les parois sont faites en papier peint noir mat pour limiter la pollution thermique des mesures.

Dans cette étude, les équations 3.12 et 3.13 sont utilisées pour déterminer G_{IIC}. Le volume d'étude Ω_{fiss} est réduit à une ligne perpendiculaire à la propagation de la fissure, une sorte de « jauge thermique ». Le taux de restitution d'énergie critique est estimé à partir de l'intégration spatio-temporelle du champ de température dans cette jauge avant (t_A) et après (t_{A+dA}) le passage de la fissure, Figure 3-10. Pour chaque spécimen, plusieurs jauges sont exploitées tout le long du trajet de la fissure. Les mesures sont répétées trois fois par ligne afin de calculer une moyenne de la valeur de G_{IIC} et réduire la variabilité. Ces jauges thermiques (n1, n2,…, n6) sont visibles pour le spécimen ENF_3 dans la Figure 3-16.

La propagation instable est un phénomène très rapide mais la conduction de la chaleur dissipée dans la fissure est un phénomène lent, ce qui permet de localiser facilement l'endommagement. Après le passage de la fissure, la conduction dure plusieurs centièmes de seconde. Au passage de la fissure par la jauge thermique, la valeur de G_{IIC} augmente de façon drastique mais la valeur de G_{IIC} prise en compte correspond à 0.03 s, moment où sa valeur se stabilise, Figure 3-16. Malgré le fait que la conductivité thermique dans la direction de la fibre (*l*) est plus importante que dans la direction transversale (*z*), la plupart de la conduction de la chaleur s'effectue dans la direction hors-plan (*z*) car le gradient de température selon « *l* » est très faible.

Cette méthode a été appliquée aux quatre spécimens ENF ; l'évolution de G_{IIC} avec la longueur de fissure est présentée dans la Figure 3.17. Les valeurs de ténacité déterminées par la méthode de la complaisance sont également indiquées dans cette figure. Les valeurs obtenues par thermographie infrarouge sont cohérentes avec celles obtenues par des méthodes classiques. Ces résultats confirment ce qui a été montré auparavant :

- À l'amorçage, la valeur de G_{IIC} varie entre 0.8 et 1.3 N/mm
- La valeur de la ténacité augmente jusqu'à la fin de la propagation stable (F_{max}), G_{IIC} = 1.9 – 3 N/mm

- La thermographie infrarouge permet de déterminer la valeur de G_{IIC} en propagation instable, qui oscille entre 0.76 et 1.5 N/mm, valeurs proches de celles obtenues à l'amorçage.

Ces résultats sont cohérents avec l'hypothèse de Smiley et al. [Smi87]. La valeur de G_{IIC} est plus faible pour des phénomènes fragiles liés à une propagation instable et a contrario, G_{IIC} présente une valeur plus importante pour une propagation stable où des phénomènes ductiles sont présents.

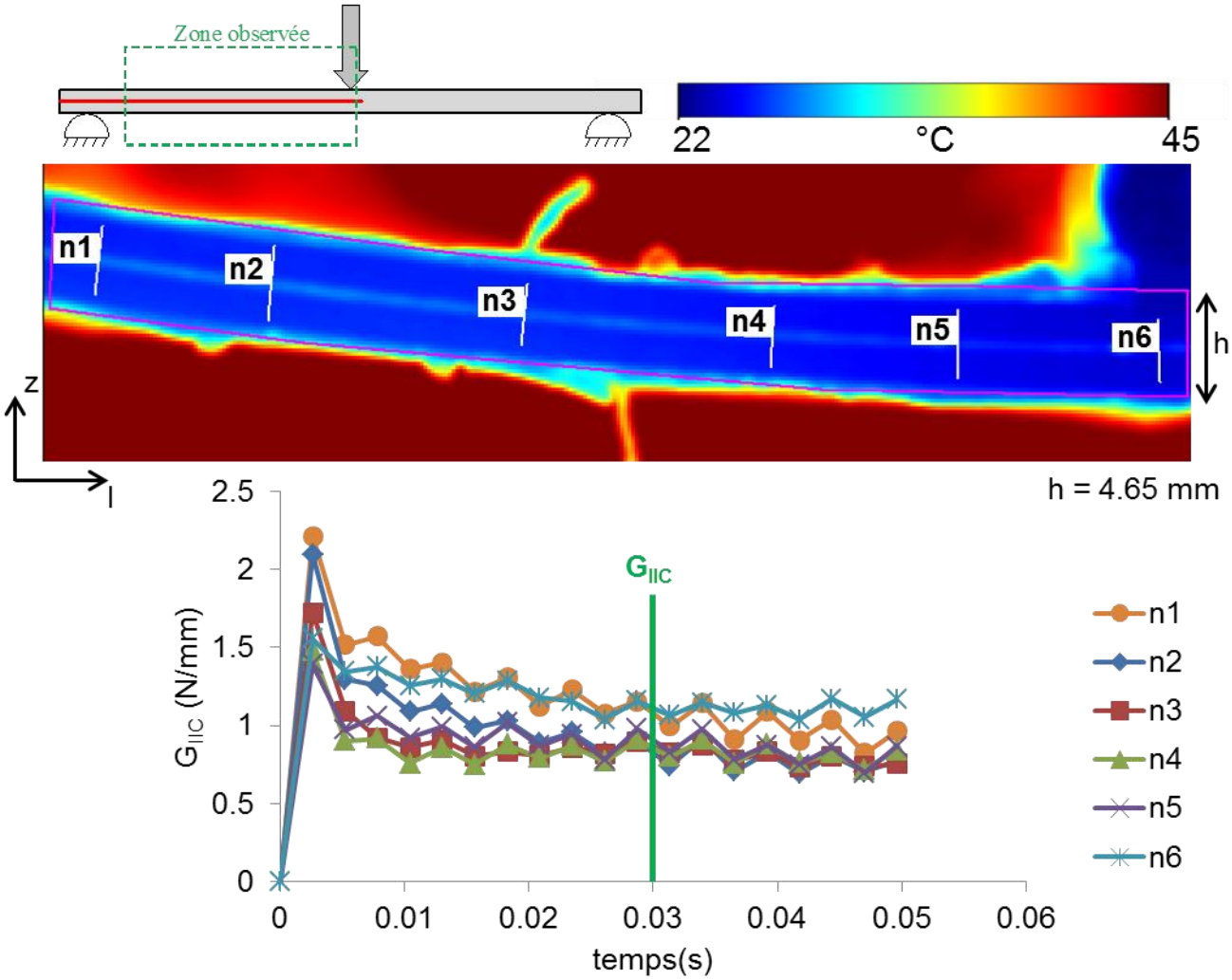


Figure 3-16 – Champ de température lors de l'essai ENF_3 et évolution de G_{IIC} en fonction du temps dans différentes jauges thermiques (n1,…, n6)

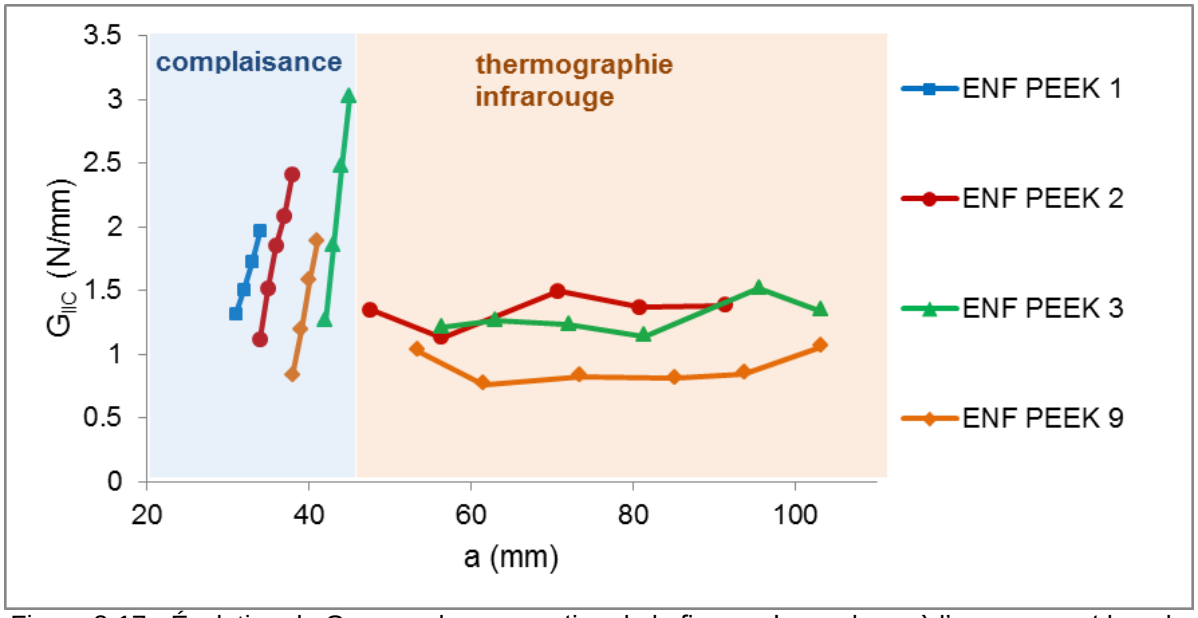


Figure 3-17 - Évolution de G_{IIC} avec la propagation de la fissure. Les valeurs à l'amorçage et lors de la propagation stable ont été déterminées par la méthode de la complaisance ; les valeurs lors de la propagation instable ont été déterminées par le biais de la thermographie infrarouge

III.3- Vitesse de propagation du délaminage en mode II pour stratifiés composites à matrice thermoplastique

Si une méthode classique est utilisée afin d'évaluer le taux de restitution d'énergie critique, sa valeur doit être corrigée par la prise en compte d'un G_C dynamique. Pour le calcul de la ténacité, la partie liée à l'énergie cinétique doit être enlevée de l'énergie dissipée totale. Avec la méthode de la thermographie infrarouge on s'affranchit de ce problème car seulement la partie d'énergie dissipée en chaleur associée à la propagation de la fissure est mesurée. La connaissance de la vitesse de propagation permet d'estimer la part d'énergie des effets inertiels lors de la propagation. Les essais ENF ont été filmés avec une caméra rapide Photron SA5 à une fréquence d'acquisition de 105 kHz afin de suivre le front de fissure. Dans la Figure 3-18, l'avancée du front de fissure lors de la propagation instable de la fissure est montrée.

La tranche de l'éprouvette face à la caméra a été traitée avec un spray révélateur de fissures (spécimens ENF 1 et 2). Un mouvement de vibration assez prononcé est induit dans l'éprouvette lors de la propagation brutale de la fissure. Le produit révélateur se détache de la surface, créant un nuage empêchant le suivi du front de fissure. Les spécimens 3 et 9 ont donc été peints avec une peinture blanche matte permettant d'améliorer le suivi. La vitesse de propagation est très élevée ne permettant pas d'avoir beaucoup d'images à partir desquelles l'avancée du front de fissure peut être estimé (même à haute fréquence

d'échantillonnage). La vitesse de propagation pour ces essais ENF est montrée dans la Figure 3-19. La vitesse de propagation semble augmenter avec la propagation de la fissure. La vitesse moyenne pour chaque spécimen est donnée dans le Tableau 2. Cette vitesse varie entre 800 et 960m/s et les résultats montrent une importante variabilité. La vitesse de propagation maximale est de 1200 m/s.

La vitesse de propagation d'une fissure peut être exprimée en fonction des vitesses des ondes de Rayleigh [**Ray96**]. Celles-ci sont des ondes acoustiques qui se propagent à la vitesse maximale d'une perturbation sur une surface libre. La vitesse des ondes de Rayleigh dans le matériau varie entre 0.2 et 0.4 x C_0 [**Blu69**], étant C_0 la vitesse d'une onde longitudinale ($c_0 = \sqrt{E/\rho}$). Cette estimation permet de calculer la limite maximale de vitesse de propagation des ondes dans notre matériau, qui varie entre 1930 m/s et 3860 m/s. Étant donné que la vitesse de propagation maximale mesurée lors de l'essai ENF est de 1200 m/s, on conclut que l'essai quasi-statique ENF peut induire des vitesses de propagation très élevées si la condition d'instabilité est atteinte et que les effets dynamiques sont non négligeables

Le rapport G_{Dc}/G_0 est défini comme le facteur de correction dynamique avec G_{Dc} le taux de restitution d'énergie en régime dynamique et G_0 le taux de restitution d'énergie critique en régime quasi-statique. Il permet, à partir de la vitesse de fissuration, d'estimer les effets inertiels produits par la propagation d'une fissure en régime dynamique. Des travaux complémentaires peuvent être réalisés afin d'exploiter cette voie et d'estimer le facteur de correction dynamique en s'appuyant sur des modèles numériques.

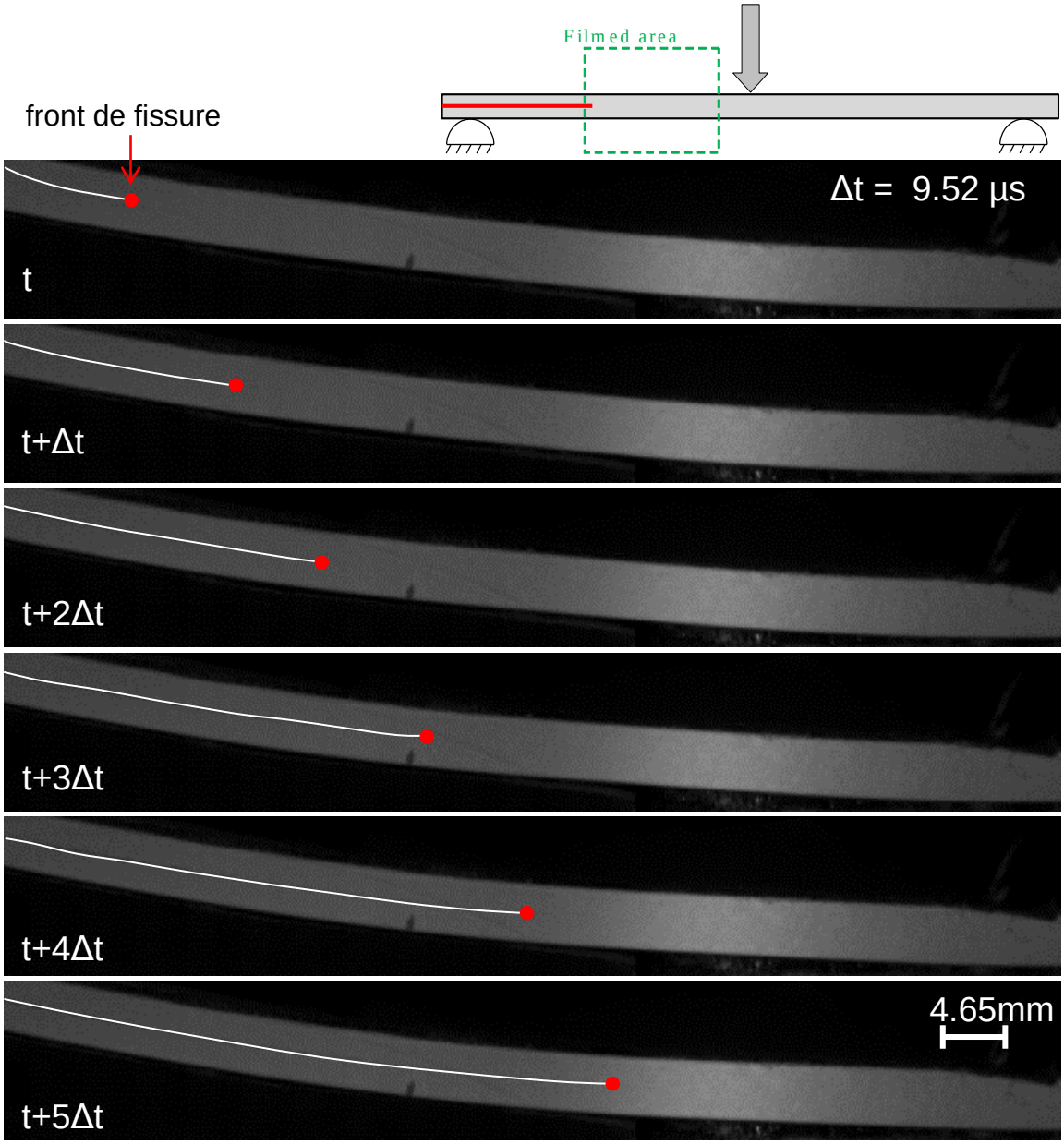


Figure 3-18 – Avancée du front de fissure lors de l'essai ENF3

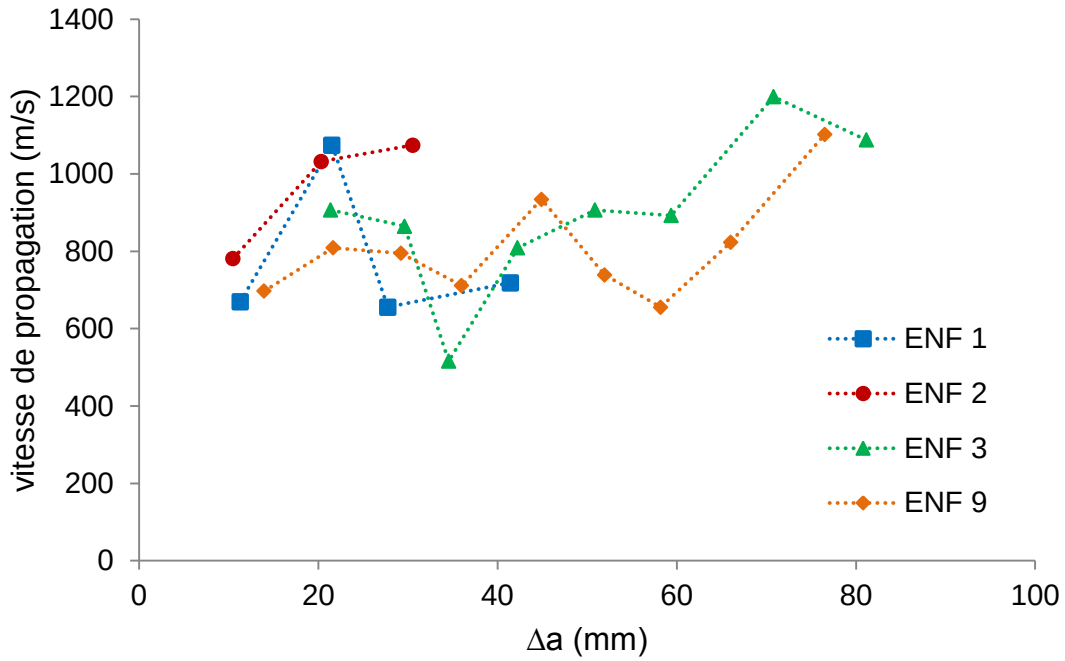


Figure 3-19 – Évolution de la vitesse de propagation en fonction de l'avancée du front de fissure pour l'essai ENF

spécimen	**ENF_1**	**ENF_2**	**ENF_3**	**ENF_9**
vitesse moyenne de propagation	820.7	962.5	833.5	807.5

Tableau 2 – Vitesse moyenne de propagation pour l'essai ENF sur un stratifié unidirectionnel carbone/PEEK

IV- Proposition de l'essai Short Beam Shear Test pour la détermination de G_C

IV.1- Objectifs de l'essai

La caractérisation de la propagation du délaminage peut s'effectuer par le biais de différents essais présentés dans la première partie de ce chapitre. Pour la caractérisation de G_{IIC}, l'essai ENF est couramment utilisé. Selon la norme de l'essai, le stratifié unidirectionnel est privilégié alors que dans l'industrie les plis à 0°, 90° et ±45° sont empilés pour former généralement des stratifiés quasi-isotropes. En conséquence, l'apparition du délaminage est souvent liée à la présence de fissuration matricielle. Ce couplage entre des

endommagements intra-pli et inter-pli n'est pas pris en compte dans les essais classiques. La dégradation des propriétés de l'interface en fonction de l'endommagement intra-pli doit être prise en compte pour décrire correctement la propagation du délaminage. De plus, l'essai ENF prévoit l'introduction d'une préfissure alors que dans la 'vraie vie' le stratifié n'est pas censé être préfissuré. Le chemin de fissure n'est pas donc fixé à l'avance.

L'objectif de cette partie des travaux est de proposer un essai capable de reproduire le scénario d'endommagement d'impact dans un composite stratifié multidirectionnel sain suite à un chargement perpendiculaire au pli (configuration de l'impact). Par scénario d'endommagement, on entend l'apparition d'une fissuration matricielle (étape 1 de la Figure 3-20) débouchant sur l'interface entre plis de différentes orientations (étape 2 de la Figure 3-20) et favorisant la propagation du délaminage (étape 3 de la Figure 3-20).

L'essai de flexion trois points rapprochés, ou Short Beam Shear (SBS) test en anglais, a été utilisé dans [HRBM13] pour étudier la non-refermeture des fissures matricielles après un impact menant à l'apparition de l'indentation permanente. Dans les travaux présents, cet essai est utilisé pour déterminer la valeur de G_{IIC} en présence du couplage des endommagements intra et inter-pli. Un suivi des phénomènes dissipatifs est assuré par une caméra thermique et la valeur de G_{IIC} est obtenue par le biais de la thermographie infrarouge.

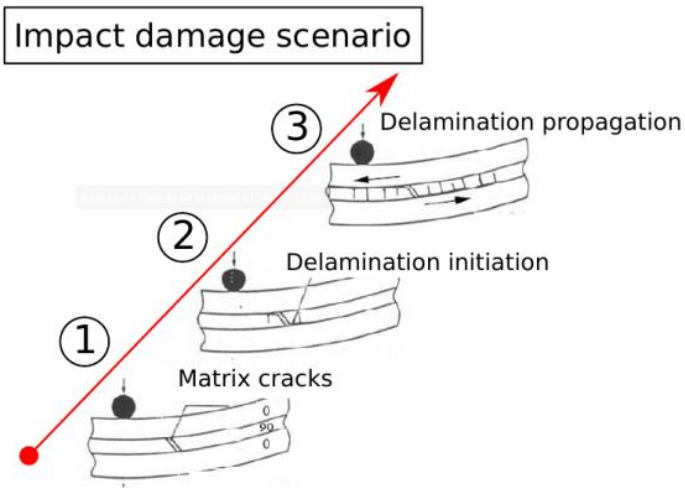


Figure 3-20 – L'essai SBS vise à reproduire le scénario d'endommagement d'impact afin de déterminer G_{IIC} [ChCh87]

IV.2- Configuration de l'essai

La configuration de l'essai SBS est illustrée par une photographie présentée dans la Figure 3-21. L'éprouvette est simplement supportée par deux cylindres inférieurs de 6 mm de diamètre et le chargement est imposé par l'intermédiaire d'un cylindre supérieur de 12 mm de diamètre.

L'essai SBS minimise les contraintes de traction/compression et maximise les contraintes de cisaillement transverse dans le plan médian de l'éprouvette [AdMi95]. Une éprouvette mince composée d'un empilement de 8 plis [0_2 / 90_4 / 0_2] en carbone/PEEK est utilisée. La géométrie de l'éprouvette est montrée dans la Figure 3-22. L'état de contraintes de cisaillement favorise l'apparition des fissures matricielles dans le pli à 90° atteignant l'interface entre les plis à 90° et à 0°. Cette fragilisation de l'interface est à l'origine de l'amorçage du délaminage.

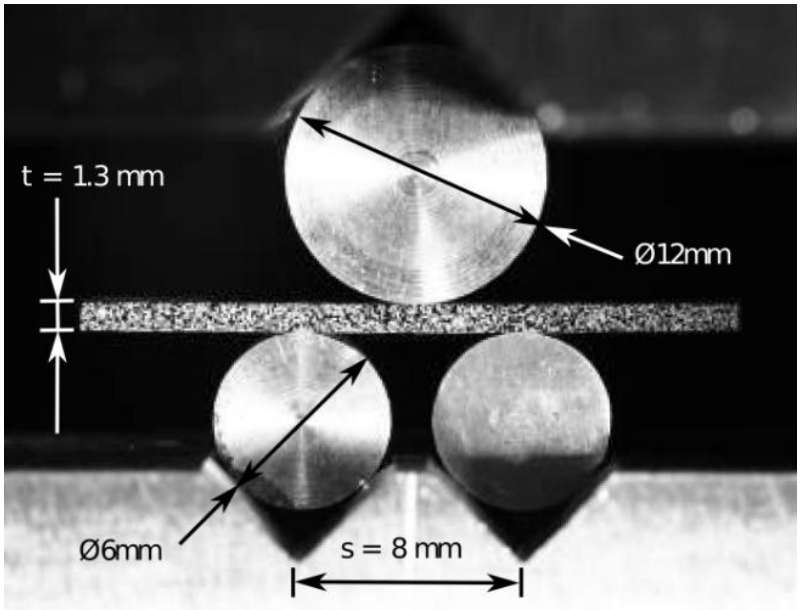


Figure 3-21 – Configuration de l'essai Short Beam Shear test

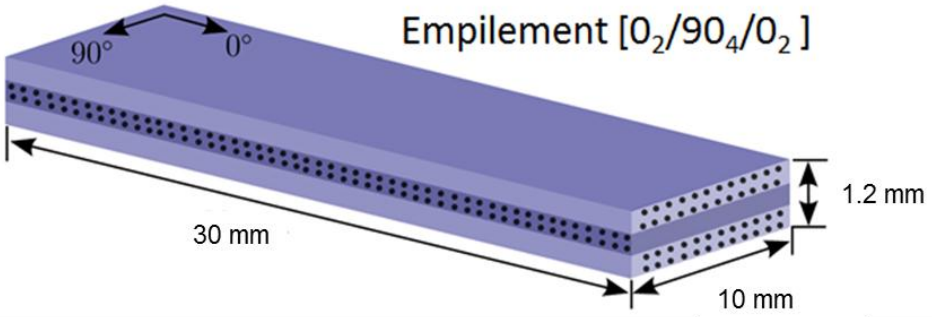


Figure 3-22 – Empilement utilisé pour investiguer le scénario d'endommagement d'impact et pour la détermination de G_{IIC}

L'essai SBS a été également choisi pour la simplicité des outillages nécessaires, qui ont été conçus et usinés lors de ces travaux. Néanmoins, la mise en place de l'essai reste délicate. D'abord, le nombre de plis de l'éprouvette a été réduit au maximum afin de limiter l'effet de l'épaisseur dans la valeur de G_{IIC}. Néanmoins, un faible nombre de plis entraine de problèmes de résolution dans la caméra thermique et une difficulté ajoutée dans la mise en position de l'éprouvette et dans l'alignement du chargement. De plus, le ratio entre la distance entre appuis et l'épaisseur de l'éprouvette doit être faible pour privilégier un état de cisaillement au sein de l'éprouvette.

Dans le but d'investiguer l'effet de la vitesse de chargement sur la valeur de la ténacité, les essais SBS ont été menés à deux gammes de vitesses bien différenciées. D'abord, des essais quasi-statiques ont été réalisés à une vitesse variant entre 0.2 et 0.6 mm/s. Ces essais ont été réalisés sur une machine de traction/compression Instron. Les grandeurs mesurées lors de l'essai sont l'effort (par une cellule d'effort propre à la machine) et le déplacement de la traverse. Ensuite, des essais dynamiques ont été réalisés sur une tour de chute couramment utilisée pour les essais d'impact basse vitesse/basse énergie. Les détails de ce moyen d'essai seront présentés dans le chapitre 4. Un impacteur plat de 0.545 kg tombe d'une certaine hauteur et entre en contact avec le cylindre supérieur avec une vitesse initiale mesurée par un capteur laser. La vitesse d'impact peut être réglée en choisissant la hauteur de chute. Cette vitesse est réglée de telle manière que l'énergie d'impact soit du même ordre de grandeur que l'énergie mise en place dans l'essai quasi-statique. Un capteur d'effort piézo-électrique placé dans l'impacteur mesure l'effort de contact lors de l'essai.

IV.1- Scénario d'endommagement

Le comportement de quatre éprouvettes (S1, S2, S3 et S5) soumises à l'essai SBS à vitesse quasi-statique (0.6 mm/s) est présenté dans la Figure 3-23. Un comportement quasi linéaire

élastique est observé au début de chargement, mis à part quelques effets de mise en position, classiques pour ce type d'essai. Ensuite, deux types de comportement sont observés. Dans un premier cas (éprouvette S3), tous les endommagements apparaissent presque instantanément (fissuration matricielle, délaminage et rupture de fibres). L'ensemble des endommagements mène à la ruine de l'éprouvette de manière fragile (chute brutale de l'effort). Dans un deuxième cas (éprouvettes S1, S2 et S5), seulement la fissuration matricielle et le délaminage apparaissent et la courbe effort-déplacement montre une dégradation progressive de l'éprouvette. L'évolution de l'endommagement est remarquable pour chacune des éprouvettes après la perte de linéarité : augmentation de l'effort jusqu'à rupture pour S1, dents de scie pour S2 et diminution de l'effort jusqu'à rupture pour S5. Les différentes courbes montrent une bonne reproductibilité de l'essai, l'effort maximal ne dépassant dans aucun cas les 1.3 kN.

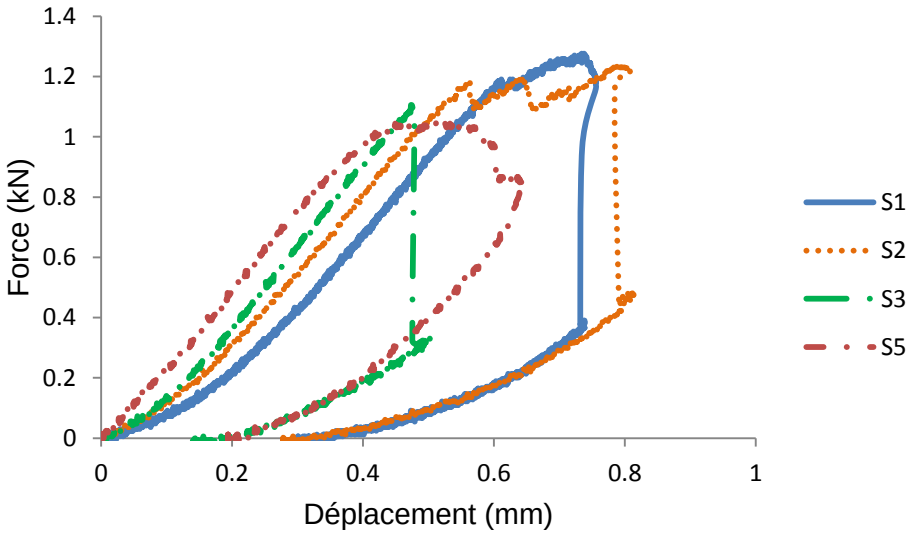


Figure 3-23 – Courbe effort-déplacement pour les essais SBS quasi-statiques S1, S2, S3 et S5

Pour le premier cas (éprouvette S3), les trois endommagements peuvent être observés dans la micrographie post-mortem de la Figure 3-24. Un suivi par caméra rapide et infrarouge permet d'étudier la succession d'endommagements. D'abord, une rupture des fibres est observée dans le pli supérieur à 0°. Ensuite, une fissure matricielle à 45° traverse complètement le pli à 90° arrivant à l'interface entre plis à 90° et 0°. Finalement, la fragilisation de l'interface entre plis de différentes orientations cause la propagation de la fissure en forme de délaminage. Le but de cet essai étant de favoriser la fissuration matricielle et le délaminage, l'apparition de la rupture de fibres n'est pas souhaitable. Des investigations ont été menées afin de comprendre ces phénomènes.

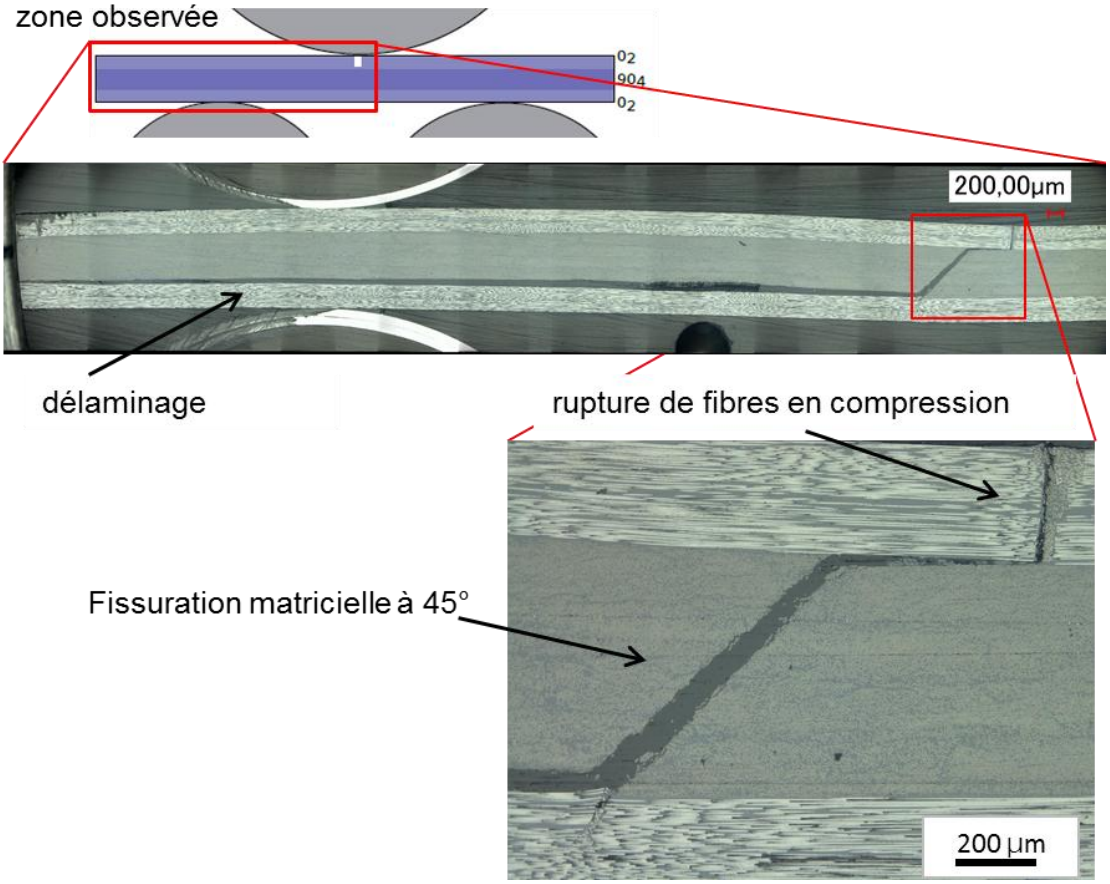


Figure 3-24 – Micrographie post-mortem d'un essai SBS montrant plusieurs endommagements : rupture de fibres en compression, fissure traverse à 45° et délaminage

[**AdLe95**, **AdMi95**] montrent que l'essai SBS peut favoriser plusieurs modes de rupture: en flexion, en cisaillement et en mode mixte, voir Figure 3-25. La flexion de l'éprouvette provoque un état de compression sous le cylindre supérieur. Cette compression du pli supérieur peut susciter la rupture de fibres. Le paramètre influant sur le type de sollicitation (flexion ou cisaillement) est le ratio entre la distance entre appuis (« span », s) et l'épaisseur de l'éprouvette (« thickness », t). La contrainte de cisaillement ne dépend pas de la distance entre appuis alors que la contrainte en flexion augmente linéairement avec cette distance. Une valeur faible de ce ratio *s/t* favorise le cisaillement alors que plus ce ratio est élevé, plus la sollicitation correspond à de la flexion. Les auteurs préconisent l'utilisation de cylindres d'un diamètre supérieur à ceux fixés par la norme (3 mm et 6 mm pour les cylindres inférieur et supérieur, respectivement). En effet, des cylindres de diamètre plus important permettent de répartir la charge de manière plus uniforme que ceux avec un faible diamètre. De même, un ratio *s/t* entre 4 et 9 est conseillé, la valeur optimale étant autour de 6, valeur utilisée dans ces travaux de thèse.

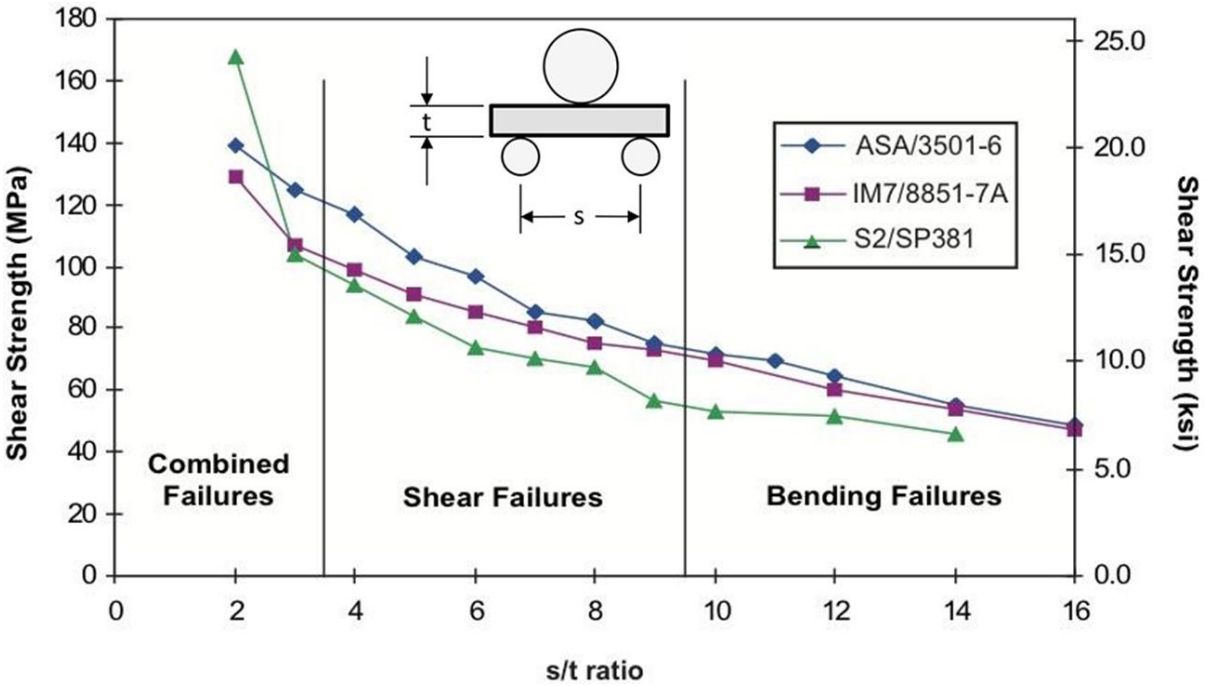


Figure 3-25 – Contraintes de cisaillement en fonction du ratio entre la distance entre appuis(s) et l'épaisseur du spécimen (t) pour un essai SBS sur différents composites unidirectionnels [AdLe95]

Plusieurs configurations ont été testées jusqu'à trouver la configuration menant à l'apparition de la fissuration matricielle suivie du délaminage. Une série d'essais préliminaires a été effectuée afin de vérifier l'état de cisaillement dans la partie centrale de l'éprouvette. Des éprouvettes ont été peintes en blanc et ensuite un mouchetis fin a été déposé sur la surface de la tranche. Un appareil photo a été placé face à la tranche de l'éprouvette afin de suivre le déplacement du mouchetis lors de l'essai. Une technique de corrélation d'images a permis de confirmer la présence d'un état de contraintes de cisaillement prédominant par rapport à la flexion et antisymétrique par rapport au plan vertical de symétrie de l'essai, Figure 3-26.

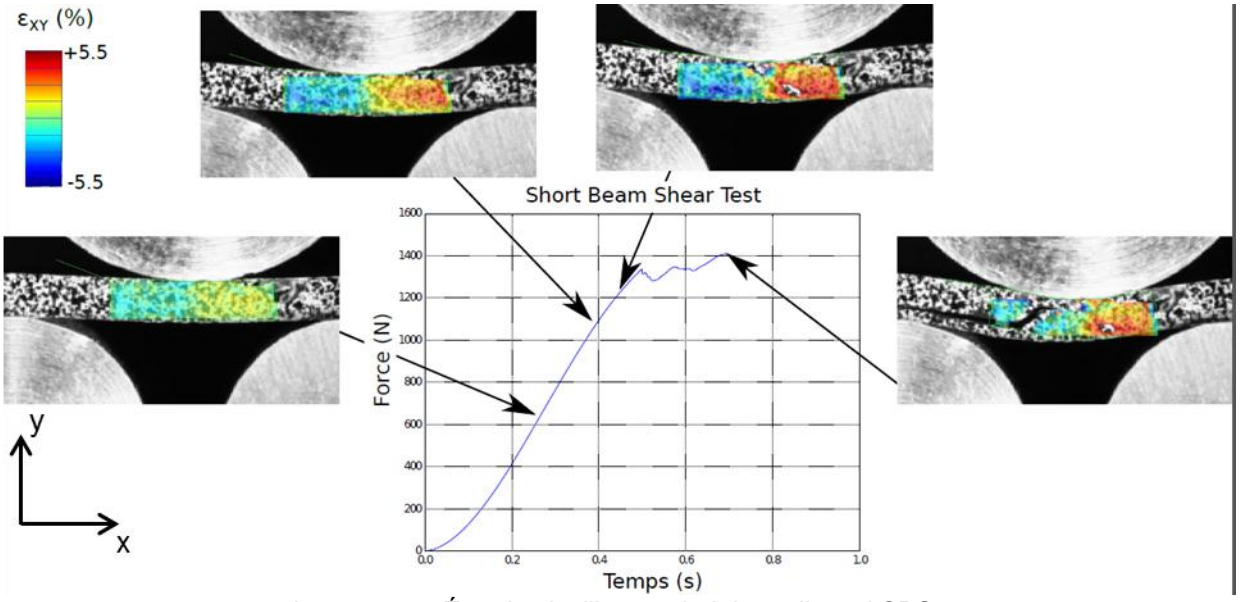


Figure 3-26 – État de cisaillement induit par l'essai SBS

La Figure 3-27 montre une micrographie d'un spécimen présentant le scénario d'endommagement recherché : fissuration matricielle suivie du délaminage. Comme présenté dans l'état de l'art du premier chapitre, dans les stratifiés « classiques » carbone/époxy, des fissurations matricielles à 45° ou verticales sont observées lors de l'impact. Dans ces travaux menés sur des éprouvettes carbone/PEEK, le comportement de la fissure est sensiblement différent. La fissure part de la partie supérieure du pli à 90°. A la place de traverser complètement le pli, la fissure matricielle bifurque et se propage par paliers au sein du pli à 90°, comme montré sur la micrographie post-mortem de la Figure 3-27. La propagation d'une fissure suit le chemin qui minimise à chaque instant l'énergie dissipée. Le chemin de fissuration à l'interface entre plis à 90° est apparemment moins consommateur d'énergie pour une résine thermoplastique que traverser complètement le pli à 90°. Enfin, quand la fissure atteint l'interface entre plis de différentes orientations 90°/0°, elle propage de manière très rapide. Ce comportement est observé dans des essais statiques et dynamiques.

De plus, pour les deux vitesses de sollicitation, la propagation du délaminage est presque instantanée pour tous les spécimens. Une caméra rapide Photron SA5 a été utilisée afin de suivre la pointe de fissure. Néanmoins, dû aux faibles dimensions de l'éprouvette, la résolution spatiale maximale et la fréquence d'acquisition maximale sont atteintes sans être en mesure de suivre la propagation de la fissure.

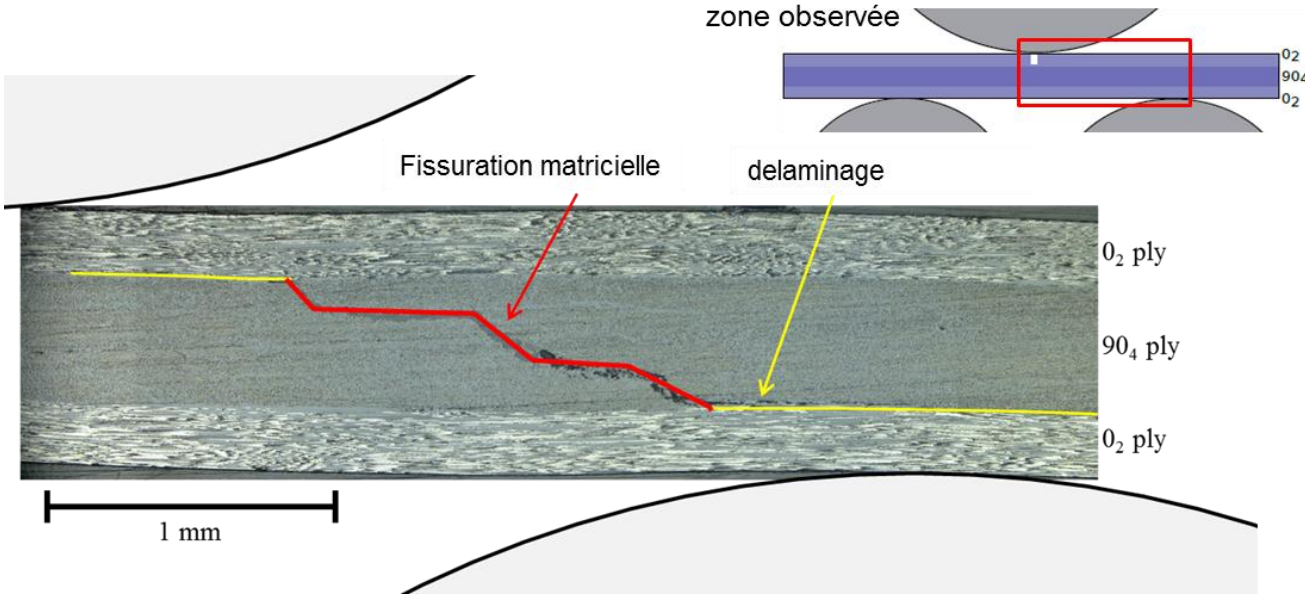


Figure 3-27 – Micrographie post-mortem de l'éprouvette S4 montrant une fissure matricielle se propageant par paliers avant de produire le délaminage

IV.2- Détermination de G_{IIC}

Les essais SBS ont été réalisés à température ambiante (293 K) et une caméra infrarouge FLIR SC700 a été placée face à la tranche de l'éprouvette afin de suivre l'évolution des températures émises lors de l'essai. La fréquence d'acquisition des images thermiques varie entre 380 Hz pour les essais quasi-statiques et un maximum de 2176 Hz pour les essais dynamiques. Une image des températures au début de l'essai est montrée dans la Figure 3-28.

Des essais SBS réalisés sur des composites carbone/époxy dans les travaux de Hongkarnjanakul [HRBM13] montrent une propagation stable du délaminage. Pour le matériau objet de cette étude (stratifié carbone/PEEK) la propagation du délaminage est un phénomène très rapide. Néanmoins, la conduction thermique de l'énergie dissipée lors de la propagation est un phénomène lent, ce qui permet son évaluation par le biais de la thermographie infrarouge. La chronologie des endommagements d'impact peut être visualisée lors de l'essai, voir Figure 3-29.

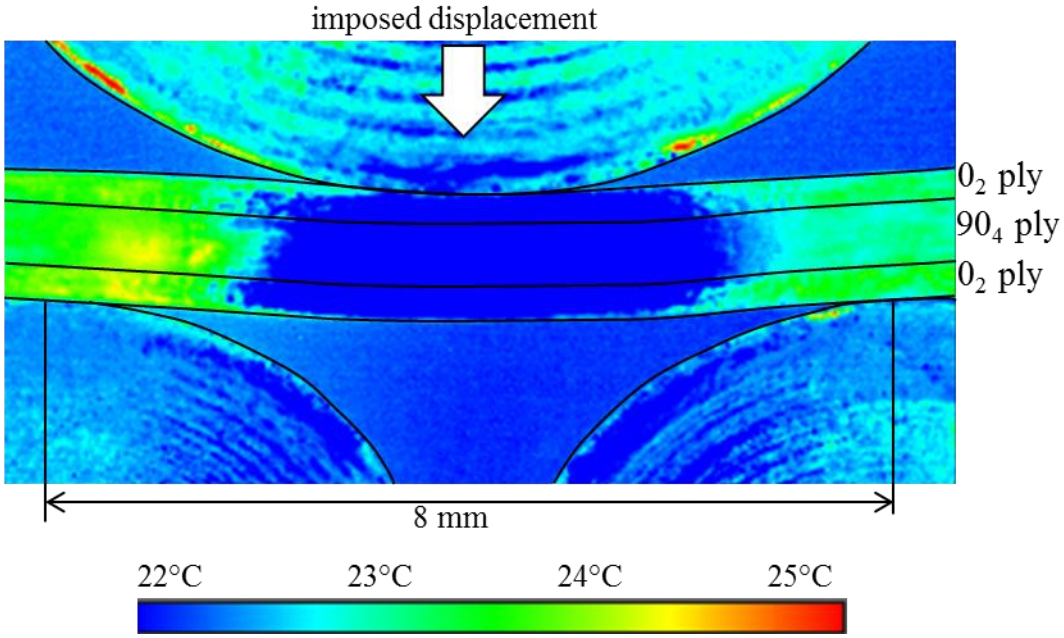


Figure 3-28 – Champ de température au début de l'essai SBS

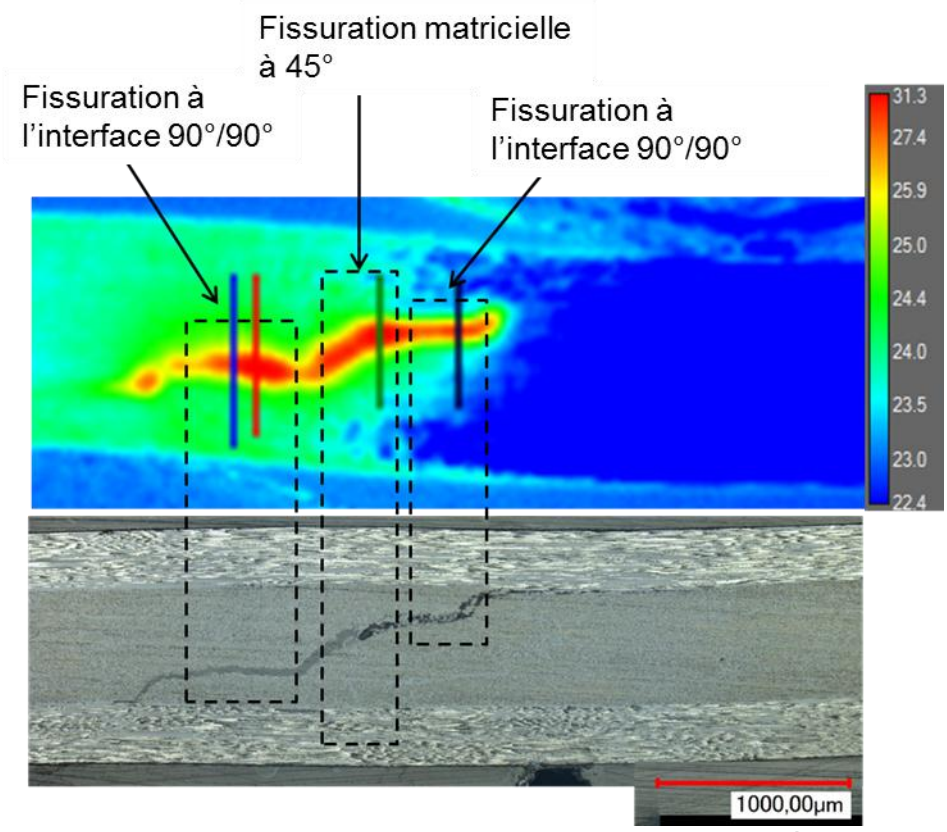


Figure 3-29 – Comparaison des suivis des endommagements par caméra thermique et par micrographie post-mortem

La propagation du délaminage est un phénomène fortement énergétique induisant des augmentations de température de l'ordre de 8°C. Cette augmentation de température permet l'estimation des sources de chaleur selon l'équation 3.10. Le taux de restitution d'énergie critique est estimé à partir de l'intégration spatio-temporelle du champ de température dans une jauge thermique Ω_{fiss} avant (t_A) et après (t_{A+dA}) le passage de la fissure, Figure 3-10. Ces jauges thermiques sont observées pour le spécimen S4 dans la Figure 3-30.

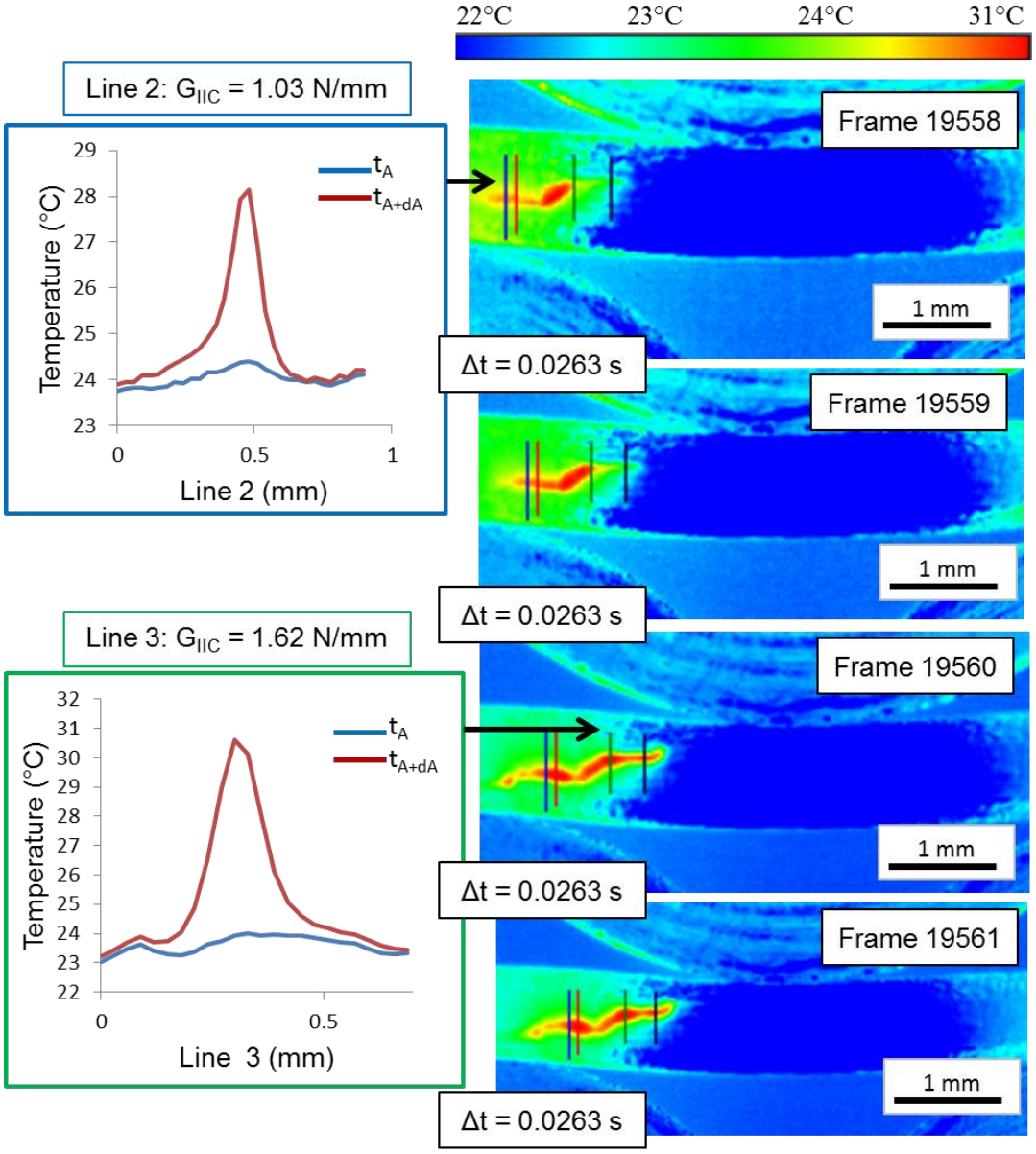


Figure 3-30 – Évolution de la température dans les jauges thermiques lors de la propagation du délaminage - Specimen S4.

L'essai S7 permet de visualiser un scénario d'endommagement plus classique : le délaminage part de l'interface 0°/90° supérieure dans la région sous l'indenteur, traverse le

pli à 90° en forme de fissure matricielle suivant un angle de 45° et bifurque en délaminage à l'interface inférieure 0°/90° (Figure 3-31a). La ténacité est calculée au passage de la fissure par plusieurs jauges thermiques (n1, n4, n5, n6 et n7). Les résultats des jauges n2 et n3 ne sont pas pris en compte car la fissure est très ouverte et le champ de température ne correspond pas à la surface mais à l'intérieur de l'éprouvette. La valeur de G_{IIC} se stabilise quelques millisecondes après un pic maximal, Figure 3-31b. Comme montré dans la Figure 3-31c, la valeur de G_{IIC} est de 2.4 N/mm au début de la propagation et une fois que la propagation rapide est en place, la valeur de G_{IIC} est plus faible, de 1.4 N/mm.

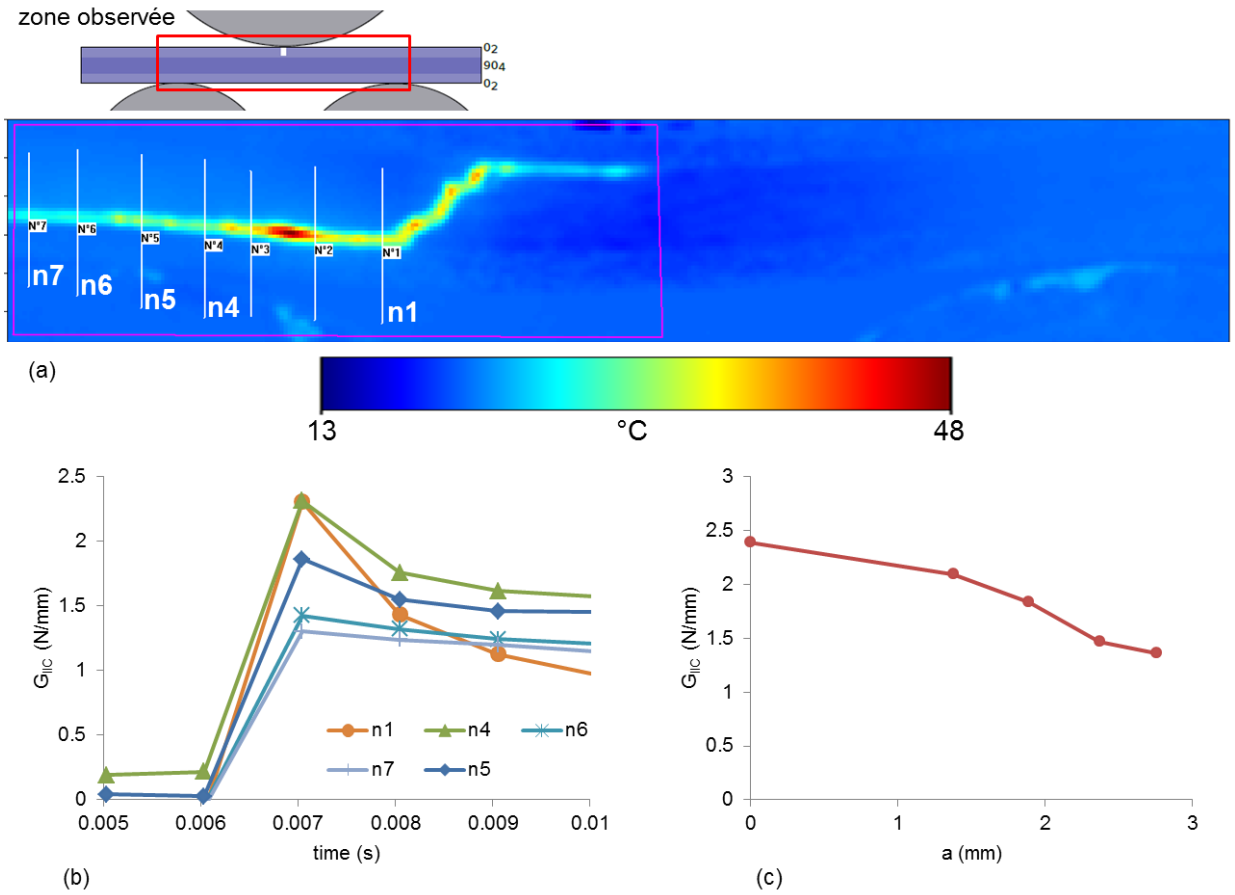


Figure 3-31 – Champ de température lors de la propagation de la fissure de l'essai S7 (a), évolution de G_{IIC} en fonction du temps (b) et de l'avancée du front de fissure (c)

Pour les tests dynamiques réalisés à vitesse d'impact (1 m/s), un grand nombre d'essais ont été réalisés afin de capter la propagation de la fissure lors de l'impact. En effet, la sollicitation est tellement rapide que les phénomènes énergétiques sont difficilement observables et ce pour une fréquence d'acquisition de 2176 Hz, fréquence maximale admise par la caméra infrarouge.

Dans la Figure 3-32 le champ de température est montré pour le spécimen D1 à l'instant de déflexion maximale de l'éprouvette. Une seule fissure à 45° traverse le pli supérieur (à 0°) et

les plis médians (à 90°). Ensuite, la fissure propage en forme de délaminage entre les plis 90° et le pli inférieur à 0°. La propagation est rapide et la fissure traverse les quatre jauges n1-n4 dans le même instant (Δt = 1 / 2176 Hz ~ 0.0005 s). Cet instant correspond à la valeur maximale de G_{IIC}, se stabilisant ensuite avant de descendre suite à des phénomènes de conduction et de convection (voir Figure 3-33 (a)).

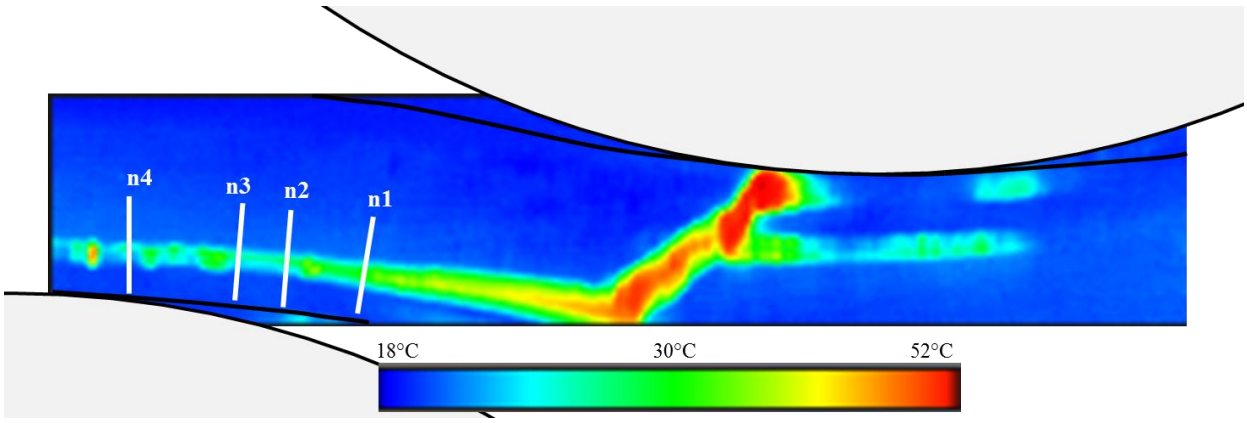


Figure 3-32 – Champ de température lors de la propagation de la fissure pour l'éprouvette D1

La Figure 3-33 (b) montre l'évolution de G_{IIC} avec l'augmentation de la longueur de fissure à partir de la position de la première jauge thermique n1 correspondant à a = 0 mm. L'ouverture de la fissure suite à l'impact ne permet pas de déterminer la valeur de G_{IIC} au début de la propagation. En effet, la température dans cette position ne correspond pas à une mesure surfacique mais plutôt à l'ensemble d'énergie dissipée en chaleur à l'intérieur de l'éprouvette. Une légère diminution de la valeur de ténacité est observée une fois que la fissure propage. En effet, l'énergie nécessaire pour commencer la propagation est plus élevée que celle nécessaire pour entretenir la propagation de la fissure.

L'essai D4 cf. Figure 3-34, est très intéressant car le scénario d'endommagement est différent à celui de l'essai D1 qui vient d'être présenté. Un délaminage apparait sous l'impacteur entre le pli supérieur (à 0°) et les plis à 90°. Ce délaminage a été suivi avec la caméra infrarouge afin déterminer la valeur de G_{IIC} à l'amorçage de la fissure et de suivre ensuite sa propagation vers l'extrémité de l'éprouvette (Figure 3-34, jauges n1, n2, n3 et n4). L'évolution de G_{IIC} avec la longueur de la fissure est illustrée Figure 3-35. Après la propagation du délaminage, la fissure propage par paliers dans les plis médians de la même façon que dans la micrographie provenant de l'essai statique S4 (Figure 3-27). Quand la fissure retrouve l'interface inférieure entre plis à 90° et 0°, elle propage en délaminage.

Le même scénario d'endommagement est retrouvé dans l'essai D2. Pour ces deux cas, la valeur de ténacité est sensiblement supérieure à celle obtenue pour les éprouvettes D1 et

D3, voir Tableau 3. Le délaminage propageant sous la pression de l'impacteur, la fissure nécessite donc plus d'énergie pour avancer.

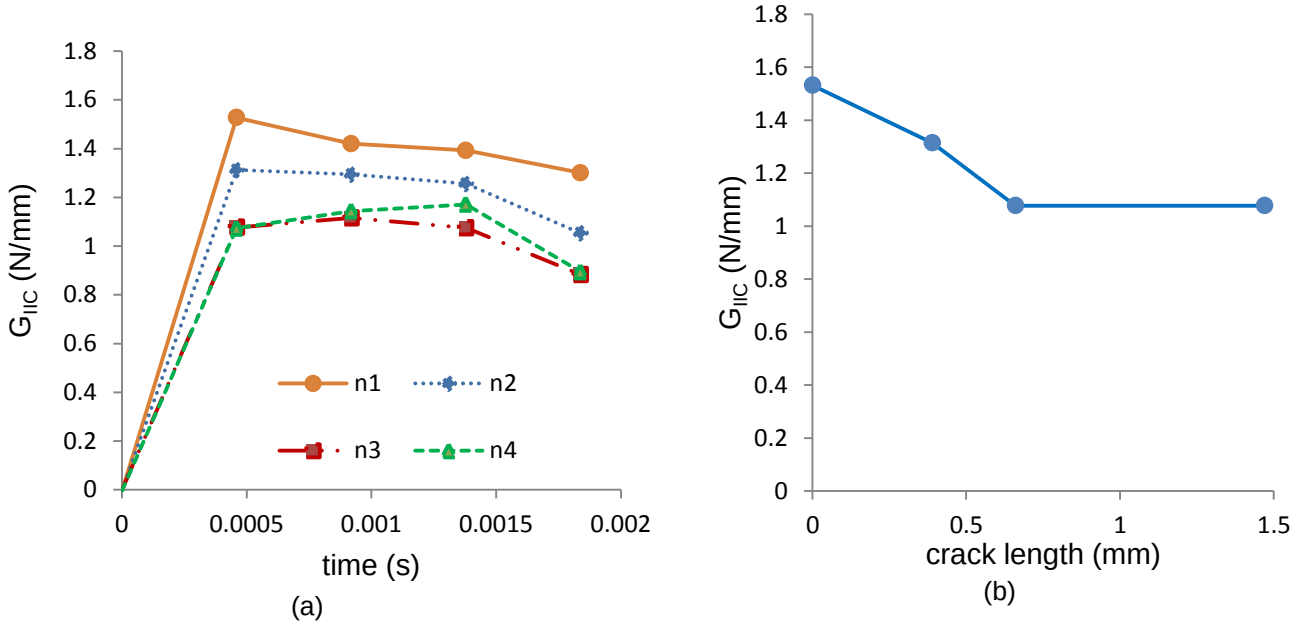


Figure 3-33 – Évolution de la valeur de G_{IIC} avec le temps (a) et la longueur de fissure (a) pour l'éprouvette D1

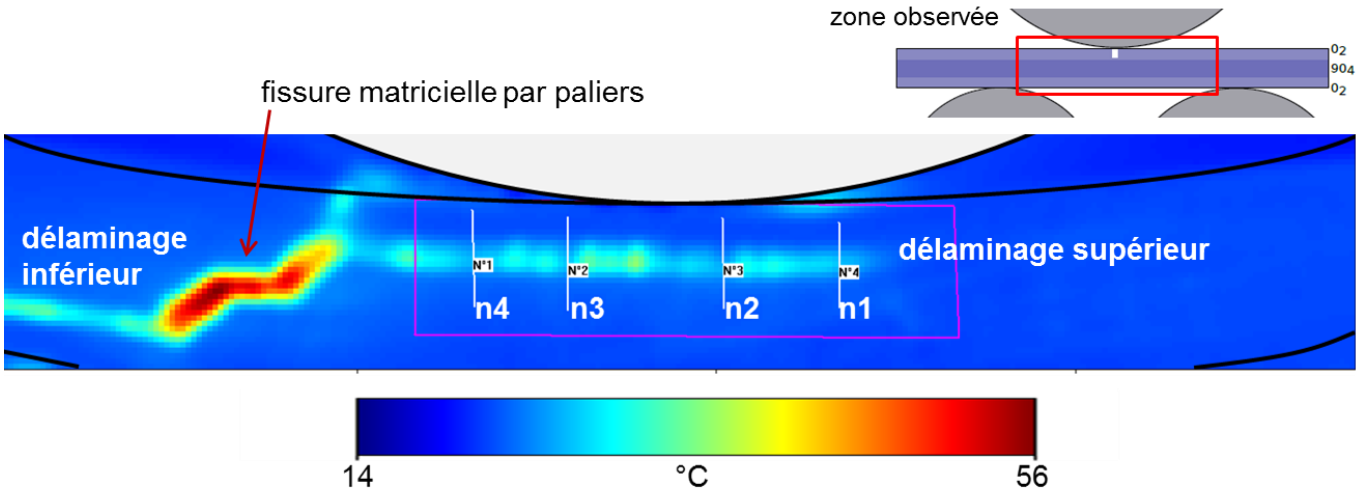


Figure 3-34 - Champ de température de la fissure propageant en deux délaminages (inférieur et supérieur) connectés par une fissure matricielle par paliers (éprouvette D4)

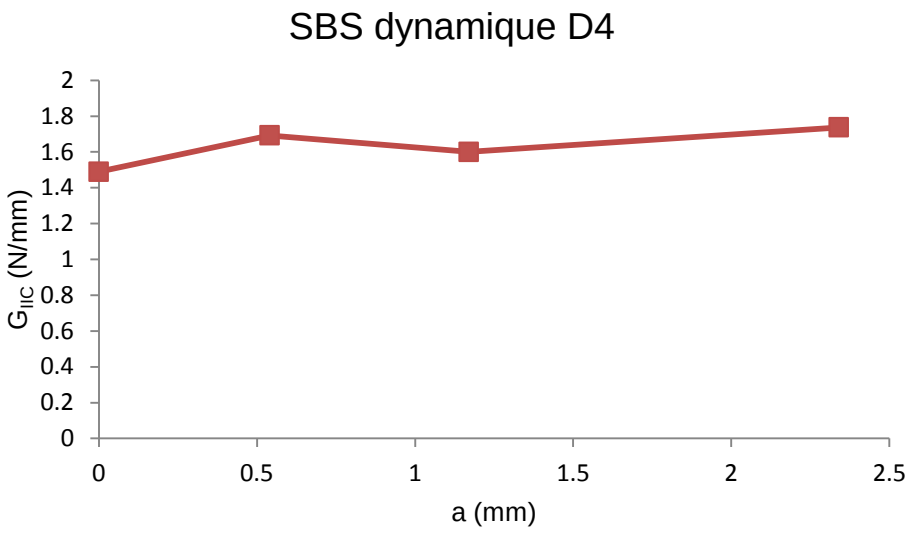


Figure 3-35 - Évolution de la valeur de G_{IIC} avec la longueur de fissure pour l'éprouvette D1

La valeur moyenne du taux de restitution d'énergie critique est présentée dans le Tableau 3 pour les essais SBS quasi-statiques (S) et dynamiques (D). Ces valeurs ne correspondent pas au mode II pur car il existe de l'ouverture des lèvres (mode I) et du mode III sur les bords. Les valeurs sont tout à fait comparables à celles trouvées dans la littérature et avec celles déterminées par le biais de l'essai ENF. Il n'existe pas une différence significative entre les valeurs quasi-statiques et dynamiques du fait que les vitesses de propagation restent similaires pour les deux cas. La vitesse de propagation est en effet très élevée (de l'ordre de 1000 m/s) et semble indépendante de la vitesse de sollicitation. Malgré cette vitesse de propagation élevée, la thermographie infrarouge permet d'estimer la valeur de G_{IIC}. On souligne également sa capacité à être appliquée sur des essais non standards comme le SBS où les méthodes classiques ne sont pas applicables. Enfin, cette méthode locale permet de ne pas prendre en compte dans la mesure de G_{IIC} des phénomènes secondaires liés à la propagation d'une fissure.

	S1	S2	S3	S4	S5	S6	S7	S8
G_{IIC} (N/mm)	1.22	1.03	1.6	0.92	0.90	1.45	1.7	1.02

	D1	D2	D3	D4
G_{IIC} (N/mm)	1.25	1.63	1.28	1.73

Tableau 3 – Valeurs de G_{IIC} pour les essais SBS quasi-statiques (S) et dynamiques (D)

IV.3- Rupture de fibres en compression

La rupture des fibres en compression est un phénomène complexe lié au flambement local des fibres et en relation avec la formation de « kinking bands». Actuellement, il n'existe aucun essai standard permettant de déterminer le taux de restitution d'énergie critique de rupture de fibres en compression, G_{IC}^{fibres}. Pinho et al. ont utilisé l'essai Compact Compression pour déterminer le G_{IC}^{fibres} avec des résultats de 79.9 N/mm pour un composite carbone/époxy T300/913 [PiRI06]. Dans ces essais, la rupture des fibres est liée à d'autres phénomènes comme le délaminage et le crushing de fibres. La valeur déterminée par Soutis et Curtis de manière analytique pour un carbone/époxy T800/924C varie entre 34 et 39 N/mm [SoCu00]. Ils mettent en évidence la difficulté de déterminer la ténacité de la rupture de fibres en compression.

Plus récemment, [HoBR13a] utilisent une comparaison entre le modèle DPM et des essais expérimentaux pour recaler la valeur de G_{IC}^{fibres}. Il trouve que la valeur de 40 N/mm permet de reproduire au mieux la forme des délaminages et la quantité de ruptures de fibre pour un essai d'impact sur un composite T700GC/M21.

La thermographie infrarouge est utilisée par [Lisl15] pour estimer G_{IC}^{fibres} des composites laminés carbone/époxy par le biais d'essais d'indentation quasi-statique et d'essais de compression après impact. Les résultats montrent des valeurs cohérentes avec celles déterminés à l'aide d'approches globales : pour le premier essai, G_{IC}^{fibres} = 32.6 N/mm et pour le deuxième G_{IC}^{fibres} = 42.5 N/mm.

Selon Pinho et al. [PiRI06], les méthodes classiques pour le calcul du taux de restitution d'énergie critique ne donnent pas de résultats satisfaisants pour le cas des ruptures de fibres

en compression. En effet, ces méthodes prennent en compte l'énergie dissipée dans des phénomènes autres que la rupture de fibres, tels que le « crushing » des fibres et les « kinking bands ». Une approche locale peut conduire à la résolution de ce problème, et l'application de la thermographie infrarouge lors de l'essai SBS peut également servir à déterminer G_{IC}^{fibres}.

Concernant l'essai SBS, l'utilisation de cylindres inférieurs d'un diamètre moins important que ceux montrés dans la Figure 3-21 ou un écart plus important entre cylindres favorise une sollicitation de flexion. Une concentration de contraintes sous l'indenteur peut également apparaitre, conduisant à la création d'une bande de pliage (kinking band en anglais) et à la rupture des fibres en compression. La micrographie post-mortem d'un essai SBS illustre ce phénomène, voir Figure 3-36. L'état de compression produit le pliage d'un paquet de fibres, qui s'oriente à 45° de la direction du pli. La concentration de contraintes dans cet endroit est très importante et produit la rupture des fibres du pli supérieur.

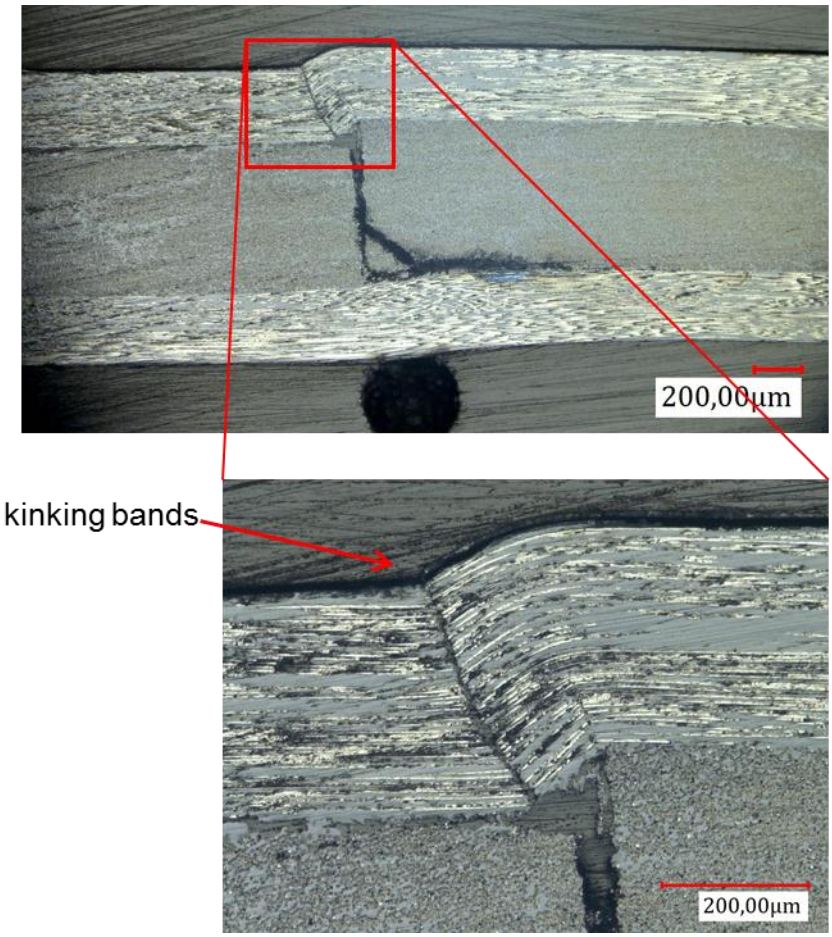


Figure 3-36 – Micrographie post-mortem d'un essai SBS menant à la rupture de fibres en compression

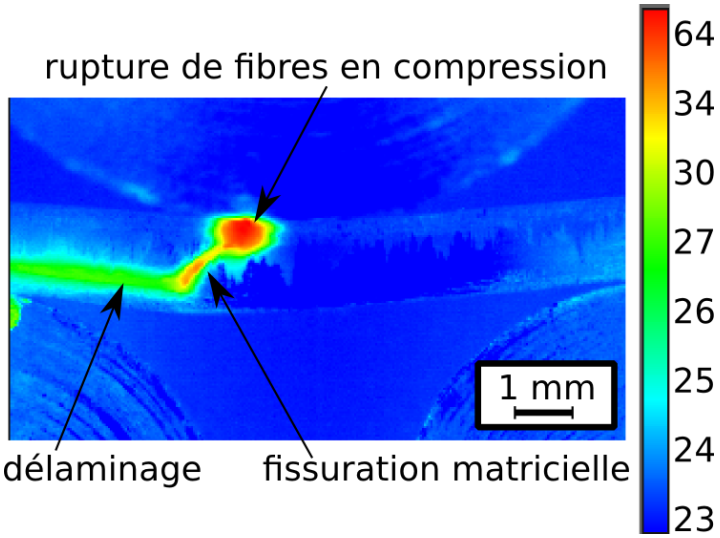


Figure 3-37 – Champ de température lors de la rupture en compression d'un paquet de fibres sous l'indenteur lors d'un essai SBS

Des essais SBS ont été menés afin de suivre par caméra thermique le champ de température lié à cette rupture de fibres en compression. C'est un phénomène très énergétique car la température augmente dans certains cas jusqu'à 64°C au niveau de la pointe de fissure, comme observé dans la Figure 3-37. La thermographie infrarouge a été appliquée pour intégrer le champ de température au niveau d'une ligne perpendiculaire à la rupture de fibres (voir Figure 3-38). Les valeurs obtenues pour des composites unidirectionnels à fibres de carbone et résine thermoplastique varient entre 5 N/mm et 21 N/mm. Ce résultat est très intéressant car il n'existe pas, à notre connaissance, de valeurs pour le matériau étudié.

La valeur déterminée dans ces essais SBS est faible comparée aux valeurs présentées précédemment pour des composites unidirectionnels à base de fibres de carbone et résine époxy. Cette différence pourrait être due à un chargement qui n'est pas de la compression pure. En effet, l'éprouvette est soumise à un champ de cisaillement sous l'indenteur et la ténacité à rupture en mode II des fibres est en général faible. De même, le coefficient de Taylor-Quinney utilisé dans les calculs est égal à 1 alors qu'il devrait être plus faible car des phénomènes ductiles sont liés à la rupture de fibres (kinking bands, plasticité locale de la résine…)

Des investigations supplémentaires sont nécessaires pour avoir une meilleure estimation du taux de restitution d'énergie critique des fibres en compression. L'essai Compact Compression pourrait être suivi par caméra thermique pour comparer les valeurs de ténacité à celles trouvées par Pinho et al. Par manque de temps, cette voie d'amélioration n'a pas pu être explorée mais reste une perspective intéressante de ces travaux de thèse.

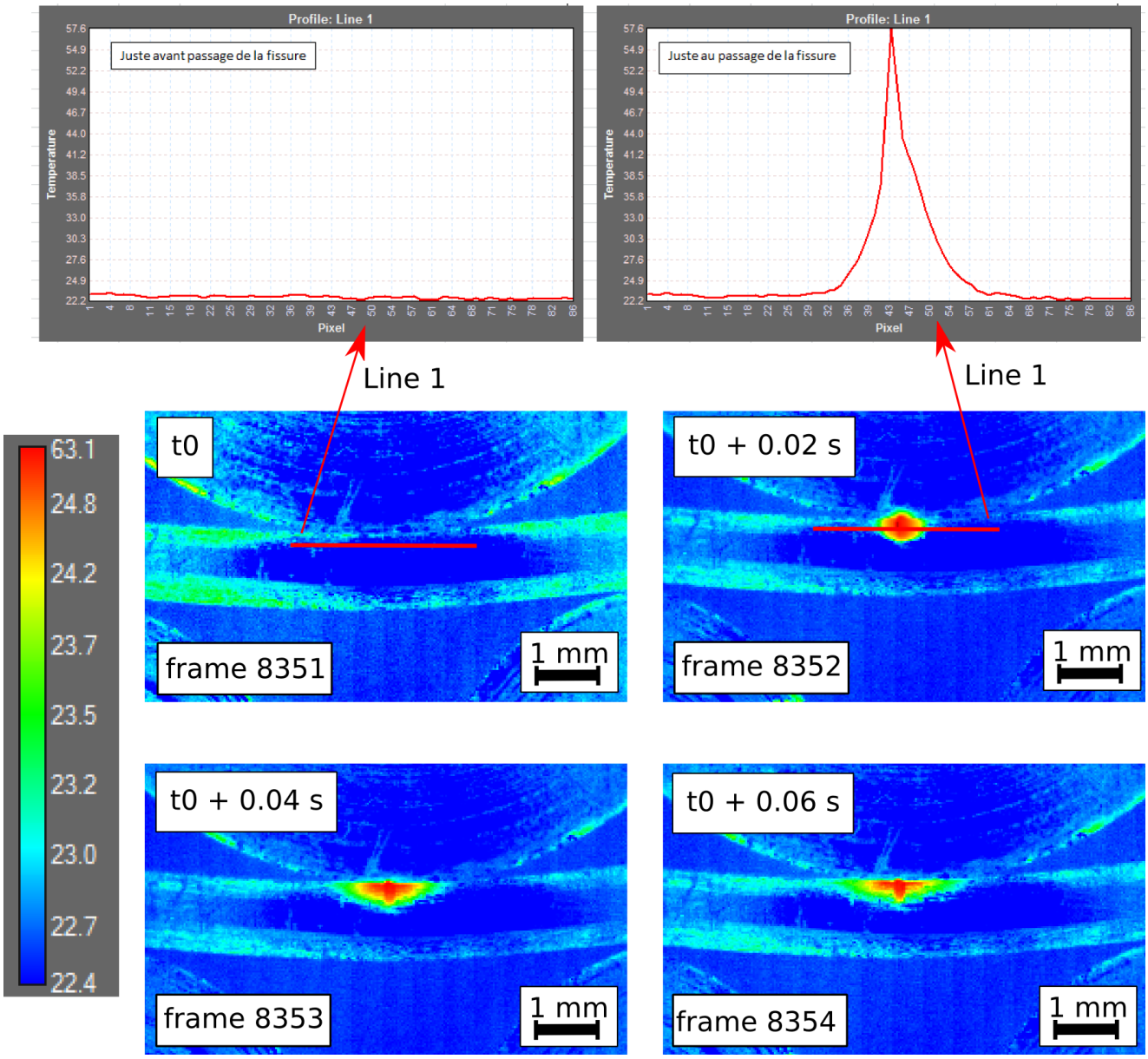


Figure 3-38 - Évolution de la température sur une ligne perpendiculaire à la fissure lors de la rupture de fibres en compression

V- Conclusion

Ce chapitre a été consacré à la mesure de la ténacité interfaciale afin d'améliorer la prédiction du comportement des composites laminées à l'impact et en CAI. La caractérisation de la fissuration des matériaux composites par le biais de méthodes classiques reste complexe. Ces méthodes (méthode de la complaisance et méthode des aires) permettent d'estimer la ténacité à partir des grandeurs obtenues lors des essais expérimentaux (DCB, ENF, MMB…) mais ne sont pas capables de dissocier la contribution

énergétique liée aux phénomènes secondaires. La thermographie infrarouge est une technique de mesure permettant d'obtenir une cartographie spatio-temporelle des températures d'une scène thermique. De par son approche locale, elle ne prend pas en compte les énergies associées à des phénomènes secondaires dans la détermination de G_{IIC}. De plus, elle est applicable à des essais classiques (ENF) et non standardisés (SBS). La thermographie infrarouge a été donc utilisée afin de déterminer des valeurs de ténacité pour ces essais.

Le cadre théorique de cette approche expérimentale se base sur les travaux menés par Lisle et al. [**Lisl14**]. La cartographie spatio-temporelle des températures permet d'évaluer le terme de gauche de l'équation de la chaleur. Pour déterminer la ténacité interfaciale il est néanmoins nécessaire d'utiliser le coefficient de Taylor-Quinney [**TaQui34**]. Pour les matériaux de l'étude, β n'est pas connu et dépend du mode de propagation de la fissure. Si la rupture est fragile, la valeur de β est proche de 1 alors qu'en présence d'une rupture ductile la valeur de β est plus faible. L'hypothèse faite ici est de supposer β~1 au vu que la rupture des composites est plutôt fragile. Les résultats obtenus avec cette hypothèse sont cohérents avec la littérature.

Les essais ENF ont été filmés avec une caméra rapide Photron AS5 à une fréquence d'acquisition de 105 kHz afin de suivre le front de fissure. La vitesse de propagation du délaminage varie entre 800 et 960 m/s avec une vitesse de propagation maximale de 1200 m/s. La propagation est donc instable avec une fissure propageant très rapidement.

Deux méthodes complémentaires ont été utilisées afin de calculer G_{IIC} : la méthode de la complaisance lors de l'amorçage et du début de la propagation (stable) et la thermographie infrarouge lors de la propagation rapide (instable). La thermographie infrarouge permet d'estimer G_{IIC} lors de la propagation rapide de la fissure, alors que les méthodes classiques présentent de limitations dans ce cas de figure.

La valeur de la ténacité est faible à l'amorçage (entre 0.8 et 1.3 N/mm), augmente par effet de courbe R jusqu'à 1.9 – 3 N/mm et devient faible lors de la propagation instable (0.76 et 1.5 N/mm). Les valeurs obtenues par thermographie infrarouge sont cohérentes avec celles obtenues par des méthodes classiques, ce qui valide son utilisation. De plus, ces résultats sont cohérents avec l'hypothèse de Smiley et al. [**Smi87**]. La valeur de G_{IIC} est faible pour des phénomènes fragiles (propagation instable) et plus importante pour des phénomènes ductiles (propagation stable).

L'essai ENF ne permet pas de prendre en compte le couplage entre des endommagements intra-pli et inter-pli, alors que lors d'un impact, la dégradation des propriétés de l'interface est

fonction de l'endommagement intra-pli. Un essai SBS est proposé afin de reproduire le scénario d'endommagement d'impact (fissuration matricielle et délaminage) dans un composite stratifié multidirectionnel sain suite à un chargement perpendiculaire au pli.

Les essais SBS montrent des endommagements particuliers au matériau carbone/PEEK : en plus du délaminage et de la rupture de fibres en compression, le comportement de la fissure matricielle est assez intéressant car elle bifurque et se propage par paliers au sein du pli central.

La thermographie infrarouge a été utilisée afin de déterminer des valeurs de G_{IIC} pour plusieurs essais. Afin d'investiguer l'influence de la vitesse de sollicitation, des essais quasi-statiques (0.6 mm/s) et dynamiques (~1 m/s) ont été menés. La ténacité varie entre 0.9 et 1.7 N/mm et sa valeur est indépendante à la vitesse de sollicitation car dans les deux cas, la vitesse de propagation est importante (propagation instable). Cet essai a également permis d'investiguer le taux de restitution d'énergie critique lié à la rupture de fibres en compression et éventuellement la ténacité de la fissuration matricielle.

Chapitre 4:

MODÉLISATION NUMÉRIQUE : ENCHAINEMENT D'ESSAI D'IMPACT ET CAI

Ce chapitre présente le modèle éléments finis utilisé pour l'enchainement des simulations des essais d'impact et de compression après impact (CAI). Le modèle est appelé « Discrete Ply Model » (DPM). Il est développé depuis plusieurs années par Bouvet et al. [**BCBB09**]. Une approche dite semi-discrète est utilisée pour modéliser l'endommagement. Initialement, le modèle a été implémenté dans SAMCEF® avant d'être adapté pour le solveur ABAQUS/Explicit® [**HoBR12**]. La modélisation de l'impact et de la CAI conduisent en particulier à l'introduction de modèles de comportement matériau non linéaires, de modèles de zones cohésives et de la gestion des contacts. Le modèle a pleinement démontré ses capacités à simuler le comportement des composites carbone/époxy à l'impact. La première partie de ce chapitre sera consacrée à décrire ce modèle.

Une vaste campagne d'essais expérimentaux d'impact et de CAI a été mise en place afin de valider la qualité des résultats obtenus numériquement. Les drapages des spécimens testés et les configurations d'impact et CAI seront alors présentés dans ce chapitre.

Des améliorations ont été apportées au modèle DPM:

- Tout d'abord, la technique de maillage a été modifiée pour traiter le cas de maillages à ±30° car ils sont couramment utilisés dans les structures composites dans le domaine spatial
- Concernant la modélisation des endommagements, le modèle de zones cohésives a été reformulé et le critère d'amorçage de la rupture de fibres a été modifié.
- Le modèle est désormais alimenté par les valeurs de G_{IIC} et G_{IC}^{fibres} issues des essais ENF et SBS présentés précédemment. Une étude de sensibilité de G_{IIC} a été faite afin de fixer la valeur qui reproduit au mieux le comportement à l'impact et à la CAI.
- Enfin, la valeur du paramètre d'indentation permanente a été recalée par rapport à l'expérimental afin d'améliorer la capacité du modèle à estimer la tolérance aux dommages du matériau.

Les améliorations faites au modèle permettent de mieux appréhender le comportement du composite carbone/PEEK. Les simulations d'essais d'impact et de CAI ont été confrontées aux résultats issus de la campagne expérimentale. Pour les plaques impactées, il est primordial de bien estimer les énergies nécessaires à la propagation des endommagements, notamment du délaminage. Une comparaison des surfaces délaminées projetées obtenues numériquement et expérimentalement sera présentée. L'indentation permanente post-impact sera également investiguée afin de connaitre la détectabilité des endommagements d'impact.

La dernière partie de ce chapitre concerne le comportement en CAI. En effet, le chargement dimensionnant en post-impact est la compression car il entraine la propagation des endommagements créés lors de l'impact. La tenue résiduelle est fortement réduite sous ce type de chargement. Il est donc important de connaitre la tenue résiduelle des plaques impactées et l'influence du drapage et de l'énergie d'impact sur sa valeur.

I- Description du modèle Discrete Ply Model

I.1- Échelle de modélisation et construction du maillage

Le choix de l'échelle de modélisation est un élément important pour décrire correctement les dommages d'impact. Comme constaté dans le premier chapitre, trois échelles sont couramment utilisées dans la littérature : microscopique, mésoscopique et macroscopique. Dans ces travaux, une échelle mésoscopique est adoptée, permettant de reproduire les endommagements intra-pli (ou intra-laminaire) et inter-pli (ou inter-laminaire).

À ce niveau, chaque pli ou groupe de plis de même orientation est représenté par un élément volumique dans l'épaisseur. Comme décrit dans le chapitre 1, l'endommagement inter-laminaire (délaminage) est fortement influencé par la présence de l'endommagement intra-laminaire (fissuration matricielle). Dans une modélisation continue (Figure 4-1 (a)), la prise en compte du couplage entre ces différents modes passe par l'introduction de lois de comportement. La formulation de ces lois complexifie le modèle et elles dépendent souvent de plusieurs paramètres ne pouvant pas être déterminés de manière simple.

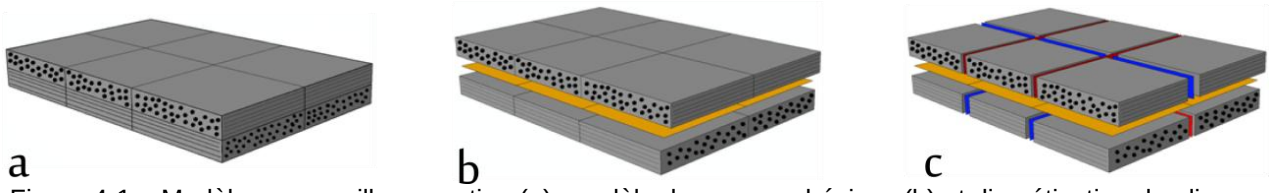


Figure 4-1 – Modèle avec maillage continu (a), modèle de zones cohésives (b) et discrétisation du pli pour modéliser la fissuration matricielle et la rupture de fibre par éléments d'interface (c) [HRBM13]

Le délaminage est couramment modélisé dans la littérature par des éléments de zones cohésives. C'est cette méthode qui est retenue dans le modèle DPM (Figure 4-1 (b)). Pour modéliser l'endommagement correspondant à la fissuration matricielle des éléments d'interface ont également été introduits. De cette manière, le couplage entre les deux modes d'endommagement est naturellement pris en compte par la discontinuité à l'intérieur du pli, sans avoir besoin de l'exprimer explicitement par des lois de comportement. Il est possible par exemple de représenter une bifurcation du délaminage traversant un pli à travers les éléments d'interface intra-laminaires. Une discrétisation plus fine du pli permettrait également de modéliser la rupture de fibres par éléments d'interface (Figure 4-1 (c)) mais cette option a été écartée car elle demande aujourd'hui trop de ressources de calcul. La modélisation de la rupture de fibres est prise en compte de façon continue dans les éléments volumiques.

La prise en compte des éléments d'interface dans le pli nécessite la connaissance préalable de la localisation des fissurations matricielles. Cette approche introduit du coup une dépendance au maillage puisque le nombre de fissures possibles est imposé par la taille du maillage. Néanmoins ce désavantage n'est pas en pratique très pénalisant car selon des observations expérimentales la distance entre deux fissures matricielles est de l'ordre de grandeur de une à deux fois l'épaisseur du pli (Figure 4-2). Par exemple, Li et al. étudient numériquement la distance entre deux fissurations matricielles pour des stratifiés composites HS300/ET223 et T300/NY9200Z, et arrivent à la conclusion que la séparation entre fissurations matricielles varie entre 1.53 et 1.6 fois l'épaisseur du pli [LiCh16].

Cette approche présente une dernière limitation mineure concernant la géométrie des fissurations matricielles, car seules les fissures perpendiculaires au pli sont représentées et non celles présentant un angle par rapport au plan du pli. Toutefois, la prise en compte de la fissuration matricielle perpendiculaire semble suffisante pour reproduire la redistribution de contraintes générée par la fissure.

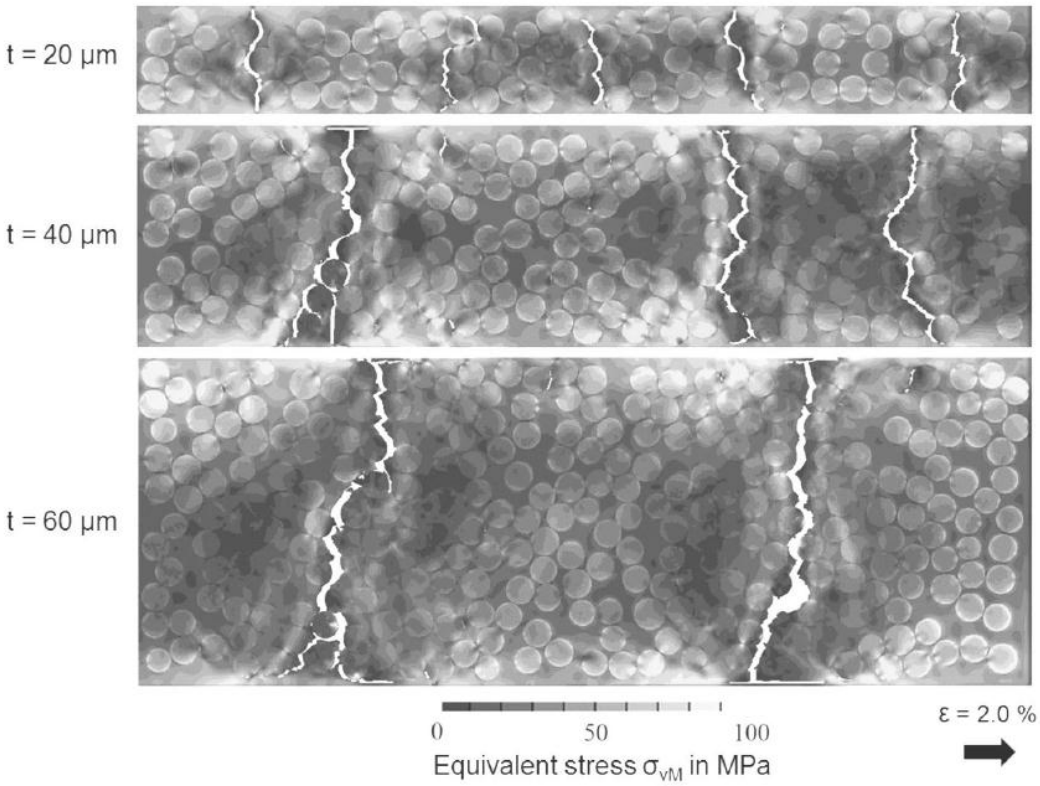


Figure 4-2 – Influence de l'épaisseur du pli à 90° (20, 40 et 60 microns) sur les distances entre fissures matricielles pour une déformation imposée de 2.0% [LeHa16]

Dans le modèle DPM, un pli (ou groupe de plis de même orientation) est modélisé par des éléments volumiques avec un seul élément volumique dans l'épaisseur. Les plis sont connectés par des éléments cohésifs. À l'intérieur du pli, des bandes d'éléments volumiques parallèles à la direction des fibres sont connectées par des éléments d'interface intra-laminaires. Le modèle est donc capable de modéliser plusieurs fissures matricielles. Le schéma présentant le maillage du DPM est présenté dans la Figure 4-3.

La discrétisation du pli introduisant des éléments d'interface disposés entre éléments volumiques voisins impose quelques contraintes au niveau du maillage. D'abord, les nœuds appartenant à l'interface de plis voisins doivent être coïncidents. Ceci implique la présence de quatre nœuds coïncidents au niveau d'un point géométrique du maillage, voir Figure 4-3 (points *a* à *d*). Ensuite, la définition d'un réseau de nœuds uniforme est nécessaire. Jusqu'à présent, seulement des plis orientés à 0°, ±45° et 90° ont été pris en compte dans le modèle. Dans ces configurations, les éléments des plis à 0° et 90° sont carrés et ceux des plis à ±45° suivent une forme de parallélogramme à 45°, cf. Figure 4-4. Un script fortran existant permet d'automatiser la construction du maillage. Il est possible de définir une zone, à partir des bords de la plaque, libre d'éléments d'interface de fissuration matricielle afin de limiter les degrés de liberté dans le modèle.

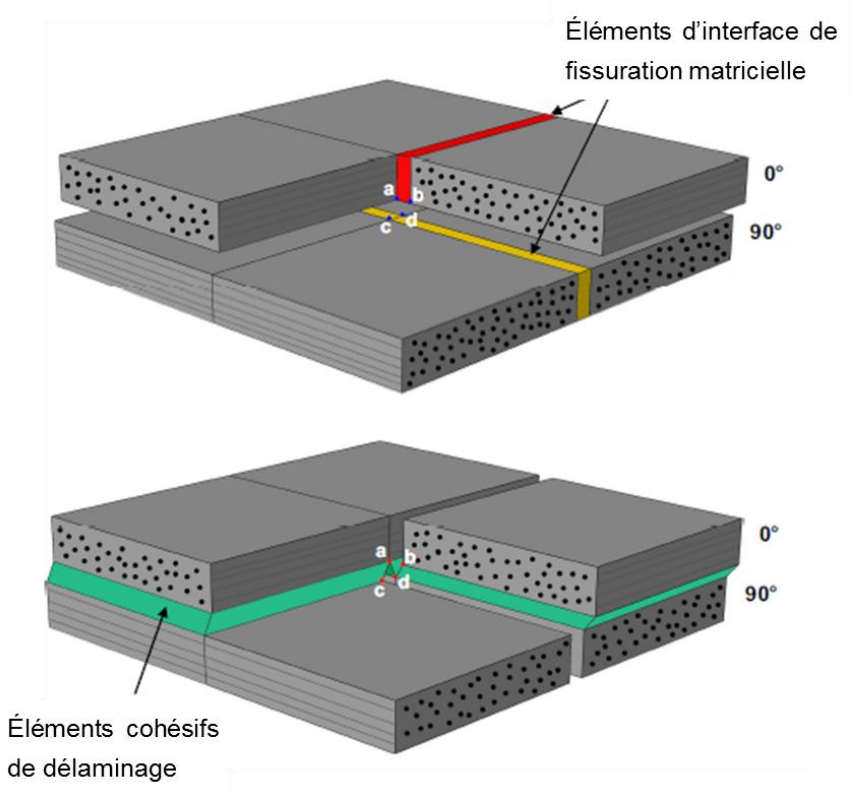


Figure 4-3 - Maillage du modèle semi-discret DPM [HRBM13]

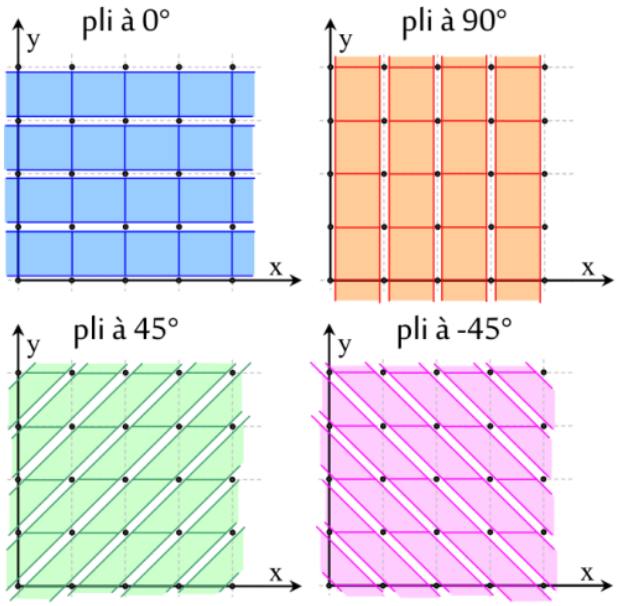
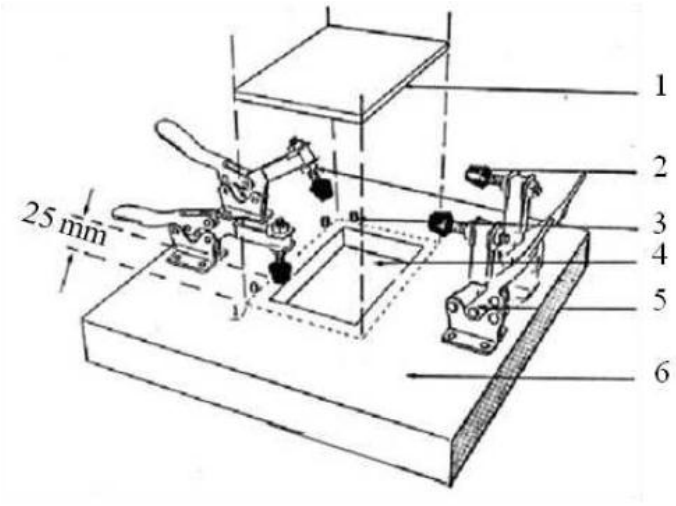


Figure 4-4 – Orientation des éléments volumiques suivant un réseau uniforme de nœuds [HRBM13]

I.2- Choix de modélisation des conditions aux limites

Les conditions aux limites de l'essai d'impact sont définies dans les normes [Boei88, Airb94] : l'éprouvette est posée sur une fenêtre d'impact et maintenue par quatre sauterelles mécaniques. Ce dispositif est présent pour restreindre le déplacement hors plan de l'éprouvette lors du rebond de l'impacteur. Modéliser le contact entre la plaque et les sauterelles mécaniques complexifie le problème numérique sans pour autant présenter un réel avantage. La modélisation de ce dispositif à travers des conditions aux limites n'est pas évidente. En effet, lors de l'essai d'impact, la pression de maintien assurée par les sauterelles n'est pas constante et les forces mises en jeu ne sont pas faciles à estimer expérimentalement. De plus, la présence ou pas des sauterelles mécaniques a une influence négligeable sur la réponse globale de la plaque [Tro13]. Dans une campagne expérimentale d'impact sur plaque appuyée sur deux rouleaux, ces auteurs ont montré que l'éprouvette restait en contact sur ses appuis.



1. Spécimen testé
2. Embout en caoutchouc
3. Fiche de guidage permettant de centrer la plaque sur la fenêtre dimpact
4. Fenêtre d'impact
5. Sauterelle mécanique
6. Base de fixation

Figure 4-5 - Configuration imposée par la norme ASTM D 7136 [Tro13]

Dans la campagne expérimentale d'impact menée lors de ces travaux le choix fait a été d'appuyer simplement la plaque sur une fenêtre d'impact sans mettre en place de sauterelles

mécaniques. Dans la modélisation numérique, le contact entre l'impacteur et l'éprouvette est considéré comme un simple appui sur des surfaces infiniment rigides.

I.3- Lois de comportement

I.3.1- Rupture de fibres

La rupture de fibres est modélisée par une loi de comportement introduite dans les éléments volumiques C3D8 utilisant 8 points d'intégration. Comme constaté lors des observations thermographiques, la rupture de fibres est un phénomène plutôt énergétique. Si elle n'était pas prise en compte lors de l'impact, les surfaces délaminées seraient trop importantes par rapport aux essais expérimentaux. De plus, les fibres supportent la charge de compression de CAI, il est donc essentiel de représenter leur endommagement et leur rupture.

Le modèle DPM modélise la rupture de fibres due aux déformations longitudinales en traction ou en compression. Le cisaillement n'est pas pris en compte dans cette loi de comportement mais dans celle de la matrice car c'est elle qui assure le transfert des charges de cisaillement. Au vu de l'importante quantité d'énergie engagée dans la rupture de fibres, une approche énergétique basée sur la mécanique de la rupture est utilisée pour calculer l'énergie dissipée à l'intérieur du volume de l'élément volumique. Cette énergie est calculée en se basant sur la théorie de la bande de fissure développée par Bazant [BaOh83] :

$$\int_V \left(\int_0^{\varepsilon_1^f} \sigma_l \; d\varepsilon_l \right) dV = S \, G_{Ic}^{fibre} \tag{4.1}$$

où ε_l indique la déformation longitudinale de la fibre, ε_1^f la déformation longitudinale à rupture finale des fibres, G_{Ic}^{fibre} le taux de restitution d'énergie critique en mode I, *V* le volume de l'élément et *S* la section droite de l'élément normale aux fibres (Figure 4-6). Cette loi intègre la dimension de l'élément fini, ce qui permet d'éviter la dépendance au maillage dans le calcul de l'énergie dissipée par rupture de fibres.

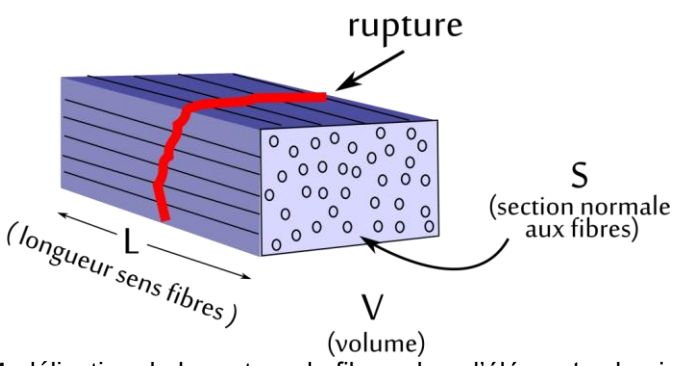


Figure 4-6 – Modélisation de la rupture de fibres dans l'élément volumique [HRBM13]

L'endommagement de l'élément suit une loi linéaire par morceaux présentée dans la Figure 4-7. La première partie correspond à une évolution linéaire élastique de la contrainte longitudinale. L'endommagement est amorcé lorsqu'un critère en déformation est atteint (état 0 dans la Figure 4-7). Ensuite, la propagation de l'endommagement suit une loi linéaire de dégradation de la contrainte pilotée par une variable d'endommagement *d.* Lorsque l'endommagement atteint la rupture finale (état 1 dans la Figure 4-7), la raideur de l'élément est mise à zéro.

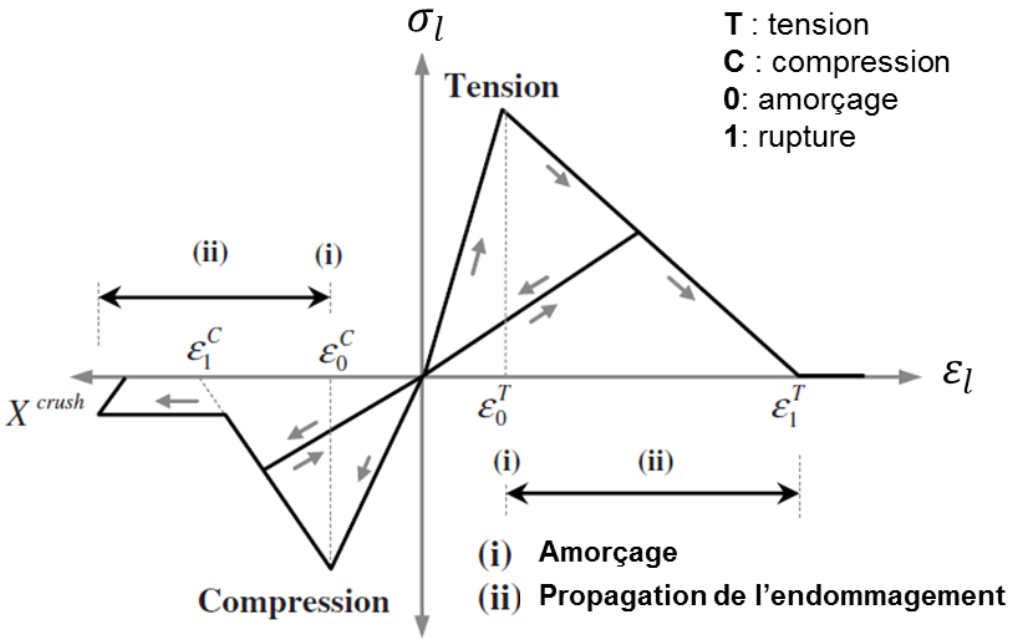


Figure 4-7 – Loi de comportement pour la rupture de fibres en traction ou compression [HRBM13]

Pour dissiper correctement l'énergie de rupture de fibres dans tout l'élément, il est nécessaire d'avoir une seule variable d'endommagement pilotant l'endommagement des 8 points d'intégration (Figure 4-8). La somme des dissipations d'énergie sur les 8 points d'intégration doit correspondre à celle de la rupture totale de l'élément. Une hypothèse de

proportionnalité des déformations permet de définir la contribution de chaque point d'intégration dans le bilan global de l'énergie dissipée. Cette approche permet également d'éviter des problèmes de stabilité et de distorsion au niveau de l'élément.

La variable d'endommagent prend en compte une déformation représentative ε^{rep} de la déformation dans les huit points d'intégration (avec *i=1,…, 8*) comme illustré dans la Figure 4-8. En traction cette déformation s'écrit de la forme suivante:

$$\varepsilon^{rep} = \max_{\mathrm{i}} \ (\varepsilon^{i}) \tag{4.2}$$

et en compression :

$$\varepsilon^{rep} = \min_{i} \ (\varepsilon^{i}) \tag{4.3}$$

La variable d'endommagement en traction s'écrit alors :

$$d_f = \frac{{\varepsilon_1}^{T}\left(\varepsilon^{rep} - \varepsilon_0^{T,i}\right)}{\varepsilon^{rep}\left({\varepsilon_1}^{T} - \varepsilon_0^{T,i}\right)} \tag{4.4}$$

et en compression :

$$d_f = \frac{{\varepsilon_1}^{C}\left(\varepsilon^{rep} - \varepsilon_0^{C,i}\right)}{\varepsilon^{rep}\left({\varepsilon_1}^{C} - \varepsilon_0^{C,i}\right)} \tag{4.5}$$

avec $\varepsilon_0^{T,i}$ la déformation longitudinale en traction (ou $\varepsilon_0^{C,i}$ en compression) au point d'intégration *i.*

ε^{i} : déformation longitudinale au point d'intégration

ε_0^{T} : déformation longitudinale à rupture

ε^{rep} : déformation représentative longitudinale

t : instant actuel d'endommagement

t_0 : amorçage de l'endommagement

t_1 : rupture finale de l'élément

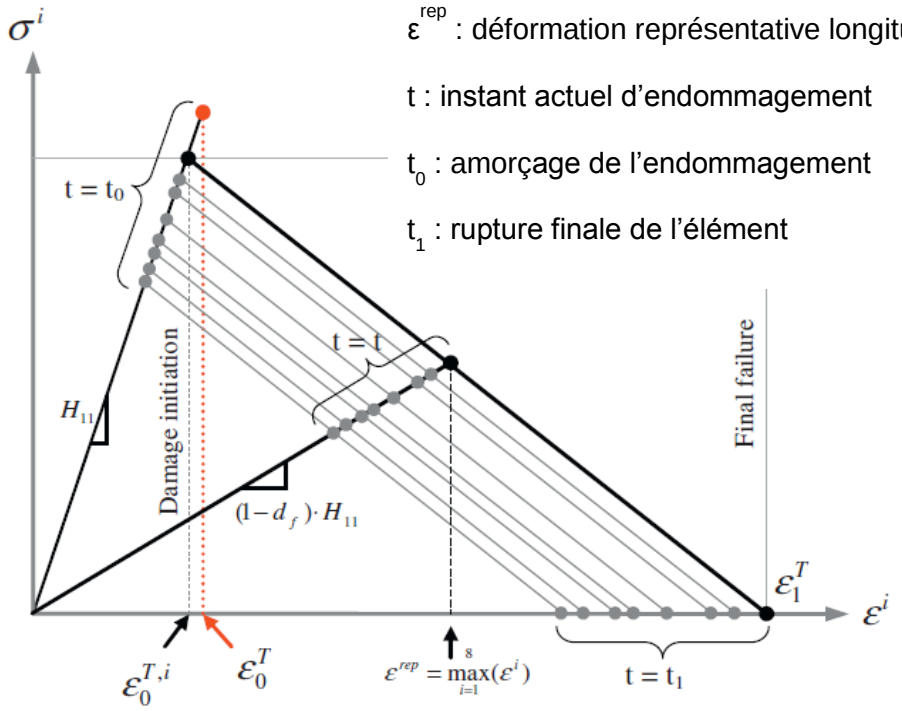


Figure 4-8 – Loi de comportement de la rupture de fibres en traction pour les 8 points d'intégration [HRBM13]

En compression le comportement est sensiblement plus compliqué car l'écrasement de fibres en compression est pris en compte. En effet, la rupture d'un paquet de fibres en compression crée une bande de pliage (« kink band » en anglais) qui peut transmettre de l'effort par écrasement local après la rupture des fibres. Cet écrasement est modélisé par un modèle élasto-plastique parfait. La contrainte d'écrasement utilisée est la contrainte moyenne d'écrasement mesurée par Israr et al. [IsRB13].

Connaissant la variable d'endommagement d_f, le champ de contrainte est calculé avec la matrice de rigidité adoucie telle que :

$$\begin{Bmatrix} \sigma_l \\ \sigma_t \\ \sigma_z \\ \tau_{lt} \\ \tau_{lz} \\ \tau_{tz} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} (1-d_f)H_{ll} & (1-d_f)H_{lt} & (1-d_f)H_{lz} & 0 & 0 & 0 \\ & H_{tt} & H_{tz} & 0 & 0 & 0 \\ & & H_{zz} & 0 & 0 & 0 \\ & & & (1-d_f)G_{lt} & 0 & 0 \\ & sym & & & (1-d_f)G_{lz} & 0 \\ & & & & & (1-d_f)G_{tz} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \epsilon_l \\ \epsilon_t \\ \epsilon_z \\ \gamma_{lt} \\ \gamma_{lz} \\ \gamma_{tz} \end{Bmatrix} \quad (4.6)$$

I.3.2- Fissuration matricielle

La modélisation de la fissuration matricielle est prise en compte par le biais des éléments d'interface transverses au sein du pli. Ces éléments ne reproduisent pas le chemin de fissuration réel mais ils visent plutôt à reproduire la redistribution des contraintes suite à l'apparition d'une fissure. Pour être en accord avec la physique du problème, un critère en contraintes est utilisé à la place d'un critère énergétique. Piloter la propagation en énergie conduirait à supposer que l'énergie maximale qui peut être dissipée par la fissuration matricielle est limitée par le nombre d'interfaces de fissuration.

Pour cette raison, un critère de rupture en contrainte de type Hashin est utilisé (équation 4.7). La loi de comportement est simple car il n'existe pas ici une loi adoucissante comme c'était le cas pour l'élément de délaminage. La particularité vient du fait que le critère est évalué au niveau des quatre points d'intégration des éléments volumiques voisins à l'élément d'interface considéré, comme illustré dans la

Figure 4-9. Dès que le critère est atteint dans un point d'intégration, les contraintes de l'élément d'interface deviennent nulles et une discontinuité est introduite au niveau du pli.

$$\left(\frac{\langle\sigma_t\rangle^+}{\sigma_t^f}\right)^2 + \frac{(\tau_{lt})^2 + (\tau_{tz})^2}{\left(\tau_{lt}^f\right)^2} \leq 1 \tag{4.7}$$

où σ_t est la contrainte de traction, σ_t^f la contrainte de traction à rupture, τ_{lt} et τ_{tz} les contraintes de cisaillement et τ_{lt}^f la contrainte de cisaillement à rupture.

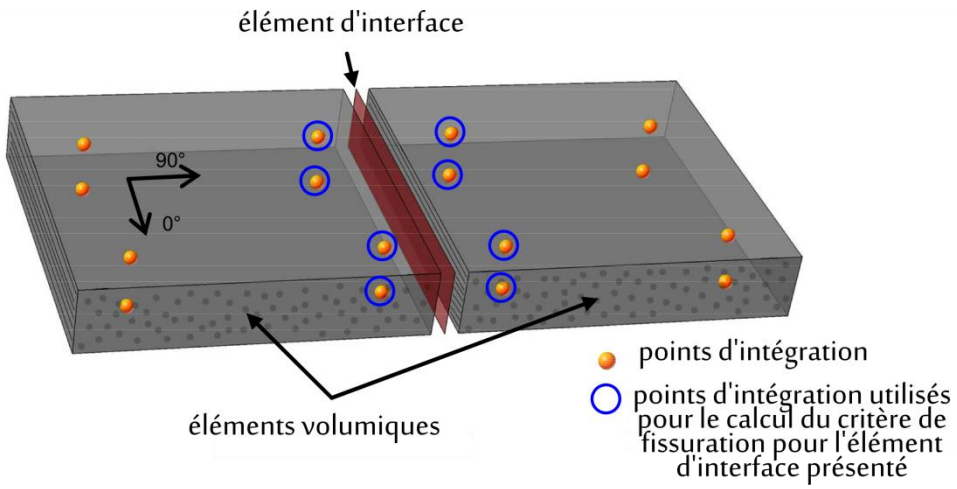


Figure 4-9 – Modélisation de la fissuration matricielle par élément d'interface [HRBM13]

I.3.3- Délaminage

Le délaminage est le phénomène qui dissipe le plus d'énergie lors d'un impact basse vitesse et basse énergie. C'est également l'endommagement qui pilote la rupture par flambement du stratifié dans le cas de la CAI. Pour modéliser le délaminage, un modèle de zones cohésives est mis en place.

Une loi adoucissante exponentielle similaire à celle montrée dans la Figure 4-10 a été utilisée traditionnellement dans le modèle DPM. Dans cette loi, d_0 est le déplacement relatif entre deux nœuds correspondant à l'amorçage de l'endommagement, k la raideur initiale avant l'endommagement et l'aire sous la courbe correspond au taux de restitution d'énergie critique G_d^c.

Pour tenir compte de la mixité de modes de délaminage, un déplacement équivalent d_{eq} est défini, équation 4.8. Cette formulation permet de mesurer l'endommagement de l'élément et revient à un critère énergétique de propagation avec couplage linéaire des modes de rupture. De même, cette formulation permet de s'affranchir des problèmes de retour en arrière [Pin05].

$$d_{eq} = \sqrt{(\langle d_I \rangle^+)^2 + \left(\frac{d_I^0}{d_{II}^0} . d_{II}\right)^2 + \left(\frac{d_I^0}{d_{III}^0} . d_{III}\right)^2} \tag{4.8}$$

où d_I, d_{II} et d_{III} sont les déplacements, respectivement normal au plan de la fissure (I) et dans le plan de la fissure (II et III)

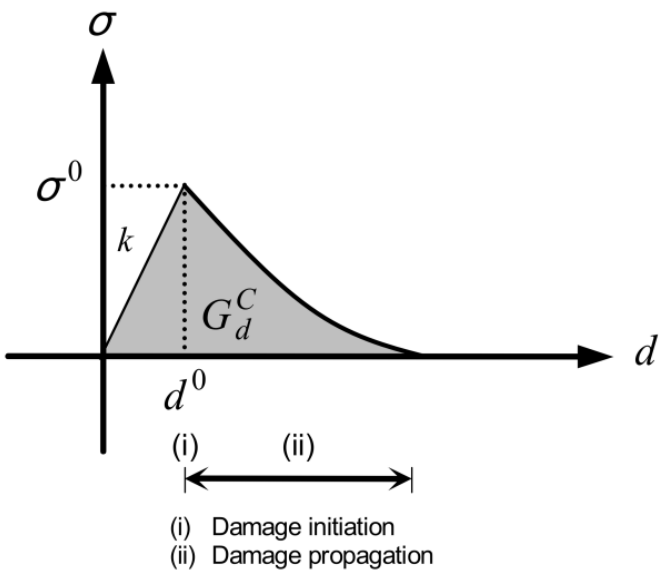


Figure 4-10 – Modèle de zones cohésives : loi adoucissante de type exponentielle [HRBM13]

I.3.4- Indentation permanente

Des observations micrographiques ont montré que des débris résultant de la fissuration matricielle peuvent rester confinés à l'intérieur de la fissure, cf. Figure 4-11 [ABRB09]. Ces débris empêchent la refermeture totale de la fissure, conduisant en partie à l'indentation observée sur la face impactée.

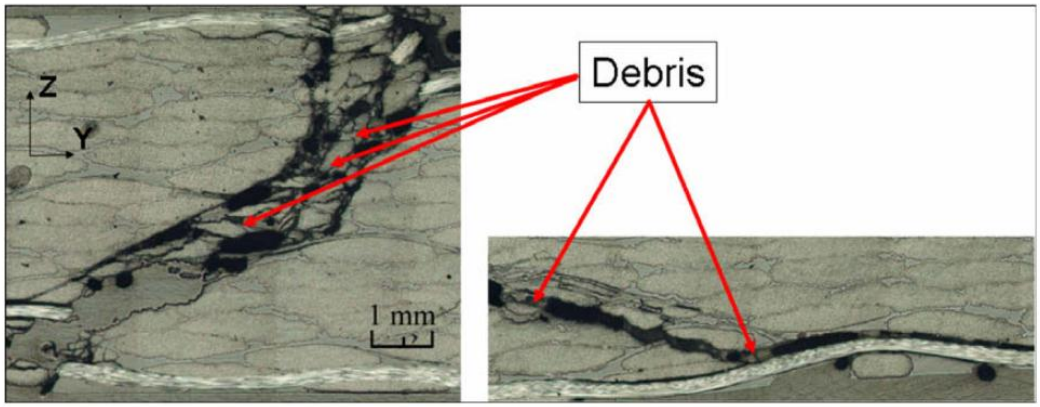


Figure 4-11 - Présence de débris à l'intérieur des fissurations matricielles [ABRB09]

Au cours de ses travaux de thèse, Hongkarnjanakul [HRBM13] a étudié ce phénomène afin de quantifier le ratio de refermeture. Des essais de flexion trois points sur des éprouvettes stratifiées [$0°_X/90°_Y/0°_X$] ont été suivis par stéréo-corrélation d'images. La courbe force-déplacement et des micrographies montrant la non-refermeture de la fissure sont montrées dans la Figure 4-12. Cette technique a permis d'estimer le ratio entre l'ouverture résiduelle (étape 5) et maximale (étape 3) vue par la fissure. Sa valeur est comprise entre 0.3 et 0.4 pour un composite carbone/époxy.

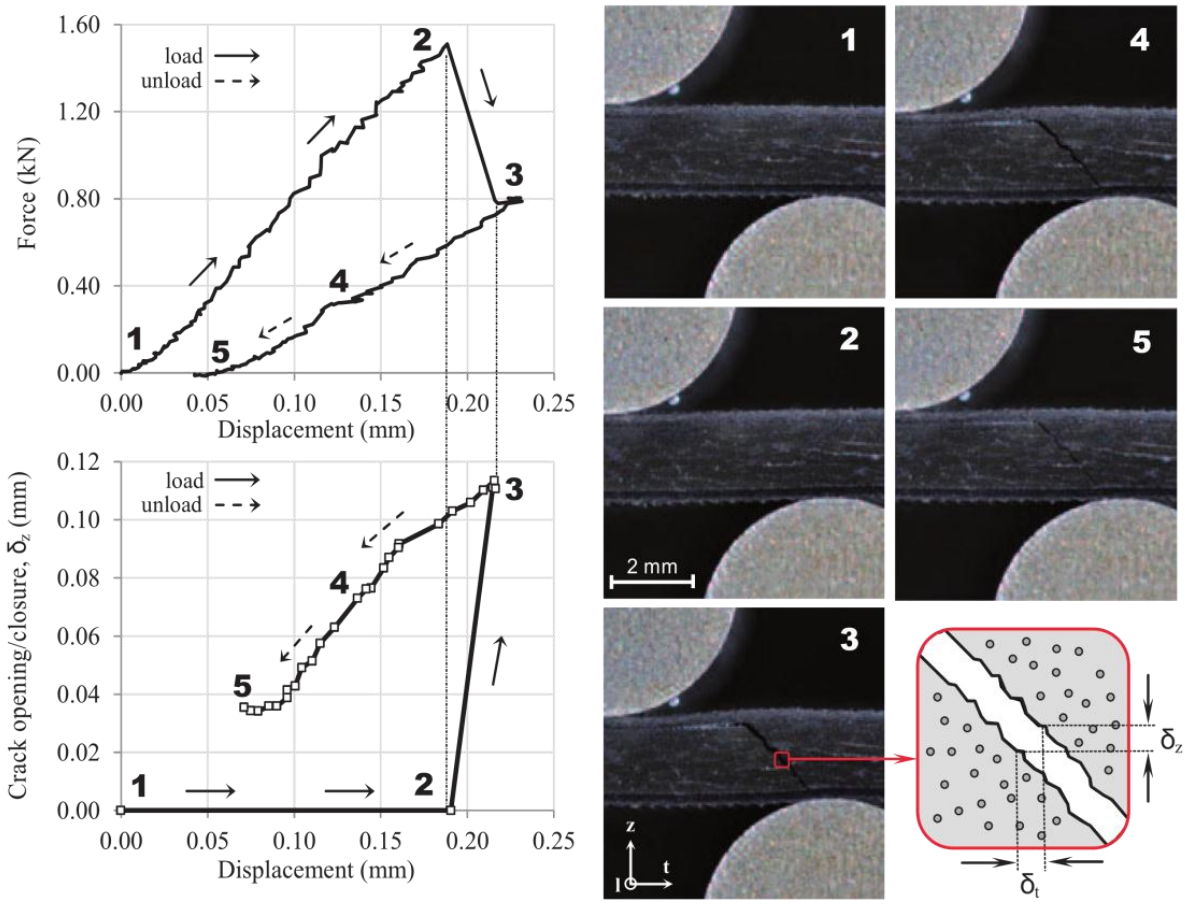


Figure 4-12 – Micrographies de l'essai de flexion trois points montrant la non-refermeture des fissures matricielles [HRBM13]

L'indentation permanente est implémentée dans le modèle DPM au niveau des éléments de fissuration intra-laminaire. Après la rupture des éléments de fissuration, la contrainte est nulle pendant la phase d'ouverture de la fissure. Dans la phase de refermeture de la fissure, une rigidité *K* de l'élément est appliquée lorsque l'ouverture atteint 30% de l'ouverture maximale de la fissure ($\delta_0 = 0.3\ \delta_{max}$). Cette loi de comportement est illustrée dans la Figure 4-13.

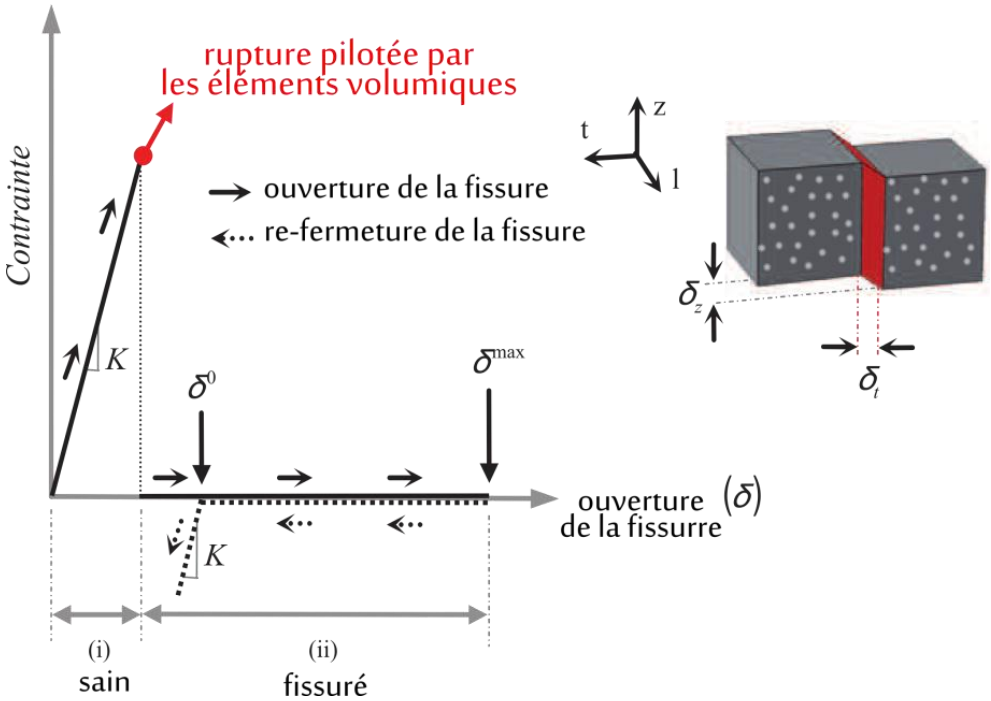


Figure 4-13 – Modélisation de l'indentation permanente dans le DPM [HRBM13]

I.3.5- Récapitulatif des paramètres nécessaires au modèle

L'utilisation des lois de comportement présentées précédemment impose l'utilisation de plusieurs paramètres matériau. Le nombre de paramètres est convenable et la plupart d'entre eux peut être déterminé par des essais normalisés de caractérisation/identification, tandis que d'autres doivent être estimés par des essais spécifiques. La Table 2 résume ces paramètres :

Symbole	Paramètre	Essai
ρ	masse volumique (kg/m^3)	ASTM D792
E_{lt}	module d'Young longitudinale en traction (MPa)	ASTM D3039
E_{lc}	module d'Young longitudinale en compression (MPa)	ASTM D3410/ D685
E_t	module d'Young transversale (MPa)	ASTM D3039
ν	coefficient de Poisson	ASTM D3039
G_{lt}	module de cisaillement dans le plan (MPa)	ASTM D3518
G_{tz}	module de cisaillement hors plan (MPa)	ASTM D3518
σ_C	contrainte de rupture transverse (MPa)	ASTM D3039
τ_C	contrainte de rupture en cisaillement (MPa)	ASTM D-2344
σ_0	contrainte de crushing (MPa)	[**IsRB13**]
ε^0_t	déformation à rupture de fibres en traction	ASTM D3039
ε^0_C	déformation à rupture de fibres en compression	ASTM D3410 / D685
G_{IC}	taux de restitution d'énergie critique en mode I (N/mm)	ASTM D5528
G_{IIC}	taux de restitution d'énergie critique en mode II (N/mm)	ASTM D7905
G_{ft}	ténacité de la rupture de fibres en traction (N/mm)	[**LPRI12**, **PiIR06a**]
G_{fc}	ténacité de la rupture de fibres en compression (N/mm)	[**LPRI12**, **PiIR06a**]
μ	paramètre d'indentation permanente	[**HRBM13**]

Table 2 – Paramètres nécessaires pour la simulation d'essais d'impact et CAI

II- Campagne expérimentale d'impact et CAI

Afin de valider la capacité du modèle DPM à appréhender l'amorçage et la propagation des endommagements dans un stratifié composite à résine thermoplastique lors des essais d'impact basse vitesse/basse énergie et de CAI, une campagne expérimentale a été réalisée. D'abord, des essais d'impact ont été menés à différents niveaux d'énergie pour différents drapages. L'indentation permanente est mesurée car c'est la mesure la plus significative d'un point de vue tolérance aux dommages. Ensuite, les éprouvettes ont été testées en compression jusqu'à rupture afin de déterminer leur tenue résiduelle.

Les paramètres influant sur les endommagements d'impact sont principalement la vitesse d'impact, la masse de l'impacteur et sa forme. Dans ces travaux, on s'est concentré sur l'impact basse vitesse et basse énergie (< 10 m/s, < 100 J). Ceci correspond à la chute accidentelle d'un outil sur une structure composite aéronautique. Dans ce cas, les ondes de compression, de cisaillement et de Rayleigh ont le temps de faire plusieurs allers-retours dans l'épaisseur de la plaque avant que la structure entre en mouvement [**Kol12**]. La réponse de la plaque est alors dominée par sa flexion globale, l'impacteur indente la plaque sans pénétration importante et il rebondit ensuite. Une partie de l'énergie est dissipée dans la structure sous forme d'endommagements [**ChCh92, DavOl04**].

L'essai d'impact basse vitesse est normalisé : norme Boeing BSS 7260 [**Boei88**] ou Airbus AITM 1-0010 [**Airb94**]. Dans la norme AITM, les éprouvettes d'impact ont des dimensions de 100x150 mm² et elles sont en appui sur une fenêtre d'ouverture intérieure 75x125 mm². Dans la même norme, des sauterelles sont placées sur la face impactée, mais elles n'ont pas été utilisées lors de ces travaux, comme discuté précédemment. L'impacteur a une forme hémisphérique de 16 mm de diamètre, pèse 2 kg et l'impact se fait au centre de l'éprouvette. L'essai est réalisé à l'aide d'un système à poids tombant ; la hauteur de chute définit l'énergie d'impact.

L'essai est instrumenté afin de mesurer la vitesse initiale d'impact avec un capteur laser, l'effort de contact avec un capteur piézo-électrique et le déplacement hors-plan de la face non impactée avec un capteur laser. Une fois que l'effort est calculé, l'accélération, la vitesse et le déplacement de l'impacteur peuvent être calculés par intégration de l'équation dynamique. L'énergie dissipée dans la plaque est ensuite calculée par intégration de la courbe effort-déplacement. La Figure 4-14 illustre les moyens d'essai utilisés à l'Institut Clément Ader (ICA) de Toulouse.

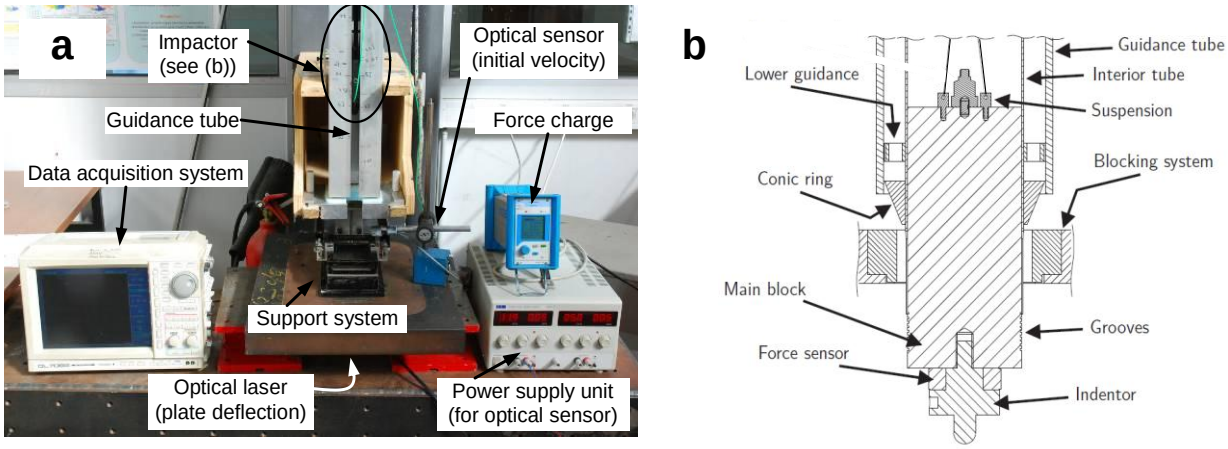


Figure 4-14 : Moyens d'essais d'impact de l'ICA [Hong13]

Des mesures post-impact (micrographie, C-Scan) sont ensuite réalisées afin d'identifier l'endommagement interne des plaques impactées. L'indentation après impact de la plaque est la profondeur résiduelle de l'empreinte laissée par l'impacteur. La valeur d'indentation permanente est relevée à l'aide d'une mesure par stéréo-corrélation d'images. La mesure de l'indentation est faite 48 heures après l'essai d'impact. En effet, plusieurs paramètres, comme la relaxation du matériau, le vieillissement humide ou encore les chargements en fatigue, réduisent l'enfoncement initial obtenu après impact.

Plusieurs normes décrivent l'essai de compression après impact (CAI) à l'échelle de l'éprouvette, [Airbus AITM 1-0010, Boeing BSS 7260, ASTM D7137/D7137M]. Ils sont réalisés afin de mesurer la perte de la tenue en compression des éprouvettes impactées. Les résultats de l'essai ne sont pas directement transposables à une structure aéronautique réelle car ils sont dépendants des dimensions de l'éprouvette et des conditions aux limites. Néanmoins, l'essai sert à comparer la tenue résiduelle des différents matériaux et différents drapages ainsi qu'à mieux connaitre les mécanismes d'endommagement.

Les conditions aux limites définies dans les normes sont conçues pour limiter le flambement global de l'éprouvette, cf. Figure 4-15. La mesure de la tenue résiduelle est effectuée sur l'éprouvette impactée de dimensions 100x150 mm². Sur les bords longitudinaux, l'éprouvette est maintenue par des couteaux anti-flambement. Le déplacement hors plan est empêché tandis que la rotation est permise. Sur les bords transversaux, l'éprouvette est en partie encastrée. La face du support en contact est plane ce qui ne correspond pas à un encastrement mais plutôt à des rotations légèrement contraintes sur ces bords. Ces faces plates des appuis transversaux permettent de limiter l'apparition de matage sur la plaque Puisque l'effort de chargement est introduit sur les flancs des côtés transversaux, il est impératif que ces deux côtés soient bien parallèles. De plus, il est important que le plan des

appuis transversaux supérieurs soit parallèle au plan d'appui inférieur afin d'éviter la flexion de l'éprouvette.

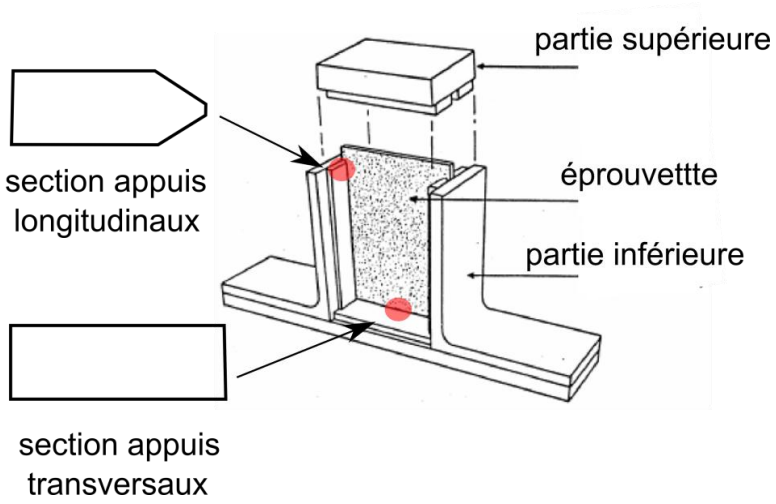


Figure 4-15 : Conditions de CAI norme AITM 1-0010 [Airb94]

Le suivi de l'essai de compression est fait à l'aide de différents moyens de mesure présentés Figure 4-16. La force de compression est mesurée à l'aide du capteur d'effort de la machine. Le déplacement machine permet de retrouver la déformation de compression. La déformation est également obtenue à l'aide d'un extensomètre placé sur la face non impactée. Un capteur LDVT (Linear Variable Differential Transformer) est placé au droit du point d'impact du côté non impacté afin de mesurer le déplacement hors-plan. Un déplacement hors-plan important indique la présence du cloquage et/ou du flambement global. La face impactée de l'éprouvette est peinte en blanche puis mouchetée noire afin d'effectuer un suivi par stéréo-corrélation d'images. Cette mesure permet de retrouver le champ de déplacement 3D et en particulier la déformation de la surface étudiée.

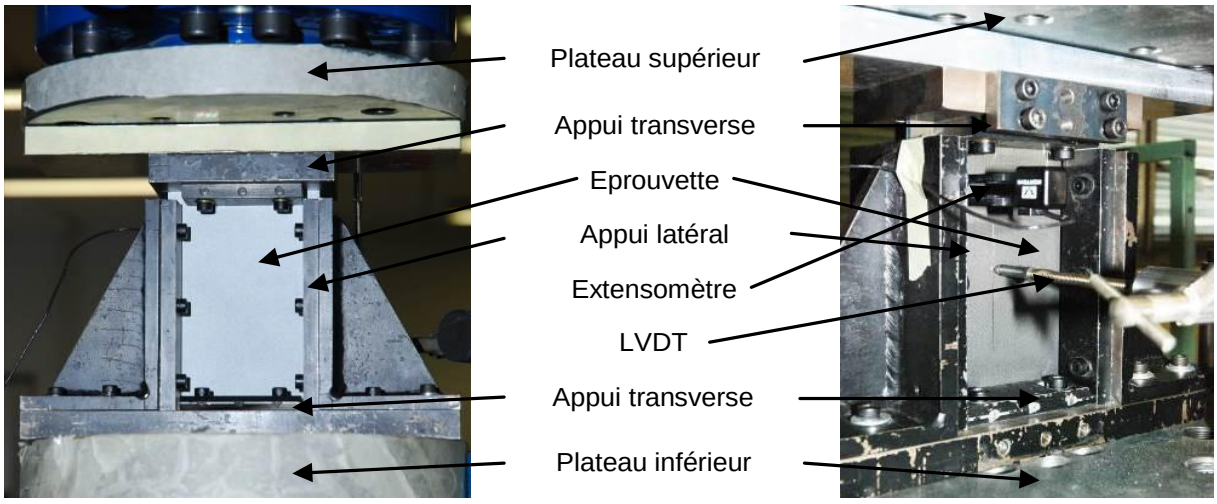


Figure 4-16 : Moyens de suivi de l'essai de CAI [Hong13]

La Table 3 résume l'ensemble des spécimens testés dans le cadre de cette thèse. Quatre drapages ont été testés à des énergies d'impact de 10, 20 et 30 J. Le drapage nommé « 0 » est considéré comme le drapage de référence. Un minimum de deux essais d'impact a été réalisé par type d'empilement et niveau d'énergie. Des C-scan sont réalisés pour toutes les énergies d'impact et drapages. Quelques spécimens ont été découpés après impact afin de réaliser des micrographies. Le reste des éprouvettes a été soumis à l'essai de CAI jusqu'à la rupture.

		Spécimen - Énergie d'impact		
Empilement	**Nom**	**10 J**	**20J**	**30J**
$[0_2/45_2/90_2/-45_2]_{2S}$	0	0-1-10J 0-2-10J	0-5-20J 0-6-20J 0-7-20J	0-3-30J 0-4-30J
$[45_2/-45_2/0_2/90_2]_{2S}$	45	45-5-10J 45-6-10J 45-7-10J	45-3-20J 45-4-20J 45-8-20J 45-11-20J	45-1-30J 45-2-30J 45-9-30J 45-12-30J
$[90_2/-45_2/0_2/45_2]_{2S}$	90	90-1-10J 90-2-10J 90-7-10J	90-5-20J 90-6-20J	90-3-30J 90-4-30J 90-9-30J
$[0_2/30_2/90_2/-30_2]_{2S}$	30	30-1-10J 30-2-10J 30-3-10J	30-4-20J 30-5-20J 30-6-20J	30-7-30J 30-8-30J 30-9-30J

Table 3 – Bilan des éprouvettes testées

III- Améliorations apportées au modèle DPM

Les améliorations apportées au modèle seront présentées avant de passer au dialogue essai-calcul réalisé afin de valider le modèle DPM pour un composite carbone/PEEK. D'abord, afin d'élargir le champ d'application du modèle, des drapages à 30° ont été pris en compte. Ensuite, dans le but de contourner de problèmes numériques et de mieux reproduire des endommagements d'impact, un nouveau modèle de zones cohésives a été implémenté et la loi de comportement jusqu'à rupture des fibres a été modifiée. Les paramètres d'entrée du modèle ont pu être alimentés par les résultats expérimentaux présentés lors du Chapitre 3. Des résultats des simulations seront présentés et comparés aux résultats d'essais, principalement pour le drapage de référence $[0_2/45_2/90_2/-45_2]_{2S}$.

III.1- Drapages à ±θ°

Le modèle DPM utilise des éléments d'interface disposés entre éléments volumiques afin de modéliser la fissuration matricielle, ce qui impose aux nœuds appartenant à l'interface de plis voisins d'être coïncidents. Un réseau de nœuds uniformément réparti est donc nécessaire et dans les travaux publiés avec ce modèle, seuls des plis orientés à 0°, ±45° et 90° ont été étudiés.

Néanmoins, d'autres orientations à ±θ° sont utilisées couramment dans l'industrie pour concevoir des structures composites. Le modèle DPM a permis de modifier la géométrie des éléments afin de prendre en compte les drapages à ±30° dans ces travaux. La géométrie des éléments des plis à 0° et 90° deviennent rectangulaires (alors qu'ils étaient carrés avec des drapages ±45°). Les éléments du pli à 30° adoptent une forme de parallélogramme, comme illustré dans la Figure 4-17. Cette distorsion des éléments modifie la distance entre fissures matricielles, qui n'est plus la même entre les plis à 0°, 90° et ±30°.Des résultats d'impact et de CAI sur un empilement $[0_2/30_2/90_2/-30_2]_{2S}$ seront montrés dans la partie suivante de ce chapitre.

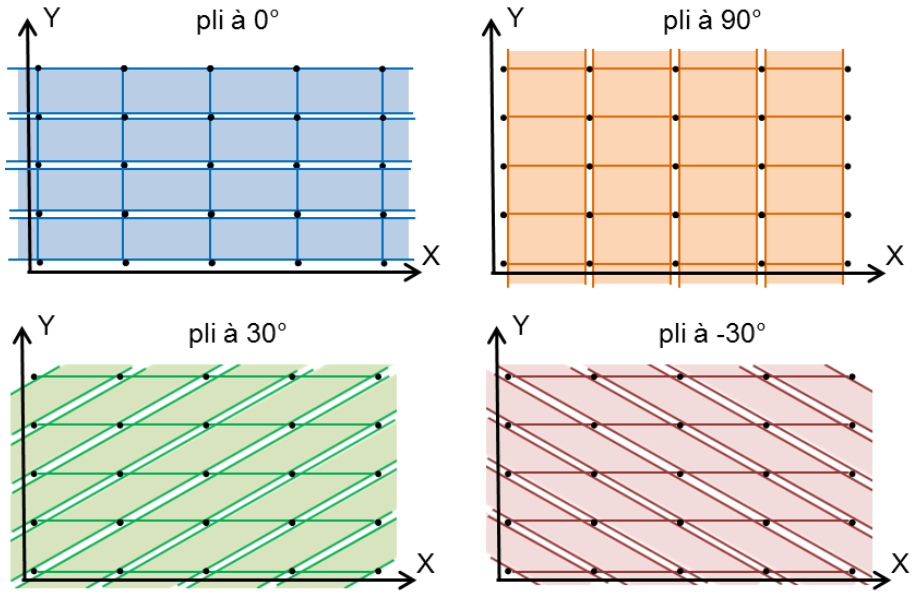


Figure 4-17 - Orientation des éléments volumiques suivant un réseau uniforme de nœuds pour des drapages à ±30°

III.2- Modèle de zones cohésives : loi linéaire par morceaux

Dans le modèle de zones cohésives du DPM, une formulation originale permet de déterminer le saut de déplacement en mode mixte (équation 4.8) à partir des sauts de déplacements en mode I et II (le mode III étant supposé équivalent au mode II). À partir des paramètres matériau, cf. Table 4, le saut de déplacement critique en mode I, δ^{I}_{C}, et les sauts de déplacement maximaux en mode I et II, δ^{I}_{m} et δ^{II}_{m} sont calculés par :

$$\delta_c^I = \frac{\sigma_c}{K_I}\ ,\ \delta_m^I = \frac{2G_{IC}}{\sigma_c}\ ,\ \delta_m^{II} = \frac{2G_{IIC}}{\tau_c} \tag{4.9}$$

où σ_C est la contrainte de rupture en traction, τ_C est la contrainte de rupture en cisaillement, G_{IC} et G_{IIC} sont les taux de restitution d'énergie critique en mode I et II et K_I la raideur initiale de l'interface en mode I.

Ensuite, le saut de déplacement critique en mode II, δ^{II}_{C}, et la raideur de l'élément d'interface en mode II, $K_{II,}$ sont déterminés en fonction des paramètres calculés dans l'équation 4.9:

$$\delta_c^{II} = \delta_c^I \cdot \frac{\delta_m^{II}}{\delta_m^I}\ ,\ K_{II} = \frac{\tau_c}{\delta_c^{II}} \tag{4.10}$$

σ_c	84	contrainte de rupture en traction (MPa)
τ_c	160	contrainte de rupture en cisaillement (MPa)
G_{IC}	1	taux de restitution d'énergie critique en mode I (N/mm)
G_{IIC}	0.75	taux de restitution d'énergie critique en mode II (N/mm)
K_I	500000	raideur des interfaces de délaminage en mode I (MPa/mm)

Table 4 – Propriétés matériau concernant la définition de la loi de comportement des éléments d'interface de délaminage

L'expression de K_{II} (équation 4.10) conduit, pour le jeu de paramètres de l'IM7/PEEK à une raideur interfaciale en mode II cinq fois plus importante que celle en mode I. La raideur en mode II est alors tellement élevée qu'un très faible saut de déplacement induit l'amorçage de l'endommagement. En effet, la Figure 4-19 montre l'état de la variable d'endommagement des éléments d'interface à l'instant t = 0.175 ms pour une simulation d'impact totale de 3.5 ms. La plupart des éléments d'interface s'endommagent dès le début de la simulation, alors que l'effort sur la plaque n'est pas important. Cet endommagement dissipe une énergie négative, voir courbe rouge Figure 4-19, ce qui n'a pas de sens d'un point de vue physique. L'algorithme de résolution d'ABAQUS/Explicit utilise normalement une viscosité numérique linéaire et quadratique afin de stabiliser la simulation. Dans ce calcul d'impact, le modèle nécessite une énergie de dissipation visqueuse excessive afin de faire converger le calcul, voir courbe rouge en pointillés Figure 4-19.

Dans le but de contourner ce problème numérique, lors de ces travaux de thèse, une formulation classique de la loi linéaire par morceaux de Crisfield [**AlfCr01**] a été implémentée dans le modèle DPM.

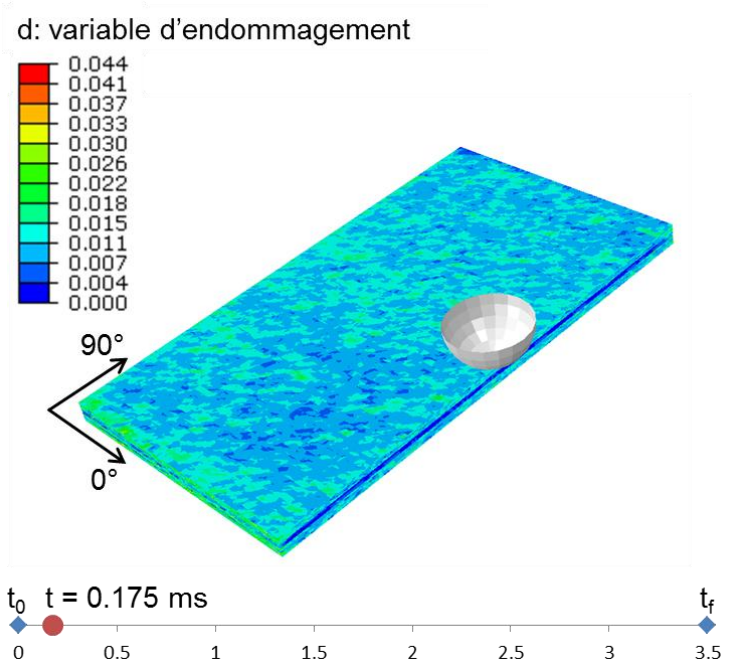


Figure 4-18 – État de la variable d'endommagement des éléments d'interface de délaminage à t = 0.175 ms (pour une simulation d'impact de t_f = 3.5 ms)

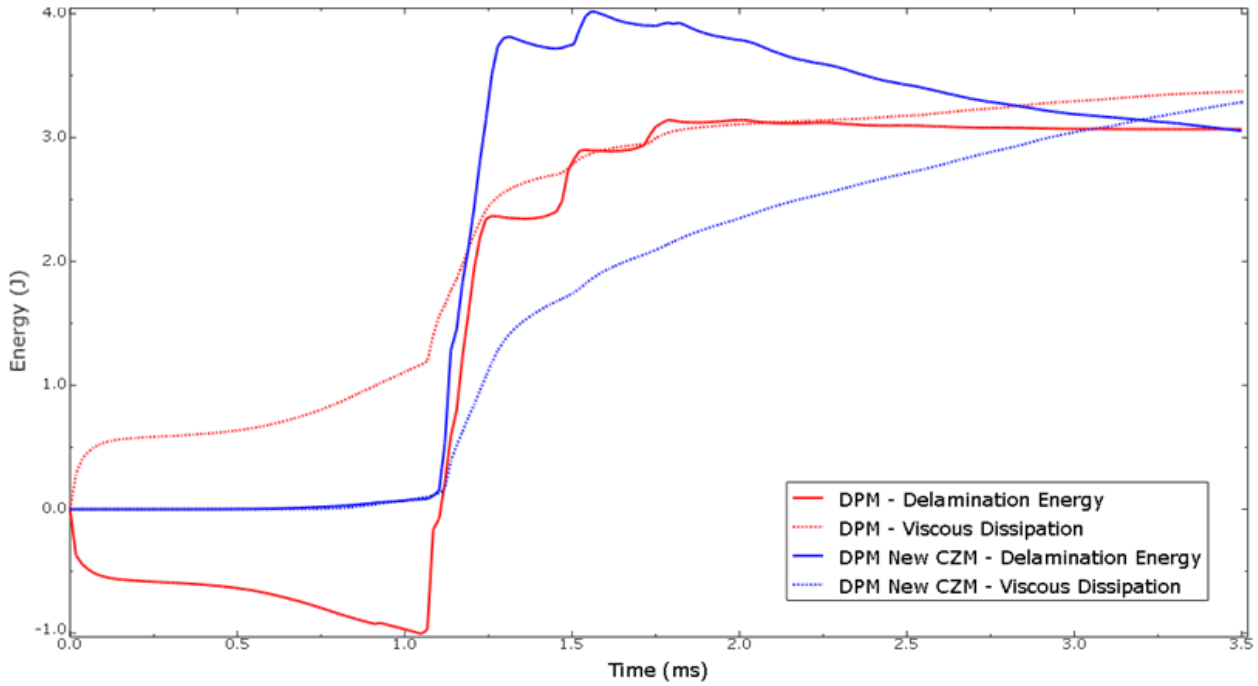


Figure 4-19 – Énergie dissipée dans le délaminage et énergie de viscosité numérique pour le modèle DPM original (courbes rouges) et pour la nouvelle loi de zones cohésives (courbes bleues)

Un chargement linéaire élastique est suivi d'un comportement adoucissant linéaire décrit par une variable d'endommagement, *d* (Figure 4-20). Les paramètres nécessaires pour définir cette loi dans le mode I et II (le mode III est supposé égal au mode II) sont la contrainte de

rupture en traction σ_C, la contrainte de rupture en cisaillement τ_C et les taux de restitution d'énergie critique en mode I et II, G_{IC} et G_{IIC}.

Les relations suivantes sont utilisées afin de déterminer les sauts de déplacement critiques en mode I et II, δ^I_C et δ^{II}_C (pour lequel la résistance est atteinte en mode I et II); et les sauts de déplacement maximaux en mode I et II, δ^I_m et δ^{II}_m (à partir desquels la raideur de l'interface est nulle) :

$$\delta_c^I = \frac{\sigma_c}{K_I}\ ,\ \delta_m^I = \frac{2G_{IC}}{\sigma_c}$$
$$\delta_c^{II} = \frac{\tau_c}{K_{II}}\ ,\ \delta_m^{II} = \frac{2G_{IIC}}{\tau_c} \tag{4.11}$$

où K_I et K_{II} sont les raideurs initiales de l'interface

La relation entre les sauts de déplacement, δ_I, δ_{II}, et le niveau de contrainte à l'interface est illustrée Figure 4-20. Cette relation et l'équation définissant les variables d'endommagement en mode I et II, d_I *et* d_{II}, sont données par :

$$\sigma_{zz}, \tau_{xz} = \begin{cases} K_i \cdot \delta_i & \text{si} \quad \delta_i < \delta_c^i \\ (1-d_i)\cdot K_i \cdot \delta_i & \text{si} \quad \delta_c^i \leq \delta_i \leq \delta_m^i \\ 0 & \text{si} \quad \delta_i \geq \delta_m^i \end{cases}$$
$$d_i = \frac{\delta_m^i \cdot (\delta_i - \delta_c^i)}{\delta_i \cdot (\delta_m^i - \delta_c^i)} \tag{4.12}$$

$$i = I, II;\ d_i \in [0,1]$$

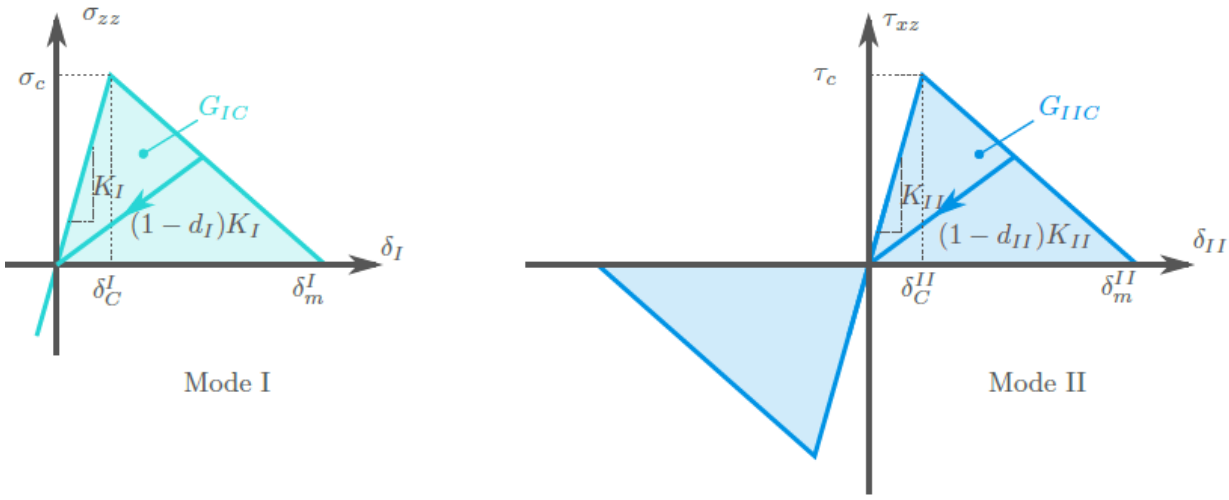


Figure 4-20 – Loi de comportement des éléments d'interface de délaminage pour le mode I et II [Son11]

La description de la loi des zones cohésives en mode mixte, Figure 4-21, nécessite: (i) des relations entre les sauts de déplacement et les contraintes en modes I et II ; (ii) des lois d'amorçage et d'endommagement reliant ces paramètres pour le mode mixte. Les lois présentées ci-dessous ont été développées au sein de l'Onera lors des travaux de thèse de Thomas Vandellos [Vand11] et elles ont été implémentées dans le modèle DPM.

Le saut de déplacement en mode mixte δ^m est défini par :

$$\delta^m = \sqrt{\langle\delta_I\rangle^2 + {\delta_{II}}^2 + {\delta_{III}}^2} \tag{4.13}$$

Le rapport de mixité de mode β est lui définit par :

$$\beta = \frac{\sqrt{{\delta_{II}}^2 + {\delta_{III}}^2}}{\delta_I} \tag{4.14}$$

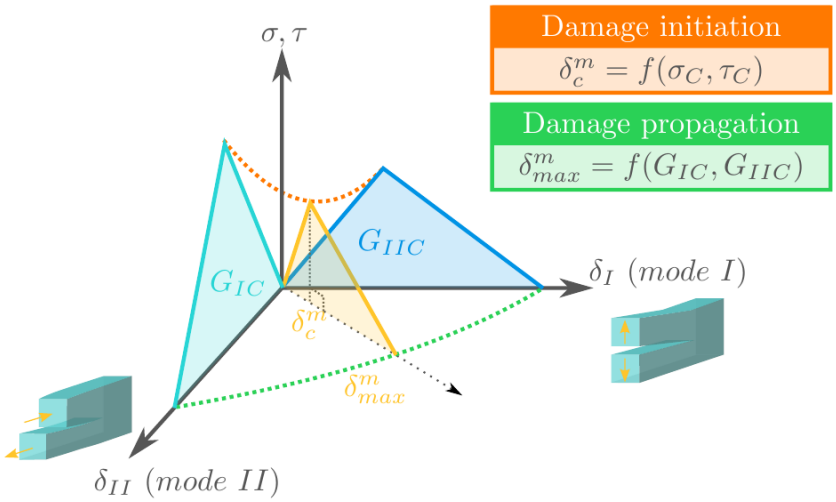


Figure 4-21 – Modèle de zones cohésives pour le mode mixte [Son11]

La détermination du saut de déplacement critique en mode mixte, δ^m_c s'effectue par satisfaction du critère d'amorçage, ici un critère quadratique en contraintes de type Hashin :

$$\left(\frac{\langle\sigma_{zz}\rangle}{\sigma_c}\right)^2 + \left(\frac{\tau_{xz}}{\tau_c}\right)^2 + \left(\frac{\tau_{yz}}{\tau_c}\right)^2 = 1 \tag{4.15}$$

Ce critère en mode mixte tient compte du couplage des différentes modes de rupture et considère que la contrainte de compression n'a pas d'influence sur l'amorçage du délaminage. Si les relations 4.12, 4.13 et 4.14 sont introduites dans l'équation 4.15, alors δ^m_c est défini par :

$$\delta_c^m = \begin{cases} \delta_c^I \cdot \delta_c^{II} \sqrt{\dfrac{1+\beta^2}{(\delta_c^{II})^2 + (\beta \cdot \delta_c^{II})^2}} & si\ \delta_I > 0 \\ \delta_c^{II} & si\ \delta_I < 0 \end{cases} \tag{4.16}$$

Concernant la loi décrivant la propagation du délaminage, le critère choisi est de type « Power law » [With84] (équation 4.17). L'endommagement en mode mixte est gouverné par une relation quadratique ($m = n = p = 2$) entre les énergies des modes I, II et III :

$$\left(\frac{G_I}{G_{I_C}}\right)^m + \left(\frac{G_{II}}{G_{II_C}}\right)^n + \left(\frac{G_{III}}{G_{III_C}}\right)^p \geq 1 \tag{4.17}$$

Le saut de déplacement maximale en mode mixte, δ^m_{max} peut alors être déterminé par :

$$\delta_{max}^{m} = \begin{cases} \dfrac{2}{K \cdot \delta_c^m}\left[G_{IC} + (G_{IIC} - G_{IC}) \cdot \left(\dfrac{\beta^2}{1 + \beta^2}\right)^2\right] & si\ \delta_I > 0 \\ \sqrt{(\delta_m^{II})^2 + (\delta_m^{III})^2} & si\ \delta_I < 0 \end{cases} \tag{4.18}$$

Finalement, la variable d'endommagement, *d*, est une fonction du saut de déplacement en mode mixte δ^m :

$$d = \frac{\delta_{max}^m \cdot (\delta^m - \delta_c^m)}{\delta^m \cdot (\delta_{max}^m - \delta_c^m)} \tag{4.19}$$

Cette formulation des lois des zones cohésives n'induit pas d'endommagements prématurés dans les éléments d'interface. De même, l'énergie dissipée dans ces éléments est quasiment nulle jusqu'à la propagation du délaminage (à t ~ 1.1 ms, comme en témoignent les courbes bleues tracées Figure 4-19). L'énergie de dissipation visqueuse est également inexistante jusqu'au début de la propagation du délaminage, où le modèle en a besoin afin de stabiliser le calcul. Les résultats montrés dans les pages suivantes sont ceux issus du modèle DPM modifié avec cette loi de zones cohésives.

III.3- Critère de rupture de fibres

Lors des essais d'impact réalisés, des ruptures de fibres en compression sont observées à proximité du point d'impact. La Figure 4-23(a) montre cette rupture de fibres pour un impact à 20 J et 30 J pour le drapage de référence. Une modélisation correcte de la rupture de fibres est nécessaire afin de bien appréhender le comportement à l'impact et à la CAI.

La rupture de fibres en compression et en traction est modélisée par l'introduction d'une loi de comportement au sein des éléments volumiques. Comme présenté dans le § I-3-1, une approche énergétique est utilisée pour calculer l'énergie dissipée à l'intérieur du volume de l'élément volumique. La loi de comportement de l'élément suit un chargement linéaire élastique. Un critère en déformation est utilisé afin d'activer l'amorçage de l'endommagement. Ensuite, une dégradation linéaire de la contrainte de l'élément est pilotée par une variable d'endommagement.

Le paramètre nécessaire pour la définition de cette loi est l'énergie critique de rupture de fibres en compression, G_{IC}^{fibres}. Très peu d'études sont consacrées dans la littérature à la valeur de G_{IC}^{fibres} pour des composites à résine thermoplastique. Une valeur de G_{IC}^{fibres} = 100 N/mm issue des travaux de Camanho et al. [CaMD07] pour un composite IM7/8552 a été initialement utilisée dans ces travaux. La rupture de fibres post-impact n'est pas correctement restituée dans les simulations pour cette valeur de G_{IC}^{fibres}, cf. Figure 4-22 (a).

Dans la partie Chapitre 3:IV.3-, plusieurs travaux visant à la détermination de la valeur de G_{IC}^{fibres} pour des composites carbone/époxy ont été présentés. Ces valeurs varient entre 79.9 et 34 N/mm. L'étude de [**HoBR13a**] avec le modèle DPM nous oriente vers une valeur de G_{IC}^{fibres} = 40 N/mm. De plus, les investigations réalisées lors de ces travaux de thèse sur la rupture de fibres en compression à l'aide de la thermographie infrarrouge suggèrent une valeur très faible de G_{IC}^{fibres} pour le matériau objet de l'étude, entre 5 et 21 N/mm. Suivant ces résultats, une valeur de G_{IC}^{fibres} = 30 N/mm a été choisie. Néanmoins, la rupture de fibres n'est toujours pas correctement restituée par le modèle, Figure 4-22 (b).

L'amorçage de la rupture de fibres est contrôlé par un critère en déformation. Initialement, le modèle DPM compare la moyenne de la déformation sur les huit points d'intégration à la déformation à rupture en traction. Ce calcul permet de lisser la déformation dans l'élément mais entraîne une perte des maximums de déformation. Par conséquent, lors de ces travaux, la loi a été modifiée afin de conserver la déformation maximale (minimale) en traction (compression) dans le critère d'amorçage, dont l'illustration est proposée Figure 4-8. Cette modification permet de reproduire la rupture de fibres observée expérimentalement, Figure 4-22 (c) et Figure 4-23 (b).

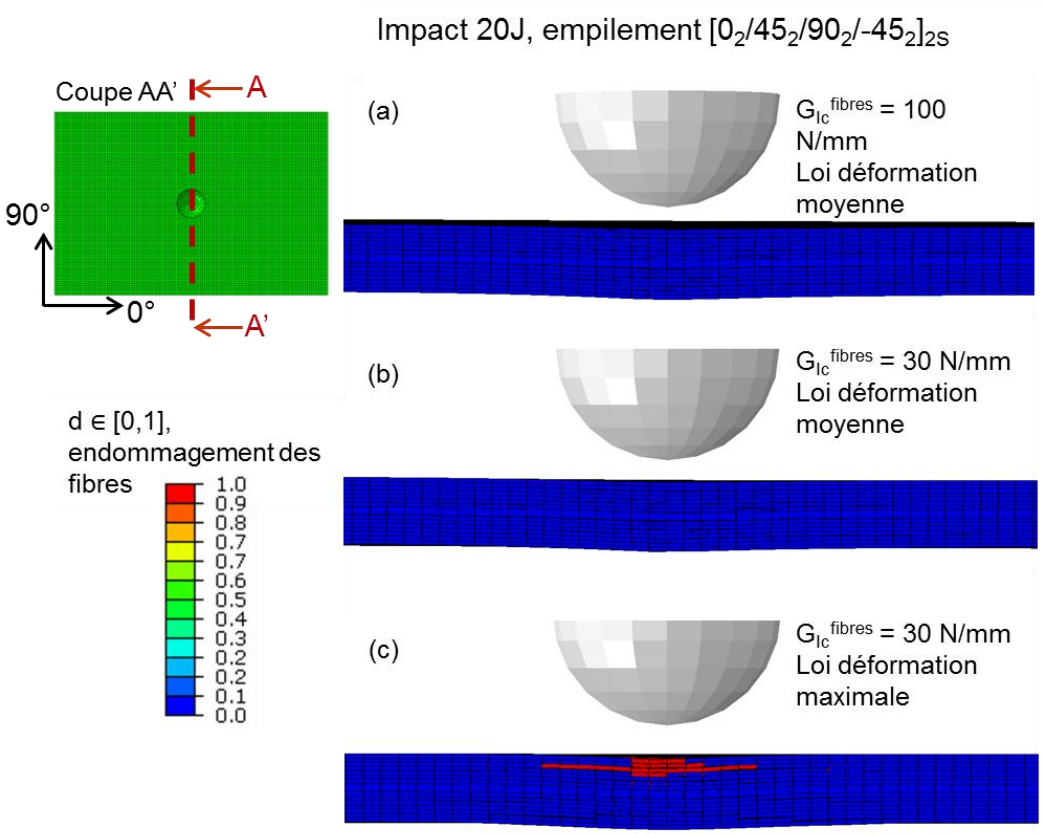


Figure 4-22 – Rupture de fibres post-impact pour différentes simulations

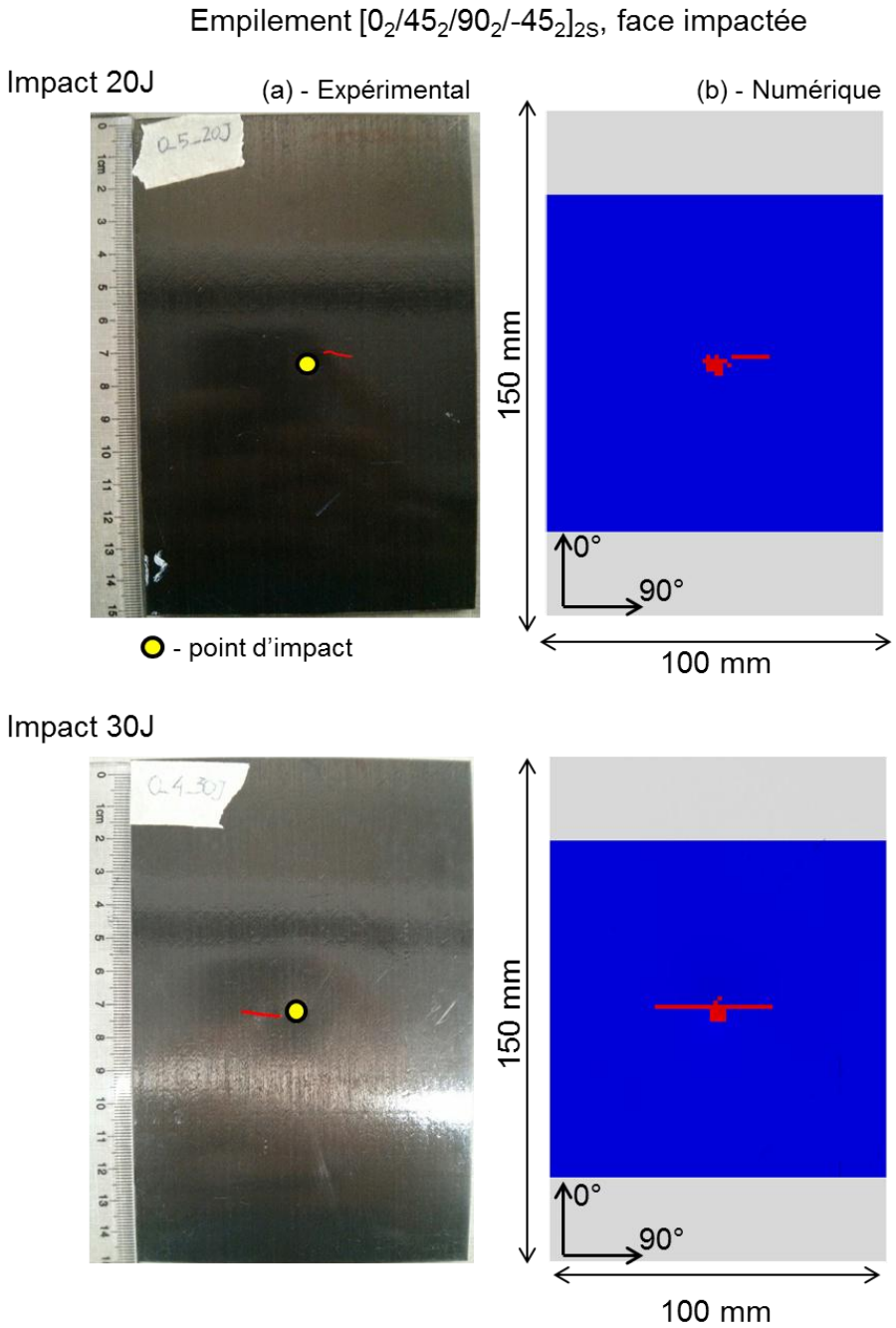


Figure 4-23 – Comparaison des ruptures de fibres de la face impactée, expérimentales (a) et numériques (b) pour un impact à 20 J et 30 J

III.4- Sensibilité à G_{IIC}

Dans le Chapitre 3: une procédure expérimentale a été mise en place afin de déterminer le taux de restitution d'énergie critique en mode II pour une interface d'un composite IM7/PEEK. Des essais ENF ont été exploités par la méthode de la complaisance et de la thermographie infra-rouge. Des variations relativement importantes dans la valeur de G_{IIC} ont été trouvées : à l'amorçage, G_{IIC} oscille entre 0.8 et 1.3 N/mm. Un effet de courbe R est ensuite observé, la ténacité augmentant jusqu'à 1.9 – 3 N/mm. Enfin, quand la propagation instable a lieu, la valeur de G_{IIC} est faible, entre 0.76 et 1.5 N/mm.

L'essai SBS a permis de reproduire la chronologie des endommagements d'impact : la fissuration matricielle atteint l'interface en la fragilisant, favorisant alors la propagation du délaminage. Les estimations faites par thermographie IR ont donné des valeurs de G_{IIC} oscillant entre 0.9 et 1.6 N/mm pour un essai quasi-statique, et entre 1.28 et 1.73 N/mm pour un essai dynamique (vitesse d'impact de l'ordre de 1 m/s).

La valeur minimale de G_{IIC} issue de ces essais est donc de 0.76 N/mm et la valeur maximale de 3 N/mm, soit un ratio de 4 entre la valeur minimale et maximale. Une étude de sensibilité à la valeur de G_{IIC} est ici réalisée pour apprécier la capacité du modèle à reproduire au mieux la cartographie des délaminages obtenus expérimentalement. Les valeurs minimale et maximale sont prises en compte, ainsi qu'une valeur moyenne de 1.5 N/mm.

Les courbes effort-déplacement obtenues lors d'un impact sur une plaque avec empilement $[0_2/45_2/90_2/-45_2]_2$ sont proposées Figure 4-24 pour trois essais expérimentaux (0-5-20J, 0-6-20J et 0-7-20J) et trois simulations (avec G_{IIC} = 0.75 N/mm, G_{IIC} = 1.5 N/mm et G_{IIC} = 3 N/mm). La raideur initiale de la plaque est surestimée par rapport à l'expérimental pour les trois simulations. Les chutes d'effort correspondant à la propagation du délaminage sont retardées pour les valeurs plus importantes de G_{IIC}. En effet, plus G_{IIC} est important, plus l'énergie (aire sous la courbe Force-déplacement) doit être importante pour faire propager le délaminage. La valeur la plus faible de G_{IIC} semble reproduire la première chute d'effort expérimentale (pour un déplacement de ~2 mm). L'effort et déplacement maximale sont relativement bien prédits par les trois simulations et correspondent bien au comportement des plaques 6 et 7 (Figure 4-24).

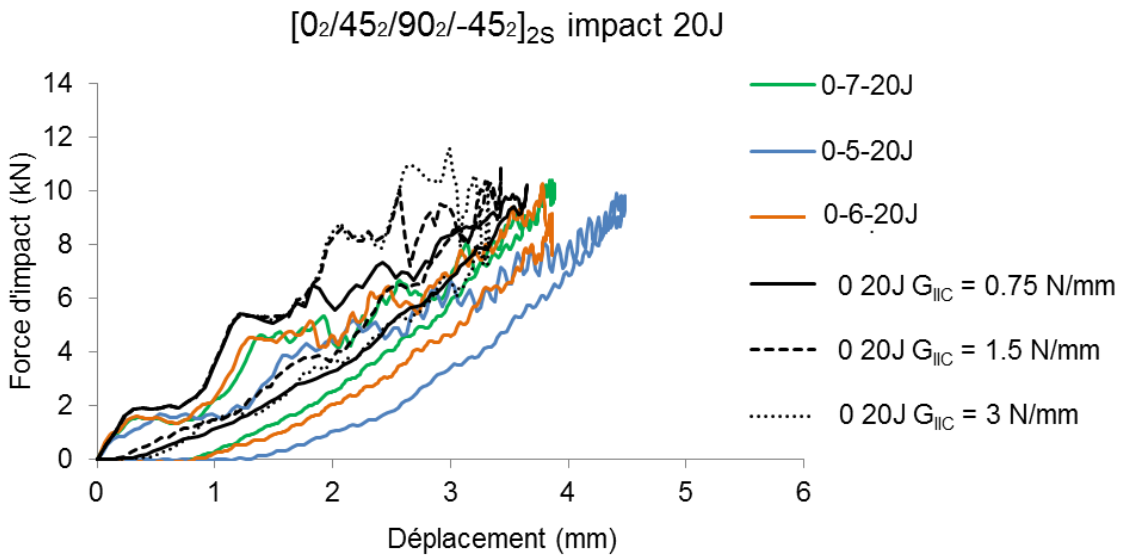


Figure 4-24 – Courbes effort-déplacement pour un impact de 20J sur un empilement $[0_2/45_2/90_2/-45_2]_{2S}$, comparaison expérimental-numérique pour plusieurs valeurs de G_{IIC}

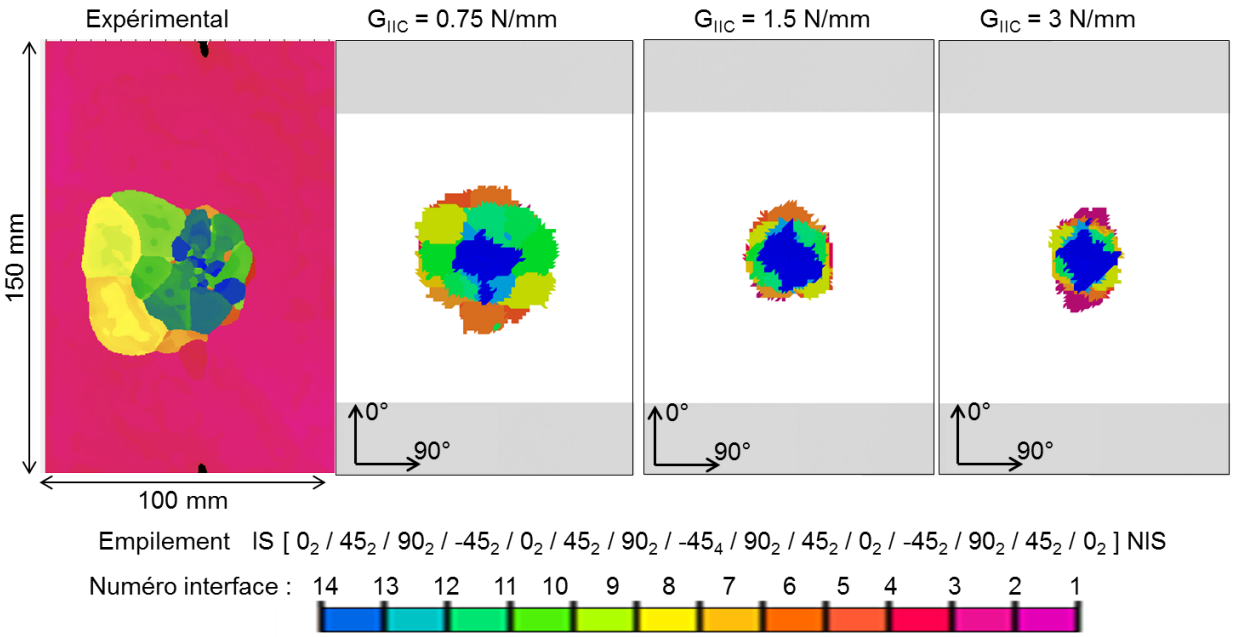


Figure 4-25 – Cartographies de délaminage face impactée post-impact de 20J sur un empilement $[0_2/45_2/90_2/-45_2]_2$, comparaison expérimental-numérique pour les trois valeurs de G_{IIC} testées (IS : face impactée, NIS : face non impactée)

La comparaison expérimental/numérique des cartographies des délaminages après impact de 20 J est illustrée Figure 4-25. Comme attendu, les surfaces délaminées sont plus importantes pour la valeur la plus faible de G_{IIC}. C'est avec cette valeur que le délaminage obtenu numériquement se rapproche le plus de celui observé expérimentalement.

Concernant la CAI, les courbes contrainte-déformation sont présentées Figure 4-26. La raideur de l'éprouvette est sensiblement surestimée par le modèle. Concernant la ruine de l'éprouvette, elle est retardée avec l'augmentation de G_{IIC}. Pour $G_{IIC} = 0.75$ N/mm, le comportement du modèle est en bonne adéquation avec l'expérimental. La tenue résiduelle et la déformation à rupture sont bien prédites par le modèle.

En conclusion, le modèle DPM est très sensible à la variation de la valeur de G_{IIC}. La valeur la plus faible de celles déterminées expérimentalement dans le Chapitre 3: semble être la plus appropriée afin de reproduire les endommagements d'impact (notamment le délaminage) et de mieux appréhender le comportement globale en impact et CAI. La valeur de G_{IIC} = 0.75 N/mm est donc retenue pour la suite des simulations.

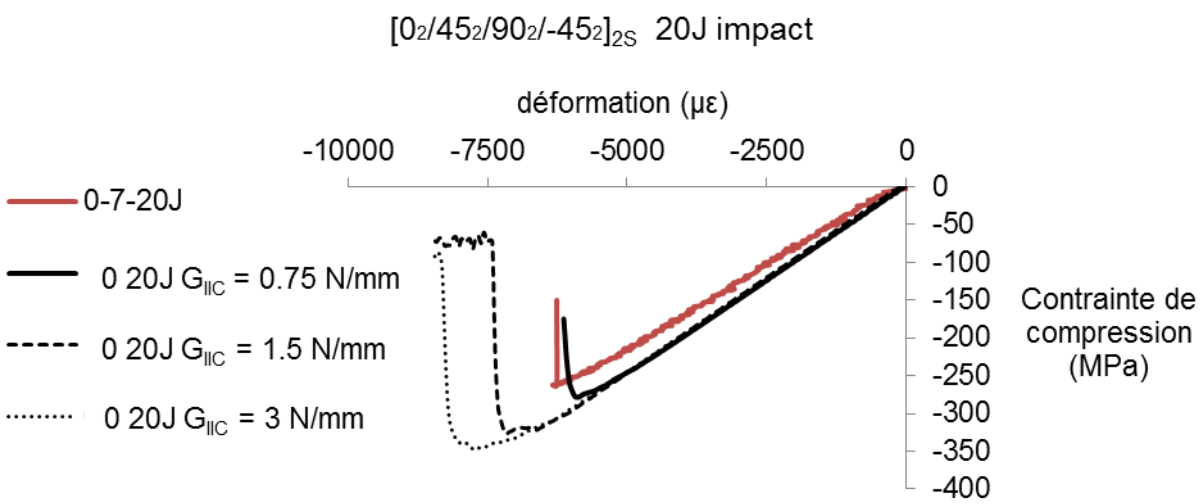


Figure 4-26 – Courbes contrainte-déformation pour un essai de compression après impact de 20 J sur un empilement $[0_2/45_2/90_2/-45_2]_{2S}$, comparaison expérimental/numérique pour plusieurs valeurs de G_{IIC}

III.5- Recalage de l'indentation permanente

Comme présenté dans Chapitre 4:I.3.4-, une variable du modèle DPM permet de contrôler la refermeture des fissures matricielles afin de prendre en compte l'indentation permanente. Cette variable est le ratio entre l'ouverture résiduelle et maximale de la fissure. [**HRBM13**] a déterminé sa valeur pour un composite carbone/époxy, qui est comprise entre 0.3 et 0.4. Une rigidité *K* de l'élément est donc appliquée lorsque l'ouverture atteint 30% de l'ouverture maximale de la fissure ($\delta_0 = 0.3\ \delta_{max}$).

Au vu de la « plasticité » de la résine thermoplastique, ce ratio pourrait être supérieur pour le composite IM7/PEEK. Afin de déterminer la valeur du paramètre d'indentation permanente dans notre cas, une étude de sensibilité a été réalisée sur le drapage de référence.

Comme illustré dans la Figure 4-27, les délaminages numériques sont influencés par la valeur retenue pour le paramètre d'indentation permanente. Une valeur plus élevée du paramètre induit des délaminages plus importants et avec une forme plus dissymétrique. Cette valeur de 0.6 permet de reproduire plus fidèlement les surfaces délaminées expérimentalement.

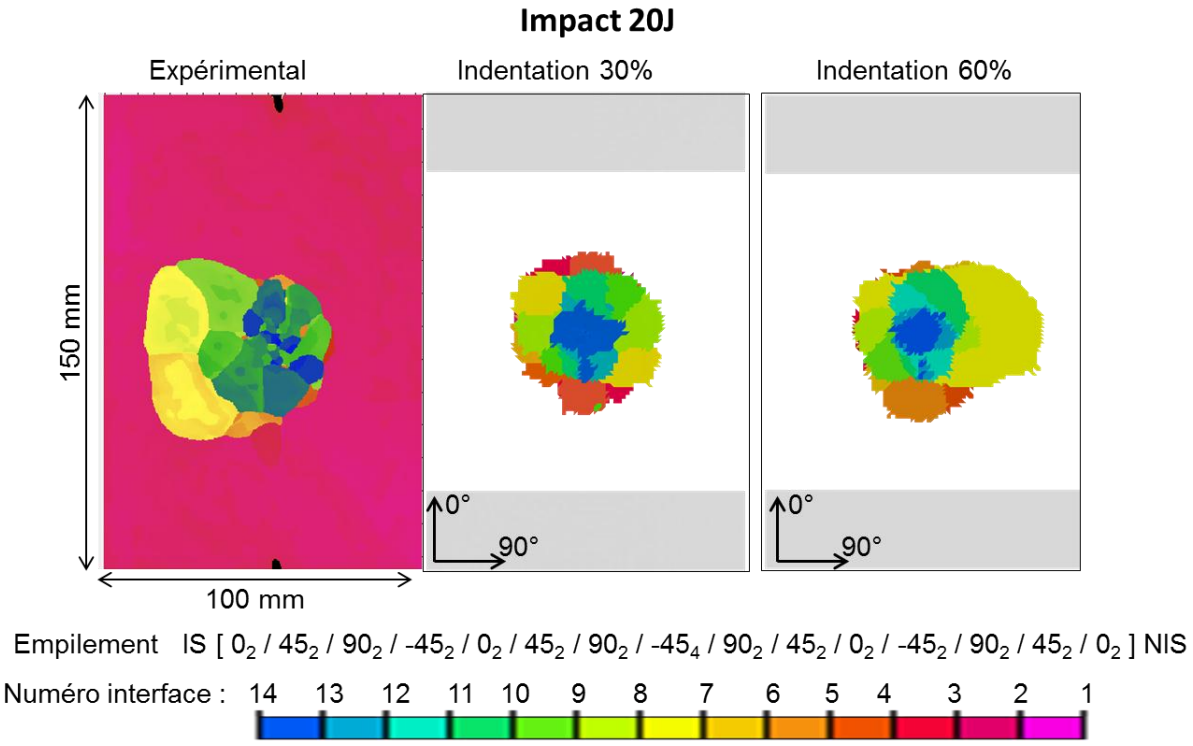


Figure 4-27 - Cartographies de délaminage face impactée post-impact de 20 J sur un empilement $[0_2/45_2/90_2/-45_2]_{2S}$, comparaison expérimental-numérique pour une indentation permanente de 0.3 et de 0.6

Sur ce même drapage, les valeurs d'indentation expérimentale après impact de 20 J et 30 J sont comparées aux résultats de simulation pour trois valeurs du paramètre d'indentation permanente (0.3, 0.5 et 0.6), cf. Figure 4-28. Pour une valeur de 0.3, l'indentation permanente numérique est faible par rapport à l'expérimental. Une augmentation de la valeur du paramètre entraine une rapide augmentation de l'indentation permanente numérique, spécialement pour des énergies d'impact plus élevées. Il faut noter que numériquement, les phénomènes de relaxation ne sont pas pris en compte et la valeur issue des simulations devrait donc être logiquement supérieure à l'indentation permanente relevée expérimentalement. La valeur du paramètre d'indentation permanente est fixée à 0.5 pour la suite de ces travaux car il reproduit bien les délaminages expérimentaux et il ne surestime pas de manière excessive l'indentation permanente expérimentale (environ 15 % pour l'impact à 20 J et 33% pour le cas à 30J).

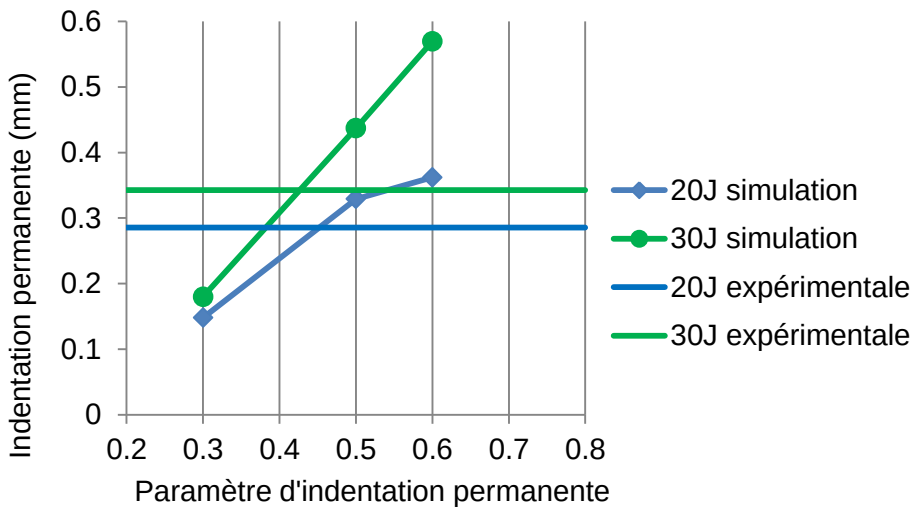


Figure 4-28 – Évolution de l'indentation permanente en fonction du paramètre d'indentation permanente employée dans le modèle DPM comparée à l'indentation permanente mesurée expérimentalement après impact de 20 J et 30 J

IV- Validation du DPM pour un composite IM7/PEEK

Cette partie présente les résultats expérimentaux des essais d'impact et de CAI pour les drapages $[0_2/45_2/90_2/-45_2]_{2S}$, $[45_2/-45_2/0_2/90_2]_{2S}$, $[90_2/-45_2/0_2/45_2]_{2S}$ et $[0_2/30_2/90_2/-30_2]_{2S}$ impactés à 10 J, 20 J et 30 J et les compare aux résultats des simulations

Les mécanismes d'endommagement apparaissant lors de l'impact, notamment le délaminage, sont étudiés. Les délaminages post-impact sont qualifiés et quantifiés à l'aide de C-scans et de micrographies. Ces micrographies réalisées permettent aussi d'investiguer les fissures matricielles et les ruptures de fibre. De même, les valeurs d'indentation permanente sont estimées afin d'investiguer la tolérance aux dommages du matériau. Enfin, l'influence de l'énergie d'impact et du drapage, sur la réponse du matériau, est également discutée.

Ensuite, l'étude expérimentale permettra d'évaluer la capacité du modèle à prédire la tenue résiduelle en compression après impact. L'analyse du comportement en compression de l'éprouvette sera également présentée. La comparaison des efforts à rupture permettra d'identifier l'influence des drapages.

IV.1- Comportement à l'impact

La Figure 4-29 montre les courbes effort-déplacement obtenues pour des impacts à 10 J, 20 J et 30 J avec le drapage de référence $[0_2/45_2/90_2/-45_2]_{2S}$. Trois phases sont présentes sur chacune des courbes. La première phase correspond à un comportement linéaire

(malgré des oscillations présentes au début de l'essai dues à l'impact) jusqu'à l'apparition des endommagements associée à une perte de rigidité de la plaque. Cet instant a lieu à un déplacement de l'ordre de 1 mm pour l'impact à 10 J et aux environs de 2 mm pour les impacts à 20 J et 30 J. Les endommagements constatés dans cette deuxième phase sont des ruptures de fibres autour du point d'impact, des fissures matricielles et des délaminages. La dernière phase correspond à une chute brusque de l'effort (plus significative pour les impacts à plus haute énergie) correspondant principalement à des propagations rapides du délaminage accompagnées de rupture des fibres.

L'énergie incidente a un impact important dans le comportement de la plaque : plus l'énergie d'impact est importante, plus il y a de déflexion et plus l'effort lors de l'impact est important. L'énergie comprise à l'intérieur de la courbe effort-déplacement permet d'estimer la part d'énergie dissipée dans les endommagements lors de l'impact.

La Figure 4-30 montre les différences de comportement obtenus avec les différents drapages $[0_2/45_2/90_2/-45_2]_{2S}$, $[45_2/-45_2/0_2/90_2]_{2S}$, $[0_2/30_2/90_2/-30_2]_{2S}$ et $[90_2/-45_2/0_2/45_2]_{2S}$ pour une énergie d'impact donnée (20 J). La raideur à l'impact des drapages nommés « 0 » et « 30 » est similaire, et plus faible que pour les drapages de type « 45 » et « 90 ». Le comportement globale est similaire pour chaque groupe de drapage et l'énergie dissipée est quasiment la même.

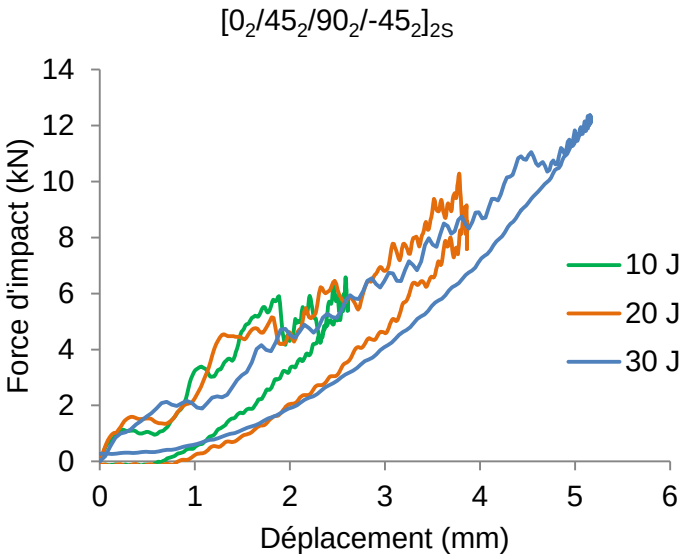


Figure 4-29 - Courbes effort-déplacement des éprouvettes $[0_2/45_2/90_2/-45_2]_{2S}$ impactées à 10, 20 et 30 J

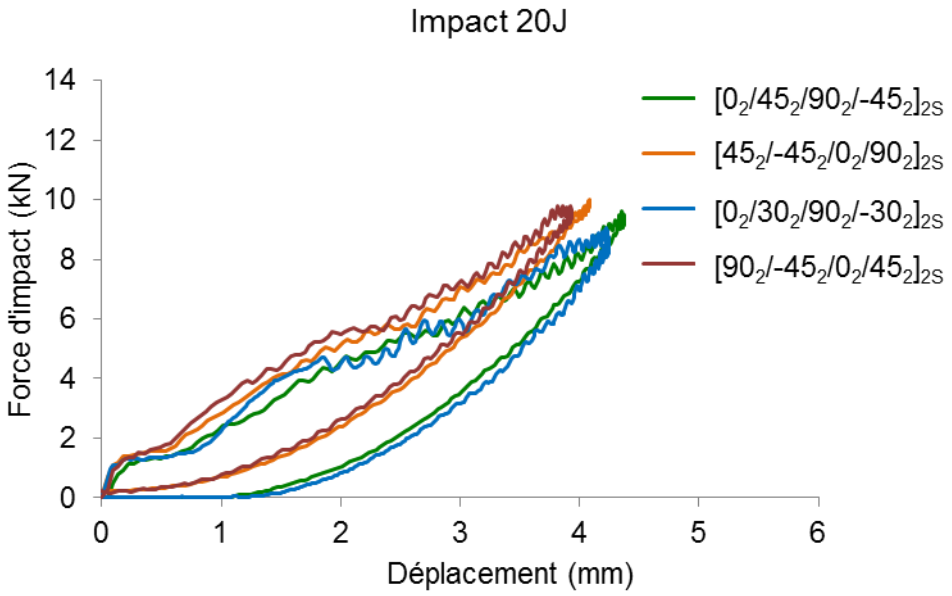


Figure 4-30 - Courbes effort-déplacement d'impacts de 20 J pour les quatre empilements étudiés

La Figure 4-31 présente les courbes effort-déplacement expérimentales et numériques pour un impact à 20 J sur un empilement $[0_2/45_2/90_2/-45_2]_{2S}$. Les comportements à l'impact des plaques 0-6-20J et 0-7-20J sont similaires, tandis que la raideur du spécimen 0-5-20J est plus faible. En effet, pour un même effort maximal, le déplacement est plus important pour cette plaque. La simulation permet d'estimer correctement les niveaux d'effort maximal et de déplacement maximal. Néanmoins, la raideur de la première phase linéaire est surestimée, ainsi que la première chute d'effort, apparaissant pour un déplacement de ~2 mm. Celle-ci est bien plus brutale dans la simulation que d'un point de vue expérimental. En générale, l'allure de la courbe effort-déplacement est en concordance avec les résultats expérimentaux. L'énergie à l'intérieur de la courbe effort-déplacement correspond à l'énergie dissipée dans la plaque lors de l'impact.

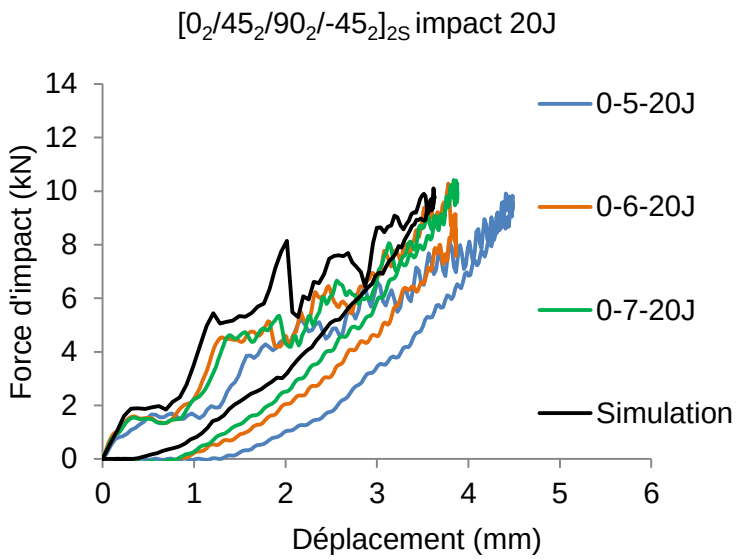


Figure 4-31 - Courbes effort-déplacement de l'impact à 20 J sur éprouvette $[0_2/45_2/90_2/-45_2]_{2S}$: comparaison simulation - expérimental

La Figure 4-32 présente l'évolution de l'énergie en fonction du temps pour les empilements impactés à 20 J, obtenue expérimentalement et numériquement. L'énergie numérique est en accord avec l'expérimental, notamment en ce qui concerne l'énergie dissipée. Ce point est important car cette énergie est dissipée dans les endommagements modélisés numériquement.

Les énergies dissipées ont été calculées pour tous les essais d'impact ainsi que pour les simulations numériques. La Table 5 résume ces résultats et montre une bonne correspondance entre l'expérimental et la simulation. En général, les énergies dissipées sont légèrement surestimées dans les simulations à l'exception du drapage type « 30 » où les énergies sont sous-estimées pour les trois énergies d'impact. L'erreur reste inférieure à 36% sauf pour l'impact de 30 J sur un empilement $[45_2/-45_2/0_2/90_2]_{2S}$. Au vu de la complexité des endommagements présents et des limitations des critères en énergie utilisés pour les modéliser, ce résultat est satisfaisant.

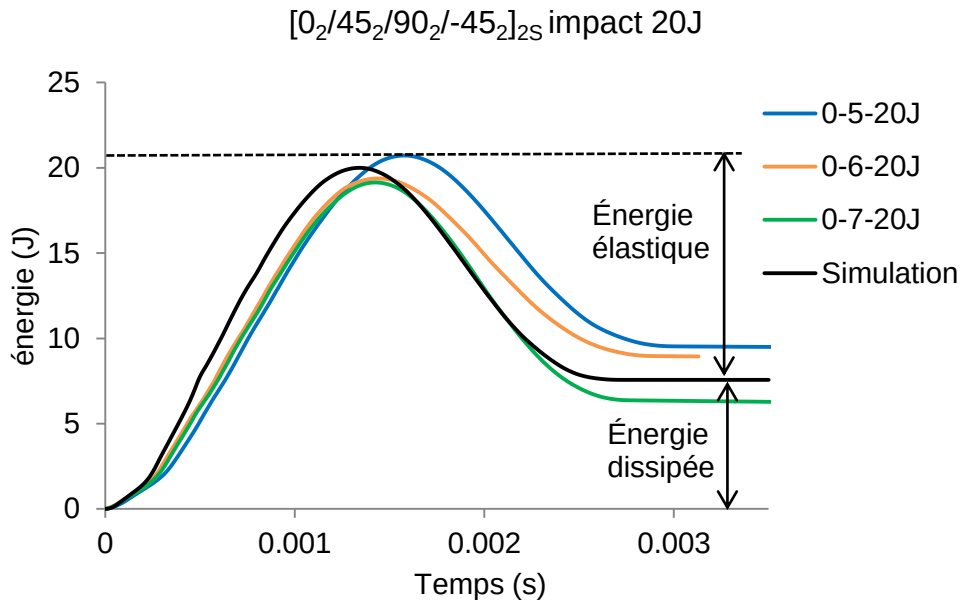


Figure 4-32 - Courbes énergie-temps de l'impact à 20 J sur éprouvette $[0_2/45_2/90_2/-45_2]_{2S}$: comparaison simulation – expérimental

Empilement		Énergie dissipée (J)		
		10 J	20J	30J
$[0_2/45_2/90_2/-45_2]_{2S}$	Expérimental	4.2	7.7	10.6
	Simulation	4.3	7.6	14.4
	Erreur (%)	+3.3	-1.1	+36.3
$[45_2/-45_2/0_2/90_2]_{2S}$	Expérimental	4.1	7.9	11.3
	Simulation	4.0	9.8	20.8
	Erreur (%)	-2.2	+25.2	+85.1
$[90_2/-45_2/0_2/45_2]_{2S}$	Expérimental	4.6	9.9	12.2
	Simulation(J)	5.0	9.3	13.8
	Erreur (%)	+10.1	-6.3	+12.9
$[0_2/30_2/90_2/-30_2]_{2S}$	Expérimental	5.2	9.6	14.8
	Simulation	3.4	7.2	12.7
	Erreur (%)	-34.1	-24.4	-14.5

Table 5 – Énergies dissipées expérimentalement et numériquement pour les quatre empilements testés à trois niveaux d'énergie

Le modèle permet d'effectuer un bilan des énergies dissipées dans la propagation du délaminage et dans la rupture de fibres. La Figure 4-33 montre la courbe effort-temps de la simulation d'impact à 20 J sur empilement $[0_2/45_2/90_2/-45_2]_{2S}$ et la compare à l'évolution des énergies dissipées en délaminage et en rupture de fibres. La première chute d'effort correspond à la rupture de fibres et à une première propagation du délaminage (étape 1

dans la Figure 4-33). Presque la totalité de l'énergie dissipée en rupture de fibres a lieu à cet instant ; en effet cette énergie reste quasiment constante lors du reste de la simulation. L'augmentation de la force d'impact jusqu'à son maximum (~10 kN) entraine une propagation du délaminage par trois paliers (identifiés par 1, 2 et 3 sur la courbe d'énergie dissipée en délaminage). La pente de la courbe d'énergie dissipée est plus significative pour l'étape 1 que pour les autres, traduisant une vitesse de propagation du délaminage plus élevée. La durée du premier palier est également plus significative que les deux autres. Cette première étape de propagation du délaminage dissipe la plupart de l'énergie, 2.2 J représentant 63 % de l'énergie totale dissipée en délaminage (3.5 J). La vitesse de propagation des paliers 2 et 3 est similaire, mais la durée de la propagation du délaminage est plus faible dans la dernière étape. Enfin, la différence du niveau d'énergie dissipé en délaminage (3.5 J) et en rupture de fibre (0.8 J) est notable. Le délaminage est donc le mode prépondérant de dissipation de l'énergie lors de l'impact.

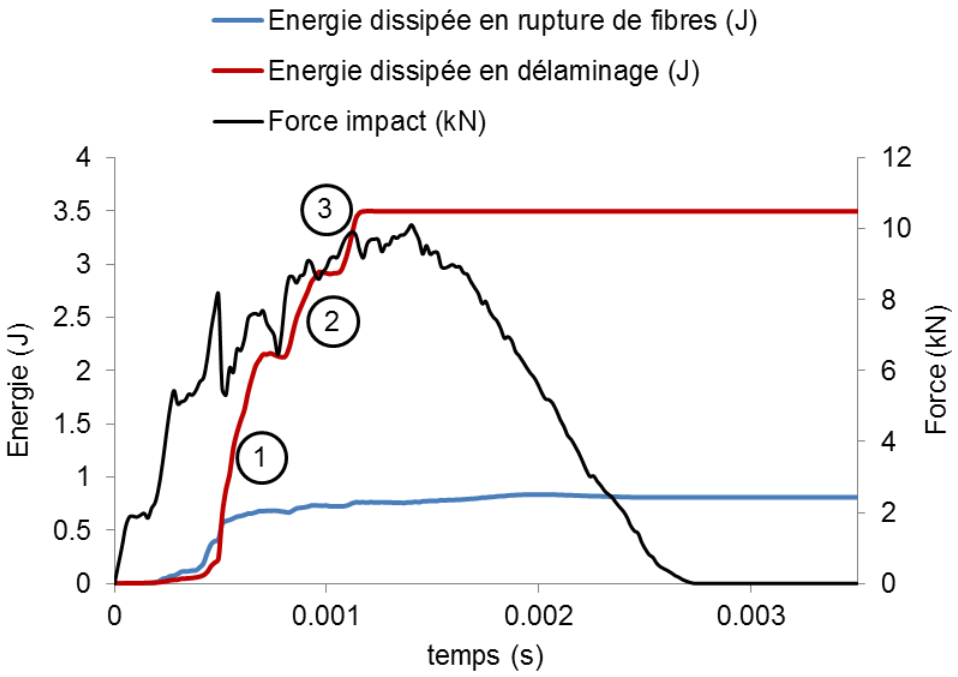


Figure 4-33 – Simulation d'impact à 20 J sur empilement $[0_2/45_2/90_2/-45_2]_{2S}$: force d'impact et énergies dissipées en délaminage et en rupture de fibres

On s'intéresse ensuite à la capacité du modèle à reproduire la typologie des endommagements lors d'un impact basse vitesse / basse énergie. La Figure 4-34 présente une micrographie post-mortem et une coupe transversale post-simulation d'impact pour le drapage de référence impacté à 20 J. La coupe micrographique post-mortem, cf. Figure 4-34 (a), montre une grande quantité de fissurations matricielles. Deux formes de fissures se distinguent. Une première zone, située dans la zone centrale de l'éprouvette, où l'état de

cisaillement favorise l'apparition des fissures formant un angle de 45° par rapport à l'interface. Une deuxième zone, située dans la face non impactée de l'éprouvette, où la flexion du spécimen favorise un état de traction qui génère des fissures perpendiculaires à l'interface entre plis. La micrographie montre souvent que l'endroit d'amorçage du délaminage est lié à des fissures matricielles atteignant l'interface entre deux plis d'orientations différentes. Ces fissures matricielles sont bien présentes dans la simulation numérique, qui est donc bien capable de restituer ce comportement à l'aide des éléments d'interface (Figure 4-34 (b)). Dans plusieurs cas, le délaminage amorce à l'interface entre plis où des fissures ont également débouché. Dans d'autres cas, le délaminage semble bifurquer et traverser un pli sous forme de fissure matricielle avant de continuer son chemin de délaminage à l'interface entre deux plis. Ce comportement est également retrouvé dans la simulation, notamment dans la zone centrale de l'éprouvette. Finalement, on souligne ici que les délaminages les plus importants se trouvent dans la zone centrale de la plaque, et non face non impacté comme observé classiquement pour les composites carbone/époxy [**Abra98**]. Un examen plus détaillé des aires délaminées sera présenté ultérieurement.

La résolution des micrographies ne permet pas de visualiser de ruptures de fibres. Celles-ci sont facilement identifiables à l'œil nu sur la face impactée et suivant une direction perpendiculaire au sens fibre du pli supérieur (0° dans le cas de référence). Cette rupture de fibres augmente de manière importante avec l'énergie d'impact. D'après nos observations expérimentales, la rupture de fibres face impactée est particulièrement importante pour le drapage nommé « 45 », tandis que l'étendue est similaire pour les autres drapages. Comme illustré précédemment (Figure 4-23), le modèle permet de restituer de façon satisfaisante la rupture de fibres observée expérimentalement.

Le modèle DPM permet de confirmer le constat concernant la forme du délaminage fait précédemment à l'aide de la micrographie de la Figure 4-34 (a). La Figure 4-35 montre les surfaces délaminées par interface pour un impact de 20 J sur l'empilement de référence. Les surfaces délaminées les plus importantes sont celles des interfaces 5, 6, 7, 8 et 9, soit celles entourant le plan de symétrie du drapage. On constate également que le délaminage suit l'orientation des fibres du pli inférieur à l'interface.

Une comparaison entre les délaminages expérimentaux et numériques est présentée dans les Figures 4-35 à 4-38, pour les différents empilements et niveaux d'énergie étudiés. Les délaminages sont observés depuis le côté impacté (face impactée, notée IS). En général, la forme et la taille des délaminages sont bien reproduites par le modèle. Une caractéristique particulier de ce matériau est que le délaminage expérimental est assez asymétrique, notamment pour les impacts à énergie plus élevée (30 J), sauf pour l'empilement de type « 90 ». De même, les surfaces délaminées les plus importantes se situent dans les

interfaces 9, 8, 7 et 6. Celles-ci sont, encore une fois, les interfaces situées autour du plan médian de la plaque. Les surfaces délaminées plus importantes propagent de manière asymétrique et par paquets de trois interfaces (cela est facilement visible dans la Figure 4-37 pour l'impact à 30 J). Ce comportement est également restitué par le modèle, principalement pour les impacts à 30 J. Les effets de bord sont remarquables, cf. Figure 4-38, pour le cas $[90_2/-45_2/0_2/45_2]_{2S}$.

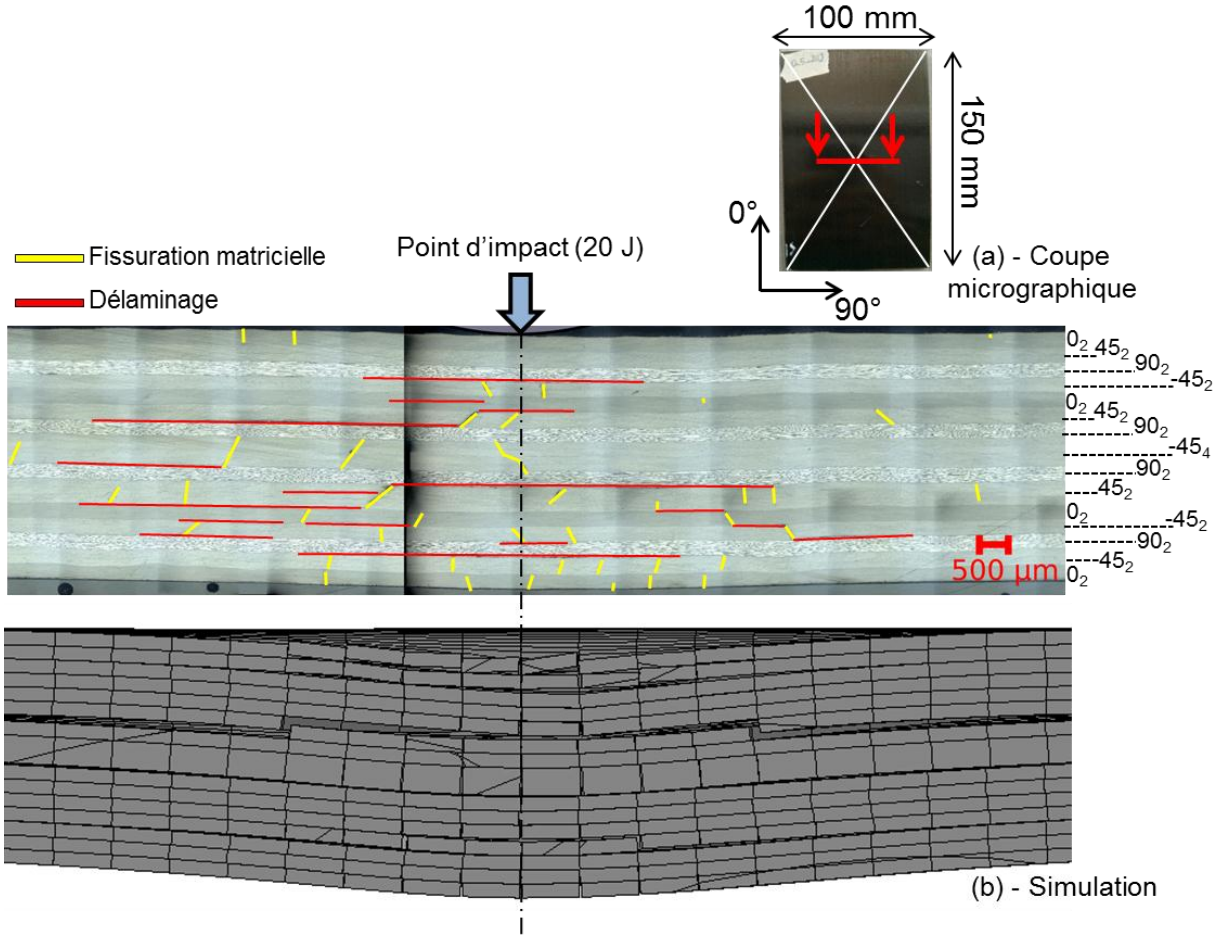


Figure 4-34 – Comparaison des coupes post-impact à 20 J sur empilement $[0_2/45_2/90_2/-45_2]_{2S}$: (a) coupe micrographique et (b) simulation

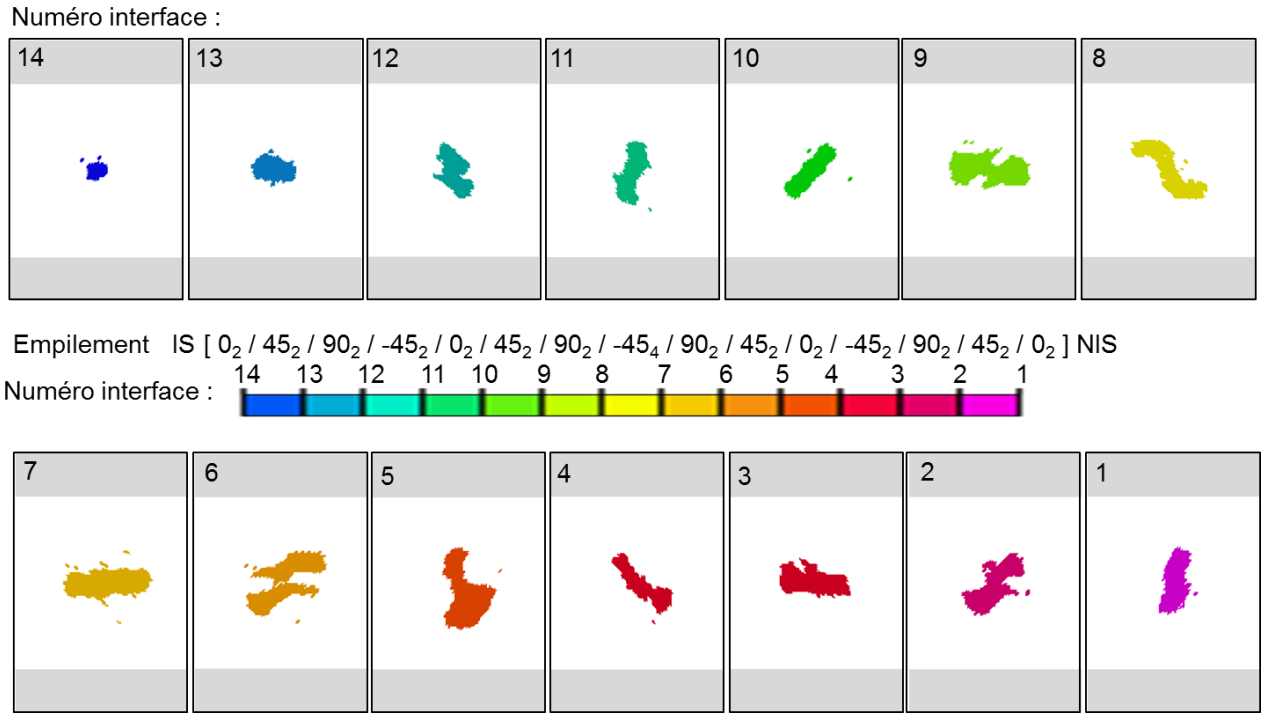


Figure 4-35 – Surfaces délaminées après simulation d'impact à 20 J sur empilement $[0_2/45_2/90_2/-45_2]_{2S}$

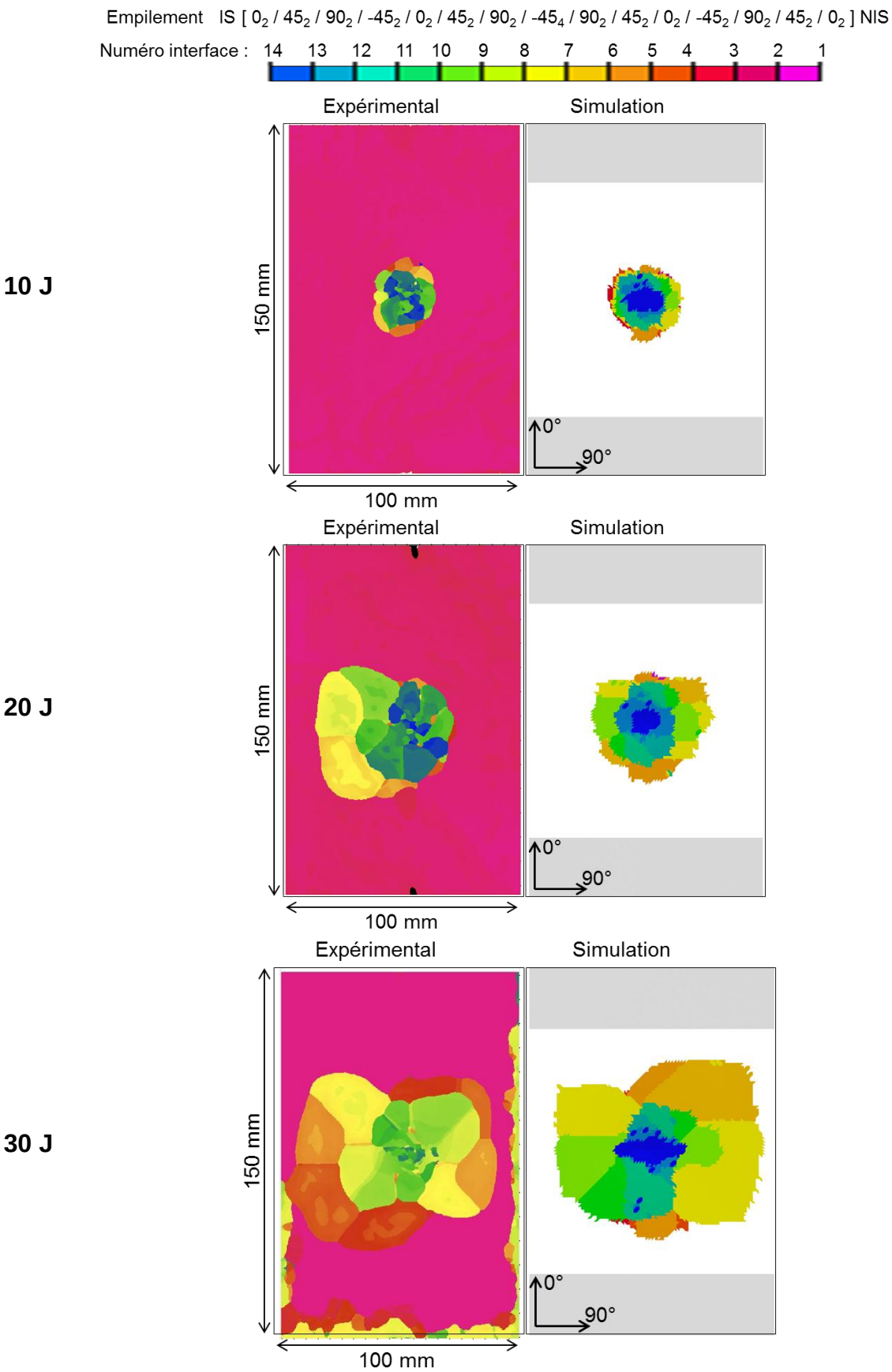


Figure 4-36 – Délaminage face impactée pour l'empilement $[0_2/45_2/90_2/-45_2]_{2S}$

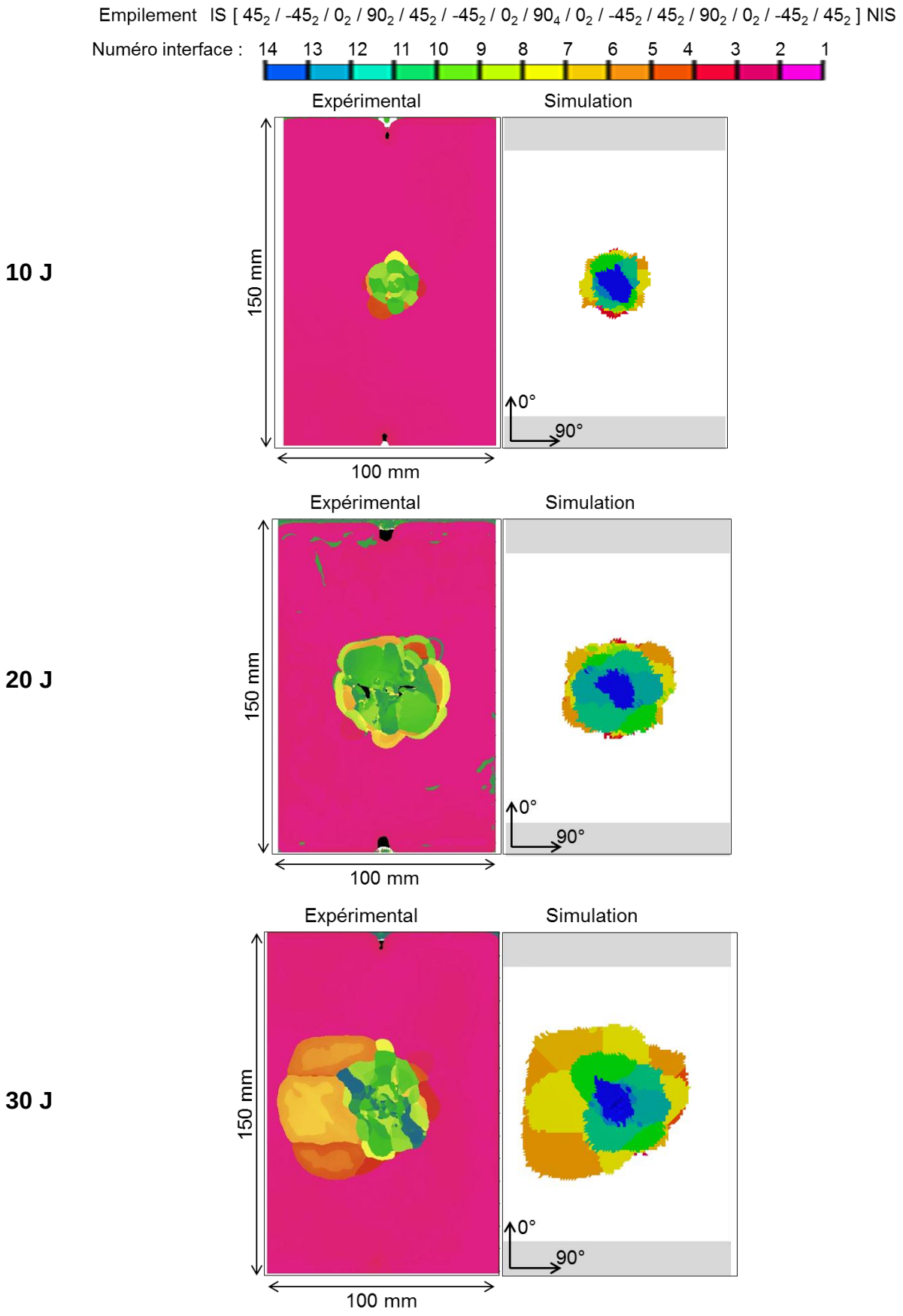


Figure 4-37 - Délaminage face impactée pour l'empilement $[45_2/-45_2/0_2/90_2]_{2S}$

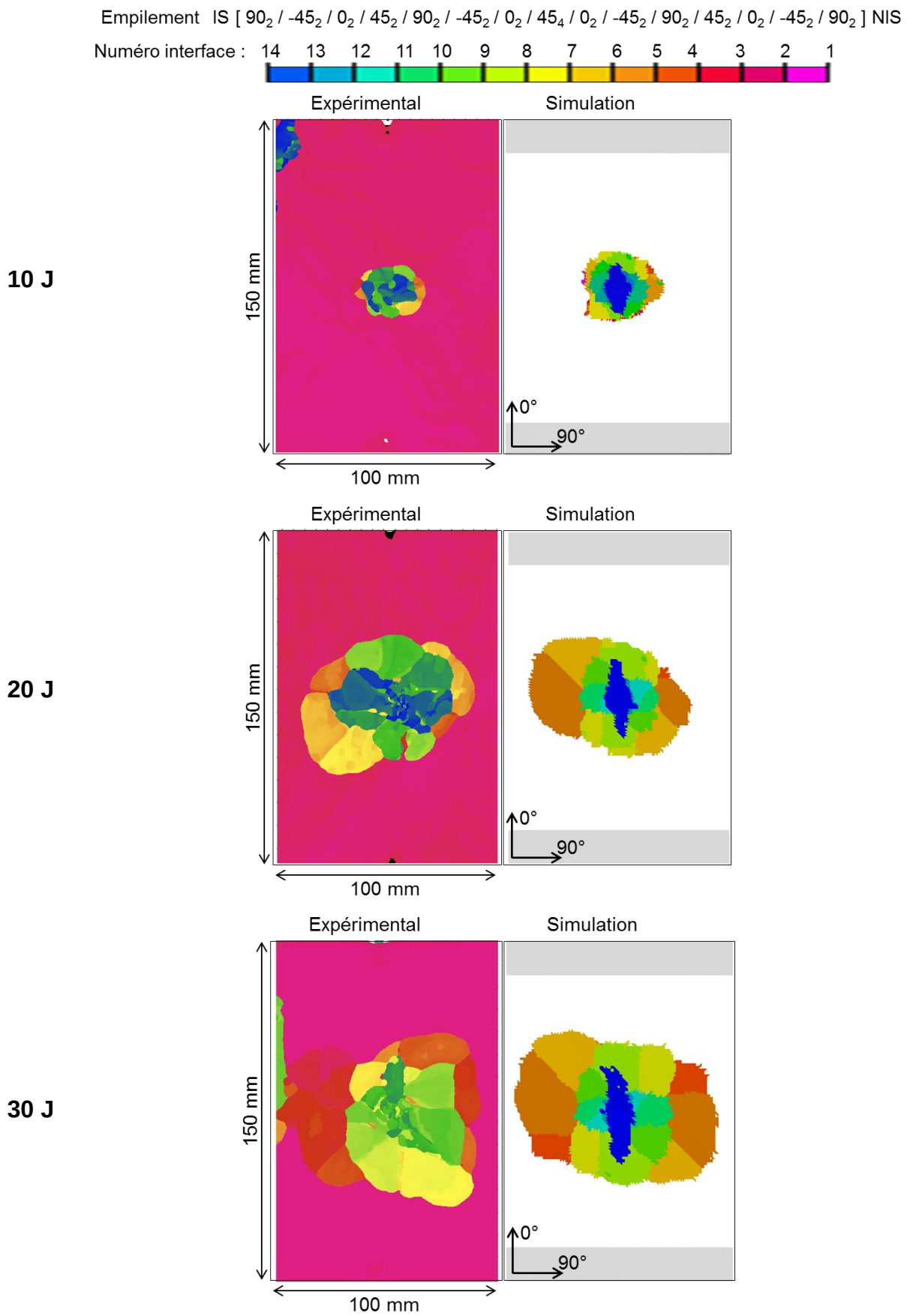


Figure 4-38 - Délaminage face impactée pour l'empilement $[90_2/-45_2/0_2/45_2]_{2S}$

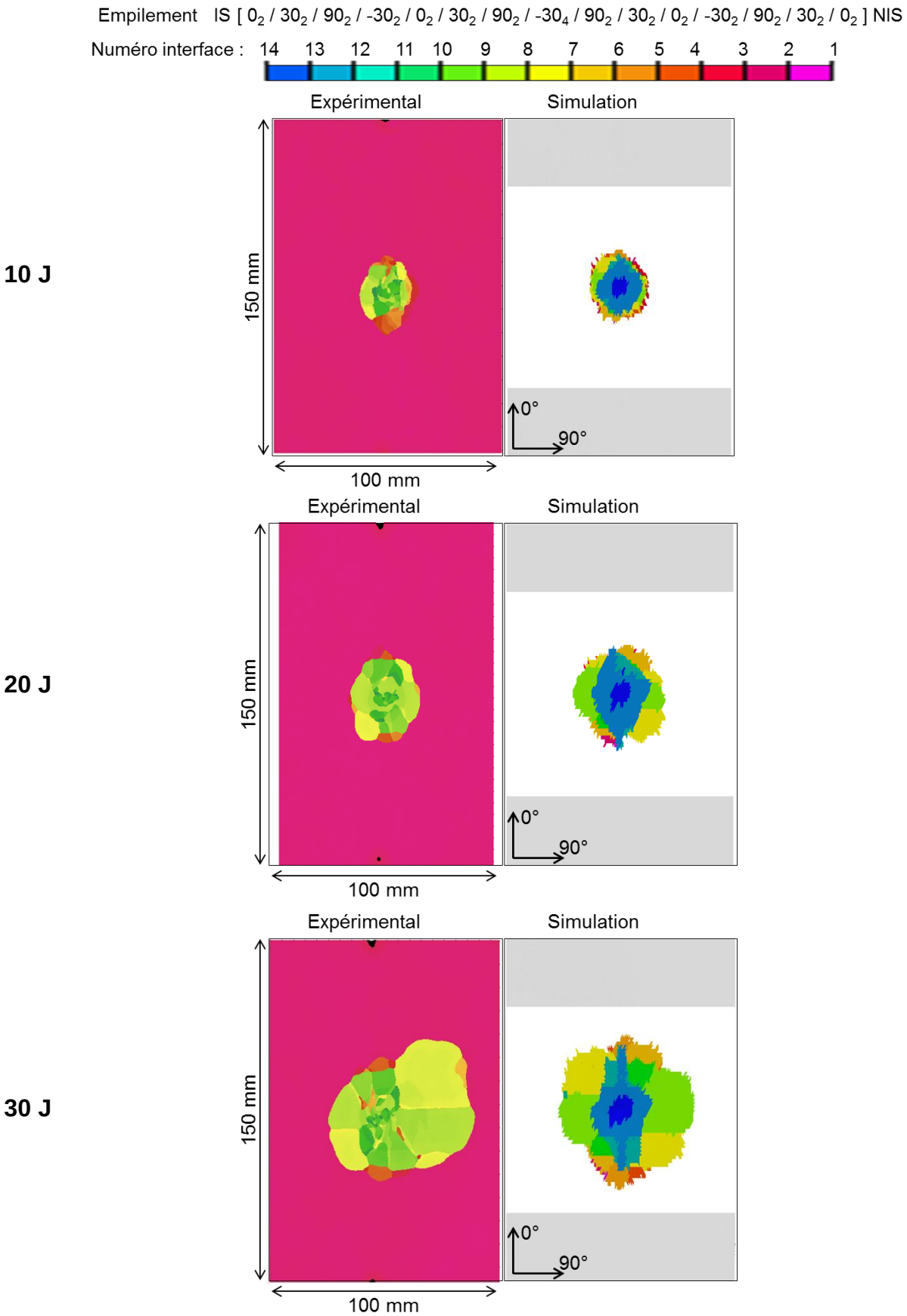


Figure 4-39 - Délaminage face impactée pour l'empilement $[0_2/30_2/90_2/-30_2]_{2S}$

L'étendue des surfaces délaminées a été étudiée d'un point de vue quantitatif. Les surfaces projetées expérimentalement et numériquement ont été mesurées pour chaque empilement et énergie d'impact. Leur évolution avec l'énergie d'impact est presque linéaire sauf pour le drapage « 0 », cf. Figure 4-40. Pour les drapages « 0 » et « 90 » elles sont sensiblement supérieures à celles pour les drapages « 45 » et notamment « 30 ». Ce dernier s'avère être l'empilement avec le meilleur comportement à l'impact d'un point de vue de la surface délaminée ; présentant des délaminages jusqu'à 50% plus faibles que pour le drapage de référence « 0 » pour un impact à 20 et 30 J. La Table 6 résume les valeurs de surfaces délaminées projetées expérimentalement et les compare aux résultats des simulations. Le modèle DPM permet de trouver une bonne concordance avec les essais, notamment pour les impacts à 30 J. Mises à part quelques simulations plus éloignées de la réalité (0-20J et 90-10J), l'erreur entre simulation et expérimental ne dépasse pas 20%. C'est un résultat assez remarquable, car expérimentalement les dispersions sont assez importantes. Par exemple, pour un impact à 20 J sur le drapage « 45 », la surface délaminée projetée est de 2270 mm^2 pour le spécimen 45-4-20J et de 1192 mm^2 pour le spécimen 45-8-20J (variation de 48%). De même, pour un impact à 20 J sur le drapage « 30 » les délaminages sont de 1584 mm^2 pour le spécimen 30-4-20J, 1042 mm^2 pour le spécimen 30-5-20J et 903 mm^2 pour le spécimen 30-6-20J, soit une variation de 43%. L'erreur entre expérimental et numérique est donc du même ordre de grandeur que la dispersion expérimentale.

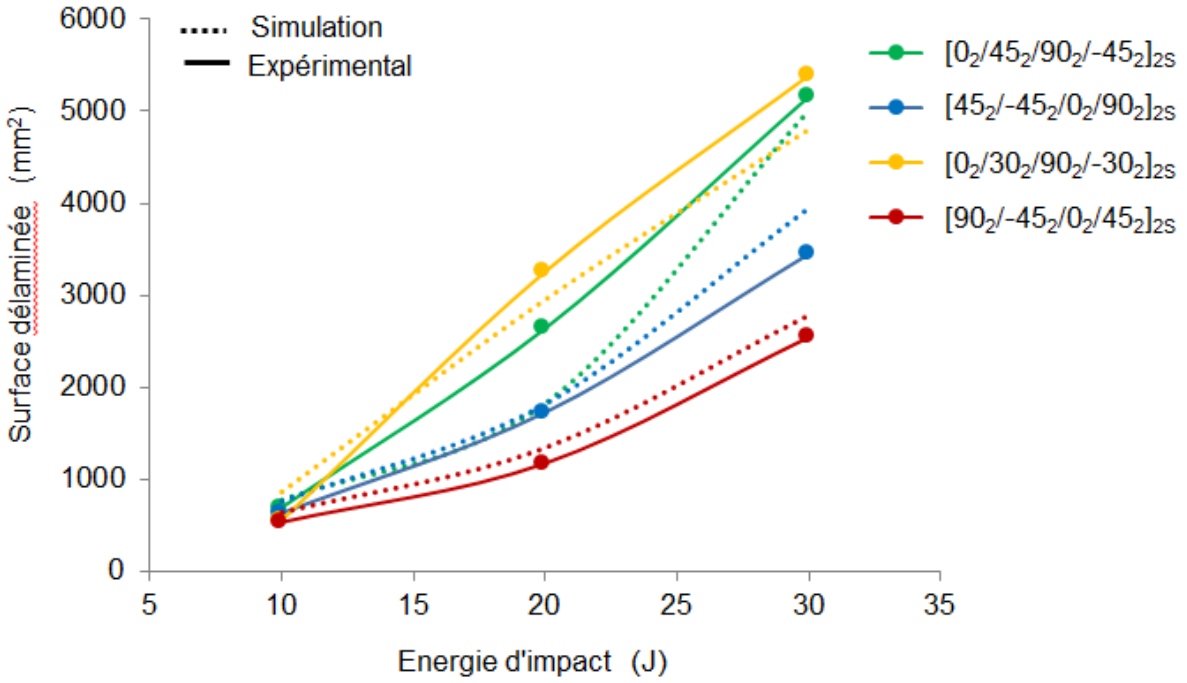


Figure 4-40 – Évolution des surfaces délaminées projetées avec l'énergie d'impact pour les quatre empilements testés

Empilement	Surface délaminée (mm^2)			
	Énergie d'impact :	10 J	20J	30J
$[0_2/45_2/90_2/-45_2]_{2S}$	Expérimental	696	2645	5163
	Simulation	776	1829	5013
	Erreur (%)	+11	-31	-3
$[45_2/-45_2/0_2/90_2]_{2S}$	Expérimental	636	1731	3452
	Simulation	765	1822	3952
	Erreur (%)	+20	+5	+15
$[90_2/-45_2/0_2/45_2]_{2S}$	Expérimental	560	3262	5393
	Simulation	865	2957	4806
	Erreur (%)	+55	-9	-11
$[0_2/30_2/90_2/-30_2]_{2S}$	Expérimental	536	1177	2547
	Simulation	642	1345	2787
	Erreur (%)	+20	+14	+9

Table 6 – Surfaces délaminées projetées, comparaison expérimentale et numérique pour les quatre empilements testés à trois niveaux d'énergie

Les résultats concernant l'indentation permanente sont présentés par la suite. La profondeur résiduelle de l'empreinte laissée par l'impacteur est un paramètre très important car il détermine la détectabilité des endommagements lors d'une inspection visuelle. En effet, au-delà du seuil appelé « Barely Visible Impact Damage » (BVID), l'indentation permanente est détectable durant une inspection visuelle détaillée avec une probabilité supérieure à 90%. D'après une étude statistique réalisée par Tropis et al. [TTBL94], la valeur du BVID a été estimée à 0.5 mm de profondeur.

La mesure de l'indentation permanente est faite à partir de la stéréo-corrélation d'images 48 heures après l'essai d'impact. La Figure 4-41 montre les valeurs d'indentation permanente déterminées expérimentalement pour les quatre empilements testés en fonction des trois énergies d'impact. Pour les quatre drapages, la valeur d'indentation permanente est en dessous du seuil de BVID ; le défaut reste donc indétectable malgré les endommagements qui peuvent exister au sein du stratifié. L'indentation est presque similaire pour tous les empilements testés ; seul le drapage « 0 » montre une indentation inférieure après un impact à 20 J. La Table 7 compare l'indentation permanente expérimentale à celle déterminée après la simulation d'impact. Pour l'énergie d'impact de 10 J, l'indentation permanente restituée par le modèle est sous-estimée par rapport à l'expérimental ; tandis que pour l'énergie d'impact de 30 J, l'indentation permanente numérique est systématiquement surestimée par rapport à l'expérimental. Pour la plaque « 45 » à 30 J les éléments sont distordus et la mesure de l'indentation n'est pas fiable (marqué « non applicable (NA) » dans la Table 7). Il semblerait que l'indentation permanente numérique soit plus sensible à l'énergie d'impact dans le

modèle que dans la réalité. Néanmoins, la relaxation de l'indentation permanente n'est pas prise en compte dans la simulation et cela doit expliquer en partie le fait de trouver une indentation permanente supérieure dans les simulations pour les énergies d'impact importantes.

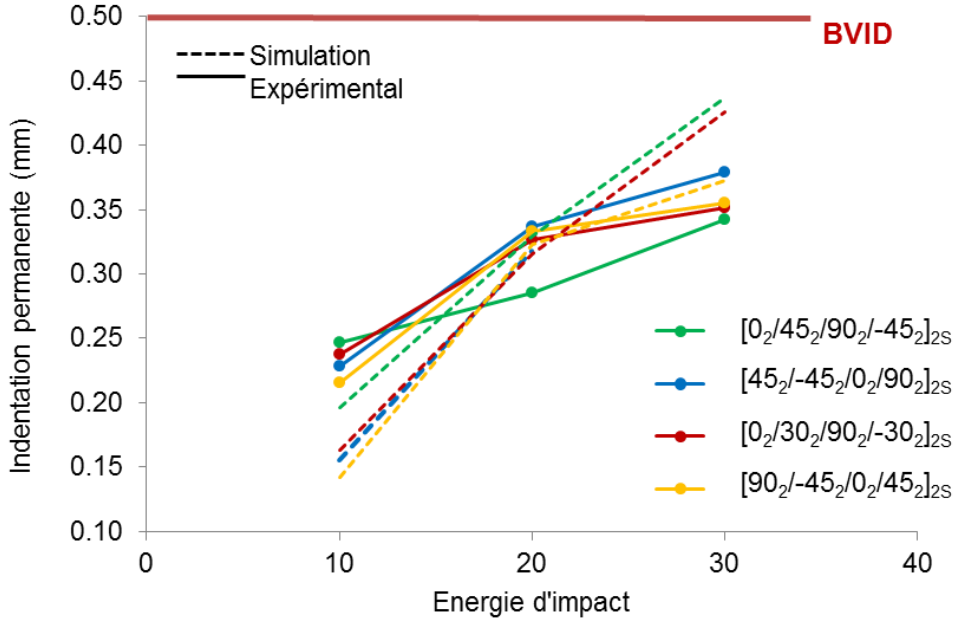


Figure 4-41 – Indentation permanente expérimentale en fonction de l'énergie d'impact pour les quatre empilements testés

Empilement		Indentation permanente (mm)		
		10 J	20J	30J
$[0_2/45_2/90_2/-45_2]_{2S}$	Expérimental	0.25	0.29	0.34
	Simulation	0.20	0.33	0.44
	Erreur (%)	-21	+15	+28
$[45_2/-45_2/0_2/90_2]_{2S}$	Expérimental	0.23	0.34	0.38
	Simulation	0.16	0.32	NA
	Erreur (%)	-32	-6	NA
$[90_2/-45_2/0_2/45_2]_{2S}$	Expérimental	0.24	0.33	0.35
	Simulation	0.16	0.32	0.43
	Erreur (%)	-32	-3	+21
$[0_2/30_2/90_2/-30_2]_{2S}$	Expérimental	0.22	0.33	0.36
	Simulation	0.14	0.32	0.37
	Erreur (%)	-34	-3	+5

Table 7 – Indentation permanente expérimentale et numérique pour les quatre empilements testés à trois niveaux d'énergie

IV.2- Tenue résiduelle après impact

Ce paragraphe présente le comportement en compression après impact (CAI) des éprouvettes testées précédemment à l'impact. Ces résultats expérimentaux seront comparés aux résultats des simulations. Très souvent, les modèles de CAI présents dans la littérature prennent en compte des endommagements analytiques ou simplifiés, ne permettant pas de représenter les mécanismes menant à la rupture en CAI et donc n'estimant pas correctement la tenue résiduelle. Le modèle DPM proposé dans cette thèse permet d'enchainer les simulations des essais d'impact et de CAI. Comme discuté précédemment, les endommagements d'impact sont correctement simulés et ils constituent le point de départ de la simulation de CAI. Dans les travaux de [**Hong13**], le modèle a été validé pour un composite T700/M21 impacté à des énergies variant entre 1.6 J et 30 J mais pour un seul drapage $[0_2,45_2,90_2,-45_2]_S$. Le but des travaux présentés ici est de valider le modèle pour un composite à résine thermoplastique pour plusieurs niveaux d'énergies et plusieurs drapages. De même, une étude de la tenue résiduelle pour ces empilements impactés à des énergies de 10 J, 20 J et 30 J sera présentée.

Le comportement lors d'un chargement quasi-statique de compression après impact de 20 J est illustré Figure 4-43 pour le spécimen 0-5-20J. La courbe contrainte-déformation présente une première phase linéaire et une rupture fragile (point 6). Le modèle surestime légèrement le module d'élasticité en compression de la plaque impactée.

Le déplacement hors plan est mesuré à l'aide d'un LVDT situé au centre de la plaque sur la face non impactée. Ce déplacement permet d'identifier le flambage de l'éprouvette. Au début de l'essai, la plaque flambe dans la direction opposée à l'impact (déplacement hors plan négatif) à cause des conditions limites du montage. Sur la courbe expérimentale, le point 5 correspond à un changement brusque du mode de flambage, apparaissant à un niveau de déformation égal à -5376 με. Le flambage, phénomène fortement instable, change de mode pour revenir vers un mode plus classique dirigé vers le côté impacté (déplacement hors plan positif). À cet instant, le flambage expérimental rejoint le flambage numérique, qui semble correct depuis le début de la simulation.

Le point 6 correspond au flambage final, lié à la propagation d'une fissure dans le pli supérieur correspondant à la face impactée (Figure 4-43 (a), point 5). En effet, après l'essai d'impact une rupture de fibres apparaît à proximité du point d'impact, plus importante pour les énergies d'impact élevées. Le suivi par corrélation d'images effectué lors de l'essai permet d'étudier la propagation de la rupture de fibres.

La Figure 4-43 (b) montre la déformation de compression selon Y pour la dernière phase du chargement (étapes 3 à 6). La limite inférieure de l'échelle des déformations a été choisie

afin de représenter la déformation à rupture des fibres en compression (ε_0^C = -9600 με). La fissure due à la rupture de fibres lors de l'impact est un point de concentration de contraintes, augmentant le niveau de chargement des fibres voisines (point 3). Ce chargement peut induire des micro-flambements ou l'initiation de bandes de pliage (chargement en compression-cisaillement) jusqu'à la propagation de la rupture de fibres. Ce phénomène apparaît à des instants proches de la fin de l'essai (correspondant au point 5 où la déformation moyenne est égale à -5376 με). La rupture de fibres produit un bruit d'un niveau important facilement perceptible. La simulation rend bien l'évolution de la longueur de la fissure lors de l'essai, confirmant l'influence de la rupture de fibres en compression sur le comportement du spécimen. Après cette première propagation de la fissure, le spécimen tient le chargement quelques instants jusqu'à ce que la propagation brutale atteigne les bords libres et mène à la ruine de l'éprouvette.

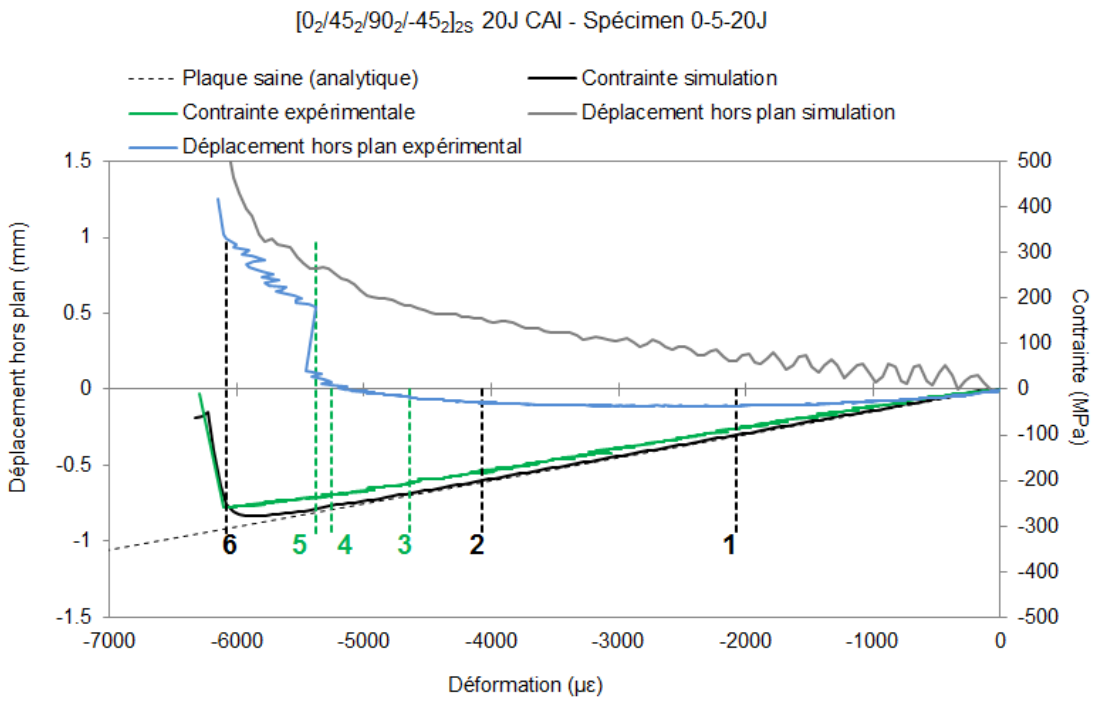


Figure 4-42 – Comparaison expérimental/numérique du comportement du spécimen 0-5-20J en CAI : courbe contrainte-déformation et évolution du déplacement hors plan avec la déformation

Le modèle permet de reproduire de manière satisfaisante la tenue résiduelle (contrainte de compression à rupture) et la déformation à rupture. La contrainte à rupture de la plaque saine est estimée analytiquement à 488 MPa alors que la ruine du spécimen 0-5-20J apparait à un niveau de contrainte de 262 MPa. L'abattement de la tenue résiduelle pour ce spécimen est donc de 47 %.

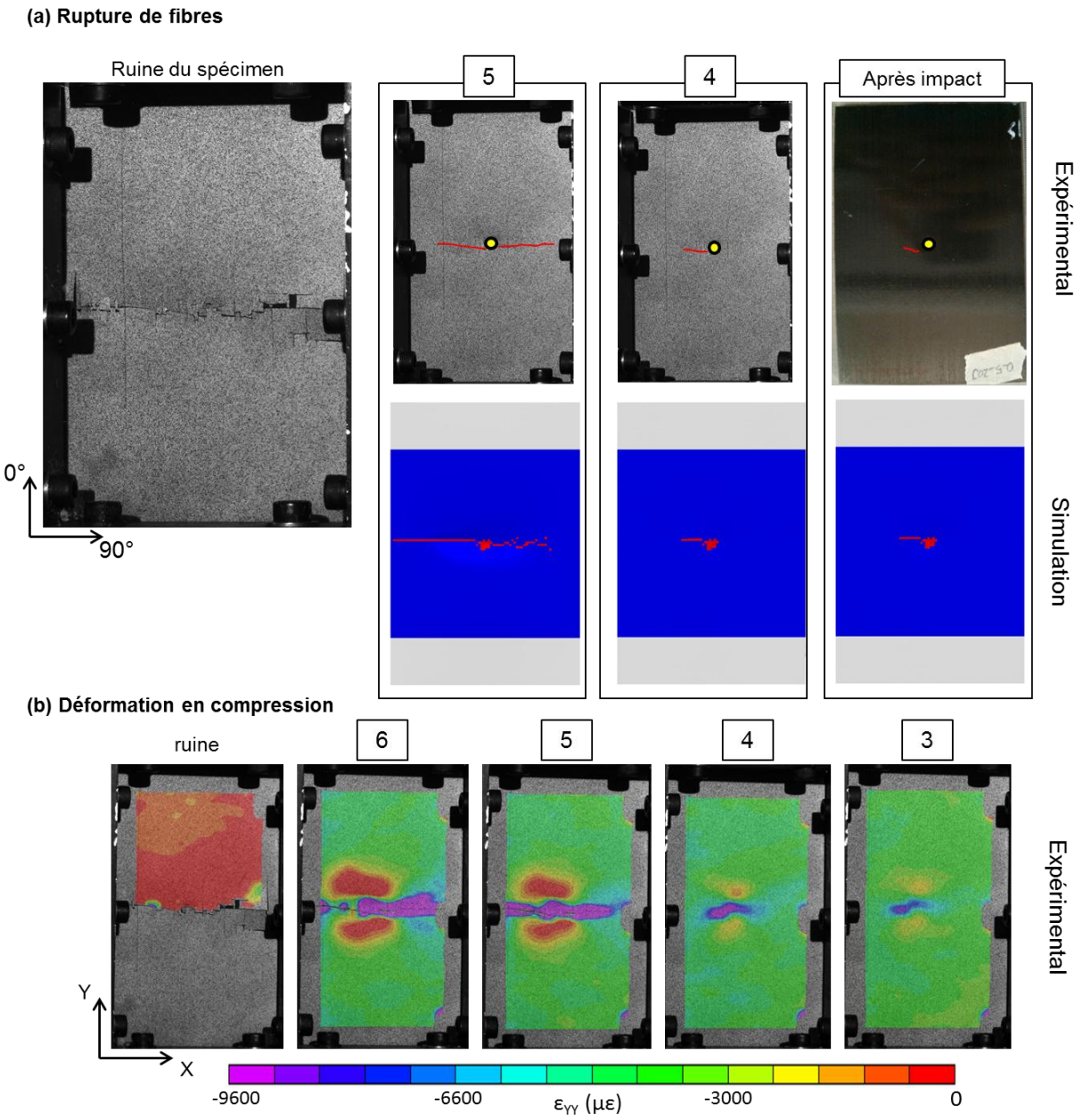


Figure 4-43 –Scénario d'endommagement lors de la CAI : ruine de l'éprouvette suite à la rupture de fibres en compression

Nous venons de discuter autour de deux phénomènes apparaissant lors de l'essai de CAI : le flambement et la rupture de fibres ; intéressons-nous maintenant au délaminage. Cet endommagement est difficile à étudier car la configuration de l'essai ne permet pas de connaitre l'état d'endommagement au sein de l'éprouvette lors de l'essai. Une observation visuelle des éprouvettes post-mortem permet d'apprécier une ouverture des plis dans l'épaisseur, caractéristique de la présence de délaminages. La simulation numérique permet d'apporter plus de réponses sur ce sujet, car selon le modèle, la ruine de l'éprouvette est précédée d'une propagation latérale des délaminages vers les bords libres. Le délaminage joue donc un rôle important dans la ruine du composite lors de la CAI. Par exemple, Soutis

et Curtis [SoCu96] rapportent une propagation latérale du délaminage qui conduit au flambement local des plis délaminés. D'autres auteurs [BuSS14] ont utilisé la tomographie afin de suivre l'endommagement lors de l'essai de CAI et montrent que, proche de la rupture, les délaminages présents après impact propagent brutalement.

Les endommagements liés à la ruine de l'éprouvette lors de l'essai de CAI ont été identifiés : une propagation brutale de la rupture de fibres face impactée liée au flambement de la plaque et la propagation rapide des délaminages vers les bords libres. Néanmoins, il est difficile de proposer une chronologie des endommagements, car les trois phénomènes sont couplés et leur propagation est très rapide.

Le comportement en CAI du drapage « 30 », introduit lors de ces travaux de thèse, est présenté Figure 4-44. La raideur de la plaque est sensiblement surestimée par la simulation. Pour l'instant, ce comportement n'a pas été complètement expliqué, même si la forme des éléments pourrait ajouter une raideur artificielle au comportement du pli. Le flambage de la plaque lors de l'essai se produit du côté impacté. Le flambage expérimental s'accentue à partir du point 1 (déformation ~2000 με). Cette accélération du flambage n'est pas correctement restituée par le modèle. La propagation brutale de la rupture de fibres et du délaminage, liée au flambement, est donc retardée dans la simulation. La tenue résiduelle du drapage « 30 » est surestimée de ~30%.

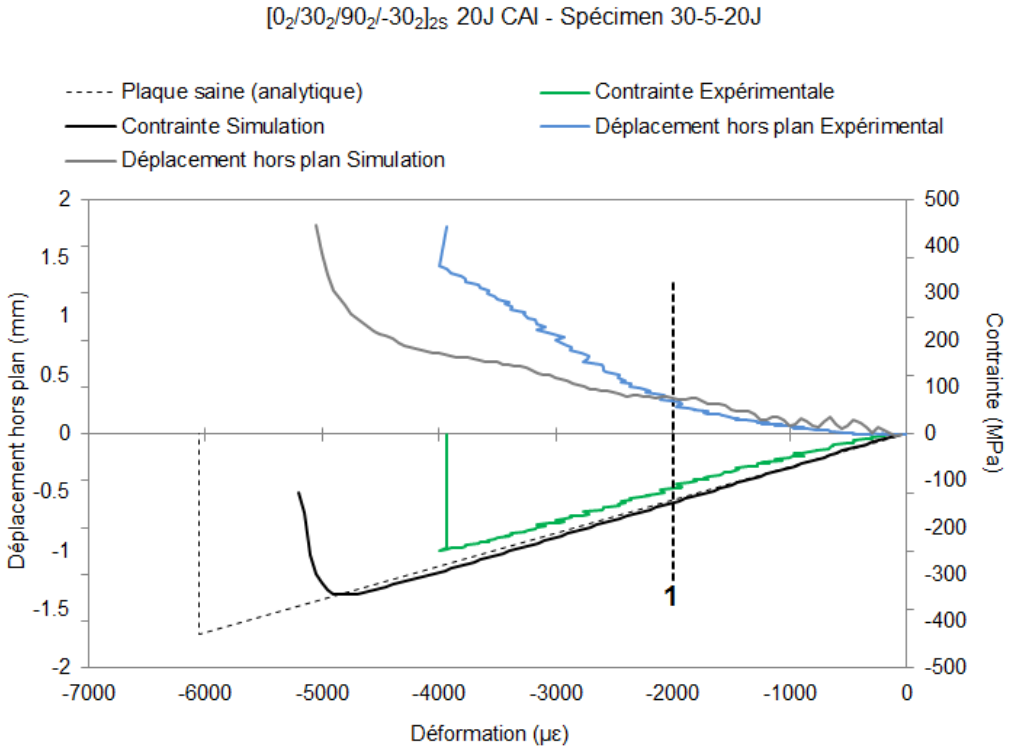


Figure 4-44 - Comparaison expérimental/numérique du comportement du spécimen 30-5-20J en CAI : courbe contrainte-déformation et évolution du déplacement hors plan avec la déformation

En général, pour les spécimens impactés au niveau d'énergie de 30 J, la tenue résiduelle est mieux estimée par le modèle. En effet, pour une énergie plus élevée, l'indentation permanente et la déformation de l'éprouvette après impact sont plus importantes que pour une énergie plus faible. La plaque est significativement déformée dans la direction de l'impact, favorisant l'apparition du flambage de ce côté. La Figure 4-45 montre le comportement en CAI du spécimen 45-2-30J. Le flambage se produit ici dans la même direction que l'impact depuis le début de l'essai et il s'accentue pour un niveau de déformation de -5042 με (point 1), pour la simulation comme pour l'essai. Comme l'instant auquel le flambage apparaît est bien estimé, le modèle rend également correctement la ruine de l'éprouvette et la tenue résiduelle associée. Néanmoins, comme pour l'essai à 20 J, une augmentation du flambage vers -3000 με est présente expérimentalement mais est mal rendue numériquement. Ce point mériterait de plus amples développement mais n'a pas pu être traité faute de temps.

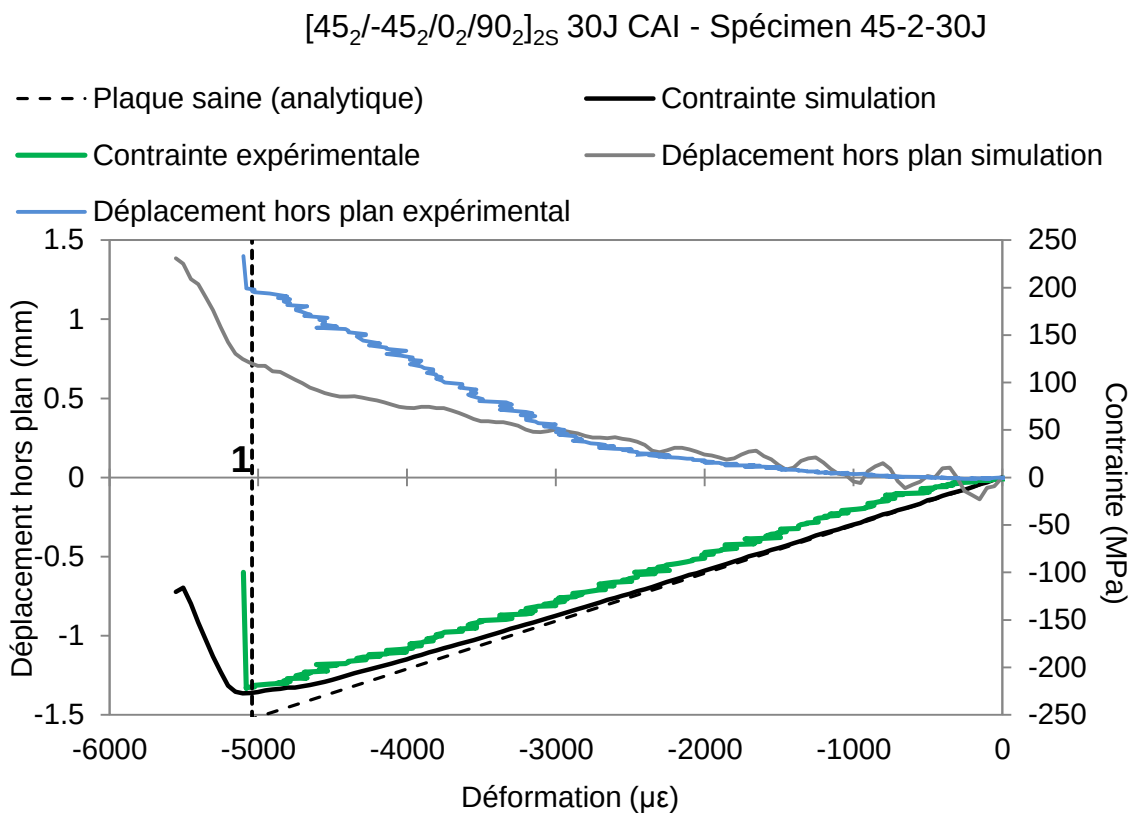


Figure 4-45 - Comparaison expérimental/numérique du comportement du spécimen 45-2-30J en CAI : courbe contrainte-déformation et évolution du déplacement hors plan avec la déformation

La Figure 4-46 présente l'évolution de la contrainte à rupture par rapport à l'énergie d'impact pour les simulations (ligne continue) et les essais expérimentaux (points). La réduction de tenue résiduelle suit une évolution quasiment linéaire en fonction de l'énergie d'impact pour la simulation comme pour l'expérimental. Toutefois, l'écart entre les niveaux expérimental et numérique reste significatif pour le niveau d'énergie le plus faible (10 J) et pour le drapage « 30 », comme discuté précédemment. La Table 8 résume ces différences entre la simulation et l'expérimental. Pour un impact de faible énergie (10 J), l'erreur sur l'estimation de la tenue résiduelle peut aller jusqu'à 32%. Les délaminages et l'étendue des ruptures de fibres est tellement faible que sa propagation est retardée dans la simulation, menant à des tenues résiduelles plus importantes que dans l'essai. Ceci pourrait s'expliquer par l'apparition de flambage lors des essais à cause des conditions limites expérimentales, non rendue par le modèle. En général, la tenue résiduelle obtenue numériquement est non conservative vis-à-vis de l'estimation de la tenue résiduelle expérimentale. De l'autre côté, pour les énergies d'impact plus élevées (notamment 30 J), l'erreur d'estimation de la tenue résiduelle est plus faible. Cela constitue un résultat intéressant car pour des énergies plus proches du BVID, le modèle reproduit mieux l'abattement des propriétés mécaniques suite à un chargement d'impact.

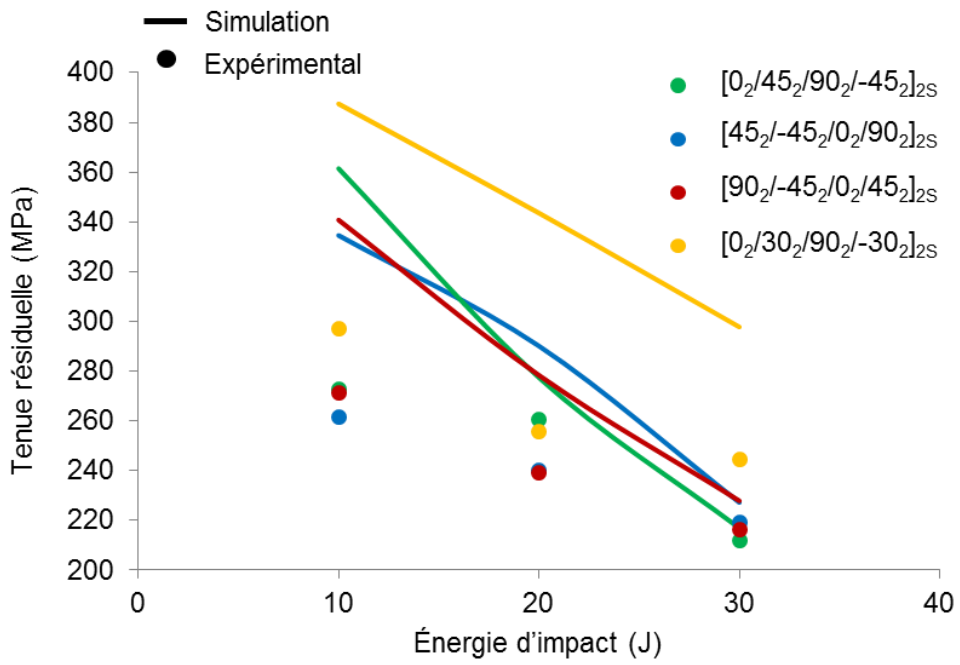


Figure 4-46 - Tenue résiduelle en CAI en fonction de l'énergie d'impact pour les essais expérimentaux (points) et la simulation (lignes)

Empilement		Tenue résiduelle (MPa)		
		10 J	20J	30J
$[0_2/45_2/90_2/-45_2]_{2S}$	Expérimental	272.6	262.8	211.9
	Simulation	361.5	277.4	216.9
	Erreur (%)	+33	+6	+2
$[45_2/-45_2/0_2/90_2]_{2S}$	Expérimental	261.7	240.0	219.2
	Simulation	334.6	290.2	227.2
	Erreur (%)	+28	+21	+4
$[90_2/-45_2/0_2/45_2]_{2S}$	Expérimental	271.4	239.0	216.2
	Simulation	340.8	278.4	227.9
	Erreur (%)	+26	+17	+5
$[0_2/30_2/90_2/-30_2]_{2S}$	Expérimental	296.8	255.7	244.7
	Simulation	387.5	343.6	297.8
	Erreur (%)	+31	+34	+22

Table 8 – Tenue résiduelle expérimentale et numérique pour les quatre empilements testés à trois niveaux d'énergie

La Figure 4-47 met en évidence l'influence de la surface délaminée après impact sur la tenue résiduelle. L'abattement de la tenue résiduelle est quasiment linéaire en fonction de l'étendue des délaminages. Pour un niveau donné de surface délaminée supérieure à 1000

mm^2, le drapage type « 0 » présente la tenue résiduelle la plus importante. Pour une surface délaminée inférieure à 1000 mm^2, la tenue résiduelle du drapage de type « 30 » est supérieure à celle des autres drapages, même si cette tendance devra être confirmée à l'aide d'essais complémentaires. La différence de tenue résiduelle entre l'expérimental et la simulation est significative. Comme discuté précédemment, la propagation du délaminage est simulée tardivement car le flambage n'est pas bien rendu par le modèle.

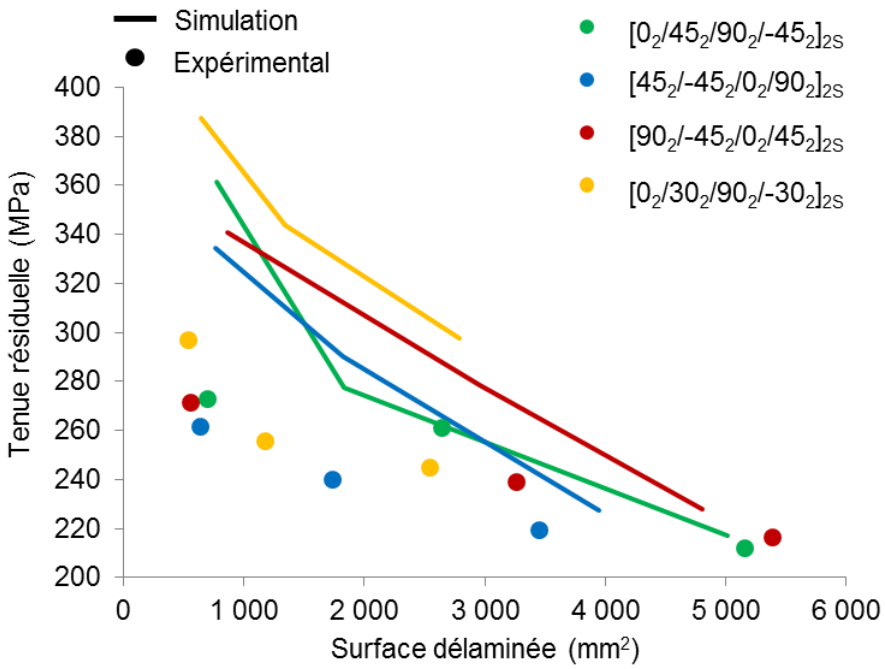


Figure 4-47 - Tenue résiduelle expérimentale en CAI en fonction de la surface délaminée après impact pour les essais expérimentaux (points) et la simulation (lignes)

Finalement, la Figure 4-48 illustre l'évolution de la tenue résiduelle avec l'indentation permanente pour les essais et les simulations. Une différence notable existe entre les résultats expérimentaux et la simulation parce que cette dernière surestime la tenue résiduelle et l'indentation permanente. Néanmoins, la réduction de la tenue résiduelle avec l'indentation permanente est aussi importante pour la simulation que pour les essais. Malgré le fait que les indentations permanentes mesurées soient inférieures au BVID (0.5 mm), les plaques impactées présentent un abattement de la tenue résiduelle variant entre 25 et 59% par rapport à la contrainte à rupture de la plaque saine calculée analytiquement (contrainte à rupture ~488 MPa pour le drapage de référence). En d'autres mots, le défaut est indétectable mais les propriétés mécaniques du composite ont été significativement dégradées suite à un impact basse vitesse/basse énergie.

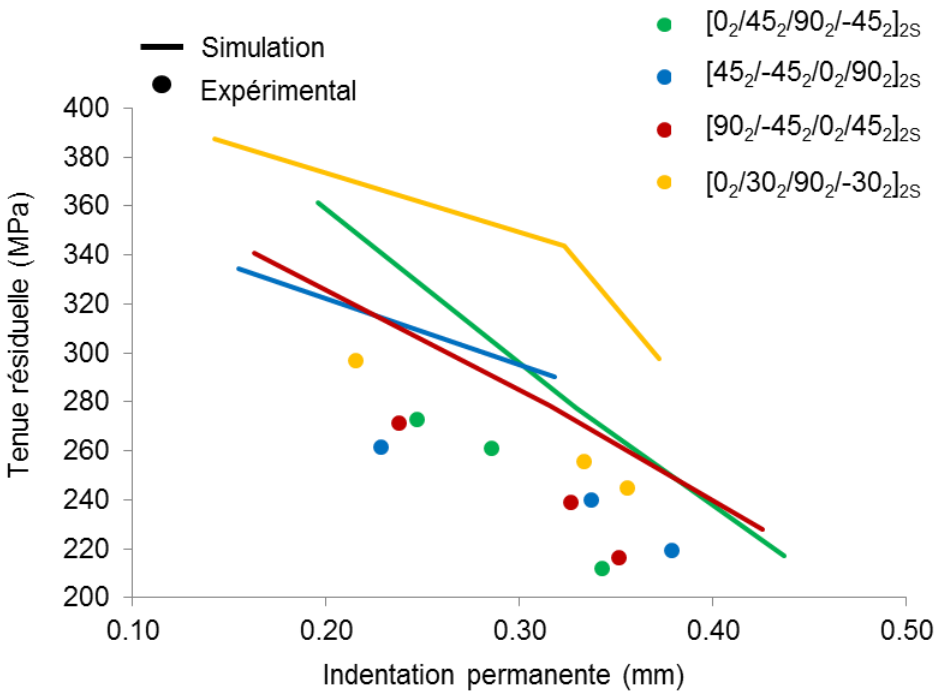


Figure 4-48 - Tenue résiduelle expérimentale en CAI en fonction de l'indentation permanente après impact pour les essais expérimentaux (points) et la simulation (lignes)

V- Conclusion

Dans ce chapitre, le « Discrete Ply Model » (DPM) est utilisé afin de modéliser les essais d'impact et de CAI sur un composite stratifié à base de résine thermoplastique. Une approche semi-discrète est choisie afin de modéliser le délaminage et la fissuration matricielle. Ceci permet de prendre en compte le couplage entre ces deux endommagements sans avoir besoin de l'exprimer directement par des lois de comportement. L'indentation permanente est également prise en compte dans le modèle au niveau des éléments de fissuration matricielle.

Les résultats des simulations sont confrontés aux résultats d'une campagne expérimentale d'impact et CAI. Une importante quantité d'information a été collectée : grandeurs mesurés lors de l'essai (force, déplacement, déplacement hors plan…), valeurs d'indentation permanente, images C-Scan, micrographies post-mortem ou encore corrélation d'images. Ces données servent à établir un dialogue essai-calcul afin de valider le modèle.

Les améliorations apportées au modèle ont été présentées par la suite. En effet, des drapages à 30° ont été pris en compte afin d'élargir le champ d'application du modèle. De plus, un nouveau modèle de zones cohésives a été implémenté et la loi de comportement

jusqu'à rupture des fibres a été modifiée. Dans le but d'enrichir le modèle, les résultats concernant les paramètres matériau étudiés lors du Chapitre 3 ont été pris en compte. De même, une étude de sensibilité a mis en avant l'influence de G_{IIC} sur l'étendue des délaminages. Le paramètre d'indentation permanente a été également recalé afin de se rapprocher du comportement expérimental.

Ensuite, le comportement des drapages $[0_2/45_2/90_2/-45_2]_{2S}$, $[45_2/-45_2/0_2/90_2]_{2S}$, $[90_2/-45_2/0_2/45_2]_{2S}$ et $[0_2/30_2/90_2/-30_2]_{2S}$ impactés à 10 J, 20 J et 30 J est présenté. Le comportement global est bien simulé, les surfaces et formes des délaminages sont correctement prédites par le modèle, notamment pour les impacts à 30 J. Les surfaces délaminées les plus importantes se trouvent autour du plan médian de la plaque et le couplage entre endommagement intra-pli et inter-pli a été mis en évidence. La relation entre l'énergie dissipée et les endommagements (délaminage et rupture de fibres) est également mise en évidence. L'indentation permanente est surestimée pour des énergies d'impact importantes, ce qui pourrait en partie être dû au fait que la relaxation de l'indentation n'est pas prise en compte. Une importante variabilité expérimentale est également observée. Les résultats obtenus sont encourageants car le modèle DPM permet d'appréhender le comportement et les modes d'endommagement lors d'un impact basse vitesse sur un stratifié composite à base de résine thermoplastique. Ces endommagements représentent le point de départ de la simulation de CAI qui s'enchaine à celle de l'impact.

Les essais de CAI sont difficiles à analyser car plusieurs mécanismes de rupture interconnectés (rupture de fibres sur la face impactée, flambement, micro-flambements locaux, délaminage) ont lieu lors des derniers instants de l'essai. Le caractère instable du flambement et la propagation rapide des endommagements rajoutent de la complexité. Sauf pour le drapage « 30 », le modèle reproduit bien le flambage de la plaque qui est lié à la propagation de la rupture de fibres et du délaminage. Le modèle est donc capable de prédire de manière satisfaisante la contrainte à rupture des drapages étudiés, à condition de bien reproduire le phénomène instable du flambage. Du point de vue de la tolérance aux dommages, les impacts menés lors de ces travaux entrainent une réduction de la tenue résiduelle très significative (de 25 % à 59 %) pour des indentations permanentes inférieures au seuil du BVID (endommagements non détectables).

Chapitre 5:

EXTENSION AU CAS D'IMPACT EN BORD DE TROU ET CAI

Le modèle DPM a prouvé sa capacité à prédire correctement les endommagements apparaissant lors d'un impact basse vitesse/basse énergie sur une éprouvette en composite à base de résine thermoplastique. Ce modèle permet d'enchainer l'essai d'impact et de CAI afin d'estimer la contrainte à rupture en compression.

Les normes définissant ces essais [**Astm06, Airb94, Boei88, Airb94**] préconisent l'utilisation d'éprouvettes de dimensions réduites (150 × 100 mm^2). Les résultats issus de ces essais permettent de comparer la tenue résiduelle de différents matériaux et drapages. Dans un cadre académique, ils servent également à investiguer les phénomènes impactant la tenue résiduelle.

Néanmoins, la norme explique que les résultats ne sont pas directement extrapolables à des structures aéronautiques réelles. En effet, la tenue résiduelle dépend des conditions limites d'impact et de CAI ainsi que de la taille de l'éprouvette. De plus ces travaux ont permis de démontrer que, à des énergies d'impact de 30 J entrainant des indentations permanentes inférieures au BVID, les délaminages pouvaient se propager jusqu'aux bords libres. La propagation des endommagements lors de l'essai de CAI est donc influencée par les conditions aux limites.

Le travail présenté dans ce chapitre a pour but de sortir du cadre académique et d'étudier le comportement en compression post impact d'une plaque avec une vraie application industrielle. Cette plaque présente des dimensions plus importantes (300 × 200 mm^2) que celle définie dans les normes d'impact (150 × 100 mm^2) et a la particularité de présenter un trou d'homme de 60 mm de diamètre.

Afin de diminuer les durées de développement des nouveaux programmes, les bureaux d'études ont besoin de modèles facilement adaptables à différentes géométries, dimensions et conditions aux limites, afin de dimensionner les structures composites. La construction du maillage du modèle DPM est désormais assez souple pour permettre l'adaptation à l'étude

de ce cas industriel. Une comparaison essai/calcul sera menée afin de challenger le modèle dans ce cas d'application.

I- Cas d'étude : essai d'impact en bord de trou et CAI

I.1- Enjeux industriels

Le chargement de compression est susceptible de faire propager les endommagements apparaissant lors d'un impact, mais aussi les défauts de fabrication ou les discontinuités présents dans les structures composites aéronautiques. L'industrie aéronautique a défini dans les années 80 des essais visant à déterminer la tenue résiduelle des plaques composites trouées. Le facteur de concentration de contraintes lié à la présence d'un trou est relativement facile à calculer pour les structures métalliques. En revanche, ce calcul est plus complexe pour les composites ; d'abord parce que les propriétés mécaniques dépendent de la direction des fibres. Ensuite, le scénario d'endommagement autour d'un trou est assez complexe pour les composites, alors qu'il consiste principalement à de la plasticité pour les métaux. Finalement, pour le composite, l'endommagement peut varier notamment selon le matériau, le drapage et la direction de chargement (traction ou compression).

Deux types d'essai ont été définis, considerant le trou habité (« Filled-Hole Tension and Compression Test » [**Astm01**]), bien non habité (« Open-Hole Tensile and Compressive Strength » [**Astm95**, **Astm99**]). Ces normes définissent une éprouvette de 200 x 36 x 2.5 mm^3 avec un trou de 6 mm de diamètre. Le ratio entre la largeur de l'éprouvette et le diamètre du trou est fixé à 6 par la norme. Le drapage préconisé est un empilement quasi-isotrope composé de plis à 0°, ±45° et 90°. L'objet de cette partie n'est pas de faire une revue de la littérature sur ces types d'essais, mais il est important de souligner que la plupart des études existantes se basent sur ces normes et se concentrent donc sur des plaques avec un trou de dimensions réduites (diamètre de 6 mm). Ces trous correspondent typiquement au diamètre d'un boulon ou d'une vis.

À notre connaissance, peu d'études sont consacrées à la présence d'un trou de dimensions plus importantes, où le ratio entre la largeur de l'éprouvette et le diamètre du trou est plus faible. Cette situation courante est pourtant très pénalisante et correspond à un trou d'homme utilisé pour inspecter des parties structurales derrière une peau en composite.

Pour se rapprocher des conditions de structures réelles, Ariane Group a fourni une plaque composite en IM7/PEEK avec un empilement industriel $[90_2/\text{-}45/0/\text{–}45_2/0/\text{-}45_2/0/45_2/\text{-}45]_S$.

L'empilement étudié est formé de 26 plis pour une épaisseur totale de 3.6 mm. La plaque a été découpée en spécimens de dimensions 300 x 200 mm^2, Figure 5-1. Un trou d'un diamètre de 60 mm a été usiné au centre de la plaque par jet d'eau. Le ratio entre la largeur de l'éprouvette et le diamètre du trou est de 3.3. Un control C-Scan a été réalisé après la découpe afin de confirmer que les plaques ne sont pas endommagées suite au procédé de découpe.

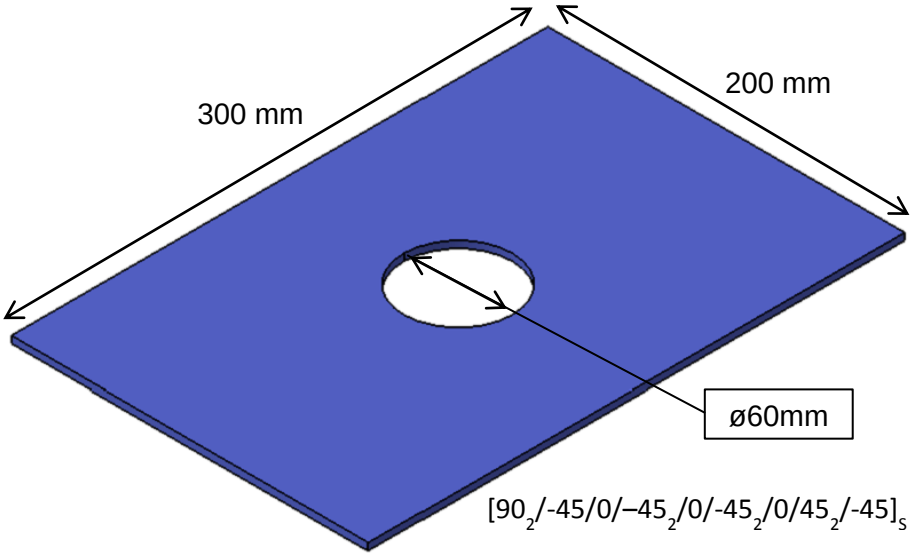


Figure 5-1 – Dimensions de l'éprouvette pour l'essai d'impact en bord de trou et CAI

I.2- Essai d'impact

Les conditions limites de l'essai d'impact sont inspirées de la norme AITM 1-0010 [Airb94]. L'éprouvette est en appui simple sur une fenêtre en acier fabriquée au sein du laboratoire I2M à Bordeaux. Cette fenêtre présente une ouverture intérieure de 275 × 175 mm² et des dimensions extérieures similaires à l'éprouvette de 300 × 200 mm². Le point d'impact est situé à 20 mm du bord de trou, comme illustré sur la Figure 5-2.

Les essais d'impact ont été réalisés à l'ICA à Toulouse en utilisant les mêmes moyens d'essai que pour le Chapitre 4. L'impacteur a une forme hémisphérique de 16 mm de diamètre et sa masse est de 2 kg. L'essai est réalisé à l'aide d'un système à poids tombant ; la hauteur de chute définissant les énergies d'impact fixées à 20 J et 30 J. L'essai est instrumenté afin de mesurer la vitesse initiale d'impact à partir d'un capteur laser, l'effort de contact avec un capteur piézo-électrique et le déplacement hors-plan de la face non impactée avec un capteur laser. Des images C-Scan sont ensuite réalisées afin d'identifier le

délaminage. Cinq éprouvettes ont été soumises à un impact en bord de trou (BT), dont deux à 20 J (BT1 et BT2) et trois à 30 J (BT3, BT4 et BT5).

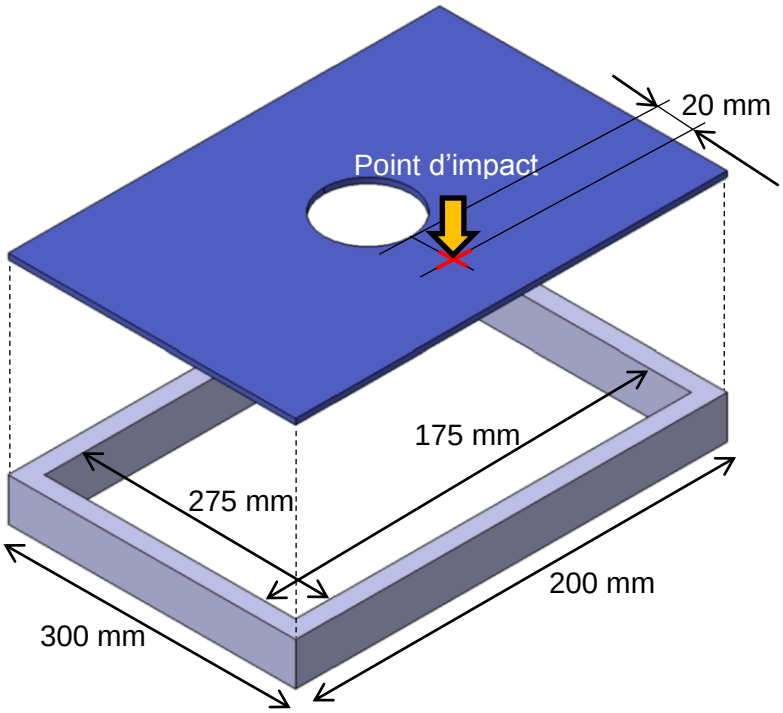


Figure 5-2 - Conditions d'impact en bord de trou

I.3- Conception d'un outillage pour l'essai de CAI

Dans le but de réaliser l'essai de CAI sur la plaque, dont les dimensions ont été présentées précédemment, un essai a été spécialement conçu lors de ces travaux. Les conditions aux limites sont inspirées de l'outillage défini selon la norme AITM 1-0010 [Airb94]. L'essai a été conçu afin de limiter le flambement global de l'éprouvette tout en permettant la propagation des endommagements.

Des couteaux anti-flambement ont été placés à 7 mm des bords longitudinaux de l'éprouvette. De plus, afin de limiter le flambement, un troisième couteau anti-flambement est situé à 50 mm de celui proche du bord et du coté non impacté de la plaque. La largeur des couteaux en contact avec l'éprouvette est de 1 mm, ce qui permet une rotation de la plaque au niveau de l'appui. Le schéma des conditions limites retenues est présenté en vue de dessus Figure 5-3. Après impact, des talons en aluminium sont collés sur les bords de l'éprouvette. Ces talons permettent une meilleure introduction des efforts de compression dans l'éprouvette par l'intermédiaire de mors hydrauliques, Figure 5-4. L'essai est réalisé sur une machine hydraulique de charge maximale 450 kN.

L'outillage réalisé pour l'essai se fixe directement sur le mors mobile de la machine d'essai. L'essai de compression est un essai délicat à mettre en œuvre, particulièrement lorsque les éprouvettes à tester sont minces et élancées, comme pour le cas d'étude présenté.

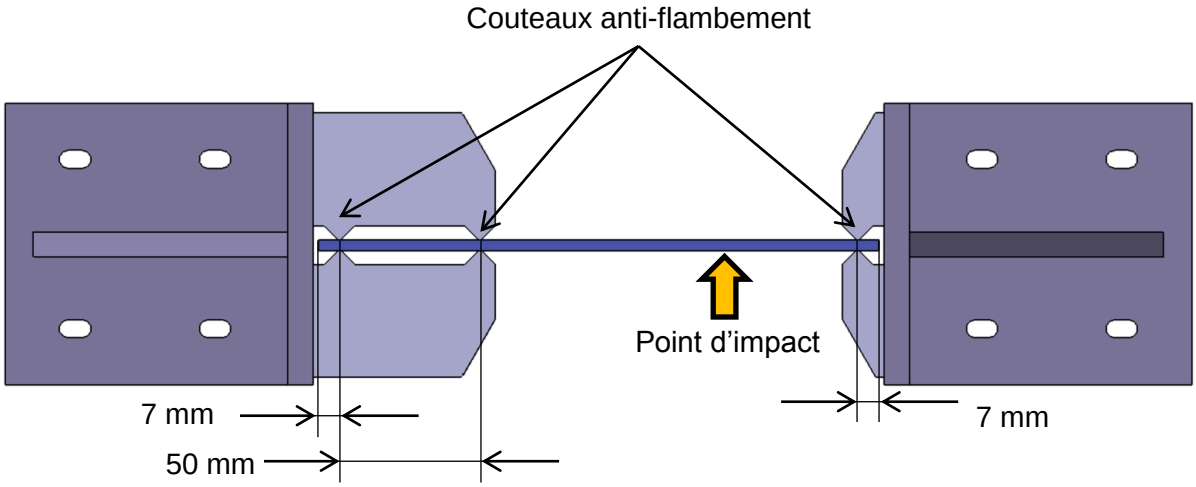


Figure 5-3 – Position des couteaux anti-flambement de l'outillage développé pour l'essai de compression après impact en bord de trou

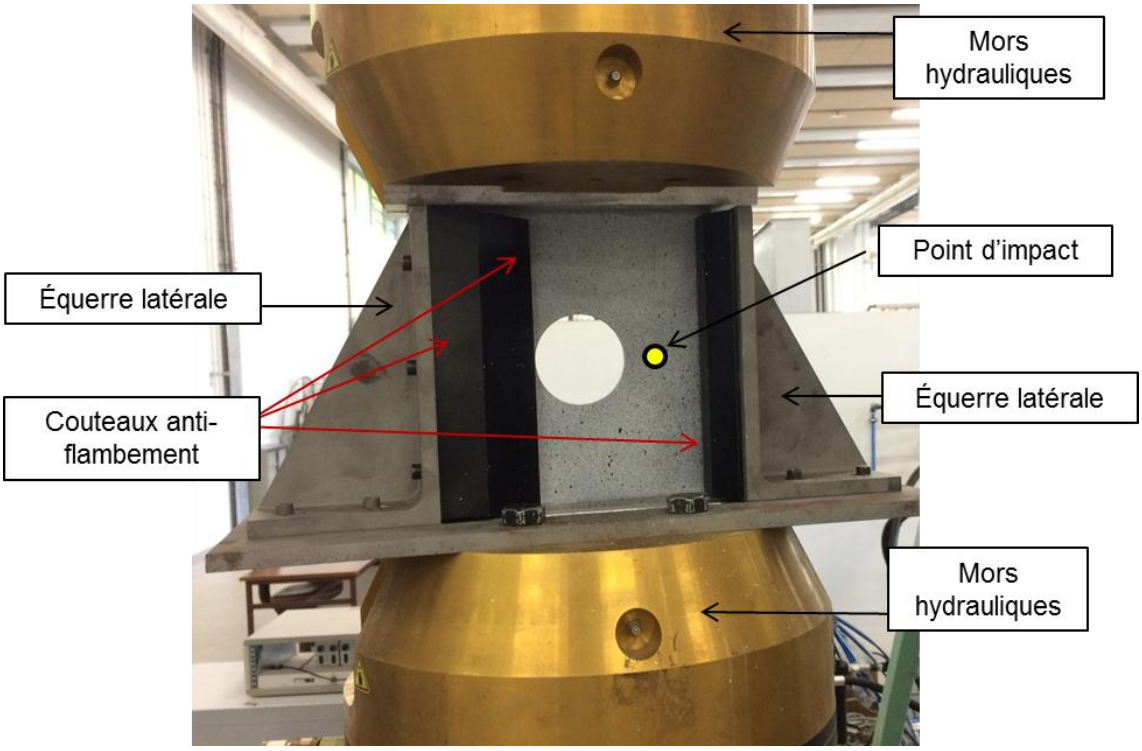


Figure 5-4 - Conditions d'essai de compression après impact en bord de trou

I.4- Adaptation du modèle DPM

L'utilisation d'une plaque trouée impose certaines contraintes au niveau du maillage autour du trou. Lors de ces travaux, nous avons adopté la stratégie de maillage développée par [Ach14]. Lors de ces travaux, Achard et al. utilisent le modèle DPM afin d'étudier des plaques composites trouées (diamètre du trou de 4.2 mm) soumises à de la traction longitudinale. L'endommagement et la rupture sont bien prédits par le modèle et montrent une bonne corrélation avec les résultats expérimentaux. Cette même méthodologie a été utilisée par [Ser16] afin d'étudier l'influence de l'échelle sur le comportement de plaques trouées avec différents diamètres de trou (1 mm, 3.175 mm et 6.35 mm) soumises à de la traction longitudinale.

La méthode de maillage impose la création d'éléments triangulaires en bord de trou, qui peuvent être fortement distordus. Les éléments d'interface localisés en bord de trou ayant une géométrie trop distordue sont supprimés afin d'éviter des problèmes d'instabilité numérique. La même méthodologie a été adoptée lors de ces travaux de thèse. La plaque étudiée ici présente des dimensions importantes, notamment le trou, dont le diamètre est de 60 mm. La distorsion introduite au niveau des éléments en bord de trou reste donc limitée, comme illustré sur la Figure 5-5.

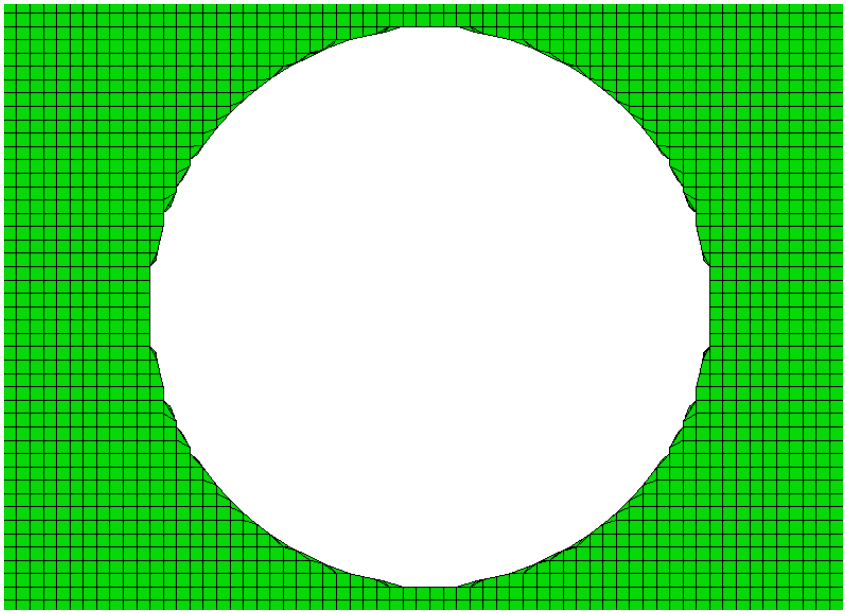


Figure 5-5 – Maillage du modèle DPM au niveau du bord de trou

II- Comparaison essais-calculs

II.1- Comportement à l'impact

Les Figure 5-6 et Figure 5-8 montrent les courbes effort-déplacement obtenues pour des impacts à 20 J et 30 J en bord de trou sur la plaque d'empilement industriel $[90_2/-45/0/-45_2/0/-45_2/0/45_2/-45]_S$.

Pour l'énergie de 20 J, la raideur de la plaque, les paliers d'effort et les chutes d'effort sont bien prédits par la simulation. L'effort et le déplacement maximaux sont également bien estimés par le modèle. Néanmoins, l'énergie dissipée dans la simulation (4.8 J) est significativement plus faible que pour l'expérimental (11 J), cf. Figure 5-7. Le retour de la courbe effort-déplacement n'est donc pas bien prédit. Pour l'énergie d'impact de 30 J, l'allure de la courbe effort-déplacement est correctement estimée. Néanmoins, à un niveau de force de 6 kN, un palier dans le niveau d'effort est observé, caractéristique de nombreuses ruptures de fibres. Celui-ci est accompagné d'une déflexion de l'éprouvette surestimée par rapport à l'expérimental. Le niveau d'effort maximal (~8 kN) est logiquement sous-estimé. L'énergie dissipée numériquement est proche de celle dissipée lors des essais (Figure 5-9) et le retour à effort nul est correctement prédit.

Le comportement de la plaque trouée est complètement différent des plaques de dimensions 150 x 100 mm^2. Pour le drapage $[0_2/45_2/90_2/-45_2]_{2S}$ impacté à 20J, le déplacement maximal est de 4 mm et l'effort maximal est de 10 kN (Figure 4-31); tandis que pour la plaque trouée impactée à 20 J, le déplacement maximal est de 7 mm et l'effort maximal de 6.5 kN. En effet, la plaque trouée est bien plus souple car elle est plus élancée, l'épaisseur est plus faible et elle présente un trou de dimensions importantes.

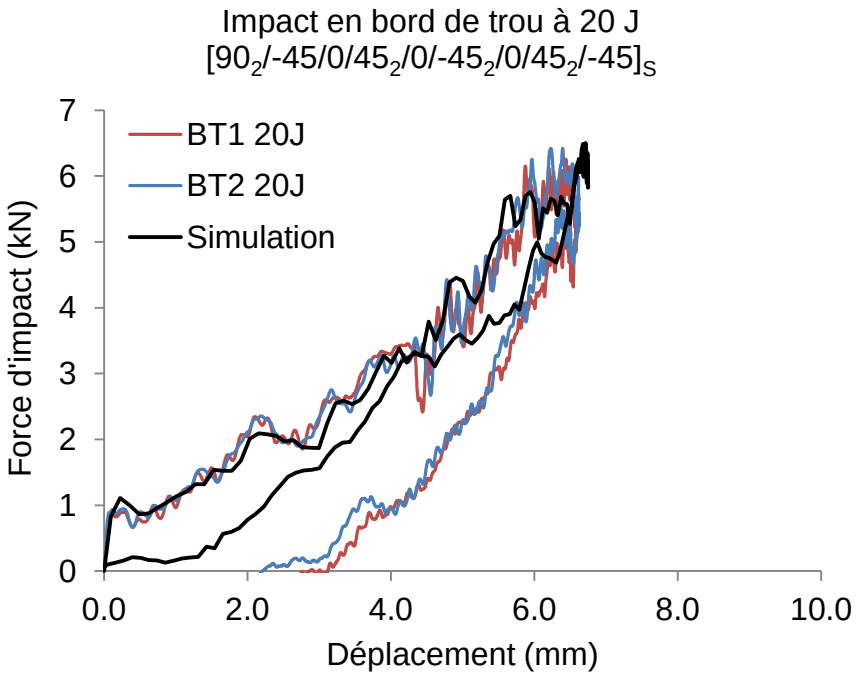


Figure 5-6 - Courbes effort-déplacement des éprouvettes impactées en bord de trou à 20 J : comparaison entre expérimental (BT1 et BT2) et simulation

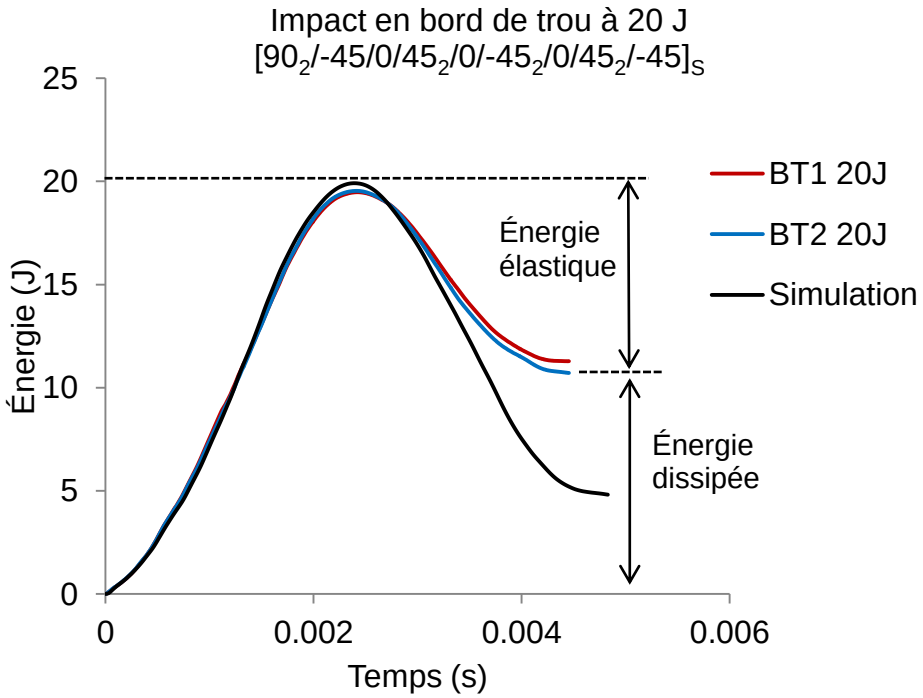


Figure 5-7 - Courbes énergie-temps des éprouvettes impactées en bord de trou à 20 J : comparaison entre expérimental (BT1 et BT2) et simulation

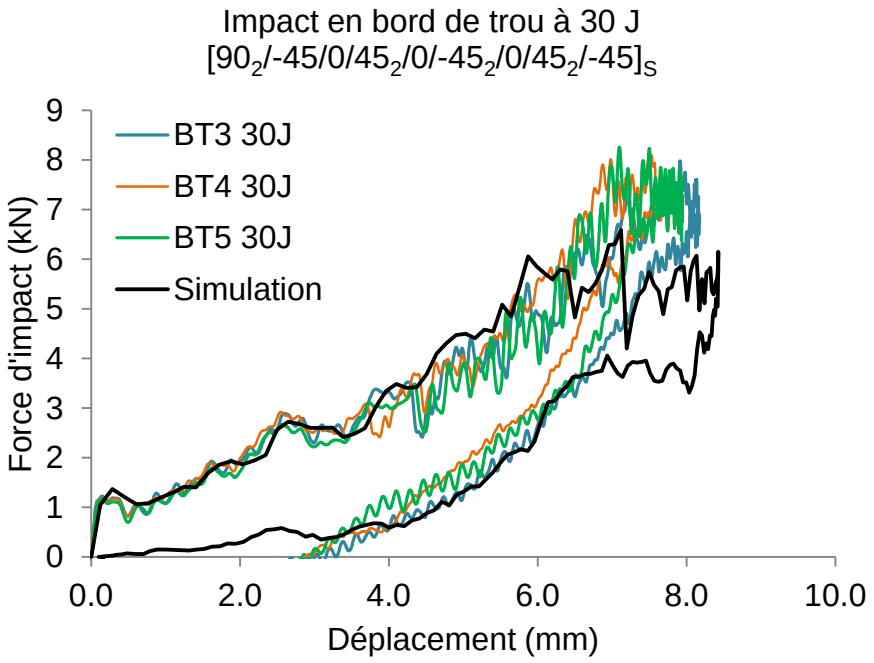


Figure 5-8 - Courbes effort-déplacement des éprouvettes impactées en bord de trou à 30 J : comparaison entre expérimental (BT3, BT4 et BT5) et simulation

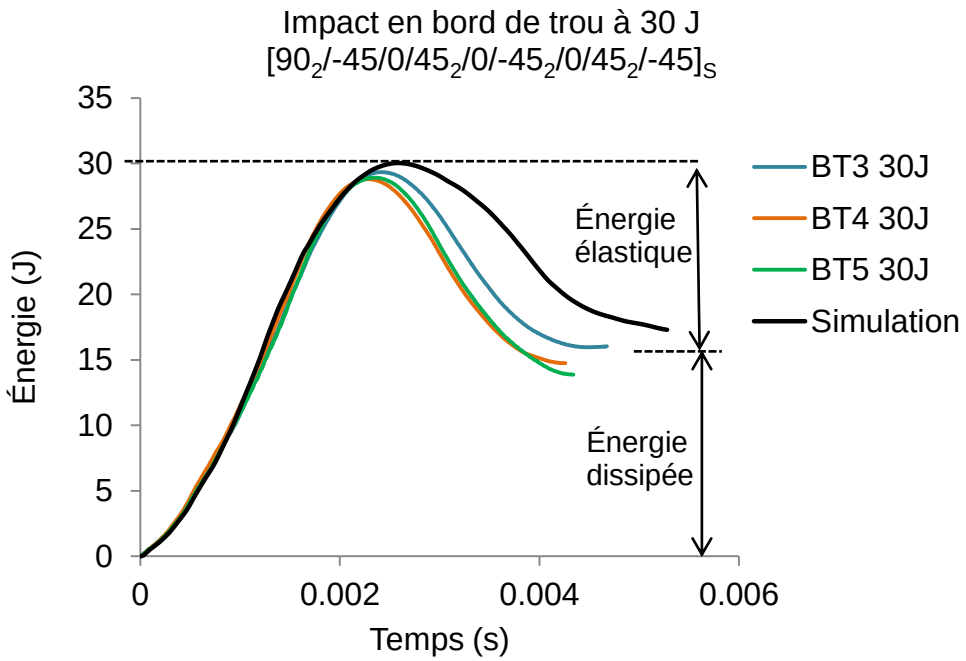


Figure 5-9 - Courbes énergie-temps des éprouvettes impactées en bord de trou à 30 J : comparaison entre expérimental (BT3, BT4 et BT5) et simulation

Les énergies dissipées lors des essais d'impact en bord de trou et lors des simulations sont montrées dans la Figure 5-10. Une bonne correspondance entre l'expérimental et la simulation est retrouvée pour 30 J ; tandis que pour 20 J, l'énergie dissipée numériquement représente seulement 43% de l'énergie dissipée lors des essais. Pour un impact en bord de trou à une énergie de 30 J, l'énergie dissipée pour le spécimen BT3 est de 16 J et de 14 J pour le spécimen BT5, soit 12.5% plus faible que le modèle.

On s'intéresse ensuite à l'endommagement dissipant une partie importante de l'énergie lors de l'impact basse énergie, à savoir le délaminage. Une dispersion expérimentale très importante est observée au niveau des aires délaminées projetées. Pour le spécimen BT3 la surface délaminée projetée est de 3266 mm^2 alors que pour le spécimen BT5 la surface est de 711 mm^2, Figure 5-11. Pour une énergie dissipée presque similaire (12.5% d'écart), la surface délaminée est 4.6 fois plus importante pour le spécimen BT3, alors que les conditions de l'essai sont similaires. Cette dispersion devrait être investiguée à l'aide d'essais complémentaires. L'effet vitesse observé sur le taux de restitution d'énergie critique interfacial en mode II lors du chapitre 3 doit être en partie responsable de ces dispersions. En effet, les délaminages étant principalement situés à mi-épaisseur, leur propagation doit être fortement instable, et doit donc présenter des vitesses de propagation différentes (et importantes).

La taille des plaques jouent également un rôle sur cette dispersion. En effet, comme les dimensions de la plaque sont plus importantes que les plaques normées par l'AITM 1-0010, les modes de vibration sont importants, induisant très probablement une propagation plus instable que pour les plaques académiques. Comme constaté dans le Chapitre 3, lors d'une propagation rapide, le taux de restitution d'énergie critique diminue et peut devenir très faible. Ceci pourrait entrainer une augmentation importante des aires délaminées. Cet effet de la vitesse de propagation n'est pas introduit au niveau de modèle, où la valeur de G_{IIC} est supposée constante (même si une valeur faible correspondant à une propagation rapide a été considérée), ne permettant donc pas de restituer correctement la surface délaminée et en particulier la cinétique du phénomène.

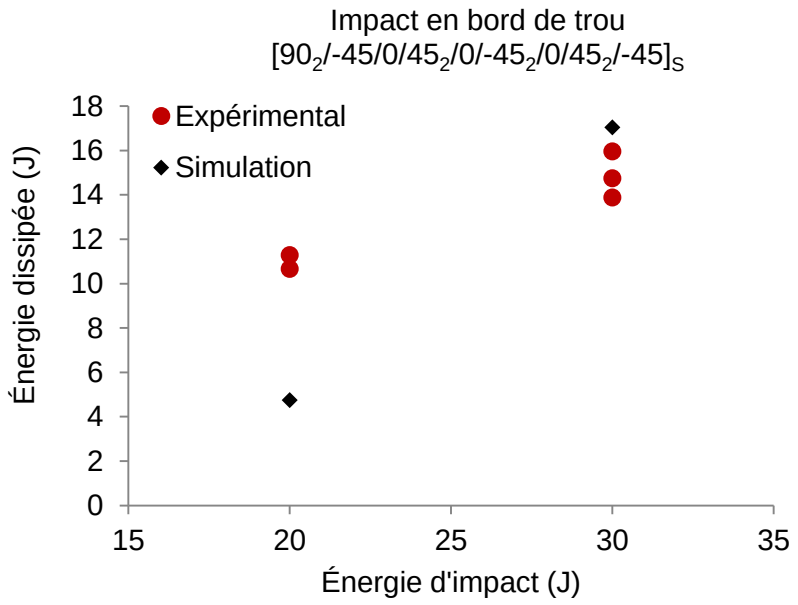


Figure 5-10 – Comparaison expérimental/numérique de l'énergie dissipée lors des impacts en bord de trou

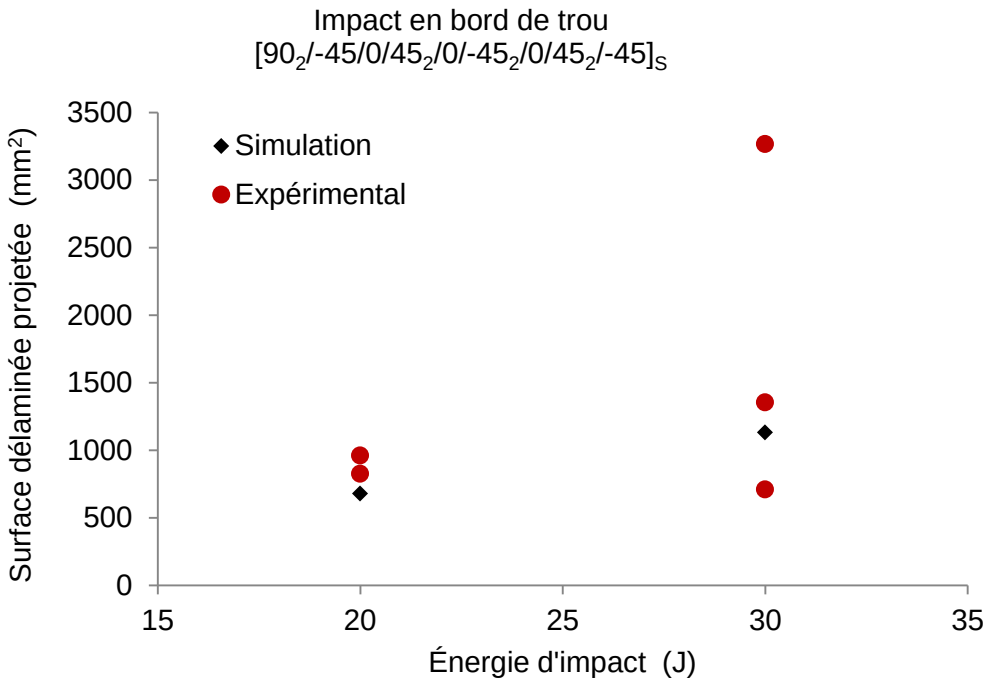


Figure 5-11 – Surface délaminée projetée en fonction de l'énergie d'impact ; comparaison simulation/expérimental

Les Figure 5-12 et Figure 5-13 présentent les C-Scans numériques et expérimentaux obtenus après impact en bord de trou à 20 J et à 30 J. La forme des surfaces délaminées est correctement prédite par le modèle pour 20 J. Pour l'impact à 30 J, la dispersion expérimentale est très significative, ne permettant pas de statuer sur la correspondance des résultats numériques. Les surfaces délaminées restent en général très faibles en comparaison à celles obtenues avec les plaques académiques étudiées précédemment. Étant plus souple que les plaques académiques, la plaque trouée se déforme élastiquement et dissipe moins d'énergie en endommagements internes, dont le délaminage. L'écart entre la surface délaminée projetée expérimentalement et numériquement reste acceptable, Figure 5-11. Ainsi, pour un impact à 20 J, la surface délaminée est de 679 mm^2 pour la simulation alors que pour les essais elle est de 825 mm^2 (BT1) et de 960 mm^2 (BT2). Concernant l'impact à 30 J, la surface délaminée est de 1133 mm^2 pour la simulation alors que pour les essais elle est de 2366 mm^2 (BT3), de 1354 mm^2 (BT4) et de 711 mm^2 (BT5).

Finalement, la Figure 5-14 illustre la présence des échardes localisées en bord de trou sur la face non impactée, qui sont correctement prédites par le modèle. En effet, le fait de modéliser la fissuration matricielle de manière discrète permet de reproduire numériquement ce type de phénomène.

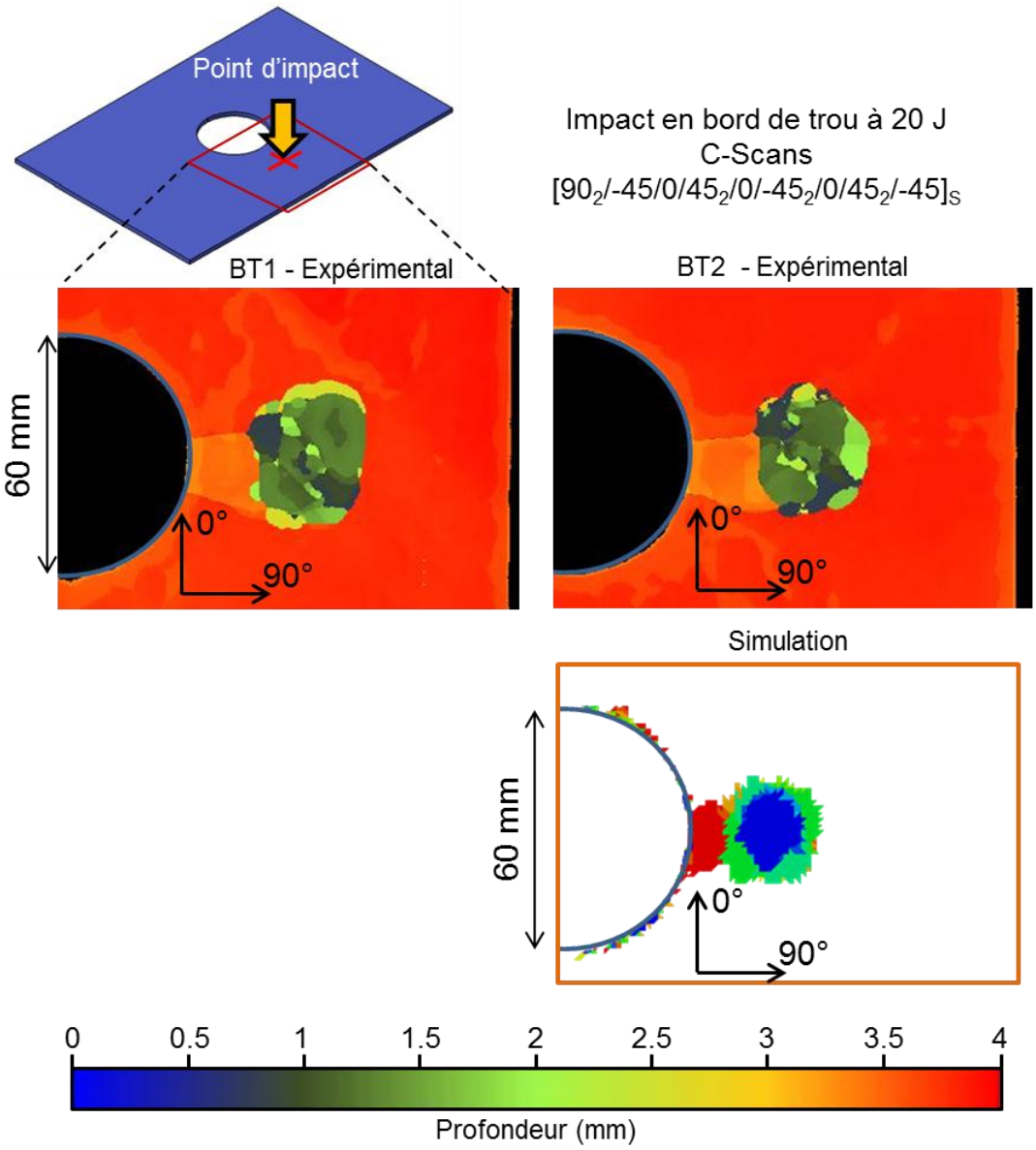


Figure 5-12 – Comparaison expérimental/simulation des surfaces délaminées après impact en bord de trou à 20 J

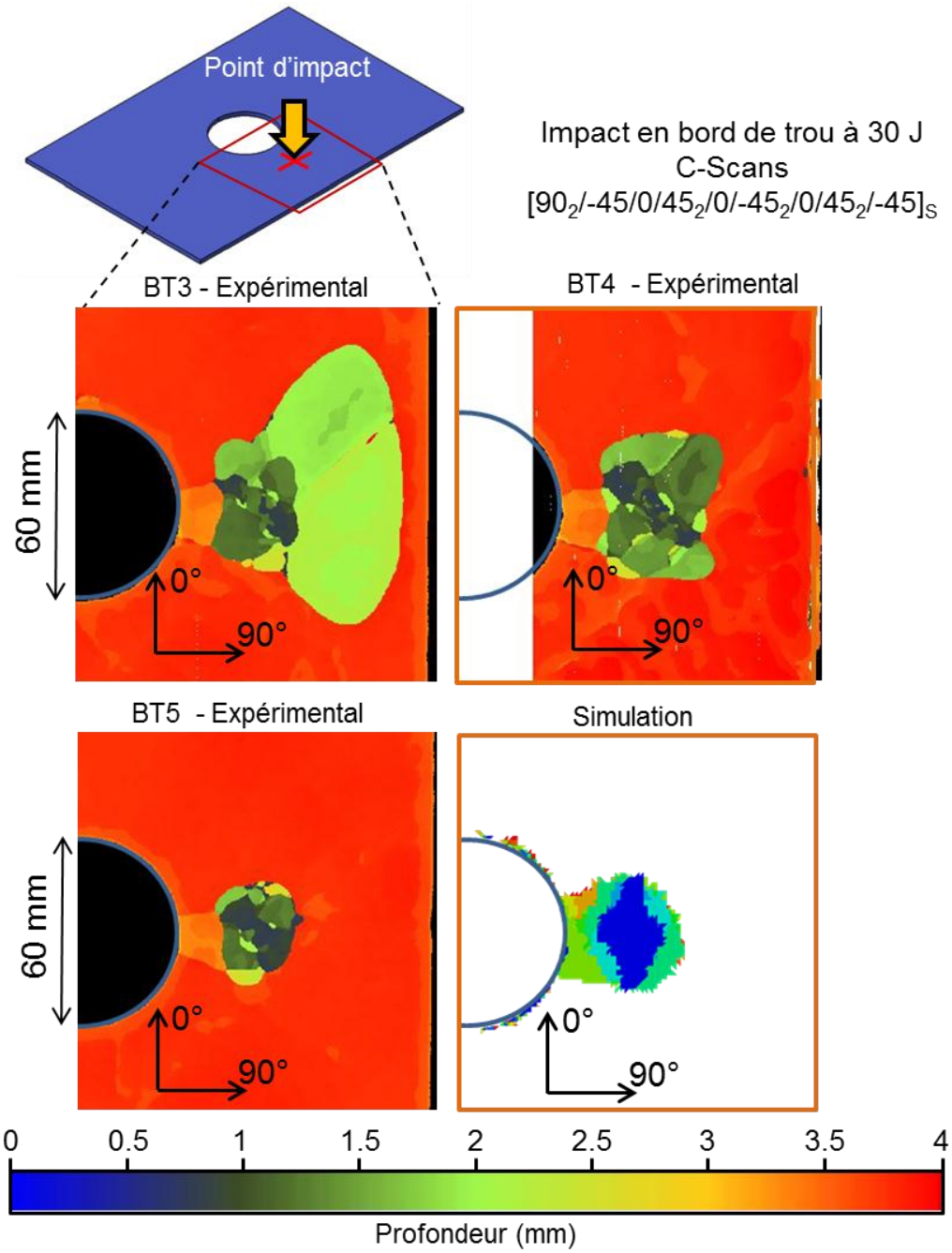


Figure 5-13 - Comparaison expérimental/simulation des surfaces délaminées après impact en bord de trou à 30 J

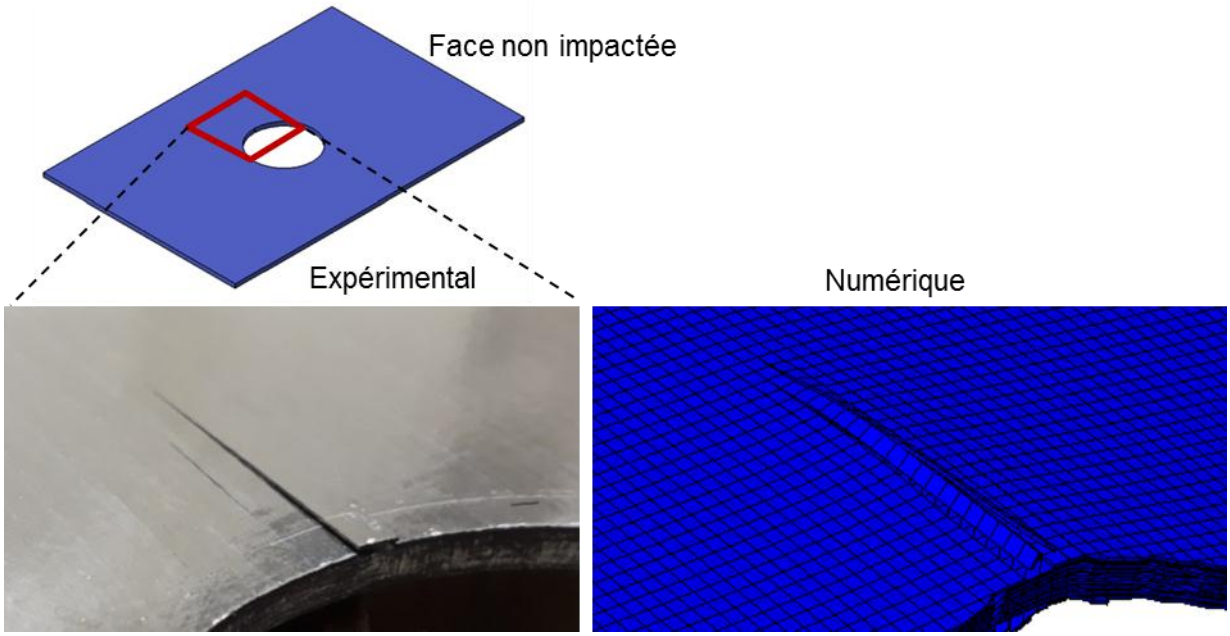


Figure 5-14 – Présence des échardes localisées en bord de trou sur la face non impactée

II.2- Compression après impact

Ce paragraphe présente le comportement en compression après impact des plaques impactées en bord de trou. Les résultats expérimentaux sont comparés aux résultats des simulations. Le comportement lors d'un chargement quasi-statique de compression après impact de 20 J est illustré Figure 5-15 pour le spécimen BT2.

Le premier sujet à traiter sur le modèle concerne la raideur ; la raideur simulée est en effet supérieure à la raideur expérimentale. Afin d'essayer de comprendre ce problème nous avons reporté sur la Figure 5-15 la raideur calculée analytiquement à partir des valeurs de module déterminés lors des chapitres précédents. Une bonne cohérence entre cette raideur analytique et le modèle est constatée. Des essais de caractérisation sur le matériau des plaques trouées ont été menés afin de déterminer la raideur, qui correspond à celle calculée analytiquement. La déformation est calculée à partir du déplacement déterminé par le biais de la corrélation d'images. La raideur simulée correspond à l'expérimentale, mais le changement de raideur correspondant à des endommagements et très tardif pour la simulation (point 4S).

La courbe expérimentale présente une première phase linéaire suivie d'un palier apparaissant avant la rupture de l'éprouvette. La rupture de fibres n'est pas visible sur la face impactée, ni après impact, ni jusqu'au palier correspondant au point 5. À cet instant, une propagation de rupture de fibres apparaît dans la direction perpendiculaire (direction 0° ;

on rappelle en effet que le pli de surface est orienté à 90°) au chargement, cf. Figure 5-16. Cette rupture de fibres atteint le trou et le bord libre de l'éprouvette, traversant la demi-largeur de la plaque. Concernant la simulation, le comportement est significativement éloigné de l'expérimental. En effet, la raideur numérique est plus importante que l'expérimentale et la rupture de l'éprouvette n'est pas correctement prédite. La rupture de fibres ne se propage pas du début de la simulation jusqu'au point 5S. À la fin de la simulation, la rupture de fibres perpendiculaire à la direction de chargement peut être observée, mais celle-ci n'atteint pas les bords libres comme dans l'expérimental. La rupture de fibres en compression ne semble donc pas correctement modélisée.

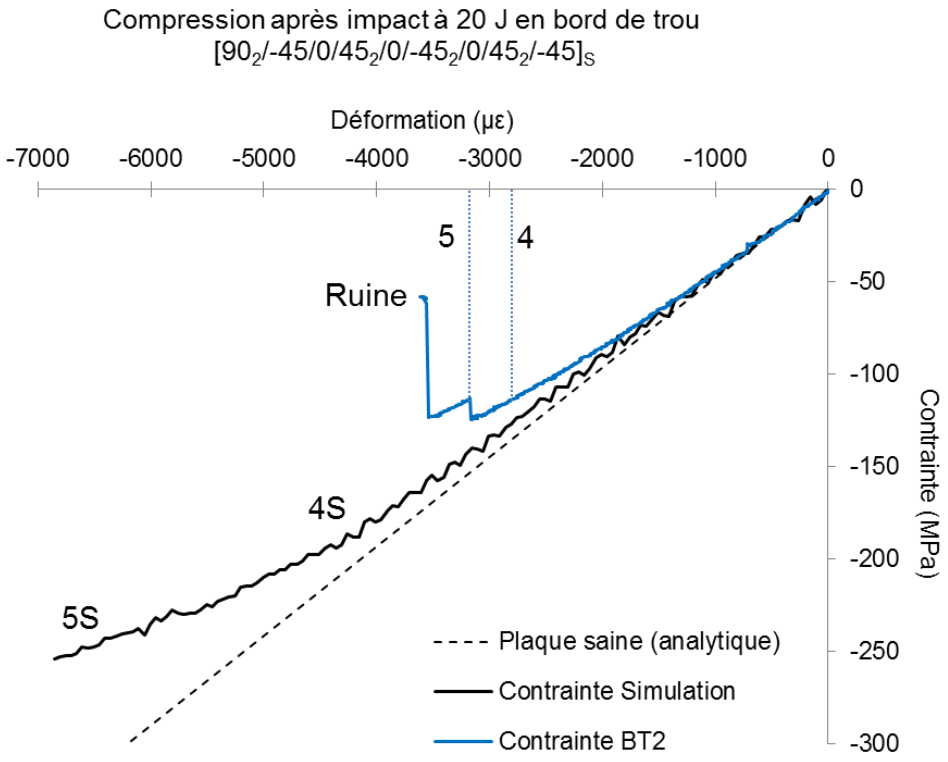


Figure 5-15 - Comparaison expérimental/numérique du comportement du spécimen BT2 en CAI : courbe contrainte-déformation

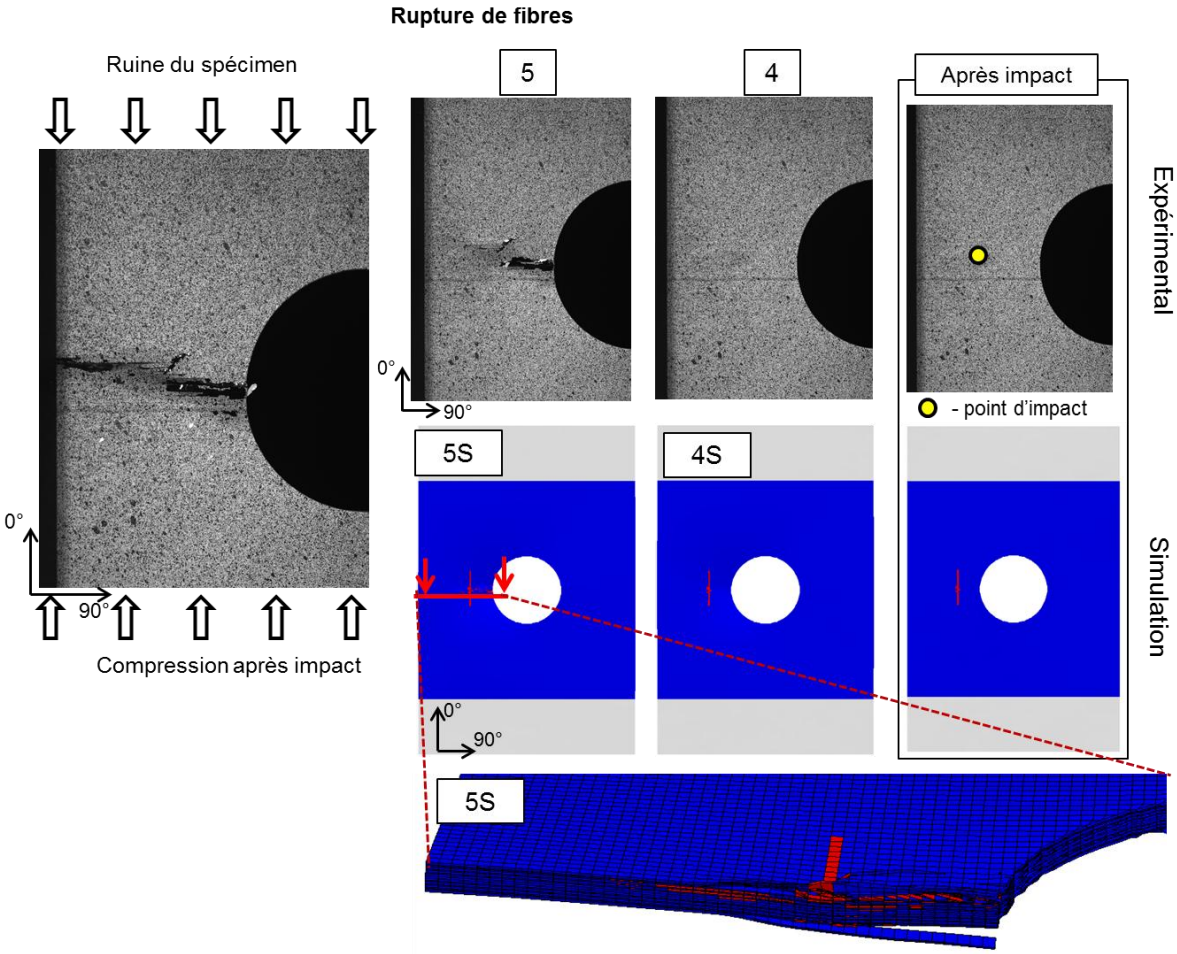


Figure 5-16 – Comparaison expérimentale/numérique de la rupture de fibres lors de l'essai de compression après impact à 20 J en bord de trou

Il a été souligné lors du Chapitre 4, que pour prédire correctement la tenue résiduelle par modèle, il était nécessaire de correctement capter le flambage. La Figure 5-17 représente la courbe contrainte-déformation et l'évolution du déplacement hors plan pour les spécimens BT1 et BT2 lors de la CAI, et compare les résultats expérimentaux à la simulation. Concernant le comportement expérimental, le palier précédant la ruine de l'éprouvette est lié au flambement global du spécimen. Après ce premier flambement, le LVDT n'est plus en contact avec la plaque et ne permet donc plus de déterminer le déplacement hors plan. La rupture arrive quelques secondes après ce palier. Le flambage numérique présente un comportement instable qui ne suit pas l'expérimental. La plaque trouée est élancée et mince, ce qui complexifie la prévision du flambage d'un point de vu numérique. Le flambage oscille dans une première phase (du début jusqu'au point 1) et ensuite (à partir du point 1) la vitesse du déplacement hors plan est plus importante. Ce changement de vitesse du flambage correspond à une perte de raideur observable sur la courbe contrainte-déformation (point 1).

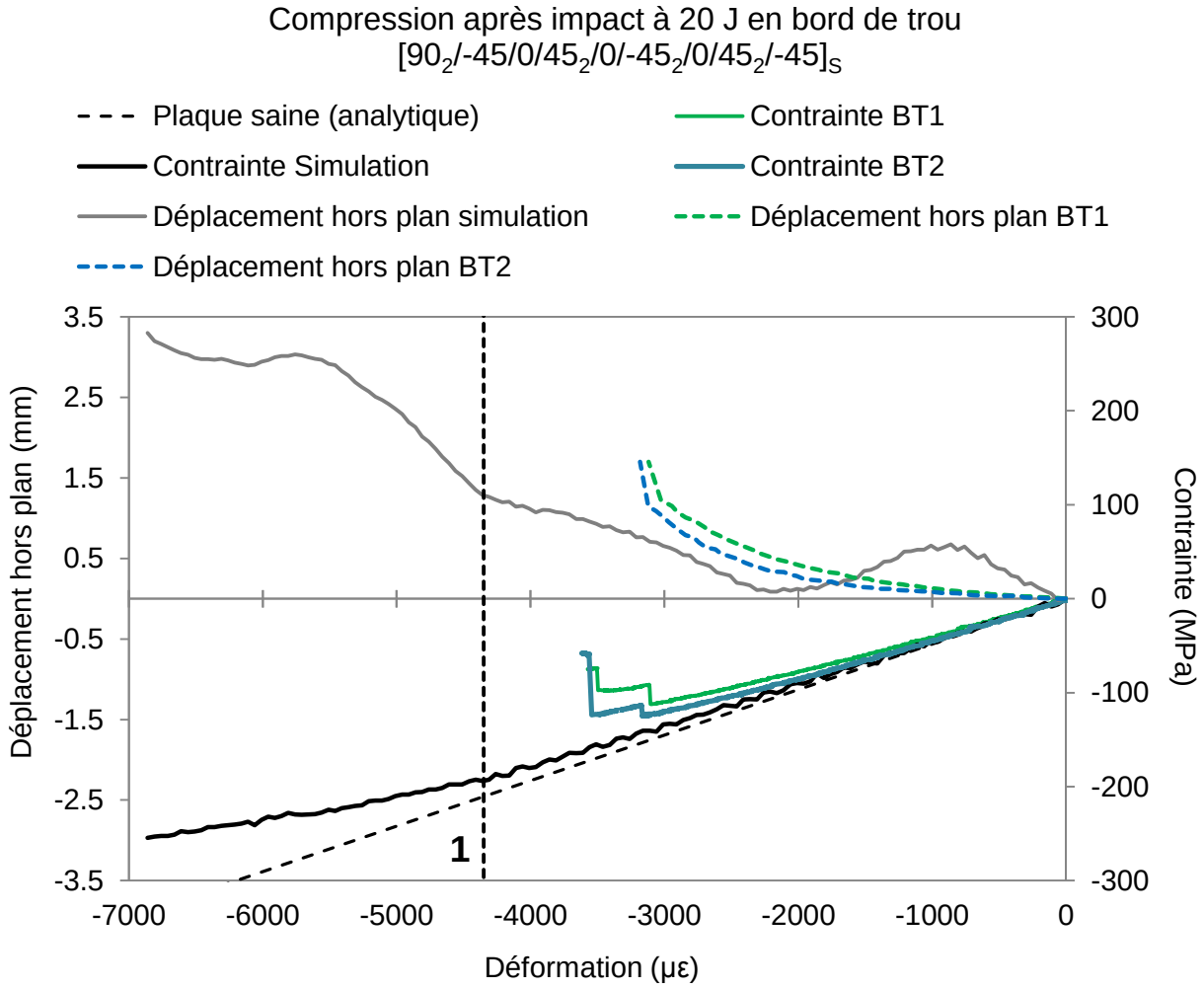


Figure 5-17 - Comparaison expérimental/numérique du comportement des spécimens BT1 et BT2 en CAI : courbe contrainte-déformation et évolution du déplacement hors plan avec la déformation

Le même comportement est observé pour les spécimens impactés à 30 J (BT3, BT4 et BT5). La Figure 5-18 représente la courbe contrainte-déformation, l'évolution du déplacement hors plan et compare les résultats expérimentaux de ces éprouvettes à la simulation. La ruine des trois spécimens a lieu à un niveau de déformation similaire, mais une certaine dispersion est observée. Il est intéressant de souligner que le spécimen BT3, qui a la surface délaminée projetée la plus importante, est celui qui retarde le plus sa rupture en compression. Le flambement de ces spécimens est lié au comportement par paliers qui précède la ruine, comme décrit antérieurement. Comme pour l'impact à 20 J, le comportement prédit par la simulation n'est pas satisfaisant. Des oscillations importantes sont observées sur le déplacement hors-plan. La vitesse du déplacement hors plan change deux fois (au point 1 et 2). Ces changements de vitesse correspondent en premier lieu à une modification de la raideur de la plaque (point 1) et ensuite à une chute de la contrainte (point 2) précédant la

ruine. Cette ruine est liée à la rupture d'un paquet de fibres, mais elle apparaît significativement plus tard par rapport à l'expérimental.

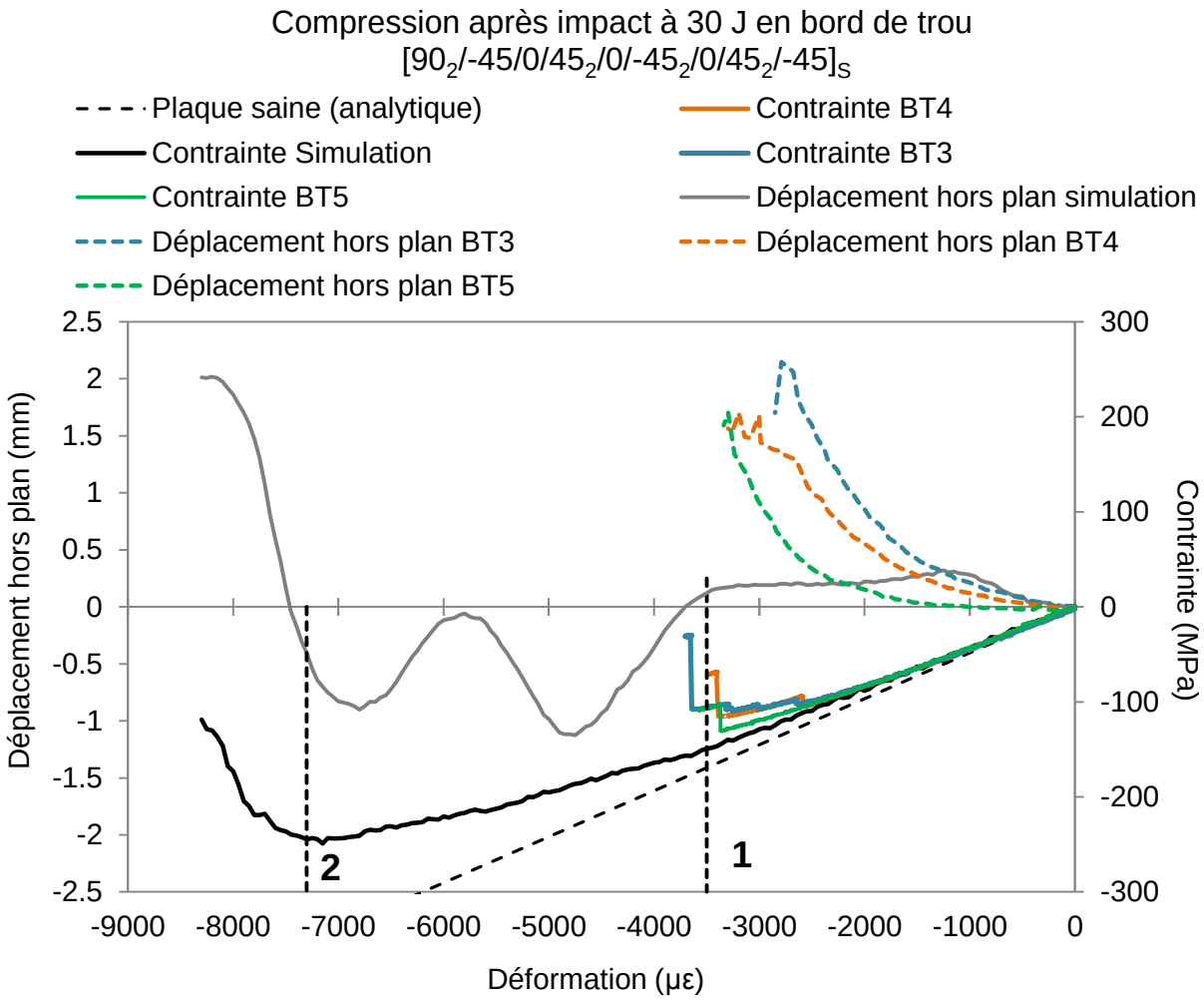


Figure 5-18 - Comparaison expérimental/numérique du comportement des spécimens BT3, BT4 et BT5 en CAI : courbe contrainte-déformation et évolution du déplacement hors plan avec la déformation

III- Conclusion

Ce chapitre est consacré à l'étude du comportement en compression après impact de plaques impactées en bord de trou. Les études existantes dans la littérature se contentent d'étudier des impacts en bord de trou de faible diamètre suivant les normes [**Astm01**, **Astm95**, **Astm99**]. Ces essais investiguent la présence de trous habités (par des vis ou boulons) ou non-habités dans des éprouvettes normalisées. L'essai présenté dans ce chapitre est original et peu répandu dans la littérature car l'éprouvette représente une vraie structure aéronautique de par ses dimensions importantes (300 x 200 mm^2), la présence d'un trou de 60 mm de diamètre et son drapage industriel.

Des essais spécifiques ont été conçus et réalisés lors de ces travaux pour les essais d'impact et de CAI. Le modèle DPM a été également modifié afin de reproduire la géométrie de la plaque. Les résultats des essais sont comparés à la simulation afin d'estimer la capacité du modèle à rendre compte du comportement d'une structure complexe soumise à l'enchaînement d'un chargement dynamique (l'impact) et quasi-statique (la CAI).

Le modèle DPM est capable de bien reproduire le comportement à l'impact sur ces plaques trouées en termes d'effort/déplacement maximaux et de surface délaminée projetée. Une dispersion expérimentale très importante est cependant observée. Le modèle est capable de simuler l'apparition des échardes en bord de trou localisées sur la face non impactée grâce à la présence d'éléments d'interface modélisant la fissuration matricielle.

Concernant la CAI, la rupture expérimentale est liée aux mêmes phénomènes que pour la plaque académique étudiée au Chapitre 4 : le flambement, la rupture de fibres en compression et le délaminage. Néanmoins, le modèle ne rend pas compte du comportement expérimental car le flambage n'est pas correctement prédit. La plaque étudiée ici est souple et élancée, et les modes de vibration sont plus importants que pour la plaque académique. La stabilité du calcul est difficile à atteindre et le flambement oscille autour du point d'équilibre. La simulation du flambage est compliquée dans ces conditions et la rupture de fibres n'est pas correctement rendue. Des investigations supplémentaires doivent être menées à ce sujet.

Chapitre 6:

CONCLUSION GÉNÉRALE ET PERSPECTIVES

Le but de cette étude a été d'évaluer les capacités du modèle « DPM » à prévoir l'amorçage des endommagements induits par un impact basse énergie et sa propagation lors de la CAI dans un composite stratifié à matrice thermoplastique. Parmi ces endommagements, le délaminage est majoritaire dans le cas d'impact, entrainant un important abattement de propriétés mécaniques. En CAI, la perte de tenue résiduelle peut aller jusqu'à 60%. Afin d'améliorer le dimensionnement des structures composites, une correcte modélisation du délaminage est nécessaire.

Le DPM est basé sur une approche semi-discrète modélisant le délaminage et la fissuration matricielle par des éléments cohésifs, permettant de prendre en compte le couplage entre ces deux endommagements. Une loi modélisant l'indentation permanente est implémentée dans le modèle DPM au niveau des éléments de fissuration intra-laminaire. La rupture de fibres en compression ou en traction est modélisée, de façon continue, à l'intérieur de l'élément.

La première partie de ces travaux a été consacrée à la mesure de la ténacité interfaciale afin d'améliorer la prédiction du comportement d'un composite stratifié thermoplastique à l'impact et en CAI. Les méthodes classiques de mesure du taux de restitution d'énergie critique (essais de type DCB, ENF…) permettent d'estimer la ténacité, du matériau et du type de fissure étudié, en fonction de grandeurs globales (principalement l'effort, le déplacement et la longueur de fissure). En revanche, elles ne sont pas capables de dissocier la contribution énergétique liée aux endommagements secondaires et aux effets d'inertie (structure) et son applicabilité est limitée lors de la propagation rapide de la fissure (ce qui est le cas pour le matériau d'étude). La thermographie infrarouge a été choisie ici car elle ne prend pas en compte les énergies associées aux endommagements secondaires dans la détermination de G_{IIC}. De plus, elle est applicable à des essais classiques ou non, et à des propagations stables ou instables.

La thermographie infrarouge se base sur l'application de l'équation de la chaleur. La cartographie spatio-temporelle des températures lors d'un essai permet d'évaluer la quantité d'énergie dissipée en chaleur par la propagation de la fissure. Néanmoins, il est nécessaire

d'utiliser le coefficient de Taylor-Quinney (β) dont la détermination reste complexe. La valeur de β dépend de la vitesse de déformation, de la déformation plastique et des modes de dégradation du matériau. L'hypothèse faite dans ces travaux est que la valeur de β est de 1, ce qui correspond à un mode de rupture fragile, caractéristique des matériaux composites.

La thermographie infrarouge a d'abord été utilisée afin de déterminer des valeurs de ténacité lors d'essais ENF et de les comparer à des valeurs déterminées par des méthodes classiques. La valeur de la ténacité est faible à l'amorçage (entre 0.8 et 1.3 N/mm), puis augmente par effet de courbe R (jusqu'à 1.9 – 3 N/mm), pour enfin revenir à une valeur faible lors de la propagation instable (entre 0.76 N/mm et 1.5 N/mm). Lors d'une propagation rapide et avec une méthode classique, la valeur de la ténacité devrait être corrigée par un facteur de correction dynamique. Au cours de ces travaux, ces effets inertiels n'ont pas pu être investigués mais il pourrait être intéressant d'utiliser le modèle DPM pour modéliser l'essai ENF et estimer le facteur de correction dynamique.

L'essai ENF ne permet pas de prendre en compte le couplage entre des endommagements intra-pli et inter-pli. Un essai SBS a donc été proposé lors de ces travaux afin de reproduire le scénario d'endommagement d'impact (fissuration matricielle couplée avec l'apparition du délaminage). Afin d'investiguer l'influence de la vitesse de sollicitation, des essais quasi-statiques (0.6 mm/s) et dynamiques (~1 m/s) ont été menés. La thermographie infrarouge a été utilisée afin de déterminer des valeurs de G_{IIC}, variant entre 0.9 et 1.7 N/mm. La valeur de ténacité mesurée semble indépendante de la vitesse de sollicitation, ce qui doit être dû au fait que dans les deux cas, la propagation reste instable.

L'essai SBS a également été utilisé afin de reproduire la rupture de fibres en compression et de déterminer le taux de restitution d'énergie critique de rupture de fibres en compression, G_{IC}^{fibre}. Peu d'études sont consacrées à l'estimation du G_{IC}^{fibre} de ce matériau dans la littérature. Les valeurs obtenues sont faibles, entre 5 N/mm et 21 N/mm. Des essais de « Compact Compression » pourraient être menés pour poursuivre cet axe de recherche afin de déterminer G_{IC}^{fibre} par le biais de la thermographie infrarouge puis de comparer ces résultats à ceux disponibles de la littérature.

Du point de vue numérique, une étude de sensibilité a mis en avant l'influence de G_{IIC} sur l'étendue des délaminages dans la simulation. Le DPM a été enrichi avec la valeur des paramètres matériau déterminés à l'aide de la thermographie infrarouge. De plus, plusieurs améliorations ont été apportées au modèle : des drapages à 30° ont été pris en compte, un modèle de zones cohésives a été implémenté et la loi de comportement de rupture de fibres a été modifiée.

Ensuite, un dialogue essai-calcul a été effectué pour les drapages $[0_2/45_2/90_2/-45_2]_{2S}$, $[45_2/-45_2/0_2/90_2]_{2S}$, $[90_2/-45_2/0_2/45_2]_{2S}$ et $[0_2/30_2/90_2/-30_2]_{2S}$ impactés à 10 J, 20 J et 30 J. Le comportement global est bien simulé et les surfaces et formes des délaminages sont correctement prédites par le modèle. Les surfaces délaminées les plus importantes se trouvent autour du plan médian de la plaque et le couplage entre endommagement intra-pli et inter-pli a été mis en évidence. Néanmoins, l'indentation permanente est surestimée pour des énergies d'impact importantes.

Concernant la CAI, plusieurs mécanismes de rupture (rupture de fibres sur la face impactée, flambement, micro-flambements locaux, délaminage) mènent à la rupture fragile de l'éprouvette. Les résultats présentés montrent une réduction de la tenue résiduelle très significative (de 25 % à 59 %) pour des indentations permanentes inférieures au seuil du BVID. Du point de vue numérique, l'instabilité du flambement et la propagation rapide des endommagements représentent une difficulté. Le modèle est capable de prédire de manière satisfaisante la contrainte à rupture des drapages étudiés, à condition de bien reproduire le flambage. Le flambage est bien reproduit pour l'énergie d'impact le plus élevée (30 J) car la déformation et l'indentation permanente sont plus importantes que pour les énergies basses (10 J et 20 J), pour lesquelles la tenue résiduelle est surestimée par le modèle. Dans ce cas, le flambement est prédit tardivement. Ceci pourrait être partiellement dû à la valeur de la ténacité de fibres en compression dans le modèle (40 N/mm) alors que les essais SBS montrent une ténacité plus faible. Des investigations supplémentaires doivent être menées afin d'améliorer la prédiction du flambement.

Le modèle DPM a prouvé sa capacité à prédire correctement les endommagements d'impact et de CAI pour une plaque académique en composite à résine thermoplastique. Le modèle est relativement robuste et les résultats encourageants, c'est pourquoi la dernière partie de ces travaux a été consacrée à l'étude du comportement en CAI d'une plaque impactée en bord de trou. L'éprouvette représente une vraie structure aéronautique de par ses dimensions relativement importantes (300 x 200 mm^2), la présence d'un trou de 60 mm de diamètre et son drapage industriel.

La dispersion expérimentale est très significative et des essais complémentaires devront être réalisés afin d'investiguer cette dispersion. Le modèle reproduit bien le comportement à l'impact au niveau des efforts/déplacements maximaux et de la surface délaminée projetée. Concernant la CAI, la raideur de compression expérimentale semble particulièrement faible et des essais de caractérisation sur le matériau des plaques trouées devront être menés. Du point de vie numérique, la stabilité du calcul est difficile à atteindre car la plaque est souple et élancée. Le flambage n'est pas donc correctement prédit. Comme pour les plaques

académiques, la modélisation du flambage doit être améliorée. Le flambage est lié à la propagation rapide des endommagements de type rupture de fibres et délaminage. Ces travaux ont permis de constater que, lors d'une propagation rapide, le taux de restitution d'énergie critique devenait très faible. Cet effet de la vitesse de propagation devra être introduit dans le modèle DPM afin de mieux représenter le flambage menant à la ruine de l'éprouvette.

Les travaux menés pendant cette thèse ont permis de mettre en place une approche expérimental et numérique afin d'étudier le comportement d'un composite à matrice thermoplastique, dont le comportement est moins maitrisé que les composites carbone/époxy. La partie expérimentale a permis d'effectuer des essais niveau 1 élémentaires (ENF et SBS), de passer ensuite aux essais niveau 2 (impact et CAI sur une éprouvette académique) et finalement d'étudier une éprouvette de niveau 3 détail structural (impact et CAI sur plaque trouée). Le dialogue essai/calcul a permis de mieux appréhender le comportement du matériau de l'étude et de valider l'utilisation du modèle DPM dans ces trois niveaux. Une amélioration de la robustesse des simulations et une diminution des temps de calcul permettront de l'utiliser en bureau d'études afin de dimensionner des parties structurales des aéronefs.

Bibliographie

[Abra98] Abrate S. Impact on composite structures. *Cambridge University Press*, 1998.

[Abra01] Abrate S. Modeling of impacts on composite structures. *Composite Structures*, Vol. 51, p. 129-138, 2001.

[ABRB09] Abdallah, Elias Abi ; Bouvet, Christophe ; Rivallant, Samuel ; Broll, Bernhard ; Barrau, Jean-Jacques: Experimental analysis of damage creation and permanent indentation on highly oriented plates. In: *Composites Science and Technology* vol. 69, Elsevier Ltd (2009), Issue. 7-8, pp. 1238–1245

[Ach14] Achard, V., Bouvet, C., Castanié, B., Chirol, C. Discrete ply modelling of open hole tensile tests. *Composite Structures*, 113(1), 369–381, 2014

[AdLe95] Adams, D. and Lewis, E., Experimental Study of Three- and Four-Point Shear Test Specimens, *Journal of Composites, Technology and Research*, Vol. 17, No. 4, 1995, pp. 341-349.

[AdMi95] Ming Xie, Donald F. Adams, Study of three- and four-point shear testing of unidirectional composite materials, *Composites*, Volume 26, Issue 9,1995,

[Airb94] Airbus Industrie Test Method: Fiber Reinforced Plastics Determination of Compression Strength after Impact*, AITM-1.0010, Issue 2*. Blagnac, 1994

[All98] Allix O., Lévêque D., Perret L., Identification and forecast of delamination in composite laminates by an interlaminar interface model. *Composites Science and Technology*, vol. 58, p. 671-678, 1998.

[AlDeu97] Allix, O., Deü, J. (1997). Delay-damage modelling for fracture prediction of laminated composites under dynamic loading. *Engineering Transactions*, 45:29–46.

[AlfCr01] Alfano G., Crisfield M. A., Finite element interface models for the delamination analysis of laminated composites: mechanical and computational issues. *International journal for numerical methods in engineering,* vol. 50, p. 1701-1736, 2001.

[AlLa92] Allix, O ; Ladevèze, P.: Interlaminar interface modelling for the prediction of delamination. In: *Composite Structures* vol. 22 (1992), pp. 235–242

[AlLa95] Allix O, Ladevèze P. Damage analysis of interlaminar fracture specimens, *Comp. Struc.* 1995, 31: 61-74.

[AoSI07] Aoki, Yuichiro ; Suemasu, Hiroshi ; Ishikawa, Takashi: Damage propagation in CFRP laminates subjected to low velocity impact and static indentation. In: *Advanced Composite Materials* vol. 16 (2007) — ISBN 0924-3046

[Astm94] ASTM, ASTM standard test method for mode I interlaminar fracture toughness of unidirectional continuous fiber reinforced composite materials. *American Society for Testing and Materials*, D5528-94A, Philadelphia, PA, 1994.

[Astm95] ASTM D 5766-11, Open-Hole Tensile Strength of Polymer Matrix Composite Laminates, *ASTM International*, W. Conshohocken, PA, US, 1995.

[Astm99] ASTM D 6484-14, Open-Hole Compressive Strength of Polymer Matrix Composite Laminates, *ASTM International*, W. Conshohocken, PA, US, 1999.

[Astm01] ASTM D 6742-12, Standard Practice for Filled-Hole Tension and Compression Testing of Polymer Matrix Composite Laminates, *ASTM International*, W. Conshohocken, PA, US, 2001).

[Astm06] ASTM: Standard Test Method for Compressive Residual Strength Properties of Damaged Polymer Matrix Composite Plates. In: *ASTM Standards* (2006)

[Astm06b] ASTM, Standard Test Method for Short-Beam Strength of Polymer Matrix Composite Materials and Their Laminates. *American Society for Testing and Materials*, D2344/D2344M-00, 2006b.

[AyPr09] Aymerich F, Dore F, Priolo P. Simulation of multiple delaminations in impacted cross-ply laminates using a finite element model based on cohesive interface elements. *Composites Science and Technology* 2009;69(11-12):1699–709.

[BaDK04] Baker, Alan ; Dutton, Stuart ; Kelly, Donald: *Composite Materials for Aircraft Structures*. vol. 43, 2004 — ISBN 1563475405

[Bha03] Bhalla, K., Zehnder, A. et Han, X. (2003). Thermomechanics of slow stable crack growth : closing the loop between experiments and computational modeling. *Engineering Fracture Mechanics*, 70(17):2439–2458.

[BaOh83] Bazant, P. ; Oh, H. B.: Crack band theory for fracture of concrete. In: *Matériaux et Constructions* vol. 16 (1983), pp. 155–77

[Bar62] Barenblatt G. I., Mathematical theory of equilibrium cracks in brittle failure. *Advances in Applied Mechanics*, vol. 7, p. 55-129, 1962.

[BaVLa15] Ballere, L., Viot, P., Lataillade J., Guillaumat, L. and Cloutet, S. Damage tolerance of impacted curved panels, *International Journal of Impact Engineering*, vol. 36, no. 2, pp. 243‑253, 2009.

[BCBB09] Bouvet, Christophe ; Castanié, Bruno ; Bizeul, Matthieu ; Barrau, Jean-Jacques: Low velocity impact modelling in laminate composite panels with discrete interface elements. In: *International Journal of Solids and Structures* vol. 46, Elsevier Ltd (2009), Issue. 14-15, pp. 2809–2821

[Beg91] Beguelin P, Barbezat M, Kausch HH. Mechanical characterization of polymers and composites with a servohydraulic high-speed tensile tester, *J. Phys. III* 1991, 1(12): 1867-1880.

[BeKe96] Benzeggagh, M. L. ; Kenane, M.: Measurement of mixed-mode delamination fracture toughness of unidirectional glass/epoxy composites with mixed-mode bending apparatus. In: *Composites Science and Technology* vol. 56 (1996), pp. 439–449 — ISBN 0266-3538

[Bel67] Belgen, M. H. (1967). Structural stress measurement with an infrared radiometer. *ISA Transactions*, 6:49–53.

[Ber07] Berthel, B. (2007). Mesures thermographiques de champs de dissipation accompagnant la fatigue à grand nombre de cycle des aciers. *Thèse de doctorat, Université Montpellier II*.

[BerCa01] Berger L, Cantwell WJ. Temperature and loading rate effects in the mode II interlaminar fracture behavior of carbon fiber reinforced PEEK, *Polym. Comp.* 2001, 22(2): 271-281.

[Bev73] Bever, M., Holt, D. et Titchener, A. (1973). The stored energy of cold work. *Pergamon Press* (Oxford and New York).

[BHRB13] Bouvet, Christophe ; Hongkarnjanakul, Natthawat ; Rivallant, Samuel ; Barrau, Jean-Jacques: Discrete modelling of inter- and intra-laminar failure for impact in composites. In: Abrate, S. ; Castanié, B. ; Rajapakse, Y. D. S. (eds.): *Dynamic Failure of composite and sandwich structures*, *Solid Mechanics and Its Applications*. vol. 192. Dordrecht : Springer Netherlands, 2013 — ISBN 978-94-007-5328-0, pp. 339–392

[Bla96] Blackman BRK, Dear JP, Kinloch AJ, MacGillivray H, Wang Y, Williams JG, Yayla P. The failure of fibre composites and adhesively bonded fibre composites under high rates of test, Part III, *J. Mat. Sci.* 1996, 31: 4467-4477.

[BlKin01] Blackman B. R. K., Kinloch A. J., Protocol for the Determination of the Mode I Adhesive Fracture Energy, GIC, of Structural Adhesives using the Double Cantilever Beam (DCB) and the Tapered Double Cantilever Beam (TDCB) Specimens. *Fracture mechanics testing methods for polymers, adhesives and composites* 2001.

[BlKiP05] Blackman, B., Kinloch, A. et Paraschi, M. The determination of the mode II adhesive fracture resistance, G_{IIC}, of structural adhesive joints : an effective crack length approach. *Engineering Fracture Mechanics*, 72(6):877–897, 2005.

[Blu69] Bluhm, J.L. Fracture Arrest, Fracture : an advanced treatise, vol V, *Academic Press New York*, 1969

[Boei88] Boeing: Advanced Composite Compression Tests. Seattle, Washington, 1988

[Bor10] 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.

[BrBl01] Brunner A. J., Blackman B. R. K., Davies P., Mode I delamination. *Fracture mechanics testing methods for polymers, adhesives and composites*, vol. 28, p. 277-305, 2001.

[BrBl08] Brunner, A., Blackman, B. et Davies, P. (2008). A status report on delamination resistance testing of polymer-matrix composites. *Engineering Fracture Mechanics*, 75(9):2779–2794.

[Bui81] Bui, H., Ehrlacher, A. et Nguyen, Q. (1981). Mécanique des solides anélastiques – Étude expérimentale de la dissipation dans la propagation de fissure par thermographie infrarouge. *C. R. Acad. Sc. Paris*, 293:1015–1019.

[BuSS14] Bull, D.J. ; Spearing, S.M. ; Sinclair, I.: Observations of damage development from compression-after-impact experiments using ex situ micro-focus computed

tomography. In: *Composites Science and Technology* vol. 97, Elsevier Ltd (2014), pp. 106–114

[CaCM84] Cantwell, W J ; Curtis, P T ; Morton, J: Impact and subsequent fatigue damage growth in carbon fibre laminates. In: *International Journal of Fatigue* vol. 6 (1984), Issue. 2, pp. 113–118

[CaMo91] Cantwell, W. J. and Morton, J. (1991). The impact resistance of composite materials-a review. *Composites*, 22(5):347–362.

[CaCM86] Cantwell, W J ; Curtis, P T ; M, J: An Assessment of the Impact Performance of CFRP Reinforced with High-strain Carbon Fibres. In: *Composites Science and Technology* vol. 25 (1986), pp. 133–148

[CaHi10] Calomfirescu, Mircea ; Hickethier, Holger: Damage tolerance of composite structures in aircraft industry Introduction Status quo (2010)

[CamOr96] Camacho, G. T. and Ortiz, M. (1996). Computational modelling of impact damage in brittle materials. *International Journal of Solids and Structures*, 33(20):2899‑2938.

[Cav09] Cavaliere, P., Santis, A., Panella, F. et Squillace, A. (2009). Thermoelasticity and CCD analysis of crack propagation in AA6082 friction stir welded joints. *International Journal of Fatigue*, 31(2):385–392.

[Cha90] Chai H., Interlaminar shear fracture of laminated composites, *Int. J. Fract.* 1990, 43:117-131.

[Chan90] Chang F.-K., Choi H.Y., Jeng S.-T. Study on impact damage in laminated composites. *Mechanics of Materials*, vol. 10, p. 83-95, 1990.

[ChaCa11] Charrier J.-S., Carrère N., Laurin F., Goncalves-Novo E., Mahdi S. Proposition d'une méthode d'analyse dédiée aux structures composites soumises à des sollicitations hors-plan. *Comptes rendus des 17èmes Journées Nationales sur les Composites, Poitiers*, 2011.

[ChCh87] Chang FK, Chang KY. Progressive damage model for laminated composites containing stress concentrations. *J Compos Mater* 1987;21(9):834–55.

[ChCh92] Choi, Hyung Yun ; Chang, Fu-Kuo: A Model for predicting Damage in Graphite/epoxy Laminated Composites Resulting from Low-Velocity Point Impact. In: *Journal of Composite Materials* vol. 26 (1992), Issue. 14, pp. 2134–2169

[ChCri99] Chen, J., Crisfield, M., Kinloch, A. J., Busso, E. P., Matthews, F. L., and Qiu, Y. (1999). Predicting progressive delamination of composite material specimens via interface elements. *Mechanics of Composite Materials and Structures*, 6(4):301‑317.

[Chry89] Chrysochoos, A., Chezeaux, J.-C. et Caumon, H. (1989). Analyse thermomécanique des lois de comportement par thermographie infrarouge. *Revue de Physique Appliquée*, 24(2):215–225.

[ChLo00] Chrysochoos, A. et Louche, H. (2000). An infrared image processing to analyse the calorific effects accompanying strain localisation. *International Journal of Engineering Science*, 38(16):1759 –1788.

[Chry00] Chrysochoos, A., Muracciole, J.-M. et Wattrisse, B. (2000). Experimental analysis of strain and damage localization. in : A. Benallal (Ed.), *Symposium on Continuous Damage and Fracture*, pages 41–51.

[Crew88] Crews J. H., Reeder J. R., A mixed-mode bending apparatus for delamination testing. *NASA-TM-100662*, Virginia: Langley research center, 1988.

[Dav92] Davies, P. (1992). Protocols for interlaminar fracture testing of composites. *European Structural Integrity Society (ESIS)*.

[Dav95] Davies GAO, Zhang X. Impact damage prediction in carbon composite structures, *Int. J. Imp. Eng.* 1995, 16: 149-170.

[DavOl04] Davies G.A.O., Olsson R. Impact on composite structures, *The Aeronautical Journal*, vol. 108, p. 541-563, 2004

[DeM08] de Moura M. F. S. F., de Morais A. B., Equivalent crack based analyses of ENF and ELS tests. *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 75, p. 2584-2596, 2008.

[Deu97] Deü, J. (1997). Rupture des composites stratifiés sous chargement dynamique : Apport des méso-modèles avec endommagement retardé. *Thèse de doctorat,* École Normale Supérieure de Cachan.

[DeWhi85] Demuts E, Whitehead RS, Deo RB. Assessment of Damage Tolerance in Composites. *Compos Struct* 1985;4:45-58.

[Dia04] Díaz, F. (2004). Some improvements in the analysis of fatigue cracks using thermoelasticity. *International Journal of Fatigue*, 26(4):365–376.

[Dol73] Döll, W. (1973). An experimental study of the heat generated in the plastic region of a running crack in different polymeric materials. *Engineering Fracture Mechanics*, 5(2):259–268.

[Dor85] Dorey, G., Bishop, S. M., & Curtis, P. T. (1985). On the impact performance of carbon fibre laminates with epoxy and PEEK matrices. *Composites Science and Technology*, 23(3), 221–237

[Dugd60] Dugdale, D.S.: Yielding of steel sheets containing slits. In: *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* vol. 8 (1960) — ISBN 1600225096

[Dum10] Dumoulin, S., Louche, H., Hopperstad, O. et Børvik, T. (2010). Heat sources, energy storage and dissipation in high-strength steels : Experiments and modelling. *European Journal of Mechanics - A/Solids*, 29(3):461–474

[FaFa10] Faggiani, A. ; Falzon, B.G.: Predicting low-velocity impact damage on a stiffened composite panel. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* vol. 41, Elsevier Ltd (2010), Issue. 6, pp. 737–749

[FrRe98] Freitas, M de ; Reis, L: Composite Failure: mechanisms on composite specimens compression after impact to vol. 42 (1998), pp. 365–373

[Fri89] Friedrich, K., Walter, R., Carlsson, L., Smiley, A. et Gillespie, J.W., J. (1989). Mechanisms for rate effects on interlaminar fracture toughness of carbon/epoxy and carbon/peek composites. *Journal of Materials Science*, 24(9):3387–3398.

[Gil87] Gillepsie JW, Carlsson LA, Smiley AJ. Rate-dependent mode I interlaminar crack growth mechanisms in graphite/epoxy and graphite/peek. *Comp. Sci. Tech*. 1987, 28:1-15.

[Goran97] Goranson UG. Fatigue issues in aircraft maintenance and repairs. *Int J Fatigue* 1997;19:S3-S21

[Griff21] Griffith A.A. The phenomena of rupture and flow in solids. *Philosophical Transactions of the Royal Society*, vol. 221, p.163-198, 1921.

[Gui15] Guillaud, N. Tolérance aux dommages générés par impact de structures composites épaisses. Application aux réservoirs composites hyperbares. Ph.D., Ecole nationale supérieure d'arts et métiers - ENSAM, 2015.

[Haj08] Haj-Ali, R., Wei, B.-S., Johnson, S. et El-Hajjar, R. (2008). Thermoelastic and infrared-thermography methods for surface strains in cracked orthotropic composite materials. *Engineering Fracture Mechanics*, 75(1):58–75.

[Hash80] HASHIN, Z.: Failure Criteria for Unidirectional Fiber Composites. In: *Journal of Applied Mechanics* vol. 47 (1980) — ISBN 0021-8936

[Hash90] Hashemi, S., Kinloch, A. J. et Williams, J. G. (1990). The analysis of interlaminar fracture in uniaxial fibre-polymer composites. *Proceedings of the Royal Society A : Mathematical, Physical and Engineering Sciences,* 427(1872):173–199.

[HilMo76] Hillerborg A., Modéer M., Petersson P.-E., Analysis of crack formation and crack growth in concrete by means of fracture mechanics and finite elements. *Cement and Concrete Research*, vol. 6, p. 773-782, 1976.

[HoBR12] Hongkarnjanakul, N ; Bouvet, C ; Rivallant, S: Validation of low velocity impact modelling on different stacking sequences of CFRP laminates and influence of fibre failure (2012)

[HoBR13a] Hongkarnjanakul, N. ; Bouvet, C. ; Rivallant, S.: Validation of low velocity impact modelling on different stacking sequences of CFRP laminates and influence of fibre failure. In: *Composite Structures* vol. 106, Elsevier Ltd (2013), pp. 549–559

[HoBR13b] Hongkarnjanakul, N ; Bouvet, C ; Rivallant, S: Validation of low velocity impact modelling on different stacking sequences of CFRP laminates and influence of fibre failure. In: *Composite Structure* vol. 106, Elsevier Ltd (2013), pp. 549–559

[Hong13] Hongkarnjanakul, N.: *Modélisation numérique pour la tolérance aux dommages d'impact sur stratifié composite: De l'impact à la resistance résiduelle en compression*, thèse de l'Université de Toulouse, 2013

[HRBM13] Hongkarnjanakul, N. ; Rivallant, S. ; Bouvet, C. ; Miranda, A.: Permanent indentation characterization for low-velocity impact modelling using three-point bending test. In: *Journal of Composite Materials* (2013)

[Huch05] Huchette, C.: Sur la complémentarités des approches expérimentales et numériques pour la modélisation des mécanismes d'endommagement des composites stratifiés, Université de Paris VI-Pierre et Marie Curie, 2005

[Huch08] Huchette C., Guinot F., Experimental and numerical analysis on delamination growth in damaged composite material. *13th European Conference on Composite Materials*.

[Ily10] Ilyas M. Damage modeling of carbon epoxy laminated composites submitted to impact loading. Thèse de doctorat de l'Université de Toulouse, 2010.

[Irw58] Irwin G. R., Fracture I. In: *Handbuch der Physik VI*, p. 558-590.Flügge, 1958.

[IsRB13] Israr, H.a. ; Rivallant, S. ; Barrau, J.J.: Experimental investigation on mean crushing stress characterization of carbon–epoxy plies under compressive crushing mode. In: *Composite Structures* vol. 96, Elsevier Ltd (2013), pp. 357–364

[Kach58] Kachanov L. M. (1958). On creep rupture time. *Otd. Tekhn. Nauk.*,Mekh. Mashinostr., 8:26–31.

[Kap98] Kapoor R, Nemat-Nasser S. Determination of temperature rise during high strain rate deformation, *Mech. Mater*. 1998, 27(1): 1-12.

[Kol12] Kolopp, A. Impact sur structures sandwiches pour application de blindage aéronautique. *Thesis*, 2012.

[Kyo94] Kyokai, N. K. Testing Methods for Interlaminar Fracture Toughness of Carbon Fibre Reinforced Plastics. *Japanese Standards Association*, 1994

[Lade86] Ladevèze, Pierre: Sur la mécanique de l'endommagement des matériaux composites. In: *JNC5*. Paris, 1986

[LadLe92] Ladevèze P. et LeDantec E. (1992) Damage modelling of the elementary ply for laminated composites, *Composites Science and Technology*, vol.43, no.3, pp.257-267

[Lau05] Laurin F. Approche multiéchelle des mécansimes de ruine progressive des matériaux stratifiés et analyse de la tenue de structures composites, *Thèse de doctorat de l'Université de Franche- Comté*, Onera, 2005.

[Lau07] Laurin F., Carrère N., Maire J.-F. A multiscale progressive failure approach for composite laminates based on thermodynamical viscoelastic and damage models, *Composites: Part A*, vol. 38, pp. 198-209, 2007.

[LeHa16] Leopold C., Harder S.: Influence of 90° layer thickness on damage initiation and propagation in CFRP cross ply laminates. *European Conference on Composite Materials, 2016*

[Lev98] Lévêque D., "Analyse de la tenue au délaminage des composites stratifiés: identification d'un modèle d'interface interlaminaire". *Thèse de doctorat*, Cachan - Ecole Normale Supérieur de Cachan, 1998.

[LiCh16] Li N., Chen P. H.: Micro-macro FE modelling of damage evolution in laminated composite plates subjected to low velocity impact. *Compos. Struct,* 2016

[LiLa01] Li ZH, Lambros J. Strain rate effects on the thermomechanical behavior of polymers, *Int. J. Sol. Struc.* 2001, 38(20): 3549-3562.

[Lisl13] T. Lisle, C. Bouvet, M.L. Pastor, P. Margueres, R. Prieto Corral, Damage analysis and fracture toughness evaluation in a thin woven composite laminate under static tension using infrared thermography, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Volume 53, 2013, Pages 75-87

[Lisl14] T. Lisle : Analyse par thermographie infrarouge de l'endommagement des structures composites sous sollicitations quasi-statiques, Univeristé de Toulouse, 2014

[Lisl15] T. Lisle, C. Bouvet, N.Hongkarnjanakul, M.L. Pastor, S. Rivallant, P. Margueres, Measure of fracture toughness of compressive fiber failure in composite structures using infrared thermography, *Composites Science and Technology*, Volume 112, 2015, Pages 22-33

[Liu88] Liu D. Impact-induced delamination – a view of bending stiffness mismatching. *Journal of Composite Materials*, vol. 22, p. 674-692, 1988.

[Liu93] Liu S., Kutlu Z. et Chang F.-K. Matrix cracking and delamination in laminated composite beams subjected to a transverse concentrated line load. *Journal of Composite Materials*, vol. 27, p. 557-584, 1993.

[LPRI12] Laffan, M.J. ; Pinho, S.T. ; Robinson, P. ; Iannucci, L. ; McMillan, A.J.: Measurement of the fracture toughness associated with the longitudinal fibre compressive failure mode of laminated composites. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* vol. 43, Elsevier Ltd (2012), Issue. 11, pp. 1930–1938

[Luo95] Luong, M. (1995). Infrared thermographic scanning of fatigue in metals. *Nuclear Engineering and Design*, 158(2–3):363–376.

[MaDa99] Martin, R. H. ; Davidson, B. D.: Mode II fracture toughness evaluation using four point bend, end notched flexure test. In: *Plastics, Rubber and Composites* vol. 28 (1999), pp. 401–406

[Math10] Hautier M: Analyse des réparations des matériaux composites: mise en oeuvre d'un procédé par infiltration et étude du comportement mécanique, *Thèse de l'université de Toulouse*, 2010

[MoGM97] de Moura, M.F.S.F ; Gonçalves, J.P.M ; Marques, A.T.: Modeling Compression Failure after Low Velocity Impact on Laminated Composites Using Interface Elements. In: *Journal of Composite Materials* vol. 31 (1997), Issue. 15, pp. 1462–1479

[MoGo04] de Moura, M.F.S.F ; Gonçalves, J.P.M: Modelling the interaction between matrix cracking and delamination in carbon–epoxy laminates under low velocity impact. In: *Composites Science and Technology* vol. 64 (2004), Issue. 7-8, pp. 1021–1027 — ISBN 3512250815

[Mon00] Monerie Y.: Fissuration des matériaux composites : rôle de l'interface fibre/matrice. *Thèse de doctorat*, Université Aix-Marseille II (Marseille), 2000.

[MoPe07] de Morais, A. et Pereira, A. (2007). Application of the effective crack method to mode i and mode II interlaminar fracture of carbon/epoxy unidirectional laminates. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 38(3):785–794.

[Nasa82] NASA: standard tests for toughened resin composites, 1982

[Nee87] Needleman A., A continuum model for void nucleation by inclusion debonding. *Journal of applied mechanics*, vol. 54, p. 525-531, 1987.

[Obr97] O'Brien K. Composite Interlaminar Shear Fracture Toughness GIIc: shear measurement or sheer myth. *Tech. Memorandum*, NASA, 1997.

[Ostr14] Ostre, Benjamin: Etude des impacts sur chant appliqués à des structures composites dans l'aéronautique, *Université de Toulouse*, 2014

[Pas07] Pastor, M.-L. (2007). Contibution à l'étude en fatigue de structures en aluminium renforcées par patchs composites. *Thèse de doctorat, Université Blaise Pascal - Clermont II*.

[Peti05] Petit, Sandrine: Contribution à l'étude de l'influence d'une protection thermique sur la tolérance aux dommages des structures composites des lanceurs, *thèse de l'Ecole Nationale Supérieure de l'Aeronautique et de l'Espace*, 2005

[PeMo04] Pereira, A. et de Morais, A. (2004a). Mode I interlaminar fracture of carbon/epoxy multidirectional laminates. *Composites Science and Technology*, 64(13-14):2261– 2270.

[PeMo04b] Pereira AB, Morais AB, Marques AT, CastroPT. Mode II interlaminar fracture of carbon / epoxy multidirectional laminates, *Comp. Sci. Tech*. 2004, 64: 1653–1659.

[PiIR06a] Pinho, S.T. ; Iannucci, L. ; Robinson, P.: Physically based failure models and criteria for laminated fibre-reinforced composites with emphasis on fibre kinking. Part II: FE implementation. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* vol. 37 (2006), Issue. 5, pp. 766–777

[Pin05] Pinho, S.T., Modelling failure of laminated composites using physically-based failure models. *Ph.D Thesis*, Department of Aeronautics, Imperial College London, U.K., 2005.

[PiRI06] Pinho, S.T. ; Robinson, P. ; Iannucci, L.: Fracture toughness of the tensile and compressive fibre failure modes in laminated composites. In: *Composites Science and Technology* vol. 66 (2006), Issue. 13, pp. 2069–2079

[Pol96] Polaha J. J., Davidson B. D., Hudson R. C., Pieracci A., "Effects of mode ratio, ply orientation and precracking on the delamination toughness of a laminated

composite". *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, vol. 15, p. 141- 173, 1996.

[Pon07] Poncelet, M. (2007). Multiaxialié, hétérogénéités intrinsèques et structurales des essais d'auto-échauffement et de fatigue à grand nombre de cycles. *Thèse de doctorat, Ecole Normale Supérieure de Cachan*.

[Prom06] Prombut P, Michel L, Lachaud F., Barrau JJ. Delamination of multidirectional composite laminates at 0°/Theta° ply interfaces, *Eng. Frac. Mech*. 2006, 7(16): 2427-2442.

[Prom07] Prombut, P.: *Caractérisation de la propagation de delaminage des stratifies composites multidirectionnels, Ph.D.*, DMSM, ISAE Université de Toulouse, 2007

[Rab68] Rabotnov, Y. N. (1968). Creep rupture. *XII International Congress on Applied Mechanics*, Stanford.

[Ram14] Ramakrishnan, R.K., Impact behaviour of sandwich structures with nanoparticle re-inforced composite face sheets. *Ph.D., Ecole nationale supérieure d'arts et métiers* - ENSAM, 2014.

[Ray96] Rayleigh, J. W. S. B. The theory of sound, vol. 2, Macmillan, 1896.

[Ree92] Reeder J. R., An evaluation of mixed-mode delamination failure criteria. *NASA Technical Memorandum 104210*, 1992.

[ReWi94] Renault, Michel ; Wielgosz, C.: Compression après impact d'une plaque stratifiée — Compression après impact d'une plaque stratifiée: étude expérimentale et modélisation éléments finis associée, 1994

[RiBH13] Rivallant, Samuel ; Bouvet, Christophe ; Hongkarnjanakul, Natthawat: Failure analysis of CFRP laminates subjected to compression after impact: FE simulation using discrete interface elements. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* vol. 55, Elsevier Ltd (2013), pp. 83–93

[Rice68] Rice J. R., A Path Independent Integral and the Approximative Analysis of Strain Concentration by Notches and Cracks. *Journal of applied mechanics*, vol. 35, p. 379-386, 1968.

[Rit99] Rittel D. On the conversion of plastic work to heat during high strain rate deformation of glassy polymers. *Mech. Mat.* 1999, 31(2): 131-139.

[RiWi96] Richardson, M. O. W. ; Wisheart, M. J.: Review of low velocity impact properties of composite materials. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* vol. 27 (1996), pp. 1123–1131

[Rob92] Robinson P., Song D. Q.: A modified DCB specimen for mode I testing of multidirectional laminates. *Journal of composite materials*, vol. 26, p. 1554- 1577, 1992.

[RoRi00] Rosa, G. L. et Risitano, A. (2000). Thermographic methodology for rapid determination of the fatigue limit of materials and mechanical components. *International Journal of Fatigue*, 22(1):65–73.

[RuSt85] Russell, A. J. ; Street, K. N.: Moisture and Temperature Effects on the Mixed-Mode Delamination Fracture of Unidirectional Graphite/Epoxy. In: JOHNSON, W. S. (ed.): *Delamination and Debonding of Materials*. Philadelphia : ASTM STP 876, 1985, pp. p. 349–370

[RuSt87] Russell AJ and Street KN. The Effect of Matrix Toughness on Delamination: Static and Fatigue Fracture Under Mode II Shear Loading of Graphite Fiber Composites. *Tough. Comp.* 1987, ASTM STP 937: 275–294.

[RybKa77] Rybicki E. F., Kanninen M. F., A Finite Element Calculation of Stress Intensity Factors by Modified Crack Closure Integral. *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 9, p. 931-938, 1977.

[San05] Sanchez-Saez, S., Barbero, E., Zaera, R., Navarro, C.: Compression after impact of thin composite laminates. *Composites Science and Technology*. 65(13), 1911–1919 (2005)

[Sch08] Schlosser, P. (2008). Influence des aspects mécaniques et thermiques sur les mécanismes de déformation d'alliages NiTi. *Thèse de doctorat, Université Joseph Fourier de Grenoble* - Grenobles Universités.

[Ser16] Serra, J.; Etude expérimentale et numérique de la propagation de coupure sur des stratifiés composites soumis à des chargements complexes, *thèse de l'Université de Toulouse,* 2016

[Shi14] Shi, Y., Pinna, C., & Soutis, C. (2014). Modelling impact damage in composite laminates: A simulation of intra- and inter-laminar cracking. *Composite Structures*, 114(1), 10–19.

[ShSS12] Shi, Y. ; Swait, T. ; Soutis, C.: Modelling damage evolution in composite laminates subjected to low velocity impact. In: *Composite Structures* vol. 94, Elsevier Ltd (2012), Issue. 9, pp. 2902–2913

[Smi87] Smiley AJ and Pipes RB. Rate sensitivity of mode II interlaminar fracture toughness in graphite/epoxy and graphite/peek composite materials. *Comp. Sci. Tech.* 1987, 29:1-15.

[SoCu96] Soutis, C. ; Curtis, P.T.: Prediction of the post-impact compressive strength of cfrp laminated composites. In: *Composites Science and Technology* vol. 56 (1996), Issue. 6, pp. 677–684

[SoCu00] Soutis C, Curtis PT. A method for predicting the fracture toughness of CFRP laminates failing by fibre microbuckling. *Composites Part A: Appied Science and Manufactering* 2000;31:733–40.

[Son11] Metoui, S. Separated representations for the multiscale simulation of the mechanical behavior and damages of composite materials,*Thèse de doctorat,* Ecole Nationale Supérieure d'Arts et Métiers.

[Sou05] Soumahoro, Z. (2005). Etude du couplage thermomécanique dans la propagation dynamique de fissure. *Thèse de doctorat, Ecole Polytechnique*.

[StRho79] Starnes J.H., Rhodes M.D., Williams J.G.: Effect of impact damage and holes on the compressive strength of a graphite/epoxy laminate, Non-destructive evaluation and flaw criticality for composite materials, *ASTM STP* 696, 1979, pp 145-171.

[Sun95] Sun C.T., Jih C.J. Quasi-static modeling of delamination crack propagation in laminates subjected to low-velocity impact. *Composites Science and Technology*, vol. 54, p. 185-191, 1995.

[Sun97] Sun C.T. An analytical method for evaluation of impact damage energy of laminated composites. *Composite Materials: Testing and Design* (Fourth conference), ASTM STP 617, American Society for Testing and Materials, p. 427-440, 1977.

[TaQui34] Taylor, G. I. et Quinney, H. (1934). The latent energy remaining in a metal after cold working. *Proceedings of the Royal Society A : Mathematical, Physical and Engineering Sciences*, 143(849):307–326.

[Tro13]Trousset, E. (2013). Prévision des dommages d'impact basse vitesse et basse énergie dans les composites à matrice organique stratifiés. *PhD thesis*, École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers - Centre d'Angers. 68

[Tve90] Tvergaard V., Effect of fiber debonding in a whiskerreinforced metal. *Material Science and Engineering A*, vol. 125, p. 203-213, 1990.

[TTBL94] Tropis, A. ; Thomas, M. ; Bounie, J. L. ; Lafon, P.: Certification of composite outer wing of the ATR72. In: *Journal of Aerospace Engineering, Proceeding of the Institution of Mechanical Engineers Part G* vol. 209 (1994), pp. 327–339

[Vand11] Vandellos, T.: Développement d'une stratégie de modélisation du délaminage dans les structures composites stratifiées, Université de Bordeaux 1, 2011

[ViCB13] Vieille, B. ; Casado, V.M. ; Bouvet, C.: About the impact behavior of woven-ply carbon fiber-reinforced thermoplastic- and thermosetting-composites: A comparative study. In: *Composite Structures* vol. 101, Elsevier Ltd (2013), pp. 9–21

[WaNM09] Wang, W.-X., Nakata, M., Takao, Y. et Matsubara, T. Experimental investigation on test methods for mode II interlaminar fracture testing of carbon fiber reinforced composites. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 40(9):1447–1455, 2009.

[Wat02] Wattrisse, B., Muracciole, J.-M. et Chrysochoos, A. (2002). Thermomechanical effects accompanying the localized necking of semi-crystalline polymers. *International Journal of Thermal Sciences*, 41(5):422–427.

[Wei74] Weichert, R. et Schönert, K. (1974). On the temperature rise at the tip of a fast running crack†. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 22(2):127–133.

[Wei78] Weichert R, Schonert K. Heat generation at the tip of a moving crack, J. *Mech. Phys. Sol.* 1978, 26(3): 151–161.

[With84] Withcomb, J D: Analysis of an instability-related growth of a through width delamination, 1984

[WoSto01] Woodward MR, Stoven R. Damage Tolerance. In: *ASM Handbook Volume 21 Composites*, 2001.

[Yok10] Yokoyama N.O., Donadon M.V., de Almeida S.F.M. A numerical study on the impact resistance of composite shells using an energy based failure model. Composite Structures, vol. 93, p. 142-152, 2010.

[Zae13] Zaera, R., Rodríguez-Martínez, J. et Rittel, D. (2013). On the taylorquinney coefficient in dynamically phase transforming materials. application to 304 stainless steel. *International Journal of Plasticity*, 40(0):185–201.

[Zeh98] Zehnder A, Babinsky E, Palmer T. Hybrid method for determining the fraction of plastic work converted to heat, Exp. Mech. 1998, 38(4): 295-302.

MÉTHODOLOGIE EXPÉRIMENTALE ET NUMÉRIQUE POUR LA TENUE RÉSIDUELLE POST IMPACT DES STRUCTURES COMPOSITES À MATRICE THERMOPLASTIQUE

RÉSUMÉ :

Les composites thermoplastiques sont de plus en plus privilégiés dans les structures aérospatiales au vue de leur tolérance aux dommages améliorée par rapport aux résines thermodurcissables. Néanmoins, ils restent sensibles à l'impact car il produit des endommagements complexes au sein du matériau, dont le délaminage est le plus critique. La propagation de ces endommagements en compression après impact (CAI) entraîne une réduction de la tenue résiduelle. D'abord, des essais ENF ont été menés afin de déterminer la ténacité interfaciale par le biais de la méthode de la complaisance et de la technique de thermographie infrarouge. Ensuite, l'essai « Short Beam Shear » est proposé afin d'investiguer le couplage entre la fissuration matricielle et le délaminage. L'effet de la vitesse de sollicitation a été également étudié. La valeur de ténacité mesurée semble indépendante à la vitesse de sollicitation car, lors des essais réalisés, la propagation est instable. Ensuite, le comportement d'une éprouvette académique été étudié à l'aide du « Discrete Ply Model » (DPM) permettant d'enchaîner la simulation d'impact et de CAI. Ce modèle est basé sur une approche semi-discrète modélisant le délaminage et la fissuration matricielle par des éléments cohésifs, permettant de prendre en compte le couplage entre ces deux endommagements. Une vaste campagne d'essais expérimentaux d'impact et de CAI a été mise en place sur quatre empilements différents impactés à trois niveaux d'énergie. Le modèle DPM a prouvé sa capacité à prédire correctement les endommagements d'impact et de CAI. Finalement, afin de se rapprocher des conditions de structures réelles, le comportement en compression après impact d'une plaque trouée a été investigué.

Mots clés : Composite, endommagement, impact, thermographie infrarouge

EXPERIMENTAL AND NUMERICAL ANALYSIS OF THE RESIDUAL STRENGTH OF IMPACTED THERMOPLASTIC COMPOSITES

ABSTRACT :

High-performance thermoplastic composite have been increasingly used in aerospace applications because of their advantageous mechanical properties. Nevertheless, impact damage leads to significant reduction in structure compressive strength although damage may remain unnoticed. Delamination is the most critical damage. Short Beam Shear (SBS) test has been proposed to reproduce impact damage chronology and characterize delamination toughness. Infrared thermography is used for local measuring of fracture toughness in this unclassical test showing unstable fracture growth. Mode II fracture toughness (G_{IIC}) values are comprised between 0.9 and 1.7 N/mm and there was no influence of the loading rate in G_{IIC} values. Discrete Ply Model (DPM) is therefore used to model impact and compression after impact tests on laminated composite structures. Tests have been conducted in order to validate DPM capacity to capture the effects of progressive damage and failure. Impact damage and specimen's compressive strength is well predicted by DPM. CAI damage propagation is driven by the buckling of the structure. DPM is finally employed to study impact on an industrial sample with a large diameter hole. Impact damage correlates with tests but buckling is difficult to estimate, meaning that rupture of the specimen does not correlate to tests. Nevertheless, DPM shows a good ability to predict damage in thermoplastic composite.

Keywords : Composite, damage modeling, impact, infra-red thermography

ARTS ET MÉTIERS ParisTech

ParisTech INSTITUT DES SCIENCES ET TECHNOLOGIES PARIS INSTITUTE OF TECHNOLOGY