



**HAL**  
open science

**Caractérisation et modélisation des interfaces dans les  
composites organiques stratifiés à haute température :  
Application à la tenue au feu des structures  
aéronautiques**

Juan Pablo Márquez Costa

► **To cite this version:**

Juan Pablo Márquez Costa. Caractérisation et modélisation des interfaces dans les composites organiques stratifiés à haute température : Application à la tenue au feu des structures aéronautiques. Autre. ISAE-ENSMA Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et d'Aérotechnique - Poitiers, 2021. Français. NNT : 2021ESMA0004 . tel-03184780

**HAL Id: tel-03184780**

**<https://theses.hal.science/tel-03184780>**

Submitted on 29 Mar 2021

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

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

# THESE

Pour l'obtention du Grade de  
DOCTEUR DE L'ECOLE NATIONALE SUPERIEURE DE MECANIQUE ET  
D'AEROTECHNIQUE  
(Diplôme National – Arrêté du 25 mai 2016)

Ecole Doctorale :  
Sciences et Ingénierie en Matériaux, Mécanique, Energétique

Secteur de Recherche : Mécanique des solides, des matériaux, des structures et des surfaces

Présentée par :

Juan Pablo Márquez Costa

\*\*\*\*\*

CARACTÉRISATION ET MODÉLISATION DES INTERFACES DANS LES COMPOSITES  
ORGANIQUES STRATIFIÉS À HAUTE TEMPÉRATURE – APPLICATION À LA TENUE  
AU FEU DES STRUCTURES AÉRONAUTIQUES

\*\*\*\*\*

Directeur de thèse : Damien Halm

Co-encadrant : Cédric Huchette

\*\*\*\*\*

Soutenue le 1<sup>er</sup> février 2021

devant la Commission d'Examen

\*\*\*\*\*

## JURY

**Président :**

Christophe Bouvet, Professeur, ICA – ISAE-Supaéro

**Rapporteurs :**

Rafael Estevez, Professeur, SIMaP – Université Grenoble-Alpes

Benoît Vieille, Professeur, GPM – INSA Rouen

**Membres du jury :**

Anita Catapano, Maître de Conférences, I2M – Bordeaux INP

Damien Halm, Professeur, Institut Pprime – ISAE-ENSMA

Cédric Huchette, Ingénieur Chercheur, DMAS, ONERA, Université Paris Saclay

Vincent Legrand, Maître de Conférences HDR, GeM – Université de Nantes

Gillian Leplat, Ingénieur Chercheur, ONERA / DMPE, Université de Toulouse



## REMERCIEMENTS

Ces trois années de thèse à l'ONERA ont été très gratifiantes à la fois professionnellement et aussi personnellement, en raison de la qualité technique et humaine au sein de l'Unité Modélisation et Caractérisation Mécaniques des Composites (MC<sup>2</sup>) du Département des Matériaux et Structures (DMAS), où j'ai pu mener mes travaux de recherche. En raison de la magnitude d'une telle expérience pour moi, je me sens obligé de remercier ceux qui ont collaboré d'une manière ou une autre à ma formation comme docteur. Tout d'abord, je tiens à remercier Frédéric Laurin, directeur d'unité, pour son accueil au sein du groupe et pour être toujours disponible à me faire des retours autour de mes travaux et de mes conférences. Également, je remercie Jean-François Maire, ancien directeur du département, qui s'est montré toujours intéressé à mes avancements malgré son emploi du temps chargé.

Je voudrais remercier Christophe Bouvet d'avoir accepté de présider mon jury de thèse. J'exprime ma reconnaissance aux membres du jury, Rafael Estevez et Benoît Vielle pour avoir accepté de rapporter mes travaux. Leurs rapports de thèse m'ont permis d'améliorer mes connaissances autour de la thématique de la tenue au feu ainsi que la mécanique et la rupture des matériaux composites. Également, je tiens à remercier Anita Catapano, Vincent Legrand et Gillian Leplat en tant qu'examineur. Leur disponibilité pour cet événement dans une période particulière montre leur enthousiasme pour la recherche, ce que j'apprécie énormément. J'espère que la lecture de mon manuscrit a été agréable aussi bien qu'intéressant. J'ai sincèrement apprécié nos échanges pendant la soutenance, que j'ai trouvés d'une richesse notable et d'une qualité en accord avec les travaux présentés.

Si cette thèse a pu se dérouler dans des bonnes conditions c'est grâce au soutien constant (dans le temps et dans l'espace!) de mon encadrant Cédric Huchette, à qui je tiens de remercier énormément. Il a été capable de garder un bon équilibre entre les consignes initiales de la thèse et la possibilité d'innover ou de tester des voies légèrement différentes, me permettant de progresser comme chercheur. Merci pour me transmettre autant de connaissances scientifiques et techniques, autour de mon domaine de recherche et aussi sur la recherche dans le sens large. Je le remercie pour son sens critique et sa patience quand son cerveau tournait plus vite que le mien (et vice versa) et pour l'attention qu'il a pris, non seulement à mes travaux, mais aussi à l'évolution de mes compétences. Je lui exprime dans ces lignes mon amitié et ma reconnaissance.

Aussi important que mon encadrant, je tiens à remercier énormément mon directeur, Damien Halm, qui reste pour moi un exemple à suivre en tant que chercheur et enseignant. Sa capacité pédagogique excellente (rien à découvrir) ainsi que sa capacité réflexive pour simplifier les problèmes m'ont beaucoup aidé à construire ma propre dynamique de réflexion et d'organisation. J'ai apprécié son suivi continu et adapté à chaque étape d'avancement et sa disponibilité (digne du record!) pour être à l'écoute et analyser soigneusement les différents verrous qu'on a pu affranchir ensemble au cours de la thèse. Qu'il trouve dans ces mots mon admiration ainsi que mon amitié.

Une thèse implique souvent une partie de travail collaboratif à l'aide de la formation comme chercheur. Si bien ma thèse m'a demandé de me focaliser sur un problème en particulier (la caractérisation et modélisation du délaminage en température), j'ai pu profiter de l'expertise de différents collègues qui



ont participé au bon déroulement de ma thèse. Je souligne notamment l'apport de Gillian Leplat, en tant que mon deuxième encadrant. Son expertise concernant les aspects thermiques et les couplages thermomécaniques à travers des différents projets menés à l'ONERA m'ont aidé à mieux comprendre la complexité de notre domaine de recherche et la nécessité de l'aborder selon des axes différents. Je le remercie pour le temps qu'il a pu me dédier concernant les essais expérimentaux, l'analyse des résultats et la préparation des communications.

Également, différents collègues avec des compétences très variées m'ont permis d'élargir les miennes. Je voudrais remercier Antoine Hurmane pour ses conseils aux analyses numériques initiales, ainsi qu'à Patrick Lapeyronnie pour conduire les campagnes d'essais INJECT et me donner les explications nécessaires lors de leur réalisation. Je tiens à remercier Sylvia Feld-Payet pour sa disponibilité à discuter avec moi sur des méthodes de corrélation d'images et son exploitation. Je garde d'elle, son enthousiasme et son attention pour proposer des idées toujours bien adaptées. J'adresse ma gratitude dans ces lignes à François-Henri Leroy, qui s'est montré particulièrement impliqué dans la conception de ma démarche numérique concernant la méthodologie d'identification de la loi cohésive. Grâce à lui, j'ai pu découvrir la subtilité des méthodes inverses appliquées à la mécanique. La mise en pratique de ses propositions (certaines d'entre elles) a été possible à l'aide de Clément Labouffie, que je remercie pour son temps dédié et partagé avec moi afin d'optimiser, -pardonnez-moi la redondance-, mes optimisations.

Sur place ou en télétravail, je me suis toujours senti accompagné par le dynamisme des collègues de l'Unité et de l'ONERA. D'une part, j'ai beaucoup apprécié les échanges avec ceux avec qui j'ai eu la chance de discuter sur certains aspects de mon sujet, ainsi que ceux qui ont été plus éloignés (à cause de moi et de la durée limitée d'une thèse). François-Xavier, Cédric, Jean-François, Martin, Christian, Frédéric, Craig, Juan Manuel, Yahya, Myriam, Laurence, Anne, Céline, Pascal, Johann, Jean-Michel, Jean-Didier ... Qu'ils trouvent dans ces lignes l'expression de ma gratitude. Ces échanges ont souvent commencé par d'autres (aussi pertinents), avec des doctorants et post-doctorants. Clément (encore), Jérémy, Santiago, Jorge, Victor, Thibaut, Yann, Oriane, Cécile, Narindra, Robin, Florent, Salim, Ludovic, Matthieu, Guillaume, Claire, Lander, Stacy, Enrico, Pierre, Florence, Antoine ... Certains déjà docteurs et d'autres en cours, je leur souhaite une belle continuation. En dehors de la recherche, les matchs de football des vendredis avec les collègues ont été la dose de sport parfaite. Merci pour ces pauses et m'avoir laissé gagner tous les matchs pour commencer le week-end motivé. Également, les sorties improvisées dans la semaine avec des collègues de l'Unité ont permis souvent de relaxer certaines journées plus intenses et chargées.

Enfin, je voudrais clôturer avec ceux qui m'ont permis de garder toujours un esprit positif et faire le plein d'énergie pour affronter la journée et les éventuelles difficultés qui peuvent apparaître en trois ans. Merci à mon équipe de voyages et des soirées, Miguel, Rebeca, Julia, Pablo, Yassine, Amar, Vincent, Laura, Ekhi, Paula, Claudia, Anthoni, Léo, Livio, Valentina ... Mario, Coy, Lledó, Pablo, Jesús, Guillermo, Sergio(s), Javier(s), Carlos, Luis Miguel, Borja, Santi (...), qu'ils se sentent impliqués à cet accompagnement également. J'exprime aussi ma sincère gratitude à Valérie, pour sa patience et sa préoccupation, ainsi que pour les bons moments, dont la liste continue à s'élargir. Mes derniers remerciements s'adressent à mon frère Antonio, ma sœur Rosa et à mes parents Antonio et Juana pour m'avoir accompagné et m'avoir toujours transmis leur confiance en moi, en me laissant totale liberté de choix des très jeune pour devenir la personne que je suis aujourd'hui.

# Table des matières

Liste des figures	v
Liste des tableaux	xiii
Nomenclature	xv
Introduction	1
<b>Chapitre I État de l'art sur la tenue au feu des composites stratifiés</b>	<b>7</b>
I.1 Matériaux composites exposés au feu : Certification actuelle dans le secteur aéronautique	8
I.1.1 Généralités sur les matériaux composites et description des phénomènes physiques induits lors d'une agression au feu	9
I.1.2 Approches expérimentales pour la qualification du matériau et de certification des structures	14
I.1.3 Bilan de la certification des structures en matériaux composites dans le secteur aéronautique	17
I.2 Caractérisation des phénomènes thermomécaniques dans les composites stratifiés	17
I.2.1 Caractérisation à l'échelle du matériau	17
I.2.2 Caractérisation plus structurelle	23
I.3 Modélisation de la tenue au feu des composites	24
I.3.1 Échelle de caractérisation et modélisation de la tenue au feu	24
I.3.2 Modélisation de la dégradation thermique	26
I.3.3 Modélisation de la réponse thermomécanique d'un composite soumis à un flux thermique	28
I.3.4 Manques actuels : Vers la prévision du délaminage	38
I.4 Caractérisation expérimentale du délaminage	39
I.4.1 Description du phénomène et essais de caractérisation	39
I.4.2 Mécanismes de rupture d'interface en température et essais associés	43
I.4.3 Bilan sur la caractérisation expérimentale du délaminage	50
I.5 Modélisation numérique du délaminage	51
I.5.1 Principes fondamentaux et techniques de modélisation du délaminage	51
I.5.2 Modèles de zone cohésive	55
I.6 Conclusions et limitations	64
<b>Chapitre II Mise en évidence du comportement du matériau par l'analyse expérimentale et numérique de l'essai INJECT</b>	<b>67</b>
II.1 Présentation et exploitation de l'essai de propagation du délaminage en mode II en température : INJECT	68
II.1.1 Principe de l'essai, instrumentation du banc d'essai et préparation des éprouvettes	68
II.1.2 Protocole de l'essai INJECT en mode II	71
II.1.3 Analyse de l'essai ENF en mode II à différentes températures selon la norme ASTM	72
II.2 Validation de l'essai ENF en température	77
II.2.1 Influence du comportement du pli sur la réponse en mode II	77
II.2.2 Influence de la température sur la propagation du délaminage : Étude numérique	81

II.2.3	Validation des fronts de fissure pour l'analyse de l'essai ENF en température . . . . .	82
II.2.4	Analyse des longueurs de fissure expérimentales de l'essai ENF en température . . . . .	84
II.3	Mise en évidence des effets de la température sur la réponse à l'interface . . . . .	86
II.3.1	Mise en évidence de la nature visqueuse de l'interface . . . . .	86
II.3.2	Mise en évidence des effets d'une <i>Process Zone</i> à l'interface par un analyse expérimentale en déformations . . . . .	87
II.4	Conclusions . . . . .	89
<b>Chapitre III Caractérisation du comportement visqueux des interfaces CMO par dialogue essai-calcul</b>		<b>91</b>
III.1	Développement d'une stratégie de dialogue essai-calcul de type FEMU pour la caractérisation du comportement d'interface en température . . . . .	92
III.1.1	Fondements et intérêt de la FEMU : Justification des hypothèses de modélisation . . . . .	94
III.1.2	Conditions aux limites du modèle local basées sur les données expérimentales . . . . .	101
III.2	Application de la FEMU pour la caractérisation du comportement d'interface apparent en absence d'endommagement . . . . .	106
III.2.1	Justification du choix d'un critère de comparaison des données et formulation du résidu . . . . .	107
III.2.2	Réponse mécanique apparente de l'interface en mode II en fonction de la température obtenue par identification inverse . . . . .	112
III.2.3	Retour sur les hypothèse de modélisation : vers la modélisation de l'endommagement	115
III.3	Conclusions . . . . .	119
<b>Chapitre IV Identification d'une loi d'interface dépendante de la température</b>		<b>121</b>
IV.1	Justification du besoin d'un modèle cohésif pour la modélisation de l'endommagement à l'interface . . . . .	122
IV.1.1	Apport du modèle de zone cohésive et représentativité de la réponse à l'interface . . . . .	122
IV.1.2	Hypothèses de modélisation et d'identification du modèle en température . . . . .	124
IV.2	Développement d'une stratégie de dialogue essai-calcul de type FEMU pour la caractérisation de la réponse endommageable d'interface en température . . . . .	128
IV.2.1	Critère de comparaison entre les données expérimentales et numériques . . . . .	128
IV.2.2	Formulation du problème d'identification inverse et traitement des données . . . . .	128
IV.2.3	Nécessité d'une approche multi-objectif . . . . .	135
IV.2.4	Réduction de l'incertitude d'identification par une étude de sensibilité . . . . .	137
IV.3	Application de la FEMU pour l'identification d'une dépendance à la température des paramètres du modèle . . . . .	140
IV.3.1	Identification des paramètres de la loi d'interface en mode II en fonction de la température . . . . .	141
IV.3.2	Évaluation de la robustesse de l'identification : Conséquences sur la réponse mécanique à l'interface . . . . .	145
IV.4	Conclusions . . . . .	147
<b>Chapitre V Confrontation du modèle d'interface à l'analyse de l'amorçage du délaminage sous chargement thermique laser</b>		<b>149</b>
V.1	Présentation de l'essai BLADE pour l'étude de la propagation du délaminage en température	151
V.1.1	Montage du banc d'essai et instrumentation . . . . .	151
V.1.2	Protocole d'essai de tenue en température . . . . .	152
V.2	Analyse de la réponse thermo-mécanique et comparaison avec la simulation numérique . . . . .	153
V.2.1	Évaluation des profils du délaminage en fonction de la température mesurée en face arrière . . . . .	153
V.2.2	Évaluation numérique de la mise en évidence d'un couplage thermique et mécanique avec l'apparition du délaminage . . . . .	157

V.3	Développement d'une approche numérique pour la formulation d'un critère d'amorçage du délaminage . . . . .	163
V.3.1	Identification des mécanismes d'activation de la dégradation mécanique des interfaces	163
V.3.2	Approche énergétique à partir des configurations fissurées à l'échelle du pli . . . . .	165
V.3.3	Évaluation des contraintes pour la prévision de l'amorçage à l'échelle du pli . . . . .	168
V.3.4	Retour sur les hypothèses : Validation du critère d'amorçage par comparaison essai-calcul . . . . .	171
V.4	Vers la prévision des performances mécaniques résiduelles des composites soumis au feu .	175
V.4.1	Comparaison entre le critère d'amorçage et les propriétés mécaniques d'interface pour la prévision de la rupture par délaminage en température . . . . .	175
V.4.2	Vers la prévision de la rupture à hautes températures . . . . .	176
V.5	Conclusions sur la prévision du délaminage en température . . . . .	178
	<b>Conclusions et perspectives</b>	<b>181</b>
	<b>Bibliographie</b>	<b>187</b>



# Liste des figures

1	Zone à risque feu dans les structures aéronautiques. De gauche à droite et de haut en bas : (a) Nacelle d'un moteur turbofan, (b) couverture du système APU, (c) siège en cabine, (d) structure de support du rotor anticouple d'hélicoptère, (e) encastrement du moteur dans la voilure d'avion et (f) encastrement du moteur dans le fuselage d'avion [1] . . . . .	1
2	Pyramide d'essais/simulations pour la conception des structures aéronautiques [2] . . . . .	2
3	Scénario des différentes zones d'endommagement par une agression feu et schéma de la tenue résiduelle massique dans l'épaisseur du matériau composite [3] . . . . .	3
I.1	Collision et incendie de deux Boeing 747 dans la piste de l'aéroport de Tenerife. Espagne, 1977 [4] . . . . .	9
I.2	Classification des composites et exemples des renforts et matrices communs dans l'industrie	10
I.3	Schéma du passage de l'échelle des constituants à l'échelle du composite stratifié [5] . . . . .	11
I.4	Schéma des phénomènes thermomécaniques associés à la dégradation thermique d'un composite stratifié soumis au feu [6] . . . . .	11
I.5	Vues des phénomènes thermomécaniques induits par la dégradation thermique d'un composite [3,6] . . . . .	12
I.6	Schéma proposé par FAR25.856(b):2008 and essai réel (DGA Techniques Aéronautiques) de la résistance à la pénétration d'une flamme . . . . .	15
I.7	Principe des mesures couplées TGA et DSC [7] . . . . .	18
I.8	Reproductibilité de la perte de masse relative et du signal DSC dans une atmosphère inerte ou de l'air à 2 K/min, 5 K/min et 10 K/min [8] . . . . .	19
I.9	a. Réponse contrainte-déformation (longitudinale et transverse) en température pour des stratifiés [90] <sub>8</sub> et b. comparaison du module transverse en fonction de la température par DMA et des essais de traction pour des stratifiés [90] <sub>8</sub> . . . . .	20
I.10	a. Réponse contrainte-déformation (cisaillement) en température pour des stratifiés [±45] <sub>4s</sub> et b. comparaison du module de cisaillement en fonction de la température par DMA pour des stratifiés [±45] <sub>4s</sub> . . . . .	21
I.11	Évolution de a. Module de traction et b. Résistance à la traction en fonction du temps d'exposition pour un stratifié composite en fibre de verre et résine polyester exposé à un flux de chaleur de 50 kW/m <sup>2</sup> [9] . . . . .	22
I.12	Évolution de a. Module de compression et b. Résistance à la compression en fonction du temps d'exposition pour un stratifié composite en fibre de verre et résine polyester exposé à un flux de chaleur de 50 kW/m <sup>2</sup> [9] . . . . .	22
I.13	Évolution de a. Module de flexion et b. Résistance en flexion en fonction du temps d'exposition pour un stratifié composite en fibre de verre et résine polyester exposé à un flux de chaleur de 50 kW/m <sup>2</sup> [9] . . . . .	22
I.14	Essai de compression centrée combinée avec l'exposition au flux de chaleur unilatérale pour évaluer la durée de vie des stratifiés composites [10] . . . . .	23
I.15	Temps à la rupture en traction pour des stratifiés en fibre de verre/vinylester, pour différents flux de chaleur [11] . . . . .	24
I.16	Séparation d'échelles pour l'étude de la réaction au feu des composites [12,13] . . . . .	25
I.17	Coupe micrographique visualisant l'endommagement d'un composite stratifié quasi-isotrope soumis à un impact laser [14] . . . . .	25
I.18	Phénomènes physiques associés aux différents niveaux de température [15] . . . . .	28

I.19	Réprésentation de la répartition des poids $\mu_i$ de chaque mécanisme visqueux élémentaire $\xi_i$ en fonction de son temps caractéristique $\tau_i$ [16] . . . . .	30
I.20	Schéma des mécanismes d'endommagement modélisés pour des matériaux composites stratifiés [17] . . . . .	31
I.21	Schéma de principe de l'approche progressive de la rupture pour des composites stratifiés [18] . . . . .	32
I.22	Schéma de l'influence d'un chargement thermique sur un stratifié et explication de l'origine thermique des contraintes internes [19] . . . . .	32
I.23	Modèle micromécanique pour le description de la fracture longitudinale des fibres pour des matériaux composites [20] . . . . .	34
I.24	Courbes de comportement contrainte-déformation pour différentes températures et vitesse de sollicitation pour des éprouvettes T700GC/M21 [ $\pm 45^\circ$ ] <sub>s</sub> [21] . . . . .	35
I.25	Comparaison entre l'expérience et les simulations numériques pour des essais traction transverse et de cisaillement en température [8, 22] . . . . .	36
I.26	Comparaison entre la prévision du modèle et les données expérimentales de la profondeur de l'apparition de l'endommagement (délaminage) en fonction du temps d'exposition pour un composite Carbone / phénolique [23] . . . . .	38
I.27	Modes de rupture purs permettant de décrire le délaminage [24] . . . . .	40
I.28	Essai DCB pour des composites stratifiés [24] . . . . .	41
I.29	Essai ENF pour des composites stratifiés [24] . . . . .	42
I.30	a. Délaminage interpli et b. Fissuration matricielle dans un composite exposé au feu [3] .	44
I.31	Réponse thermique sur la surface non exposée mesurée par thermographie infrarouge. Gauche: cartes de température instantanées à $t = 150$ s. À droite: température extraite au cours du temps à différents endroits du centre du coupon. Influence des nodules carbonisés sur le début d'une fissure de délaminage [14] . . . . .	45
I.32	Influence de la température sur la ténacité à rupture en mode I [25] . . . . .	46
I.33	Dépendance de la ténacité à rupture en mode I à la température et la vitesse de sollicitation [26] . . . . .	47
I.34	Ténacité à rupture en mode I pour différentes températures entre $-196$ °C et $160$ °C [27] .	48
I.35	Evolution de la ténacité en mode I en température avec l'avancement de la longueur de fissure [28] . . . . .	48
I.36	a. Evolution de l'ILSS en fonction de la température et b. Evolution de la résistance au cisaillement interlaminaire pour différentes températures et vitesses de sollicitation [29] .	49
I.37	a. Evolution de la ténacité en mode II en fonction de l'avancement de la fissure à a. température ambiante b. $80^\circ\text{C}$ et c. $-54^\circ\text{C}$ [30] . . . . .	49
I.38	Influence de la température sur la ténacité à rupture en mode II pour des composites carbone/époxy secs et humides en a. mode mixte I/II et b. mode II [31] . . . . .	50
I.39	Schéma de compatibilité d'ouverture/clôture d'une fissure par des éléments finis [32] . .	51
I.40	Schéma des mécanismes de fracture au voisinage de la pointe de fissure [33] . . . . .	52
I.41	Schéma du chemin d'intégration autour d'une singularité pour le calcul énergétique de l'intégrale J [34] . . . . .	53
I.42	Schéma du modèle d'endommagement discrète de zone cohésive sur un cas préfissuré [35] .	55
I.43	Schéma de la modélisation par EF d'un matériau composite avec des éléments volumiques et cohésifs [36] . . . . .	56
I.44	Schéma de la relation entre les déplacements relatifs et les efforts aux noeuds des éléments d'interface [22] . . . . .	56
I.45	Schéma de la représentation de la <i>Process Zone</i> cohésive [36] . . . . .	57
I.46	Schématisation d'un modèle cohésif pour des chargements en mode mixte [24] . . . . .	57
I.47	Formes différentes de la loi d'interface [36] . . . . .	58
I.48	Forme de la loi bilinéaire de rupture de l'interface [37] . . . . .	59
I.49	Dépendance à la vitesse de sollicitation de la ténacité et la résistance d'interface en mode I par des fonctions sigmoïdales et par un modèle cohésive viscoélastique fractionnel [38, 39] .	61

I.50	Loi d'interface d'un modèle cohésif élasto-plastique dépendant de la vitesse de sollicitation [40] . . . . .	61
I.51	Lois cohésives représentatives de la réponse en mode I (gauche) et mode II (droite) d'un adhésif époxy [41] . . . . .	62
I.52	Comparaison des prévisions du modèle avec la réponse expérimentale force-déplacement pour des essais DCB à différentes vitesses de sollicitation [42] . . . . .	62
I.53	Représentation idéalisée d'un solide séparé par une interface soumis à un chargement thermomécanique [43] . . . . .	64
II.1	Schéma de principe de propagation du délaminage en mode II avec introduction de courant électrique [13] . . . . .	69
II.2	Dispositif expérimental et multi-instrumentation du banc INJECT [13] . . . . .	69
II.3	Schéma de positionnement de l'éprouvette de l'essai en mode II d'ENF selon la norme ASTM D7905 [44] . . . . .	70
II.4	Exemple de biseau de 45 mm de long en extrémité d'éprouvette [13] . . . . .	70
II.5	Consigne en puissance (en bleu) et température moyenne (en rouge) associée au cours du temps d'essai INJECT . . . . .	72
II.6	Courbes de calibration et de propagation force-déplacement pour une éprouvette [0] <sub>16</sub> testée à 50 W . . . . .	74
II.7	Comparaison de la réponse macroscopique force-déplacement pour l'ensemble des éprouvettes [0] <sub>16</sub> . . . . .	74
II.8	Comparaison de la réponse macroscopique force-déplacement pour l'ensemble des éprouvettes [0] <sub>8</sub> . . . . .	74
II.9	Détermination des paramètres $m$ et $A$ à partir de l'évolution de la compliance en considérant des longueurs de fissure théoriques. Eprouvettes [0] <sub>16</sub> . . . . .	75
II.10	Détermination des paramètres $m$ et $A$ à partir de l'évolution de la compliance en considérant des longueurs de fissure théoriques. Eprouvettes [0] <sub>8</sub> . . . . .	75
II.11	Dimensions et maillage du problème ENF avec rouleaux . . . . .	78
II.12	Schématisation du comportement des éléments de zone cohésive suivant une loi bilinéaire	78
II.13	Schéma des hypothèses principales de modélisation de l'essai ENF . . . . .	79
II.14	Évolution de la force en fonction du déplacement lors d'un essai ENF pour une éprouvette [0] <sub>16</sub> . Comparaison entre résultats numériques en 3D pour différentes températures et l'essai expérimental à température ambiante . . . . .	80
II.15	Analyse de l'évolution de la compliance en fonction de la longueur de fissure au cube pour différentes températures . . . . .	81
II.16	Évolution de la contrainte de cisaillement à iso-force en pointe de fissure initiale ( $x = 30$ mm). Comparaison entre résultats numériques en 3D pour des températures différentes	82
II.17	Contrainte de cisaillement à iso force en fonction de l'ordonnée $x$ dans la longueur de l'éprouvette. Comparaison entre résultats numériques en 3D pour des différentes températures . . . . .	83
II.18	Champs des dérivées premières de $\log(T)/\log(t)$ à un instant donné pour les éprouvettes [0] <sub>16</sub> et [0] <sub>8</sub> testées sur INJECT . . . . .	84
II.19	Estimation de la ténacité apparente pour deux éprouvettes à 16 plis en fonction de l'évolution <i>apparente</i> de la longueur de fissure estimée à l'aide de l'évolution expérimentale de la compliance . . . . .	87
II.20	Champ de déformation normalisé par la force appliquée (800 N) pour trois essais NPC dans des éprouvettes [0] <sub>16</sub> à des température différentes (températures moyennes stabilisées au cours du chargement et avant la propagation du délaminage) . . . . .	88
II.21	Évolution du glissement à l'interface normalisé par la force appliquée pour deux essais NPC dans des éprouvettes [0] <sub>8</sub> à l'ambiante et en température [45] . . . . .	89



III.1	Comparaison entre l'évolution du glissement mesuré et du cisaillement estimé à l'interface par simulation numérique en fonction de son abscisse pour une éprouvette de 16 plis à température ambiante [46] . . . . .	93
III.2	Diagramme de flux pour schématiser la démarche d'identification des paramètres par FEMU . . . . .	94
III.3	Schéma d'application de la FEMU dans le cas ENF pour interagir entre les données expérimentales et la simulation numérique du modèle locale . . . . .	95
III.4	Comparaison entre deux options de modélisation du zoom structural de l'éprouvette pré-fissurée . . . . .	96
III.5	Validation de l'estimation du flux de force par le modèle local en appliquant des conditions limites en déplacement aux bords issus d'une simulation numérique de l'essai ENF par un modèle macroscopique . . . . .	97
III.6	Influence du module de cisaillement sur le flux de force estimé par des simulations du modèle locale en appliquant des conditions limites en déplacements (essai NPC à température ambiante sur une éprouvette à 16 plis) . . . . .	98
III.7	Résidu sur le champ de déplacement par rapport à une solution de référence ( $G_{lt} = 3700$ MPa) pour des simulations du modèle locale en appliquant des conditions limites en déplacements et différents module de cisaillement (essai NPC à température ambiante sur une éprouvette à 16 plis correspondant à une charge de 1000 N) . . . . .	98
III.8	Domaine de simulation et région de comparaison définies dans le modèle locale . . . . .	99
III.9	Différents domaines de simulation numérique selon l'application des conditions aux limites	99
III.10	Influence de la position $x_0$ de la condition limite la plus proche de la singularité ( $x_0 = a_0 - 0.5$ mm et $x_0 = a_0 - 2$ mm) sur les écarts des champs de déplacement et le flux de force par rapport à une configuration de référence avec $x_0 = a_0$ mm . . . . .	100
III.11	Contrainte de cisaillement le long de l'interface $\tau_{xy}$ pour trois instants du temps dépendant de la position de la condition en déplacement en $x_0$ . . . . .	100
III.12	Influence de la taille longitudinale et transversale des éléments sur la contrainte de cisaillement à l'interface $\tau_{xy}$ le long de l'interface pour une force appliquée de 1000 N . . . . .	101
III.13	Champ de température et influence de la dilatation thermique induite sur les champs de déplacement longitudinal et hors plan à la fin du chargement thermique pour une éprouvette $[0]_{16}$ chauffée à 105 °C - 80 W . . . . .	102
III.14	Coefficients de dilatation thermique transverse et hors plan (linéaires avec la température) mesurés pour différentes éprouvettes pour le matériau d'étude T700GC/M21 [8] . . . . .	103
III.15	Champ de déplacement longitudinal obtenu entre deux images par des techniques différentes de CIN : VIC-2D (gauche), Folki2D (centre) et DeepFlow (droite) . . . . .	103
III.16	Champ de déplacement longitudinal en fonction de l'ordonnée $y$ dans l'épaisseur de l'éprouvette obtenu entre deux images par des techniques différentes de CIN (VIC-2D, Folki2D et DeepFlow) avec la prise en compte ou pas d'une actualisation temporelle de l'image de référence . . . . .	104
III.17	Mouchetis généré numériquement puis déformé par des champs de déplacement numériques issus du modèle macroscopique 3D . . . . .	105
III.18	Erreur de mesure par CIN sur l'estimation du glissement dans un champ fissure à fort gradient de cisaillement. Erreurs de l'ordre de $10^{-4}$ mm ( $\sim 10^{-2}$ px) à l'exception des proximités de l'interface (erreurs de l'ordre de $10^{-3}$ mm, donc $\sim 10^{-1}$ px) . . . . .	105
III.19	Traitement des conditions limites en présence d'une singularité ou pas issues des mesures de CIN via Folki2D . . . . .	106
III.20	Schéma pour la validation de l'estimation de flux en 2D par la projection des champs de déplacement numériques dans trois sections dans la largeur de l'éprouvette issus d'un calcul macroscopique en 3D. Sections dans le plan de symétrie, sur le bord et sur le plan médian . . . . .	107
III.21	Comparaison du flux de force entre le modèle global 3D et le modèle 2D local . . . . .	108

III.22	Comparaison des champs de déplacement locaux (à un instant donné correspondant à une force appliquée de 600 N) entre la modélisation macroscopique 3D et la modélisation locale 2D pour trois sections différentes de l'éprouvette . . . . .	109
III.23	Vérification de la robustesse du métamodèle (pour une carte) par les graphiques de dispersion des composantes principales et les écarts des champs de déplacement pour une éprouvette [0] <sub>16</sub> à 110 °C - 80 W . . . . .	111
III.24	Application de la méthode FEMU pour l'obtention de la réponse mécanique à l'interface	112
III.25	Caractérisation du comportement d'interface en considérant un comportement élastique des plis pour un matériau composite [0] <sub>16</sub> (températures moyennes pendant la phase de chargement) . . . . .	113
III.26	Caractérisation du comportement d'interface en considérant un comportement élastique des plis pour un matériau composite [0] <sub>8</sub> (températures moyennes pendant la phase de chargement) . . . . .	113
III.27	Comparaison des réponses d'interface en température en considérant un comportement élastique des plis pour un matériau composite [0] <sub>16</sub> et [0] <sub>8</sub> . . . . .	114
III.28	Evolution des écarts moyens des champs de déplacements en considérant un comportement élastique des bras pour deux sets des éprouvettes [0] <sub>16</sub> et [0] <sub>8</sub> . . . . .	116
III.29	Caractérisation du comportement d'interface en considérant un comportement viscoélastique des bras pour un matériau composite [0] <sub>16</sub> . . . . .	117
III.30	Caractérisation du comportement d'interface en considérant un comportement viscoélastique des bras pour un matériau composite [0] <sub>8</sub> . . . . .	117
III.31	Comparaison des réponses d'interface en température en considérant un comportement viscoélastique des plis pour un matériau composite [0] <sub>16</sub> et [0] <sub>8</sub> . . . . .	118
III.32	Evolution des écarts moyens des champs de déplacements en considérant un comportement viscoélastique des bras pour deux sets des éprouvettes [0] <sub>16</sub> et [0] <sub>8</sub> . . . . .	119
IV.1	Erreurs en déplacement en millimètre (longitudinal à gauche et hors plan à droite) issues de l'identification du comportement d'interface pour deux niveaux de chargement différent pour une éprouvette [0] <sub>16</sub> à température ambiante. Comportement élastique du pli . . . . .	123
IV.2	Erreurs en déplacement en millimètre (longitudinal à gauche et hors plan à droite) issues de l'identification du comportement d'interface pour deux niveaux de chargement différent pour une éprouvette [0] <sub>16</sub> à température ambiante. Comportement viscoélastique du pli . . . . .	123
IV.3	Schéma du maillage permettant l'introduction des éléments de zone cohésive au modèle locale représentatif de l'essai ENF . . . . .	123
IV.4	Saut de déplacement estimé à l'interface en fonction de l'abscisse $x$ pour différentes valeurs de $K_0$ . . . . .	125
IV.5	Écarts numériques en déplacement en pixels (longitudinal en haut et hors plan en bas) entre deux valeurs de $S_c$ (40 MPa et 100 MPa) à deux niveaux de chargement différents (avant et au cours de la mise en place de la <i>Process Zone</i> pour une éprouvette [0] <sub>16</sub> à température ambiante . . . . .	126
IV.6	Écarts numériques en déplacement en pixels (longitudinal en haut et hors plan en bas) entre deux valeurs de $S_c$ (40 MPa et 100 MPa) à deux niveaux de chargement différent (avant et au cours de la mise en place de la <i>Process Zone</i> pour une éprouvette [0] <sub>16</sub> en température (74 °C - 50 W) . . . . .	126
IV.7	Comparaison entre les champs de cisaillement pour deux éprouvettes [0] <sub>16</sub> à deux températures différentes au même niveau de chargement ( $\sim 1000$ N) et avec $S_c = 40$ MPa . .	127
IV.8	Comparaison entre les champs de cisaillement pour deux éprouvettes [0] <sub>16</sub> à deux températures différentes au même niveau de chargement ( $\sim 1000$ N) et avec $S_c = 100$ MPa .	127
IV.9	Évolution du bruit en pixels selon les directions longitudinale (1) et hors plan (2) à partir de leur écart-type en fonction du temps pour une éprouvette [0] <sub>16</sub> à 50 W - 74 °C . . . .	130

IV.10	Évolution du bruit en pixels (transverse en haut et hors plan en bas) entre deux niveaux de chargements différents pour une éprouvette [0] <sub>8</sub> à 50 W - 86 °C . . . . .	131
IV.11	Configuration du problème inverse en pixel ou en millimètre pour l'étude de sensibilité du rapport de conversion pixel/millimètre sur l'identification des paramètres . . . . .	132
IV.12	Sensibilités normalisées des paramètres à identifier ( $G_{lt}$ à gauche et $S_c$ à droite) au rapport de conversion normalisé selon le système d'unités retenu . . . . .	134
IV.13	Raffinement du maillage autour la singularité associé à la modélisation locale représentative de l'essai ENF . . . . .	134
IV.14	Problématique de l'approche mono-objectif : Différence entre un optimum global et des optima locaux [47] . . . . .	135
IV.15	Vérification numérique de la robustesse du métamodèle et évaluation du plan d'expérience et de son métamodèle sur un cas expérimental pour une éprouvette [0] <sub>16</sub> à 74 °C - 50 W . . . . .	137
IV.16	Exemple du front de Pareto et domaines de Pareto pour un problème de minimisation de deux objectifs [47] . . . . .	138
IV.17	Distribution spatiale des sensibilités (des champs de déplacement transverse en haut et hors plan en bas) par rapport à $G_{lt}$ évaluée à deux niveaux de chargements différents pour une éprouvette [0] <sub>8</sub> à 50 W - 86 °C . . . . .	139
IV.18	Distribution spatiale des sensibilités (des champs de déplacement transverse en haut et hors plan en bas) par rapport à $S_c$ évaluée à deux niveaux de chargements différents pour une éprouvette [0] <sub>8</sub> à 50 W - 86 °C . . . . .	139
IV.19	Schéma d'optimisation pour l'identification du module de cisaillement $G_{lt}$ et de la résistance d'interface $S_c$ par un approche multi-objectif . . . . .	140
IV.20	Front de Pareto obtenu par méthode inverse multi-objectif pour une éprouvette [0] <sub>16</sub> à 50 W - 74 °C . . . . .	141
IV.21	Procédure d'obtention de la solution centré ( $G_{lt}$ et $S_c$ ) dans le domaine des paramètres par une méthode de centrage du <i>convex hull</i> . . . . .	142
IV.22	Évolution du module de cisaillement $G_{lt}$ et de la résistance d'interface $S_c$ en fonction de la température à partir des résultats des éprouvettes [0] <sub>16</sub> et [0] <sub>8</sub> . . . . .	143
IV.23	Réponse contrainte-déformation et évolution du module de cisaillement $G_{12}$ ainsi que de la résistance à rupture $S_{12}$ en fonction de la température issue des essais de traction monotone en température pour des stratifiés $[\pm 45]_{4s}$ [8] . . . . .	144
IV.24	Comparaison des évolutions du module de cisaillement $G_{lt}$ et de la résistance d'interface $S_c$ en fonction de la température issues des identifications inverses pour des essais INJECT (en orange et en vert pour les éprouvettes [0] <sub>16</sub> et [0] <sub>8</sub> respectivement) et celles issues des essais de caractérisation dans le plan dans le cadre du projet <i>Future Sky Safety</i> [8] (en bleu) . . . . .	144
IV.25	Écart en déplacement en pixels (transverse en haut et hors plan en bas) au cours de la mise en place de la <i>Process Zone</i> pour une éprouvette [0] <sub>16</sub> à température ambiante en supposant un comportement élastique ou viscoélastique du pli . . . . .	146
IV.26	Écart en déplacement en pixels (transverse en haut et hors plan en bas) au cours de la mise en place de la <i>Process Zone</i> pour une éprouvette [0] <sub>16</sub> à 80 W - 110 °C en supposant un comportement élastique ou viscoélastique du pli . . . . .	146
V.1	Illustration du montage BLADE [48, 49] . . . . .	151
V.2	Exemple de l'application d'un flux thermique en surface issu d'un impact laser induisant un flux de chaleur maximal $\Phi_{laser}^{max}$ de 220 kW/m <sup>2</sup> au centre de la plaque (X = 0.04 m, Y = 0.04 m) [14] . . . . .	152
V.3	A gauche : Réponse thermique instantanée à t = 210 s (mesurée par thermographie infrarouge) en face arrière d'une éprouvette QI (16 plis) soumise à un impact laser. A droite : Influence de l'apparition de la fissuration sur l'évolution temporelle de la température en différents points [12] . . . . .	154
V.4	Visualisation de l'endommagement d'un composite stratifié QI (16 plis) soumis à un impact laser [12] . . . . .	154

V.5	Réponse thermique des éprouvettes de 8 plis pour deux stratifications différentes (QI et UD) [8,22] . . . . .	155
V.6	Vue macroscopique par micrographie optique d'une coupe dans le plan médian des éprouvettes QI et UD (8 plis) soumises à un flux laser $\Phi_{laser}^{max}$ de 53.7 kW/m <sup>2</sup> [22] . . . . .	155
V.7	Observations agrandies des régions marquées sur la Figure V.6 pour des éprouvettes QI et UD (8 plis) soumises à un flux laser $\Phi_{laser}^{max}$ de 53.7 kW/m <sup>2</sup> [22] . . . . .	155
V.8	Vue macroscopique par micrographie optique d'une coupe dans le plan médian des éprouvettes QI et UD (8 plis) soumises à un flux laser $\Phi_{laser}^{max}$ de 76.2 kW/m <sup>2</sup> [22] . . . . .	156
V.9	Observations agrandies des régions marquées sur la Figure V.8 pour des éprouvettes QI et UD (8 plis) soumises à un flux laser $\Phi_{laser}^{max}$ de 76.2 kW/m <sup>2</sup> [22] . . . . .	156
V.10	Évolution des propriétés mécaniques du pli en fonction de la température (module transverse et de cisaillement) issues des analyses DMA et des interpolations avec la température suivant l'Équation V.1 . . . . .	158
V.11	Maillage retenu pour la modélisation de la réponse thermomécanique d'un composite stratifié de 8 plis soumis à un impact laser [22] . . . . .	159
V.12	Comparaison des champs de température simulés à 200 s pour des éprouvettes (représentation d'un quart) QI et UD (8 plis) soumises à un flux laser $\Phi_{laser}^{max}$ de 53.7 kW/m <sup>2</sup> [22] . . . . .	159
V.13	Comparaison de l'évolution de la température en face arrière estimée par simulation numérique ou mesurée expérimentalement pour des éprouvettes QI (8 plis) soumises à un flux laser $\Phi_{laser}^{max}$ de 53.7 kW/m <sup>2</sup> et de 76.2 kW/m <sup>2</sup> [22] . . . . .	160
V.14	Comparaison de l'évolution de la température en face arrière estimée par simulation numérique ou mesurée expérimentalement pour des éprouvettes UD (8 plis) soumises à un flux laser $\Phi_{laser}^{max}$ de 53.7 kW/m <sup>2</sup> et de 76.2 kW/m <sup>2</sup> [22] . . . . .	161
V.15	Configuration retenue pour modélisation de la réponse mécanique d'un composite stratifié de 8 plis avec des conditions aux limites en appui simple [22] . . . . .	161
V.16	Champs de contraintes estimés par simulation numérique pour un cas QI (8 plis) à 100 s pour un flux laser $\Phi_{laser}^{max}$ de 76.2 kW/m <sup>2</sup> [22] . . . . .	162
V.17	Champs de contraintes estimés par simulation numérique pour un cas UD (8 plis) à 100 s pour un flux laser $\Phi_{laser}^{max}$ de 76.2 kW/m <sup>2</sup> [22] . . . . .	162
V.18	Comparaison entre le délaminage principal observé par microtomographie et le champ de température simulée en face arrière d'une éprouvette QI (8 plis) soumise à un flux laser $\Phi_{laser}^{max}$ de 76.2 kW/m <sup>2</sup> . . . . .	164
V.19	Comparaison entre le délaminage principal observé par microtomographie et le champ de température simulée en face arrière d'une éprouvette UD (8 plis) soumise à un flux laser $\Phi_{laser}^{max}$ de 53.7 kW/m <sup>2</sup> . . . . .	164
V.20	Superposition du champ thermique estimé (à t = 200 s) et de la coupe micrographique d'une éprouvette UD (8 plis) soumise à un flux laser $\Phi_{laser}^{max}$ de 53.7 kW/m <sup>2</sup> . . . . .	165
V.21	Maillage retenu et division en 8 sous-domaines pour une éprouvette de 8 plis . . . . .	166
V.22	Visualisation de deux configuration d'amorce différentes pour un cas QI à 8 plis. L'amorçage est modélisé par des éléments cohésifs (en rouge) à l'interface d'épaisseur nulle entre deux plis (dont une région de la même taille est soulignée en bleu) . . . . .	167
V.23	Numérotation des plis (en bleu) et des interfaces (en rouge) pour des stratifications à 8 plis . . . . .	167
V.24	Évolution de l'énergie élastique accumulée et du taux de restitution d'énergie incrémental selon le rayon au carré de la surface fissurée pour différentes configurations d'amorce correspondantes à la deuxième interface . . . . .	168
V.25	Contours de la contrainte équivalente et de la température estimés par simulation numérique à deux instants donnés (50 s et 150 s) pour un QI à 8 plis soumis à un flux laser $\Phi_{laser}^{max}$ de 76.2 kW/m <sup>2</sup> . . . . .	169
V.26	Contours de la contrainte équivalente et de la température estimés par simulation numérique à deux instants donnés (50 s et 150 s) pour un UD à 8 plis soumis à un flux laser $\Phi_{laser}^{max}$ de 53.7 kW/m <sup>2</sup> . . . . .	170

V.27	Evolution de la contrainte équivalente maximale à chaque instant et pour chaque interface en fonction de la température pour un QI et un UD à 8 plis soumis à un flux laser $\Phi_{laser}^{max}$ de 76.2 kW/m <sup>2</sup> . . . . .	171
V.28	Coupes 3D et contours des fissurations observées par microtomographie dans une éprouvette QI (8 plis) soumise à un flux laser $\Phi_{laser}^{max}$ de 76.2 kW/m <sup>2</sup> . . . . .	172
V.29	Coupes 3D et contours des fissurations observées par microtomographie dans une éprouvette UD (8 plis) soumise à un flux laser $\Phi_{laser}^{max}$ de 53.7 kW/m <sup>2</sup> . . . . .	172
V.30	Comparaison entre les contours des fissurations observées par microtomographie et les points plus sollicités en cisaillement issus des calculs numériques pour des éprouvettes QI et UD (8 plis) soumises à un flux laser . . . . .	174
V.31	Seuil d'endommagement en cisaillement à l'interface en fonction de la température à partir des valeurs issus de l'analyse des essais INJECT (blue) et des essais BLADE (orange). Evolution du seuil à partir d'une courbe interpolée (vert) suivant l'Expression V.1. Détail du zoom des résultats issus des essais BLADE . . . . .	176
V.32	Champs de pression et de température simulés par MODETHEC à deux instants donnés (100 s et 200 s) dans une éprouvette QI (8 plis) soumise à un flux laser de 76.2 kW/m <sup>2</sup> [50]	177
V.33	Champs de pression et de température simulés par MODETHEC à deux instants donnés (100 s et 200 s) dans une éprouvette QI (8 plis) soumise à un flux laser de 101.2 kW/m <sup>2</sup> [50]	177

# Liste des tableaux

II.1	Consignes en puissance électrique pour chaque éprouvette [0] <sub>16</sub> . . . . .	73
II.2	Consignes en puissance électrique pour chaque éprouvette [0] <sub>8</sub> . . . . .	73
II.3	Détermination de la ténacité à rupture des interfaces en mode II pour l'ensemble des éprouvettes [0] <sub>16</sub> . . . . .	76
II.4	Détermination de la ténacité à rupture des interfaces en mode II pour l'ensemble des éprouvettes [0] <sub>8</sub> . . . . .	76
II.5	Valeurs de références des paramètres matériaux du modèle ENF . . . . .	78
II.6	Valeurs de références des paramètres du modèle cohésif pour la simulation de l'essai ENF . . . . .	78
II.7	Estimation de la pente des courbes $C - a_0^3$ obtenues numériquement à partir des régressions linéaires . . . . .	81
II.8	Détermination de la ténacité à rupture des interfaces en mode II avec l'estimation de $a_0$ par méthode inverse pour l'ensemble des éprouvettes [0] <sub>16</sub> . . . . .	85
II.9	Détermination de la ténacité à rupture des interfaces en mode II avec l'estimation de $a_0$ par méthode inverse pour l'ensemble des éprouvettes [0] <sub>8</sub> . . . . .	86
IV.1	Comparaison des paramètres obtenus par méthode inverse en pixel et leur sensibilité au rapport de conversion pixel/millimètre pour une éprouvette [0] <sub>16</sub> à 74 °C - 50 W . . . . .	133
IV.2	Comparaison des paramètres obtenus par méthode inverse en millimètre et leur sensibilité au rapport de conversion pixel/millimètre pour une éprouvette [0] <sub>16</sub> à 74 °C - 50 W . . . . .	133
IV.3	Bornes des paramètres $G_{lt}$ et $S_c$ des domaines des plans d'expériences pour générer les métamodèles pour chaque éprouvette NPC [0] <sub>16</sub> et [0] <sub>8</sub> . . . . .	136
IV.4	Valeurs <i>moyennes</i> (solution centrées) et incertitudes associées des solution d'identification (Fronts de Pareto) pour les configurations NPC des éprouvettes [0] <sub>16</sub> à différentes températures . . . . .	142
IV.5	Valeurs <i>moyennes</i> (solution centrées) et incertitudes associées des solution d'identification (Fronts de Pareto) pour les configurations NPC des éprouvettes [0] <sub>8</sub> à différentes températures . . . . .	142
V.1	Bilan de la comparaison entre les simulations numériques et la microtomographie pour une éprouvette QI (8 plis) soumise à un flux laser $\Phi_{laser}^{max}$ de 76.2 kW/m <sup>2</sup> . . . . .	173
V.2	Bilan de la comparaison entre les simulations numériques et la microtomographie pour une éprouvette UD (8 plis) soumise à un flux laser $\Phi_{laser}^{max}$ de 53.7 kW/m <sup>2</sup> . . . . .	174





## Abréviations, Acronymes & Sigles

APU	<i>Auxiliar Power Unit</i>
MADMAX	Modèles Aérothermomécaniques de Dégradation de MATériaux compleXes
PhyFire	<i>Physics of Fire</i>
FSS	<i>Future Sky Safety</i>
SuCoHS	<i>Sustainable Cost Efficient High Performance Composite Structures demanding Temperature and Fire Resistance</i>
INJECT	<i>INternal Joule heating for thErmomeChanical characTerization</i>
BLADE	<i>Banc Laser de cAractérisation et DEgradation</i>
MODETHEC	Modèle de DÉgradation THERmique des Composites
EF	Éléments Finis
FAA	<i>Federal Aviation Administration</i>
FAR	<i>Federal Aviation Regulations</i>
CMO	Composite à Matrice Organique
CMC	Composite à Matrice Céramique
CMM	Composite à Matrice Métallique
SBI	<i>Single Burning Item test</i>
MBI	<i>Medium Burning Item test</i>
HRR	<i>Heat Release Rate</i>
MLR	<i>Mass Loss Rate</i>
ADeTheC	Analyse de la Dégradation Thermique des Composites
ATG - TGA	Analyse ThermoGravimétrique - <i>ThermoGravimetric Analysis</i>
CDB - DSC	Calorimétrie Différentielle à Balayage - <i>Differential Scanning Calorimetry</i>
VER	Volume Élémentaire Représentatif
TCS - CLT	Théorie Classique des Stratifiés - <i>Classical Lamination Theory</i>
APR - PFA	Analyse Progressive de la Rupture - <i>Progressive Failure Analysis</i>
MCE - CDM	Mécanique Continue de l'Endommagement - <i>Continuum Damage Mechanics</i>



ILTS	<i>InterLaminar Traction Stress</i>
ILSS	<i>InterLaminar Shear Stress</i>
SBS	<i>Short Beam Shear</i>
DNS	<i>Double Notch Shear</i>
DCB	<i>Double Cantilever Beam</i>
ENF	<i>End-Notched Flexure</i>
CCM	<i>Compliance Calibration Method</i>
NPC & PC	<i>Non-PreCracked &amp; PreCracked</i>
C-ELS	<i>Calibrated End-Loaded Split</i>
MMB	<i>Mixed Mode Bending</i>
CBBM	<i>Compliance-Based Beam Model</i>
FPZ	<i>Fracture Process Zone</i>
UD	<i>UniDirectionnel</i>
QI	<i>Quasi-Isotrope</i>
MELR	<i>Mécanique Élastique Linéaire de la Rupture</i>
VCCT	<i>Virtual Crack Closure Technique</i>
MEPNLR	<i>Mécanique Elasto-Plastique Non-Linéaire de la Rupture</i>
VCE	<i>Virtual Crack Extension</i>
CTOD	<i>Crack Tip Opening Displacement</i>
MZC - CZM	<i>Modèle de Zone Cohésive - Cohesive Zone Model</i>
DDA	<i>Discrete Damage Approach</i>
AMR	<i>Adaptive Mesh Refining</i>
PUM	<i>Partition of Unity Method</i>
DEM	<i>Discrete Element Method</i>
GFEM	<i>Generalized Finite Element Method</i>
EFEM	<i>Embedded Finite Element Method</i>
XFEM	<i>eXtended Finite Element Method</i>
DCZM	<i>Discrete Cohesive Zone Model</i>
IR	<i>InfraRouge</i>
CIN	<i>Corrélation d'Images Numériques</i>
FEMU	<i>Finite Element Model Updating</i>
CTE	<i>Coefficient of Thermal Expansion</i>
SRP	<i>Surface de réponse polynomiale</i>
ACP - PCA	<i>Analyse en Composantes Principales - Principal Component Analysis</i>
OAT	<i>One At Time</i>

## Notations

### Variables des modèles thermiques et de dégradation

$\rho$	Masse volumique
$\rho \vec{v}$	Quantité de mouvement
$q$	Énergie interne
$t$	Temps
$T$	Température
$x$	Distance sous la surface exposée du matériau dans la direction de l'épaisseur
$h, h_g$	Enthalpie du matériau et des gaz de décomposition
$k$	Conductivité thermique
$\dot{m}'_g$	Débit massique des gaz de décomposition
$Q$	Chaleur de réaction par pyrolyse
$\vec{v}_g$	Vitesse de filtration des gaz de décomposition
$K_P$	Perméabilité du matériau
$\mu$	Viscosité du matériau
$P$	Pression du gaz interne
$g$	Accélération gravitationnelle
$\alpha_i$	Dégré de conversion entre deux phases ou deux états du matériau comme conséquence de la transition ou la réaction $i$
$F$	Fraction massique du matériau vierge
$\alpha_v, \alpha_c$	Coefficient de dilatation du matériau à l'état vierge et char
$d_c$	Épaisseur de la couche carbonisée (char) du matériau
$T_g$	Température de transition vitreuse

### Variables du modèle viscoélastique spectral

$\underline{\underline{\sigma}}$	Tenseur (d'ordre 2) des contraintes
$\underline{\underline{\tilde{C}}}$	Tenseur (d'ordre 4) d'élasticité en raideur
$\underline{\underline{\tilde{S}}}$	Tenseur (d'ordre 4) d'élasticité en souplesse
$\underline{\underline{\varepsilon}}$	Tenseur (d'ordre 2) des déformations totales
$\underline{\underline{\varepsilon}}^{th}$	Tenseur (d'ordre 2) des déformations thermiques
$\underline{\underline{\varepsilon}}^{ve}$	Tenseur (d'ordre 2) des déformations visqueuses
$T_0$	Température libre de contrainte
$\underline{\underline{\alpha}}^{th}$	Tenseur des coefficients de dilatation thermique
$\mu_i, \tau_i, \xi_i$	Poids de pondération, temps caractéristique de relaxation et mécanisme visqueux élémentaire $i$
$n_0, n_c$	Paramètres de forme de la distribution gaussienne de le spectre visqueux
$\underline{\underline{\tilde{S}}}^R$	Tenseur (d'ordre 4) effectif de souplesse visqueuse
$\delta_i$	Variables d'endommagement à l'échelle microscopique dont les effets sont traduits au travers du tenseur d'effet visqueux
$\underline{\underline{H}}^{\delta_i}$	Tenseur (d'ordre 4) d'effet visqueux traduisant les effets des micro-dommages
$y_i^n, y_i^t$	Contribution de la force thermodynamique en ouverture et en cisaillement

## Variables du modèle de zone cohésive & Critères de rupture

$Z_t, S_c$	Résistance interlaminaire en ouverture et en cisaillement
$G_{IC}, G_{IIC}$	Ténacité à la rupture interlaminaire en mode I et en mode II
$u_n, u_t$	Déplacement relatif normal en ouverture et en cisaillement tangentiel
$T_n, T_t$	Effort cohésif normal et tangentiel
$[u_n], [u_{t,i}]$	Saut de déplacement pour un chargement normal (mode I) et tangentiel (mode II ou mode III)
$K$	Raideur de l'interface (en traction et en cisaillement)
$K_0$	Raideur initiale de l'interface (en traction et en cisaillement)
$\alpha K$	Raideur de l'interface en compression
$\lambda$	Variable d'endommagement
$f(\lambda)$	Fonction des effets de l'endommagement à l'interface
$\delta, \delta_0, \delta_f$	Module du saut de déplacement, saut de déplacement critique à l'amorçage et saut de déplacement à rupture entre les nœuds de l'élément cohésif
$W$	Énergie potentielle accumulée dans le matériau
$G_{inc}$	Taux de restitution d'énergie incrémental
$\sigma_{eq}$	Contrainte équivalente en cisaillement hors plan

## Notation générale du traitement des données

$a$	Longueur de fissure du délaminage
$a_0$	Longueur de fissure initiale du délaminage
$E_l, E_t$	Module de Young longitudinal et transverse
$G_{tt}, G_{lt}$	Module de cisaillement transverse et dans le plan/hors plan
$\nu_{tt}, \nu_{lt}$	Coefficient de Poisson transverse et dans le plan/hors plan
$E_x, G_{xy}$	Module effectif longitudinal et de cisaillement
$x_0, x_f$	Bords du domaine de simulation (gauche et droit)
$U_1, U_2$	Champ de déplacement longitudinal et hors plan
$\Delta U_1, \Delta U_2$	Résidu du champ de déplacement longitudinal et hors plan
$\psi^k$	Résidu formulé en déplacements pour la carte temporelle $k$
$\Psi^k$	Fonction de coût formulée à partir du résidu pour la carte temporelle $k$
$U_{num,1}^k, U_{num,2}^k$	Champ de déplacement simulé à la carte temporelle $k$ (longitudinal et hors plan)
$U_{exp,1}^k, U_{exp,2}^k$	Champ de déplacement expérimental à la carte temporelle $k$ (longitudinal et hors plan)
$\bar{U}$	Déplacement moyen correspondant aux mouvements de corps solide
$N_i, N_j$	Nombre de pixels dans la direction longitudinale et hors plan
$K_{dim}$	Nombre de cartes temporelles
$S\Delta U_1, S\Delta U_2$	Valeur de référence associée au bruit moyen du champ de déplacement longitudinal et hors plan
$S_{xy}$	Écart-type du bruit spatio-temporel
$[C_{xy}]$	Matrice de covariance du bruit
$r_{mm}^{px}$	Rapport de conversion de pixel en millimètre
$\epsilon_{r_{mm}}^{px}$	Erreur associée au rapport de conversion
$S_{p_i}$	Sensibilité du champ $U$ (transverse ou hors plan) par rapport au paramètre $p_i$
$E[U_{ p_i}]$	Espérance du champ $U$ conditionnée par le paramètre $p_i$

## Contexte et enjeux

Les matériaux composites sont largement utilisés dans des secteurs différents tels que l'aéronautique, l'aérospatial, l'éolienne, le naval, la génie civil ou l'automobile pour la conception de parties structurales majeures du fait de leurs meilleures propriétés mécaniques spécifiques par rapport aux matériaux métalliques. Dans le cadre des structures d'aéronefs, l'usage des matériaux composites assure un gain notable sur le bilan de masse et sur la consommation de carburant. Néanmoins, il existe des risques liés au feu [3], pouvant altérer leur comportement thermique et leur tenue mécanique. Il est donc nécessaire d'anticiper ces risques dans le but d'adapter les étapes de conception, prévention et certification des structures et pièces en composites sollicitées dans des conditions de température élevées afin de limiter les marges actuellement prises fautes de retour d'expérience suffisant et d'anticiper de nouvelles problématiques liées à l'usage de ces matériaux. La Figure 1 illustre quelques exemples des pièces présentant un risque feu.

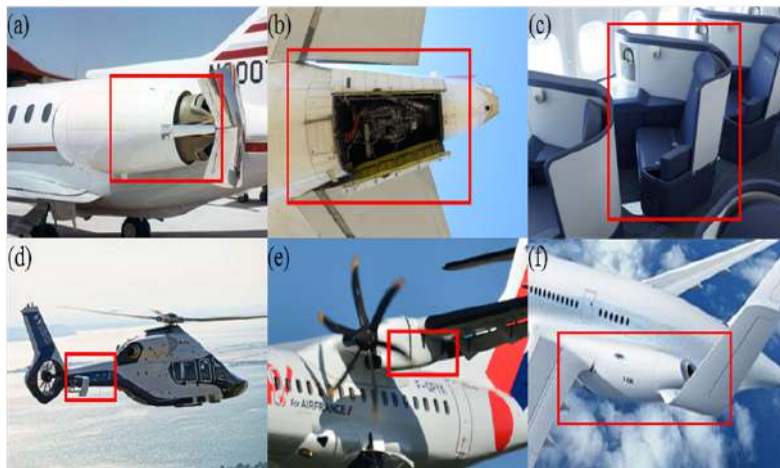


FIGURE 1 – Zone à risque feu dans les structures aéronautiques. De gauche à droite et de haut en bas : (a) Nacelle d'un moteur turbofan, (b) couverture du système APU, (c) siège en cabine, (d) structure de support du rotor anticouple d'hélicoptère, (e) encastrement du moteur dans la voilure d'avion et (f) encastrement du moteur dans le fuselage d'avion [1]

Lorsque des matériaux composites sont sollicités par un chargement thermomécanique induit par un événement de type feu, les propriétés thermiques et mécaniques du matériau et de la structure vont se dégrader. Dans le cas particulier des matériaux composites à matrice organique, cette dégradation induit des phénomènes de dégradation comme de la perte de masse par dégradation volumique, ainsi que des phénomènes d'endommagement comme de la fissuration matricielle au sein des plis et des délaminages entre les plis [3]. De plus, des interactions complexes entre la flamme et la dégradation du matériau (modification de la géométrie, éjection de gaz comburant pour la flamme...) peuvent encore accélérer

la propagation du feu et donc contribuer à une réduction majeure de la tenue mécanique résiduelle du matériau et des structures composées de ces matériaux.

En raison d'un manque d'outils numériques et expérimentaux satisfaisants pour aborder cette problématique complexe, l'ONERA a été impliquée dans différents projets (tels que le PRF MADMAX, la convention DGAC PhyFire, ou le projet européen H2020 Future Sky Safety), prolongés par les projets PhyFire 2 et SuCoHS. Les travaux de cette thèse s'inscrivent dans le cadre de ces projets. Les moyens expérimentaux de caractérisation et les outils numériques de modélisation des mécanismes de dégradation thermique et mécanique ne permettent pas de prévoir précisément la réduction des performances mécaniques en fonction de la température à l'échelle des plis et des interfaces. Les étapes de conception ainsi que la certification des pièces en composites pour des applications impliquant des événements feu restent donc à redéfinir en prenant en compte plus finement les mécanismes de dégradation et d'endommagement impliqués, notamment les délaminages. Cela s'avère primordial dans le but d'optimiser les étapes de conception des structures composites soumis au feu ainsi que limiter le nombre d'essais aux plus grandes échelles, par une démarche de *Predictive Virtual Testing*, comme le montre la Figure 2. En effet, la méconnaissance partielle des phénomènes thermiques et mécaniques des composites et leurs interactions aux plus faibles échelles rend complexe l'évaluation et l'identification des sources à l'origine de la réduction des performances mécaniques des structures aux plus grandes échelles. Au vu des enjeux

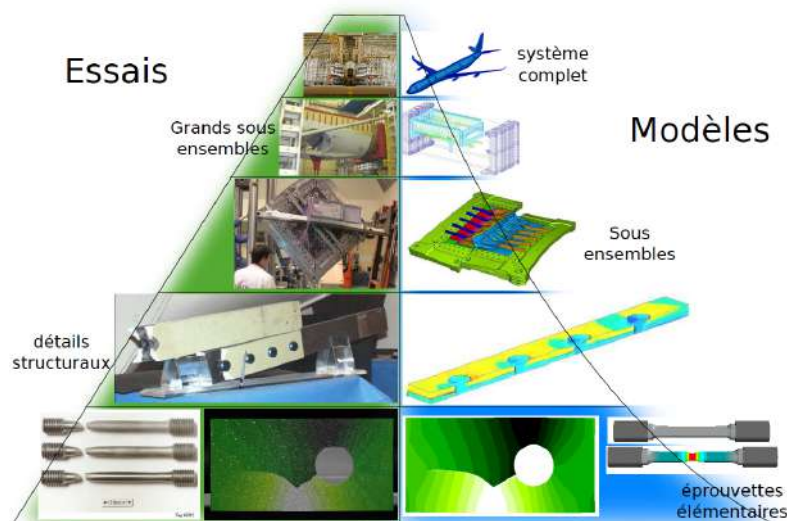


FIGURE 2 – *Pyramide d'essais/simulations pour la conception des structures aéronautiques* [2]

autour de la tenue au feu des composites, ces travaux visent à améliorer la compréhension des mécanismes d'endommagement à l'échelle des plis et des interfaces afin d'enrichir les modèles numériques existants de prévision des performances résiduelles à des échelles supérieures.

## Problématique scientifique

La dégradation mécanique des matériaux composites à matrice organique est la conséquence de nombreux phénomènes physiques. À partir de flux de chaleur importants induisant des températures supérieures à la température de dégradation du matériau par pyrolyse, la perte de masse du matériau induit une perte quasi totale de la tenue mécanique. Plusieurs auteurs se sont intéressés à l'étude de la dégradation thermique des matériaux composites soumis à des flux thermiques importants [6, 51–54], et sa conséquence sur la tenue mécanique [9, 55–58]. Les travaux de Mouritz *et al.* [9, 15, 55, 59] représentent une contribution importante à la compréhension des mécanismes de dégradation impliqués dans cette thématique, aux méthodes expérimentales pour les caractériser et aux modèles à prendre en compte pour les simuler. Ils ont ainsi mis en place des méthodes de caractérisation des matériaux composites exposés au feu et ont identifié un scénario de dégradation et d'endommagement complexe, comme représenté sur la Figure 3.

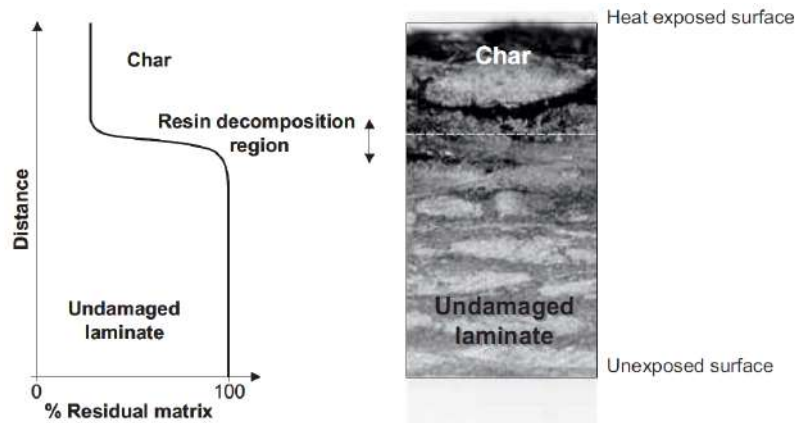


FIGURE 3 – Scénario des différentes zones d'endommagement par une agression feu et schéma de la tenue résiduelle massique dans l'épaisseur du matériau composite [3]

Leurs études ont ainsi montré l'influence de la température sur la perte de masse de la matrice et sur les propriétés thermiques et mécaniques du matériau composite. Ils ont formulé des modèles phénoménologiques de prévision du comportement thermomécanique, enrichis par la caractérisation expérimentale. Ces études leur ont permis d'une part de caractériser les propriétés thermiques et mécaniques du matériau en fonction de la température, et d'autre part, d'estimer la tenue résiduelle mécanique des composites exposés au feu à partir de la prévision de la réponse thermique. Toutefois, une majorité de ces études repose sur des approches matériaux, dont la caractérisation des propriétés thermiques et mécaniques du matériau reste à une échelle macroscopique et ne prend pas *a priori* en compte la séquence d'empilement par exemple. De manière générale, ces approches matériaux sont suffisantes en raison des applications et de l'usage des matériaux étudiés et notamment pour des applications dans le génie civil ou dans le naval. Une vision matériau présente une limite par rapport à la prise en compte des mécanismes de dégradation se produisant à une échelle intermédiaire, comme le délaminage. Ce mécanisme est un problème critique à traiter, dont les conséquences s'avèrent catastrophiques pour la tenue mécanique [59] et dont la caractérisation et la prévision constitue un verrou scientifique [3, 59]. En raison des spécifications mécaniques des matériaux aéronautiques souvent exigeantes, des approches différentes s'avèrent nécessaires pour prévoir correctement les conséquences du délaminages sur la tenue mécanique résiduelle. Le matériau de notre étude est le T700GC/M21. Il consiste en un composite stratifié en fibre de carbone et résine époxy renforcée par des nodules thermoplastiques afin d'améliorer la ténacité à rupture et à l'impact en conditions d'utilisation.

Afin de limiter la complexité des interactions des phénomènes dans le cadre de la tenue au feu, cette étude est placée sur un cadre particulier, de manière à travailler sur des problématiques de gradient thermique induit par des flux de chaleur importants et non en présence d'une flamme. Dans ce cadre et sur la base des études précédentes, Leplat *et al.* [14] ont conçu un banc laser de caractérisation et de dégradation (BLADE) des matériaux composites stratifiés afin de mieux maîtriser les conditions d'essai en température. A l'aide des essais expérimentaux sur le banc BLADE, ils ont caractérisé les propriétés thermiques de différentes stratifications d'un matériau composite en fibre de carbone et résine époxy comme celui de notre étude, en considérant leur caractère anisotrope et en utilisant des lois d'homogénéisation pour estimer l'évolution de ces propriétés avec l'état du matériau. Ils ont développé un modèle de dégradation thermique par une méthode de volumes finis au sein d'un code de calcul dédié (MODE-THEC) et développé à l'ONERA [6]. Ils ont validé ce modèle pour l'estimation de la réponse thermique par des essais de dégradation à l'aide du banc BLADE ou d'essais thermogravimétriques. Cette étude leur a permis de montrer l'influence de l'anisotropie du pli sur la température et donc sur les propriétés thermiques du matériau en absence de délaminage. A l'aide des essais sur le banc BLADE, ils ont montré expérimentalement le couplage entre la fissuration de la matrice, les délaminages et la réponse thermique. Toutefois, ils ne modélisent pas l'influence du délaminage sur la réponse thermique, ce qui reste encore une lacune à combler.

L'ensemble des études précédentes montre qu'il est possible de caractériser et modéliser la réponse thermomécanique des composites dans certaines conditions bien définies. Toutefois, ces caractérisations sont limitées en général à l'influence de la température sur les propriétés matériaux et non réellement structurale. C'est pourquoi la caractérisation et la modélisation des phénomènes d'endommagement et de fissurations comme le délaminage sont encore actuellement un verrou scientifique pour la prévision de la tenue d'une pièce en matériau composite d'autant plus en température.

Cette étude consiste donc à identifier, caractériser et modéliser les mécanismes physiques à l'origine du couplage entre le comportement mécanique du matériau composite et les mécanismes d'endommagement associés en fonction de la température, en particulier la fissuration par délaminage aux interfaces, en utilisant une modélisation physique reposant sur une caractérisation expérimentale. La réussite de cette étude dépend alors des objectifs principaux suivants :

1. Trouver le lien entre la température et le comportement / résistance mécanique de l'interface.
2. Caractériser l'interface à l'aide de méthodes expérimentales et numériques.
3. Proposer une modélisation adaptée pour la prévision des ruptures par délaminage en température.
4. Établir les critères de rupture opportuns en température pour la prévision de l'amorçage et de la propagation du délaminage.

## Démarche

La démarche de ces travaux de thèse vise dans un premier temps à déterminer les manques concernant la caractérisation expérimentale et la modélisation numérique du délaminage en température. Pour ce faire, une étude bibliographique dans le Chapitre I cherche à améliorer la compréhension des mécanismes de dégradation et d'endommagement qui peuvent conduire au délaminage aux interfaces. Dans cet état de l'art, nous nous interrogerons dans un premier temps sur les essais à mener pour la caractérisation expérimentale des propriétés physiques des matériaux et du suivi de la dégradation thermique en s'appuyant sur la certification et de la réglementation concernant les matériaux composites soumis à des événements feu, et en particulier pour les structures aéronautiques. Dans un second temps, nous présenterons les différentes approches de modélisations existantes pour la modélisation multiphysique des phénomènes de dégradation des composites soumis au feu. Ces différentes méthodes seront analysées selon l'échelle de modélisation et en les comparant avec leur résultats avec les caractérisations expérimentales des phénomènes qu'ils soient d'origine thermique, chimique ou mécanique. Afin de juger de la validité de ces modèles pour des applications aéronautiques, les avantages et les limites de ces modèles seront discutées, en particulier concernant la modélisation de phénomènes d'endommagement tels que la fissuration matricielle et les délaminages. Dans le but d'expliquer la complexité de ce mécanisme, la caractérisation expérimentale du délaminage pour des composites stratifiés sera décrite, tant pour des conditions à température ambiante qu'à plus haute température. Afin de discuter sur la méthode la plus appropriée pour la modélisation de ce phénomène, les techniques de modélisation numérique du délaminage seront également présentées.

Une fois cet état de l'art établi, nous focaliserons nos travaux par la suite sur la caractérisation et la modélisation de l'influence de la température sur le comportement et la rupture des interfaces par délaminage. Des bancs d'essais mécaniques en température utilisant l'effet Joule par insertion de courant électrique (Banc INJECT pour *INternal Joule heating for thErmo meChanical characTerization*) ou par impact laser [14] (Banc BLADE pour *Banc Laser de cAractérisation et DEgradation*) permettent d'observer l'apparition et la propagation des délaminages en fonction de la température et leurs influences sur la réponse thermomécanique.

Ainsi, un essai de propagation en mode II des fissures dans le banc INJECT sera analysé dans le Chapitre II avec comme principale interrogation la validité de cet essai pour remonter aux propriétés mécaniques d'interface pour des températures pouvant aller jusqu'à  $\sim 120$  °C. L'objectif de ce chapitre sera alors d'analyser comment le matériau se comporte vis-à-vis de la température, à la fois au sein des plis qu'à l'interface. On s'intéressera notamment à quantifier l'influence de la température sur la ténacité



d'interface en séparant les différentes contributions des mécanismes dissipatifs, qu'elles proviennent du comportement du pli ou de la réponse à l'interface. Pour ce faire, nous présenterons une démarche d'analyse expérimentale et numérique, basée sur une multi-instrumentation riche de l'essai ainsi que des simulations d'éléments finis (EF). Il s'agira alors de faire un dialogue essai calcul pertinent entre d'une part, la mesure des champs cinématiques par corrélation d'image numérique et les champs thermiques par caméra infrarouge et d'autre part, des simulations avec des éléments de zone cohésive pour quantifier la réponse mécanique à l'interface avant, durant et après la propagation du délaminage.

Une fois établie la contribution de chaque mécanisme dissipatif au niveau de la réponse macroscopique, il s'agira ensuite d'identifier, à l'aide de la multi-instrumentation, les mécanismes principaux de dissipation d'énergie qui influencent la réponse d'interface. L'objectif sera alors de distinguer entre les mécanismes non linéaires associés à un comportement visqueux du matériau de ceux associés à l'endommagement afin de les prendre en compte dans un modèle de prévision du délaminage. Ainsi, le Chapitre III visera à caractériser le comportement d'interface en température à l'aide d'une méthode de dialogue essai-calcul en tirant parti au maximum des données expérimentales issues du banc INJECT. Le but de ce chapitre sera de quantifier l'influence de la température sur la réponse mécanique d'interface avant tout endommagement. Cet objectif s'appuiera sur le développement d'une méthode robuste de comparaison entre les essais et les simulations numériques par éléments finis permettant d'assurer la validité des résultats en réduisant les sources d'erreurs provenant des données expérimentales ainsi que de la modélisation numérique.

En utilisant la méthodologie de dialogue essai-calcul qui sera développée dans le Chapitre III, le Chapitre IV aura pour objectif de prévoir la réponse mécanique du matériau au-delà des premiers signes d'endommagement par fissuration à l'interface et pose la question de l'influence de la température sur la rupture de l'interface. Il s'agira alors de proposer une loi de rupture d'interface dépendante de la température à partir des essais sur INJECT et d'un modèle de zone cohésif. Cette identification devra prendre en compte les incertitudes de mesure dans le but d'identifier les paramètres les plus influents sur l'évolution de la réponse mécanique au cours de l'évolution de l'endommagement et de définir une confiance dans les paramètres identifiés. Il sera également important au vu des résultats des Chapitres III–IV, de voir comment comparer les résistances en cisaillement plan et en cisaillement hors plan.

Enfin, il s'agira dans le Chapitre V, de s'interroger sur la validité du comportement à rupture de l'interface identifié dans le Chapitre IV sur le cas BLADE. Les essais réalisés sur ce banc montrent l'apparition des délaminages à des températures plus importantes par rapport aux essais sur le banc INJECT, de l'ordre de  $\sim 200$  °C. Ce chapitre sera alors consacré à la formulation d'un critère d'amorçage du délaminage en température afin de le confronter aux paramètres de la loi d'interface et d'évaluer sa capacité à prévoir des délaminages lors de sollicitations thermomécaniques. Nous essayerons de reconstruire un scénario d'endommagement conduisant aux délaminages observées à partir de l'analyse expérimentale par des observations micrographiques et microtomographiques, qui seront confrontées à des simulations numériques à l'échelle du pli. Pour cela, nous nous appuierons sur des analyses en énergie basées sur la mécanique de la rupture et des analyses en contraintes avec pour objectif de déterminer le critère le plus pertinent pour prévoir l'amorçage d'une fissure. Une confrontation des propriétés mécaniques d'interface issues des analyses dans le cadres des bancs INJECT et BLADE permettra de discuter sur l'échelle de modélisation et la capacité de prévision de la rupture en température. Enfin, les limites de la stratégie de modélisation et de prévision des délaminages seront évaluées afin d'apporter les ingrédients nécessaires pour une amélioration éventuelle de cette prévision.





# CHAPITRE I

## ÉTAT DE L'ART SUR LA TENUE AU FEU DES COMPOSITES STRATIFIÉS

### Sommaire

I.1	Matériaux composites exposés au feu : Certification actuelle dans le secteur aéronautique	8
I.1.1	Généralités sur les matériaux composites et description des phénomènes physiques induits lors d'une agression au feu	9
I.1.2	Approches expérimentales pour la qualification du matériau et de certification des structures	14
I.1.3	Bilan de la certification des structures en matériaux composites dans le secteur aéronautique	17
I.2	Caractérisation des phénomènes thermomécaniques dans les composites stratifiés	17
I.2.1	Caractérisation à l'échelle du matériau	17
I.2.2	Caractérisation plus structurelle	23
I.3	Modélisation de la tenue au feu des composites	24
I.3.1	Échelle de caractérisation et modélisation de la tenue au feu	24
I.3.2	Modélisation de la dégradation thermique	26
I.3.3	Modélisation de la réponse thermomécanique d'un composite soumis à un flux thermique	28
I.3.4	Manques actuels : Vers la prévision du délaminage	38
I.4	Caractérisation expérimentale du délaminage	39
I.4.1	Description du phénomène et essais de caractérisation	39
I.4.2	Mécanismes de rupture d'interface en température et essais associés	43
I.4.3	Bilan sur le caractérisation expérimentale du délaminage	50
I.5	Modélisation numérique du délaminage	51
I.5.1	Principes fondamentaux et techniques de modélisation du délaminage	51
I.5.2	Modèles de zone cohésive	55
I.6	Conclusions et limitations	64

« *Almost in the beginning was curiosity* »  
—Isaac Asimov

## Introduction

Ce chapitre vise à dresser l'état de l'art de la tenue des composites soumis à des sollicitations thermomécaniques. Nous focalisons l'attention à la fois sur les aspects concernant la caractérisation expérimentale mais aussi concernant la modélisation numérique. Nous montrons d'abord l'état actuel de la certification et de la réglementation concernant les matériaux composites dans des événements feu, et en particulier, dans le cadre des structures d'aéronefs. Il s'agit ici de montrer les limitations des critères de certification et/ou de réglementation associées à la dégradation thermomécanique des structures composites. Ensuite, une description des essais de caractérisation des phénomènes thermomécaniques pour des composites stratifiés en température est exposée. L'objectif est de montrer les essais les plus communs pour la caractérisation des propriétés physiques des matériaux et du suivi de la dégradation d'un point de vue expérimental. La modélisation multiphysique des phénomènes de dégradation des composites soumis au feu est également présentée. L'objectif est de montrer les différentes approches de modélisation selon l'échelle de modélisation et la caractérisation expérimentale des phénomènes qu'ils soient d'origine thermique, chimique ou mécanique. Les avantages et les limites de ces modèles sont discutés, en particulier concernant la modélisation de phénomènes d'endommagement tels que la fissuration matricielle et les délaminages.

Dans un deuxième temps, la caractérisation expérimentale du délaminage pour des composites stratifiés est décrite, tant pour des conditions à température ambiante qu'en température. Les techniques de modélisation numérique du délaminage sont également présentées, avec l'objectif de discuter sur la méthode la plus appropriée pour sa prévision dans le cadre de la tenue au feu des composites. Finalement, un bilan sur l'état de l'art actuel est présenté afin de définir les lignes de travail à suivre pour répondre aux objectifs de cette thèse.

### I.1

## Matériaux composites exposés au feu : Certification actuelle dans le secteur aéronautique

L'objectif de ce paragraphe est de mettre en évidence la problématique de la tenue au feu des composites à partir de la réglementation et de la certification actuelles dans l'aéronautique. Nous portons notre attention dans ce secteur en raison du contexte de notre étude. Cependant la problématique feu est également un sujet d'étude prioritaire dans différents secteurs comme ceux du naval, des réservoirs de stockage d'hydrogène sous pression, de génie civil, de l'automobile ou du transport ferroviaire. Dans l'ensemble de ces secteurs, les matériaux composites ont rapidement remplacé les métalliques, grâce à leurs excellentes propriétés mécaniques spécifiques. Pour cela, nous focalisons d'abord notre attention sur les principes et les phénomènes de base concernant les composites et leur dégradation lors d'une agression feu en décrivant les essais développés répondant aux exigences de certification du secteur aérien en particulier. Dans un second et dernier temps, nous soulignerons les limitations actuelles concernant la compréhension des phénomènes physiques dans le cadre de la tenue au feu des composites et les manques associés aux essais et critères de certification aéronautique des structures exposées au feu.

La régulation de la sécurité incendie dans l'aviation civile est administrée par la FAA (*Federal Aviation Administration*) [60] aux États Unis et par l'EASA (*European Authority in aviation safety*) [61] en Europe. Les normes sont internationales et sont définies pour les différents scénarios incendie possibles, à savoir lors du parking, de la phase de croisière et du post-impact. Les deux derniers scénarios sont les plus susceptibles de conduire à un incendie. La Figure I.1 montre un exemple d'incendie consécutif à la collision entre deux avions. Ce scénario est actuellement le plus dangereux envisagé en raison de l'interaction des événements, en particulier la dégradation de la structure et la propagation des flammes et de la fumée vers la cabine des passagers [4]. Ainsi la certification des structures comprenant des matériaux non-métalliques (dont les matériaux composites) est assurée par différents standards concernant le secteur aéronautique définis par la FAA et l'EASA. Dans le cadre de l'aviation civile les standards de la partie 25 de la FAR (*Federal Aviation Regulations*) et du module 13 de l'EASA (nommé *Aircraft Structures and Systems*) sont utilisés notamment pour définir la norme et la certification de la cabine passager des avions commerciaux [62, 63]. Cependant pour certaines applications, telles que l'isolation



FIGURE I.1 – Collision et incendie de deux Boeing 747 dans la piste de l'aéroport de Tenerife. Espagne, 1977 [4]

thermique des structures, les standards de certification restent très génériques et communs aux structures métalliques et non-métalliques, y compris les composites. Donc les normes associées à cette certification ne distinguent pas le type du matériau. La FAR 25 [62] impose une résistance de la structure au feu assurant aux passagers un temps d'évacuation de l'avion de cinq minutes et ceci avant les premiers signes de fumée à l'intérieur de la cabine. Par conséquent, cela demande d'évaluer deux caractéristiques principales du matériau, à savoir, sa résistance à la propagation d'une flamme et sa résistance à la pénétration d'une flamme (percement). Ces caractéristiques sont associées aux taux de libération de chaleur et d'émission des gaz du matériau [3]. Grâce à la meilleure tenue au percement par une flamme des matériaux composites par rapport aux matériaux métalliques, les risques feu des composites à matrice polymère doivent se concentrer sur les mécanismes physiques complexes de transformation de la résine lors d'un événement incendie. La dégradation d'un matériau composite produit une éjection de gaz potentiellement inflammables. Ces gaz peuvent donc alimenter la flamme et accélérer la combustion et sa propagation. Cette modification de la cinétique de la flamme conduit à des chargements thermiques vus par la structure différents et donc une potentielle accélération de la dégradation des propriétés du matériau. L'ensemble de ces phénomènes physiques est décrit en détail dans le paragraphe I.1.1 après avoir rappelé les bases de la nature des matériaux composites et leurs spécificités par rapport aux matériaux métalliques plus classiques.

Actuellement, les normes associées à la tenue structurale des composites en cas de sollicitations au feu ou à la foudre sont en cours d'évolution par rapport à celles existantes en raison de la complexité du problème [3]. Cela concerne tant les problématiques de la définition de la flamme, de celle de la tenue du matériau soumis à un flux thermique intense que l'interaction entre la flamme et le matériau ainsi que les différents couplages précédemment évoqués. Il s'avère nécessaire de prendre en compte ces risques feu dans le comportement des matériaux composites particulièrement complexe à haute température pour aider à la standardisation des normes de sécurité et l'adaptation de la certification. Le but recherché ici est d'améliorer les phases de conception des structures aéronautiques, à la fois par des outils numériques et expérimentaux. Ces outils n'étant pas encore disponibles, il s'agira de les proposer et de les développer à l'échelle du laboratoire dans un premier temps et de les industrialiser dans un second temps pour pallier le manque actuel.

## I.1.1 Généralités sur les matériaux composites et description des phénomènes physiques induits lors d'une agression au feu

### I.1.1.1 Principes des matériaux composites

Un matériau composite est composé d'un assemblage d'au moins deux matériaux différents. Cet assemblage lui confère des propriétés physiques et des performances structurales supérieures à celles des matériaux le constituant pris individuellement. On parle alors de l'« effet composite ». Les propriétés finales du matériau dépendent donc principalement des propriétés des constituants, de leur distribution géométrique, du mode de fabrication, et des interactions [64].

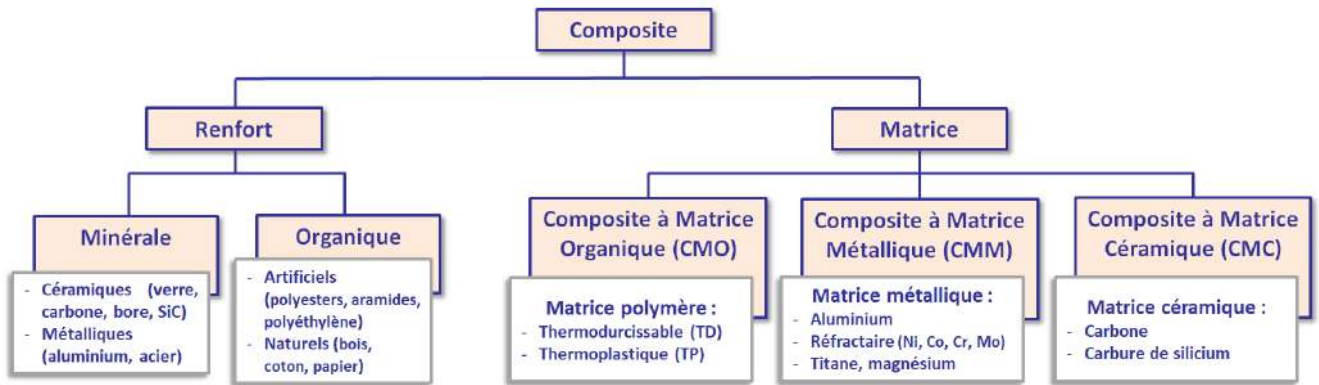


FIGURE I.2 – Classification des composites et exemples des renforts et matrices communs dans l'industrie

Le choix de l'architecture du composite et de ses constituants dépendra de l'application finale. Ce choix repose non seulement sur les propriétés finales recherchées de la structure mais également sur la simplicité de mise en œuvre du matériau dans le procédé de fabrication (manœuvrabilité, drapabilité, assemblage par collage, complexité de la géométrie réalisable en un minimum d'opérations...) et découle donc sur un compromis. Les matériaux composites utilisés dans l'industrie aéronautique, spatiale, navale, automobile, éolienne ou du génie civil sont en majorité formés par deux constituants qui sont un renfort et une matrice. Les renforts peuvent être sous forme de particules, de filaments ou de fibres. Leur principal rôle est de garantir une bonne raideur et une bonne résistance mécanique au composite. La matrice permet de maintenir la cohésion entre les renforts et les protéger, ainsi que favoriser le transfert et la répartition des charges pour assurer l'intégrité de l'assemblage. On peut classer les matériaux composites d'usage courant en différentes catégories selon le type de renfort (minéraux et organiques) et de matrice (organique, métallique et céramique). La Figure I.2 montre des exemples de renforts et de matrices selon la classification précédente.

Les différences entre chaque famille de composites concernent principalement leurs propriétés, leur coût et leur facilité de fabrication. Ainsi, les composites à matrice organique (CMO) sont souvent utilisés pour des applications nautiques, automobiles ou aéronautique en raison de leur faible densité, leur capacité de déformation et de leur bon rapport résistance/poids. D'un autre côté, les composites à matrice céramique (CMC) s'utilisent dans des applications en conditions extrêmes (moteurs d'avion, turbines) dû au fait de la stabilité de leurs propriétés en température. Enfin, les composites à matrice métallique (CMM) apportent de très bonnes propriétés mécaniques, mais les applications restent limitées, dû au fait de la difficulté de leur fabrication. Les CMC et les CMM restent cantonnés à des domaines d'application assez contraints et limités, et cela en raison de leur coût de fabrication induit par le prix des matières premières et leur mise en œuvre. Les CMO se placent, quant à eux, comme la solution la plus avantageuse pour substituer aux matériaux métalliques dans de nombreuses applications dont les structures primaires d'un avion. Dans le secteur aéronautique, les composites de fibres de carbone et de résine époxy sont la solution la plus répandue pour des pièces à visée structurelle. Cela est dû à leur faible poids, en plus des bonnes propriétés mécaniques, durée de vie et faible coût de fabrication [64]. Le réseau fibreux constituant le renfort peut prendre différentes formes pour constituer le pli élémentaire de la stratification. Le pli peut alors être un réseau constitué uniquement de fibres non tissées (orientées pour un unidirectionnel ou non-orientées pour un mat), ou alors tissées selon plusieurs directions (2 ou 3 dimensions). Les fibres sont alors regroupées dans des torons avant d'être tissées. Afin de conférer des propriétés spécifiques au matériau, l'empilement de plusieurs plis est le plus souvent réalisé pour obtenir un stratifié. Ses propriétés macroscopiques vont dépendre des orientations des fibres dans les plis et expliquent le caractère anisotrope des matériaux composites et leur singularité par rapport à des matériaux métalliques souvent isotropes. La Figure I.3 montre un schéma du passage des constituants à celui du stratifié en passant par celui du pli unidirectionnel. Ces différents passages définissent les différentes échelles retenues pour l'étude du matériau final, à savoir, celle des constituants dite microscopique, celle des plis dite mésoscopique et celle du stratifié dite macroscopique.

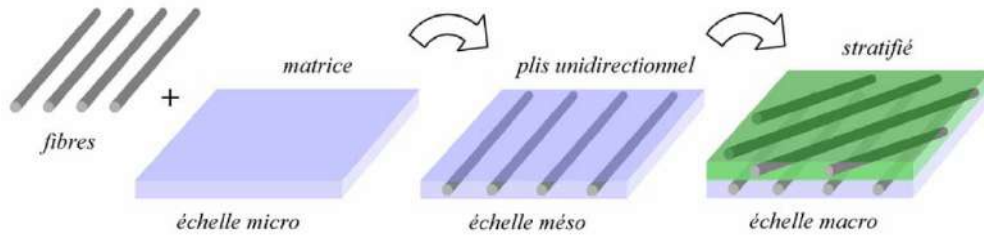


FIGURE I.3 – Schéma du passage de l'échelle des constituants à l'échelle du composite stratifié [5]

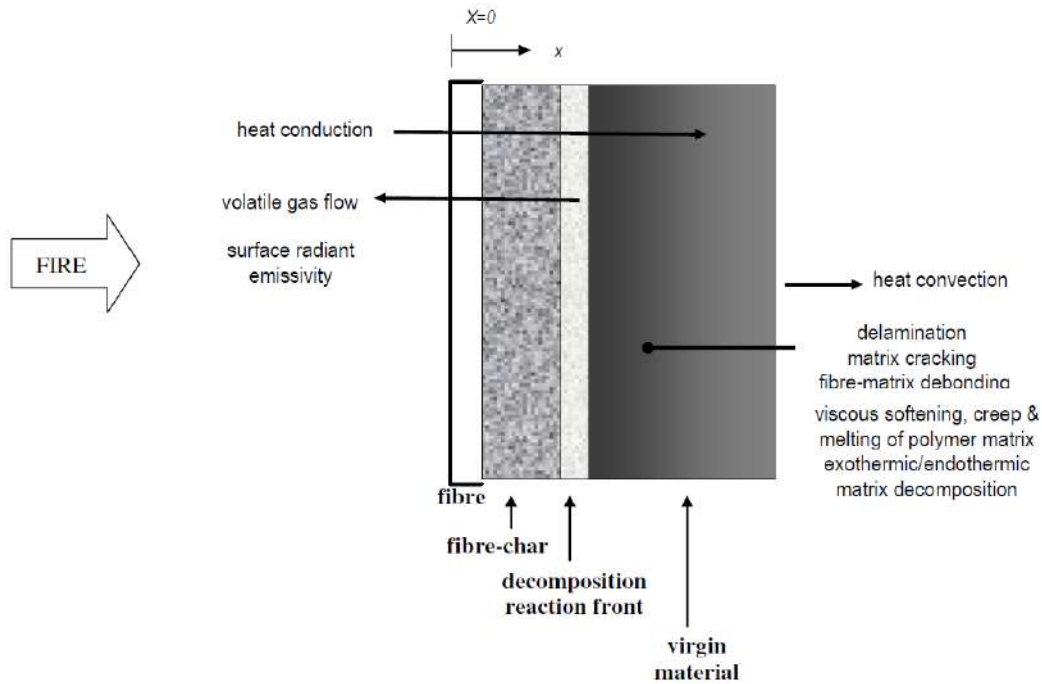


FIGURE I.4 – Schéma des phénomènes thermomécaniques associés à la dégradation thermique d'un composite stratifié soumis au feu [6]

La problématique de la tenue au feu des composites est fortement pilotée par les propriétés thermiques et mécaniques du matériau considéré et il s'avère donc très important de choisir la bonne échelle de modélisation et les essais pertinents de caractérisation des propriétés recherchées.

### I.1.1.2 Description des phénomènes physiques dans la dégradation thermomécanique des composites

La complexité de l'étude et de la modélisation de la dégradation thermomécanique des composites lors de l'exposition à une flamme tient dans la variété des phénomènes thermiques, chimiques et mécaniques induits et surtout de leurs fortes interactions. La Figure I.4 montre un schéma des phénomènes les plus importants (avec des exemples des dommages mécaniques induits) qui résultent de l'exposition à une flamme d'un composite à matrice polymère [6].

Ces couplages rendent difficiles tant la caractérisation des phénomènes que leur modélisation et donc le dimensionnement de la structure. En effet, certains phénomènes vont favoriser ou retarder l'apparition d'autres notamment par leurs effets sur la réponse thermique du matériau. Les principaux phénomènes lors de l'exposition au feu d'un composite sont donc : la conduction de chaleur, les échanges de chaleur par convection et rayonnement, la dilatation ou la contraction thermique, la décomposition de la matrice polymère et la production des gaz et des résidus carbonés (communément nommés *char*) par pyrolyse (Figure I.5a), l'augmentation de la porosité et la pression interne du matériau (Figure I.5b), l'alimentation



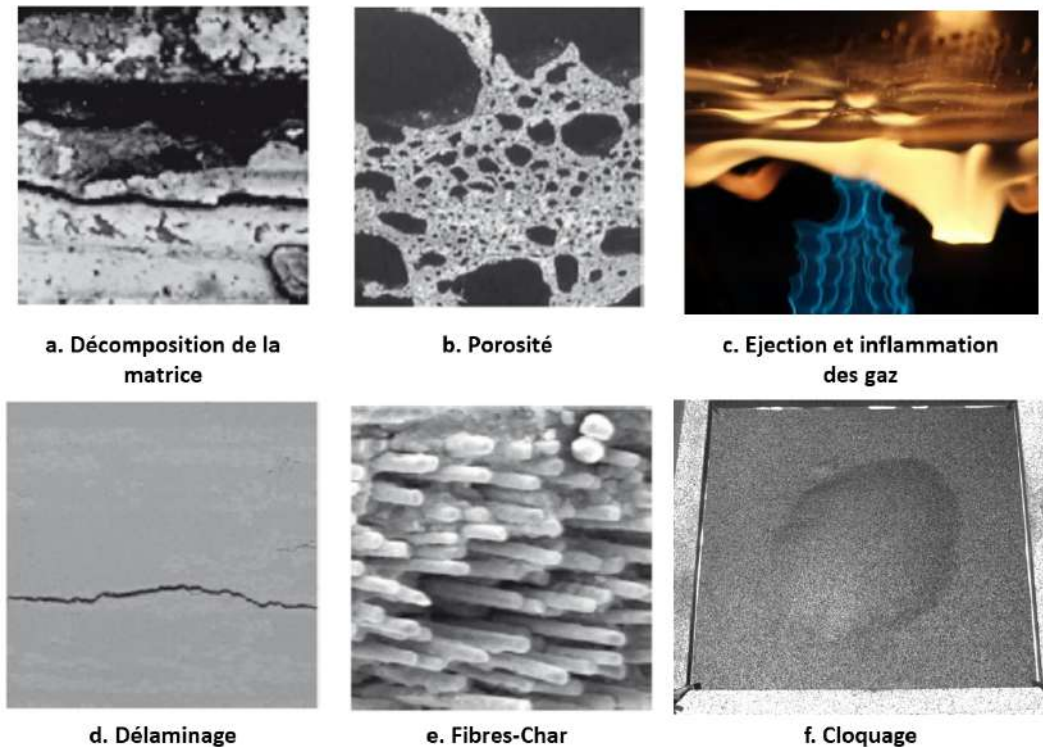


FIGURE I.5 – Vues des phénomènes thermomécaniques induits par la dégradation thermique d'un composite [3, 6]

de la combustion (Figure I.5c), le délaminage (Figure I.5d), la décomposition des fibres et du charbon (Figure I.5e), le cloquage (Figure I.5f) et l'ablation.

Cependant, ces phénomènes n'ont pas les mêmes conséquences sur la réponse thermique et mécanique du matériau et donc sur la structure. D'un point de vue structurel, les interactions entre la flamme et la structure composite peuvent induire des flux de chaleur non constants sur la surface exposée. Cela est dû à : (i) un flux non maîtrisé issu de l'hétérogénéité de la flamme et (ii) l'alimentation de la flamme (Figure I.5c) comme conséquence de la dégradation du matériau. Cette dégradation thermique du matériau va se traduire en effet par plusieurs phénomènes : (i) une décomposition thermo-chimique de la matrice par pyrolyse et (ii) une production de gaz volatils qui vont être éjectés vers la surface exposée de la structure et donc alimenter la flamme. Alors, le chargement thermique vu par la structure composite est modifié en raison des interactions entre la flamme et la structure, et à cause du comportement mécanique anisotrope du matériau. Les mécanismes à une échelle structurelle et leurs interactions ne font pas l'objet de cette thèse, mais nous remarquons que cette difficulté à une échelle macroscopique conduit à des mécanismes catastrophiques tant à l'échelle structurelle que à l'échelle du matériau.

D'un côté, à une échelle macroscopique du stratifié, les phénomènes mécaniques observés les plus importants sont l'ablation et le cloquage. L'ablation de la surface du composite apparaît à très hautes températures (supérieures à 900 °C) en conséquence des réactions chimiques et des érosions mécaniques produites par l'écoulement des gaz de réaction à la paroi [6]. Le cloquage (Figure I.5f) est, lui, induit par deux causes principales : (i) l'augmentation de la pression interne du matériau dû à la dégradation thermique et (ii) un chargement mécanique induit par le gradient thermique notamment à cause de la dilatation thermique dans les différents états de dégradation du matériau.

D'un autre côté, en négligeant les phénomènes d'interaction entre la flamme et le stratifié, nous pouvons remarquer des mécanismes tel que le délaminage (Figure I.5d) ainsi que des chargements complexes à l'échelle du matériau qui peuvent quand-même avoir des conséquences importantes dans la réponse macroscopique de la structure. Ces phénomènes mécaniques à une échelle matériau sont également la conséquence des différents mécanismes physiques qui interagissent entre eux et que nous détaillons ensuite. A cette échelle du matériau nous pouvons donc distinguer trois mécanismes principaux associés

à un chargement thermomécanique : la dilatation thermique, la dégradation thermique et la mise en pression interne.

La dilatation thermique à l'échelle du matériau est un phénomène mécanique associé à la variation de température. Elle est donc la conséquence du comportement thermique du matériau, qui se dilate avec la température à un état de dégradation donné. Il dépend donc de la conductivité de la chaleur à travers le composite ainsi que de l'état de dégradation des constituants. De plus, le fait d'avoir un matériau anisotrope nécessite d'identifier des coefficients de dilatation différents pour les fibres et la matrice ou directement ceux du stratifié selon l'orientation des fibres.

La dégradation thermique de la matrice polymère peut se séparer en deux étapes successives : (i) la décomposition de la matrice par pyrolyse (Figure I.5a) et la production de porosité en résultant (Figure I.5b), et (ii) la décomposition des espèces carbonées (charbon et fibres) par oxydation (Figure I.5e). La pyrolyse est un processus thermo-chimique qui se produit lorsque la matrice atteint un certain niveau de température, nommé température de pyrolyse. Cette température est de l'ordre de 350 °C pour une matrice epoxy. La production des gaz et du charbon par pyrolyse est une conséquence de ce mécanisme de décomposition. La matière organique se dégrade avec la température et forme deux produits de réaction principaux, les résidus carbonés (*char*) et les gaz de décomposition. Ensuite, la décomposition des espèces carbonées (fibres et charbon) est causée par des réactions d'oxydation entre l'oxygène et les résidus carbonisés issus de la pyrolyse de la matrice (charbon), ou les fibres organiques. La décomposition des fibres de carbone se produit à une température entre 700 °C et 900 °C, et forme des résidus sous forme de cendres et des gaz de décomposition. Donc, la dégradation thermique a plusieurs conséquences importantes à l'échelle matériau : (i) la modification des propriétés thermiques, (ii) la modification des propriétés mécaniques, (iii) la mise en pression interne, et (iv) la perturbation du comportement thermique interne par des phénomènes de conduction, échanges de chaleur par convection et rayonnement, et le transport de gaz au sein du matériau.

La mise en pression interne du matériau est due à l'évolution de la dégradation thermique du matériau associé à la montée en température. En effet, la perte de masse comme conséquence de la pyrolyse conduit également à l'apparition des pores dans la matrice [3, 52, 65–67]. Les pores permettent l'accumulation des gaz de décomposition, dont la pression interne va dépendre de la quantité de gaz accumulée de la température du milieu et du volume des pores. Cela représente une source d'endommagement volumique dans le matériau qui peut induire une dilatation ou contraction du matériau.

Le fait d'avoir un matériau anisotrope conduit à complexifier la caractérisation des phénomènes et leurs couplages. En effet, la conduction thermique est anisotrope et cela induit des gradients de température différents selon l'orientation des fibres. Par conséquence, les mécanismes décrits précédemment vont être influencés par cette anisotropie du matériau. De plus, les forts gradients dans l'épaisseur et la dégradation thermique des propriétés mécaniques avec la température, en combinaison avec la dilatation thermique et la mise en pression, peuvent induire de la fissuration et des délaminages.

Le délaminage apparaît souvent entre les plis et consiste en un phénomène mécanique induit par le champ de contraintes internes au sein des interfaces entre les plis. Selon Mouritz et Gibson [3] l'apparition du délaminage est principalement dû à la pression exercée par les gaz accumulés dans les pores. Ceux-ci favorisent la fissuration matricielle et sa propagation aux interfaces pour initier des délaminages, tant au travers du front de dégradation que dans les régions non dégradées. Cependant, ils remarquent aussi l'influence des gradients de contraintes et de déformations, comme étant la conséquence du fort gradient thermique dans l'épaisseur et liée à l'orientation des fibres ainsi qu'à la dilatation thermique associée. Nous remarquons donc l'importance des mécanismes à l'échelle matériau qui vont permettre d'apporter des éléments de compréhension sur l'influence de la dégradation thermomécanique du matériau et sa réponse mécanique, notamment concernant l'apparition des délaminages.

En ce qui concerne la modélisation, le choix doit se faire sur une compréhension de ces phénomènes et de leurs interactions. Afin de réduire au maximum la complexité des modèles thermiques et mécaniques, certaines hypothèses sont souvent faites pour privilégier la description des phénomènes prioritaires suivant l'application finale visée. Ces différents aspects seront traités dans le paragraphe I.3.

Comme mentionné en introduction, cette étude se concentre sur la compréhension des mécanismes d'endommagement *a priori* d'origine mécanique dont les délaminages. L'objectif principal est de concevoir



un modèle suffisamment robuste pour l'estimation des performances résiduelles des composites exposés à de hautes températures et présentant des délaminages en son sein. Au delà de la problématique de la tenue au feu, le délaminage s'avère être un problème majeur dans les structures minces communément utilisées dans le secteur aéronautique en raison de la perte de raideur induite notamment en compression [68, 69].

De plus, ce mécanisme affecte de manière conséquente les propriétés thermiques apparentes du matériau. La conductivité du matériau peut chuter notablement en fonction de la surface délaminée et de la position du délaminage dans l'épaisseur. En effet, le délaminage se comporte comme une barrière thermique en amont de la surface délaminée. En raison de la présence de cette barrière thermique, l'absence d'évacuation de la chaleur dans la partie aval du délaminage conduit à une dégradation thermique importante dans la région amont [14]. Cette dégradation implique alors une accélération de flux de gaz vers les bords sans délaminage qui peuvent affecter l'écoulement de la flamme et en conséquence, la distribution du flux de chaleur incident sur la surface chauffée [3] mais également en face avant de l'échantillon soumis au feu. Ainsi les paragraphes I.4 et I.5 se focaliseront sur les méthodes de caractérisation et les modèles existants adaptés au délaminage en focalisant cette analyse de l'état de l'art dans le contexte de la tenue au feu des composites.

Les fortes interactions entre les mécanismes présentés rendent la problématique de la tenue au feu des composites extrêmement difficile à modéliser. Cette remarque souligne l'importance des essais de certification pour assurer la sécurité recherchée dans le domaine aérien par exemple. Cette certification repose alors sur une variété d'essais normalisés ou non pour caractériser la réponse du matériau à l'exposition d'une source de chaleur. Une synthèse des essais expérimentaux est présentée dans le paragraphe I.1.2.

## I.1.2 Approches expérimentales pour la qualification du matériau et de certification des structures

Ce paragraphe se focalise sur les approches expérimentales concernant la tenue au feu des structures en matériaux non-métalliques et susceptibles de réagir au feu. Cela implique tant la réaction au feu du matériau que sa résistance [70]. La réaction au feu est définie comme l'ensemble des propriétés du matériau qui définit son aptitude à interagir avec le développement de l'événement feu [70]. La résistance au feu est définie comme l'aptitude d'une structure à résister un certain temps à une sollicitation thermomécanique [70]. L'objectif de ce paragraphe est de décrire des essais de tenue au feu pour des matériaux et structures composites. Ces essais mettent en évidence la difficulté de séparer les mécanismes thermiques, mécaniques et leurs interactions entre eux, difficulté qui constitue l'un des verrous scientifiques majeurs de cette problématique.

### I.1.2.1 Zones de feu

La norme ISO 2685 :1998 [71] décrit une méthode d'essai en environnement des équipements embarqués dans un aéronef pour estimer la tenue au feu dans les zones désignées comme « zones de feu » (*fire zones*). Ces zones sont définies comme susceptibles d'affronter des événements feu (carter moteur ou groupes auxiliaires de puissance par exemple). Le but est de garantir un minimum de résistance au feu de tout équipement, composant et structure dans ces zones. L'essai consiste à exposer la zone de feu concernée à une flamme standard de 1100 °C produite à l'aide d'un brûleur à gaz ou d'un combustible liquide. Le composant ou la structure doit être installé dans des conditions équivalentes à celles mesurées dans un avion. Deux degrés de résistance sont définis selon la performance recherchée [71] :

- la résistance de plus de 5 minutes à une flamme,
- la résistance de plus de 15 minutes à une flamme.

L'objectif de cette norme tient dans la certification d'assemblages structuraux susceptibles d'être exposés à un événement feu. Il s'agit donc d'essais à grande échelle qui rendent difficile une caractérisation à une échelle inférieure. Ensuite, nous décrivons brièvement les consignes à suivre pour la certification des structures et la qualification des matériaux non-métalliques, y compris donc des composites.

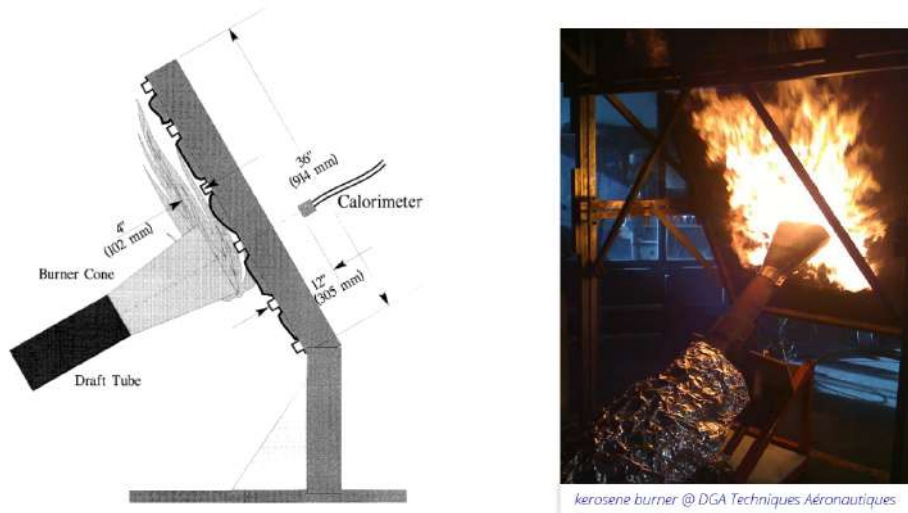


FIGURE I.6 – Schéma proposé par FAR25.856(b) :2008 and essai réel (DGA Techniques Aéronautiques) de la résistance à la pénétration d'une flamme

### I.1.2.2 Isolation thermique des structures composites

L'amendement FAR25.856 :2008 dans le NPA 2008-13 [61] dans la CS-25 (Spécifications de certification, y compris le code de navigabilité et les moyens de conformité acceptables, pour les grands avions) notifié par l'EASA sert à proposer des standards d'isolation thermique (et acoustique) pour tous les matériaux censés être installés dans le fuselage des avions commerciaux qui doivent vérifier la certification CS-25. L'amendement propose des essais de résistance à la propagation (FAR25.856(a) :2008) et à la pénétration (FAR25.856(b) :2008) d'une flamme ou source de chaleur définie. L'amendement propose un essai de résistance à la propagation d'une flamme (FAR25.856(a) :2008) pour évaluer l'inflammabilité et les performances d'isolation thermique lorsque le matériau est exposé à une flamme et à une source de chaleur. La propagation de la flamme est définie comme la distance maximale atteinte par la flamme dans l'éprouvette et mesurée du point central d'ignition de la flamme jusqu'à celui de son extinction dans l'éprouvette. La flamme est générée par un brûleur principal à propane et la source de chaleur par un panneau radiant à gaz ou électrique, ajusté pour atteindre une puissance de  $1.7 \text{ W/cm}^2$ .

Un autre essai est proposé pour déterminer la résistance à la pénétration de la flamme (*Burnthrough*) (FAR25.856(a) :2008). L'essai consiste à exposer une éprouvette du matériau à une flamme générée par un brûleur à kérosène pendant quatre minutes. La résistance au percement de la flamme est définie comme le temps requis pour que la flamme standard pénètre l'éprouvette à une distance donnée de la surface impactée du matériau isolant. Le montage consiste en une structure porte-échantillon positionnée à  $30^\circ$  de la verticale soumise à une flamme générée par un brûleur à kérosène en forme de cône. La température de la flamme est stabilisée à une température de  $1038 \text{ }^\circ\text{C}$ . La Figure I.6 montre un schéma de l'essai et un exemple d'une structure soumise à cet essai réalisé à la DGA Techniques Aéronautiques. Le critère de réussite de cet essai tient dans l'absence de la pénétration de la flamme au travers du matériau. Le matériau doit se comporter comme un isolant pour limiter le transfert de la chaleur au travers de l'épaisseur de l'échantillon. Cette épaisseur doit être représentative de la pièce installée dans l'avion [61]. Cet essai n'est donc pas un essai de caractérisation du matériau, mais un essai de structure pour la qualification du matériau, qui fait partie du processus de certification des structures. Il est représentatif d'une échelle inférieure de celui appliqué en « zones de feu » I.1.2.1.

D'autres essais à une échelle dite intermédiaire (dimensions  $\sim 1$  à  $10$  mètres) sont décrits dans la littérature [3] afin de simuler une situation incendie pratique plus ou moins contrôlée. L'essai *Single Burning Item test*, *SBI* est conçu pour déterminer la réaction au feu d'une structure en conditions de risque d'incendie pratique. La procédure d'essai est définie dans le protocole EN 13823. Le *Medium Burning Item test*, *MBI* est conçu pour déterminer les propriétés de propagation d'une flamme et le dégagement de produits de combustion lorsque une structure est exposée à une flamme. Cet essai est défini

par la norme ISO 21367. Des essais à plus grandes échelles (dans des fours ou salles) sont envisageables et proposés dans les normes (BS476, ASTM E603-98, ISO 9705) [3] afin de déterminer l'intégrité structurale des pièces sous sollicitation thermique ou thermo-mécanique en conditions feu.

Cependant, on observe que plus l'essai envisagé se rapproche des conditions réelles (tant pour la flamme que pour le composant à tester), plus la difficulté à mesurer des propriétés de tenue au feu caractéristiques est importante, en raison du fort couplage entre les différents phénomènes qui vont se produire pendant l'essai.

A cette fin, il est nécessaire de séparer la problématique associée à la flamme de celle associée à la dégradation de la structure. Pour cela, le paragraphe suivant décrit d'autres essais standardisés qui permettent d'étudier la problématique d'interaction entre une flamme et une structure composite sur deux axes principaux : (i) l'influence sur la flamme et sa propagation et (ii) l'influence sur la dégradation thermomécanique du matériau.

### **I.1.2.3 Vers le passage entre la certification des structures et la qualification matériau : Le cône calorimétrique**

L'intérêt de ce paragraphe n'est pas d'entrer dans les détails des différents essais trouvés dans la littérature, mais de classer les essais qui vont mieux maîtriser une flamme afin d'être en capacité de mesurer et contrôler un flux thermique associé. Cela semble nécessaire dans l'objectif d'envisager ensuite une caractérisation de la réponse thermomécanique des matériaux composites, comme nous le présentons dans le paragraphe I.2.

Le cône calorimètre est l'instrument le plus utilisé pour la mesure des propriétés de réaction au feu telles que le taux de libération de chaleur (*Heat Release Rate - HRR*), le taux de dégagement de fumée (*smoke production*), le taux de perte de masse (*Mass Loss Rate - MLR*) et le temps d'inflammation (*ignition time*). La procédure d'essai est standardisée selon les normes ISO 5660-1 :2015 & ASTM 1354 [72, 73]. L'essai permet de mesurer indirectement la libération de chaleur du matériau pour l'obtention des paramètres précédents. Cela permet de déterminer les caractéristiques de croissance d'un incendie et de caractériser la réaction au feu du matériau dans un premier stade de conception des structures. L'essai permet de tester des configurations différentes (verticale ou horizontale) et des flux de chaleur entre 0 et 100 kW/m<sup>2</sup>. L'application de ces normes pour les matériaux composites est autorisée. Cependant, une préparation de l'éprouvette particulière est requise afin de garantir l'isolation thermique partielle des bords de l'échantillon et d'assurer une décomposition du matériau n'atteignant pas les bords. Même si l'essai permet de réduire l'échelle par rapport aux essais précédents, il implique toujours des phénomènes multi-physiques complexes et couplés associés à la dégradation thermique.

Le cône calorimètre permet donc d'avoir un flux de chaleur contrôlé et mieux maîtrisé sur la surface exposée du matériau. D'autres essais permettant un meilleur contrôle du flux de chaleur sont mentionnés dans la littérature [3]. Ce sont soit des adaptations de l'essai au cône calorimètre, soit des essais faisant appel à d'autres instruments. De manière générale, ces essais ne sont pas spécifiques à un type de matériau et sont donc applicables aux matériaux composites.

Dans [3], différentes versions de l'essai du cône calorimètre sont décrites. Une variante consiste à effectuer l'expérience en condition d'atmosphère contrôlée, afin de piloter la quantité d'oxygène dans l'environnement. Ces conditions sont plus représentatives d'un événement feu en zone confinée où la quantité d'oxygène est limitée. Il est également parfois effectué à une échelle intermédiaire afin de tester des échantillons ou des structures plus larges allant jusqu'à 1 mètre par 1 mètre.

Toujours afin d'éviter l'utilisation directe d'une flamme, d'autres configurations d'essais font appel à un panneau radiant, qui permet de mieux contrôler le flux de chaleur incident sur la surface exposée du matériau. Les essais au panneau radiant sont utilisés pour mesurer le taux de chaleur auquel le front de flamme généré se propage sur la surface de l'échantillon en combustion. Ils servent aussi pour mesurer la densité des gaz éjectés pendant l'essai [3].

Bien que l'ensemble de ces essais soit plus représentatif de la réponse structurale en présence d'un flux de chaleur maîtrisé, il reste encore discutable pour la caractérisation des propriétés matériaux dans le cas des matériaux composites [3]. En effet, en raison de la dégradation du composite et l'émission en face avant de gaz de pyrolyse, ces derniers peuvent s'enflammer et alors modifier totalement le flux

de chaleur réel vu par le matériau et donc la réponse thermomécanique du matériau, comme expliqué précédemment dans le paragraphe I.1.1.2.

### I.1.3 Bilan de la certification des structures en matériaux composites dans le secteur aéronautique

Au vue de la certification actuelle des structures primaires soumises à des sollicitations thermomécaniques importantes, plusieurs points peuvent être mis en avant. Ces essais de certification concernent des structures au design déjà figé et il n'est pas concevable de remettre en cause leurs dimensionnements à la fin du processus de certification pour des raisons évidentes de coûts. Le retour d'expérience des structures soumises au feu concernent essentiellement des structures métalliques pour lesquelles un savoir faire est acquis tant d'un point de vue risque lié au feu que d'un point de vue essais à mettre en œuvre pour assurer la sécurité des passagers. Ce retour a donc dans un premier temps été appliqué de manière non différenciée aux structures composites. Il ressort des essais classiquement critiques pour les structures métalliques comme ceux du percement au feu, un comportement bien plus résistant avec des gains d'un facteur de 4 à 5 sur le temps de pénétration de la flamme. Ce constat est imputable aux mécanismes de dégradation complexe des matériaux composites. Néanmoins, le comportement thermo-dégradable des composites pose des questions quant à l'exhaustivité des risques couverts par les normes de certification des structures actuelles.

En raison de la phénoménologie associée à la dégradation thermomécanique des matériaux composites exposés au feu comme présentée dans le paragraphe I.1.1.2, les essais actuels de certification montrent un fort couplage des phénomènes physiques avec notamment une interaction entre la flamme et la structure. Cela pose deux problèmes majeurs qui concernent (i) la représentativité des essais pour la caractérisation de l'intégrité structurale et (ii) le chargement de la flamme et donc le flux thermique imposé qui n'est plus indépendant de la structure.

L'objectif de cette thèse est de se focaliser les mécanismes d'endommagement pour simplifier et réduire les marges de sécurité des structures composites. Il est donc primordial d'avoir une meilleure compréhension de ces mécanismes de dégradation en s'appuyant sur des approches numériques et expérimentales. Or les essais présentés dans les paragraphes précédents sont trop orientés structures ou couplent trop de phénomènes pour permettre une caractérisation et une modélisation adéquates des phénomènes mis en jeu. Le paragraphe suivant a pour objectif de présenter des essais plus élémentaires permettant de caractériser ces mécanismes.

## I.2

## Caractérisation des phénomènes thermomécaniques dans les composites stratifiés

L'objectif de ce paragraphe est de présenter les moyens d'essais conventionnels pour la caractérisation des propriétés physiques (thermiques, chimiques et mécaniques) des matériaux composites stratifiés en fonction de la température afin d'améliorer la compréhension du comportement des composites exposés au feu. Dans un premier temps, nous nous concentrerons sur les essais à l'échelle du matériau pour aller, dans un second vers des essais plus structuraux ou des sollicitations moins homogène.

### I.2.1 Caractérisation à l'échelle du matériau

Ces moyens d'essais cherchent à isoler les phénomènes physiques en jeu de sorte qu'on soit capable d'identifier l'influence de la température sur chacune des propriétés physiques. Les essais présentés dans le paragraphe I.1.2 bien que simples *a priori* sont loin de solliciter le matériau de manière homogène voire maîtrisée. Il est alors nécessaire de proposer des essais afin de caractériser les trois physiques principales exprimées ; à savoir : (i) la chimie, (ii) la thermique et (iii) la mécanique.

Nous ne nous intéressons ici aux propriétés thermiques de base telle que les conductivités, la chaleur spécifique ou l'émissivité du matériau, qui servent en partie à décrire sa réponse thermique et qui font l'objet des différentes études reportées dans la littérature [6, 51, 53]. Nous focalisons l'intérêt à la partie



FIGURE I.7 – Principe des mesures couplées TGA et DSC [7]

mécanique, y compris la dégradation thermique et chimique associée à la montée en température. L’objectif est donc de comprendre les mécanismes de dégradation à une échelle macroscopique du matériau qui vont permettre de déterminer des pics de changements d’état fortement influents sur les propriétés mécaniques du matériau.

Pour cela, l’Analyse ThermoGravimétrique (*ThermoGravimetric Analysis - TGA*) et la Calorimétrie différentielle à balayage (*Differential Scanning Calorimetry - DSC*) sont des essais pour caractériser la décomposition thermique de matériaux composites à matrice organique à l’échelle de la matière [3, 7, 12, 13, 54, 74]. Le dispositif de TGA permet la mesure du taux de perte de masse de l’éprouvette tandis que le dispositif de DSC permet de calculer des enthalpies de réaction par la mesure du flux calorifique, en fonction de la température et de la vitesse de chauffe. La température maximale de l’essai dépend nécessairement du dispositif retenu mais doit être nécessairement supérieure à la température de la réaction de décomposition recherchée du matériau. Ces essais sont soit réalisés en milieu oxydant (air ou débit d’oxygène contrôlé) ou en milieu inerte (azote ou vide) [7, 12, 13]. Les principes des mesures TGA et DSC sont détaillés sur la Figure I.7.

La gamme de température étudiée peut être balayée à différentes vitesses de chauffe avec des vitesses variant de quelques degrés par minute à 100 °C/min, afin de déterminer les intervalles de température où des transformations de l’état du matériau peuvent se produire. Afin d’isoler au mieux les différentes réactions thermo-chimiques du matériau, la mise en œuvre de mesures en atmosphère inerte (sous azote ou vide) permet d’isoler les réactions de pyrolyse se produisant uniquement sous l’effet de la température. Tandis qu’en atmosphère oxydante, donc en présence d’oxygène, les réactions de pyrolyse et oxydation peuvent être mises en évidence par les mesures TGA et par l’observation des pics dans le signal issu des mesures DSC.

Afin d’illustrer ces phénomènes, la Figure I.8 présente un exemple des mesures en atmosphère oxydante et inerte pour un matériau composite unidirectionnel en fibre de carbone et résine époxy de notre étude, le T700GC/M21. On peut voir sur cet exemple l’influence de la rampe de température tant sur la perte de masse dans les mesures TGA que sur les pics des réactions dans les mesures DSC, ainsi que l’influence de l’atmosphère dans l’essai. La réaction de pyrolyse est observée clairement dans le cas d’une atmosphère inerte sur la perte de masse (Figure I.8a), mais surtout sur l’énergie de réaction atteinte (Figure I.8c). Cependant, la réaction de pyrolyse a une enthalpie de réaction faible en comparaison aux réactions d’oxydation, donc elle est moins bien détectée par DSC (Figure I.8d) dans le cas d’une atmosphère oxydante.

Certaines contraintes géométriques des coupons doivent être respectées afin de garantir que la température mesurée au niveau du creuset portant l’échantillon est représentative de celle de l’éprouvette dans tout son volume et donc se décompose de manière homogène. Pour cela, les éprouvettes doivent être suffisamment minces pour respecter l’hypothèse des milieux thermiquement minces qui postule que l’équilibre thermique est atteint instantanément par l’éprouvette avec une température dans tout son volume homogène et donc sans gradient thermique [7].

De nombreux auteurs utilisent ces techniques afin d’identifier un modèle de dégradation thermique adapté aux matériaux composites [51, 53]. Néanmoins, ils remarquent la complexité à coupler les analyses TGA et DSC et à identifier précisément les paramètres associés à chaque réaction chimique. Afin de



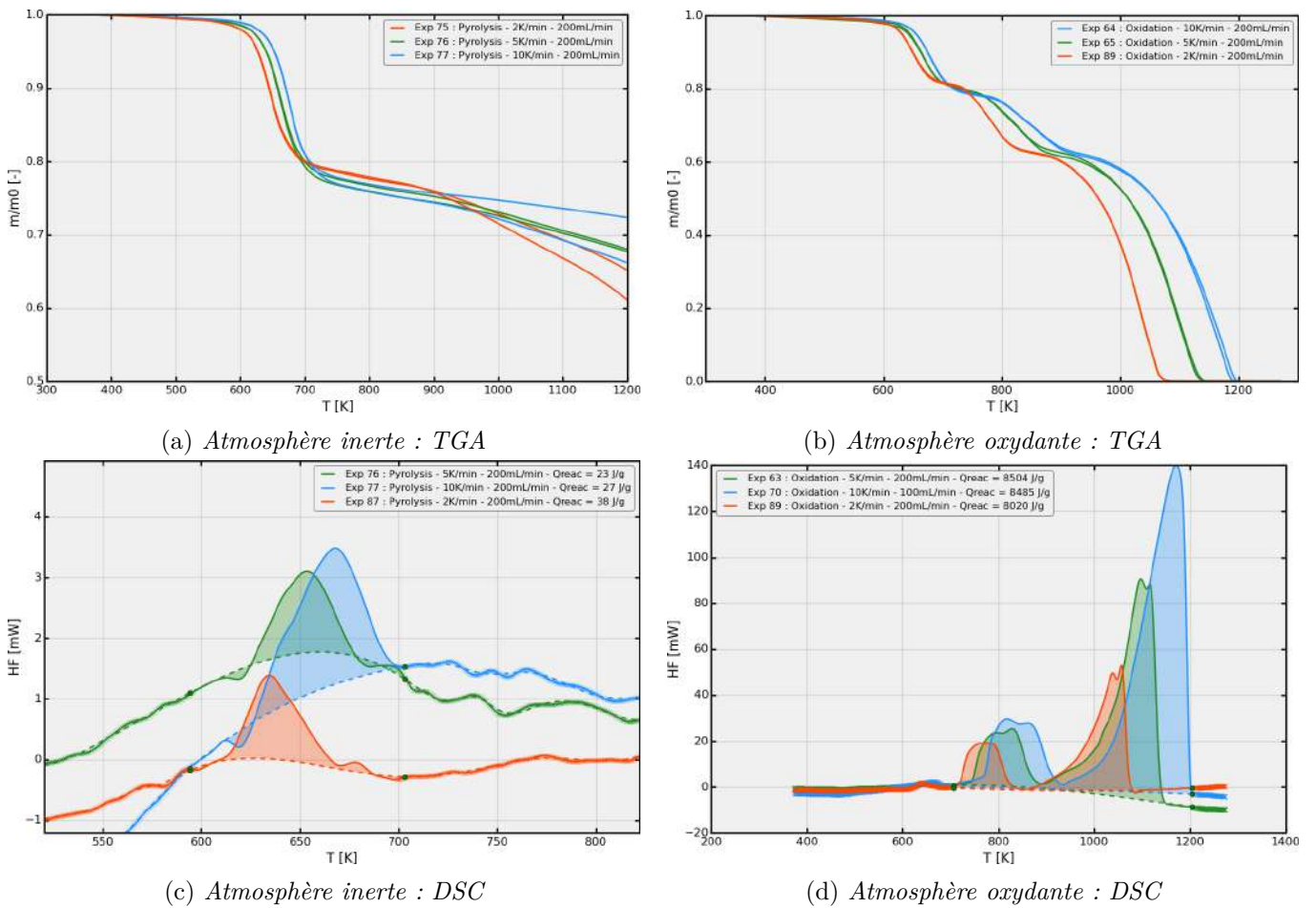


FIGURE I.8 – Reproductibilité de la perte de masse relative et du signal DSC dans une atmosphère inerte ou de l'air à 2 K/min, 5 K/min et 10 K/min [8]

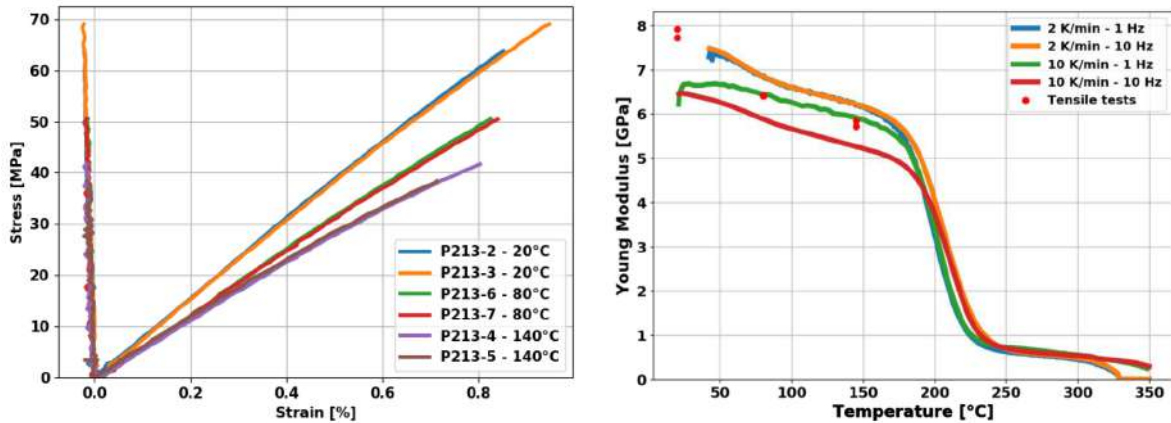


FIGURE I.9 – a. Réponse contrainte-déformation (longitudinale et transverse) en température pour des stratifiés  $[90]_8$  et b. comparaison du module transverse en fonction de la température par DMA et des essais de traction pour des stratifiés  $[90]_8$

palier cette problématique, l'ONERA a développé un outil logiciel dédié, nommé ADeTheC (Analyse de la Dégradation Thermique des Composites) permettant de post-traiter automatiquement les données expérimentales issues des analyses TGA et DSC. Ces analyses sont effectuées sur un analyseur thermogravimétrique couplé à un calorimètre différentiel à balayage METTLER-TOLEDO TGA/DSC3+. Le but est d'obtenir les propriétés physiques élémentaires du matériau composite analysé permettant la modélisation de sa dégradation thermo-chimique [7, 12, 13].

Cependant, les contraintes de représentativité du matériau de ces essais limitent leur capacité de caractérisation. Ils sont donc représentatifs du comportement purement thermique, mais pas du comportement mécanique. Pour l'analyse du comportement mécanique en température, différents auteurs [11, 57, 58, 75] s'appuient soit sur des essais classiques de caractérisation des matériaux ou des essais d'Analyse Mécanique Dynamique (*Dynamic Mechanical Analysis* ou DMA). Ces essais requièrent l'usage d'une enceinte climatique pour reproduire des conditions en température. Le principe des essais DMA consiste à appliquer sur des échantillons une excitation sinusoïdale et d'observer l'évolution du module complexe ainsi mesuré. Suivant le profil de chargement thermomécanique appliqué à l'échantillon, il est possible de mesurer l'évolution par exemple de la partie réelle de la raideur en fonction de la fréquence de la sollicitation et de la température.

La plage de température et de fréquence couverte par une machine DMA dépend du constructeur, et doit être adaptée à l'analyse du matériau d'étude. Cela peut aller des températures négatives à des températures supérieures à la température de pyrolyse du matériau, et des fréquences de quelques dixièmes de hertz à plus de plusieurs centaines de hertz. Cependant, ces essais ne permettent pas de remonter simplement à l'influence de la température ou de la vitesse de sollicitation sur les résistances. En effet, les capacités des DMA sont en générale assez limitées avec des amplitudes ne dépassant pas, même pour les plus importantes, le kN.

Les essais de traction monotone en enceinte climatique permettent de palier cette limite des essais DMA mais également les questions sur la représentativité de ces essais au vu des dimensions des éprouvettes qui sont en général de l'ordre de la dizaine de millimètres. Ainsi des essais sur des machines classiques permettent de palier ces lacunes et de caractériser les propriétés mécaniques (modules et résistances) en fonction de la température pour une vitesse de sollicitation établie.

Des essais DMA et en traction monotone ont été réalisés à l'ONERA afin de caractériser le comportement visqueux du matériau composite de notre étude à fibre de carbone et en résine époxy (T700GC/M21) en sollicitation transverse et en cisaillement pour des stratifications  $[90]_8$  et  $[\pm 45]_{4s}$  respectivement [8, 19, 22, 76]. La Figure I.9 montre l'évolution de la réponse contrainte-déformation longitudinale et transverse (traction monotone) pour une vitesse de sollicitation de 1 mm/min et à différentes températures, ainsi que l'évolution du module transverse en fonction de la température pour différentes vitesses de sollicitation (DMA). La Figure I.10, quant à elle, présente le comportement en cisaillement.

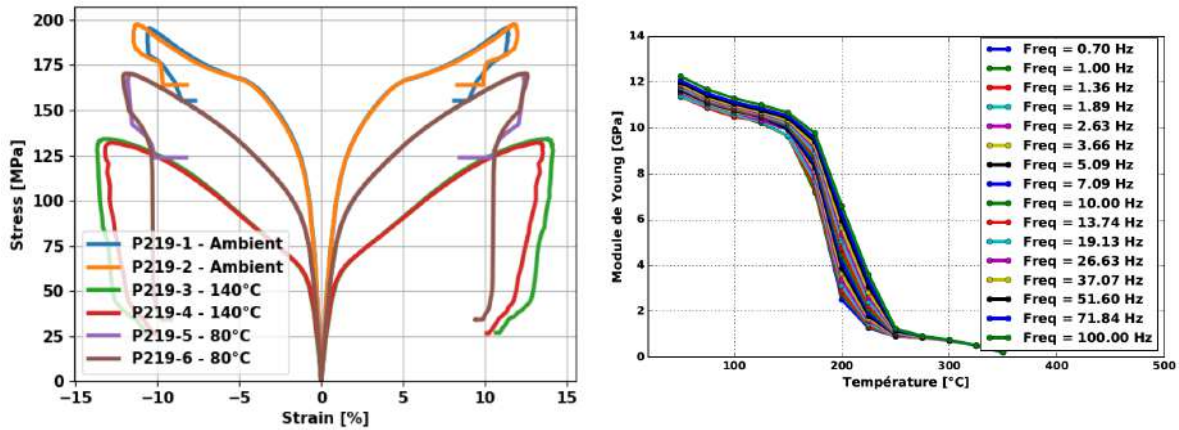


FIGURE I.10 – a. Réponse contrainte-déformation (cisaillement) en température pour des stratifiés  $[\pm 45]_{4s}$  et b. comparaison du module de cisaillement en fonction de la température par DMA pour des stratifiés  $[\pm 45]_{4s}$

Un comportement plus non-linéaire est observé en température tant en transverse qu'en cisaillement en raison du comportement visqueux du matériau. Les essais en enceinte climatique servent de référence pour caractériser le comportement du matériau, mais l'instrumentation dans l'enceinte est limitée et un essai doit être effectué pour chaque température. L'autre limitation concerne l'inertie thermique des enceintes climatiques et la difficulté d'obtenir une température homogène dans des volumes d'enceinte parfois imposants. Ces inerties peuvent alors induire des temps de mise en chauffe important pouvant poser des questions sur la nature du matériau après une telle histoire thermique (postcuisson, séchage du matériau...). La DMA permet de faire un balayage en fréquence de sollicitation et température sur des petits échantillons du matériau permettant alors de s'affranchir de la problématique d'inertie thermique et d'homogénéité du champ thermique dans le coupon. Cependant, la taille limitée des échantillons pose des questions sur la représentativité d'un point de vue mécanique (séparation des échelles entre la taille de l'échantillon et celle du VER). Les faibles excitations limitent l'exacerbation des effets non-linéaires à température ambiante, mais permettent de les caractériser en température, sans arriver à des niveaux de déformations aussi importants que pour des essais de traction monotone classique. La complémentarité des essais de traction à l'aide de machine de traction classique et de DMA s'avère donc utile pour l'identification du comportement des matériaux composites en fonction de la température.

Cependant, ces essais sont souvent limités en température, qui reste en dessous de la température de pyrolyse du matériau (de l'ordre de 350 °C pour une matrice époxy) afin d'éviter la dégradation thermique (par une perte de masse) du matériau. Afin de prendre en compte l'état de dégradation thermique du matériau, des essais mécaniques sur des éprouvettes préalablement dégradées thermiquement permettent de caractériser les propriétés résiduelles mécaniques du matériau en fonction du degré d'avancement de la réaction de dégradation thermique [8, 9, 55]. Mouritz et Mathys [9, 55] ont effectué des essais de caractérisation des propriétés mécaniques (modules et résistances à rupture) en traction, compression et flexion, en fonction du temps d'exposition et du flux de chaleur imposé par un cône calorimètre. Le matériau étudié est un stratifié composite en fibre de verre et résine polyester. Une réduction des propriétés élastiques a été observée en fonction du temps d'exposition (voir les Figures I.11, I.12, I.13) à un flux de chaleur de 50 kW/m<sup>2</sup>, à cause de l'augmentation de la température et la dégradation thermique de la matrice.

Ces études permettent à la fois de : (i) trouver des grandeurs macroscopiques des propriétés mécaniques du matériau dans différents états de dégradation afin de proposer ensuite des modèles de prévision de la tenue mécanique résiduelle comme nous le présentons dans le paragraphe I.3, et (ii) améliorer la compréhension des mécanismes thermiques, chimiques et d'endommagement induits à l'échelle des constituants.



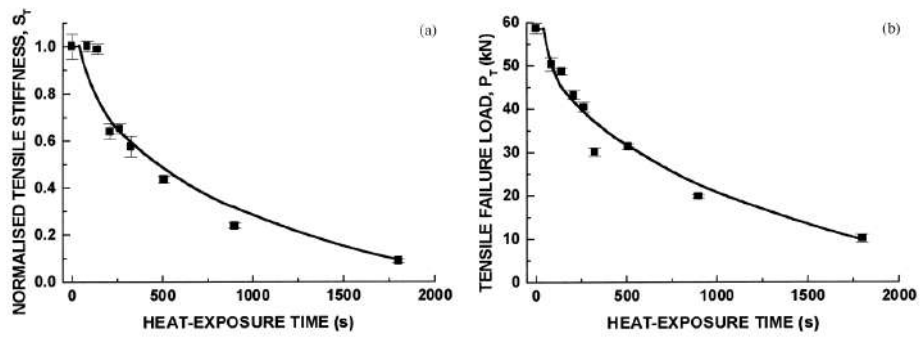


FIGURE I.11 – Évolution de a. Module de traction et b. Résistance à la traction en fonction du temps d'exposition pour un stratifié composite en fibre de verre et résine polyester exposé à un flux de chaleur de  $50 \text{ kW/m}^2$  [9]

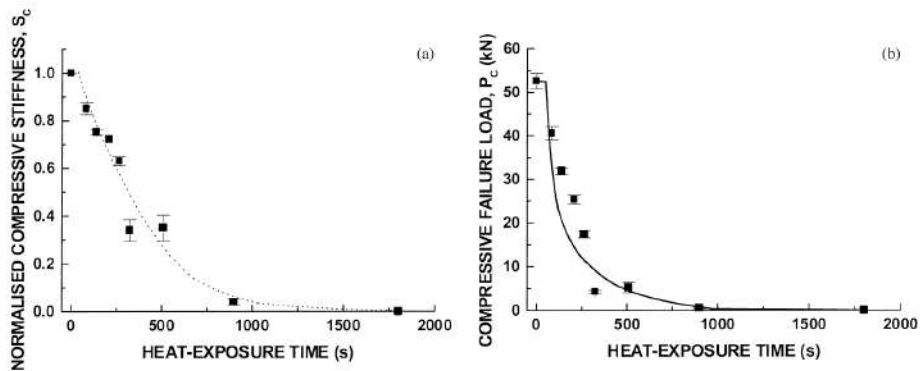


FIGURE I.12 – Évolution de a. Module de compression et b. Résistance à la compression en fonction du temps d'exposition pour un stratifié composite en fibre de verre et résine polyester exposé à un flux de chaleur de  $50 \text{ kW/m}^2$  [9]

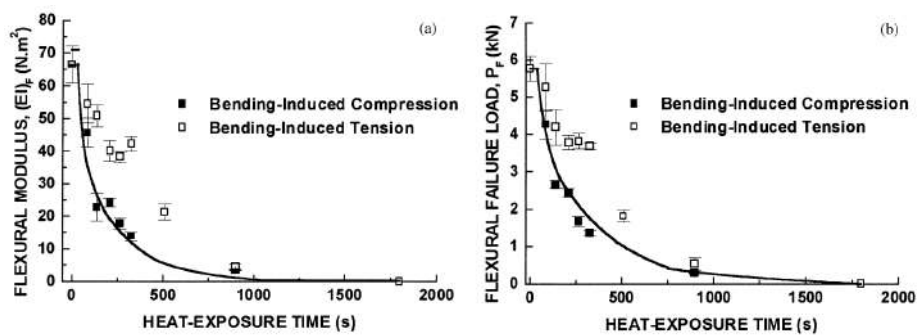


FIGURE I.13 – Évolution de a. Module de flexion et b. Résistance en flexion en fonction du temps d'exposition pour un stratifié composite en fibre de verre et résine polyester exposé à un flux de chaleur de  $50 \text{ kW/m}^2$  [9]

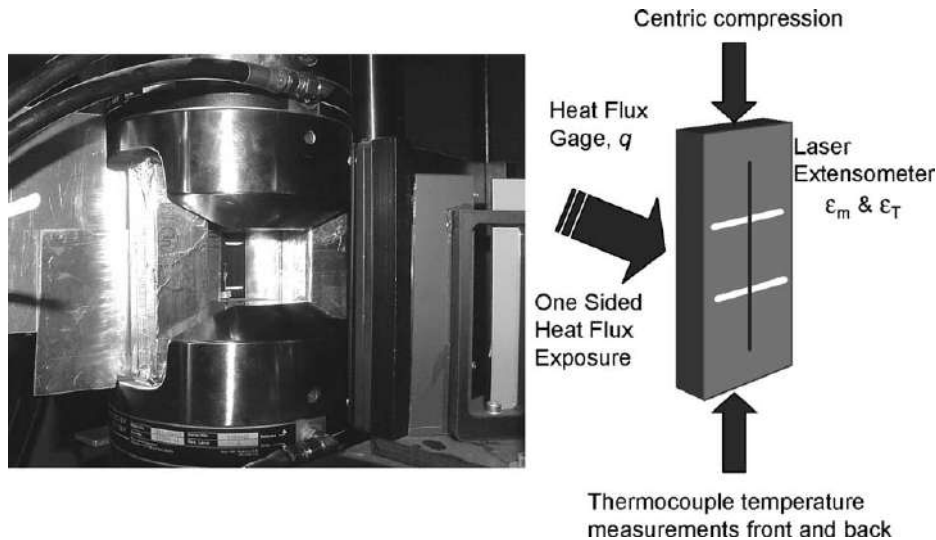


FIGURE I.14 – Essai de compression centrée combinée avec l'exposition au flux de chaleur unilatérale pour évaluer la durée de vie des stratifiés composites [10]

## I.2.2 Caractérisation plus structurale

Bien que les précédents essais mécaniques pouvaient être considérés comme des essais homogènes d'un point de vue du chargement appliqué, des essais sur éprouvettes élémentaires mais faisant intervenir un gradient thermique plus représentatif de la réalité du chargement vu par le matériau sont également proposés dans la littérature. Bausano *et al.* [10] ont proposé un montage expérimental schématisé sur la Figure I.14 pour prévoir la durée de vie d'un composite stratifié en fibre de verre et résine vinylester soumis à une compression centrée combinée à une exposition unilatérale à un flux thermique fixé issu d'un cône calorimètre.

D'autres auteurs se sont aussi intéressés à la tenue en compression en fonction de la température et du temps d'exposition [9, 56, 77, 78]. Ils ont remarqué un mode de rupture structurel de flambage induit par une rupture du matériau en compression faisant intervenir un micro flambement des fibres (*kinking*). Ce mécanisme de rupture en compression est généralement corrélé avec le comportement non-linéaire de la résine en cisaillement [79] qui est alors exacerbée en température [77]. Feih *et al.* [11, 57, 58] ont proposé un montage similaire pour appliquer des chargements de traction ou compression sur des composites stratifiés en fibre de verre et en résine vinylester combinés avec une exposition à un flux de chaleur imposé par un cône calorimètre. Carpier *et al.* [80, 81] ont proposé un dispositif d'étude similaire pour l'étude de la tenue structurale des composites à matrice thermoplastique, mais en utilisant un panneau radiant afin de mieux maîtriser le flux de chaleur incident. Ces auteurs ont montré une réduction de la résistance en traction avec le temps d'exposition et l'augmentation du flux de chaleur, présentant différentes étapes de dégradation. Dans une première phase, un ramollissement de la matrice est observé. Cette première phase est ensuite suivie d'une phase stabilisée avec une dégradation totale de la matrice mais en absence de dégradation des fibres. Dans une dernière phase, la dégradation des fibres est constatée et conduit à une stabilisation de la résistance à l'état de dégradation final des fibres. Ces différentes étapes sont observées sur la Figure I.15.

Tant les essais de caractérisation matériau que les essais plus structuraux permettent d'améliorer la compréhension de la réponse du matériau à la température et à l'exposition continu d'un flux thermique, ainsi que d'analyser les différents mécanismes mis en jeu et leurs interactions. Ces mécanismes sont à prendre en compte (si possible) dans les étapes de modélisation, qui sont décrites dans le paragraphe suivant.

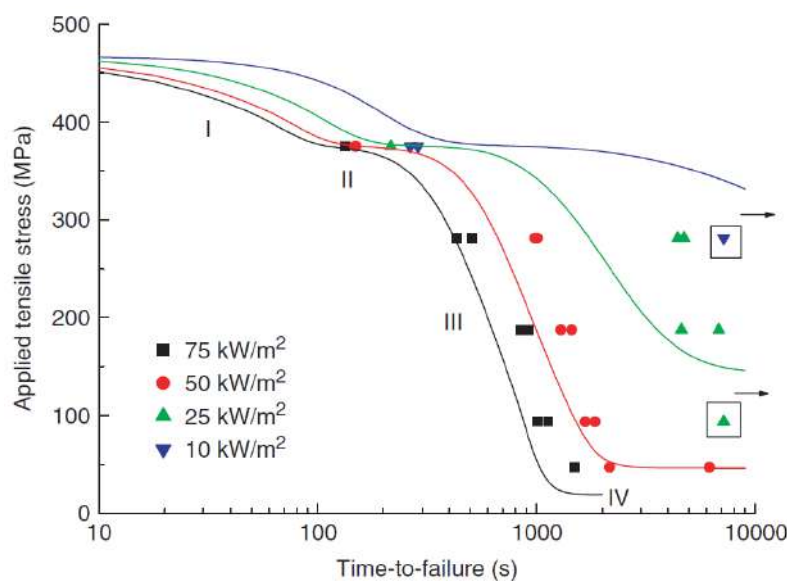


FIGURE I.15 – Temps à la rupture en traction pour des stratifiés en fibre de verre/vinylester, pour différents flux de chaleur [11]

## I.3 Modélisation de la tenue au feu des composites

### I.3.1 Échelle de caractérisation et modélisation de la tenue au feu

La modélisation de la réponse au feu des matériaux composites pour prévoir l'intégrité et la durabilité des structures nécessite de modéliser les différents problèmes concernés, à savoir, la thermique, l'endommagement, la tenue mécanique et la ruine structurelle [59]. Pour Mouritz *et al.* [59], la prévision de l'endommagement matriciel est uniquement un problème thermique et non mécanique. Cependant, la propagation du délaminage qui est bien souvent considérée comme un mécanisme catastrophique, est bien pilotée par la réponse mécanique de la structure tandis que l'apparition du délaminage modifie de manière substantielle la réponse thermique. Par cet exemple, on comprend que l'échelle de modélisation est alors primordiale et c'est pour cela que dans ce paragraphe, une réflexion concernant cette échelle de modélisation est présentée.

Comme introduit dans le paragraphe I.1.1, trois échelles d'analyse sont considérées pour les matériaux composites, à savoir :

- l'échelle macroscopique qui correspond à celle du stratifié,
- l'échelle mésoscopique qui correspond à celle du pli,
- l'échelle microscopique qui correspond à celle des constituants.

L'échelle de caractérisation et de modélisation est entièrement liée au degré de description désiré / nécessaire des phénomènes thermo-physico-chimiques. Ce requis est bien souvent dicté par le cas d'application finale du modèle. Dans le cadre de la tenue au feu des composites pour des applications aéronautiques, ce comportement matériau s'avère un problème nécessairement multi-échelle en raison des mécanismes d'endommagement et de leur interaction. Le délaminage mentionné précédemment en est un bon exemple puisqu'il est le produit d'une dégradation à l'échelle microscopique mais a des conséquences à l'échelle macroscopique. Le passage d'une échelle de modélisation à une autre nécessite alors des techniques d'homogénéisation afin de considérer un milieu aux propriétés homogènes et équivalentes à celle de l'état décrit aux échelles inférieures pour peu que la séparation des échelles soit possible. La Figure I.16 représente l'ensemble des différentes échelles impliquées [12, 13].

Cependant, la plupart des modèles cherchant des estimations de durée de vie ou de performances mécaniques résiduelles optent pour des approches phénoménologiques pour décrire l'évolution des propriétés

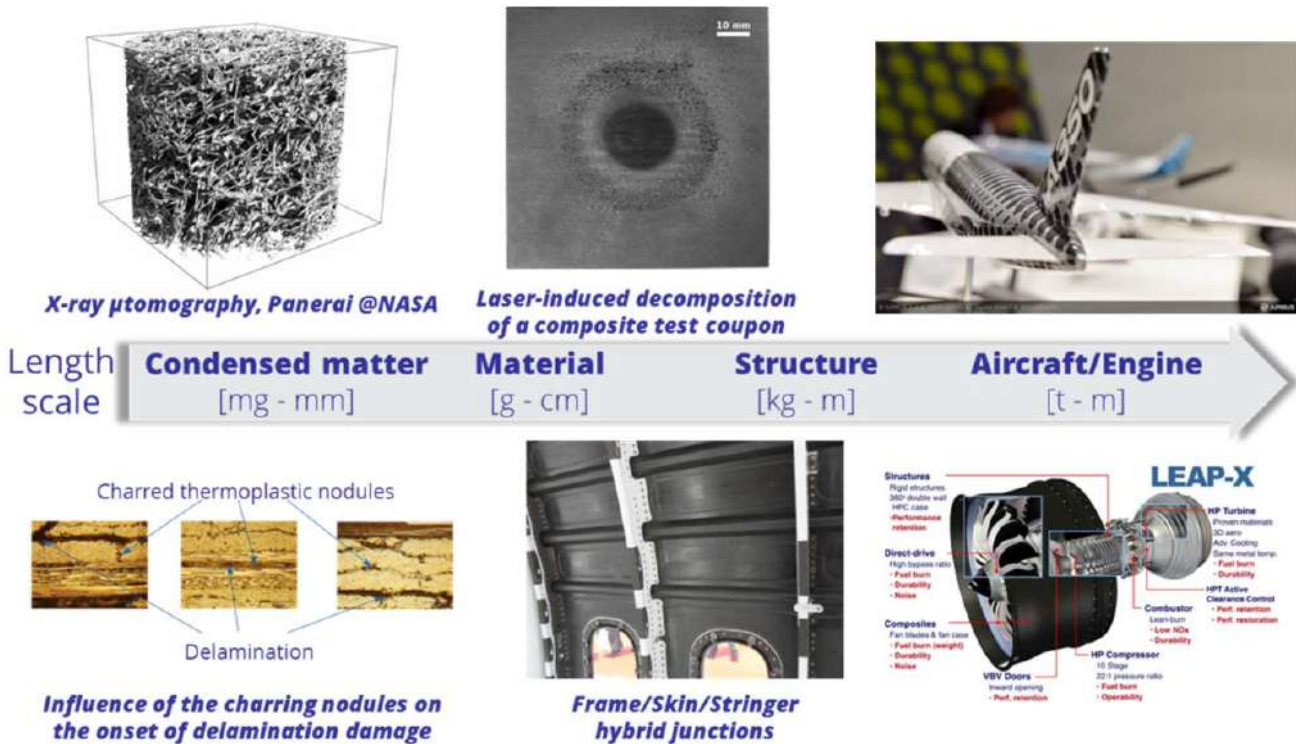


FIGURE I.16 – Séparation d'échelles pour l'étude de la réaction au feu des composites [12, 13]

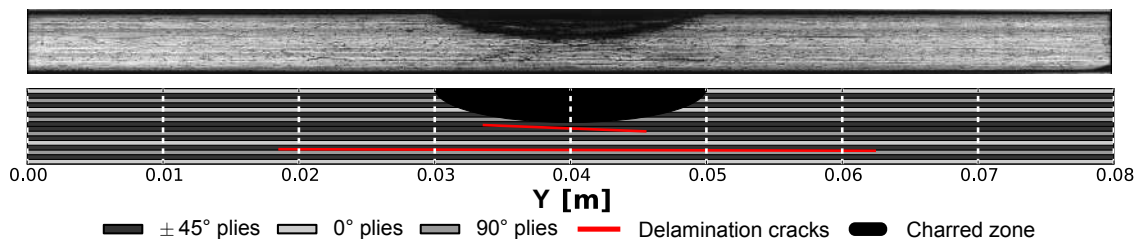


FIGURE I.17 – Coupe micrographique visualisant l'endommagement d'un composite stratifié quasi-isotrope soumis à un impact laser [14]

mécaniques et des approches multi-constituants basées sur des lois d'homogénéisation qui permettent de considérer un degré d'avancement de pyrolyse. Ces approches se basent sur une caractérisation à l'échelle macroscopique et sont donc formulées à cette échelle. Elles nécessitent l'identification expérimentale d'un certain nombre de paramètres de forme. Par conséquent, l'identification du modèle dépend du problème considéré, et donc du matériau, de sa stratification et de sa sollicitation thermomécanique (type, vitesse, flux de chaleur).

Certains mécanismes de dégradation mécanique peuvent se manifester à une plus petite échelle avant d'induire des conséquences détectables à l'échelle macroscopique. Dans le cas d'un stratifié composite exposé à un flux de chaleur, l'absence de dégradation observable visiblement en surface peut cacher dans le volume d'autres mécanismes de dégradation comme de la fissuration matricielle en raison de la température élevée imposée [8, 15, 55, 59].

La littérature concernant la dégradation au feu rapporte peu ces phénomènes de dégradation alors que la présence de ces fissures matricielles peuvent altérer la conductivité thermique et la diffusion des gaz au sein du matériau et, par conséquent, sa réponse thermique. Biasi et Leplat *et al.* [6, 14] illustrent ce phénomène sur un stratifié CFRP impacté par un faisceau laser (Fig. I.17) afin de montrer le couplage entre la fissuration de la matrice (délaminages) et la réponse thermique.

En effet, il s'avère que les mécanismes qui déclenchent le délaminage ont lieu à l'échelle des fibres et de la matrice [14, 59]. Cette remarque implique donc pour le modèle de prendre en compte une description des mécanismes d'initiation des fissurations matricielles qui vont ensuite induire les délaminages aux interfaces entre les plis. Cependant, une telle exigence de raffinement peut facilement complexifier l'étape de caractérisation des mécanismes et la future formulation d'un modèle thermo-mécanique. Afin de palier cette difficulté, des modèles de changement d'échelle basés sur des lois d'homogénéisation semblent une solution pour passer d'une échelle de caractérisation du comportement des constituants, à une échelle macroscopique du stratifié [6]. Cependant, cette stratégie est souvent coûteuse d'un point de vue numérique et difficile à mettre en œuvre selon la complexité du modèle. Des modèles à une échelle intermédiaire s'avèrent alors une solution pragmatique, afin de décrire les phénomènes mécaniques à l'échelle du pli et de l'interface et ainsi estimer correctement les effets à l'échelle du stratifié. L'échelle mésoscopique est alors à la fois pertinente pour la prévision du comportement du stratifié quelle que soit sa séquence d'empilement mais également pour prendre en compte les mécanismes de dégradation aux échelles inférieures de manière simple et efficace [77].

Néanmoins, quelle que soit l'échelle de modélisation choisie, la prévision de la réponse thermomécanique des matériaux composites exposés au feu nécessite tant une modélisation des phénomènes thermiques que mécaniques. Pour cette fin, nous présentons ensuite les modèles principaux concernant la dégradation thermique et thermomécanique des composites. La plupart des modèles partent du principe du découplage du problème thermique et mécanique en raison des temps caractéristiques différents pour ces deux physiques. En effet, les temps caractéristiques des phénomènes thermiques sont plus importants que ceux mécaniques. CPar conséquent, la modélisation de la dégradation thermique peut donc être abordée indépendamment pour les différentes échelles. La modélisation thermomécanique est alors abordée comme une réponse instantanée à un état thermique donné. Dans le paragraphe suivant, au travers d'un état de l'art général, nous abordons les modèles principaux présentés dans la littérature.

### I.3.2 Modélisation de la dégradation thermique

Comme nous l'avons introduit précédemment, la modélisation de la réponse thermique permet d'estimer *a minima* l'endommagement dû à la dégradation en volume du matériau [59]. Plusieurs auteurs se sont intéressés à cette problématique avec l'apparition des premiers modèles dès les années 1980-90 [51–53]. Il s'agit de modéliser les phénomènes qui influencent les transferts de chaleur au sein du matériau. Pour cela, les modèles sont formulés en accord avec des lois de conservation générales, dont les formes locales (dérivées partielles des quantités à conserver par rapport au temps  $t$ ) sont présentées ci-dessous [6] :

$$\begin{aligned}
 \text{Conservation de la masse :} & \quad \frac{\partial \rho}{\partial t} + \vec{\nabla} \cdot (\rho \vec{v}) = \rho_{\text{masse}} \\
 \text{Conservation de la quantité de mouvement :} & \quad \frac{\partial \rho \vec{v}}{\partial t} + \vec{\nabla} \cdot (\rho \vec{v} \otimes \vec{v}) = p_{\text{force}} \\
 \text{Conservation de l'énergie :} & \quad \frac{\partial q}{\partial t} + \vec{\nabla} \cdot (q \vec{v}) = p_{\text{énergie}}
 \end{aligned} \tag{I.1}$$

Les termes de droite correspondent à des apports externes au système ; à savoir, l'ensemble des sources de masse représenté par  $\rho_{\text{masse}}$ , l'ensemble des forces appliquées au point matériel par  $p_{\text{force}}$  et les énergies externes provenant des sources de chaleur ou mécaniques par  $p_{\text{énergie}}$ . Les quantités à conserver sont la masse volumique ( $\rho$ ), la quantité de mouvement ( $\rho \vec{v}$ ) et l'énergie interne ( $q$ ).

L'objectif alors des modèles thermiques actuels est de définir l'expression et l'évolution des différents paramètres de ces lois de conservation afin de modéliser les phénomènes thermiques les plus importants décrits dans le paragraphe I.1.1. Le bilan d'énergie considère toujours l'hypothèse d'équilibre local, à savoir que la température au point matériel considéré est identique à celle des constituants [6]. L'équation sur la conservation d'énergie modélise les termes de conduction, de transport des gaz et de décomposition du matériau, comme explicité dans le modèle de Henderson *et al.* [51] :

$$\underbrace{\frac{\partial \rho h}{\partial t}}_{\text{Instationnarité}} = \underbrace{\frac{\partial}{\partial x} \left( k \frac{\partial T}{\partial x} \right)}_{\text{Conduction}} - \underbrace{\frac{\partial}{\partial x} \left( \dot{m}'_g \cdot h_g \right)}_{\text{Transport gaz}} - \underbrace{Q \frac{\partial \rho}{\partial t}}_{\text{Décomposition}} \tag{I.2}$$



avec  $\rho$  la masse volumique,  $t$  le temps,  $T$  la température,  $x$  la distance sous la surface exposée dans la direction de l'épaisseur,  $h$  l'enthalpie du matériau,  $h_g$  l'enthalpie des gaz de décomposition,  $k$  la conductivité thermique,  $\dot{m}'_g$  le débit massique des gaz de décomposition et  $Q$  la chaleur de réaction par pyrolyse. Suivant le modèle considéré, différentes formulations de l'évolution et de la dépendance des propriétés du matériau en fonction de la température et de l'état du matériau sont proposés dans l'état de l'art [6, 15, 51, 53, 75].

Le bilan de conservation de la masse doit être établi pour chaque constituant  $i$  (séparément ou globalement). Donc, l'équation de conservation de la masse pour un constituant  $i$  s'écrit comme :

$$\frac{\partial}{\partial t} (\rho_i \phi_i) + \frac{\partial \dot{m}'_i}{\partial x} = \sigma_{\text{masse},i} \quad (\text{I.3})$$

avec  $\dot{m}'_i$  le débit massique local et  $\sigma_{\text{masse},i}$  l'ensemble des termes sources massiques du constituant  $i$  [6]. La complexité du bilan de masse dépendra des hypothèses formulées autour la nature du modèle (bi-constituant, tri-constituant, multi-constituant), pour modéliser les processus de dégradation du composite. De manière générale, la décomposition du matériau est décrite par une loi de thermocinétique de dégradation, soit mono-réaction (pyrolyse) ou multi-réaction (pyrolyse en plusieurs étapes, dégradation des fibres) [3, 6].

L'équation de conservation de la quantité de mouvement régit le transport de gaz de décomposition au travers du point matériel. Ce phénomène représente des écoulements fluides dans des milieux poreux à faible numéro de Reynolds et pour lesquels les termes inertiels peuvent être négligés [6]. Une simple loi de Darcy est alors retenue :

$$\vec{v}_g = -\frac{K_P}{\mu} (\vec{\nabla} P - \rho \vec{g}) \quad (\text{I.4})$$

avec  $\vec{v}_g$  la vitesse de filtration des gaz,  $K_P$  la perméabilité du matériau,  $\mu$  la viscosité,  $P$  la pression du gaz et  $g$  l'accélération gravitationnelle.

La plupart des modèles thermiques actuels se focalisent sur la description des processus et interactions thermo-physico-chimiques [6, 51–53]. Henderson *et al.* [51] et Gibson *et al.* [53] proposent un modèle 1D de dégradation thermique bi-constituant (matériau vierge et matériau dégradé) sous l'hypothèse d'équilibre thermique local. Le taux d'évacuation des gaz est négligé par l'hypothèse que les gaz sont éjectés dès leur formation. Pour eux, les propriétés thermiques du matériau sont exprimées en fonction de la température comme des lois d'homogénéisation entre les propriétés du matériau dans l'état vierge et celles dans l'état pyrolysé (char). Henderson et Wiecek [82] proposent un nouvelle version du modèle thermique précédent [51]. Il s'agit d'un modèle tri-constituant (matériau dans l'état vierge, char, et gaz de décomposition) avec la prise en compte de l'expansion thermique et l'accumulation des gaz de décomposition dans le matériau solide. Ce modèle s'appuie sur l'hypothèse d'équilibre thermique local, hypothèse sur laquelle les auteurs eux-même émettent des doutes. L'estimation des pressions internes des gaz est donc approximative et à prendre en compte avec réserve [82]. Afin de palier ces réserves, Florio *et al.* [52] proposent un modèle thermique basé sur [82], en revenant sur l'hypothèse d'équilibre thermique local. Ainsi une variation de température au niveau microscopique peut grandement influencer la production du gaz de décomposition considéré, sa vitesse de dégagement et sa pression interne. Biasi [6] propose un modèle de dégradation thermique étendu aux configurations 2D et 3D à partir d'une méthode de volumes finis sur maillage non structuré et repose sur une résolution implicite de son système d'équations dans lequel il considère plusieurs constituants solides ou gazeux. Un couplage aérothermique simple est aussi étudié afin d'analyser l'influence de la flamme sur les échanges convectifs et sur le flux effectif sur la surface exposée du matériau.

Zhan et Case [83] proposent un modèle thermo-mécanique éléments finis en 3D, sous chargement thermique et de compression. La modélisation mécanique repose sur une formulation des équations constitutives pour un matériau orthotrope, avec la prise en compte des effets viscoélastiques sur la raideur du matériau. Luo et Desjardin [67] proposent un modèle thermo-mécanique, avec la prise en compte des déformations mécaniques issues de la pression interne exercée par les gaz de décomposition. Pour cela, le travail des forces de pression est considéré dans le bilan énergétique. Aucun autre phénomène mécanique n'est pris en compte dans le modèle. Même si les résultats en température restent similaires à ceux

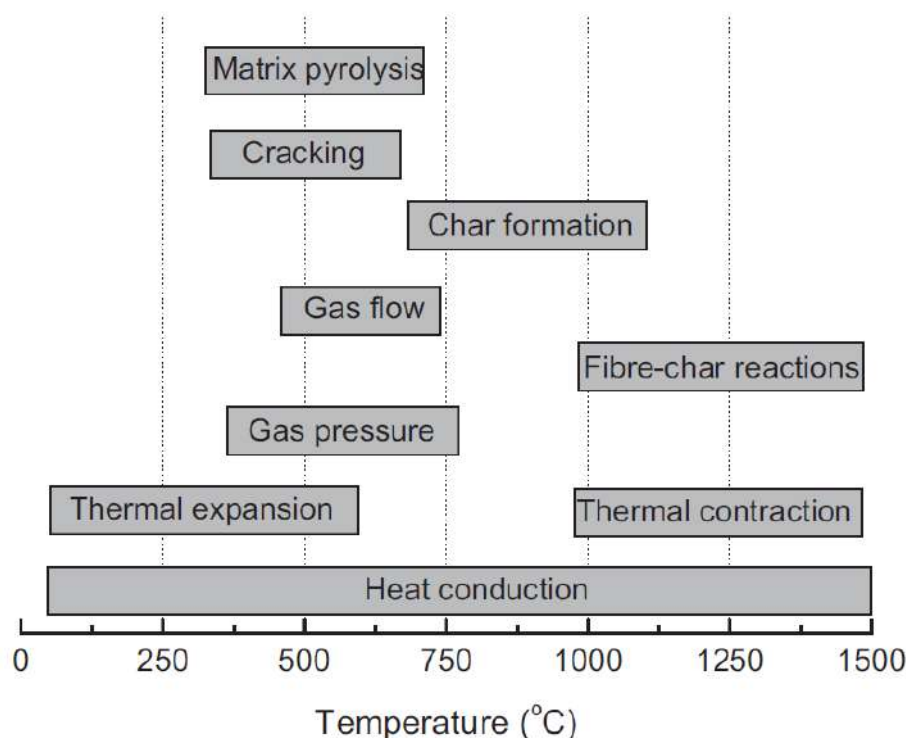


FIGURE I.18 – Phénomènes physiques associés aux différents niveaux de température [15]

de [52, 82], le modèle souligne l'importance de certains termes dans les lois de conservation de l'énergie, qui peuvent affecter radicalement la distribution de pression interne, et donc sur la réponse mécanique du matériau. La réponse mécanique de matériau ne s'appuie pas que sur l'estimation des pressions internes exercées par les gaz de décomposition mais *a minima* sur le couplage thermomécanique induit par le gradient thermique appliqué au matériau. Ce aspect est traité dans le paragraphe I.3.3.

### I.3.3 Modélisation de la réponse thermomécanique d'un composite soumis à un flux thermique

La modélisation de la réponse mécanique dépend tant de la bonne estimation de la réponse thermique que de la bonne description des phénomènes mécaniques impliqués. Dans notre but de décrire la propagation des fissures en température pour des matériaux composites, la réponse mécanique nécessite de traiter trois principaux aspects : le comportement du matériau, la rupture et l'endommagement. Cela rend important le choix de l'échelle de modélisation. Ce dernier point est d'autant plus important lorsqu'il est envisagé de modéliser des phénomènes qui ne sont pas facilement accessibles à une échelle macroscopique, par exemple, les critères de rupture et les mécanismes d'endommagement à l'échelle des constituants ou aux intraplis et/ou aux interfaces ou aux interplis [15].

La Figure I.18 [15] montre les plages approximatives de température d'apparition des phénomènes thermomécaniques principaux. Cependant, la complexité du couplage entre la réponse thermique et mécanique, la complexité des mécanismes de dégradation et d'endommagement, ainsi que le choix de l'échelle de modélisation représentent un axe d'étude ouvert actuellement dans la littérature non seulement pour l'aspect thermique mais également mécanique. Pour cette raison, de nombreux auteurs décomposent le problème thermomécanique en deux parties lorsque l'application finale le permet. D'un côté, le champ de température est obtenu par un modèle de dégradation thermique avec un modèle de thermocinétique du type de ceux présentés dans le paragraphe I.3.2 et d'un autre côté, la réponse mécanique est estimée en prenant en compte l'évolution des propriétés mécaniques en fonction de la température et de l'état physicochimique du matériau. De manière similaire au paragraphe I.3.2, une revue des différentes approches mécaniques sont présentées et regroupées selon la modélisation retenue, tant à température ambiante dans un premier temps que son adaptation en température dans un deuxième temps.

### I.3.3.1 Modèles de comportement et rupture à l'ambiante d'un composite stratifié

**Prise en compte du comportement visqueux à l'échelle du pli** La prévision de la réponse mécanique du composite passe souvent par la caractérisation et la modélisation du comportement élémentaire du pli et ensuite le passage à l'échelle macroscopique par la théorie classique des stratifiés (CLT) [64]. Il s'agit de la théorie la plus utilisée pour la prévision du comportement mécanique d'un composite stratifié soumis à un chargement mécanique. Sur le principe, il s'agit d'une méthode d'homogénéisation permettant de passer du comportement du pli à celui du stratifié.

Cependant, afin d'avoir une bonne estimation de la rupture du composite, il est nécessaire d'avoir une bonne prévision de la rupture dans les plis ou aux interfaces entre les plis. Pour cela, il faut étendre l'approche classique (CLT) à des comportements non linéaires (CLT non-linéaire). Le comportement du stratifié est donc déterminé à partir du comportement élémentaire endommageable du pli et de celui des interfaces entre plis.

Il est donc nécessaire de séparer les effets (linéaires et non linéaires) sur le comportement du pli, sur l'endommagement et sur la définition de critères de rupture. En ce qui concerne le comportement du pli, une approche basée dans la mécanique des milieux continus et dans un cadre thermodynamiquement admissible permet d'assurer une signification physique aux non linéarités introduites, tels que des effets visqueux. Pour cela, nous trouvons différents modèles pour reproduire un tel comportement non-linéaire [84–88], tel que le modèle viscoélastique spectral proposé par Maire *et al.* [16, 89, 90]. Ce modèle nous sert de base pour la modélisation du comportement à l'échelle du pli dans un premier temps, afin d'intégrer plus facilement la dépendance à la température dans un deuxième temps. Cette approche sera donc utilisée dans la suite du manuscrit.

La formulation de ce modèle est décrit par l'Équation I.5 :

$$\underline{\sigma} = \underline{\tilde{C}} : (\underline{\varepsilon} - \underline{\varepsilon}^{th} - \underline{\varepsilon}^{ve}) \text{ avec } \underline{\tilde{S}} = \underline{\tilde{C}}^{-1} \quad (\text{I.5})$$

avec  $\underline{\tilde{C}}$  et  $\underline{\tilde{S}}$  des tenseurs d'ordre 4 correspondant aux tenseurs d'élasticité en raideur et en souplesse.  $\underline{\varepsilon}$ ,  $\underline{\varepsilon}^{th}$  et  $\underline{\varepsilon}^{ve}$  représentent les déformations totales, thermiques et visqueuses. Le tenseur des déformations thermiques est calculé par une approche thermo-élastique classique :

$$\underline{\varepsilon}^{th} = (T - T_0) \underline{\alpha}^{th} \quad (\text{I.6})$$

avec  $\underline{\alpha}^{th}$  le tenseur de dilatation thermique et  $T_0$  la température libre de contrainte. Le tenseur des déformations visqueuses  $\underline{\varepsilon}^{ve}$  est calculé à partir d'un modèle viscoélastique spectral dont le principe est de pondérer par un poids  $\mu_i$  chaque mécanisme visqueux élémentaire  $\xi_i$  associé à un temps caractéristique de relaxation  $\tau_i$  [16]. Cela permet de définir la répartition complète des poids  $\mu_i$  par une enveloppe de type gaussienne déterminée par la connaissance des deux paramètres de forme de la distribution,  $n_0$  et  $n_c$ , comme schématisé dans la Figure I.19.

Donc les temps caractéristiques et les poids des mécanismes visqueuses sont exprimés comme :

$$\begin{cases} \tau_i = e^{n_i} \\ \mu_i = \frac{1}{n_0 \sqrt{\pi}} e^{-\left(\frac{n_i - n_c}{n_0}\right)^2} \end{cases} \quad (\text{I.7})$$

et la déformation visqueuse peut s'exprimer comme la somme de la contribution de tous les mécanismes visqueux élémentaires :

$$\begin{cases} \dot{\underline{\varepsilon}}^{ve} = \sum_i \dot{\underline{\xi}}_i \\ \tau_i \dot{\underline{\xi}}_i + \underline{\xi}_i = \mu_i \underline{\tilde{S}}^R : \underline{\sigma} \end{cases} \quad (\text{I.8})$$

avec  $\underline{\tilde{S}}^R$  le tenseur effectif de souplesse visqueuse [90]. Le tenseur de souplesse visqueuse initial n'a pour seules composantes non-nulles que les composantes transverses et de cisaillement. Le tenseur de souplesse



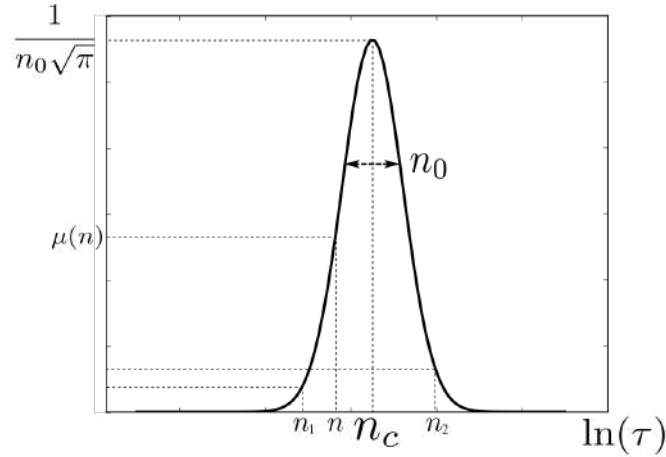


FIGURE I.19 – Représentation de la répartition des poids  $\mu_i$  de chaque mécanisme visqueux élémentaire  $\xi_i$  en fonction de son temps caractéristique  $\tau_i$  [16]

est formulé à l'échelle mésoscopique sur le principe que l'apparition d'endommagement à l'échelle de la fibre et de la matrice n'a pas un impact majeur sur le comportement élastique mais essentiellement sur le comportement visqueux par l'effet associé aux endommagements autour des fibres. Il est défini comme :

$$\underline{\tilde{S}}^R = \underline{S}^R + \sum_{i=2}^3 \delta_i \underline{H}^{\delta_i} \quad (\text{I.9})$$

avec  $\delta_i$  deux variables d'endommagement à l'échelle microscopique dont les effets sont traduits au travers du tenseur d'effet visqueux  $\underline{H}^{\delta_i}$ . Sous l'hypothèse que l'endommagement matriciel à l'échelle microscopique ne peut se développer que dans les deux directions transverses aux fibres (sens 2 et 3), les forces thermodynamiques ( $y_2, y_3$ ) pilotent l'évolution des variables d'endommagement associées ( $\delta_2$  et  $\delta_3$ ) à la déformation visqueuse dépendant directement de la partie positive des déformations dites élastiques. Chaque force thermodynamique a une contribution en mode ouverture ( $y_i^n$ ) et une autre due au cisaillement ( $y_i^t$ ) :

$$\left\{ \begin{array}{l} \underline{\varepsilon}^e = \underline{\varepsilon} - \underline{\varepsilon}^{ve} - \underline{\varepsilon}^{th} \\ \delta_i = \delta_i^c \left[ 1 - \exp \left( - \frac{\langle \sqrt{y_i} - \sqrt{y_i^0} \rangle_+^{p^{\delta_i}}}{\sqrt{y_i^c}} \right) \right] \text{ avec } \dot{\delta}_i \geq 0 \\ y_i = y_i^n + y_i^t \\ y_i^n = C_{ii,ii}^0 \varepsilon_{ii}^{e+} \text{ avec } i = 2, 3 \\ y_i^t = b_i C_{ij,ij}^0 \varepsilon_{ij}^{e+} + b_{ip} C_{ik,ik}^0 \varepsilon_{ik}^{e+} \text{ avec } j = 1, 2 \text{ et } k = 3, 1 \end{array} \right. \quad (\text{I.10})$$

avec ( $b_i, b_{ip}, y_i^0, y_i^c, p^{\delta_i}$ ) des paramètres matériaux qui pilotent la cinétique d'endommagement et ses couplages selon le chargement.

L'étape suivante vise à adapter ce type des modèles de comportement en prenant en compte la température puis l'endommagement du matériau, ainsi qu'à formuler des critères de rupture du pli et des interfaces adaptés, comme nous le présentons dans le paragraphe suivant.

**Prise en compte de l'endommagement** Un modèle d'endommagement cherche à modéliser les conséquences des mécanismes de dégradation observés au sein du pli afin d'obtenir ensuite une prévision de la réponse mécanique du stratifié. Dans la littérature il existe entre autres des approches comme la *Progressive Failure Analysis* (PFA) [91,92] et la Mécanique Continue de l'Endommagement (*Continuum Damage Mechanics-CDM*) [93–95].

L'objectif de ce manuscrit n'est pas de rentrer dans les détails des modélisations classiquement utilisées mais seulement d'en rappeler les principes fondamentaux. Le principe de la PFA est de modéliser la

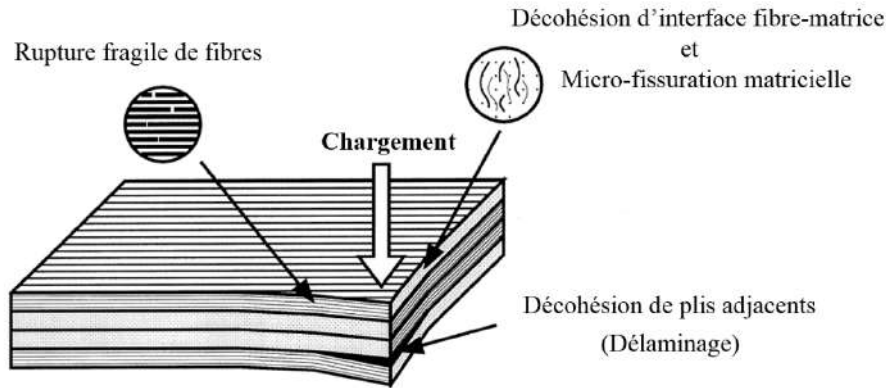


FIGURE I.20 – Schéma des mécanismes d'endommagement modélisés pour des matériaux composites stratifiés [17]

rupture locale du matériau et sa conséquence sur la réduction des propriétés mécaniques apparentes du matériau. Cependant cette approche est basée sur des critères de rupture qui peuvent conduire à des comportements non thermodynamiquement admissibles [96]. La mécanique continue de l'endommagement considère quant à elle le pli comme un milieu continu endommageable. Le matériau est considéré être à chaque instant dans un état d'équilibre thermodynamique local [95]. Une exemple du modèle à l'échelle du pli formulé dans le cadre de la CDM est le mésomodèle proposé par Ladevèze [17]. Il s'agit d'un modèle très répandu dans la littérature pour la prévision de la rupture des pièces composites parce qu'il prend en compte trois modes d'endommagement au sein du pli ; à savoir : la rupture de fibre, la fissuration matricielle et la décohésion interfaciale fibre-matrice. De plus, le délaminage est modélisé entre les plis adjacents à l'aide d'un modèle de zones cohésives (plus de détails seront apportés spécifiquement sur ce point dans le paragraphe I.5). La Figure I.20 montre un schéma des différents mécanismes considérés.

En combinant les principes de la CDM et de la PFA, l'ONERA a développé un modèle multi-échelle pour des composites à matrice céramique et à matrice organique [18,90]. Le modèle permet donc de traiter des chargements macroscopiques, calculer la contrainte au sein de chaque pli à partir des méthodes de changement d'échelle (CLT non linéaire ou autre) et prendre en compte ainsi l'évolution des endommagements des plis et leur conséquence sur la tenue mécanique des pièces en composites. La Figure I.21 montre le principe de la démarche du modèle. La rupture à l'échelle du pli est basée sur les critères de Hashin [97] et quatre modes de rupture sont pris en compte dans le modèle ONERA [18,19] :

- 2 pour le mode fibre (rupture des fibres)
- 2 pour le mode transverse (fissuration de la matrice)

puisque l'on sépare pour chaque mode les sollicitations de traction de celles de compression. Les modes de rupture des fibres en traction ou en compression de la matrice sont dits catastrophiques, car l'apparition d'une rupture de ce type à l'échelle du pli conduit nécessairement à la rupture du stratifié. En revanche, les modes de rupture en traction de la matrice et l'apparition de fissuration transverse sont non catastrophiques.

**Thermoélasticité pour la prise en compte des contraintes thermiques : vers une modélisation thermomécanique** Un aspect important à traiter concerne la dilatation thermique longitudinale et transverse. Il est classiquement admis une description thermoélastique pour l'écriture de la déformation thermique, comme nous l'avons présenté dans l'Equation (I.6). Les déformations thermiques générées sont traduites comme des contraintes internes du matériau. Cela représente un chargement supplémentaire à considérer au sein du stratifié et qui dépend fortement de la stratification comme l'illustre la Figure I.22.

Il est donc nécessaire d'étendre ces chargements thermiques à des chargements thermiques non homogènes dans l'épaisseur du stratifié et avec la prise en compte d'une éventuelle dégradation thermique du

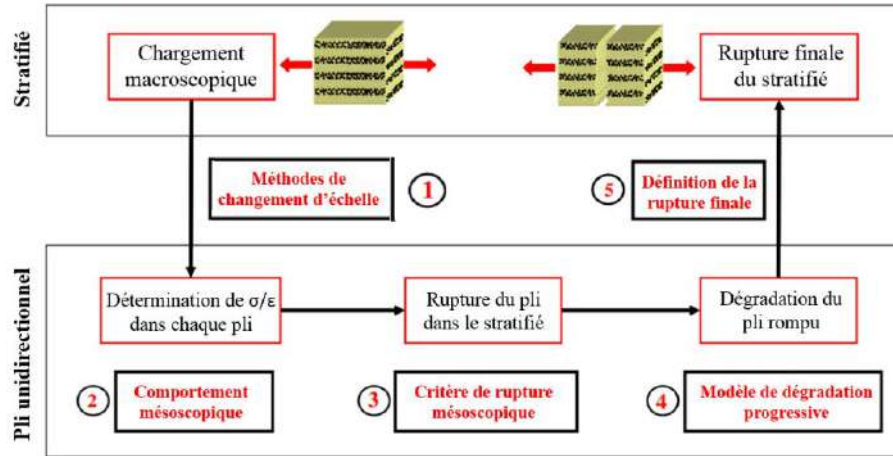


FIGURE I.21 – Schéma de principe de l'approche progressive de la rupture pour des composites stratifiés [18]

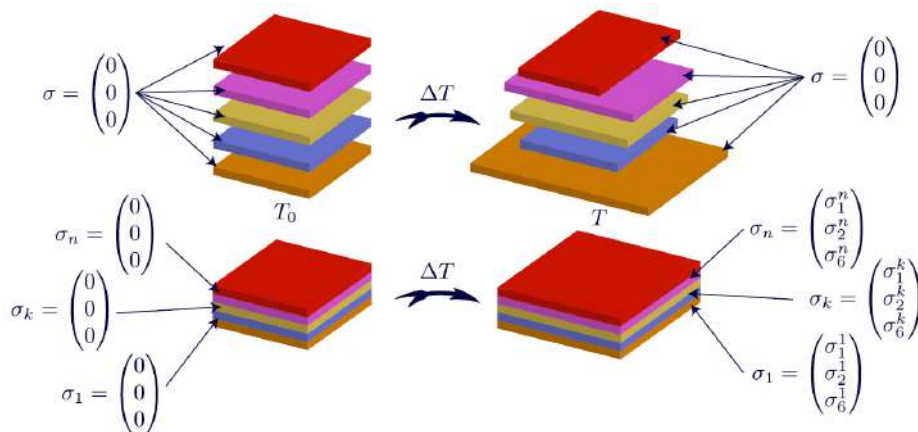


FIGURE I.22 – Schéma de l'influence d'un chargement thermique sur un stratifié et explication de l'origine thermique des contraintes internes [19]

matériau. Nous avons remarqué que les modèles de prévision à température ambiante prennent en compte déjà un grand nombre de mécanismes. Donc, il s'avère nécessaire de conserver une approche simplifiée dans le cadre de la tenue au feu.

### I.3.3.2 Prise en compte de la température sur le comportement du stratifié

Au vu de la complexité de la modélisation et du caractère fortement couplé des mécanismes d'endommagement observés dans les composites soumis au feu, il s'avère important de ne se focaliser que sur les mécanismes prioritaires susceptibles d'affecter fortement les performances mécaniques résiduelles des structures composites stratifiés [19]. De cette manière, l'adaptation des modèles au comportement thermo-mécanique passe par une bonne description des phénomènes (linéaires et non linéaires) en fonction de la température. Ces phénomènes vont affecter le comportement et les propriétés mécaniques du pli, mais également les propriétés de l'interface [3, 77]. Il s'agit donc de prendre en compte l'influence de la température dans la modélisation (i) des propriétés mécaniques du matériau et (ii) de la dilatation thermique. Il en va de même pour la prise en compte de l'endommagement thermique tant à l'échelle du pli (dégradation par décomposition du matériau) qu'à l'échelle de l'interface (délaminage) sur les propriétés thermomécaniques. Nous présentons ensuite ces aspects en nous appuyant sur les travaux précédents de la littérature.

**Propriétés mécaniques en fonction de la température** Les propriétés mécaniques du matériau sont largement dépendantes de la température, avant même l'apparition du char [3]. Pour cela, Mahieux et Reifsnider [98] ont proposé des approches phénoménologiques pour décrire les propriétés mécaniques avec une dépendance explicite à la température. Dans un premier temps, les approches ne considèrent pas la présence d'une dégradation volumique (char) et se focalisent sur la relaxation de la résine avant la température de transition vitreuse. Il s'agit donc de fonctions semi-empiriques pour l'ajustement des propriétés mécaniques expérimentales en fonction de la température et de celle de transition vitreuse suivant une distribution d'accumulation de type Weibull :

$$P(T) = P_R + (P_U - P_R) \exp\left(-\left(\frac{T}{T_0}\right)^m\right) \quad (\text{I.11})$$

avec les indices  $U$  et  $R$  concernant la valeur dans l'état initial ou assoupli tandis que  $T_0$  est la température de relaxation et  $m$  l'exposant de la fonction de Weibull à identifier expérimentalement.

Par une approche plus physique et moins phénoménologique, Bai *et al.* [75] ont proposé une dépendance en température des propriétés élastiques d'un matériau composite en fibre de verre. Les propriétés élastiques sont simplifiées par des formulations basées sur des lois d'homogénéisation, supposant que le matériau est un mélange des différents états du matériau (vitreux/cristallin, caoutchouteux et fluide) :

$$E_m = E_g(1 - \alpha_g) + E_r\alpha_g(1 - \alpha_d) \quad (\text{I.12})$$

avec  $E_m$  la propriété élastique du matériau et  $\alpha$  le degré de conversion entre phases du matériau. Les indices  $g$  et  $d$  font référence à la transition vitreuse et la fusion des cristaux du polymère respectivement.

Ces travaux montrent en effet que les propriétés mécaniques de la matrice polymère sont fortement influencées par la température et présentent un comportement visqueux même à température ambiante. L'endommagement de la matrice devrait alors être affecté par une telle dépendance, avant même toute perte de masse du composite. Afin de modéliser plus finement les effets de la température Mahieux *et al.* [98, 99] ont évalué l'influence de la température sur le comportement de la matrice en considérant la microstructure des constituants.

L'élévation de température conduit à la destruction de liaisons chimiques faibles (liaison de type hydrogène, Van des Waals) et par conséquent, à la relaxation du polymère. Cela est modélisé par une évolution du module élastique suivant une distribution de type Weibull en considérant les deux transitions principales du matériau avec la température entre leurs différents phases (vitreux/cristallin, caoutchouteux et fluide) :

$$E(T) = (E_{\text{glassy}} - E_{\text{rubbery}}) \exp\left(-\left(\frac{T}{T_g}\right)^{m_g}\right) + E_{\text{rubbery}} \exp\left(-\left(\frac{T}{T_{\text{flow}}}\right)^{m_f}\right) \quad (\text{I.13})$$

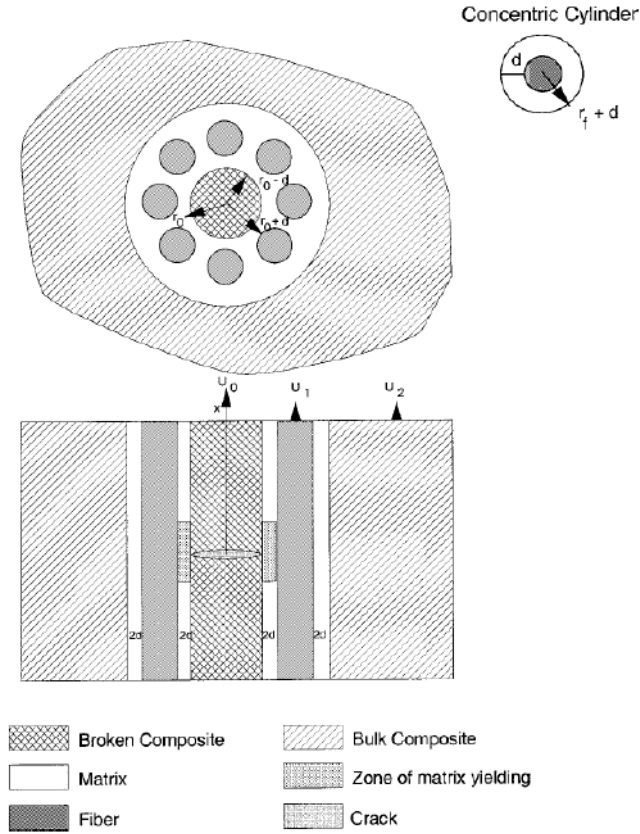


FIGURE I.23 – Modèle micromécanique pour le description de la fracture longitudinale des fibres pour des matériaux composites [20]

avec  $E_{\text{glassy}}$  et  $E_{\text{rubbery}}$  les modules instantanés mesurés au début des plateaux des transitions vitreuse et caoutchouteuse. Les indices  $g$  et  $f$  correspondent à des températures de transition vitreuse ou de fusion. De manière analogue, ils ont proposé un modèle pour l'estimation de la résistance en traction des composites sous l'hypothèse que les endommagements dans le composite dus à la charge sont uniquement des ruptures dans les fibres. La rupture de fibres est modélisée par une distribution de Weibull, et la charge est distribuée dans les fibres non rompues. Ces fibres non rompues sont immergées dans un matériau homogène dont les propriétés apparentes sont calculées par une loi de mélanges classique. Cette représentation de la microstructure du matériau est schématisée dans la Figure I.23 [20].

Nous remarquons la complexité de ces dernières approches plus physiques à une échelle inférieure (échelle des constituants), tant pour la caractérisation des mécanismes que leur modélisation. Afin de simplifier tant la caractérisation que la modélisation, des approches intermédiaires ont été proposées et sont présentées dans le paragraphe suivant pour la prise en compte de la température dans le comportement du pli.

**Équivalence temps-température pour la prise en compte de la température** Gibson *et al.* [77] proposent une expression pour fitter les propriétés mécaniques des stratifiés thermodurcissables basée sur l'Equation (I.11). L'expression suivante décrit le comportement sous l'hypothèse du principe d'équivalence temps-température.

$$P(T) = P_U - \frac{P_U - P_R}{2} \left( 1 + \tanh \left( k \frac{H}{R} \left( \frac{1}{T_g} - \frac{1}{T} \right) \right) \right) \quad (\text{I.14})$$

avec  $P_U$ ,  $P_R$ ,  $k \frac{H}{R}$  et  $T_g$  les quatre constantes à fitter.

Berthe *et al.* [21,100] ont identifié une dépendance à la température via un comportement de matrice visqueuse à l'échelle des plis, sur la base du principe de superposition temps-température [101]. Il s'agit



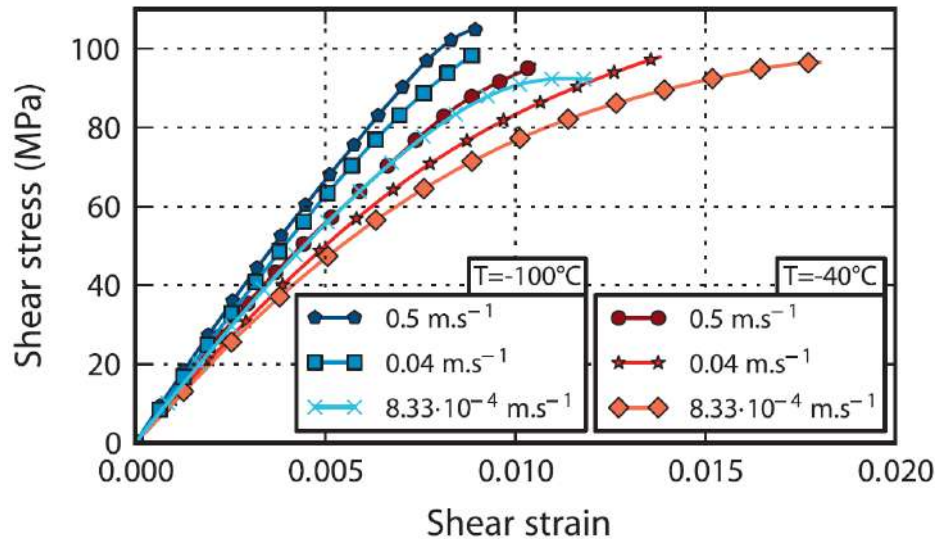
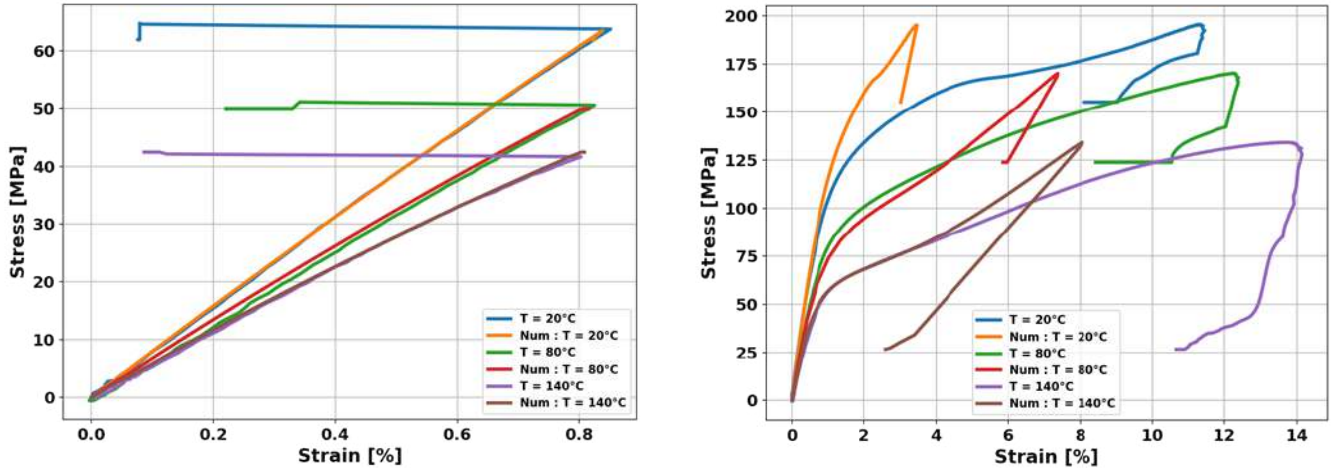


FIGURE I.24 – Courbes de comportement contrainte-déformation pour différentes températures et vitesse de sollicitation pour des éprouvettes T700GC/M21  $[\pm 45^\circ]_s$  [21]

d'un modèle viscoélastique spectral non linéaire du pli, formulé dans un cadre thermodynamiquement admissible et basé sur le modèle du pli présenté dans le paragraphe 1.3.3.1 à la page 29. Berthe *et al.* [21] ont étendu ce modèle pour des composites stratifiés en fibres de carbone et résine époxy (T700GC/M21) à des vitesses de sollicitation faibles (de l'ordre de  $10^{-4}$  à  $10^{-1}$  m/s) et à de faibles températures (entre  $-100^\circ\text{C}$  et  $20^\circ\text{C}$ ). Le matériau est similaire à celui de notre étude. Ces conditions ont permis d'identifier le comportement viscoélastique du pli dans ces conditions pour des sollicitations transverses et en cisaillement hors plan. La Figure I.24 montre l'influence des effets visqueux sur le comportement en cisaillement du pli. Nous remarquons la formulation à l'échelle mésoscopique de cette approche, ce qui permet d'envisager une caractérisation du comportement du pli à des hautes températures.

Des études ont suivi et ont permis d'identifier cette dépendance à la température sur le comportement des plis pour notre matériau d'étude. Pour cela une base de données fournie par le projet européen *Future Sky Safety (FSS)* [8] a été utilisée et complétée par des tests expérimentaux supplémentaires. Ces essais sont principalement des essais de traction en température et des DMA (*Dynamic Mechanical Analysis*) équivalents à ceux exposés dans le paragraphe 1.2.1 [8, 22]. La Figure I.25 montre une comparaison entre les données expérimentales et les résultats obtenus par des simulations par éléments finis pour des essais de traction transverse et de cisaillement (Figure I.25a et I.25b) pour trois températures différentes (20, 80 et  $140^\circ\text{C}$ ). L'essai de traction transverse consiste à réaliser un essai de traction sur un  $[90]_8$  unidirectionnel alors que l'essai de cisaillement consiste à réaliser un essai de traction sur un  $[\pm 45^\circ]_{4s}$  [22] à vitesse de déplacement contrôlée.

On peut constater sur la Figure I.25 l'influence importante de la température sur le matériau et que cette influence est plus marquée pour le comportement en cisaillement que pour le comportement transverse. On remarque ensuite que la comparaison entre la réponse du modèle et les essais est parfaitement convaincante pour les essais transverses et le semble moins pour les essais en cisaillement. Cela s'explique principalement par l'absence d'endommagement à l'échelle du pli dans les essais transverses contrairement aux essais sur des stratifiés de type  $[\pm 45^\circ]_{4s}$ . Ainsi le comportement non linéaire dû à la viscosité de la matrice s'exprime avant le plateau des courbes de cisaillement et pour des niveaux de déformations inférieurs à 1.5% à l'échelle du stratifié. Enfin, il est important de souligner que ce modèle traduit non pas un comportement uniaxial mais un comportement multiaxial non linéaire quelle que soit la sollicitation vu par le pli. Ainsi, il est remarquable que par une unique distribution de mécanismes visqueux, le modèle soit capable de traduire à la fois l'influence de la température sur le comportement et les effets de vitesses. La question concernant les effets de vitesses et de la température reste une question ouverte dans la littérature pour le comportement des interfaces [3, 8, 22, 59]. Ce point est très peu traité dans la littérature comme nous le verrons dans un paragraphe dédié à la page 36.


 (a) Essais de traction sur  $[90]_s$ 

 (b) Essais de traction sur  $[\pm 45]_{4s}$ 

FIGURE I.25 – Comparaison entre l'expérience et les simulations numériques pour des essais traction transverse et de cisaillement en température [8, 22]

**Influence de la dilatation thermique** La modélisation de l'influence de la température sur la déformation passe par la définition des coefficients de dilatation thermique sous l'hypothèse que la déformation d'origine thermique évolue de manière linéaire avec l'écart à la température de référence comme présenté dans le paragraphe I.3.3.1 à la page 31. Cette hypothèse est souvent valable pour de petites variations de température, mais elle est discutable dans le cas de matériaux soumis à de grandes plages de variations de température. Du fait de l'élévation de température et de la production de produits gazeux issus des réactions physico-chimiques, il est observé expérimentalement l'apparition de pores au sein du matériau contribuant à une augmentation significative de la dilatation apparente du matériau [3]. Florio *et al.* [52] proposent une modélisation de la dilatation mesurée en fonction de la température. Ils proposent un modèle décrit par une équation différentielle de la dilatation dans la direction de l'épaisseur :

$$\frac{1}{L_o} \frac{\partial L}{\partial t} = \alpha_v F \frac{\partial T}{\partial t} + \alpha_c (1 - F) \frac{\partial T}{\partial t} + \frac{\partial}{\partial t} \left( \eta T + \xi \frac{m}{m_o} \right) \quad (\text{I.15})$$

avec  $F$  la fraction massique du matériau vierge,  $v$  et  $c$  les indices qui caractérisent l'état vierge ou char du matériau et  $\alpha$  le coefficient de dilatation du matériau.  $\eta$  et  $\xi$  sont, quant-à eux, des paramètres de forme pour fitter les essais et traduisent l'influence de la vitesse d'échauffement et de la décomposition du matériau.

Ce modèle met en évidence le couplage entre la déformation thermique et l'évolution de la température issue du modèle thermique proposé également par Florio *et al.* [52]. Les analyses des données expérimentales en comparaison avec des prédictions du modèle expliquent l'influence de la température sur la dilatation thermique. Dans un premier temps, en absence de dégradation de la matière, le matériau se dilate en fonction de l'incrément de température. Les gaz de pyrolyse issus des réactions de thermocinétiques ne sont pas évacués par une trop faible perméabilité du milieu et induisent une augmentation de la pression au sein des pores du matériau. Sous l'action combinée de la pression interne et de la dégradation du matériau, celui-ci se fissure permettant de relâcher les gaz stockés par cette augmentation importante de la perméabilité conduisant à une contraction apparente du matériau.

D'autres auteurs, tels que Dimitrienko *et al.* [65, 66, 102, 103], McManus *et al.* [23, 104] et Luo et Desjardin [67, 105] proposent des modèles prenant compte explicitement la montée en pression et la dégradation volumique de la matière par pyrolyse. Cependant la prise en compte de la pression rend ces modèles complexes à intégrer dans un code de calcul par éléments finis.

**Vers la prise en compte de l'endommagement thermique** La complexité des modèles est plus importante lorsqu'on ajoute les effets d'endommagement thermique. Afin de prendre en compte l'effet de

la décomposition matricielle par pyrolyse, Gibson *et al.* [77] et Feih *et al.* [56, 58] ont ajouté un terme additionnel à l'Equation (I.11). Ce terme représente la fraction massique en résine associée à la perte de masse. Ces approches restent donc pragmatiques et peuvent être utilisées à l'échelle du pli (mésoscopique) ou du stratifié (macroscopique).

$$P(T) = \left( \frac{P_U + P_R}{2} - \frac{P_U - P_R}{2} \tanh(k(T - T_g)) \right) R^n(T) \quad (\text{I.16})$$

avec  $T_g$  la température de transition vitreuse.  $R$  représente l'avancée de la réaction, par la teneur en résine restante pendant la décomposition thermique.  $k$  et  $n$  sont des paramètres de forme (constantes empiriques) qui traduisent l'évolution expérimentale des propriétés mécaniques avec la perte de masse et la température.

Dans le même esprit, Mouritz et Mathys [55] ont proposé des approches pragmatiques pour décrire les propriétés mécaniques par des modèles dits bi-constituants car ne considérant que deux phases ; une pour le char et une autre pour le matériau vierge. Donc, pour chaque propriété mécanique effective, une expression est déduite comme la contribution associée à l'épaisseur relative du char et à celle de la partie non dégradée selon l'Equation (I.17) :

$$P = \frac{d - d_c}{d} P_0 + \frac{d_c}{d} P_c \quad (\text{I.17})$$

avec  $d_c$  l'épaisseur de char et  $P$  une propriété mécanique (module ou résistance) et les indices 0 et  $c$  les valeurs de la propriété du matériau dans son état vierge ou pyrolysé. Ces travaux supposent que le matériau se compose de deux couches bien définies, une région thermiquement dégradée et une vierge et néglige l'influence de la zone de décomposition (transition entre le char et le matériau sain).

Négliger cette zone de transition pour des épaisseurs de matériau importantes est envisageable mais plus discutable pour de très faibles épaisseurs surtout lorsque d'autres mécanismes de dégradation interagissent comme par exemple la fissuration matricielle et le délaminage. Pour ce qui concerne la prévision de ce dernier mécanisme, peu de modèles sont capables de prendre en compte un tel couplage entre la dégradation thermique, la température et la fissuration par délaminage. McManus et Springer [23, 104] ont présenté la première approche permettant de prévoir l'apparition de délaminage dans un composite stratifié Carbone / phénolique exposé au feu.

Le modèle consiste en une équation directrice permettant de calculer la déformation totale en tenant compte de différentes contributions physiques ; à savoir, une contribution mécanique (a), une contribution thermique (b), une contribution par changement de pression (c), une contribution due à l'humidité (d) et une contribution associée à la formation de char (e) :

$$\varepsilon_{ij} = \underbrace{S_{ijkl}\sigma_{kl}^m}_a + \underbrace{\Lambda\Delta P}_b + \underbrace{\alpha_{ij}\Delta T}_c + \underbrace{\beta_{ij}\Delta(MC)}_d + \underbrace{\chi_{ij}\Delta v_c}_e \quad (\text{I.18})$$

où  $\alpha$ ,  $\beta$  and  $\chi$  sont les coefficients de dilatation dépendant de la température, de l'hygrométrie et de la formation de char.  $\Delta P$ ,  $\Delta T$ ,  $\Delta(MC)$  and  $\Delta v_c$  représentent les variations relatives de pression, température, teneur en humidité et fraction volumique de char.  $S$  est le tenseur de souplesse du matériau sous chargement mécanique et  $\Lambda$  est la souplesse du matériau sous une pression interne. Le calcul de la déformation totale permet d'estimer le niveau de contraintes et déduire la profondeur du délaminage par application d'un critère en contrainte (contrainte maximale ou Tsai-Wu). Cette approche permet d'obtenir des bonnes prévisions du temps et de la température auxquelles ce mécanisme d'endommagement apparaît pour les différentes interfaces dans l'épaisseur du composite, comme représenté dans la Figure I.26 [23]. Ce type d'approche permet de prévoir l'amorçage des délaminages mais pas leurs évolutions [104]. L'influence de cet endommagement sur le comportement thermique ne peut donc être pas simplement pris en compte comme dans le cas présenté sur la Figure I.17. La vision macroscopique adoptée dans les modèles précédents n'est *a priori* pas adaptée pour traiter des cas pour lesquelles plusieurs stratifications sont envisageables. De plus, les chemins de fissurations sont dans ces cas bien connus et orientés par les interfaces qu'il convient alors de modéliser explicitement.



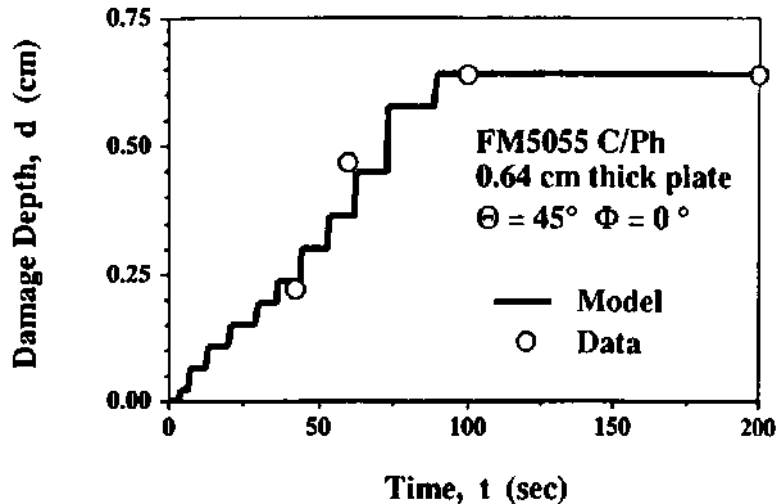


FIGURE I.26 – Comparaison entre la prévision du modèle et les données expérimentales de la profondeur de l'apparition de l'endommagement (délaminage) en fonction du temps d'exposition pour un composite Carbone / phénolique [23]

### I.3.4 Manques actuels : Vers la prévision du délaminage

Nous remarquons la variété des modèles trouvés dans la littérature pour la prévision de la réponse tant thermique que mécanique des composites exposés au feu. Cependant la complexité des mécanismes physico-chimiques, thermiques et mécaniques, ainsi que l'échelle de modélisation rendent complexe la formulation des modèles avec des couplages explicites des phénomènes décrits dans le paragraphe I.1.1. En effet, quel que soit le choix d'échelle de modélisation cela implique soit des simplifications de modèle trop importantes soit une difficulté de modélisation insurmontable d'un point de vue méthodologique, de caractérisation ou de temps de résolution. Il s'agit sans conteste d'un verrou scientifique pour cette problématique.

Concernant les modèles thermo-mécaniques, la plupart sont formulés à une échelle macroscopique, et basés sur des principes d'homogénéisation afin de remonter à des grandeurs mesurables expérimentalement en fonction de la température telles que la perte de masse ou l'évolution des propriétés élastiques (modules ou résistances). Une fois que les propriétés mécaniques du matériau sont définies en fonction de la température, la tenue mécanique du composite est déterminée à l'aide d'approches mécaniques classiques qu'elles soient analytiques ou numériques, notamment à l'aide d'analyse par éléments finis. Alors, ces modèles permettent d'estimer de manière relativement précise la durée de vie des composites, mais ils ne permettent pas de modéliser précisément d'autres mécanismes critiques pour l'estimation de la tenue mécanique du composite comme la rupture par fissuration matricielle ou par délaminage, qui vont notablement affecter la tenue mécanique du matériau. En effet, les modèles dits bi(tri/multi)-constituants ne prennent pas compte de l'état transitoire de dégradation de la phase solide, ce qui joue sans doute dans les mécanismes d'initiation de fissuration interne. De plus, l'identification des paramètres est souvent très phénoménologique, ce qu'implique la nécessité d'adapter le modèle pour des configurations différentes du stratifié concernant l'orientation et le nombre de plis de la stratification.

Des modèles à l'échelle des constituants existent, mais ils sont rarement utilisés dans le cadre de la tenue au feu des composites. La caractérisation du comportement et des mécanismes d'endommagement à l'échelle de la fibre et de la matrice est déjà complexe à température ambiante. Cette tâche devient encore moins évidente en température en raison de l'exacerbation du comportement non-linéaire attribué essentiellement à la matrice. De plus, le passage de l'échelle micro à l'échelle du pli nécessite des techniques d'homogénéisation élaborées [106].

Les approches à l'échelle des plis vont permettre de prendre en compte l'influence de la température sur le comportement non linéaire du pli, mais il reste encore à identifier son effet sur le comportement de l'interface, afin d'évaluer son influence sur l'apparition et la propagation du délaminage [3, 59, 107].

La prévision de la rupture des composites soumis à des chargements thermomécaniques passe donc par la prise en compte de la température dans la caractérisation des propriétés mécaniques du pli et celles de l'interface. Nous prenons le modèle viscoélastique spectral du pli comme référence pour traduire le comportement thermomécanique du pli, en absence d'endommagement par délaminage. Donc, afin d'être en capacité d'inclure les effets de la température sur l'endommagement surfacique entre les plis, c'est-à-dire, le délaminage aux interfaces, il nous manque approfondir deux aspects principaux : (i) la caractérisation de la rupture par délaminage des composites et (ii) la modélisation de ce phénomène pour son adaptation en température. Pour ces raisons, les paragraphes I.4 et I.5 sont dédiés à ces thématiques.

## I.4

## Caractérisation expérimentale du délaminage

Ce paragraphe est dédié à la caractérisation expérimentale du délaminage car c'est l'un des mécanismes d'endommagement les plus catastrophiques lors de son apparition lorsqu'un composite stratifié est soumis à une sollicitation thermomécanique [3]. Il s'agit tout d'abord de décrire la nature des délaminages dans les composites stratifiés et en particulier, lorsqu'ils sont soumis à des sollicitations thermomécaniques. Une fois le mécanisme de délaminage décrit, il s'agit de présenter dans un second temps les méthodes de caractérisation de ce mécanisme tant à l'ambiante qu'en température.

Comme déjà mentionné dans le paragraphe I.3, dans le cadre de la tenue au feu, le délaminage conduit à une dégradation conséquente de la tenue mécanique résiduelle du stratifié. Ce mécanisme est une conséquence d'un ensemble de mécanismes thermo-physiques, de comportements mécaniques non linéaires et de fissurations matricielles à l'échelle microscopique qui vont favoriser l'apparition des délaminages [3, 14, 55]. Pour cette raison, la compréhension d'un tel mécanisme est fondamentale dans un premier temps afin d'être en capacité de proposer des modèles adaptés dans un deuxième temps.

### I.4.1 Description du phénomène et essais de caractérisation

#### I.4.1.1 Description du délaminage

Le délaminage est un mécanisme d'endommagement qui correspond à la décohésion entre deux plis du stratifié [24, 108–110]. Le délaminage peut apparaître en raison de champs de contrainte normale à l'interface (pour des sollicitations en traction des interfaces), tangentielles (pour des sollicitations en cisaillement des interfaces) ou une combinaison des deux. Les causes d'apparition des délaminages peuvent être nombreuses et fréquentes [24, 110, 111], par exemple : les changements de section des raidisseurs d'une plaque, les assemblages collés, les effets de l'humidité et de la température au cours du procédé de fabrication (contraintes résiduelles internes au sein du stratifié), l'apparition de porosités ou de défauts au cours du processus de fabrication, les effets de bords induisant des contraintes interlaminaires en bords libres entre deux plis ayant des orientations différentes, les chargements hors plan (impacts).

Le délaminage peut se séparer en deux étapes principales :

- L'amorçage. Il s'agit de l'initiation de la fissure. L'amorçage est caractérisé par un phénomène dynamique instable conduisant à la création d'une fissure de longueur finie [24, 109].
- La propagation. Il s'agit de l'évolution de la fissure le long de l'interface delaminée. La propagation peut être stable ou instable dépendant du chargement ou de la géométrie de l'éprouvette testée.

L'amorçage et la propagation du délaminage à une interface entre deux plis d'un composite peuvent se produire selon un mode de rupture pur ou une combinaison de plusieurs modes. Les modes purs de rupture sont [112] :

- Le mode I pour le mode d'ouverture induit par des chargements en traction,
- Le mode II pour les modes de glissement induits par des chargements en cisaillement plan,
- Le mode III pour les modes de glissement induits par des chargements en cisaillement anti-plan.

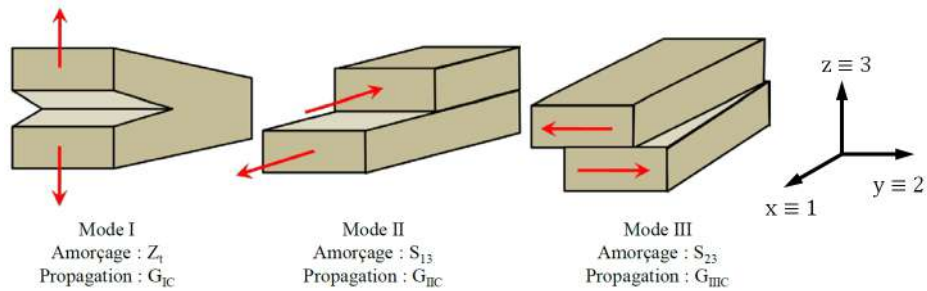


FIGURE I.27 – Modes de rupture purs permettant de décrire le délaminage [24]

Chaque mode pur est normalement caractérisé par une résistance à l'amorçage et une énergie nécessaire pour faire propager cette amorce de fissure, tel que le montre la Figure I.27 [24].

Le délaminage étant un mécanisme d'endommagement conduisant régulièrement à la ruine d'une structure, de nombreux auteurs se sont intéressés à l'analyse de ce mécanisme d'endommagement essentiellement pour des sollicitations purement mécaniques, d'où l'importance de caractériser l'amorçage et la propagation du délaminage afin de le prendre en compte dès les étapes de conception des structures en composites.

#### I.4.1.2 Essais de caractérisation d'amorçage du délaminage

L'amorçage du délaminage à une interface ne présentant pas de singularités est associé à une résistance interlaminaire [24]. Cette résistance est caractérisée soit par une résistance en traction hors plan ou en ouverture ( $Z_t$ ), soit par une résistance en cisaillement hors plan ou longitudinal ( $S_{13}$ ), soit par une résistance en cisaillement dans le plan ou transverse ( $S_{23}$ ), selon le mode de rupture, I, II ou III respectivement.

La résistance interlaminaire à la traction ILTS (*Interlaminar Traction strength*) caractérise l'amorçage de la fissure en mode I pur. Cette propriété mécanique ( $Z_t$ ) peut être obtenue par un test de flexion quatre points sur cornière [113]. L'identification de  $Z_t$  se fait ensuite par calcul d'éléments finis ou par calcul analytique.

La résistance au cisaillement interlaminaire ILSS (*Interlaminar Shear Strength*) caractérise l'amorçage de la fissure en mode II. L'obtention de cette résistance ( $S_{13}$ ) peut être réalisée par différents essais :

- L'essai Iosipescu, consistant en un essai de flexion quatre points asymétrique sur une éprouvette entaillée pour favoriser la rupture en cisaillement hors plan [114–116].
- L'essai de flexion trois points [117] sur une éprouvette courte entre les appuis par rapport à l'épaisseur de l'éprouvette. Cet essai est nommé SBS (*Short Beam Shear*).
- L'essai de cisaillement à double encoche [118] ou DNS (*Double Notch Shear*).
- L'essai de pliage et dépliage de cornière [111]. Cet essai permet de déterminer la résistance au cisaillement pour le mode II ( $S_{13}$ ) sur des stratifiés unidirectionnels, mais aussi la résistance au cisaillement pour le mode III ( $S_{23}$ ), sur des stratifiés avec différents empilements.

Chaque norme présente un protocole d'essai particulier ainsi qu'une méthode pour le calcul des résistances interlaminaires [24]. L'essai Iosipescu n'assure pas un cisaillement pur à l'interface, et nécessite une éprouvette suffisamment épaisse, ce qui peut limiter la représentativité de la résistance obtenue. L'essai SBS permet le calcul de la résistance par une fonction analytique, mais qui est formulée avec la théorie de poutres sous l'hypothèse d'une distribution uniforme du champ de contraintes, valable que pour des matériaux isotropes. L'essai DNS est complexe à mettre en place à cause du montage à double encoche. Cependant l'essai de pliage et dépliage de cornière s'avère assez simple concernant tant le montage que l'analyse analytique ou par éléments finis de l'essai [111]. Même si ces essais sont envisageables à température ambiante, leur adaptation en température est complexe, que ce soit pour la mise en place des essais (stabilisation de la température, inerties thermiques) ou leur analyse.

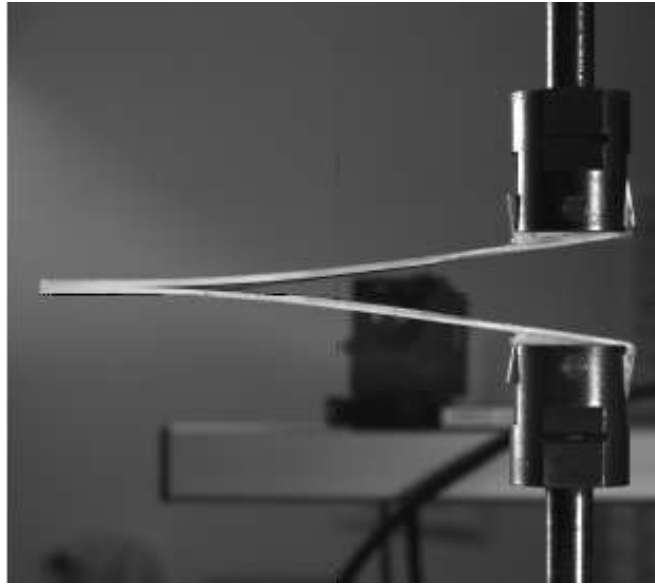


FIGURE I.28 – Essai DCB pour des composites stratifiés [24]

#### I.4.1.3 Essais de caractérisation de propagation du délaminage

Concernant la phase de propagation, elle est caractérisée par un taux de restitution d'énergie critique ou ténacité suivant chacun des modes purs de rupture et une loi de propagation [24].

La ténacité à la rupture interlaminaire en mode I  $G_{IC}$  peut être déterminée par l'essai standardisé DCB (*Double Cantilever Beam* [119]). L'essai consiste en un essai de traction (mode ouverture) sur les deux bras d'une éprouvette pré-fissurée dans son plan moyen, comme le montre la Figure I.28. La pré-fissure est réalisée par un insert en téflon, et permet d'amorcer le délaminage. Les dimensions de l'éprouvette et de la longueur de pré-fissure, ainsi que le protocole expérimental sont établis suivant la norme ASTM D5528 [119] et la norme ISO 15024 :2001 [120] pour des stratifiés unidirectionnels avec des plis à  $0^\circ$ . Cela afin de solliciter l'interface en mode d'ouverture pur et ne pas avoir d'influence de la séquence d'empilement sur la réponse interfaciale.

L'essai permet de définir la ténacité de l'interface au réamorçage, nommée  $G_{IC}$  et la courbe de résistance, nommée courbe R, qui montre l'évolution de la ténacité apparente en fonction de la longueur de la fissure. La propagation de la fissure est stable pour cet essai, en raison de la géométrie et le mode de sollicitation. Cependant, la propagation du délaminage est influencée par le front de fissure. En mode I des pontages de fibres apparaissent lors de l'ouverture du bras issu du chargement en traction. Ces pontages conduisent à des effets de courbe R, donc : une augmentation de la valeur de la ténacité avec l'évolution de la longueur de fissure [24] est observée. Cela représente un inconvénient pour la détermination de  $G_{IC}$ . Pour cette raison, les effets de courbe R ne doivent pas être considérés et seules les premières valeurs de l'essai doivent être exploitées [24].

Les effets de courbe R sont souvent observés aussi en mode II mais leur caractérisation s'avère même plus complexe qu'en mode I en raison du mode de sollicitation en cisaillement et de la difficulté du suivi de la propagation de fissure.

La ténacité à la rupture interlaminaire en mode II  $G_{IIC}$  peut être déterminée par différents essais standardisés, en propageant une fissure existante entre deux plis, le long d'une interface en cisaillement. Un des plus communs est l'essai ENF (*End-Notched Flexure*). L'essai est décrit dans la norme ASTM D7905 [44] pour la détermination de la ténacité à rupture en mode II des composites stratifiés à matrice polymère renforcée de fibres unidirectionnelles. La Figure I.29 montre le montage d'un essai ENF au laboratoire.

Le test consiste à appliquer une flexion trois points à une éprouvette pré-fissurée, de manière à la solliciter en cisaillement pour faire propager en mode II une fissure à l'interface de l'éprouvette dans le plan défini par la pré-fissure. Les dimensions principales de l'éprouvette sont décrites par la norme ASTM



FIGURE I.29 – Essai ENF pour des composites stratifiés [24]

D7905, ainsi que les expressions proposées pour le calcul de  $G_{IIC}$  et l'évolution de la souplesse :

$$G_{IIC} = \frac{3mP_{max}^2 a_0^2}{2B} \quad (I.19)$$

$$C(a) = A + ma^3 \quad (I.20)$$

avec  $P_{max}$  étant la force maximale mesurée pendant l'essai ENF,  $a_0$  représentant la longueur de fissure initiale (pré-fissure entre la pointe et la position du rouleau d'appui inférieur, voir la Figure I.29) et qui est ici égale à 30 mm dans l'essai jusqu'à rupture.  $B$  est la largeur de l'éprouvette et  $m$  est la dérivée première de l'évolution de la souplesse  $C(a)$  en fonction du cube de la longueur de la fissure. Afin de déterminer la relation entre la souplesse de l'éprouvette et la longueur de fissure, au moins deux essais de calibration CC (*Compliance Calibration*) doivent être réalisés avant l'essai de rupture et propagation du délaminage. Ces essais sont faits pour deux longueurs de fissure différentes (20 mm et 30 mm) en décalant l'éprouvette longitudinalement sur les appuis et en appliquant un chargement jusqu'à environ 50% de la force maximale estimée. Cette charge est imposée pour rester dans le domaine élastique du comportement de l'éprouvette et ainsi éviter tout mécanisme non-réversible comme des endommagements. La pré-fissure est initialement obtenue par l'insertion d'un film irréversible de téflon pré-implanté (d'une épaisseur de l'ordre de quelques microns) lors du processus de fabrication, et qui n'est pas nécessairement de la même nature qu'une fissure obtenue après une première propagation. En raison de la nature de la pré-fissure, la norme préconise un premier essai de propagation de la pré-fissure pré-implantée (suffixé NPC, *Non-PreCracked*), tandis que les suivants sont indexés PC (*PreCracked*). On parle alors d'une ténacité dite en configuration NPC et une ténacité dite en configuration PC.

L'essai ENF est également réalisé par une flexion 4 points (4ENF), avec deux points d'appui et deux points de chargement. Le calcul de la ténacité en mode II pour cet essai est basé sur l'analyse de la courbe de souplesse comme pour l'essai 3ENF. Cependant, l'essai n'est pas standardisé, en raison des incertitudes associés aux effets de friction et de contact dus au montage avec 4 points d'appui [121–124].

L'essai C-ELS (*Calibrated End-Loaded Split*) est décrit dans la norme ISO 15114 :2014 [125] et permet de caractériser aussi la ténacité à la rupture interlaminaire en mode II. L'essai consiste à appliquer une flexion en porte-à-faux sur une éprouvette en composite pré-fissurée au préalable. Cela permet un plus long bras en flexion et des conditions de propagation plus stables [126]. Une longueur de fissure calibrée est utilisée à partir de la courbe de souplesse sans besoin de mesurer l'évolution de l'avancement de la



fissure expérimentalement, sachant que le suivi optique de l'avancement d'une fissure en mode II est plus complexe qu'en mode I en raison de la nature du mode de sollicitation (cisaillement en mode II et ouverture en mode I).

D'autres essais permettent de caractériser la ténacité en mode mixte, en faisant la part entre le mode I et le mode II. L'essai le plus commun est l'essai MMB (*Mixed Mode Bending*). Le protocole expérimental ainsi que l'analyse de l'essai sont décrits dans la norme ASTM D6671/D6671M [127]. L'essai consiste à appliquer un chargement couplé de traction et de flexion induisant une ouverture et un glissement à l'interface respectivement, tel qu'on peut la solliciter selon un degré de mixité *a priori* maîtrisé.

Plusieurs auteurs ont proposé une caractérisation expérimentale du comportement d'interface des matériaux composites à température ambiante à partir de tests précédents afin de modéliser les phénomènes de délaminage [128, 129]. Par exemple, Campilho *et al.* [129] ont réalisé des essais ENF pour un composite stratifié en fibre de carbone et résine époxy. Ils ont proposé une modélisation du délaminage en mode II en utilisant une ténacité à la rupture de l'interface obtenue par la méthode CBBM (*Compliance-Based Beam Model*), afin d'éliminer les erreurs de mesure de l'avancement de la fissure, qui peuvent être non négligeables dans le calcul du taux de restitution d'énergie à rupture.

Ces travaux soulignent la difficulté du suivi optique de la fissure en mode II. En plus, les contraintes de cisaillement en pointe de fissure s'avèrent importantes, induisant des endommagements locaux qui peuvent affecter le comportement local dans la zone autour de la singularité, nommée zone de processus de fracture ou *process zone*. Ce comportement non-linéaire apparent pose des questions sur la définition de la pointe de fissure, l'influence sur les valeurs de ténacité à rupture calculées et l'influence sur la ténacité apparente lors de la propagation du délaminage.

Par ailleurs, la caractérisation de la ténacité d'interface reste un problème à traiter également pour des stratifications autres que des unidirectionnelles. Plusieurs auteurs ont proposé des méthodes de caractérisation adaptées à partir des essais normalisés exposés dans ce paragraphe afin de caractériser le délaminage pour des composites multi-directionnels aux interfaces  $[0/\theta]$  [130–132].

## I.4.2 Mécanismes de rupture d'interface en température et essais associés

### I.4.2.1 Description des causes et conséquences du délaminage en température

Dans le cas d'un matériau composite soumis à une agression thermique, le délaminage est souvent observé dans toute l'épaisseur du composite que ce soit dans les zones dégradées thermiquement ou vierges. Ces endommagements sont observés aussi bien pour une exposition à une flamme [9, 23, 65, 102, 104, 133, 134] qu'à un impact laser [14]. Selon Mouritz [3] ces dommages peuvent être limités uniquement au front de pyrolyse (zone transitoire de dégradation) ou peuvent aussi apparaître dans des régions du matériau vierge sous-jacent. Le délaminage qui peut apparaître comme conséquence d'un chargement thermomécanique peut avoir son origine dans la fissuration matricielle intrapli à l'échelle de la fibre et de la matrice ou par la décohésion de deux plis à l'interface interpli [3], tel qu'il est observé dans la Figure I.30.

Mouritz [3] explique que la température dans la région de fissuration par délaminage est bien supérieure à la température de transition vitreuse pour la plupart des systèmes polymères utilisés dans les composites. Pour cette raison, il explique que le délaminage peut être expliqué d'un point de vue thermique, par la combinaison de l'augmentation de la pression dans les porosités et du ramollissement de la matrice. Certains auteurs [23, 65, 102, 104, 135] attribuent ces mécanismes de fissuration en partie à l'augmentation de la pression interne dans le matériau en raison de l'accumulation des gaz volatils et, dans certains cas, à la vaporisation de l'humidité emprisonnée. Au delà de ce chargement interne, le gradient de température important dans l'épaisseur du matériau induit également un chargement thermomécanique par la différence de comportement mécanique entre chaque pli [3].

Les conséquences de l'apparition du délaminage et de la fissuration au sein du matériau sont multiples et peuvent être séparées en deux grandes familles. Toutes deux conduisent à une modification de la réponse thermique du matériau. Dans la première famille, l'apparition des délaminages aux interfaces peut ralentir le taux de décomposition thermique du matériau. En effet, les délaminages peuvent entraîner une augmentation significative de la résistance thermique au niveau des interfaces et réduire la conduction

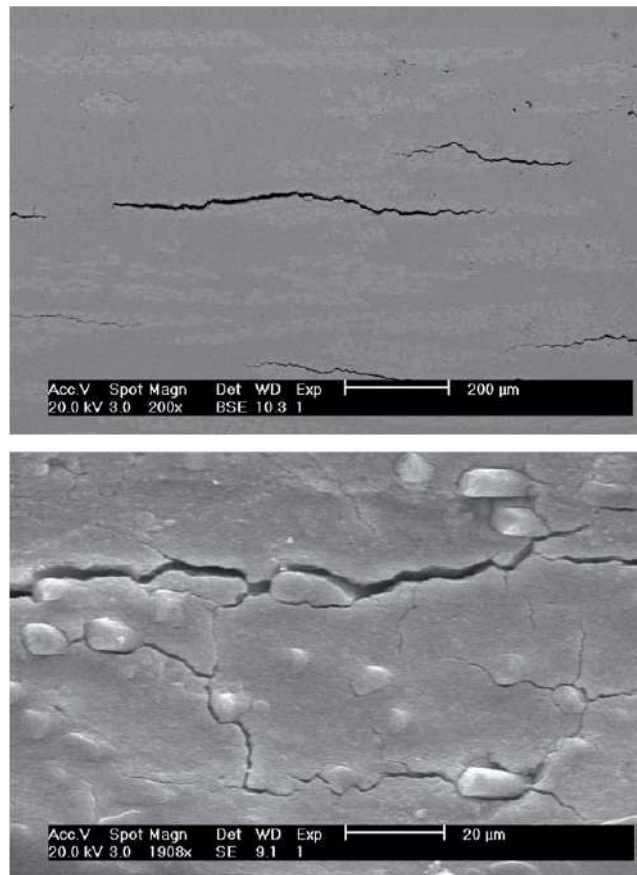


FIGURE I.30 – a. Délaminage interpli et b. Fissuration matricielle dans un composite exposé au feu [3]



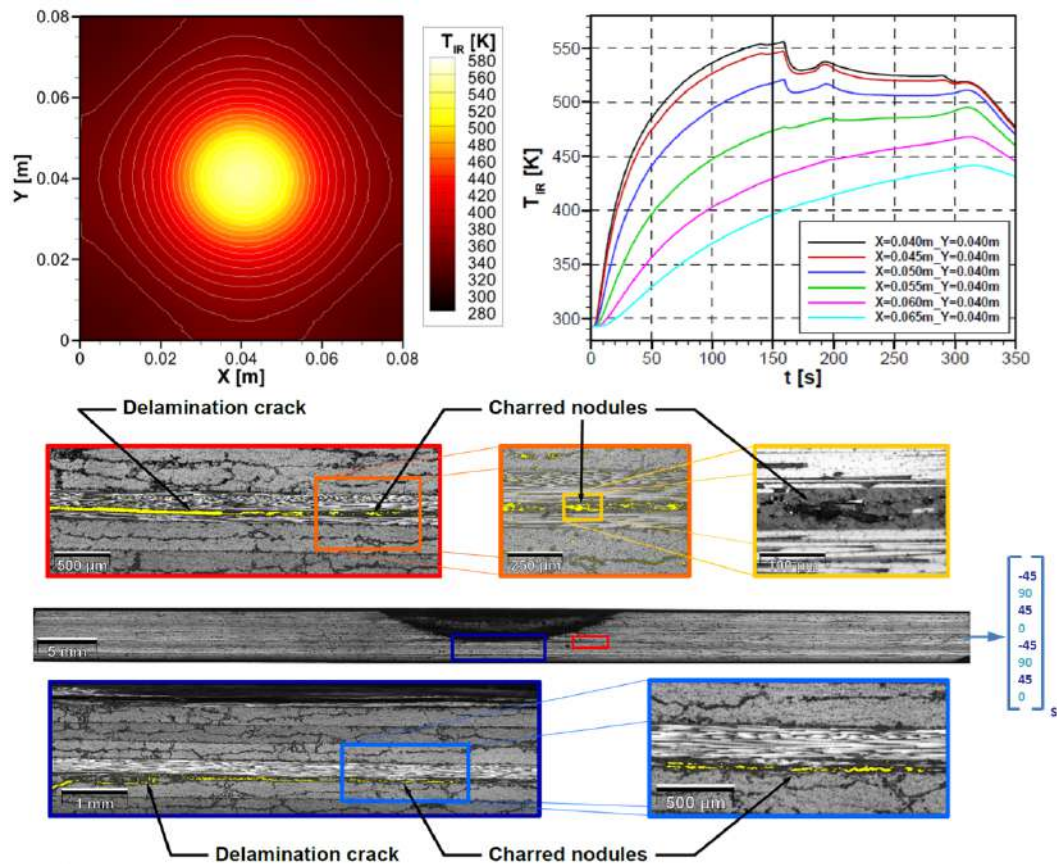


FIGURE I.31 – Réponse thermique sur la surface non exposée mesurée par thermographie infrarouge. Gauche : cartes de température instantanées à  $t = 150$  s. À droite : température extraite au cours du temps à différents endroits du centre du coupon. Influence des nodules carbonisés sur le début d'une fissure de délaminage [14]

thermique au sein du matériau. Dans la seconde famille, l'évolution de la perméabilité du matériau en raison de la présence de fissuration conduit à une interaction du matériau avec le flux thermique et donc à un changement de la sollicitation thermique vue par le matériau. Cela induit une augmentation de la dégradation thermique dans la surface exposée au chargement thermique. La présence de fissuration fournit aussi une voie pour la libération rapide des gaz de pyrolyse [136] qui peuvent alimenter la flamme comme mentionné dans le paragraphe I.1.1. De plus, lorsque les stratifiés sont situés au-dessus d'une source de flamme ou dans une orientation verticale, les délaminages peuvent provoquer l'éjection de plis, exposant ainsi le matériau vierge au feu [3]. Néanmoins, les auteurs conviennent que l'ampleur de ces effets sur la réponse thermique, et en conséquence, sur la réponse mécanique associée, restent à quantifier en raison de la complexité des couplages des mécanismes physiques intervenants.

Afin de réduire la complexité du problème et de contrôler l'apparition et les conséquences du délaminage, Biasi et Leplat *et al.* [6, 14] utilisent un flux laser au lieu d'une flamme pour solliciter thermomécaniquement des stratifiés composites. Cela permet de supprimer le couplage entre la flamme et le matériau et de se focaliser sur la dégradation thermomécanique du matériau. La Figure I.31 montre le scénario d'endommagement dans le cas du matériau de notre étude, composé de fibres de carbone T700GC et d'une matrice thermodurcissable époxy M21 dite de troisième génération. Elle est en effet renforcée par des nodules thermoplastiques afin d'améliorer la tenue en compression après impact et présente un grammage de  $268 \text{ g/m}^2$ . La stratification considérée dans cet exemple est un quasi-isotrope (QI) de 16 plis et d'une épaisseur totale de 4.16 mm. Dans le cadre rouge de la Figure I.31, un premier délaminage se situe proche de la région de char et dans une interface au sein même d'un pli à  $90^\circ$  délaminé. La présence de cette interface intrapli s'explique par le haut grammage du pli et la présence des thermoplastiques [14]. Un zoom dans la zone amont du délaminage souligne la présence d'endommagement diffus au sein de

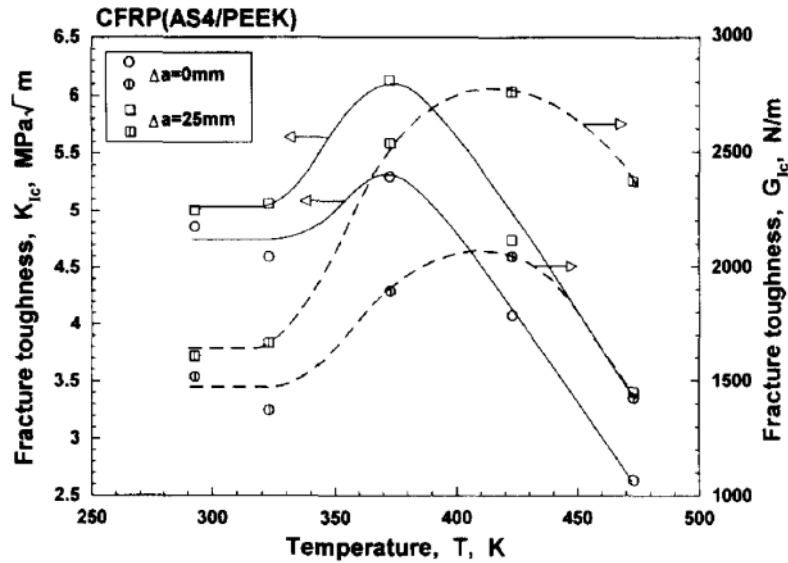


FIGURE I.32 – Influence de la température sur la ténacité à rupture en mode I [25]

cette interface. Cet endommagement se caractérise par des fissures matricielles de l'ordre d'une centaine de microns. Comme pour les délaminages issus d'impact basse vitesse et/ou énergie, le délaminage le plus important et présenté dans le zoom encadré en bleu se situe proche de la surface arrière à l'interface interpli entre les plis à  $45^\circ$  et  $90^\circ$ . Nous remarquons l'apparition de ce dernier délaminage pour une température inférieure à la température de transition vitreuse ( $T_g$ ) qui est de l'ordre de 573 K pour la résine de l'étude. De plus, la propagation du délaminage en température est observé principalement en mode II, dont les mécanismes restent plus complexes à analyser qu'en mode I. Cela justifie la mise en évidence de l'influence du chargement mécanique induit par le chargement thermique dans l'étude du délaminage. Il semble donc pertinent et nécessaire de caractériser les propriétés d'interface en température, comme nous le présentons par la suite.

#### I.4.2.2 Essais de caractérisation en température

Afin d'étudier la problématique du délaminage en température en dehors du cadre complexe de l'exposition des composites au feu ou à une flamme plus ou moins maîtrisée, des essais mécaniques peuvent être adaptés pour analyser l'effet de la température sur l'apparition et la propagation des délaminages. Cependant, peu de travaux sur la caractérisation de l'interface en température ont été publiés, principalement en raison des difficultés à assurer à la fois la configuration de l'essai et la stabilité de la température.

Concernant la caractérisation du mode I, certains auteurs ont tenté d'évaluer l'influence de la température sur les propriétés interfaciales à rupture selon ce mode en appliquant les méthodes classiques de caractérisation à température ambiante. La plupart des auteurs se concentrent sur un test DCB [25–27] et concluent que la réponse macroscopique apparente force-déplacement est linéaire jusqu'au début du délaminage. Cette réponse macroscopique linéaire apparente est observée même à des températures élevées, sachant qu'un comportement non-linéaire dû à des déformations viscoélastiques au sein de la matrice pourrait apparaître et changer la réponse en température. Uematsu *et al.* [25] ont montré l'influence de la température sur la ténacité à la rupture en mode I pour des composites en fibre de carbone et matrice thermoplastique PEEK par des essais DCB. L'évolution en fonction de la température de la ténacité est présentée sur la Figure I.32. La ténacité apparente augmente dans une première étape avec la température et diminue dans une deuxième étape à haute température, comme conséquence du fluage selon les auteurs.

Reeder *et al.* [26] ont montré une dépendance de la ténacité en mode I à la température et à la vitesse de sollicitation pour des composites en fibre de graphite et résine thermoplastique (IM7/K3B) également par des essais DCB. Ils ont conclu que la ténacité en mode I est une fonction complexe de la vitesse de sollicitation et de la température, en raison du comportement non-linéaire de la matrice.

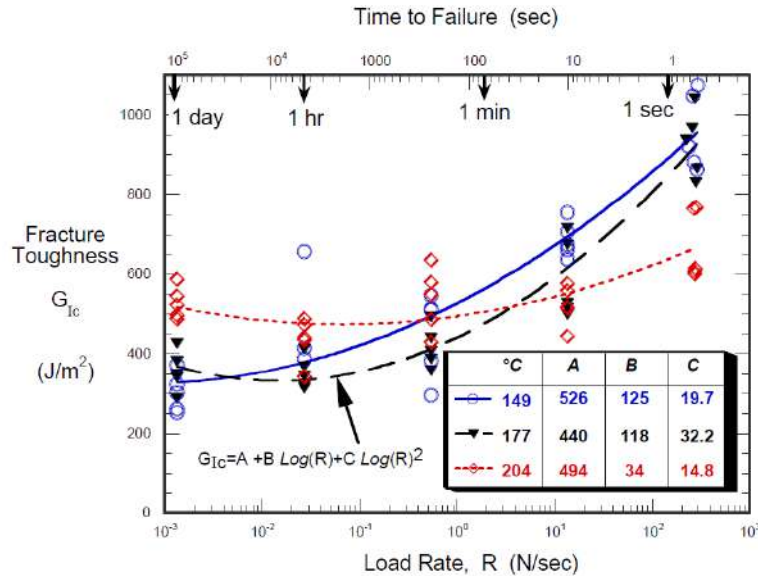


Figure 5. Delamination energy release rate results.

FIGURE I.33 – Dépendance de la ténacité à rupture en mode I à la température et la vitesse de sollicitation [26]

Cependant, ils ont observé qu'il n'était pas possible d'obtenir une courbe maîtresse afin de caractériser l'influence de la température et de la vitesse de sollicitation sur la ténacité à rupture de manière similaire au comportement transverse de la matrice, au vu des dépendances observées sur la Figure I.33. Ces auteurs ont justifié ces différences sous l'hypothèse de trois effets combinés liés à une augmentation de la température, à savoir, une diminution du module, une augmentation de la déformation à la rupture et une diminution de la résistance du matériau.

Oliver et Johnson [27] ont analysé l'effet de la température sur la ténacité en mode I par des essais DCB pour deux types de composites en fibre de carbone et résine époxy (IM7/PETI-5 et IM7/977-2), pour une gamme de température de  $-196\text{ °C}$  jusqu'à  $160\text{ °C}$ . Ils ont montré une modification faible de la ténacité pour des températures inférieures à  $25\text{ °C}$ , et une augmentation importante au delà de  $25\text{ °C}$ , comme le montre la Figure I.34.

Selon les études présentées précédemment sur l'étude de la propagation du délaminage en mode I, la température induit une augmentation de la ténacité à rupture. Cependant, les raisons de cet effet ne génèrent pas de consensus entre les auteurs, qui justifient soit un comportement plus ductile de la matrice [27], soit une compétition des effets associés à l'augmentation de la température (diminution du module et de la résistance du matériau, mais augmentation de la déformation à rupture) [26] soit un effet de fluage [25].

D'autres auteurs ont étudié différentes charges de sollicitation (quasi-statiques, fatigue et dynamiques) pour différentes températures et pour différentes mixités de mode (mode I ou mode mixte I/II) [28, 30, 137–139]. Ils remarquent que la température augmente la ténacité apparente à mesure que la longueur de la fissure augmente comme le montre la Figure I.35. Ce phénomène a tendance à favoriser une propagation plus stable en raison d'un comportement plus ductile de la matrice.

Peu de travaux sur le délaminage en mode II des matériaux composites dans des conditions en température tentent de reproduire les essais normalisés à température ambiante. Sethi *et al.* [29] ont mesuré l'évolution de la résistance au cisaillement interlaminaire en fonction de la température et de la vitesse de sollicitation par des essais en cisaillement avec une sollicitation en flexion 3 points sur des éprouvettes courtes en fibre de carbone et résine époxy. Ils déterminent une diminution de la résistance au cisaillement interlaminaire lorsque la température augmente, comme le montre la Figure I.36a. De plus, pour des températures inférieures à  $25\text{ °C}$ , ils ont montré une augmentation de la résistance au cisaillement interlaminaire pour des vitesses de sollicitation inférieures à  $200\text{ mm/min}$ , mais une diminution pour des

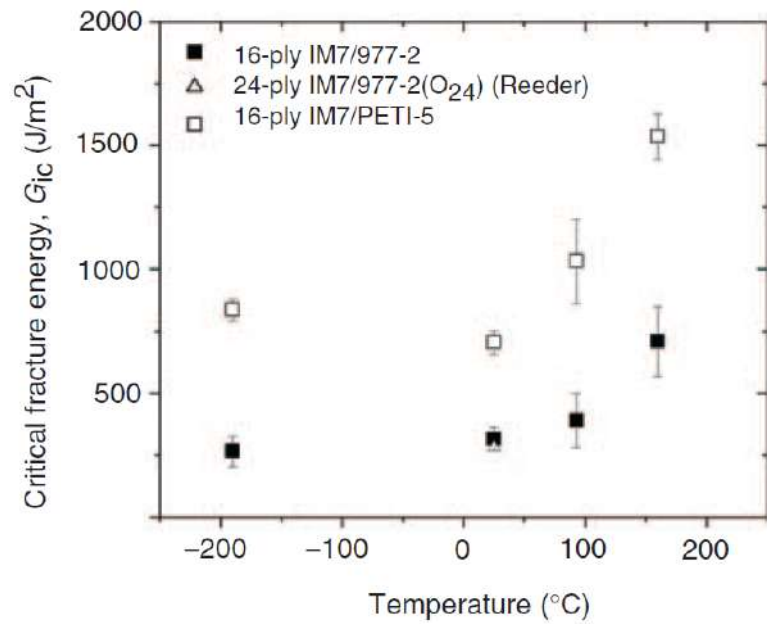


FIGURE I.34 – Ténacité à rupture en mode I pour différentes températures entre  $-196^{\circ}\text{C}$  et  $160^{\circ}\text{C}$  [27]

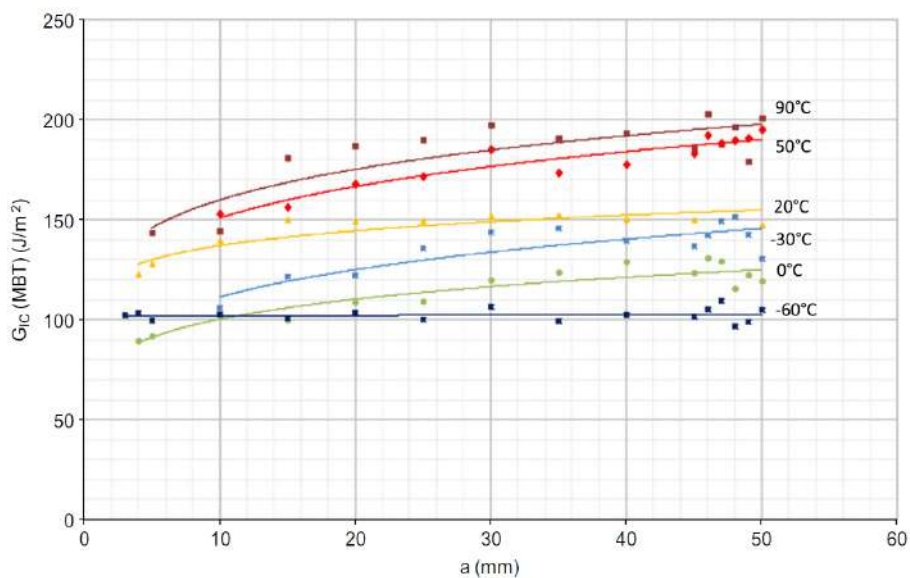


FIGURE I.35 – Evolution de la ténacité en mode I en température avec l'avancement de la longueur de fissure [28]



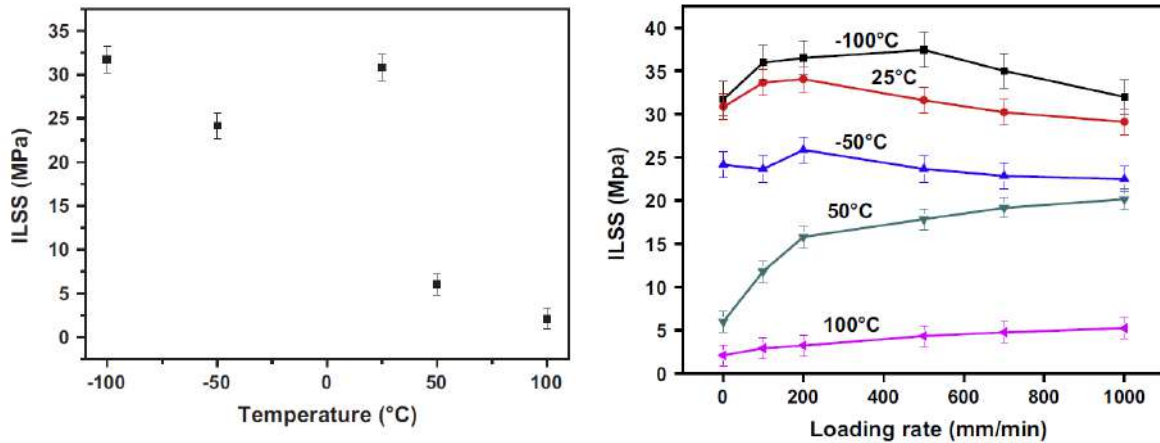


FIGURE I.36 – a. Evolution de l'ILSS en fonction de la température et b. Evolution de la résistance au cisaillement interlaminaire pour différentes températures et vitesses de sollicitation [29]

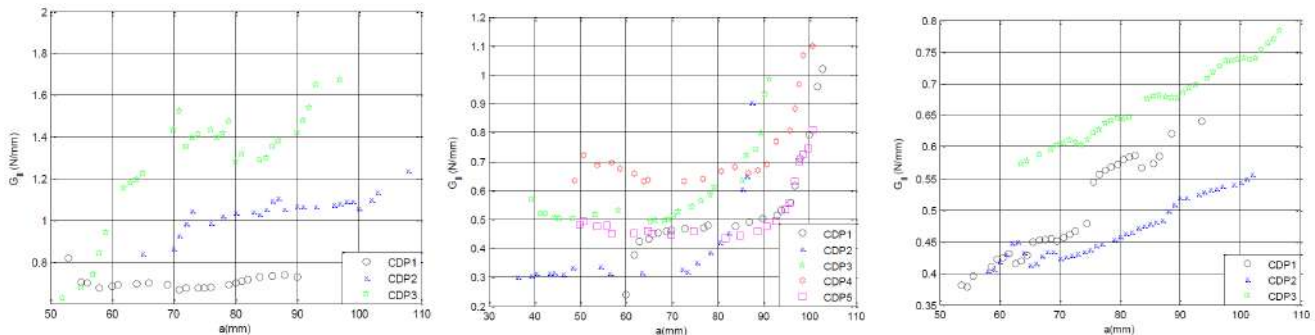


FIGURE I.37 – a. Evolution de la ténacité en mode II en fonction de l'avancement de la fissure à a. température ambiante b. 80°C et c. -54°C [30]

vitesse supérieure. Pour des températures supérieures à 25 °C, une augmentation de la ténacité est observée avec une augmentation de la vitesse de sollicitation comme montrée sur la Figure I.36b.

La ténacité interlaminaire à rupture de l'interface en fonction de la température a également été étudiée par Sales *et al.* [30], en utilisant des essais de flexion en 4 points (4ENF) pour des matériaux composites en fibre de carbone et résine époxy. Ils ont constaté que la ténacité diminue avec la température, et l'évolution de la fissure pendant la propagation du délaminage est donc influencé par la température, comme le montre la Figure I.37. Asp [31] s'est focalisé sur les essais 3ENF et MMB pour des composites à fibre de carbone et matrice époxy, observant une augmentation de la ténacité en mode II avec la température par des essais en mode mixte MMB, mais une nette diminution pour des essais en mode II pur (3ENF), comme le montre la Figure I.38.

D'autres auteurs [41, 140, 141] ont proposé une identification expérimentale des propriétés mécaniques des adhésifs époxy en température dans un premier temps, afin de formuler une loi de comportement de cohésion/décohésion de l'adhésif à utiliser pour la simulation numérique de l'évolution des fissures dans un second temps. Cependant, le comportement et l'épaisseur de la couche d'adhésif sont *a priori* connus et la formulation du modèle reste très phénoménologique. Elle est adaptée seulement pour les cas et conditions d'application utilisés pour cette identification. Dans le cas des interfaces des stratifiés composites, leurs épaisseurs sont de l'ordre du dixième de l'épaisseur d'un pli soit de l'ordre de la dizaine de micron. Il est donc difficile d'estimer le comportement d'une telle couche d'autant plus que la limite entre l'interface et les plis est difficile à distinguer.

Les études sur la caractérisation du délaminage en mode II présentées restent insuffisantes pour établir un vrai consensus des effets de la température sur les propriétés interlaminaires d'amorçage et de propagation. La complexité des essais rend difficile de discerner et séparer l'influence des différents

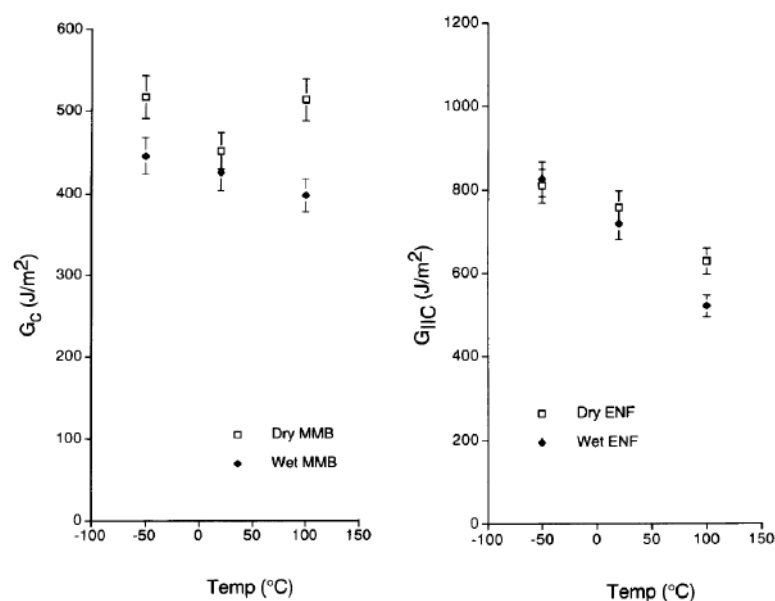


FIGURE I.38 – Influence de la température sur la ténacité à rupture en mode II pour des composites carbone/époxy secs et humides en a. mode mixte I/II et b. mode II [31]

effets (perte de raideur, effets de courbe R, comportement plus ductile de la matrice) sur les propriétés d'interface.

### I.4.3 Bilan sur le caractérisation expérimentale du délaminage

D'après les études montrées dans ce paragraphe, certains auteurs [3, 14, 55] ont remarqué un effet significatif du délaminage et dans une certaine mesure de la fissuration matricielle sur le comportement au feu en raison de la formation d'interfaces non liées entre les plis. D'autres auteurs [25–30, 30, 31, 137–139] ont cherché à caractériser les propriétés à rupture des interfaces. De nombreuses études ont été menées à température ambiante afin de caractériser l'amorçage et la propagation des délaminages en mode I et en mode II. Néanmoins, la caractérisation des propriétés de rupture de l'interface est moins précise en mode II. De plus, il s'agit justement du mode de propagation où le délaminage en température reste un mécanisme de rupture catastrophique. En effet, l'ouverture en mode I est facilement quantifiable par mesure optique, tandis que le glissement en mode II demande des moyens optiques et de traitement de données plus élaborés.

Toutes les études en température mentionnées pour le mode I et le mode II ont utilisé une enceinte climatique ou un four monté sur la cellule de charge pour effectuer l'essai dans des conditions en température, sachant que ceci nécessite un temps de chauffage important et rend la multi-instrumentation difficile à installer. De plus, la caractérisation du mode II est typiquement plus compliquée que le mode I en raison des différents mécanismes de propagation de délaminage. En effet, le mode II est piloté par la contrainte de cisaillement, et la fissure tend à se fermer en raison de la flexion induite dans l'éprouvette. Ainsi, le suivi visuel de la fissure est beaucoup plus difficile, spécialement pour la propagation instable observée pour les tests ENF. Néanmoins, comme nous l'avons déjà remarqué précédemment, le mode II est le mode préférentiel observé dans les matériaux composites exposés à des températures élevées comme le montre la Fig. I.31 [14] en raison de la charge de flexion de la plaque induite par le gradient thermique.

L'ensemble des études présentées dans le paragraphe I.4.2 souligne le manque d'outils expérimentaux pour la caractérisation du délaminage en température afin d'améliorer la compréhension des mécanismes associés, notamment la dégradation thermique et la fissuration matricielle. Nous cherchons donc à caractériser les mécanismes d'amorçage et de propagation de fissures de délaminage afin de proposer une modélisation rigoureuse de cette fissuration et de l'influence de la température. Pour cela, nous présentons d'abord un bilan des approches de modélisation du délaminage afin de choisir la plus adaptée au cas du délaminage en température pour des composites stratifiés.



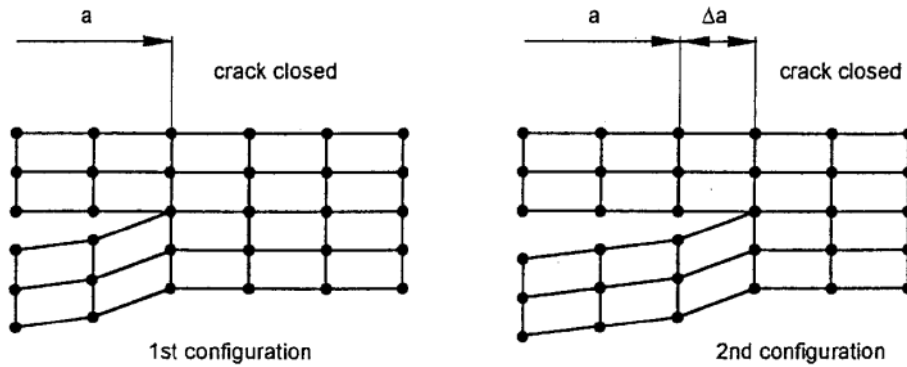


FIGURE I.39 – Schéma de compatibilité d'ouverture/clôture d'une fissure par des éléments finis [32]

## I.5

## Modélisation numérique du délaminage

Dans ce paragraphe, nous présentons les principales techniques pour la modélisation du délaminage des matériaux composites. Pour cela, les principes fondamentaux retenus pour décrire le délaminage d'un point de vue numérique sont tout d'abord présentés. Ensuite, une classification de l'état de l'art des différentes approches pour la prévision de ce mécanisme d'endommagement pour les matériaux composites est présentée. Nous focalisons particulièrement l'attention sur les modèles de zone cohésive pour la prévision du délaminage, y compris en température. Nous insisterons sur les avantages et les limites actuelles de ces modèles dans le cadre de problèmes multi-physiques. Dans ce contexte, quelques travaux sont présentés pour divers matériaux, en remarquant au passage le manque de modèles de prévision du délaminage pour des matériaux composites soumis aux chargements thermomécaniques.

### I.5.1 Principes fondamentaux et techniques de modélisation du délaminage

La modélisation du délaminage repose sur deux aspects majeurs : (i) la prévision de l'amorçage et (ii) la prévision de la propagation du délaminage. Ces deux aspects sont liés à des critères numériques afin de définir l'apparition de l'amorçage et la propagation ou pas de la fissure. Pour cela, différentes approches et critères sont trouvés dans la littérature, permettant de prédire l'apparition d'une fissure, sa propagation ou les deux.

#### I.5.1.1 Mécanique linéaire et non-linéaire de la rupture

La Mécanique Élastique Linéaire de la Rupture (MELR) permet de décrire la propagation d'une fissure déjà amorcée en retenant l'hypothèse d'un milieu élastique linéaire avec un champ asymptotique des contraintes en pointe de fissure. Cela correspond donc au cas d'étude de la propagation d'une fissure lorsqu'une amorce est déjà présente, comme nous l'avons présenté dans le paragraphe I.4 concernant les essais de caractérisation de propagation du délaminage.

La MELR est une approche globale cherchant à calculer le taux de restitution d'énergie  $G$  en pointe de fissure. Selon cette hypothèse, la propagation se produit lorsque cette énergie dépasse la ténacité de l'interface qui est équivalente au taux de restitution d'énergie critique, nommé  $G_C$  [142, 143]. Pour une pièce donnée préalablement fissurée, Irwin avait proposé le calcul du facteur d'intensité de contrainte sur la base de la MELR. Cela permet de calculer la quantité d'énergie disponible pour une fissure associée au niveau de contrainte autour de la fissure. Ce calcul est fait à partir de la propagation brutale de la fissure qui conduit à la ruine finale de la pièce en question [142, 143]. Un des avantages de la MELR est son application simple et rapide aux calculs EF. En effet, elle repose sur la réalisation de calculs élastiques pour chaque longueur de fissure considérée. La technique la plus répandue dans la littérature reposant sur la MELR est la *Virtual Crack Closure Technique* (VCCT) [32]. Cette technique s'appuie sur l'hypothèse selon laquelle l'énergie dissipée durant la propagation d'une fissure d'une longueur initiale à une longueur plus importante est équivalente à celle nécessaire à sa fermeture comme illustrée sur la Figure I.39.

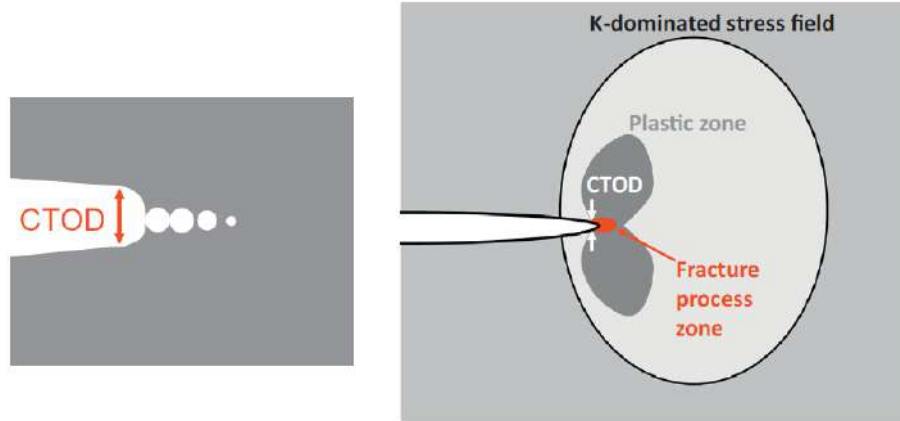


FIGURE I.40 – Schéma des mécanismes de fracture au voisinage de la pointe de fissure [33]

La principale limitation de la MELR pour la prévision de la propagation d'une fissure dans un milieu quelconque provient de l'hypothèse de comportement élastique. Le domaine de validité reste alors limité aux applications où il est considéré que les effets dissipatifs associés à une propagation de fissure restent négligeables et n'ont pas une influence suffisante sur la rigidité de la structure considérée. Or, cette hypothèse est contestable dans le cadre d'une propagation de fissure en mode II en température, au vu du comportement fortement non-linéaire du matériau [21, 100]. Afin de considérer des mécanismes dissipatifs ou conduisant à un comportement non linéaire au voisinage de la pointe de fissure (zones de plasticité, frottements, effets visqueux) d'autres méthodes ont été développées dans le cadre de la Mécanique Elasto-Plastique Non-Linéaire de la Rupture (MEPNLR) [144]. Dans la MEPNLR il est possible de trouver des techniques différentes et adaptées aux calculs EF. La technique d'extension virtuelle des fissures ou *Virtual Crack Extension* (VCE) repose sur le principe de calculer l'énergie nécessaire pour ouvrir une fissure de longueur finie [145, 146]. Cette technique n'est pas limitée à des milieux purement élastiques, contrairement à la VCCT. Le suivi du *Crack Tip Opening Displacement* (CTOD) consiste à mesurer le déplacement d'ouverture en pointe de fissure comme conséquence de l'émoussement du fond de fissure dû à la plastification au voisinage de la pointe de fissure, comme schématisé sur la Figure I.40 [33].

Le calcul de l'intégrale  $J$  de Rice [147] est également une méthode couramment utilisée dans la littérature. Elle est basée sur la théorie de la rupture de Griffith [148]. Dans cette dernière, il s'agit de calculer le travail lié aux efforts normaux et tangentiels autour d'un contour qui définit la zone des non-linéarités [34, 149]. L'intégrale de contour pour le calcul de l'énergie associé aux efforts est indépendante du chemin d'intégration sur le chemin défini autour de la pointe de fissure, comme le montre la Figure I.41 et est définie par l'Équation I.21 :

$$J = \int_K \left( W n_i - \sigma_{ij} \frac{\partial u_i}{\partial x_1} n_j \right) dS \quad (\text{I.21})$$

avec  $W = \int_0^{\varepsilon_{ij}} \sigma_{ij} d\varepsilon_{ij}$  la fonction de densité d'énergie de déformation.  $n_j$  est la composante unitaire du vecteur extérieur normal dans la direction  $j$ .  $\sigma_{ij}$  est la composante du tenseur de contraintes et  $u_i$  est la composante du vecteur de déplacement dans la direction  $i$ .

L'ensemble des méthodes non-linéaires repose sur l'hypothèse que la zone de dissipation d'énergie reste petite par rapport à la dimension la plus petite de l'éprouvette où la propagation a lieu. Ces dernières méthodes ne peuvent donc plus être utilisées lorsque le matériau subi de grandes déformations pendant la phase de propagation, qui pourraient amener à des *Process Zones* importantes et non constantes durant la phase de propagation.

Il est également important de rappeler ici que l'ensemble des méthodes basées sur la mécanique de la rupture ne permettent que la description de la phase propagation. D'autres approches s'avèrent donc nécessaires afin de prévoir la phase d'amorçage des délaminages, voire les deux phases.

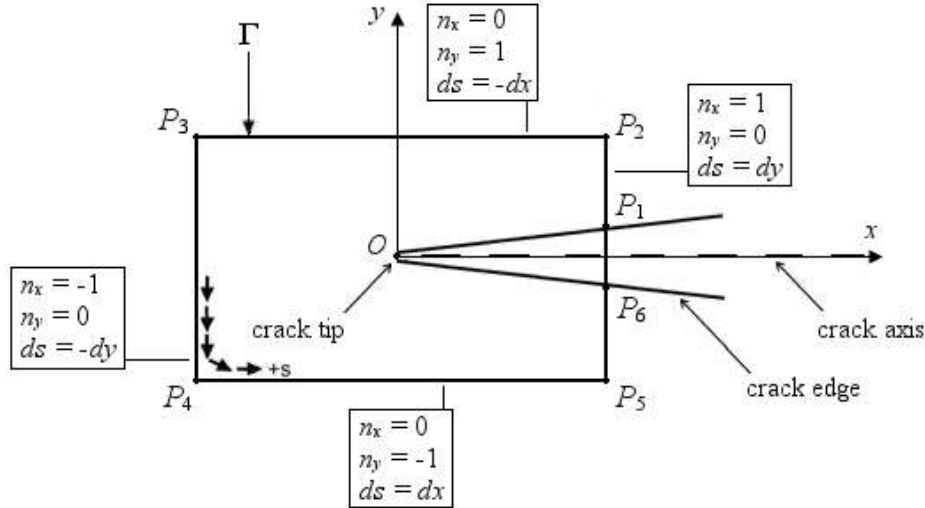


FIGURE I.41 – Schéma du chemin d'intégration autour d'une singularité pour le calcul énergétique de l'intégrale  $J$  [34]

### I.5.1.2 Critères de rupture

La prévision de l'amorçage par critère de rupture reste une approche classique, qui a été utilisée depuis plusieurs décennies. Il s'agit de comparer l'état de contraintes ou déformations calculé par un modèle de prévision à un seuil en contraintes ou en déformation à partir duquel l'apparition du délaminage est considérée. Cela correspond donc au cas d'étude de l'amorçage, comme nous l'avons présenté dans le paragraphe I.4 concernant les essais de caractérisation d'amorçage du délaminage.

Dans la littérature, le critère de la contrainte maximale [150] compare le champ de contraintes aux contraintes interlaminaires sans aucun couplage entre les modes de ruine.

$$\sigma_{33} \geq Z_t, \tau_{13} \geq S_{13}, \tau_{23} \geq S_{23} \quad (\text{I.22})$$

avec  $Z_t$ ,  $S_{13}$  et  $S_{23}$  les résistances interlaminaires relatives aux modes I, II et III respectivement. Afin d'avoir un couplage des modes de ruine, d'autres critères existent comme le critère quadratique [97].

$$\left(\frac{\sigma_{33}}{Z_t}\right)^2 + \left(\frac{\tau_{13}}{S_{13}}\right)^2 + \left(\frac{\tau_{23}}{S_{23}}\right)^2 \geq 1 \quad (\text{I.23})$$

Cette approche est simple à utiliser, mais elle est limitée à la prévision de l'amorçage. Ces approches sont donc très limitées en présence d'un champ de contraintes singulier. Des approches du type *Point Stress* [151] permettent de définir l'amorçage en présence d'une singularité.

$$\sigma(d_C) > \sigma_C \quad (\text{I.24})$$

avec  $d_C$  une longueur interne imposée. Lagunegrand [152] utilise ces approches pour l'étude du délaminage comme conséquence des effets de bord.

Cependant, les critères de rupture ne permettent pas de décrire la propagation du délaminage, que ce soit en absence ou en présence d'une singularité.

### I.5.1.3 Critères couplés

Afin d'établir des critères qui permettent de prévoir l'apparition d'une fissure lorsque l'amorçage se produit au voisinage d'une singularité, Leguillon *et al.* [153, 154] ont proposé des doubles critères en contrainte et en énergie pour prévoir l'amorçage du délaminage. Le principe est de déterminer une longueur de fissure interne minimale pour laquelle un critère en énergie et un critère en contrainte sont vérifiés à l'amorçage de la fissure. Le niveau de contrainte interlaminaire doit être supérieur à un seuil

de résistance d'interface et taux de restitution d'énergie incrémental doit être supérieur à la ténacité de l'interface. Ce taux de restitution d'énergie est calculé comme la variation d'énergie au sein du milieu entre l'état non fissuré et celui fissuré d'une surface  $\delta S$ . Ces deux hypothèses se traduisent par les Équations I.25 :

$$\begin{aligned}\sigma_{1i}(a) &= k_{1i}(a)E\varepsilon > \sigma_{iC} \\ \delta W + \delta W_k + G_{iC}\delta S &= 0\end{aligned}\tag{I.25}$$

avec  $\sigma_{1i}(a)$  la contrainte à l'interface,  $k_{1i}(a)$  un facteur adimensionnel lié à la concentration de contrainte et  $\sigma_{iC}$  la valeur de résistance maximale d'interface dans le mode de rupture correspondant.  $a$  représente la distance par rapport à la singularité, qui traduit une taille minimale de fissure à l'amorçage.  $\delta W$  et  $\delta W_k$  sont les variations d'énergie potentielle et cinétique, et  $G_{iC}\delta S$  est l'énergie nécessaire à la création de la fissure de surface  $S$ .  $G_{iC}$ , quant à lui, correspond à la ténacité d'interface dans le mode de rupture considéré.

Une fois la fissure amorcée, il suffit d'utiliser la MELR pour la description de la propagation.

Certains auteurs ont présenté des travaux afin d'étendre les critères couplés pour des sollicitations 3D [155–158]. Cependant, la principale limite des critères couplés reste leur limitation à l'amorçage.

#### I.5.1.4 Approches locales, discrètes et non-locales de la modélisation du délaminage

Afin de prendre en compte les effets non-linéaires au voisinage de la pointe de fissure, il existe dans la littérature d'autres approches qui cherchent à améliorer la modélisation du comportement non-linéaire et leurs effet sur l'amorçage et la propagation d'une fissure. Une première catégorie de ces approches comprend des modèles locaux continus basés sur la mécanique de l'endommagement continu et des critères de rupture en contrainte et/ou énergétiques [159–162]. Ces approches dites volumiques décrivent l'endommagement comme un effet au sein du pli. La bonne description de la fissuration dépend alors d'assurer une estimation correcte du champ de contraintes autour d'une singularité au prix d'un coût de calcul élevé afin de garantir la convergence au maillage.

En contrepartie, il existe des approches dit surfaciques. Il s'agit des modèles locaux de rupture progressive basés sur la mécanique de l'endommagement continu tel que les modèles de zone cohésive (*Continuum Cohesive Zone Model*). Ils permettent de localiser les effets non linéaires à des interfaces entre les plis, dans une zone nommée *Process Zone* [163–178]. Ces approches ont été notamment développées par le LMT-Cachan, permettant de séparer l'endommagement du pli de celui des interfaces [179]. Ces modèles ont l'avantage de modéliser à la fois l'amorçage et la propagation sans une modélisation explicite des phénomènes non linéaires, qui sont assumés compris dans une surface définie comme la *Process Zone*. Le principal inconvénient reste le chemin de fissuration, qui doit être fixé au préalable pour l'insertion des éléments cohésifs où la fissure va potentiellement propager. Cependant, cet inconvénient n'est clairement pas une limite dans le cas des composites puisque le délaminage est situé à l'interface entre plis et est donc bien localisé. Ce type de modèle est décrit plus en détail dans le paragraphe I.5.2.

Une deuxième catégorie comprend les modèles discrets et non-locaux, soit par le biais de la modélisation explicite des fissures discrètes, soit par des modèles d'endommagement discrets basés sur la rupture discrète (*Discrete Damage Approach* - DDA). Dans le premier axe, il existe dans la littérature des techniques différentes de raffinement adaptatif du maillage (*Adaptive Mesh Refining* - AMR) [180, 181]. L'inconvénient principal du raffinement du maillage est le coût de calcul associé à la discrétisation de la fissure pour des simulations numériques EF [182, 183]. Dans le deuxième axe, il existe des modèles DDA basés sur la rupture discrète. Cela repose sur des approches non locales basées sur la partition de l'unité (*Partition of Unity Method* - PUM) [184, 185]. L'avantage principal par rapport aux modèles continus est l'indépendance au maillage, qui n'a pas besoin d'être régénéré pour la caractérisation de la croissance d'une fissure. Cela grâce à des éléments qui permettent de décrire une cinématique enrichie des mécanismes de fissuration. Ces méthodes sont alors adaptées à des topologies complexes et à des chemins de fissuration tortueux de la fracture [184]. Dans la littérature il existe des modèles d'endommagement progressif par des éléments discrets (*Discrete Element Method* - DEM) [186]. Ils permettent de modéliser à la fois l'amorçage et la propagation d'une fissure, par une représentation discontinue de l'unité du matériau

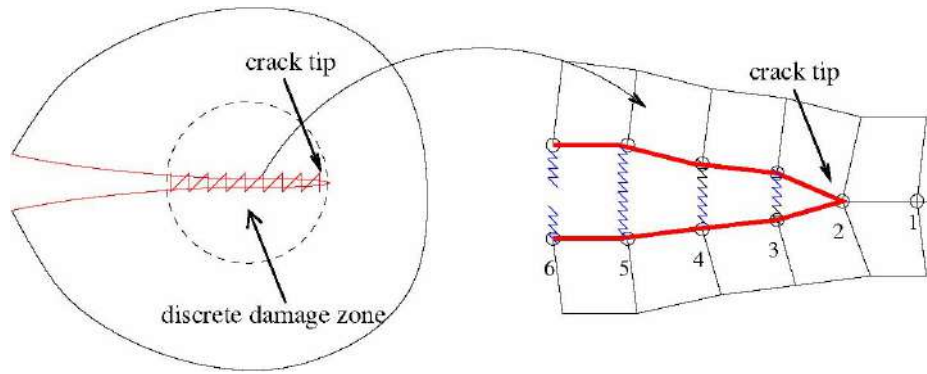


FIGURE I.42 – Schéma du modèle d'endommagement discret de zone cohésive sur un cas préfissuré [35]

composite via des assemblages discrets [186], en évitant le passage par les méthodes continues pour gérer la problématique associée à la création d'une fissure. Il existe aussi d'autres techniques non locales telles que la méthode des éléments finis généralisés (*Generalized Finite Element Method* - GFEM) [187, 188], la méthode des éléments finis intégrés (*Embedded Finite Element Method* - EFEM) [184, 185] et la méthode des éléments finis étendue (*eXtended Finite Element Method* - XFEM) [189, 190]. Ces méthodes reposent sur l'approche DDA, et sont développées sur la base de la méthode classique des EF et de la partition du domaine. Il existe aussi des modèles discrets de zone cohésive (*Discrete Cohesive Zone Model* - DCZM) [35, 191–193]. Ils sont basés sur des éléments de type ressort pour modéliser l'interface du stratifié et des lois d'endommagement pour décrire à la fois le ramollissement du ressort interfacial et la perte de rigidité du matériau afin d'étudier la propagation des fissures. Le principe de modélisation est représenté dans la Figure I.41.

Cependant, ces méthodes sont complexes à mettre en œuvre dans une simulation numérique par EF et partent souvent de l'existence d'une préfissure ainsi que de la connaissance au préalable du chemin de fissuration pour le calcul d'un taux de restitution d'énergie pour la faire propager. Elles sont donc adaptées à la propagation de la fissure et à la prise en compte des effets non linéaires d'origine matériau ou géométrique. En conclusion des avantages et inconvénients des différents types de modélisation présentés dans ce paragraphe, la variété de modèle la plus appropriée à notre étude est le modèle de zone cohésive puisqu'il permet la modélisation à la fois de l'amorçage et la propagation et prend en compte les effets non-linéaires associés au comportement matériau. De plus, ce modèle semble bien adapté pour la modélisation du délaminage en température, où le trajet de fissuration reste connu en raison des observations expérimentales des propagations essentiellement en mode II. Le paragraphe I.5.2 rentre plus en avant dans les détails de ces formulations.

## I.5.2 Modèles de zone cohésive

L'usage des modèles de zone cohésive reste la méthode la plus répandue dans la communauté composite pour l'étude de la décohésion interfaciale ou du délaminage dans les stratifiés de par leurs avantages mentionnées dans le paragraphe I.5.1. Nous rappelons dans une première partie les principes fondamentaux de ces approches, un exemple de formulation classique et une interprétation de physique du type de formulation. Dans une dernière partie, nous étendrons ces formulations vers la problématique thermomécanique.

### I.5.2.1 Principes fondamentaux

Le principe fondamental des modèles cohésifs est de représenter la zone de décohésion interfaciale entre deux milieux différents par deux plans [22]. Cette vision du modèle par EF est représentée dans la Figure I.43.

Il existe une relation qui relie ces deux milieux qui sont initialement séparés par l'interface cohésive. La dégradation de cette relation va permettre de traduire une fissuration entre les deux milieux. Les nœuds de l'élément cohésif, qui sont initialement superposés mais qui appartiennent à chacun des bras de part et

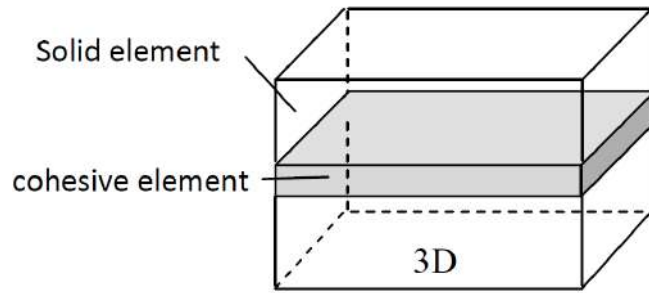


FIGURE I.43 – Schéma de la modélisation par EF d'un matériau composite avec des éléments volumiques et cohésifs [36]

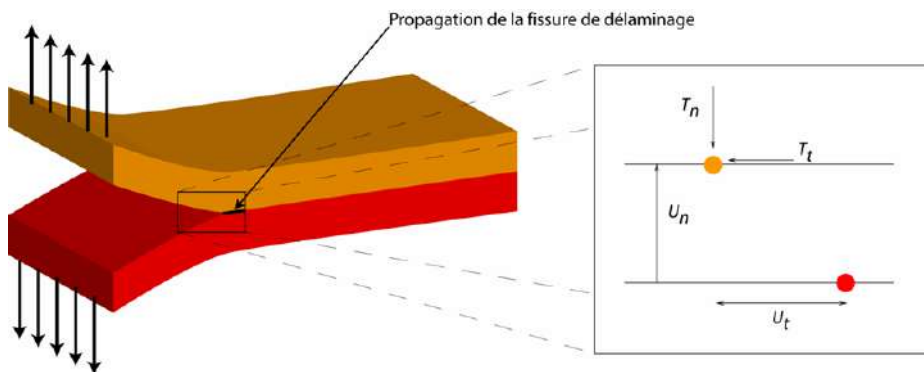


FIGURE I.44 – Schéma de la relation entre les déplacements relatifs et les efforts aux noeuds des éléments d'interface [22]

d'autre de l'interface, permettent de traduire le comportement mécanique de l'interface. Ce comportement est alors pris en compte par des relations entre les déplacements relatifs normaux ( $u_n$ , mode I d'ouverture) et tangentiels ( $u_t$ , mode II et mode III de glissement) entre les nœuds de l'élément cohésif et les efforts normaux ( $T_n$ ) et tangentiels ( $T_t$ ) correspondants dans ces nœuds [22]. Cette représentation est montrée sur la Figure I.44. De manière générale, ce comportement cohésif entre deux milieux est traduit par les relations suivantes :

$$\begin{cases} \text{si } [u_n] \geq 0 \\ \left\{ \begin{array}{l} T_n = K [u_n] f(\lambda) \\ T_{t,i} = K [u_{t,i}] f(\lambda) \end{array} \right. & \text{si } [u_n] < 0 \\ \left\{ \begin{array}{l} T_n = \alpha_C K [u_n] \\ T_{t,i} = K [u_{t,i}] f(\lambda) \end{array} \right. & \text{avec } i = 1, 2 \end{cases} \quad (\text{I.26})$$

avec  $[u_n]$  (respectivement  $[u_{t,i}]$  pour une sollicitation en cisaillement) correspondant au saut de déplacement à rupture pour un chargement normal selon le mode I (respectivement tangentiels selon le mode II et le mode III pur).  $K$  est la rigidité en traction et en cisaillement de l'interface tandis que  $\alpha K$  correspond à la raideur en compression.

La description du modèle repose donc sur trois ingrédients principaux :

- Une cinétique de fissuration afin de connaître l'évolution de la variable d'endommagement  $\lambda$ .
- Une fonction des effets de l'endommagement  $f(\lambda)$ .
- Une loi de rupture/propagation.

La zone d'interface dans laquelle l'endommagement est non nul représente la zone de transition entre l'interface saine et l'interface fissurée et correspond à la *Process Zone* mentionnée précédemment dans le paragraphe I.5.1 et illustrée sur la Figure I.45 [36].



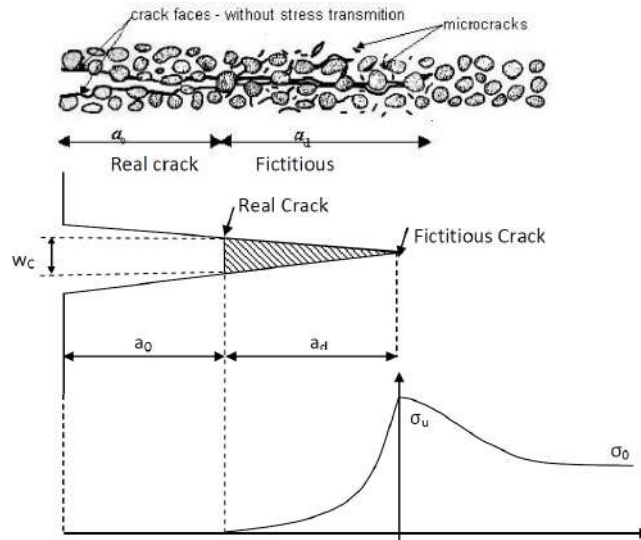


FIGURE I.45 – Schéma de la représentation de la Process Zone cohésive [36]

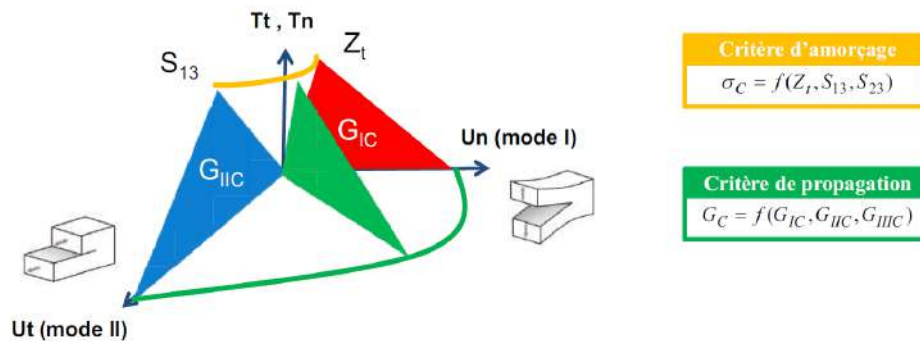
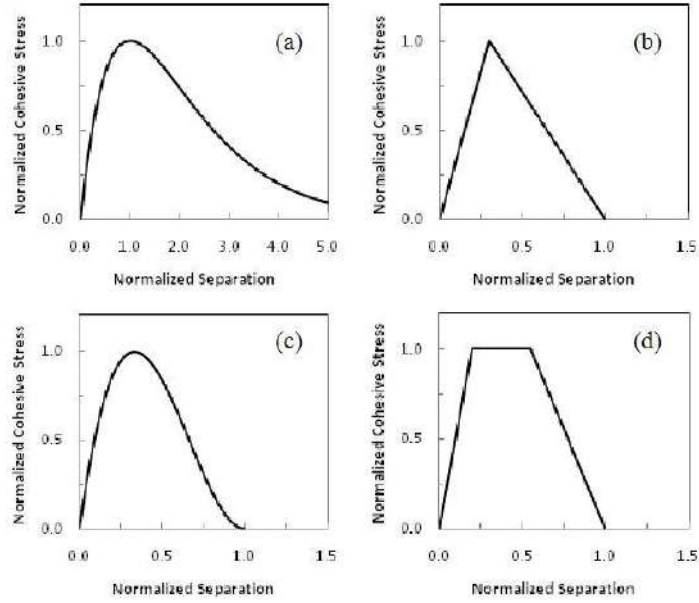


FIGURE I.46 – Schématisation d'un modèle cohésif pour des chargements en mode mixte [24]

De manière générale, la loi de rupture est caractérisée par les résistances maximales interfaciales ( $Z_t$  et  $S_c$ ) et les taux de restitution d'énergie critique ( $G_{IC}$ ,  $G_{IIC}$ ,  $G_{IIIC}$ ) selon les modes I, II ou III de rupture. Les résistances d'interface sont liées à l'amorçage de la fissure pour chaque mode, tandis que les taux de restitution d'énergie représentent la ténacité nécessaire pour faire propager la fissure de manière progressive dans chacun des éléments cohésifs. Dans le cas des modes de rupture mixtes, il existe des critères reliant ces paramètres afin de prendre en compte un tel couplage dans le calcul de la variable d'endommagement [24]. La Figure I.46 montre la combinaison des modes dans le cadre d'un chargement couplé.

Parmi les différents modèles cohésifs de la littérature, il existe des formes différentes de la loi cohésive [36, 194]. Cela permet d'adapter le modèle à des comportements du matériau différents et/ou adapter la formulation mathématique afin d'améliorer la convergence numérique [24]. A titre d'exemple, la Figure I.47 montre les formulations les plus répandues pour la modélisation du délaminage pour des composites [36]. Needleman [195] a proposé une loi polynomiale à l'origine pour la description des phénomènes de nucléation des vides dans les composites à matrice métallique. Cette loi a été reprise pour la modélisation des effets non linéaires caractéristiques de la *Process Zone* dans la fissuration des composites à matrice organique. Dans des travaux postérieurs, Needleman [196] a simplifié la formulation de sa loi, et a proposé une loi exponentielle afin de réduire le nombre de paramètres à identifier. Tvergaard et Hutchinson [197] ont proposé une loi trapézoïdale, qui s'avère plus adaptée pour les matériaux élastoplastiques, afin de prévoir l'évolution des déformations plastiques importantes issues des phénomènes physiques comme le fluage. Camacho et Ortiz [198] ont proposé une loi bilinéaire telle que les contraintes dans chaque élément cohésif augmentent linéairement en fonction du saut de déplacement jusqu'à atteindre


 FIGURE I.47 – *Formes différentes de la loi d'interface* [36]

la valeur maximale de la résistance d'interface. Ensuite, l'endommagement évolue progressivement et de manière linéaire avec le saut de déplacement, en relaxant les contraintes jusqu'à un endommagement totale de l'élément cohésif, donnant lieu à la propagation du délaminage dans cet élément. Cela permet de modéliser l'évolution progressive de l'endommagement dans tous les éléments cohésifs qui modélisent la réponse en rupture de l'interface.

Monerie *et al.* [199] ont montré que la forme de la loi n'a pas d'influence sur la propagation du délaminage pour peu que la ténacité soit la même. Parmi les différentes formes de la loi d'interface des modèles trouvés dans la littérature, la plus répandue pour la modélisation du délaminage dans les composites stratifiés à matrice organique est donc le modèle bilinéaire en raison de sa simplicité [169, 170, 172–174, 176, 200, 201]. Ce modèle peut être étendu pour représenter un modèle trilineaire [24] voir trapézoïdal. La formulation mathématique du modèle bilinéaire est présentée dans le paragraphe I.5.2.2.

### I.5.2.2 Formulation classique d'un modèle de zone cohésive bilinéaire

La loi de rupture d'un modèle cohésive est classiquement formulée comme une loi de comportement de type endommageable afin de définir l'évolution d'une variable interne d'endommagement  $\lambda$ . Cette variable assure le couplage entre le comportement normal et tangentiel (mode I et mode II/III), et permet de modéliser la dégradation progressive de l'interface entre un état sain ( $\lambda = 0$ ) et un état de décohesion complet ou totalement endommagé ( $\lambda = 1$ ). Le comportement endommageable de l'interface peut s'exprimer selon l'Equation I.26 comme montré précédemment. Dans le cas d'un modèle bilinéaire [24, 172, 200] la forme de la loi d'interface est représentée dans la Figure I.48. La fonction  $f(\lambda)$  et la cinétique d'évolution de la variable d'endommagement  $\lambda$  mentionnées dans l'Equation I.26 sont décrites par l'Equation suivante I.27 :

$$\begin{cases} f(\lambda) = (1 - \lambda) \\ \lambda = 0 \\ \lambda = \min \left[ \frac{\delta_f(\delta - \delta_0)}{\delta(\delta_f - \delta_0)}, 1 \right] \\ \dot{\lambda} \geq 0 \end{cases} \quad \begin{array}{l} \text{si } \delta \leq \delta_0 \\ \text{si } \delta \geq \delta_0 \end{array} \quad (\text{I.27})$$

avec  $\delta$  le module du saut de déplacement entre les nœuds initialement superposés de l'élément cohésif,  $\delta_0$ , le saut de déplacement critique à l'amorçage à partir duquel l'endommagement évolue, et  $\delta_f$  le saut

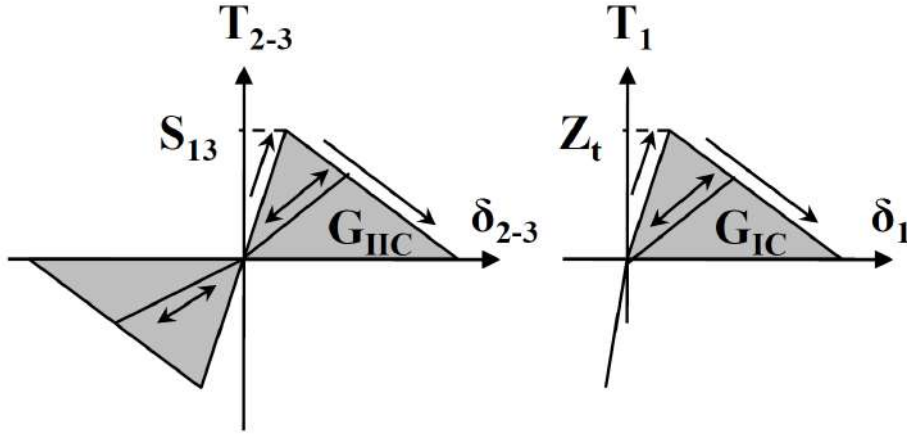


FIGURE I.48 – Forme de la loi bilinéaire de rupture de l'interface [37]

de déplacement à partir duquel l'endommagement est total et on considère que la fissure est propagée dans l'intégralité de l'élément cohésif. Le calcul de ces variables est lié aux déplacements aux nœuds de chaque élément et aux propriétés interfaciales. Les expressions en 2D sont les suivantes :

$$\begin{cases} \delta = \sqrt{\langle \delta_1 \rangle_+^2 + \delta_2^2} \\ \delta_0 = K \sqrt{\left[ \frac{\langle \cos(\theta) \rangle_+}{Z_t} \right]^2 + \left[ \frac{\sin(\theta)}{S_c} \right]^2} \\ \delta_f = \frac{2}{K \delta_0} \sqrt{\left[ \frac{\langle \cos(\theta) \rangle_+}{G_I^c} \right]^2 + \left[ \frac{\sin(\theta)}{G_{II}^c} \right]^2} \\ \cos(\theta) = \frac{\delta_1}{\delta} \text{ et } \sin(\theta) = \frac{\delta_2}{\delta} \end{cases} \quad (\text{I.28})$$

avec  $\langle \rangle_+$  représentant que la contribution positive (ouverture) à considérer en mode I, et  $\delta_1$ ,  $\delta_2$  correspondant aux sauts de déplacement dans la direction d'ouverture (mode I) ou longitudinale (mode II). Les expressions en 3D sont analogues en ajoutant la troisième composante dans le plan 13 correspondant au cisaillement hors plan ou mode III, et sont détaillés par Vandellos [24].

La partie élastique jusqu'à l'amorçage est régie par une unique raideur  $K$  qui reste un paramètre numérique de pénalisation [22, 24]. La loi d'interface est uniquement formulée comme une loi de rupture et non comme une loi de comportement. Ainsi, la formulation suivante est retenue pour l'expression des efforts cohésifs en fonction de l'endommagement et du déplacement relatif aux nœuds :

$$\begin{cases} \text{si } \delta_1 \geq 0 \\ \begin{cases} T_1 = K(1 - \lambda) \delta_1 \\ T_i = K(1 - \lambda) \delta_i \end{cases} \end{cases} \quad \begin{cases} \text{si } \delta_1 < 0 \\ \begin{cases} T_1 = \alpha_c K \delta_1 \\ T_i = K(1 - \lambda) \delta_i \end{cases} \end{cases} \quad \text{avec } i = 2,3 \quad (\text{I.29})$$

La formulation complète du modèle nécessite d'ajouter deux critères :

- Un critère d'amorçage pour la définition de  $\delta_0$ .
- Un critère de propagation pour la définition de  $\delta_f$ .

D'un côté, le critère d'amorçage est formulé comme un critère quadratique en contrainte défini par la tenue en traction hors plan  $Z_t$  et de cisaillement interlaminaire  $S_c$  (considérée identique pour les deux cisaillements interlaminaires) :

$$\left( \frac{\langle \sigma_{33} \rangle_+}{Z_t} \right)^2 + \left( \frac{\tau_{13}}{S_c} \right)^2 + \left( \frac{\tau_{23}}{S_c} \right)^2 = 1 \quad (\text{I.30})$$

et de l'autre, la loi de propagation est décrite par une loi quadratique, dépendante des ténacités d'interface en mode I ( $G_I^c$ ) et II ( $G_{II}^c$ ) :

$$\left(\frac{G_I}{G_I^c}\right)^2 + \left(\frac{G_{II}}{G_{II}^c}\right)^2 + \left(\frac{G_{III}}{G_{II}^c}\right)^2 = 1 \quad (\text{I.31})$$

L'extension de ce type de modèle à la prise en compte de l'effet de la température s'avère un enjeu complexe. Une question ouverte est posée dans la communauté composite pour l'étude du délaminage concernant l'interprétation physique du modèle cohésif. Des travaux précédents [199] ont montré que la forme de la loi n'a pas une influence importante sur la propagation d'une fissure déjà amorcée. Cependant, la question reste ouverte dans le cas de l'amorçage. Dans le cas de l'amorçage, il reste à identifier dans quelle mesure les phénomènes dissipatifs lors de la phase d'amorçage ou même en amont peuvent conduire à des effets importants lors de la propagation postérieure de la fissure. Pour expliquer cette problématique, le paragraphe suivant est dédié à l'interprétation physique du modèle cohésif.

### I.5.2.3 Interprétation physique du modèle de zone cohésive

L'identification des paramètres de la loi cohésive régissant la rupture par délaminage des composites stratifiés peut se faire par deux approches classiquement suivies dans le cadre de l'identification des modèles [24, 111], à savoir : (i) par une caractérisation expérimentale directe de la loi cohésive [41, 140, 141, 149, 202] ou (ii) par une caractérisation phénoménologique à partir de grandeurs facilement accessibles par mesure expérimentale [174, 176].

La première approche s'avère extrêmement complexe en raison d'un manque d'essais qui permettent d'identifier et mesurer quantitativement la forme de la loi cohésive avec une mesure précise de l'état de contraintes et le déplacement relatif en pointe de fissure. La deuxième approche est celle la plus communément adoptée dans la littérature. Certains auteurs [149] ont proposé des méthodes analytiques basées sur la réponse macroscopique force-déplacement pour remonter à la loi d'interface en supposant des hypothèses fortes. Ces hypothèses portent principalement sur la forme de la loi et/ou sur la taille de la *Process Zone* [149, 174, 176]. Cette *Process Zone* concentre l'ensemble des mécanismes dissipatifs dans une surface et est supposée petite par rapport à la zone de propagation. Ces méthodes sont applicables pour des ruptures très fragiles, mais plus difficilement mises en œuvre pour des ruptures plus ductiles et/ou progressives.

Dans le cas des ruptures ductiles, il est alors nécessaire de partager les sources de dissipation conduisant à ce comportement ductile. La loi de zone cohésive doit alors traduire une loi de rupture en accord avec un tel comportement.

Dans cette vision, certains auteurs ont proposé des modèles cohésifs dépendant des effets de vitesse de sollicitation, selon deux approches différentes. La première formule des dépendances explicites des paramètres cohésifs (résistances et ténacités) [38, 39, 202–204] à la vitesse de sollicitation comme il est représenté sur la Figure I.49. Donc, il s'agit d'une dépendance de l'énergie de création de surface par fissuration à la vitesse.

La deuxième approche propose de formuler une loi cohésive dans laquelle la cinétique d'endommagement est directement dépendante de la vitesse de sollicitation [40, 173, 205–209], comme il est représenté dans la Figure I.50. Ainsi, la loi cohésive traduit une loi de comportement régissant la dissipation d'énergie par des mécanismes autres que la création de surface. Ces approches sont formulées pour la modélisation de la rupture pour des sollicitations statiques, de fatigue, dynamiques et/ou d'impact.

L'ensemble de ces travaux souligne l'importance des effets non-linéaires associés au comportement du matériau (i.e. effets de vitesse ou de température), tant pour l'amorçage que la propagation lors des chargements potentiellement non-linéaires (i.e. sollicitations en température, sollicitations dynamiques, fatigue, impact). Cependant, les analyses précédentes sont souvent faites uniquement par des comparaisons numériques en raison de la complexité expérimentale afin de séparer les effets des mécanismes étudiés [39, 40, 173, 203, 204, 206, 208]. En plus, les quelques auteurs qui apportent des validations expérimentales, le font par des comparaisons des effets à l'échelle macroscopique [38, 42, 202, 205, 207]. Or, la réponse macroscopique ne permet pas de séparer les différentes sources dissipatives lors du délaminage.

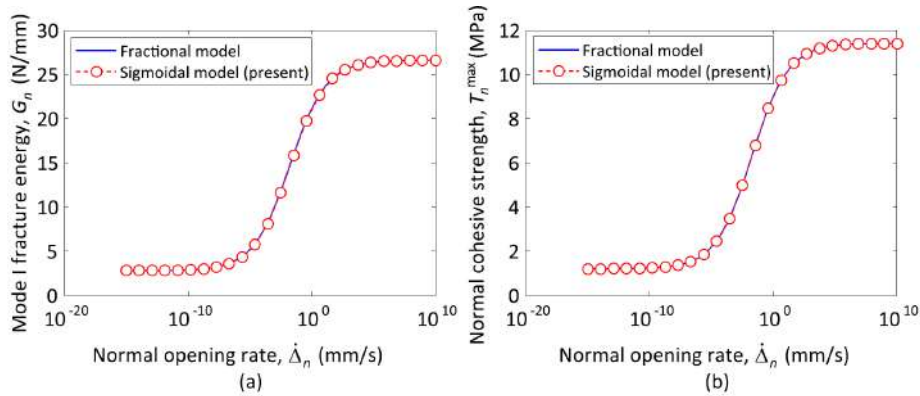


FIGURE I.49 – Dépendance à la vitesse de sollicitation de la ténacité et la résistance d'interface en mode I par des fonctions sigmoïdales et par un modèle cohésive viscoélastique fractionnel [38, 39]

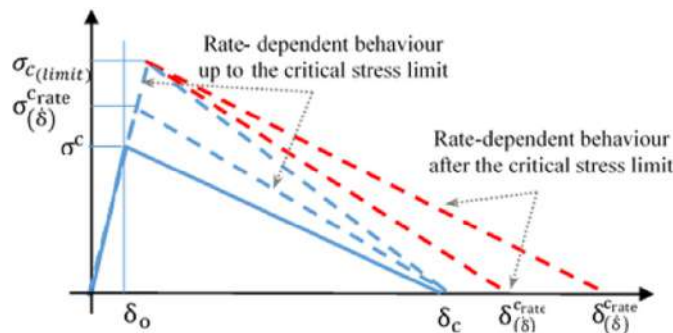


FIGURE I.50 – Loi d'interface d'un modèle cohésif élasto-plastique dépendant de la vitesse de sollicitation [40]

Donc, la formulation des modèles reste phénoménologique et ne permet pas de garantir que ce type de modèle décrit proprement le comportement local du matériau et leur influence sur l'amorçage, la mise en place de la *Process Zone* et la propagation du délaminage. Cela montre la complexité de la caractérisation et la modélisation du délaminage, ce qui s'avère encore plus complexe en ajoutant une dépendance à la température dans le cadre des composites soumis à des sollicitations thermomécaniques.

#### I.5.2.4 Vers le couplage thermomécanique : prévision de la tenue mécanique à l'échelle macroscopique

L'intérêt de la modélisation du délaminage en température repose principalement sur l'adaptation des modèles aux calculs de dégradation thermomécanique des composites stratifiés soumis au feu, comme exposé dans le paragraphe I.3. Dans le besoin d'incorporer une dépendance à la température pour prévoir la ruine des matériaux, certains auteurs dans la littérature ont proposé différentes approches ne concernant pas nécessairement les matériaux composites. Ces approches peuvent être classées en deux groupes :

- Modèles cohésifs explicitement dépendants de la température, soit par une dépendance à la température des paramètres interfaciaux ou soit par une dépendance à la température de la cinétique d'endommagement décrite par la loi cohésive.
- Modèles cohésifs phénoménologiques en couplage avec des modèles de dégradation thermique.

Dans le première groupe, Carlberger *et al.* [210] ont analysé l'influence des effets de vitesse et de la température sur les propriétés cohésives en traction et cisaillement sur un adhésif époxy pour des applications d'assemblage collé. Walander *et al.* [41] ont identifié expérimentalement la forme d'une loi cohésive en température en mode I et mode II pour un adhésif époxy. Ils ont utilisé la méthode de



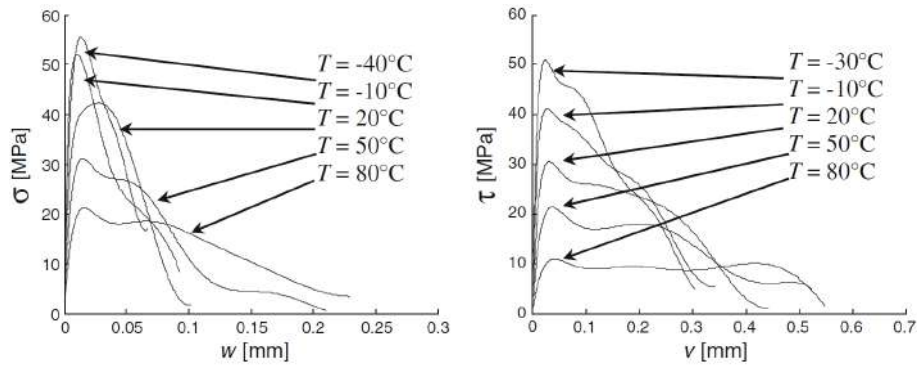


FIGURE I.51 – Lois cohésives représentatives de la réponse en mode I (gauche) et mode II (droite) d'un adhésif époxy [41]

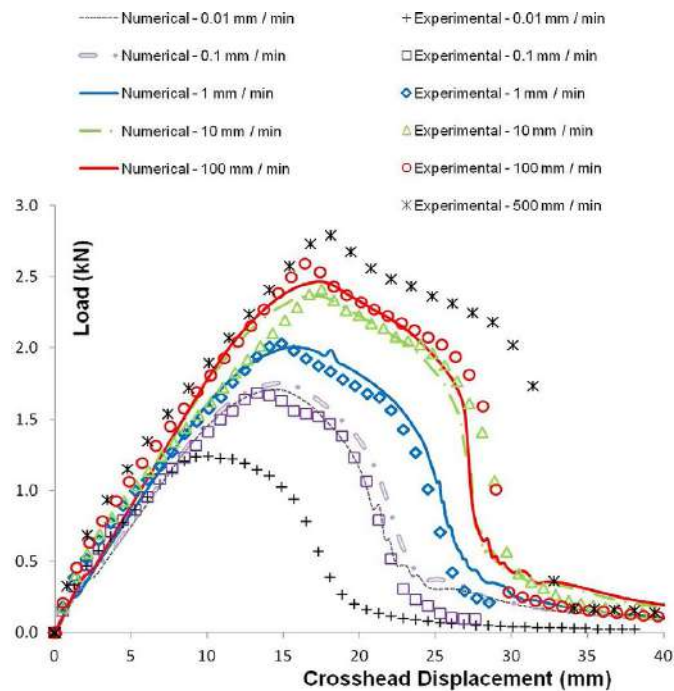


FIGURE I.52 – Comparaison des prévisions du modèle avec la réponse expérimentale force-déplacement pour des essais DCB à différentes vitesses de sollicitation [42]

l'intégrale J, avec l'hypothèse d'un comportement élastique non-linéaire au voisinage de la pointe de fissure. La Figure I.51 montre l'évolution de la réponse cohésive en fonction de la température.

Ces approches fortement basées sur l'expérience ne permettent pas de séparer les sources de dissipation énergétique. L'énergie totale dissipée macroscopiquement est dédiée à la création de surface par fissuration, et définit donc l'enveloppe de la loi cohésive.

Afin d'introduire une dépendance explicite aux effets visqueux, Geilser et Kaliske [211] ont proposé un modèle cohésif viscoélastique basé sur un modèle généralisé de Maxwell pour inclure la dépendance du temps au comportement d'interface. Donc, une équivalence temps / température relie la température au temps. Cependant, la prédictibilité du modèle a été vérifiée qu'avec des exemples numériques en raison du manque d'essais expérimentaux pour la validation du modèle. Musto et Alfano [42] ont proposé une modélisation de la réponse en mode I d'une interface caoutchouteuse avec des substrats en acier par un modèle cohésif avec la prise en compte des effets viscoélastiques dans le domaine linéaire. Le modèle a été validé expérimentalement pour des essais DCB à différents vitesses de sollicitation, en comparant les réponses macroscopiques comme le montre la Figure I.52.

Guimard *et al.* [212] ont évalué les effets de vitesse sur la propagation dynamique du délaminage en mode II pour des composites stratifiés. Ils ont remarqué l'importance de prendre en compte les effets de



vitesse pour la bonne représentation de l'évolution de l'endommagement à l'interface par la comparaison des champs de déplacement numériques et expérimentaux. Ils ont alors proposé des critères de propagation dépendant de la vitesse de propagation de la fissure et de la vitesse de sollicitation apparente, et ceci du régime quasi-statique au régime dynamique pour des vitesses de sollicitation de 12 m/s. Plus récemment, Zreid *et al.* [208] ont également proposé une formulation numérique d'un modèle cohésif viscoélastique pour des grandes déformations, avec la prise en compte des effets de vitesse ou de température. Le modèle est formulé par l'extension d'un modèle cohésif élastique exponentiel avec une approche rhéologique pour ajouter la contribution visqueuse. Le modèle est formulé dans un cadre thermodynamiquement admissible et avec un couplage du champ thermique et de déformations mécaniques.

Ces approches permettent donc de séparer les sources dissipatives qui contribuent à la dissipation d'énergie totale, soit par la création de surface par fissuration, soit par une contribution additionnelle associée aux effets visqueux ou à l'endommagement. Cependant, il existe un manque de validations expérimentales qui permettraient de caractériser chaque mécanisme dissipatif à l'échelle de l'interface et non à une échelle macroscopique.

Dans le deuxième groupe, Sapora et Paggi [213] ont proposé un modèle de conduction thermique entièrement couplé et dépendant du champ de déplacement, en utilisant un modèle cohésif avec un couplage entre l'ouverture de fissure et la conductivité thermique du contact d'interface. Ils ont appliqué le modèle pour la prévision de la réponse thermoélastique des cellules photovoltaïques. Hattiangadi et Siegmund [214] ont proposé un modèle cohésif thermomécanique, avec un rapport de charges couplé à la conduction thermique à travers l'interface et la propagation de la fissure. Le modèle est formulé pour la prévision des endommagements sur des systèmes de protection thermique sous des charges thermiques transitoires pour des composites à matrice céramique carbone-carbone et des barrières thermiques en carbure de silicium (SiC). Il a été démontré que le couplage entre les analyses thermiques et mécaniques affecte l'initiation des fissures et l'évolution de la propagation. Esmaeili *et al.* [215] ont proposé un modèle cohésif thermomécanique basé sur la méthode Kapitza pour la prise en compte des discontinuités dans le champ cinématique et thermique en garantissant la continuité des champs de contraintes et du flux thermique à travers l'interface. William *et al.* [216] ont proposé un modèle cohésif de la dégradation thermomécanique de l'interface avec un couplage entre la dégradation mécanique, l'endommagement élastique d'interface et la réponse thermique. Pour cela, ils ont introduit l'effet de la température dans la formulation de la cinétique d'endommagement de l'interface, en considérant le potentiel d'énergie libre du système à l'interface. Le modèle est applicable aux matériaux hétérogènes comme le béton, même si la formulation de l'endommagement reste dans le domaine élastique. De manière analogue Cazes *et al.* [217] ont proposé un modèle cohésif 1D, basé sur la dissipation d'énergie en respectant le cadre thermodynamique pour la formulation du modèle. Le modèle est combiné avec un modèle d'endommagement continu pour la modélisation du comportement des substrats. Cependant, aucune validation expérimentale a été faite. Benabou *et al.* [218] ont proposé un modèle cohésif thermomécanique pour la prévision de la durabilité des joints de soudure entre deux substrats différents. Ils ont modélisé la conductance de l'interface en fonction de l'endommagement à l'interface. Ils ont défini une dépendance explicite des propriétés mécaniques des substrats (module de Young et limite d'élasticité) et des propriétés d'interface à la température et la vitesse de déformation. Özdemir *et al.* [43] ont proposé un modèle cohésif thermomécanique pour des matériaux hétérogènes avec des interfaces ou des contacts surfaciques. Le modèle est basé sur le couplage entre la réponse de traction-ouverture et la variation du flux de chaleur à travers l'interface en fonction de sa conductivité, qui est directement liée à la cinématique d'ouverture de l'interface. La Figure I.53 présente un schéma de l'approche, dans laquelle  $\bar{t}$  est le vecteur des efforts appliqués,  $\bar{\theta}$  la température,  $\bar{q}_n$  le vecteur du flux de chaleur, et  $\bar{u}$  les conditions aux limites en déplacement. Le modèle est décrit numériquement et appliqué à l'analyse de la réponse thermomécanique d'une microstructure granulaire typique des matériaux céramiques utilisés comme des barrières thermiques.

Ces approches sont formulées via des modèles thermiques en combinaison avec des modèles mécaniques, et en supposant que l'interface est clairement délimitée entre deux milieux. Cela n'est donc pas adapté pour le cas des composites stratifiés.

Au vu des travaux présentés dans ce paragraphe, nous remarquons le manque de modèles thermomécaniques de prévision du délaminage pour les composites à matrice organique. Cela est dû à la

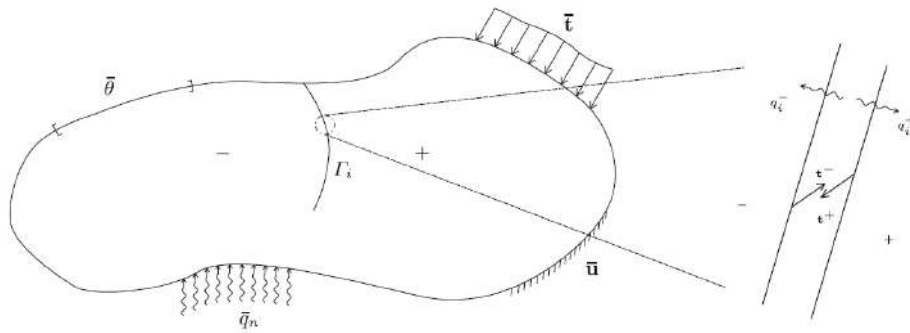


FIGURE I.53 – Représentation idéalisée d'un solide séparé par une interface soumise à un chargement thermomécanique [43]

fois au caractère anisotrope et au comportement potentiellement non-linéaire en propagation. Comme conséquence, l'identification des paramètres d'un modèle cohésif dépendant des effets de vitesse et de la température reste complexe. Cette complexité est due principalement à la difficulté de séparer les différents mécanismes dissipatifs afin de faire la part entre la création de surface par fissuration et d'autres sources associées notamment à un comportement viscoélastique du matériau. Cela s'avère encore plus complexe dans le cadre d'un couplage thermo-mécanique explicite entre un modèle cohésif et un modèle de dégradation thermique, sachant qu'il peut y avoir un fort couplage entre les paramètres mécaniques (modules, résistances et ténacités) et les paramètres thermiques (conductance et coefficients thermiques).

## I.6 Conclusions et limitations

Au vu de l'état de l'art exposé concernant la tenue thermomécanique des matériaux composites exposés au feu, nous avons remarqué un manque de compréhension des mécanismes d'endommagement induits par la dégradation thermomécanique du matériau, en raison de la complexité et des couplages des différents mécanismes mis en jeu. Cela a été clairement mis en évidence dans le paragraphe I.1 concernant la certification des structures soumis au feu et les essais réglementaires proposés par les différents organismes dédiés à la certification, y compris dans le secteur aéronautique.

Afin de réduire le couplage des phénomènes physiques, il existe des moyens conventionnels permettant d'en caractériser certains, comme nous l'avons présenté dans le paragraphe I.2. Ces essais s'avèrent importants pour l'identification et la formulation des modèles de dégradation thermomécanique, notamment aux échelles du stratifié ou du pli, comme nous l'avons présenté dans le paragraphe I.3. Cependant, certains auteurs de la communauté feu ont remarqué l'importance des phénomènes d'endommagement surfaciques comme les délaminages sur la réponse thermique. Ces mécanismes sont la conséquence de la fissuration matricielle à une échelle plus fine, à l'échelle des fibres et de la matrice, et d'une dissipation énergétique suffisante pour amener à une telle propagation, y compris dans les régions non dégradées par pyrolyse. La prévision de ce phénomène sous gradient thermique est nécessaire, sachant qu'il s'agit d'un mécanisme d'endommagement critique qui va conséquemment modifier la réponse mécanique et thermique du matériau.

Il manque manifestement (i) de protocoles expérimentaux permettant de caractériser finement les mécanismes de dégradation et d'endommagement à l'échelle du pli et de l'interface et (ii) de modèles pouvant prédire le comportement du matériau à partir de cette information mésoscopique (et en particulier dans la région non dégradée du matériau), ce qui n'est pas pris en compte dans les modèles actuels, comme nous avons remarqué dans le paragraphe I.3.

Prévoir les réponses thermiques et mécaniques d'une structure soumise au feu nécessite donc d'avoir (i) une bonne connaissance de l'influence de la température sur le comportement physique du pli et (ii) une bonne description de l'ensemble des mécanismes d'endommagement observés, à savoir : la dégradation volumique thermique (se traduisant par une perte de masse et une évolution des propriétés thermophysiques), et la dégradation surfacique, associée à la fissuration matricielle. Le premier point a

été déjà étudié dans la littérature, et concerne le comportement du pli en fonction de la température. De plus, les modèles de dégradation actuels décrivent correctement la réponse thermique en absence d'endommagement surfacique, mais en présence ou pas d'une dégradation volumique par pyrolyse. Donc, les efforts de cette thèse vont porter sur le dernier point, à savoir l'influence de la température sur la réponse à l'interface, et les conséquences d'une telle réponse sur le délaminage.

A cette fin, nous avons besoin d'avoir une connaissance du comportement du matériau d'autant plus qu'il est non linéaire et/ou dépendant de la température, comme il a été déjà vérifié pour le comportement du pli, comme conséquence du comportement visqueux de la matrice. En effet, les propriétés mécaniques d'une matrice polymère sont fortement influencées par la température et présentent un comportement visqueux même à température ambiante. Donc, l'objectif est double :

- Un besoin de trouver le lien entre la dégradation thermique, la température, le comportement et la résistance mécanique du matériau (pli et interface).
- Un besoin de caractériser le comportement et la réponse en rupture de l'interface à l'aide des méthodes expérimentales et numériques.

Pour ce faire, il s'avère nécessaire donc de focaliser notre attention sur deux aspects principaux : *(i)* l'analyse et l'observation des essais de propagation du délaminage en température et *(ii)* l'intégration des conclusions issues des analyses expérimentales sur la modélisation de la rupture par délaminage en température.

L'état de l'art sur la caractérisation et la modélisation du délaminage en température reste très limité comme nous l'avons présenté dans les paragraphes I.4 et I.5 respectivement, y compris à température ambiante. Les quelques travaux concernant le mode II en particulier montrent les avantages des modèles de zone cohésive afin de gérer à la fois l'amorçage et la propagation du délaminage. Donc, le choix des éléments de zone cohésive pour la modélisation de l'interface semble l'option la plus pertinente pour notre cas d'étude. Cependant, les identifications des paramètres restent très phénoménologiques, ainsi leur application reste limitée aux cas concernés. Ces identifications sont mises en doute lorsque les conditions de sollicitation du matériau sont différentes. Afin de palier cette problématique, certains auteurs ont proposé des formulations des modèles cohésifs avec la prise en compte des effets de vitesse ou de la température. Néanmoins, une fois encore, les études restent très limitées pour les matériaux composites, en particulier en mode II par des essais normalisés. Nous rappelons que le mode II reste le mode de rupture privilégié lors d'essais sous gradient hors plan de température et auquel nous portons l'intérêt principal dans cette thèse. De plus, la question reste ouverte sur la nécessité de prendre en compte ces effets non linéaires pour la prédiction du délaminage en température et dans ce cas, comment ajouter cette dépendance aux modélisations cohésives.

Ces interrogations sont donc pertinentes, sachant qu'elles vont déterminer la formulation des critères en température pour la prévision de l'amorçage et la propagation du délaminage dans le cadre des matériaux composites exposés à des chargements thermo-mécaniques complexes. L'amélioration de l'estimation des performances mécaniques résiduelles des composites soumis au feu dépend alors de la capacité des modèles à prévoir correctement les délaminages, donc des critères définis, en prenant en compte un comportement représentatif du pli et de l'interface en fonction de la température.

Dans la suite, nous présentons d'une part, les bancs d'essai innovants INJECT et BLADE, développés à l'ONERA et qui vont nous permettre de : *(i)* caractériser la réponse d'interface en température, en absence d'endommagement ou dans la phase de propagation et *(ii)* valider cette caractérisation de la rupture des interfaces dans des cas de dégradation thermomécanique et trouver des liens entre l'endommagement thermique et mécanique. D'autre part, nous présentons les analyses expérimentales et numériques permettant de répondre aux questions posées ici et aux objectifs de la thèse.



# CHAPITRE II

## MISE EN ÉVIDENCE DU COMPORTEMENT DU MATÉRIAU PAR L'ANALYSE EXPÉRIMENTALE ET NUMÉRIQUE DE L'ESSAI INJECT

### Sommaire

---

II.1	Présentation et exploitation de l'essai de propagation du délaminage en mode II en température : INJECT . . . . .	<b>68</b>
II.1.1	Principe de l'essai, instrumentation du banc d'essai et préparation des éprouvettes	68
II.1.2	Protocole de l'essai INJECT en mode II . . . . .	71
II.1.3	Analyse de l'essai ENF en mode II à différentes températures selon la norme ASTM . . . . .	72
II.2	Validation de l'essai ENF en température . . . . .	<b>77</b>
II.2.1	Influence du comportement du pli sur la réponse en mode II . . . . .	77
II.2.2	Influence de la température sur la propagation du délaminage : Étude numérique	81
II.2.3	Validation des fronts de fissure pour l'analyse de l'essai ENF en température . . . . .	82
II.2.4	Analyse des longueurs de fissure expérimentales de l'essai ENF en température	84
II.3	Mise en évidence des effets de la température sur la réponse à l'interface . . . . .	<b>86</b>
II.3.1	Mise en évidence de la nature visqueuse de l'interface . . . . .	86
II.3.2	Mise en évidence des effets d'une <i>Process Zone</i> à l'interface par un analyse expérimentale en déformations . . . . .	87
II.4	Conclusions . . . . .	<b>89</b>

---

« *Science walks forward on two feet, namely theory and experiment, . . . but continuous progress is only made by the use of both* »  
—Robert Andrews Millikan

## Introduction

Comme nous l'avons exposé dans le Chapitre I, peu d'essais en température ont été développés pour la caractérisation en fissuration des matériaux composites à matrice organique. Dans le cadre des projets FSS (*Future Sky Safety*) et PhyFire (*Physics of Fire*), l'ONERA a développé une plateforme d'essais nommée INJECT (INternal Joule heating for thErmo meChanical characTerisation) pour la caractérisation en température des propriétés mécaniques des matériaux composites. Ce dispositif expérimental permet d'effectuer des essais mécaniques couplés à un passage de courant électrique au sein du matériau pour chauffer une éprouvette par effet Joule [13,45,219]. L'avantage principal de ce dispositif par rapport à ceux existants et utilisant un environnement thermique clos est la vitesse de chauffe plus importante en raison du mode de chauffage en volume du matériau [12,13]. Grâce à cet aspect et à la modularité du dispositif, il peut s'intégrer sur plusieurs configurations d'essais mécaniques standards (traction, caractérisation du délaminage [13,219]). Comme nous l'avons expliqué dans le paragraphe I.4 du Chapitre I, les essais de caractérisation du délaminage en température sont très peu réalisés car ils présentent des difficultés associées au fait de propager une fissure [25–30,30,31,137–139]. C'est pour ces raisons que dans le cadre des projets précédents (FSS et PhyFire) l'ONERA a proposé l'adaptation du banc INJECT sur une configuration d'essai ENF de propagation du délaminage en mode II pour la caractérisation des interfaces en température, tout en respectant les consignes de la norme ASTM proposées pour cet essai [44].

L'objectif du chapitre consiste à mettre en évidence l'origine de la nature visqueuse d'un matériau composite à matrice organique par l'analyse expérimentale et numérique de ces essais ENF en température. Cela demande d'identifier les causes qu'induisent une réponse mécanique apparente visqueuse ainsi que la zone dans laquelle ces effets visqueux sont exprimés : soit en volume dans les plis, soit en surface à l'interface, soit les deux.

Dans ce chapitre, nous présentons dans un premier temps le montage INJECT pour ces essais, le protocole d'essai, ainsi que la campagne expérimentale menée dans le cadre des projets FSS et PhyFire. Nous présentons une première exploitation expérimentale de l'essai pour les différentes configurations testées suivant la norme ASTM de l'essai ENF [44]. Dans un deuxième temps, nous cherchons à valider l'analyse proposée par la norme ASTM, notamment en température. Pour cela, nous nous focalisons sur deux aspects : (i) la mise en évidence d'une dépendance à la température de la réponse mécanique d'une éprouvette dans les conditions d'essai par des simulations numériques et (ii) la vérification préalable de l'état des éprouvettes tel que la nature des fronts de fissure ainsi que les longueurs de fissures initiales. Finalement, nous analysons les essais plus en détail pour comprendre le comportement d'interface en température à l'aide d'une comparaison entre l'analyse expérimentale et la simulation numérique des essais. Cette analyse permet de conclure sur l'utilisation des données expérimentales pour caractériser un comportement visqueux du matériau, sur sa modélisation numérique et sur l'échelle de modélisation afin d'expliquer les réponses expérimentales observées. Finalement, des conclusions sont présentées sur l'analyse expérimentale et numérique de l'essai INJECT, son exploitation ainsi que l'échelle d'étude la plus pertinente afin d'aller plus loin sur la caractérisation du comportement d'interface en température.

### II.1

## Présentation et exploitation de l'essai de propagation du délaminage en mode II en température : INJECT

Dans ce paragraphe, nous décrivons d'abord le banc d'essai INJECT et le protocole d'essai ENF retenu pour la caractérisation de la propagation du délaminage en mode II. Il s'agit d'un essai ENF en température selon la norme ASTM D7905 [44]. Ensuite, nous présentons l'exploitation des essais INJECT pour le calcul de la ténacité selon cette norme.

### II.1.1 Principe de l'essai, instrumentation du banc d'essai et préparation des éprouvettes

La Figure II.1 montre le schéma de principe de l'essai ENF avec insertion de courant tandis que la Figure II.2 présente le dispositif expérimental complet. Comme présenté dans le paragraphe I.4.1.3



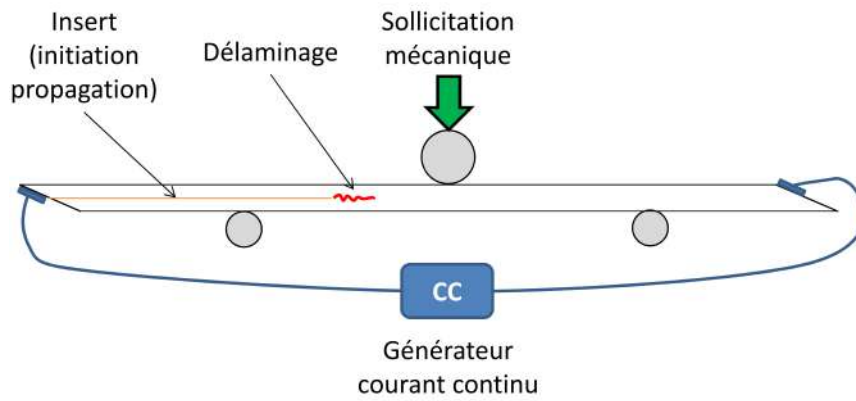


FIGURE II.1 – Schéma de principe de propagation du délaminage en mode II avec introduction de courant électrique [13]

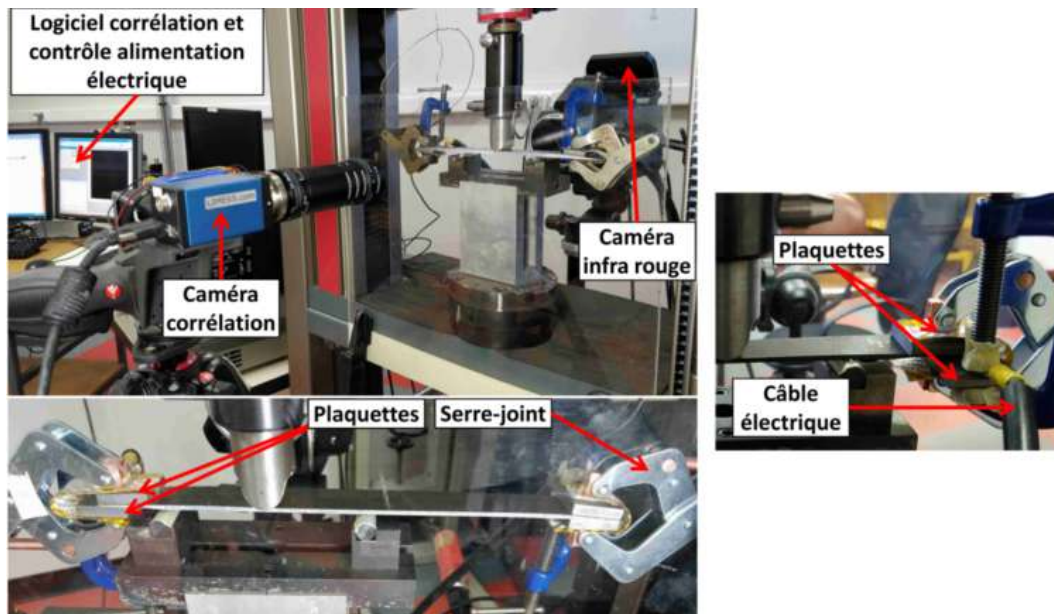


FIGURE II.2 – Dispositif expérimental et multi-instrumentation du banc INJECT [13]

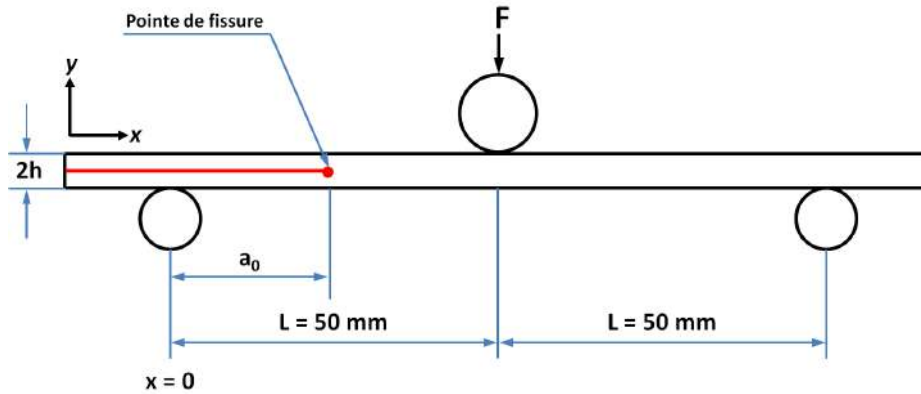


FIGURE II.3 – Schéma de positionnement de l'éprouvette de l'essai en mode II d'ENF selon la norme ASTM D7905 [44]



FIGURE II.4 – Exemple de biseau de 45 mm de long en extrémité d'éprouvette [13]

du Chapitre I, l'essai ENF repose sur un essai de flexion trois points et a été réalisé à l'ONERA sur une machine de traction électromécanique Zwick Z010, avec une cellule d'effort de 10 kN. Le montage doit respecter les consignes imposées par la norme ASTM, notamment en termes de distances et de dimensions, comme le montre la Figure II.3. L'analyse de l'évolution de la compliance de l'éprouvette, puis l'estimation de la ténacité comme nous le verrons dans la suite, vont dépendre à la fois de la distance  $2L$  séparant les rouleaux d'appui, de l'épaisseur des bras  $h$  et de la position de l'amorce de fissure  $a_0$  entre les rouleaux d'application de l'effort  $F$ . Cette amorce nécessaire pour faire propager le délaminage (voir Figures II.1 et II.3) est faite à partir d'un insert en Téflon®/PTFE. Concernant la réalisation de l'essai en soi, la vitesse de la traverse est fixée à 0.5 mm/min, valeur préconisée par la norme. Pour l'insertion de courant, un générateur de puissance Hewlett Packard (6674A) est utilisé et délivre un courant continu de 0-35 A et une tension continue de 0-60 V.

Au-delà des conditions d'essais classiques d'un essai ENF, il est utile d'insister sur (i) la préparation de l'éprouvette et sa mise en place dans le dispositif et (ii) la multi-instrumentation de cet essai non requis par l'essai ENF mais utilisé ici pour améliorer la compréhension du comportement et de la rupture des interface en température.

Concernant la préparation de l'éprouvette pour l'insertion du courant, une des principales difficultés de l'essai réside dans la transmission d'une puissance constante au sein de l'éprouvette à travers des électrodes placées aux extrémités, afin de garantir une température constante. Pour cela, un contact direct entre les électrodes et les tranches externes de l'éprouvette est assuré à l'aide de plaquettes et de serre-joints comme le présente la Figure II.2. Afin de limiter tout claquage électrique ou perte de courant, les serre-joints sont isolés du système à l'aide d'un tissu en fibre de verre. Afin de faciliter l'insertion de courant électrique dans les fibres de carbone via ce contact direct, une préparation particulière des éprouvettes est nécessaire. Ainsi, l'éprouvette est préalablement biseautée par polissage, comme le montre la Figure II.4. Le but recherché tient à la fois dans l'augmentation de la surface de contact et dans l'amélioration du contact direct entre les fibres de carbone et les plaquettes métalliques en limitant l'épaisseur de résine en surface. Par cette augmentation de la surface et du contact des fibres, la résistance électrique de contact est minimisée [13, 45].

Concernant l'instrumentation de l'essai, une caméra optique pour faire de la Corrélation d'Images Numériques (CIN) et une caméra infrarouge (IR) permettent d'acquérir des images sur les deux tranches

de l'éprouvette comme le montre la Figure II.2. La résolution et les dimensions des champs d'observation de ces deux caméras diffèrent. Une résolution de 70 px/mm sur un champ de  $2048 \times 2048$  px<sup>2</sup> est observée pour la caméra visible AVT et une résolution de 7 px/mm pour un champ de  $640 \times 640$  px<sup>2</sup> est assurée pour la thermographie à l'aide d'une caméra FLIR X6540sc ou ThermoVision A40. Comme nous le verrons par la suite la non coïncidence des axes d'observation et des distances focales des deux moyens d'imagerie aura un impact sur le traitement et la comparaison des champs cinématiques et thermiques de l'essai.

La mesure des champs cinématiques est assurée par le logiciel de corrélation d'images numérique VIC-2D de Correlated Solutions [220]. Pour cela, une préparation des échantillons est nécessaire et repose sur la dépose d'un mouchetis. Ainsi le bord de l'éprouvette (épaisseur dépendant de la stratification mais comprise entre 2 et 5 mm) est recouverte de peintures blanche et noire spéciales assurant une bonne tenue en température et cela jusqu'à 600 °C. Le champ optique permet d'observer une zone d'environ 30 mm de longueur, positionnée au niveau de l'amorce de fissure, entre les deux rouleaux d'application de l'effort. VIC-2D repose sur une méthode de corrélation d'images locale. Dans ce type d'approche, l'image est décomposée en sous-domaines possédant chacune une distribution quasi unique de niveaux de gris. Le principe repose alors sur la recherche de la position de ces sous-domaines dans les images successives prises durant le chargement afin de déduire le champ cinématique, puis le champ de déformation locale.

L'acquisition de la température en surface de l'échantillon est assurée par une caméra IR et repose sur l'évaluation de la température au travers de la mesure du rayonnement émis par l'éprouvette sur une certaine bande spectrale. Selon l'essai, une caméra X6540sc ou ThermoVision A40 de Flir Systems<sup>TM</sup> a été utilisée dont les plages de longueur d'ondes sont de 3-5  $\mu$ m et de 7-13  $\mu$ m respectivement. La plage de mesures de température est comprise entre 0-300 °C pour l'A40 et entre 0-550 °C pour l'X6540sc selon la calibration retenue.

### II.1.2 Protocole de l'essai INJECT en mode II

Comme expliqué dans le paragraphe I.4.1 du Chapitre I, le protocole de caractérisation de la ténacité en mode II selon la norme ASTM D7905 [44] repose sur une analyse en compliance. Ce protocole est compatible avec la configuration du dispositif INJECT présentée précédemment. Ce dispositif permet de réaliser tant des essais ENF à température ambiante qu'à des températures plus élevées tout en respectant les consignes concernant la sollicitation mécanique des essais de calibration et des essais de propagation de cette norme. L'estimation de la compliance est réalisée de la même manière, que l'éprouvette soit à température ambiante ou non. La seule différence dans le protocole pour les éprouvettes sollicitées en température concerne la consigne en puissance électrique fournie par le générateur de puissance avant la mise en charge mécanique du coupon et durant l'essai de flexion trois points. Cette consigne en puissance comprise entre 20-80 W est séparée en deux phases, comme le montre la Figure II.5 pour un cas particulier, avec une puissance de 50 W et une température moyenne dans l'éprouvette mesurée entre 72-75 °C.

Une rampe linéaire en puissance d'une durée de 10 secondes est tout d'abord imposée dans un premier temps pour atteindre la puissance demandée. Cette puissance est alors maintenue dans une seconde phase durant un palier décomposé également en deux parties. Dans la première partie de ce palier de puissance d'une durée de 4 minutes (valeur empirique issue des essais précédents de traction sur le banc INJECT [219]), l'éprouvette voit sa température atteindre une température stabilisée. À l'issue de ce palier de 4 minutes, une consigne est émise vers la machine d'essais pour démarrer le chargement mécanique tout en entamant la deuxième partie de ce palier régulée en puissance électrique et assurant toujours le maintien en température du coupon.

Comme nous avons pu le remarquer, ce protocole facilite la réalisation des essais multi-instrumentés avec de la CIN et la caméra IR. Pour les essais en température, le courant électrique induit une température moyenne autour la pointe de fissure comprise entre 60 °C et 120 °C dépendant de la puissance appliquée. Grâce au système de corrélation d'images numériques (CIN) et à la caméra IR, il est possible de connaître le champ de température par sa projection sur le champ de déplacement, en connaissant la résolution thermique et optique. Pour cela, nous avons considéré une vision dite *lagrangienne* afin d'estimer le champ thermique en suivant la cinématique de l'éprouvette [13, 22]. La vision lagrangienne est justifiée en raison des grands déplacements et de la résolution plus faible de la caméra IR par rapport à la caméra optique. Cela permet donc d'estimer une température moyenne sur le champ observable par

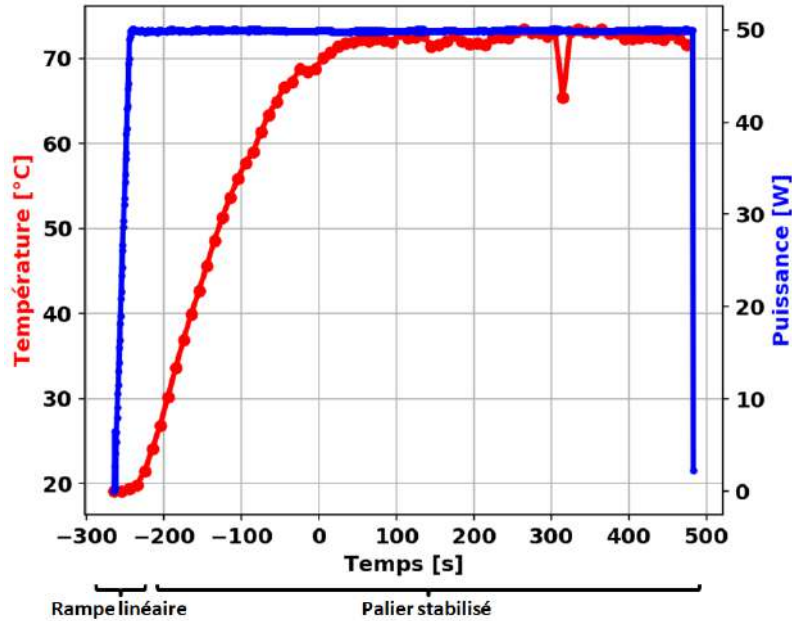


FIGURE II.5 – Consigne en puissance (en bleu) et température moyenne (en rouge) associée au cours du temps d'essai INJECT

CIN, comme nous l'avons montré dans la Figure II.5. De plus, cela va nous permettre de prendre en compte la notion de température moyenne dans la première analyse des essais en suivant la norme ASTM pour l'estimation de la ténacité en température. Cette analyse fait l'objet du paragraphe suivant.

### II.1.3 Analyse de l'essai ENF en mode II à différentes températures selon la norme ASTM

Dans ce paragraphe l'objectif est d'analyser la réponse macroscopique des essais ENF de propagation du délaminage en mode II menés sur le banc INJECT ainsi que de calculer la ténacité des interfaces en suivant le protocole de la norme ASTM D7905 [44]. Pour cela, deux campagnes d'essais expérimentaux ont été menées pour notre matériau d'étude. La première campagne d'essais concerne des éprouvettes à seize plis unidirectionnels  $[0]_{16}$ , pour une épaisseur totale d'environ 4.16 mm, tandis que la seconde campagne concerne des éprouvettes à huit plis  $[0]_8$ , d'épaisseur totale d'environ 2.08 mm. Les éprouvettes ont une largeur de 25 mm et une longueur de 250 mm, suffisante pour pouvoir réaliser tous les essais de calibration de la compliance (sans propagation) et de propagation pour les deux configurations établies dans la norme, PC et NPC.

Comme nous l'avons montré dans le paragraphe I.4.1.3 du Chapitre I, il est possible de calculer les valeurs de ténacité apparente pour chaque éprouvette par la méthode de la compliance [44] qui s'exprime par :

$$C(a) = A + ma^3 \quad (\text{II.1})$$

avec  $a$  la longueur de fissure initiale,  $m$  et  $A$  des coefficients calculés par régression linéaire de l'évolution de la compliance  $C(a)$  en fonction du cube de la longueur de la fissure. La ténacité en mode II, quant à elle, s'écrit :

$$G_{IIC} = \frac{3mP_{max}^2 a_0^2}{2B} \quad (\text{II.2})$$

avec  $P_{max}$  la force maximale mesurée pendant l'essai ENF,  $a_0$  la longueur de fissure initiale dans l'essai jusqu'à rupture et  $B$  la largeur de l'éprouvette.

Coupon	Puissance-P [W]	Séquence d'empilement
P100-5	0 W	[0] <sub>16</sub>
P100-4	20 W	[0] <sub>16</sub>
P100-3	50 W	[0] <sub>16</sub>
P100-6	80 W	[0] <sub>16</sub>
P100-7	80 W	[0] <sub>16</sub>

Tableau II.1 – Consignes en puissance électrique pour chaque éprouvette [0]<sub>16</sub>

Coupon	Puissance-P [W]	Séquence d'empilement
P203-1	0 W	[0] <sub>8</sub>
P203-2	0 W	[0] <sub>8</sub>
P203-5	30 W	[0] <sub>8</sub>
P203-6	30 W	[0] <sub>8</sub>
P203-3	50 W	[0] <sub>8</sub>
P203-4	50 W	[0] <sub>8</sub>

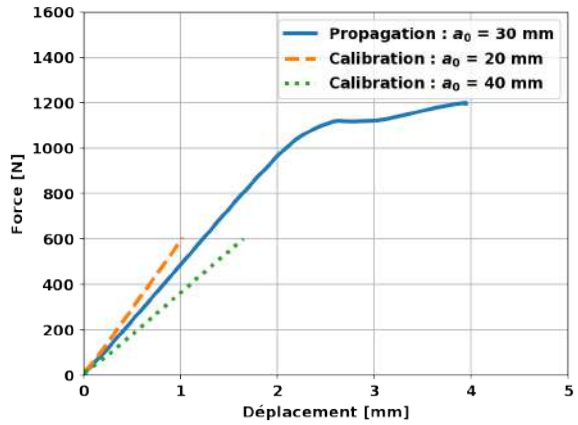
Tableau II.2 – Consignes en puissance électrique pour chaque éprouvette [0]<sub>8</sub>

Afin d'obtenir les courbes de calibration et propagation permettant l'application de la norme, dans le cadre des projets PhyFire et FSS, différentes éprouvettes [0]<sub>16</sub> et [0]<sub>8</sub> ont été testées respectivement pour la caractérisation en température de la ténacité en mode II. Pour cela, des puissances électriques comprises entre 20 W et 80 W ont été utilisées pour l'insertion de courant électrique au sein de ces éprouvettes. Les Tableaux II.1 et II.2 montrent les consignes selon le set d'éprouvettes, soit des [0]<sub>16</sub> ou des [0]<sub>8</sub> respectivement.

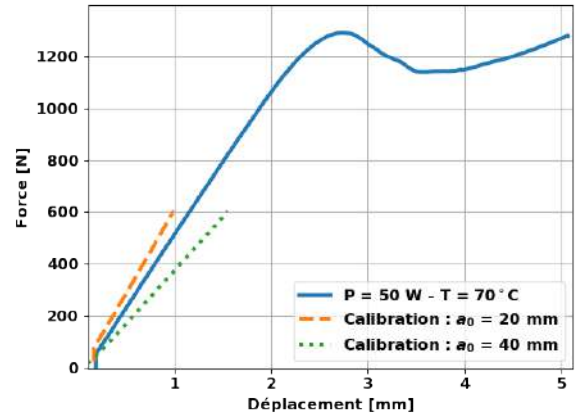
À titre d'exemple, la Figure II.6 montre les réponses macroscopiques force-déplacement des deux essais de calibration (longueurs de fissure initiale  $a_0$  égale à 20 mm et 40 mm respectivement) et de l'essai de propagation ( $a_0$  égale à 30 mm), pour les configurations non pré-fissurée (NPC) et pré-fissurée (PC). Il s'agit d'une éprouvette [0]<sub>16</sub> où la puissance appliquée est de 50 W. L'obtention des champs thermiques par thermographie lagrangienne permet de comparer les réponses macroscopiques en fonction de l'évolution de la température avant et durant la phase de propagation, afin de valider la stabilité de la température au cours de l'essai. Dans l'analyse que nous présentons ensuite, seule la température en propagation a été retenue comme température de référence pour chaque essai. Afin d'avoir une comparaison des courbes de propagation pour les deux configurations NPC et PC, les Figures II.7 et II.8 montrent les réponses force-déplacement pour l'ensemble des éprouvettes [0]<sub>16</sub> et [0]<sub>8</sub> respectivement.

Selon la norme ASTM [44] la ténacité à rupture d'interface dans les deux configurations de propagation NPC et PC est principalement pilotée par deux éléments : le pic de force atteint avant la propagation et la compliance de l'éprouvette. Cela en considérant des longueurs initiales de fissures théoriques, imposées au préalable à l'étape de fabrication (20 et 40 mm pour les essais de calibration et 30 mm pour les essais de propagation). Les Figures II.7 et II.8 montrent un comportement macroscopique induisant une rupture fragile à température ambiante, mais plus ductile en température. Cet aspect est encore plus marqué pour les essais NPC que PC. Cependant, c'est pour les configurations NPC que l'effet de la température est particulièrement visible sur la force maximale. Nous observons une diminution du pic de force pour les configurations PC par rapport aux configurations NPC. Ceci s'explique en partie par la nature de l'amorce de fissure venant à se propager. Cette différence entre les configurations PC et NPC a été déjà observée dans la littérature à température ambiante [122, 129, 221, 222], même si l'analyse en température reste moins étudiée [139]. Pour chaque essai, nous n'avons testé qu'une seule fois les éprouvettes pour chacune des configurations NPC et PC. Donc, dans notre cas, l'obtention de la valeur de la ténacité précise de respecter l'hypothèse d'un comportement macroscopique quasi-linéaire comme



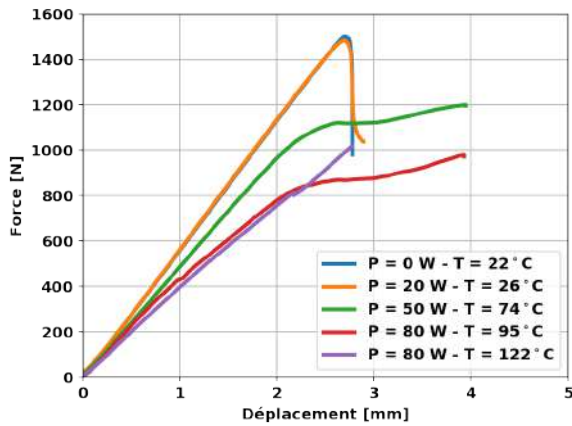


(a) NPC - 50 W

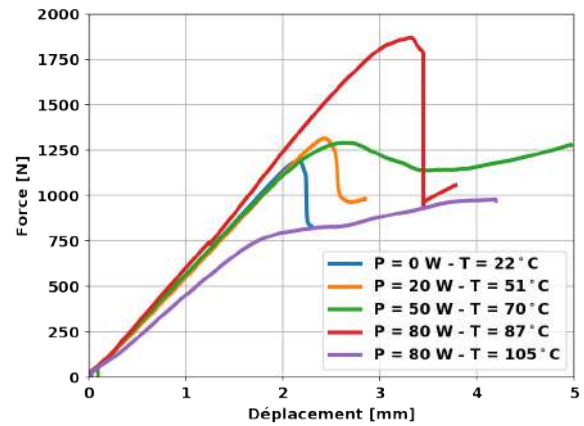


(b) PC - 50 W

FIGURE II.6 – Courbes de calibration et de propagation force-déplacement pour une éprouvette  $[0]_{16}$  testée à 50 W

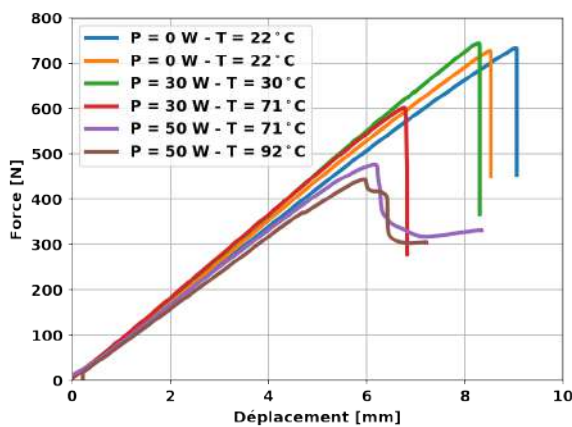


(a) Configuration NPC

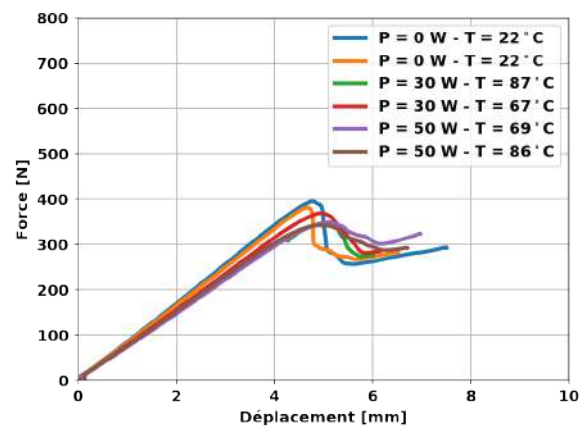


(b) Configuration PC

FIGURE II.7 – Comparaison de la réponse macroscopique force-déplacement pour l'ensemble des éprouvettes  $[0]_{16}$



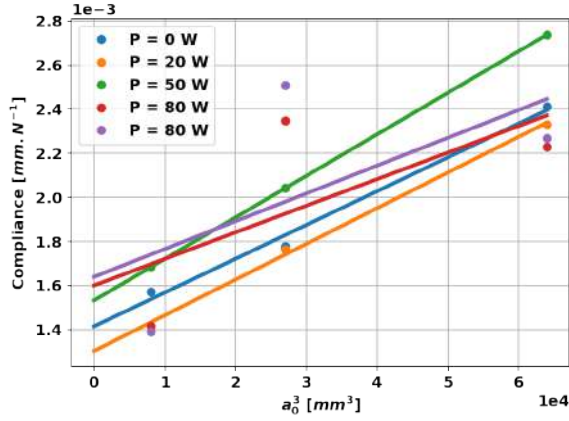
(a) Configuration NPC



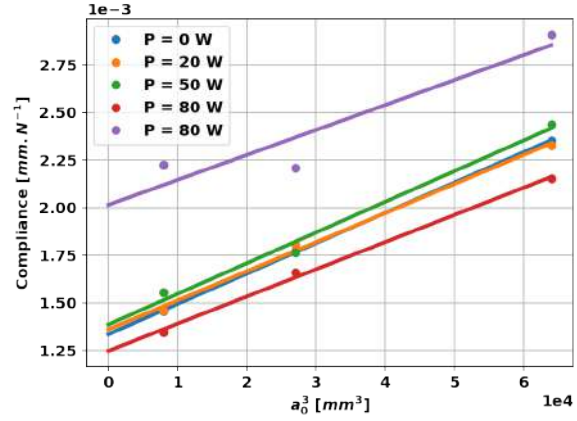
(b) Configuration PC

FIGURE II.8 – Comparaison de la réponse macroscopique force-déplacement pour l'ensemble des éprouvettes  $[0]_8$

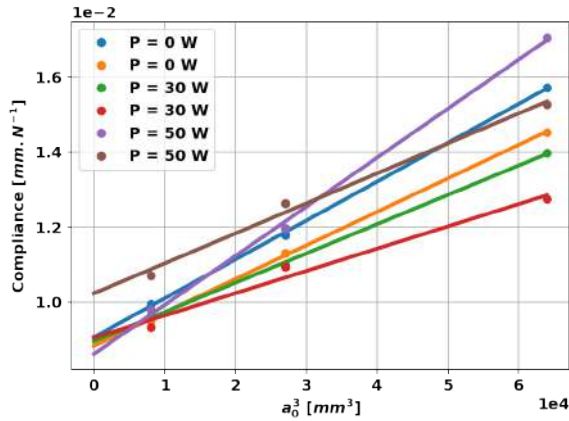




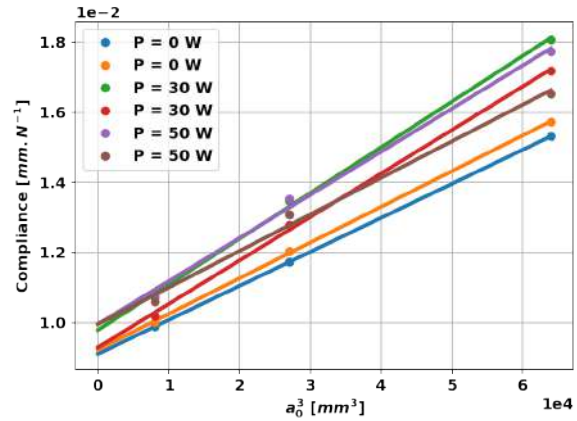
(a) Configuration NPC



(b) Configuration PC

 FIGURE II.9 – Détermination des paramètres  $m$  et  $A$  à partir de l'évolution de la compliance en considérant des longueurs de fissure théoriques. Eprouvettes  $[0]_{16}$ 


(a) Configuration NPC



(b) Configuration PC

 FIGURE II.10 – Détermination des paramètres  $m$  et  $A$  à partir de l'évolution de la compliance en considérant des longueurs de fissure théoriques. Eprouvettes  $[0]_8$ 

l'indique la norme ASTM [44]. Afin de respecter la norme, ce point demande d'effectuer l'analyse avec certaines précautions sur le pic de force et la compliance, comme nous le montrons ensuite.

Concernant la force maximale associée à la ténacité du matériau, elle correspond selon la norme au premier pic de force [44], associé aux conditions initiales du matériau et de la configuration de l'essai. Nous remarquons que dans certains cas, notamment pour les éprouvettes  $[0]_{16}$  à 50 W (P100-3 NPC) et à 80 W (P100-6 NPC / PC et P100-7 NPC / PC), une première propagation est atteinte pour des forces de 1120 N, 849 N, 740 N, 813 N et 760 N respectivement. Dans le cas à 50 W (P100-3 NPC) et à 80 W (P100-6 NPC et P100-7 PC) cela correspond à une perte conséquente de la raideur macroscopique, insuffisante pour produire la rupture subite par délaminage, qui a lieu après un deuxième pic de force de rupture supérieur. Par ailleurs, dans le cas à 80 W (P100-6 PC et P100-7 NPC), le premier signe de propagation est suivi d'une augmentation de la raideur comme conséquence d'une modification de la configuration initiale de l'essai. Cela change le transfert de charge entre le poinçon et l'éprouvette, et comme conséquence, la suite de la courbe n'est plus exploitable.

Concernant l'analyse de la compliance, les Figures II.9 et II.10 montrent son évolution pour chaque set d'éprouvettes ( $[0]_{16}$  et  $[0]_8$ ). Nous avons obtenu ces courbes à l'aide des compliances issues des courbes de calibration et de propagation pour chaque éprouvette. Nous remarquons la linéarité de la compliance par rapport à la longueur de fissure au cube, avec des pentes similaires pour les configurations NPC et PC

Coupon	Puissance- P[W]	Température NPC/PC	$\frac{m}{[10^{-8}N^{-1}mm^{-2}]}$ NPC/PC	$G_{IIC}$ [J/m <sup>2</sup> ] NPC/PC
P100-5	0 W	22 °C (ambiante)	1.53/1.59	1791/1175
P100-4	20 W	26 °C/51 °C	1.62/1.53	1844/1367
P100-3	50 W	74 °C/70 °C	1.88/1.85	1238/1372
P100-6	80 W	95 °C/87 °C	1.20/1.49	474/418
P100-7	80 W	122 °C/105 °C	1.26/1.70	447/450

Tableau II.3 – Détermination de la ténacité à rupture des interfaces en mode II pour l'ensemble des éprouvettes [0]<sub>16</sub>

Coupon	Puissance- P[W]	Température NPC/PC	$\frac{m}{[10^{-7}N^{-1}mm^{-2}]}$ NPC/PC	$G_{IIC}$ [J/m <sup>2</sup> ] NPC/PC
P203-1	0 W	22 °C (ambiante)	1.04/0.97	3012/816
P203-2	0 W	22 °C (ambiante)	0.89/1.02	2553/798
P203-5	30 W	30 °C/87 °C	0.78/1.30	2332/855
P203-6	30 W	71 °C/67 °C	0.69/1.24	1159/909
P203-3	50 W	71 °C/69 °C	1.31/1.23	1474/802
P203-4	50 W	92 °C/86 °C	0.89/1.04	850/659

Tableau II.4 – Détermination de la ténacité à rupture des interfaces en mode II pour l'ensemble des éprouvettes [0]<sub>8</sub>

et pour les températures différentes. Les valeurs différentes pour les ordonnées à l'origine sont dues aux raideurs légèrement différentes pour chaque niveau de température. Dans le cas des éprouvettes [0]<sub>16</sub> nous pouvons apercevoir certains points qui mettent en doute la linéarité de la compliance avec la longueur de fissure au cube. Cela est fortement lié à l'erreur induite par les considérations faites concernant soit des longueurs de fissure initiales théoriques différentes des longueurs réelles apparentes, soit à l'hypothèse du comportement macroscopique quasi-linéaire pour le calcul de la compliance comme l'exige la norme. Ces questions sont discutées numériquement dans le paragraphe II.2 et complétées par l'apport de l'analyse expérimentale dans le paragraphe II.3.

Sous l'hypothèse de la linéarité des courbes précédentes, nous pouvons calculer les valeurs des ténacités apparentes pour les configurations d'initiation (NPC) et propagation (PC) du délaminage. Les Tableaux II.3 et II.4 montrent les valeurs obtenues pour chaque essai selon la séquence d'empilement, ainsi que les valeurs des pentes de compliance et la température moyenne autour la zone de propagation du délaminage, avant son début. Dans le cas des éprouvettes [0]<sub>16</sub> nous remarquons une dépendance de la ténacité à la température tant pour les configurations NPC que PC. Par contre, dans le cas des éprouvettes [0]<sub>8</sub> nous observons une forte influence de la température sur la ténacité NPC, mais des valeurs de ténacité peu influencées par la température dans les cas PC. Ces différences entre les configurations peuvent être imputées à l'influence des conditions de la pré-fissure (sa longueur et la forme du front de fissure), mais aussi à l'état du matériau en pointe de fissure, qui s'avère fortement dépendant à la température.

Il est donc nécessaire d'analyser l'essai ENF plus en détail afin de s'assurer que son exploitation pour la détermination de la ténacité est valable même en température et d'expliquer les différences qui apparaissent entre les configurations d'essai. Pour cela, quatre questions principales doivent être traitées, à savoir (i) l'effet de la température sur la réponse macroscopique, sur les propriétés élastiques du pli et sur la réponse à l'interface, (ii) l'effet de la réponse macroscopique du pli sur la propagation du délaminage

à l'interface, *(iii)* le faciès des fronts de fissure dans les configurations PC et *(iv)* la longueur effective des amorces de fissure initiales. Dans le premiers point, il s'agit de vérifier plus précisément si des phénomènes dissipatifs autres que ceux conduisant à la propagation de la fissure à l'interface sont à l'œuvre. Dans ce cas précis, se pose la question de l'influence du comportement non linéaire des plis en température et de l'importance d'en tenir compte dans l'estimation de la ténacité. Le deuxième point doit vérifier si un tel comportement non linéaire des plis en température a des conséquences importantes sur la réponse mécanique à l'interface. Dans ce cas, la validité de la norme en température serait aussi mise en question. Le troisième point vise à assurer que les amorces de fissures sont bien rectilignes car il est bien connu que la forme du front de fissure peut fortement influencer les valeurs de ténacité mesurée [223]. Enfin le dernier point vérifie les longueurs réelles de fissure initiales car le carré de cette mesure intervient directement dans l'estimation de la ténacité (formule II.2) mais également indirectement via la paramètre  $m$  issu de la régression linéaire du cube de  $a_0$  avec la compliance des échantillons. Pour cela, il est intéressant de voir dans quelle mesure l'information issue de la CIN peut être intéressante à exploiter. Ces quatre points seront au cœur du paragraphe suivant.

## II.2

## Validation de l'essai ENF en température

### II.2.1 Influence du comportement du pli sur la réponse en mode II

Ce paragraphe vise à déterminer l'influence du comportement du pli dépendant de la température sur la réponse mécanique en mode II par des simulations numériques de l'essai INJECT. Pour cela, nous présentons tout d'abord le modèle EF retenu et les hypothèses permettant d'optimiser la simulation de l'essai ENF et de la propagation du délaminage en mode II. Pour cela, un modèle EF utilisant des éléments de zones cohésives est mis en place. Dans un premier temps, nous présenterons le modèle retenu, visant à limiter le temps de calcul souvent élevé pour ce type de modélisation. Dans ce modèle, la température n'a d'effet que sur le comportement des plis qui est considéré comme viscoélastique. Aucun effet de la température n'est pris en compte au niveau de l'interface car l'objectif de ce paragraphe est justement d'identifier l'effet des mécanismes dissipatifs autres que ceux liés à la propagation de la fissure. Cette influence de la température est alors analysée sur deux résultats principaux de simulation : *(i)* la réponse force-déplacement à l'échelle macroscopique et *(ii)* l'évolution du champ de contrainte à l'interface.

#### II.2.1.1 Modélisation de l'essai ENF

L'objectif de ce paragraphe est de présenter le modèle EF de référence le plus robuste et représentatif des essais ENF à température ambiante. Pour cela, des simulations numériques de ces essais ENF ont été effectuées à l'aide du solveur EF ZéBuLoN de la suite Z-Set co-développée par l'ONERA et les Mines ParisTech. La stratégie de maillage et le modèle paramétrique EF sont adaptés des travaux de Vandellos [224]. Dans cette stratégie de maillage, différents paramètres sont activables selon le besoin comme la dimension du modèle, la prise en compte explicite des rouleaux, la taille et la formulation des éléments comme le montre la Figure II.11.

Afin de converger sur une modélisation robuste et rapide d'un point de vue numérique, nous avons vérifié certaines hypothèses de modélisation et de calcul, à savoir *(i)* l'influence des hypothèses de calcul, des conditions limites et du choix de modélisation et *(ii)* la modélisation de la pré-fissure. Pour cela, le comportement des bras a été modélisé par une loi élastique linéaire (avec des données matériaux du carbone/époxy T700GC/M21 identifiés dans des études précédentes [224]), tandis que les éléments d'interface suivent une loi cohésive bilinéaire proposée par Turon [200, 201] dont la formulation a déjà été présentée dans le paragraphe I.5.2 du Chapitre I. À titre de rappel, la Figure II.12 montre l'évolution de l'endommagement suivi par l'élément de zone cohésive comme conséquence de la perte continue de sa raideur. Cette perte de raideur est pilotée par la variable d'endommagement  $\lambda$  afin d'assurer la dissipation de l'énergie de rupture d'interface au niveau de l'élément.

Les valeurs des propriétés élastiques du matériau ainsi que les paramètres cohésifs utilisés correspondant aux valeurs identifiées classiquement pour la propagation du délaminage en mode II à température ambiante [224] sont présentés dans les Tableaux II.5 et II.6.

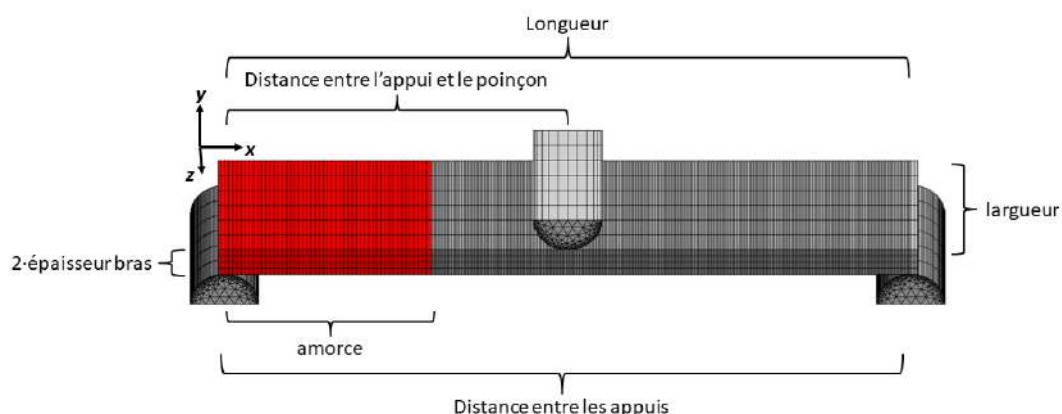


FIGURE II.11 – Dimensions et maillage du problème ENF avec rouleaux

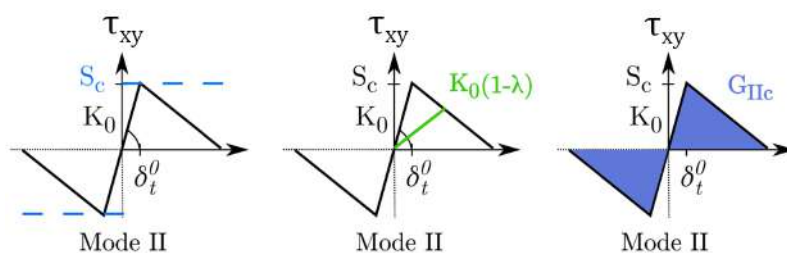


FIGURE II.12 – Schématisation du comportement des éléments de zone cohésive suivant une loi bilinéaire

Module de Young $E_l$	Module transverse $E_t$	Module de cisaillement $G_{lt}$	Coefficient de Poisson transverse $\nu_{tt}$	Coefficient de Poisson dans le plan/hors plan $\nu_{lt}$
110000 MPa	8400 MPa	3700 MPa	0.51	0.31

Tableau II.5 – Valeurs de références des paramètres matériaux du modèle ENF

Résistance d'interface $S_c$	Ténacité $G_{IIC}$	Raideur d'interface $K_0$
90 MPa	1300 J/m <sup>2</sup>	10 <sup>5</sup> MPa/mm

Tableau II.6 – Valeurs de références des paramètres du modèle cohésif pour la simulation de l'essai ENF

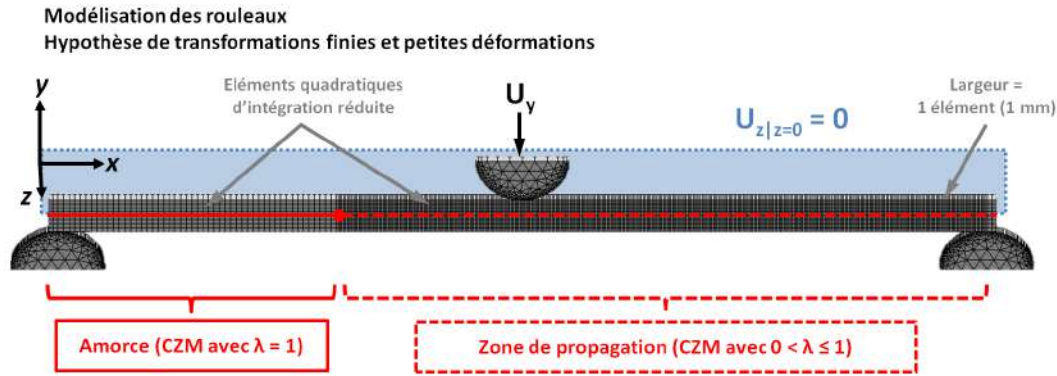


FIGURE II.13 – Schéma des hypothèses principales de modélisation de l'essai ENF

Concernant les hypothèses de calcul, une hypothèse des grands déplacements et petites déformations est retenue avec la modélisation explicite des rouleaux en conditions aux limites. Le comportement des rouleaux est élastique linéaire, présentant une rigidité bien plus importante que l'éprouvette ( $E = 20000$  GPa). Cela est nécessaire afin d'assurer un bon transfert de charges entre la force appliquée sur le rouleau supérieur au travers du déplacement imposé et la force perçue par l'éprouvette [225]. Nous avons modélisé le volume des bras de l'éprouvette par des éléments quadratiques avec intégration réduite. Ces éléments permettent à la fois d'améliorer la convergence numérique en flexion par rapport aux éléments quadratiques d'intégration complète [225] ainsi que de mieux décrire la cinématique de flexion de l'élément par rapport aux éléments linéaires [226]. Ces éléments permettent d'avoir une estimation du champ de contraintes qui soit plus réaliste et plus physique que celle obtenue avec des éléments linéaires. En conséquence, ils sont recommandés pour une modélisation robuste de la propagation du délaminage d'un essai ENF. De plus, la modélisation de la géométrie complète, dans la largeur de l'éprouvette présente certaines limites et inconvénients, notamment pour la convergence du calcul des contacts entre l'éprouvette et les rouleaux. Afin de corriger ces incompatibilités entre le calcul du contact pour des éléments quadratiques réduits, nous avons simplifié le maillage en ne mettant qu'un seul élément dans la largeur, avec une taille d'élément de 1 mm. Afin de pallier les effets de bords induits par cette largeur d'éprouvette anormalement faible, une nouvelle condition de symétrie est imposée ( $U_z = 0$  dans le plan  $Z = 0$  de l'éprouvette).

Concernant la modélisation de l'amorce d'une longueur  $a_0$  entre le bras supérieur et inférieur de l'éprouvette, nous avons choisi des éléments de zone cohésive (Cohesive Zone Model - CZM) totalement endommagés (*i.e.*  $\lambda = 1$ ). La raideur en compression de ces éléments doit être suffisamment élevée afin de limiter la perturbation sur les contraintes vues par les éléments cohésifs dans la zone de propagation de la fissure, et ainsi sur l'évolution du délaminage dans ces éléments. La Figure II.13 présente une synthèse de la modélisation de l'essai ENF retenue par la suite.

### II.2.1.2 Analyse de la réponse numérique macroscopique en température

Dans ce paragraphe, nous cherchons à analyser l'influence de la température et du comportement non linéaire des plis sur la réponse macroscopique et celle de l'interface. La dépendance à la température n'est ici prise en compte que dans le comportement visqueux des bras en utilisant la loi viscoélastique en température exposée dans le paragraphe I.3.3 du Chapitre I. Pour matériau d'étude (T700GC/M21), l'identification des paramètres du comportement visqueux en température a été présenté dans des travaux précédents [8, 21, 22, 100] et ne fait pas l'objet de notre analyse. L'objectif ici est de voir dans quelle mesure ce comportement non linéaire dans le volume de l'éprouvette peut avoir une influence sur la ténacité de l'interface [109, 168]. C'est pour cela qu'aucune dépendance explicite à la température n'est considérée dans cette analyse pour les paramètres de la loi CZM (présentés précédemment dans le Tableau II.6).

En raison d'un comportement du pli qui est maintenant dépendant de la vitesse de sollicitation, la vitesse du poinçon est imposée pour correspondre à celle réellement appliquée dans l'essai, soit 0.5 mm/min. Les simulations numériques ont été effectuées en considérant un niveau de température homogène dans



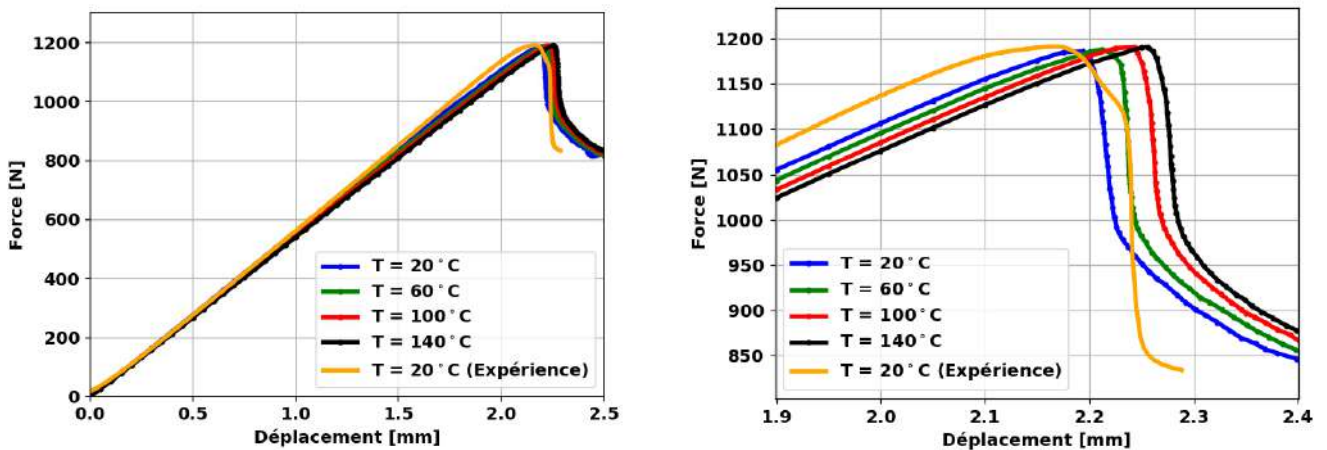


FIGURE II.14 – Évolution de la force en fonction du déplacement lors d'un essai ENF pour une éprouvette  $[0]_{16}$ . Comparaison entre résultats numériques en 3D pour différentes températures et l'essai expérimental à température ambiante

toute l'éprouvette et sans prendre en compte la contribution de la déformation thermique pour faciliter la comparaison des champs de déformations entre les différentes simulations. Nous supposons donc un équilibre thermique afin de n'évaluer que l'influence de la température au travers du comportement du pli.

La Figure II.14 montre une comparaison de la courbe force-déplacement obtenue pour les quatre niveaux de température évalués et correspondant à une éprouvette  $[0]_{16}$ . Les résultats mettent en évidence l'influence de la température sur la réponse macroscopique de l'éprouvette. La raideur de l'éprouvette diminue très légèrement avec l'augmentation de la température qui exacerbe le comportement visqueux des bras et vient réduire les modules apparents du matériau, notamment celui de cisaillement hors plan. Cependant, cette perte de raideur macroscopique est faible puisque la réponse de l'éprouvette lors d'un chargement en flexion (solicitations en traction/compression selon la position par rapport à la fibre neutre de l'éprouvette) est pilotée majoritairement par les propriétés du matériau dans le sens des fibres, qui, dans le modèle viscoélastique utilisé, ne sont pas influencées par la température. Dans la plage de températures ici évaluée, il est raisonnable de ne pas considérer d'influence notable de la température sur le comportement dans le sens des fibres puisque le module de Young longitudinal ( $E_l$ ) de ce matériau n'est affecté qu'à partir de la température de transition vitreuse ( $\sim 180$  °C pour le matériau d'étude) [8].

Le pic de force maximale augmente très légèrement avec la température. Néanmoins, la chute de force reste brutale avec une propagation très rapide du délaminage en mode II, quelle que soit la température, ce qui contredit les observations expérimentales. La question qu'il reste à poser maintenant concerne la pertinence du calcul de la ténacité en respectant les formules de la norme ASTM y compris pour des sollicitations en température.

### II.2.1.3 Validation de l'estimation de la ténacité selon la norme ASTM

En raison de la faible influence de la température sur la réponse macroscopique en considérant un comportement visqueux des bras, nous cherchons à vérifier ici si un tel comportement influence l'analyse de l'estimation de la ténacité par l'application de la norme ASTM D7905 [44]. Pour cela, les mêmes consignes décrites par la norme et rappelées précédemment dans le paragraphe I.4.1.2 ont été suivies pour obtenir l'évolution de la compliance en fonction de la longueur de fissure. Plusieurs simulations numériques avec différentes longueurs de fissure initiale ( $a_0 = 20, 25, 30, 35, 40$  mm) ont été réalisées pour estimer l'évolution de la compliance des éprouvettes et cela pour différents niveaux de température (20 °C, 60 °C, 100 °C et 140 °C) en considérant toujours les mêmes hypothèses de modélisation que celles présentées dans le paragraphe II.2.1.1. De ces résultats, il est alors possible de déterminer des coefficients  $A$  et  $m$  selon l'Equation II.1 par une régression linéaire de l'évolution de la compliance avec le cube de



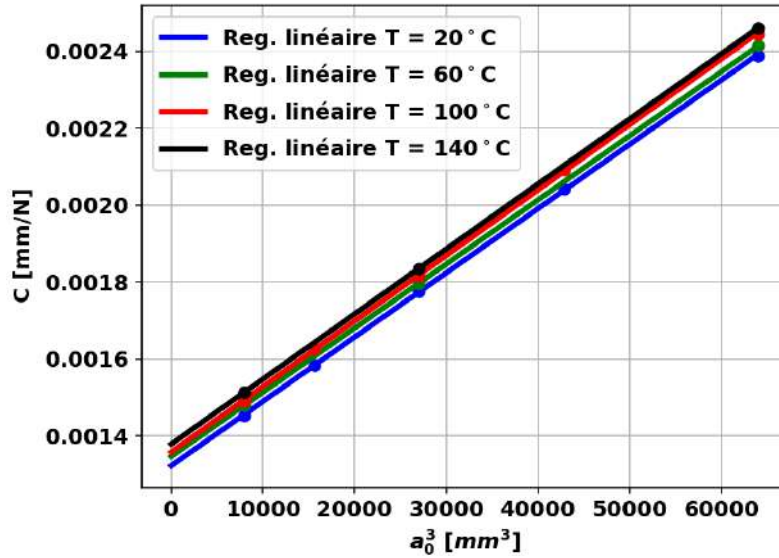


FIGURE II.15 – Analyse de l'évolution de la compliance en fonction de la longueur de fissure au cube pour différentes températures

Température	20 °C	60 °C	100 °C	140 °C
$m$ [ $10^{-8} \text{N}^{-1} \text{mm}^{-2}$ ]	1.674	1.668	1.704	1.692

Tableau II.7 – Estimation de la pente des courbes  $C - a_0^3$  obtenues numériquement à partir des régressions linéaires

la longueur de fissure (Figure II.15). Le Tableau II.7 présente les valeurs identifiées du coefficient  $m$  en fonction de la température.

Cette étude prouve la quasi indépendance du paramètre  $m$  en fonction de la température. Afin de vérifier que la ténacité apparente des interfaces en mode II pur dépend uniquement du pic de force maximale en température selon l'Equation II.2, il est maintenant nécessaire de voir comment se propage la fissure en fonction de la charge imposée. Cette analyse doit permettre de déterminer s'il y a un effet de la température sur la ténacité apparente macroscopique au cours de la propagation, ou si l'énergie dissipée totale correspond quasiment à l'énergie dissipée à l'interface. Cette validation, qui nécessite une analyse locale de la réponse à l'interface, est présentée dans le paragraphe suivant.

## II.2.2 Influence de la température sur la propagation du délaminage : Étude numérique

Afin de voir l'effet de la température sur la propagation du délaminage en considérant un comportement visqueux des bras, il est nécessaire de comparer l'évolution des variables des éléments de zone cohésive représentant la réponse endommageable de l'interface en termes de contraintes, avant, pendant et après la propagation de l'amorce ( $a_0 = 30$  mm).

Afin de pouvoir comparer les différentes simulations en température, notamment vis-à-vis du chargement vu au niveau de l'interface, nous avons décidé de comparer ces résultats à iso-force afin de pallier la faible influence de la température sur la compliance de l'éprouvette. La Figure II.16 trace l'évolution de la contrainte de cisaillement à l'interface  $\tau_{xy}$  ainsi que la force appliquée au cours du temps et au niveau de la pointe de fissure. On constate que la contrainte vue par l'interface est pratiquement identique avant, durant et après la propagation du délaminage, quelle que soit la température considérée, ce qui valide l'hypothèse de comparaison à iso-force du comportement au niveau local. Cette première analyse semble

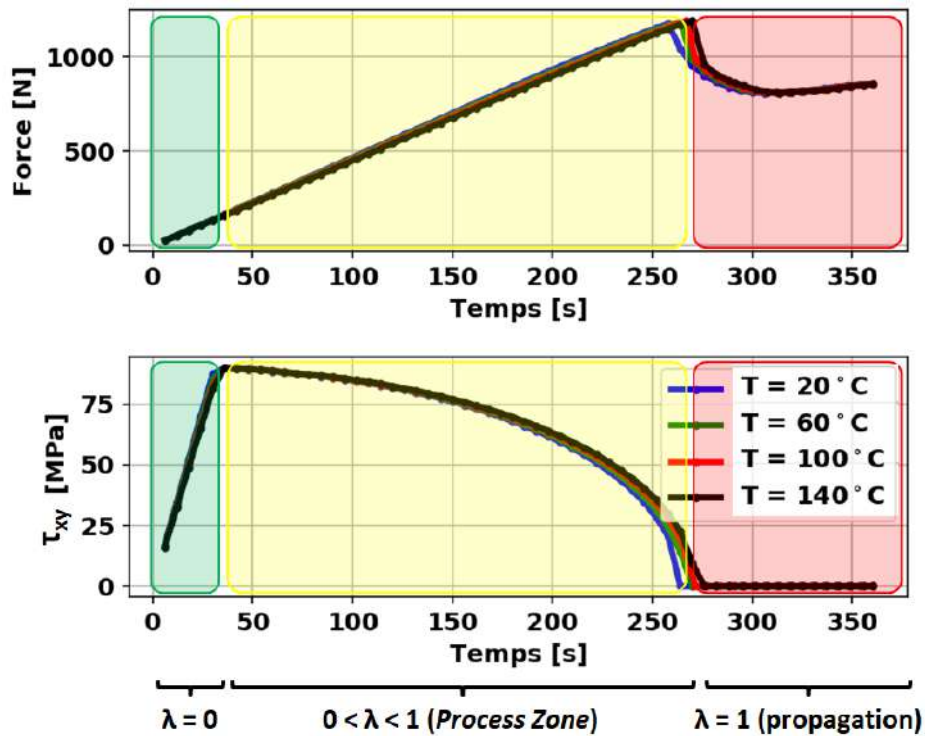


FIGURE II.16 – Évolution de la contrainte de cisaillement à iso-force en pointe de fissure initiale ( $x = 30$  mm). Comparaison entre résultats numériques en 3D pour des températures différentes

indiquer que le comportement visqueux local du pli n'est pas exacerbé par la présence d'une fissure. Mais cela ne suffit pas pour justifier s'il peut y avoir un effet sur le gradient de contraintes en aval de la pointe de fissure.

Afin de conforter cette première analyse, nous avons comparé l'évolution du champ de contrainte à iso-force vu par l'interface à deux moments décisifs (au début et après la propagation). Cette analyse permet de vérifier dans quelle mesure la température perturbe la forme du champ de contrainte perçu par l'interface, et donc l'évolution progressive de l'endommagement et la *Process Zone* associée. Sur la Figure II.17, la courbe du début de la propagation correspond à l'instant où la force numérique est maximale pour la température concernée. Bien que la comparaison numérique ne peut se faire exactement pour les mêmes longueurs de propagation de fissure, on constate que pour des valeurs proches de propagation de fissure (associées à  $\tau_{xy} = 0$  et donc  $\lambda = 1$ ), le champ de contrainte est tout à fait identique. Cela signifie que le comportement des plis perturbe de manière quasi négligeable le champ de contrainte à l'interface.

Nous pouvons donc conclure de ces analyses numériques que la ténacité est *a priori* bien estimée avec la norme ASTM et que le champ de contrainte vu par l'interface n'est que très peu affecté par le comportement viscoélastique des plis. En effet, à cette échelle de modélisation, c'est le comportement longitudinal des plis qui joue à l'ordre 1 sur la réponse macroscopique et sur le champ de contrainte à l'interface. Il reste donc maintenant à vérifier (i) la forme des fronts de fissure après propagation et (ii) les longueurs d'amorçage réelles de l'essai en s'appuyant sur l'instrumentation mise en place.

### II.2.3 Validation des fronts de fissure pour l'analyse de l'essai ENF en température

Nous rappelons que la norme ASTM D7905 [44] impose différents essais sur deux configurations différentes, nommées NPC et PC, comme expliqué dans le paragraphe II.1. L'intérêt est d'obtenir des valeurs de la ténacité à rupture dans une configuration vierge (NPC) avec une pré-fissure artificielle créée par l'insertion d'un film de téflon ou dans une configuration (PC) pour laquelle le front de fissure est la conséquence d'une précédente propagation de fissure et plus représentative de la réalité d'une fissure de délaminage au sein du matériau à caractériser. Cependant, la validité des résultats tant pour les

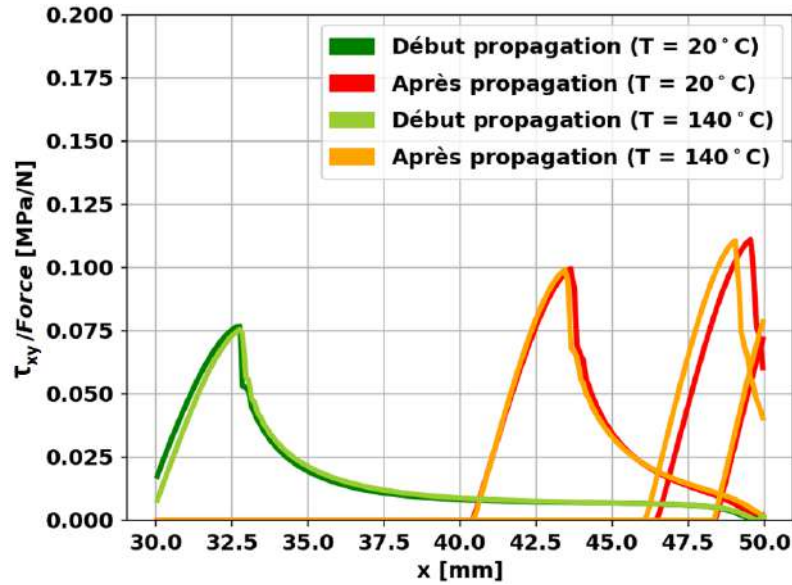


FIGURE II.17 – Contrainte de cisaillement à iso force en fonction de l'ordonnée  $x$  dans la longueur de l'éprouvette. Comparaison entre résultats numériques en 3D pour des différentes températures

configurations NPC que PC nécessite de s'assurer que les fronts de fissure restent droits au cours de la propagation. Peter et Davidson [223] montrent sur des essais ENF qu'en partant d'un front nécessairement non droit, cela conduit à une sous estimation de la ténacité du matériau de l'ordre de 20% alors que pour un front droit quelle que soit la méthode retenue pour initier cette première fissure, on tend vers une valeur peu dispersée et constante. Nous devons alors vérifier l'état du front de fissure des éprouvettes testées sur INJECT.

Les éprouvettes ont été inspectées par une méthode de contrôle non destructif de type thermographie infrarouge impulsionnelle [227–229]. Cette méthode est basée sur l'évolution temporelle de la décroissance de la température d'un corps soumis à une excitation de type flash thermique. Cette réponse doit en toute théorie suivre une courbe linéaire de pente  $-1/2$  dans un diagramme  $\log(T)/\log(t)$ , avec  $T$  la température, et  $t$  le temps. Tout écart à cette droite conduit à estimer qu'une dégradation des propriétés du matériau, ou la présence d'une lame d'air, a perturbé la conduction de la chaleur au sein du matériau. L'instant de cet écart renseigne sur la localisation dans la profondeur de cet perturbation afin de révéler un signe d'endommagement. La Figure II.18 montre les champs des dérivées premières issues du diagramme  $\log(T)/\log(t)$  à un instant donné pour les stratifiés  $[0]_{16}$  et  $[0]_8$ .

Au vue de ces observations, nous remarquons que le front de délaminage des éprouvettes est initialement droit. Par contre, dans certain cas ( $[0]_{16}$  à 80 W et  $[0]_8$  à 0 W et à 30 W), les fronts évoluent légèrement au cours de la propagation. Cela est particulièrement remarquable à la fin des essais PC pour lesquels nous observons un gradient des dérivées premières selon la largeur des éprouvettes surligné en pointillé sur la Figure II.18.

Au final, ces observations confirment que l'amorce pour les conditions NPC est valide pour la propagation du délaminage mais pas nécessairement pour les conditions PC au vu des observations des fronts de fissures finaux. En conséquence, les traitements des essais en configuration NPC selon la norme ASTM D7905 [44] sont *a priori* valables, mais sont discutables pour certaines configurations PC.

C'est pour l'ensemble de ces remarques que nous avons décidé de privilégier les configurations NPC par rapport aux configurations PC. Au-delà de la question de la forme du front de fissure considéré droit dans la norme, il est nécessaire de vérifier les longueurs effectives de fissure initiales, sachant que c'est le paramètre qui influence le plus le calcul de la ténacité à rupture selon l'Equation II.2.

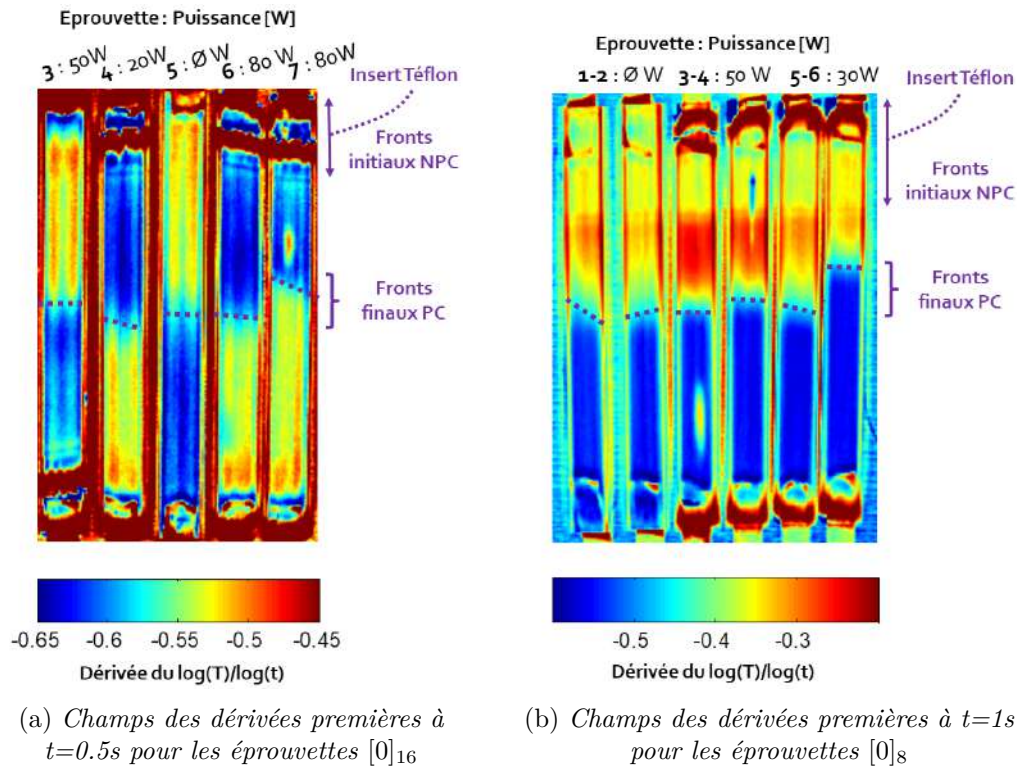


FIGURE II.18 – Champs des dérivées premières de  $\log(T)/\log(t)$  à un instant donné pour les éprouvettes  $[0]_{16}$  et  $[0]_8$  testées sur INJECT

## II.2.4 Analyse des longueurs de fissure expérimentales de l'essai ENF en température

L'estimation de la position initiale de la pointe de fissure est nécessaire pour réduire l'erreur de la caractérisation de la ténacité puisque  $G_{IIC}$  dépend du carré de  $a_0$  dans l'Équation II.2. Nous cherchons donc une méthode permettant l'estimation de cette longueur. Pour cela, différentes méthodes ayant recours aux données expérimentales issues de la multi-instrumentation de ces essais, sont envisageables. Nous pouvons opter pour des méthodes de traitement d'images thermographiques ou optiques (*i.e.* CIN). Néanmoins, une mesure par méthode thermique ou optique de la position de la pointe de fissure nécessite la définition d'un critère *a priori* arbitraire pour lequel on considère que le champ analysé appartient à un champ fissuré.

Afin d'éviter la définition d'un critère arbitraire qui rende imprécise l'estimation des positions de la pointe de fissure, nous avons opté par une procédure d'identification inverse permettant d'intégrer un ensemble des données de champs de CIN et faire l'identification sans besoin de définir aucun critère arbitraire. Cette procédure est décrite dans le paragraphe suivant.

### II.2.4.1 Démarche d'identification des paramètres macroscopiques de l'essai (longueur de fissure, comportement des bras) par comparaison essai-calcul

Nous proposons ici une procédure d'identification des longueurs de fissure initiales  $a_0$  par une méthode inverse en utilisant les données des champs de déplacement transverse (dans la direction longitudinal) et hors plan (dans la direction vertical) issues de la CIN, et des simulations numériques de l'essai ENF comme présenté dans le paragraphe II.2.1. Sachant que la réponse cinématique de l'essai ENF est linéaire avec la force dans la partie de la courbe utilisée pour l'obtention des pentes Force-Déplacement et le calcul des raideurs et compliances, les champs de déplacement d'entrée ont été choisis durant cette phase. Plusieurs cartes temporelles ont été sélectionnées pour chaque essai. Durant ces phases, aucun endommagement n'évolue et la linéarité de l'évolution des champs de déplacement avec la force est vérifiée. Par cette approche, il est alors possible de normaliser l'ensemble des champs, de réduire l'effet du bruit de mesure

Coupon	Puissance- P[W]	Température NPC	$a_0$ [mm] NPC	$E_l$ [GPa] NPC	$m$ [ $10^{-8}N^{-1}mm^{-2}$ ] NPC	$G_{IIC}$ [J/m <sup>2</sup> ] NPC
P100-5	0 W	22 °C (ambiante)	33.1	121.35	1.51	1766
P100-4	20 W	26 °C	32.8	117.41	1.55	1761
P100-3	50 W	74 °C	35.6	107.13	1.85	1217
P100-6	80 W	95 °C	33.3	83.37	1.49	586
P100-7	80 W	122 °C	33.6	76.82	1.70	603

Tableau II.8 – Détermination de la ténacité à rupture des interfaces en mode II avec l'estimation de  $a_0$  par méthode inverse pour l'ensemble des éprouvettes [0]<sub>16</sub>

et limiter la dispersion des paramètres à identifier. Le modèle utilisé correspond au modèle de référence présenté dans le paragraphe II.2.1.1. Il est important de souligner que l'identification de la longueur de fissure initiale ne peut se faire sans l'identification associée de l'ensemble des paramètres sensibles sur les champs de déplacement. La détermination des paramètres (propriétés du matériau ou des paramètres géométriques) les plus influents peut se faire par une analyse analytique ou numérique, comme nous l'expliquons ensuite.

Certains auteurs [166, 230] ont proposé des expressions analytiques de la réponse macroscopique de l'essai ENF, basée sur la résistance de matériaux. L'Equation II.3 suivante montre l'expression pour la compliance (en absence d'endommagement).

$$C = \frac{-3(2L - a_0)^3 + (2L)^3}{96E_x J} \quad (\text{II.3})$$

avec  $E_x$  le module longitudinal effectif et  $J$  le moment d'inertie de la section rectangulaire, qui dépend donc de la géométrie de l'éprouvette.

Étant donné que l'essai ENF est un essai de flexion sur une éprouvette pré-fissurée, les paramètres les plus influents sur la réponse mécanique sont donc comme attendus des paramètres géométriques tels que  $a_0$  et l'épaisseur mais également le module longitudinal effectif  $E_x$  qui traduit la raideur macroscopique du matériau. Berthelot [64] propose L'Equation II.4 correspondant au rapport entre le module longitudinal effectif  $E_x$  et le module de cisaillement effectif  $G_{xy}$  pour la flexion d'une éprouvette en composite sur la base de la résistance des matériaux et la théorie classique des composites stratifiés.

$$\frac{E_x}{G_{xy}} = \left[ 1 - \frac{64\nu_{lt}^2 \left(\frac{E_t}{E_l}\right)^2}{\left(7 + \frac{E_t}{E_l}\right) \left(1 + 7\frac{E_t}{E_l}\right)} \right] \times \frac{7 + \frac{E_t}{E_l}}{8 \left(1 - \nu_{lt}^2 \frac{E_t}{E_l}\right)} \times \frac{2E_l}{(G_{lt} + G_{tt})} \quad (\text{II.4})$$

Les expressions précédentes supposent que la réponse est indépendante de la raideur d'interface, qui est considérée comme infinie et donc ne contribue pas à la raideur de l'éprouvette. Tout comme la solution proposée par Allix et al. [166, 230], l'application numérique de ces expressions montre que la réponse en flexion est bien pilotée par la géométrie de l'éprouvette et principalement par les propriétés matériaux dans le sens longitudinal. On montre que le module de cisaillement effectif  $G_{xy}$  a peu d'influence sur la réponse macroscopique en flexion. Ces hypothèses ont été également vérifiées par simulation numérique, confirmant cette faible influence du module de cisaillement et est en bon accord avec les résultats montrés dans le paragraphe II.2.1 lorsqu'un comportement visqueux dépendant de la température est considéré pour modéliser la réponse des bras.

Comme mentionné précédemment, l'identification inverse de la longueur de fissure initiale  $a_0$  implique donc l'identification conjointe du module longitudinal  $E_l$  et de la valeur de  $a_0$ . Les Tableaux II.8 et II.9 montrent les valeurs identifiées tant pour les éprouvettes [0]<sub>16</sub> que [0]<sub>8</sub>, ainsi que les valeurs de ténacité associées pour la configuration NPC de chaque essai. Nous soulignons le bon accord des valeurs du module longitudinal pour les éprouvettes [0]<sub>8</sub>. Cependant, certaines valeurs sont anormalement faibles



Coupon	Puissance- P[W]	Température NPC	$a_0$ [mm] NPC	$E_l$ [GPa] NPC	$m$ [ $10^{-7}N^{-1}mm^{-2}$ ] NPC	$G_{IIC}$ [J/m <sup>2</sup> ] NPC
P203-1	0 W	22 °C (ambiante)	29.2	102.76	1.12	3262
P203-2	0 W	22 °C (ambiante)	29.4	102.27	1.08	3093
P203-5	30 W	30 °C	30.5	100.21	0.86	2578
P203-6	30 W	71 °C	28.0	104.06	0.98	1907
P203-3	50 W	71 °C	31.1	102.02	1.49	1813
P203-4	50 W	92 °C	29.8	98.39	1.35	1431

Tableau II.9 – Détermination de la ténacité à rupture des interfaces en mode II avec l'estimation de  $a_0$  par méthode inverse pour l'ensemble des éprouvettes [0]<sub>8</sub>

en température pour les éprouvettes [0]<sub>16</sub> (cas à 80 W). Cela explique en partie la raideur plus faible de ces éprouvettes observée expérimentalement. Sachant que cette perte de raideur ne s'explique pas par la longueur de fissure estimée ou par le comportement du pli, il s'agit d'une mauvaise mise en charge de l'éprouvette au cours de l'essai, qui se traduit numériquement pour une perte de raideur. Donc, l'hypothèse de la linéarité de la compliance par rapport à la longueur de fissure au cube reste valable. Nous remarquons des valeurs des ténacités qui sont maintenant en bon accord avec les longueurs de fissures dites réelles. Au vu des résultats, nous soulignons l'apport de la multi-instrumentation (notamment de la CIN) afin d'identifier correctement les paramètres les plus influents sur la réponse macroscopique, et donc sur l'estimation de la ténacité.

D'après les derniers paragraphes, nous avons pu valider l'application de la norme ASTM D7905 [44] pour le calcul de la ténacité à rupture en température. La ténacité est considérée comme un paramètre de rupture de l'interface du matériau dépendant *a priori* uniquement de la longueur de fissure initiale, du pic de force et des compliances macroscopiques de calibration et en propagation pour chaque essai, y compris en température. Par contre, seules les configurations NPC restent parfaitement exploitables dans notre étude. Cela représente le bon point de départ pour analyser la réponse plus locale autour de la singularité afin de mettre en évidence l'effet de la température sur la réponse à l'interface et donc sur l'évolution du délaminage. Le paragraphe suivant est dédié à cette analyse.

## II.3 Mise en évidence des effets de la température sur la réponse à l'interface

Ce paragraphe vise à mettre en évidence l'influence de la température sur la réponse à l'interface. Nous cherchons à mettre en évidence les effets du possible développement d'une *Process Zone* à partir des grandeurs observables expérimentalement. Pour cela, nous présentons d'abord une analyse expérimentale-analytique basée sur la norme ASTM afin de remarquer les effets de la température sur l'évolution de la ténacité apparente au cours de l'essai. Il s'agit ici de montrer la nature pseudo ductile de l'interface qui est à l'origine de la réponse macroscopique plus ductile en propagation montrée dans le paragraphe II.1.3. Dans un second temps, nous présentons une approche expérimentale basée sur la multi-instrumentation des essais afin d'expliquer l'origine de cette pseudo ductilité de la réponse macroscopique que nous n'observons pas par simulation numérique comme expliqué dans les paragraphes II.2.1 et II.2.2.

### II.3.1 Mise en évidence de la nature visqueuse de l'interface

À ce point, il est possible de déduire l'expression de l'évolution de la ténacité apparente au cours de l'essai selon l'Equation II.5 à partir de l'analyse énergétique proposée dans la norme pour la création de surface délaminée, et de l'expression de la compliance en fonction de la longueur de fissure II.1. Cette



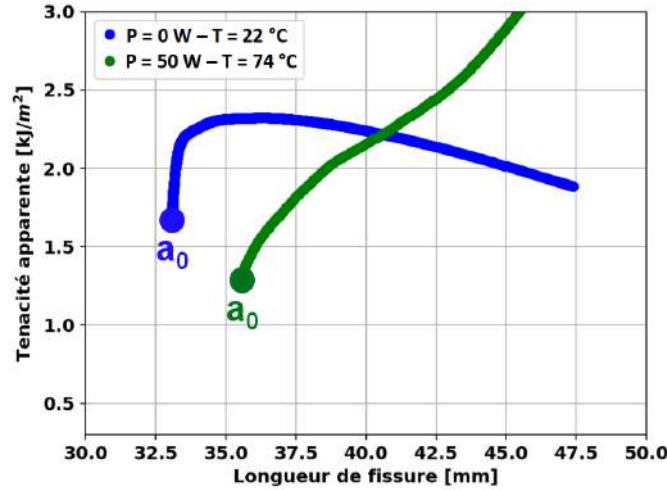


FIGURE II.19 – Estimation de la ténacité apparente pour deux éprouvettes à 16 plis en fonction de l'évolution apparente de la longueur de fissure estimée à l'aide de l'évolution expérimentale de la compliance

analyse expérimentale-analytique est possible sachant que la norme ASTM D7905 [44] est valable même en température.

$$G_{II} = \frac{P^2}{2B} \frac{dC}{da} = \frac{P^2}{2B} 3ma^2 = \frac{3P^2}{2B} \left( \frac{m^2}{C-A} \right)^{\frac{1}{3}} \quad (\text{II.5})$$

L'application numérique de cette expression en partant de l'évolution de la compliance au cours de l'essai permet de tracer l'évolution de la ténacité apparente en fonction de l'évolution *apparente* de la longueur de fissure, comme le montre la Figure II.19 pour un cas à température ambiante et un cas en température (74 °C) pour des éprouvettes à 16 plis. Nous observons dans la Figure II.19 l'influence de la température sur l'évolution de la ténacité apparente lors d'une propagation *théorique* du délaminage issue des formules analytiques. Cette influence peut s'expliquer par des effets dissipatifs apparaissant durant la propagation. Ils peuvent être visqueux [202, 231], liés au frottement [122] ou à des effets de courbe R [28, 30, 137–139], comme présenté dans le paragraphe I.4.2 du Chapitre I. Cependant, il est aussi possible que ces effets dissipatifs soient la conséquence des mécanismes d'endommagement local présent à l'interface et qui contribuent au développement de la *Process Zone*. Ces mécanismes sont prépondérants au cours de la propagation, sachant que dans le cadre des délaminages observés en mode II sur des cas de dégradation thermomécanique (voir les exemples de le paragraphe I.4 du Chapitre I) la propagation est pratiquement instantanée et subite. L'influence de la température sur les mécanismes dissipatifs menant au délaminage font donc l'objet de la suite du raisonnement.

Afin de mettre en évidence les effets des mécanismes dissipatifs à l'interface en fonction de la température, il s'avère nécessaire d'analyser les essais plus localement. Dans ce but, nous avons décidé de nous focaliser sur les configurations NPC plutôt que sur les PC. Non seulement parce que nous avons mis en doute la forme des fronts de fissure des configurations PC, mais également parce que les configurations NPC constituent une référence *vierge* du matériau (sans *Process Zone* en pointe de fissure) à partir de laquelle il est plus simple d'analyser l'influence de la température sur la dégradation thermomécanique de l'interface. À cette fin, le paragraphe suivant montre une analyse en déformation permettant de mettre en évidence une telle influence.

### II.3.2 Mise en évidence des effets d'une *Process Zone* à l'interface par un analyse expérimentale en déformations

Comme nous l'avons expliqué dans le paragraphe I.5.1 et I.5.2.3 du Chapitre I, la *Process Zone* est définie comme la région partiellement endommagée qui se développe autour la pointe de fissure et qui est précurseur de la propagation de la fissure. Cette *Process Zone* est la conséquence de l'ensemble de phénomènes dissipatifs qui ont lieu dans cette région et qui contribuent au développement de l'endommagement

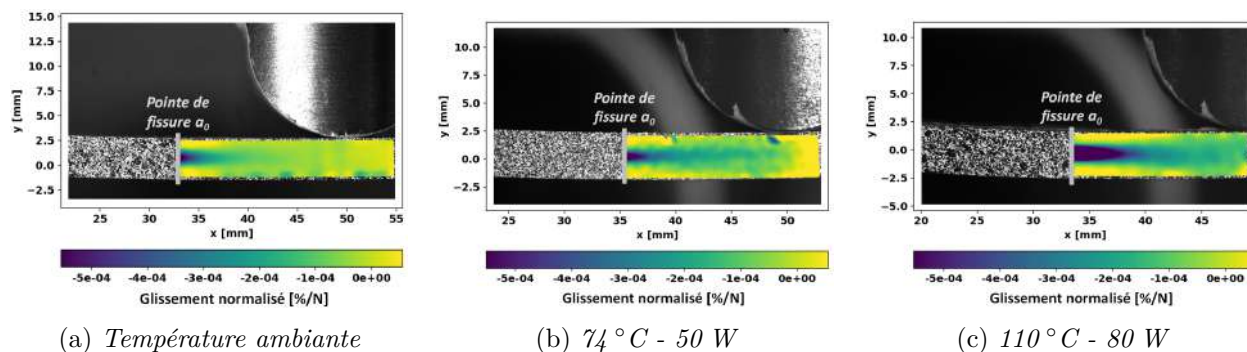


FIGURE II.20 – Champ de déformation normalisé par la force appliquée (800 N) pour trois essais NPC dans des éprouvettes  $[0]_{16}$  à des températures différentes (températures moyennes stabilisées au cours du chargement et avant la propagation du délaminage)

continu. Nous soulignons que la définition numérique de la *Process Zone* est légèrement différente, comme expliqué dans le paragraphe I.5.2 du Chapitre I. Les modèles de zone cohésive assument que l'ensemble des mécanismes dissipatifs qui ont lieu autour la pointe de fissure peuvent être concentrés à l'interface et représentent donc un endommagement surfacique [200, 201].

En partant du principe invoqué au paragraphe précédent qui soulignait la difficulté de l'exploitation des essais en raison de la présence de *Process Zones* pas forcément comparables, seules les configurations NPC sont étudiées dans ce paragraphe. L'intérêt consiste à déterminer dans quelle mesure la multi-instrumentation de nos essais ENF permet de comprendre le comportement pseudo ductile observé dans le paragraphe précédent.

Dans le but de mettre en évidence une réponse dissipative à l'interface, deux options s'offrent à nous afin de faire un suivi de ses effets : soit à l'aide d'information provenant de la caméra IR, soit à l'aide de la CIN. La caméra IR bénéficie d'une fréquence d'acquisition très élevée (50 images par seconde dans notre cas) qui peut être mise à profit pour le suivi de la propagation de la fissure [232–234]. Par contre, nous avons vérifié que l'information thermique n'avère insuffisamment précise pour faire un suivi de propagation temporel de la fissure en raison de la faible résolution et du bruit des données. Elle ne permet pas non plus de détecter les premiers signes de dissipation d'énergie par création de surface à l'interface, pouvant indiquer une possible évolution de la *Process Zone* qui conduit au délaminage. Nous avons donc privilégié l'utilisation de la CIN.

Nous nous sommes focalisés sur l'information cinématique fournie par le logiciel VIC-2D [220], notamment les champs de déformation en pointe de fissure. Afin d'analyser les effets de la température avant la propagation, la Figure II.20 montre les champs de glissement en aval de la pointe de fissure pour trois échantillons  $[0]_{16}$  et à des températures différentes. Afin d'assurer la comparaison entre ces différentes conditions d'essai, ces champs de glissement sont divisés par la force appliquée puisque, comme nous l'avons vu, le champ de contrainte à l'interface est directement relié à la force appliquée à l'échantillon. Cette comparaison est faite avant toute propagation de fissure pour ne se concentrer que sur l'effet de la température sur le comportement de l'interface. La Figure II.20 présente les zones de déformation de cisaillement supérieure à 0.5 % pour ces trois éprouvettes. Elle met en évidence que cette zone est plus étendue dans la direction longitudinale pour les tests en température que pour le cas à température ambiante. Le fait de voir une zone de glissement plus étendue est un possible indice de la mise en place d'une *Process Zone* plus importante en température qu'à température ambiante. Cette observation contribue à expliquer en partie la ductilité apparente observée sur la réponse Force-déplacement pour des essais en température (paragraphe II.1.3) et relayée par d'autres auteurs [25, 28, 31, 138, 139].

Huchette *et al.* [45] montrent d'une manière analogue ce phénomène sur le même matériau mais lors d'essais sur éprouvettes  $[0]_8$ . La Figure II.21 montre l'évolution du glissement à l'interface divisé par la force en fonction de la distance à la pointe de fissure pour différents niveaux de chargement. Si la réponse est élastique, les glissements normalisés doivent être superposés. Dans le cas contraire, un écart à la linéarité est mis en avant. Sur cette figure, on constate que sur l'éprouvette à température ambiante, toutes les courbes sont superposées au-delà de 6 mm, au contraire de ce qui est observé en avant. On

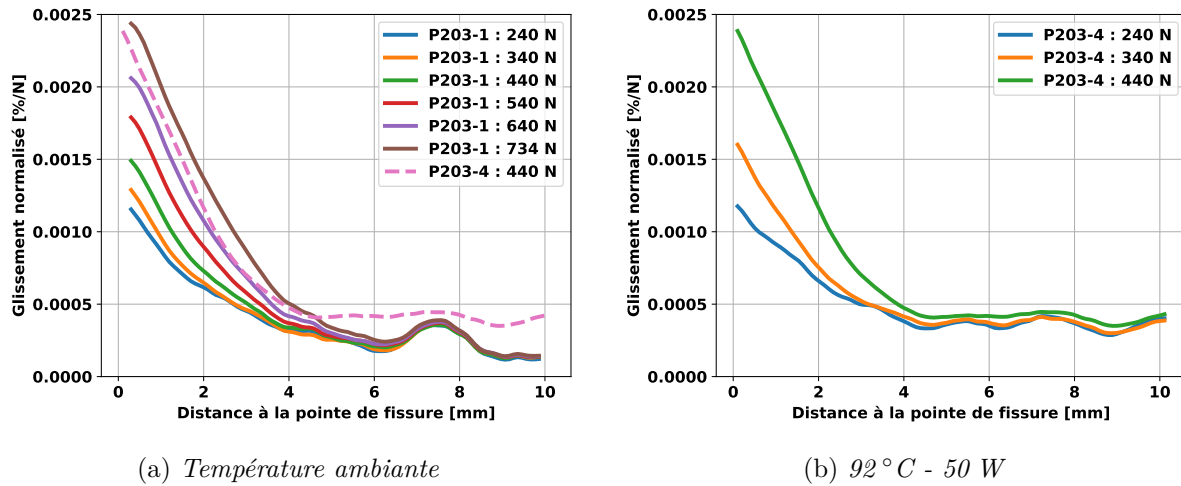


FIGURE II.21 – Évolution du glissement à l'interface normalisé par la force appliquée pour deux essais NPC dans des éprouvettes  $[0]_8$  à l'ambiante et en température [45]

dispose ainsi d'un indicateur des effets issus d'une mise en place et de l'étendue de la *Process Zone*. Dans le cas en température, on constate que cette distance est supérieure à 10 mm puisque la courbe à 440 N n'est pas superposée aux autres courbes. De plus, la comparaison entre l'éprouvette en température et celle à l'ambiante au delà de 6 mm souligne que le niveau de glissement est bien plus important en température. Nous pouvons donc conclure que la température augmente les effets de la *Process Zone* et que la multi-instrumentation permet de mettre en évidence ce mécanisme au niveau de l'interface.

En vue des résultats montrés, nous remarquons une influence de la température localisée aux alentours de la pointe de fissure, où les effets non-linéaires à l'interface (imputables à des mécanismes comme la viscosité ou l'endommagement interfacial) semblent plus importants.

## II.4 Conclusions

Dans ce chapitre, nous avons présenté le banc INJECT, qui a été utilisé dans ces travaux pour effectuer des tests de propagation de délaminage en mode II. Le mode de chauffage des éprouvettes par effet Joule permet de les tester en conditions de température sans les inconvénients d'un four (temps de chauffage et manœuvrabilité des éprouvettes principalement). Des essais ENF en température menés pour deux sets d'éprouvettes différents ont servi à la caractérisation des propriétés d'interface en fonction de la température. Nous avons montré dans le paragraphe II.1.3 une faible influence de la ténacité des interfaces à la température pour des configurations NPC qui présentent une pré-fissure artificielle, mais une diminution de la ténacité avec la température dans des configurations PC, suite à une première propagation de la fissure. Cette mise en évidence a suivi la norme ASTM D7905 [44].

Plusieurs questions ont été traitées afin de justifier la validité de la norme en conditions de température, comme présentés dans le paragraphe II.2. D'abord, une analyse numérique pour simuler la réponse macroscopique et la réponse à l'interface des essais ENF en température a été présentée. L'objectif a été de quantifier l'influence d'un comportement viscoélastique du pli dépendant de la température sur la réponse macroscopique, ainsi que sur le comportement local à l'interface avant et durant la propagation du délaminage. L'influence de la température à travers le comportement viscoélastique des bras reste très faible, ce qui nous a permis d'assurer partiellement la validité de la norme en température et de garantir que l'essai ENF peut bien s'utiliser comme un essai de caractérisation de l'interface dans ces conditions. En effet, la dissipation visqueuse des bras est négligeable et s'exprime en grande partie sur le comportement élastique apparent de l'éprouvette par l'évolution de la compliance en fonction de la température. Donc, la dissipation d'énergie est bien concentrée au niveau de l'interface, qui reste à caractériser.

Dans un deuxième temps, et dans le but de garantir complètement la validité de la norme, nous avons vérifié tant l'état des fronts que les longueurs initiales de fissure. Pour cela, (i) des essais de thermographie

impulsionnelle ont validé l'hypothèse de propagation des fronts droits pour les configurations NPC mais pas pour la globalité des configurations PC et (ii) la multi-instrumentation de l'essai nous a permis de vérifier la longueur de fissure initiale. Sachant que la CIN ne permettait pas d'observer précisément la pointe de fissure dans certains cas, une méthode inverse a été proposée en utilisant l'information des champs de déplacement transverse et hors plan et la modélisation numérique de l'essai ENF. Cela nous a permis de déterminer en même temps les positions initiales de la pointe de fissure ainsi que les propriétés matériaux associées à la raideur des éprouvettes, notamment le module longitudinal des bras. Une analyse plus détaillée des essais basée sur la norme nous a permis de montrer les effets de courbe R, spécialement marqués en température. Ces effets sont un signe de la pseudo ductilité apparente de l'interface, dont les effets sont déjà significatifs avant la propagation du délaminage.

Enfin, pour vérifier ce comportement plus ductile à l'interface en température, nous avons choisi de n'analyser que les configurations NPC, sachant que les configurations PC présentent une interface pré-endommagée thermiquement à cause d'une première propagation de la fissure, ce qui complexifie leur analyse. La comparaison des champs de déformation en aval de la pointe de fissure et avant toute propagation du délaminage permet d'observer l'influence de la température sur le comportement d'interface et l'augmentation de la taille de la *Process Zone* en température.

Les interprétations des essais présentées dans ce chapitre convergent vers la mise en évidence que l'augmentation de la ductilité du comportement des échantillons soumis à un essai ENF s'explique, à une échelle locale, par une modification des propriétés de l'interface et le développement des effets d'une *Process Zone*. Cependant, l'indicateur du développement de la *Process Zone* n'est pas directement de l'endommagement. Comme conséquence, nous cherchons à la fois (i) à mieux quantifier la réponse à l'interface et (ii) à savoir s'il est possible de séparer et caractériser les principales sources dissipatives qui conduisent au délaminage, notamment de l'endommagement ou des effets visqueux à l'interface.

La réponse locale explique donc les différences macroscopiques en température que le comportement du pli ne peut justifier à lui seul. C'est donc à cette échelle locale qu'il convient désormais d'exploiter les données expérimentales pour quantifier et modéliser les effets de la température sur la réponse thermo-mécanique à l'interface. Pour ce faire, il s'avère nécessaire d'établir une nouvelle stratégie de comparaison entre les simulations numériques et les données expérimentales pour la caractérisation du comportement visqueux d'interface en température, ce qui fait l'objet du chapitre suivant.

# CHAPITRE III

## CARACTÉRISATION DU COMPORTEMENT VISQUEUX DES INTERFACES CMO PAR DIALOGUE ESSAI-CALCUL

### Sommaire

---

III.1	Développement d'une stratégie de dialogue essai-calcul de type FEMU pour la caractérisation du comportement d'interface en température . . . . .	<b>92</b>
III.1.1	Fondements et intérêt de la FEMU : Justification des hypothèses de modélisation	94
III.1.2	Conditions aux limites du modèle local basées sur les données expérimentales .	101
III.2	Application de la FEMU pour la caractérisation du comportement d'interface apparent en absence d'endommagement . . . . .	<b>106</b>
III.2.1	Justification du choix d'un critère de comparaison des données et formulation du résidu . . . . .	107
III.2.2	Réponse mécanique apparente de l'interface en mode II en fonction de la température obtenue par identification inverse . . . . .	112
III.2.3	Retour sur les hypothèse de modélisation : vers la modélisation de l'endommagement . . . . .	115
III.3	Conclusions . . . . .	<b>119</b>

---

« *We consider it a good principle to explain the phenomena by the simplest hypothesis possible* »  
—Ptolemy

## Introduction

Ce chapitre vise à caractériser le comportement apparent de l'interface en fonction de la température à partir des essais présentés dans le Chapitre II. Pour cela, nous utilisons l'exploitation des essais de propagation de fissure en mode II issus du banc INJECT, ainsi que la modélisation de l'essai par des calculs EF afin d'établir un dialogue essai-calcul permettant de tirer partie au maximum des données. L'objectif est de caractériser la réponse d'interface en température avant le début de la fissuration à partir de l'estimation du cisaillement et du glissement en accord avec l'expérience. L'objectif ultime est d'analyser si les effets de la température sur cette réponse pourraient jouer un rôle important sur l'évolution de la *Process zone* et de la rupture par délaminage.

Ainsi, nous justifions brièvement dans une première partie, les options retenues de dialogue entre essai et simulation pour remonter à une telle réponse d'interface. Pour cela, deux méthodologies sont évaluées. Une première repose sur une simulation en trois dimensions du comportement de toute l'éprouvette de l'essai ENF tandis qu'une seconde reposera sur la simulation en 2D d'une région réduite de l'éprouvette. Une stratégie de dialogue de type FEMU (Finite Element Model Updating) est retenue afin d'intégrer au mieux les données expérimentales comme conditions aux limites d'un calcul EF. La mise en œuvre d'une telle stratégie nécessite de bien définir le problème à résoudre pour définir les critères de comparaison pertinents. Ainsi, nous insistons dans cette partie sur les hypothèses à considérer dans notre cas d'application, à savoir (i) le choix du modèle et des paramètres à identifier et (ii) la région de comparaison la plus adaptée pour la caractérisation du comportement d'interface. Une fois ces hypothèses posées, nous pouvons définir dans un second temps, les techniques les plus appropriées pour le traitement des données expérimentales à faire dialoguer avec les simulations numériques, qu'il s'agisse des conditions aux limites ou des données à comparer.

Dans une deuxième partie, un critère de comparaison entre l'essai et le calcul est présenté afin d'appliquer la FEMU pour caractériser et quantifier l'influence de la température sur la mise en évidence du comportement d'interface en absence d'endommagement. La réponse mécanique de l'interface est alors obtenue par une méthode d'identification inverse pour une configuration d'essai et l'ensemble de ces réponses est analysé. Finalement, nous confrontons les résultats de l'identification à la précision des mesures expérimentales afin de juger la validité de la caractérisation des effets de la température sur la réponse de l'interface.

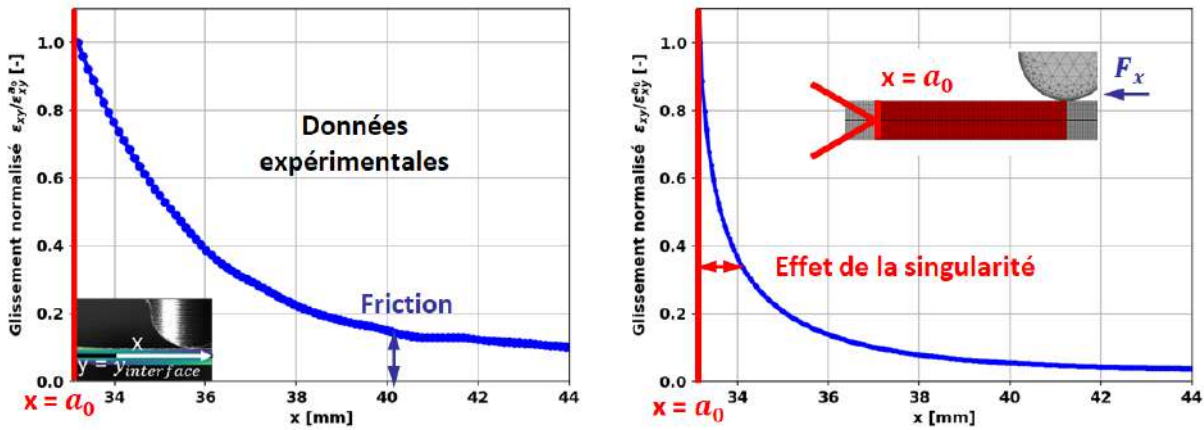
### III.1

## Développement d'une stratégie de dialogue essai-calcul de type FEMU pour la caractérisation du comportement d'interface en température

Nous avons mis en évidence dans le paragraphe II.3 du Chapitre II, l'influence de la température sur les champs de déformations aux alentours de l'interface. La température a pour conséquence de provoquer un comportement apparent plus visqueux de l'interface comme le souligne les Figures II.20 et II.21. La caractérisation du comportement apparent de l'interface à partir des essais ENF nécessite de comparer un modèle EF capable de traduire les effets de la réponse de l'interface sur la réponse mécanique de l'essai. Cette comparaison est envisageable *a priori* soit (i) par une modélisation 3D complète de l'essai ENF ou soit (ii) par un calcul 2D sur une zone plus restreinte dans laquelle les effets du comportement de l'interface sont sensiblement observables.

Pour la première option, les résultats de la simulation du calcul 3D de référence présentés dans le paragraphe II.2.1 du Chapitre II précédent sont utilisés et comparés à ceux expérimentaux obtenus par un logiciel de CIN-2D. La Figure III.1 montre une comparaison (à un instant donné) entre le glissement simulé et celui mesuré le long de l'interface. La comparaison concerne une éprouvette [0]<sub>16</sub> à température ambiante. Le modèle numérique assume un comportement élastique du pli en accord avec la longueur de fissure initiale  $a_0$  et le module longitudinal  $E_l$ , tous deux recalés expérimentalement. L'information cinématique expérimentale est obtenue à l'aide de VIC-2D développé par *Correlated Solutions* [220].





(a) Glissement normalisé mesuré localement (b) Glissement normalisé estimé par calcul numérique

FIGURE III.1 – Comparaison entre l'évolution du glissement mesuré et du cisaillement estimé à l'interface par simulation numérique en fonction de son abscisse pour une éprouvette de 16 plis à température ambiante [46]

Nous observons bien l'effet de la singularité sur le champ de glissement. Par contre, des écarts importants entre le glissement estimé par la simulation de l'essai (Figure III.1b) et celui mesuré (Figure III.1a) sont observés le long de l'interface. Cette différence s'explique en grande partie par la définition des conditions aux limites retenues pour la simulation qui ne sont pas parfaitement représentatives de la réalité. Cette comparaison est donc biaisée pour deux raisons principales : (i) les effets de frottement au niveau des rouleaux lors de l'application du chargement et mal reproduite dans la simulation et (ii) la comparaison d'une simulation 3D avec des champs cinématiques observée sur une tranche d'éprouvette peut *a priori* induire des erreurs. La méconnaissance des conséquences de ces effets, notamment sur les conditions limites, empêche d'envisager une comparaison fiable des données à l'interface et donc une identification du comportement de l'interface.

Au vu de ces inconvénients, une méthode FEMU utilisant un modèle EF 2D sur une zone réduite représentative du comportement de l'interface en appliquant des conditions limites en déplacement directement issues de la mesure par CIN-2D est retenue. Cette méthode présente deux avantages principaux : (i) elle permet de se focaliser sur une partie de l'éprouvette (zoom structural) sans besoin de modéliser l'ensemble de l'essai, donc permettant d'avoir une bonne résolution spatiale comparable à celle mesurée expérimentalement et (ii) les conditions aux limites sont par nature en parfait accord avec l'expérience.

Dans la suite de ce paragraphe, nous présentons brièvement la base de la méthode FEMU et les étapes principales pour sa mise en œuvre. Nous focalisons notre attention sur le choix du modèle et l'identification des paramètres les plus influents localement et jouant au premier ordre sur la réponse mécanique à l'interface. Cette sélection est faite en fonction des effets induits sur la réponse de l'essai simulé. De plus, une étude numérique accompagnée d'une étude de convergence au maillage sont présentées afin de définir deux aspects importants : (i) la région de simulation et de comparaison qui va permettre d'identifier le comportement apparent de l'interface pour les différents essais en température et (ii) la taille des éléments du maillage nécessaire pour répondre à cet objectif. Nous présentons dans un second temps, un travail concernant le traitement des données expérimentales issues de la CIN et de la caméra IR. L'intérêt est de garantir la représentativité des conditions aux limites expérimentales nécessaire pour les simulations EF. Cette première partie des travaux s'avère nécessaire afin d'adapter la méthode FEMU à notre cas d'étude en réduisant les temps de calcul et en s'assurant de la représentativité des simulations puisqu'un modèle numérique trop éloigné de la réalité physique nuirait à l'identification des paramètres par la comparaison essai-calcul [235–237].

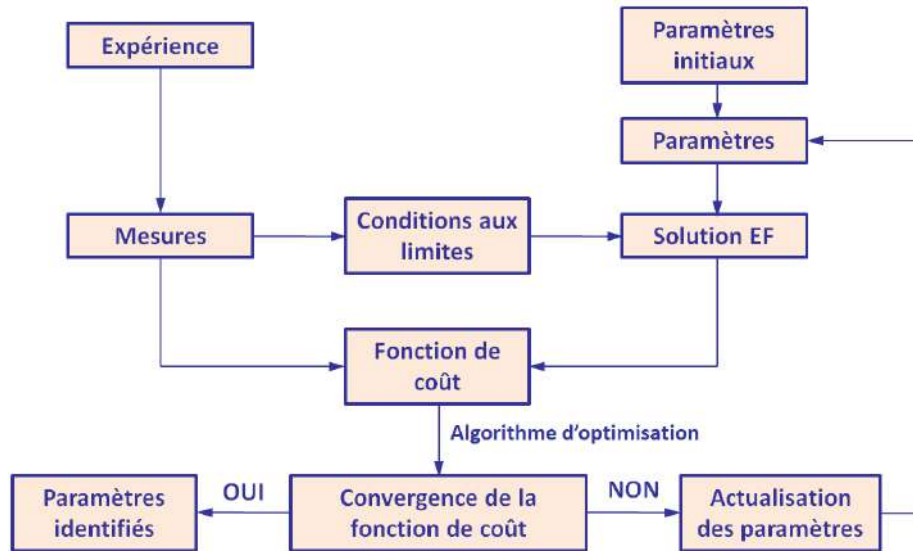


FIGURE III.2 – Diagramme de flux pour schématiser la démarche d'identification des paramètres par FEMU

### III.1.1 Fondements et intérêt de la FEMU : Justification des hypothèses de modélisation

Le principe de la FEMU (*Finite Element Model Updating*) consiste à calibrer un modèle EF représentatif du problème afin de faire correspondre au mieux les résultats numériques et expérimentaux [238]. Pour cela, il s'agit de minimiser l'écart entre une grandeur mesurée et son homologue simulée par un algorithme d'optimisation. La FEMU est ainsi régulièrement utilisée pour mener des identifications de paramètres par méthode inverse [236, 237, 239–243] et semble *a priori* bien adaptée à notre problématique d'identification du comportement de l'interface. Afin d'illustrer schématiquement le principe de la FEMU, la Figure III.2 montre un diagramme avec les étapes principales de la méthode et souligne que cinq éléments principaux *a minima* sont nécessaires, à savoir :

1. Des données expérimentales d'entrée comme conditions aux limites du problème et de sortie pour comparer avec les résultats numériques.
2. Une modélisation numérique par EF représentative du problème.
3. Une sélection des paramètres considérés non connus.
4. Un écart à minimiser (fonction de coût) entre l'expérience et la simulation numérique qui doit dépendre des paramètres à identifier.
5. Une méthode d'optimisation pour résoudre le processus itératif jusqu'à ce que la fonction de coût vérifie un critère de satisfaction donné.

Pour résoudre notre problème d'identification inverse, nous nous focalisons d'abord sur les trois premiers éléments de cette liste et qui concernent les étapes nécessaires avant la définition de la fonction de coût et le choix de l'algorithme d'optimisation. Dans notre cas, les champs cinématiques mesurés par la CIN-2D et la force répondent *a priori* bien aux besoins de conditions aux limites et de données de sortie. Par contre, il faut définir le modèle numérique, les paramètres à identifier et la région optimale pour mener à bien cette identification. Pour cela, les paragraphes suivants portent dans un premier temps sur (i) le choix du modèle et sa sensibilité aux paramètres et sur (ii) la définition de la géométrie d'étude. Dans un deuxième temps, nous traitons la validité des conditions aux limites mesurées comme données d'entrée du problème inverse.

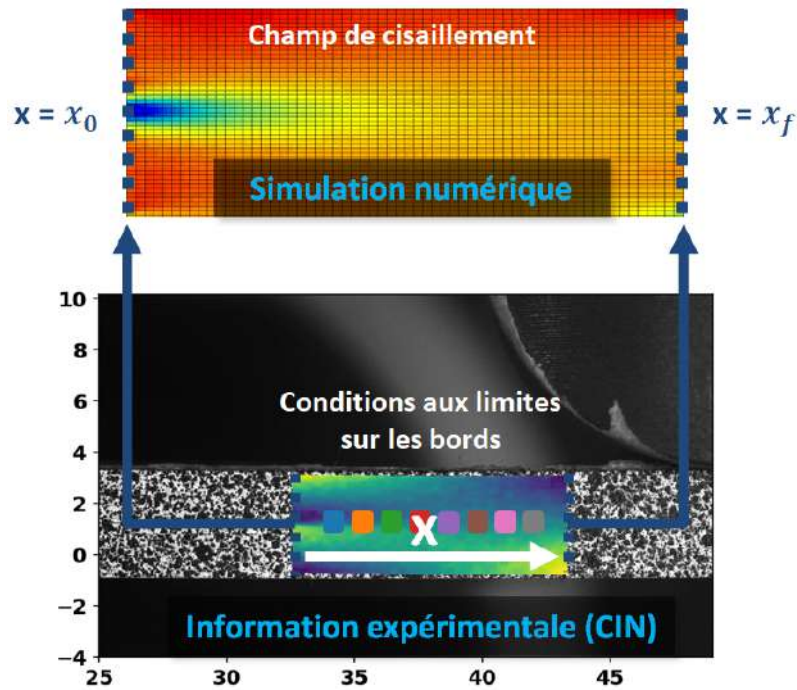


FIGURE III.3 – Schéma d'application de la FEMU dans le cas ENF pour interagir entre les données expérimentales et la simulation numérique du modèle locale

### III.1.1.1 Choix du modèle et identification des paramètres influents à l'échelle locale : le module de cisaillement hors plan

Comme nous l'avons vu précédemment (Figure III.1a), la CIN-2D permet d'avoir une information sur le champ de déformation au niveau de l'interface. Connaître le comportement au niveau de l'interface revient donc à connaître le champ de contrainte associé à ce champ de glissement. Dans le Chapitre II, il a été démontré que le champ de contrainte à l'interface (avant tout endommagement) était très peu sensible au comportement linéaire ou non du matériau. Cela signifie donc que le champ de contrainte est imposé par la singularité et par le chargement de l'éprouvette et non directement par la réponse de l'interface, mais par ses effets locaux observables par CIN. L'estimation du champ de contrainte est donc peu dépendante du comportement contrairement au champ de déformation. Ainsi, cette estimation du champ de contrainte par une analyse FEMU et associée à la mesure du champ de glissement mesuré par CIN-2D, doit nous permettre de remonter au comportement apparent de l'interface.

L'objectif principal du modèle numérique est donc d'estimer correctement le champ de contrainte (au cours du chargement) à l'interface en température et en absence d'endommagement. La Figure III.3 montre un schéma de l'application de la FEMU dans le zoom structural de l'essai ENF. L'application des conditions aux limites en déplacement sur les bords du domaine ( $x_0$  pour le bord gauche et  $x_f$  pour le bord droit) permet d'obtenir le champ de contraintes correspondant pour un jeu de paramètres donné. Le choix du modèle et celui des variables à identifier doivent se faire simultanément. Le domaine doit être suffisamment important pour que les conditions aux limites sur les bords ne figent pas la cinématique au sein de la région d'analyse et assure une sensibilité aux paramètres. De même, ce modèle doit être le plus représentatif de la réalité pour limiter le biais d'une erreur de modélisation dans l'identification des paramètres. Nous explorons ici deux options concernant le modèle local représentant le zoom structural de l'éprouvette : (i) un modèle élastique ou viscoélastique du pli pour modéliser la totalité du domaine local (Figure III.4a) et (ii) un modèle élastique ou viscoélastique du pli pour modéliser les bras de l'éprouvette en combinaison avec un modèle de zone cohésive pour représenter l'interface (Figure III.4b).

Il est une fois de plus important de rappeler l'objectif de ce modèle. Il s'agit de fournir l'évolution du champ de contrainte au niveau de l'interface avant toute apparition de phénomène endommageant ou de dégradation. Le choix d'une modélisation explicite ou non de l'interface se résume donc à savoir si un

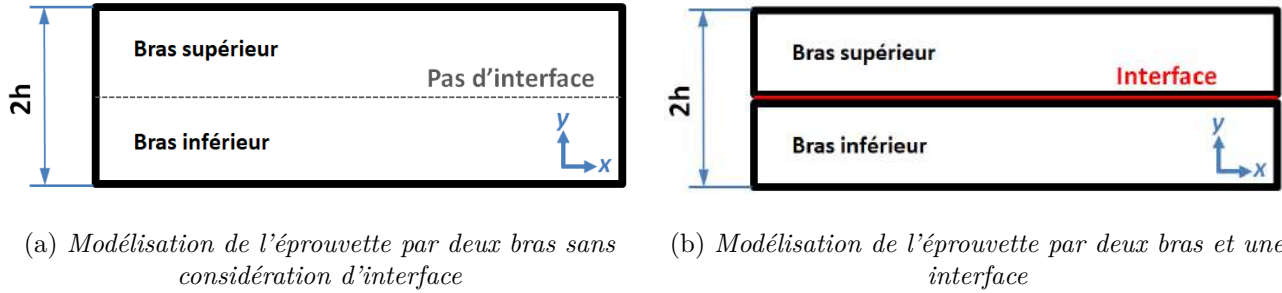


FIGURE III.4 – Comparaison entre deux options de modélisation du zoom structural de l'éprouvette pré-fissurée

comportement spécifique de l'interface doit en plus identifier celui du comportement du pli. Or un modèle cohésif classique ne représente que la rupture de l'interface et non son comportement. Il a donc été décidé de ne faire aucune hypothèse sur le comportement d'interface. Une fois ces considérations faites, on peut donc supposer que la modélisation de l'éprouvette pré-fissurée peut être représentée par le seul modèle de comportement des plis, sans distinction des bras et de l'interface (Figure III.4a).

Cependant, il est intéressant de noter qu'on peut procéder à la même analyse avec la modélisation explicite de l'interface en considérant une raideur d'interface compatible avec la raideur du matériau. Pour cela, il est alors nécessaire d'attribuer une épaisseur physique à l'interface  $h_{int}$  située entre les bras supérieur et inférieur de l'éprouvette d'épaisseur totale  $2h$ . En considérant les principes de la Résistance des Matériaux [64], il est alors possible d'estimer le module de cisaillement effectif  $G_{xy}$  par l'Equation III.1 :

$$G_{xy} = \frac{2h}{\frac{2h - h_{int}}{G_{lt}} + \frac{1}{K_{int}}} \quad (\text{III.1})$$

avec  $K_{int}$  la raideur d'interface et  $h_{int} \cdot K_{int} \sim G_{lt}$  [200]. Etant donné le faible rapport entre l'épaisseur d'interface et l'épaisseur de l'éprouvette ( $h_{int} \ll 2h$ ) [200], le module de cisaillement effectif  $G_{xy}$  est équivalent au module de cisaillement du pli  $G_{lt}$  et assure la cohérence de nos hypothèses de modélisation. Cette remarque est importante dans la mesure où l'analyse de la *Process Zone* serait analysée par la suite et nécessiterait la modélisation explicite de l'interface.

Concernant le comportement du pli, nous avons vérifié que la réponse macroscopique obtenue par des calculs 3D complets est peu sensible à un comportement viscoélastique du pli (voir Figure II.14). Cette faible influence à l'échelle macroscopique ne permet cependant pas de conclure à une échelle plus fine sur la réponse locale au niveau de l'interface. Afin d'estimer l'influence du comportement des plis sur la réponse de l'interface dans une simulation imposant des conditions aux limites issues de la CIN-2D, nous avons analysé l'influence du module élastique de cisaillement des plis sur la réponse du modèle local. La comparaison est faite en termes de flux de force et de déplacements, grandeurs mesurées expérimentalement soit par la cellule de force soit par la corrélation d'image. Dans un premier temps, on souhaite donc vérifier que la force estimée ainsi que le champ de déplacement simulé par EF sont suffisamment sensibles à la valeur du module de cisaillement du pli  $G_{lt}$  pour être identifiés par la suite par FEMU.

Le flux de force par unité de largeur ( $F_y$ ) est estimé comme le double de la somme des réactions dans la direction  $y$  aux nœuds du bord du maillage 2D selon l'Equation III.2 :

$$|F_y| = -2 \int_0^{2h} R_{y|x_0} dy = 2 \int_0^{2h} R_{y|x_f} dy \quad (\text{III.2})$$

Cette formule a été validée à l'aide d'un cas test pour lequel les champs de déplacement sur le modèle local sont issus non pas de données expérimentales mais d'un modèle EF 2D représentatif de l'essai. La Figure III.5 souligne le parfait accord entre la force appliquée macroscopique et le flux de force estimé par le modèle local et valide l'estimation du flux issu du modèle local 2D.

En suivant cette procédure de calcul du flux, la Figure III.6 montre une comparaison de l'évolution temporelle du flux de force pour trois valeurs différentes du module de cisaillement du pli ( $G_{lt} = 3700$  MPa,

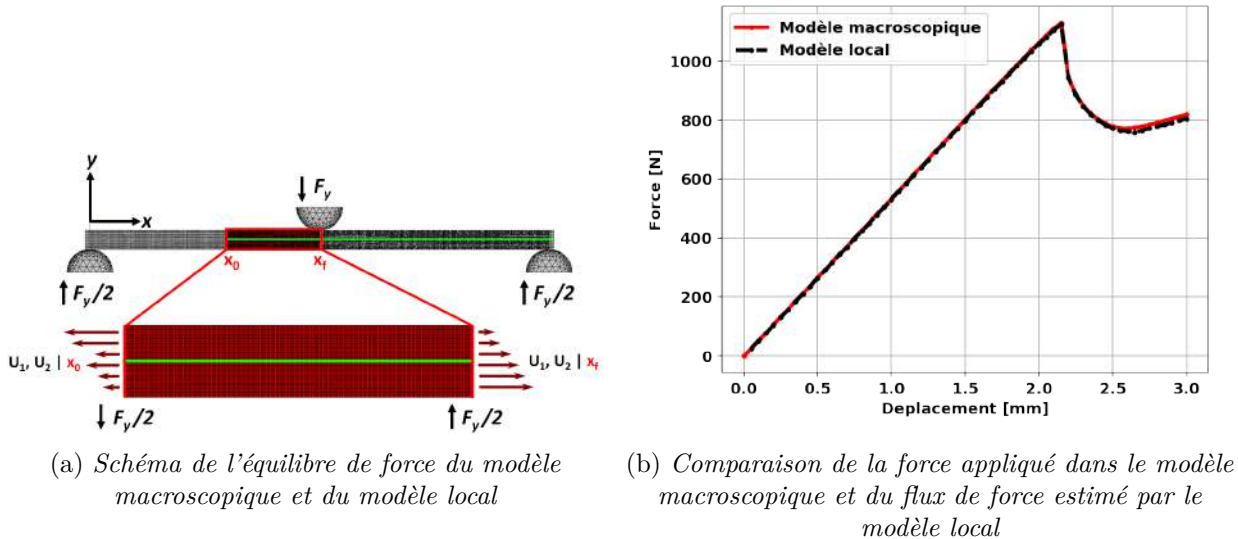


FIGURE III.5 – Validation de l'estimation du flux de force par le modèle local en appliquant des conditions limites en déplacement aux bords issus d'une simulation numérique de l'essai ENF par un modèle macroscopique

2750 MPa et 1850 MPa) en appliquant des conditions aux limites en déplacement aux bords du domaine en suivant le principe présenté sur la Figure III.3. Les conditions limites correspondent à un essai NPC à température ambiante sur une éprouvette à 16 plis. Nous observons une augmentation du flux de force avec le module de cisaillement et une évolution non linéaire du flux de force avec le temps. Ceci confirme bien une dépendance sensible du module de cisaillement sur la réponse en force du modèle.

Concernant la dépendance des champs cinématiques au comportement du pli, la Figure III.7 montre les résidus en déplacement en millimètres des champs de déplacement longitudinal et hors plan à un instant fixé (correspondant à une force appliquée de 1000 N) pour différentes valeurs de  $G_{lt}$ , en prenant  $G_{lt} = 3700$  MPa comme référence. Nous observons une influence plus notable sur le champ de déplacement longitudinal, en raison du gradient de cisaillement dépendant du module  $G_{lt}$ . L'ordre de grandeur des écarts est de  $10^{-3}$  mm pour le niveau de charge comparé, donc de l'ordre 0.1 px, en comparant avec la résolution optique de la CIN-2D. Même si les écarts sont directement liés au chargement, un tel effet de  $G_{lt}$  est *a priori* suffisamment sensible numériquement pour envisager une identification inverse par FEMU.

La détermination de  $G_{lt}$  par FEMU permet également d'intégrer les effets viscoélastiques du matériau [8, 21, 22, 100], en identifiant sa valeur pour différentes températures et différentes vitesses de sollicitation et en supposant un comportement apparent élastique mais pouvant évoluer au cours de l'essai. Cette hypothèse, étant la plus simple en termes de modélisation, va nous permettre d'établir un dialogue essai-calcul robuste en limitant le nombre de variables à identifier dans le modèle. En raison du choix de modélisation et du choix du modèle de comportement, l'unique inconnue du problème est donc l'évolution temporelle du module de cisaillement du pli  $G_{lt}$ . Par contre, il sera nécessaire de vérifier *a posteriori* les hypothèses sur la prise en compte de la viscosité. Ce point sera l'objectif du paragraphe III.2.

Après avoir défini la variable de la FEMU, il est nécessaire de préciser le domaine géométrique optimal sur lequel il convient de procéder à l'identification. Le paragraphe suivant est dédié au domaine de simulation ainsi qu'au domaine de comparaison par FEMU.

### III.1.1.2 Définition de la région de comparaison via une étude numérique

Le domaine d'identification permettant la comparaison des données doit à la fois (i) assurer une sensibilité suffisante des grandeurs de comparaison à la variable inconnue  $G_{lt}$  et (ii) être le plus indépendant possible de la région simulée.



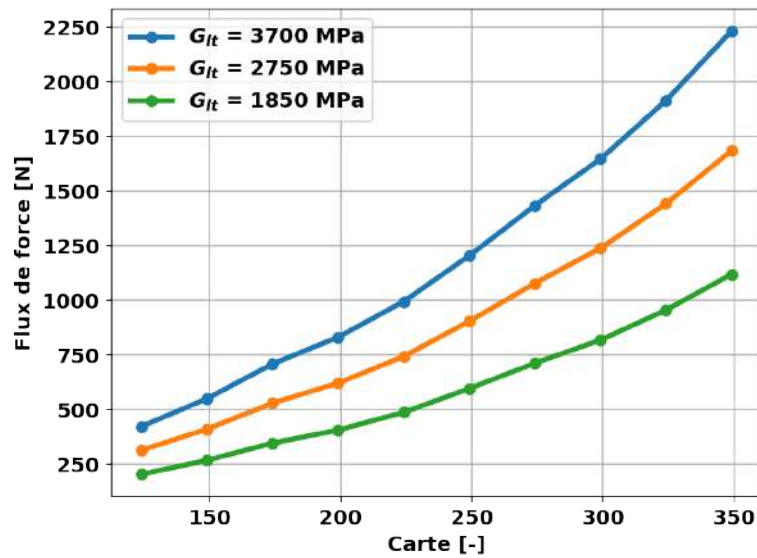


FIGURE III.6 – Influence du module de cisaillement sur le flux de force estimé par des simulations du modèle locale en appliquant des conditions limites en déplacements (essai NPC à température ambiante sur une éprouvette à 16 plis)

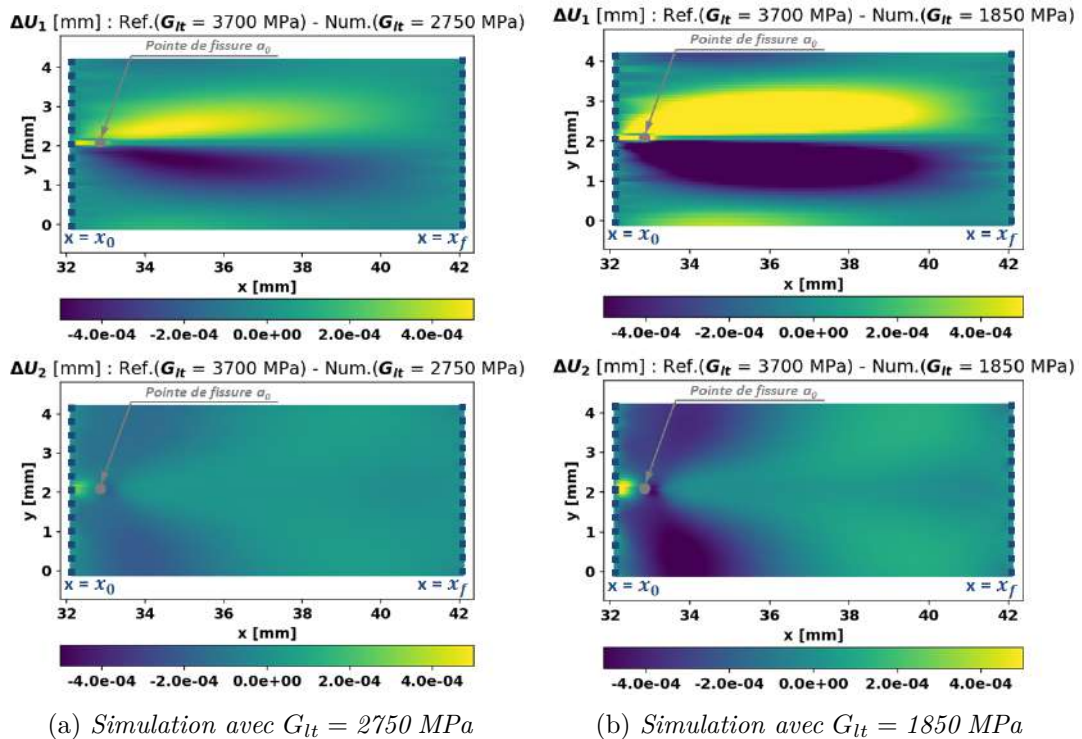


FIGURE III.7 – Résidu sur le champ de déplacement par rapport à une solution de référence ( $G_{it} = 3700$  MPa) pour des simulations du modèle locale en appliquant des conditions limites en déplacements et différents module de cisaillement (essai NPC à température ambiante sur une éprouvette à 16 plis correspondant à une charge de 1000 N)



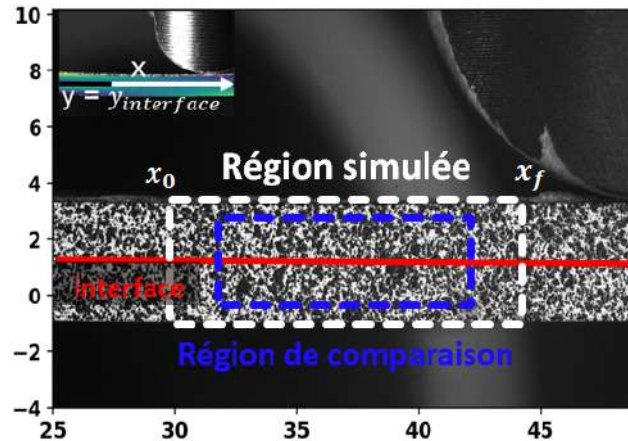
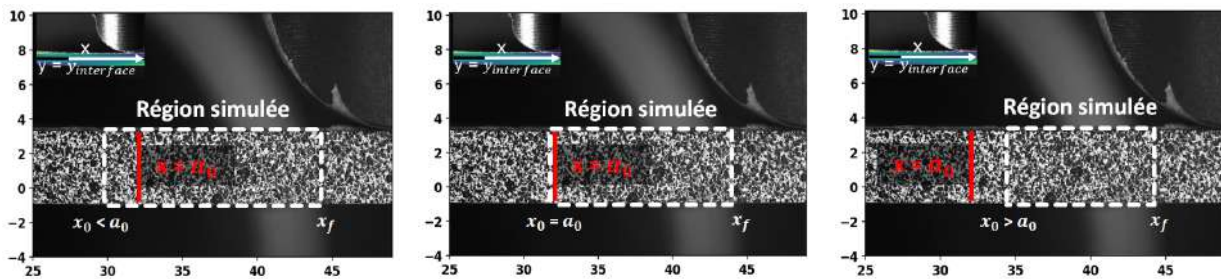


FIGURE III.8 – Domaine de simulation et région de comparaison définies dans le modèle locale



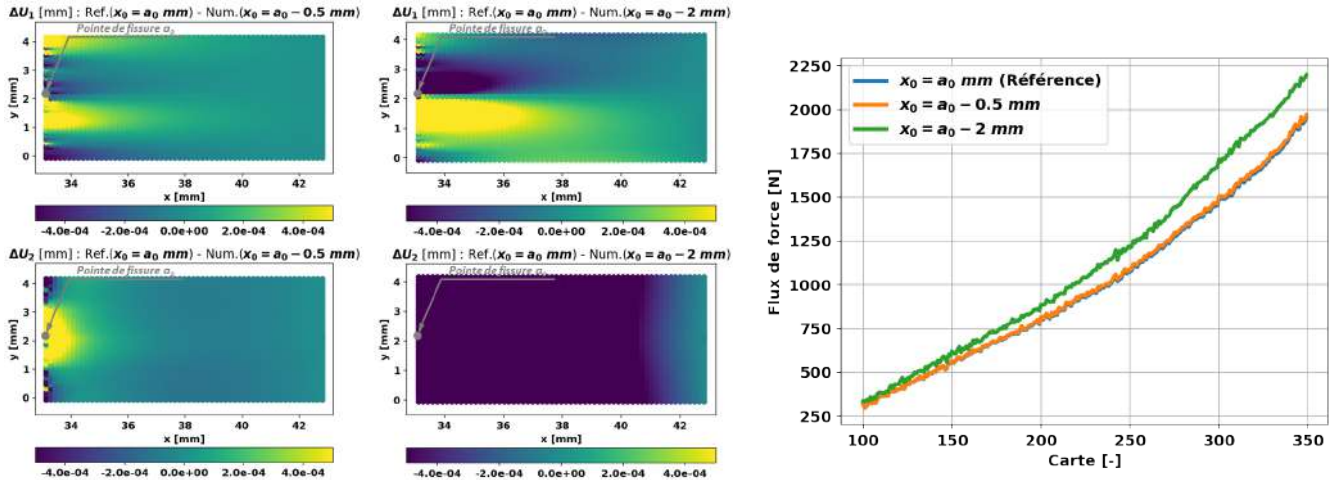
(a) Domaine numérique en amont de la singularité (b) Domaine numérique borné par la pointe de fissure (c) Domaine numérique en aval de la singularité

FIGURE III.9 – Différents domaines de simulation numérique selon l'application des conditions aux limites

Afin de faire une comparaison appropriée entre les données expérimentales et la simulation, il est nécessaire d'avoir une région de comparaison des données suffisamment éloignée des conditions limites selon le principe de Saint-Venant [244]. Ces conditions aux limites doivent être quant à elles, les plus représentatives de la réalité. La Figure III.8 indique les deux régions à définir dans notre cas. La *région simulée* est définie entre les conditions aux limites appliquées et précisée dans le paragraphe précédent, tandis que la *région de comparaison* doit être comprise dans cette dernière et être suffisamment sensible au comportement d'interface. La question sur la position de  $x_f$  est assez simple à résoudre. En effet, la région de comparaison devait être suffisamment sollicitée en cisaillement, le domaine en aval de la singularité a été rejetée en raison du faible gradient de cisaillement lorsqu'on s'éloigne de la singularité.

Cependant cette question est plus compliquée à résoudre proche de la singularité. La Figure III.9 montre trois cas de domaines possibles d'étude, qui vont différer selon leur position  $x_0$  dans la direction longitudinale de l'application de la condition aux limites la plus proche de la singularité et où le gradient de cisaillement est le plus important. On peut choisir d'appliquer cette condition en déplacement en aval, en amont ou exactement en pointe de fissure ( $x = a_0$ ).

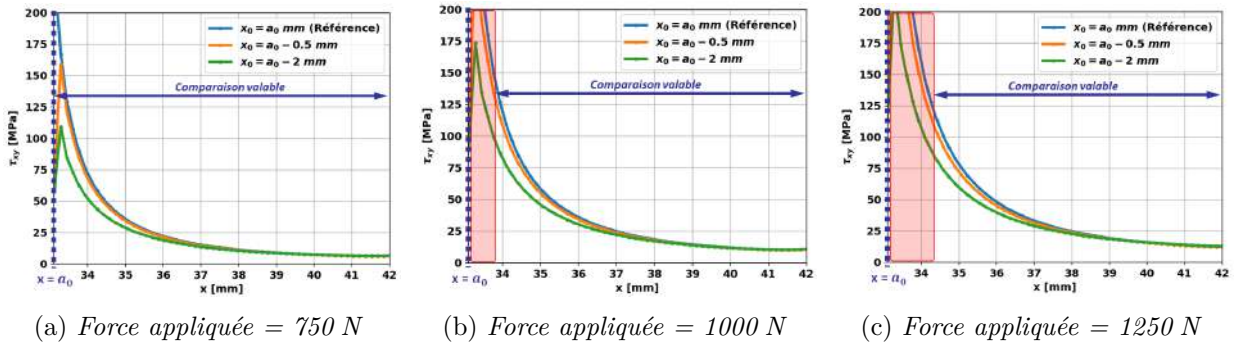
Afin de décider l'option la plus adaptée, nous avons fait une analyse numérique en comparant la réponse mécanique en appliquant des conditions aux limites différentes issues d'un essai NPC à température ambiante pour une éprouvette à 16 plis. Nous nous focalisons sur la condition la plus proche de la singularité en raison des gradients de cisaillement plus importants. La position  $x_0 = a_0$  sera donc considérée comme référence. La Figure III.10 montre les écarts des champs de déplacement par rapport à cette référence à un instant donné (correspondant à une force appliquée de 1000 N) ainsi que l'évolution de l'estimation du flux de force lorsqu'on compare deux configurations ( $x_0 = a_0 - 0.5$  mm et  $x_0 = a_0 - 2$  mm), par rapport à la configuration de référence avec  $x_0 = a_0$ . Ces simulations supposent un comportement élastique à température ambiante (correspondant à celui considéré dans la Figure III.1b), dont le module de cisaillement vaut  $G_{lt} = 3700$  MPa correspond à la valeur de celui à température ambiante [8,224]. La



(a) Écarts en champs de déplacement longitudinal (en haut) et hors plan (en bas) à un instant donné correspondant à une force appliquée de 1000 N pour deux configurations ( $x_0 = a_0 - 0.5$  mm à gauche et  $x_0 = a_0 - 2$  mm à droite)

(b) Flux de force estimé

FIGURE III.10 – Influence de la position  $x_0$  de la condition limite la plus proche de la singularité ( $x_0 = a_0 - 0.5$  mm et  $x_0 = a_0 - 2$  mm) sur les écarts des champs de déplacement et le flux de force par rapport à une configuration de référence avec  $x_0 = a_0$  mm



(a) Force appliquée = 750 N

(b) Force appliquée = 1000 N

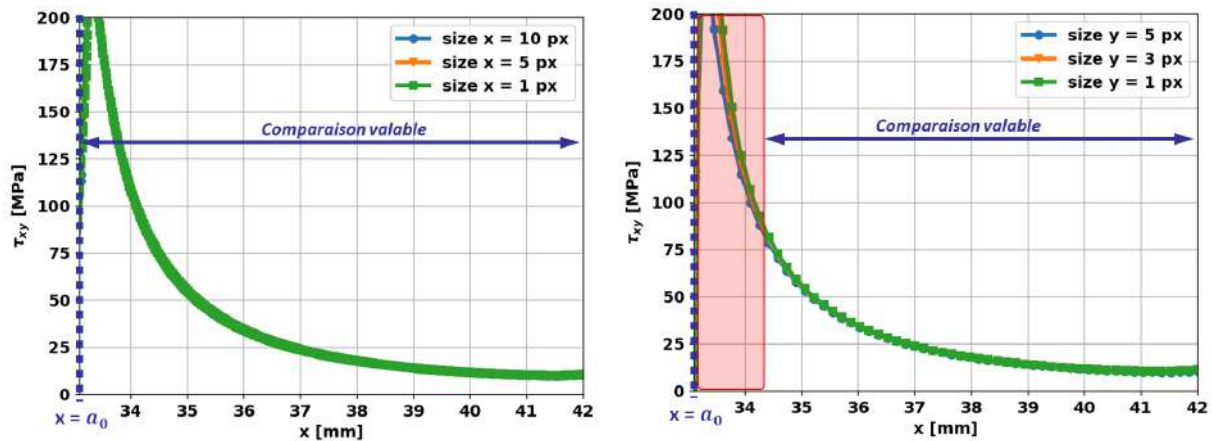
(c) Force appliquée = 1250 N

FIGURE III.11 – Contrainte de cisaillement le long de l'interface  $\tau_{xy}$  pour trois instants du temps dépendant de la position de la condition en déplacement en  $x_0$

Figure III.10 souligne des différences en déplacement qui augmentent en se rapprochant de la singularité et pour la condition aux limites appliquée en  $x_0$  la plus en amont de la singularité. Cela se traduit par une surestimation du flux de force, qui s'avère *a priori* très sensible aux erreurs en déplacement. Ce point sera discuté plus en détail dans le paragraphe III.2.1.

La seule comparaison des écarts sur champs de déplacement (grandeur locale) et sur l'évolution du flux (grandeur globale) n'est pas suffisante pour quantifier directement les erreurs induites à la réponse mécanique de l'interface lorsqu'on applique des conditions aux limites différentes en  $x_0$ . Si nous comparons en termes de contraintes, la Figure III.11 montre la contrainte de cisaillement à l'interface  $\tau_{xy}$  le long de l'interface pour trois instants du temps (correspondant à une force appliquée de 750 N, 1000 N et 1250 N). La comparaison est faite pour trois positions différentes de la condition en déplacement en  $x_0$  ( $x_0 = a_0$ ,  $x_0 = a_0 - 0.5$  mm et  $x_0 = a_0 - 2$  mm). Nous observons l'écart important pour  $x_0 = a_0 - 2$  mm, tandis que la contrainte est comparable pour les autres cas, à savoir pour des conditions en amont de moins de 1 mm de la singularité.

En conséquence, nous avons choisi d'imposer une condition au limite en  $x_0$  en amont de la singularité avec  $x_0 = a_0 - 0.5$  mm. L'objectif est ainsi de limiter les inconvénients des autres configurations, à savoir (i) la modélisation d'une partie importante en amont de la singularité non nécessaire à la comparaison et (ii) l'application d'une condition au limite exactement en pointe de fissure comme nous le verrons par la suite

(a) Contrainte à l'interface selon la taille  $x$  des éléments(b) Contrainte à l'interface selon la taille  $y$  des élémentsFIGURE III.12 – Influence de la taille longitudinale et transversale des éléments sur la contrainte de cisaillement à l'interface  $\tau_{xy}$  le long de l'interface pour une force appliquée de 1000 N

(paragraphe III.1.2). En effet, dans le premier cas, inclure une partie importante du domaine de simulation en amont de la singularité qui correspond *a priori* à une zone dont l'hypothèse du comportement élastique apparent du pli est mise en question, peut conduire à une mauvaise estimation du champ de contrainte. La validité de cette hypothèse repose donc sur la comparaison en contraintes à partir d'une distance donnée à la singularité comme nous le montrons sur la Figure III.11. Dans le second cas, appliquer des conditions aux limites exactement en pointe de fissure peut conduire à des erreurs d'estimations du champs de déplacement. Nous reviendrons sur ce point de modélisation dans le paragraphe suivant concernant le traitement des données.

Finalement, une étude de convergence au maillage a été faite sur la configuration sélectionnée ( $x_0 = a_0 - 0.5$  mm) afin de choisir la taille d'élément appropriée pour estimer le champ de contrainte à l'interface. La Figure III.12 montre l'influence de la taille des éléments quadratiques selon la direction longitudinale  $x$  (pour une taille selon  $y$  fixée à 5 px) et la direction de l'épaisseur  $y$  (pour une taille selon  $x$  fixée à 10 px) sur l'évolution de la contrainte le long de l'interface pour un instant donné correspondant à une force appliquée de 1000 N. Cette Figure montre la quasi-indépendance au maillage dans la direction longitudinale. L'influence de la taille dans l'épaisseur s'avère plus importante lorsqu'on s'approche de la singularité. Ainsi, si on souhaite négliger l'influence de la taille du maillage et respecter le principe de Saint-Venant, une comparaison semble envisageable à partir d'une distance de 1 mm de la pointe de fissure. Dans ces conditions, une taille d'élément de  $10 \text{ px} \times 5 \text{ px}$  est suffisante, sous réserve que la région de comparaison soit au minimum à 1 mm en aval de la singularité.

L'ensemble des choix présentés vont nous permettre d'adapter plus facilement la FEMU à notre cas d'étude et d'intégrer une démarche de comparaison entre le modèle et les données expérimentales. Ces dernières doivent être correctement exploitées pour leur intégration à la FEMU, comme nous l'exposons dans le paragraphe suivant.

### III.1.2 Conditions aux limites du modèle local basées sur les données expérimentales

#### III.1.2.1 Influence de la dilatation thermique

En raison du protocole d'essai, la dilatation thermique due à la phase de chauffage des éprouvettes joue un rôle important afin de garantir la comparaison essai-calcul. Son influence affecte l'état de référence des éprouvettes en température au début du chargement mécanique.

La dilatation thermique ne joue pas *a priori* au premier ordre sur le champ de déformation pour les niveaux de température analysés (inférieur à 120 °C et donc bien inférieurs à la température de transition vitreuse de l'ordre de 180 °C). Toutefois, la dilatation thermique induit un gradient de déplacement dans l'épaisseur associé à la variation de la température. La Figure III.13 montre le champ de température ainsi



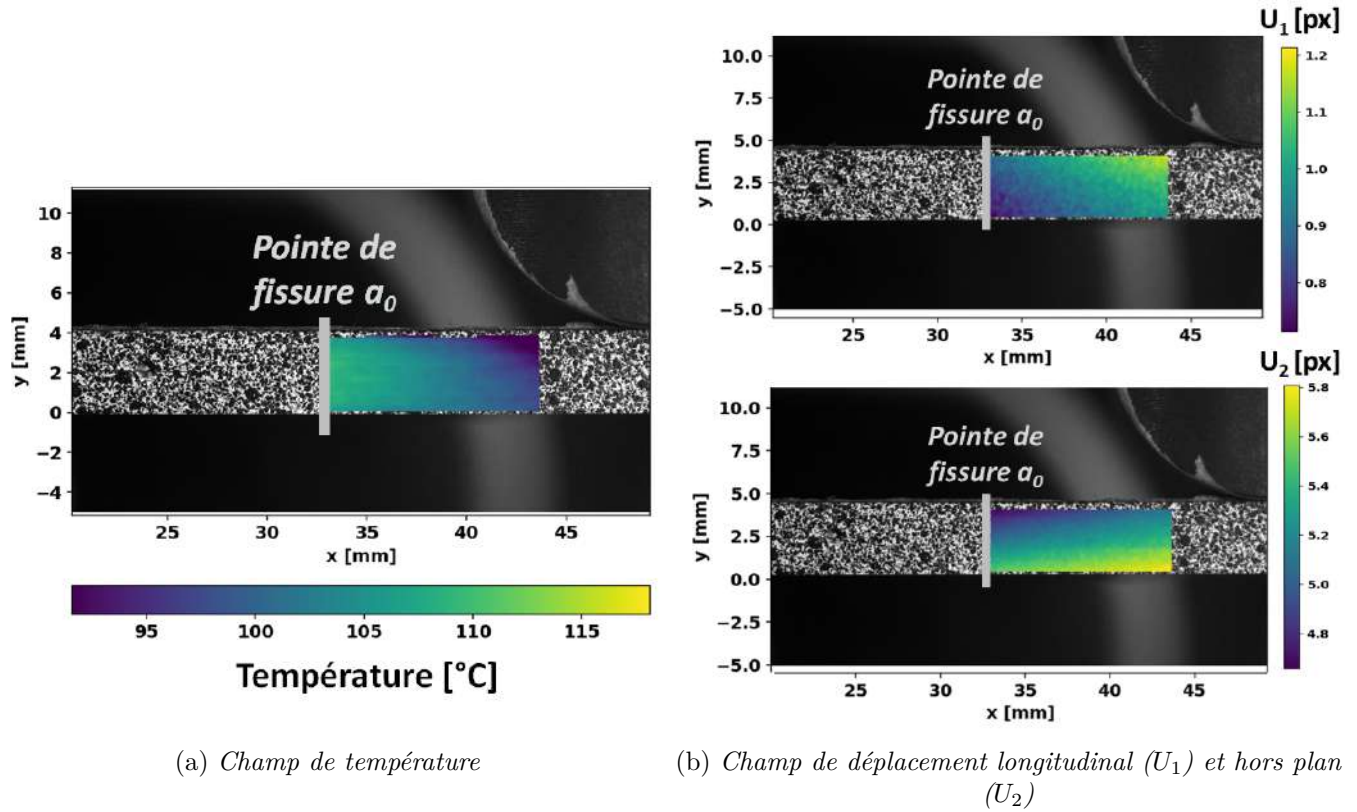


FIGURE III.13 – Champ de température et influence de la dilatation thermique induite sur les champs de déplacement longitudinal et hors plan à la fin du chargement thermique pour une éprouvette  $[0]_{16}$  chauffée à  $105\text{ }^\circ\text{C}$  -  $80\text{ W}$

que son effet sur les champs de déplacement longitudinal et hors plan à la fin du chargement thermique pour une éprouvette  $[0]_{16}$  chauffée à  $105\text{ }^\circ\text{C}$  -  $80\text{ W}$ .

Nous remarquons deux aspects importants concernant la phase d'échauffement thermique pour les essais ENF : (i) la dilatation est notamment marquée dans l'épaisseur (direction  $y$ ) des éprouvettes (ii) elle modifie les gradients des champs de déplacement longitudinal et hors plan associés à la configuration initiale de l'essai (état de référence au début du chargement mécanique). Dans la configuration initiale de l'essai, qu'il soit en température ou à l'ambiante, l'éprouvette, supportée par les appuis, peut être soumise à une flexion résiduelle comme conséquence du poids des électrodes fixées aux extrémités. Or, en température, le gradient thermique peut être plus marqué en raison de la flexion résiduelle liée à l'état de référence de l'éprouvette.

L'équation III.3 montre l'expression numérique pour le calcul d'un incrément de la déformation thermique dans la direction  $i$  à l'instant  $t$  par rapport à l'état de déformation thermique à  $t = 0$  :

$$\Delta\varepsilon_{th,i}^{0 \rightarrow t} = \alpha_i(T(t))(T(t) - T_{ref}) - \alpha_i(T(t=0))(T(t=0) - T_{ref}) \quad (\text{III.3})$$

avec  $T_{ref}$  la température de référence utilisée pour la mesure du coefficient sécant de dilatation  $\alpha_i$  en fonction de la température. Ce coefficient a été mesuré pour chaque direction par des essais de dilatométrie pour notre matériau d'étude dans le cadre du projet *Future Sky Safety* [8]. La Figure III.14 montre les Coefficients de Dilatation Thermique (CDT ou CTE pour *Coefficient of Thermal Expansion* en anglais) transverse (direction  $i = 2$ ) et hors plan (direction  $i = 3$ ) entre  $20\text{ }^\circ\text{C}$  et  $120\text{ }^\circ\text{C}$ , dont l'évolution reste linéaire avec la température. Le CTE dans la direction longitudinale aux fibres ( $i = 1$ ) est quant à lui assumé nul [8].

En conclusion de ce paragraphe, on choisit de considérer l'effet de la dilatation thermique sur l'état mécanique des éprouvettes, en modélisant l'échauffement thermique préalable à l'application de la charge mécanique ainsi que la contribution associée au champ thermique durant le chargement. Cela permet de reproduire les champs de déplacement et leurs gradients au début et durant le chargement mécanique,

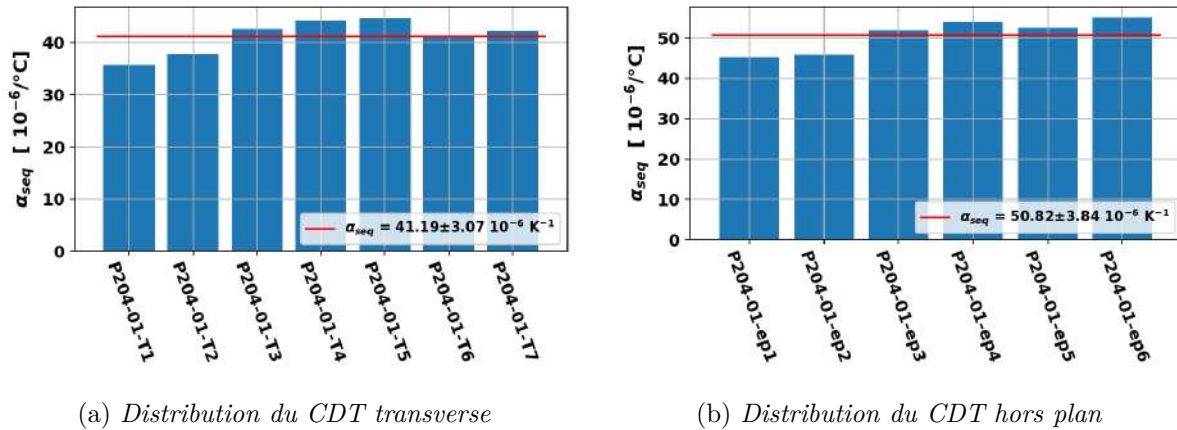


FIGURE III.14 – Coefficients de dilatation thermique transverse et hors plan (linéaires avec la température) mesurés pour différentes éprouvettes pour le matériau d'étude T700GC/M21 [8]

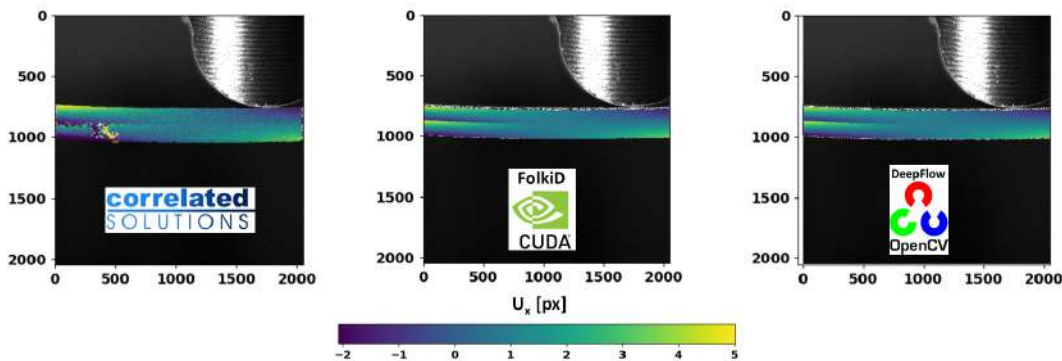


FIGURE III.15 – Champ de déplacement longitudinal obtenu entre deux images par des techniques différentes de CIN : VIC-2D (gauche), Folki2D (centre) et DeepFlow (droite)

sans aucune hypothèse concernant l'état de référence. On applique ainsi les conditions aux limites expérimentales en déplacement et on projette le champ de température issu de la caméra IR sur les nœuds du maillage par thermographie lagrangienne.

### III.1.2.2 Conditions aux limites issues de la CIN-2D

Dans notre cas particulier, l'information cinématique des champs de déplacement est acquise par une méthode de CIN-2D locale [220]. Nous avons testé différentes techniques de CIN afin de choisir la plus adaptée pour générer les données d'entrée de la FEMU en tant que conditions aux limites et de champs de déplacements à comparer au modèle. Nous avons testé trois méthodes, VIC-2D [220], Folki2D [245] et DeepFlow [246], dont l'influence des paramètres de corrélation (taille de fenêtre et coefficients des fonctions de corrélation notamment) ne font pas l'objet de ce travail. Le jeu de paramètres de corrélation affecte notamment le compromis entre la mesure par rapport au bruit. Pour plus de détails sur chaque technique, le lecteur peut se référer à [220, 245, 246]. La Figure III.15 montre le champs de déplacement longitudinal obtenu par ces trois techniques. Si on compare ces champs à proximité de la singularité, nous remarquons le manque de corrélation avec une technique standard comme VIC-2D qui introduit des erreurs importantes pour de forts gradients de déplacement. Ces erreurs sont de plus en plus manifestes avec le niveau croissant du chargement. Afin d'éviter ces écueils, d'autres méthodes de corrélation d'image telles que Folki2D et DeepFlow permettent d'obtenir une résolution spatiale plus importante des données par rapport à VIC-2D avec moins de réglages des paramètres de corrélation, ce qui favorise la corrélation spatiale des images. Cependant, ces techniques nécessitent d'actualiser l'image de référence plus régulièrement afin de limiter les gradients de champs.

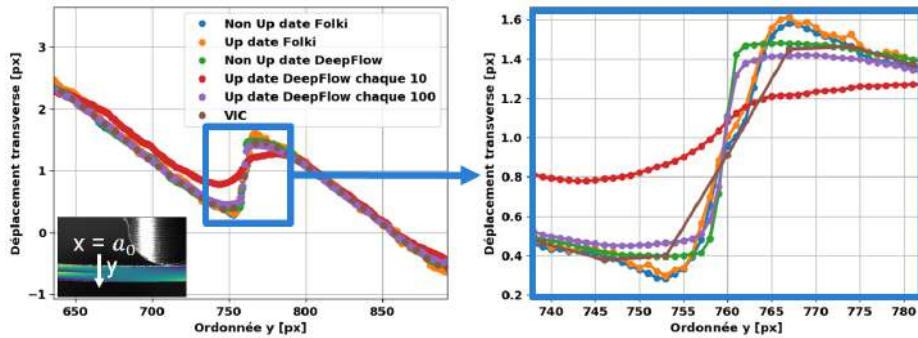


FIGURE III.16 – Champ de déplacement longitudinal en fonction de l’ordonnée  $y$  dans l’épaisseur de l’éprouvette obtenu entre deux images par des techniques différentes de CIN (VIC-2D, Folki2D et DeepFlow) avec la prise en compte ou pas d’une actualisation temporelle de l’image de référence

La Figure III.16 montre une comparaison des valeurs corrélées en pointe de fissure pour un chargement donné par les différents techniques sans ou avec une mise à jour de l’image de référence toutes les dix ou cent cartes (donc tous les dix ou cent secondes). La technique DeepFlow induit un lissage des valeurs corrélées, ce qui est encore plus remarqué avec des petits déplacements lorsqu’on actualise l’image de référence avec une fréquence plus importante. Cela permet de réduire le niveau du bruit des déplacements mesurés lorsque les gradients sont faibles, c’est-à-dire, loin de la pointe de fissure. Par contre, cela est au détriment de l’estimation du gradient proche de la singularité par la forte régularisation introduite dans la méthode. Pour ces raisons, la méthode Folki2D a été retenue. Elle permet d’avoir une bonne précision des champs même avec un fort gradient de déplacement, qui caractérise la pointe de fissure. Folki2D permet d’obtenir des champs de déplacement suffisamment denses (précision de 1 px), avec un niveau de corrélation spatio-temporel plus important que VIC-2D, et d’éviter des effet de lissage.

Comme nous l’avons avancé précédemment, la validité des mesures en déplacements est nécessaire pour leur comparaison à la simulation. Deux aspects sont à vérifier concernant la CIN-2D dont (i) l’application des conditions aux limites afin de pouvoir remonter au flux de force et (ii) la réduction/quantification du bruit des conditions aux limites et des données à comparer. Comme Folki2D est une méthode de CIN-2D locale, les déplacements longitudinaux proches d’une interface ou d’une singularité sont souvent sous-estimés car correspondent à une moyenne du champ de déplacement sur le fenêtre de corrélation (dans notre cas à  $10 \text{ px} \times 5 \text{ px}$ ). Cet écart devient donc critique à proximité immédiate de la singularité et donc au niveau de la condition aux limites  $x_0$ . Afin de régler cette difficulté, trois options non exclusives sont envisageables (i) de réduire au maximum la fenêtre de corrélation, (ii) de faire une hypothèse sur la forme du champ de déplacement ou (iii) d’interpoler les déplacements dans la singularité. La première option n’est pas envisageable en raison du bruit associé et du risque d’erreur de corrélation. La deuxième nécessite de connaître la cinématique des nœuds impliqués et donc d’assumer de connaître précisément le comportement du modèle dans les proximités de l’interface. Cette option n’est pas envisageable dans le cadre de notre analyse puisque c’est l’objet même de cette étude. Nous avons donc opté par la troisième, permettant à la fois de corriger les erreurs de mesure et de réduire le bruit des conditions aux limites en déplacement imposé.

Afin d’estimer l’erreur de mesure autour de la fissure, une étude numérique a été menée. Pour cela, nous avons généré, dans un premier temps, un mouchetis numérique sur une zone observée par la corrélation d’image de dimensions  $\sim 650 \text{ px} \times \sim 250 \text{ px}$  à l’aide du logiciel *Speckle Generator* de *Correlated Solutions*. Dans un deuxième temps, cette zone est déformée en appliquant le champ de déplacement obtenu dans cette même zone par un modèle 3D macroscopique de référence comme le montre la Figure III.17. La Figure III.18 montre, quant à elle, l’évolution au travers de l’épaisseur des déplacements longitudinaux au niveau de la pointe de fissure, calculés par le modèle numérique (en bleu), interpolés sur la grille du mouchetis (en orange) et estimés par le logiciel de CIN (en vert). Cette dernière figure souligne que l’erreur de mesure est bien plus importante dans une fenêtre de corrélation située de part et d’autre de l’interface selon l’axe  $y$  de  $5 \text{ px}$  ( $y = 0 \text{ px}$ ). L’application directe des mesures en déplacements induit une erreur qui devient de plus en plus importante lorsqu’on s’approche à la singularité. Comme nous l’avons anticipé



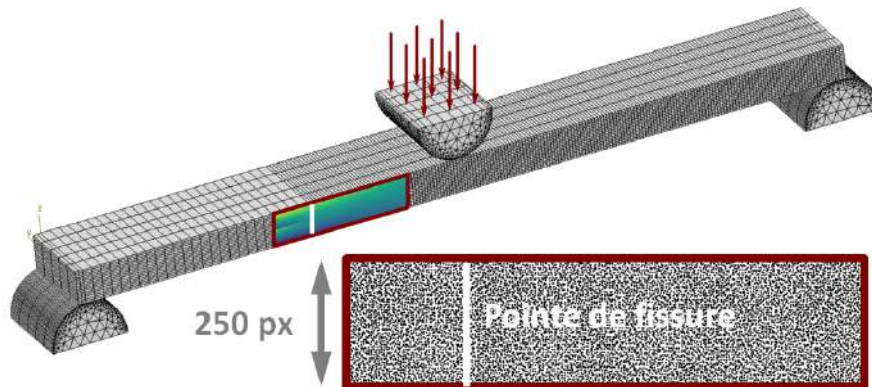


FIGURE III.17 – Mouchetis généré numériquement puis déformé par des champs de déplacement numériques issus du modèle macroscopique 3D

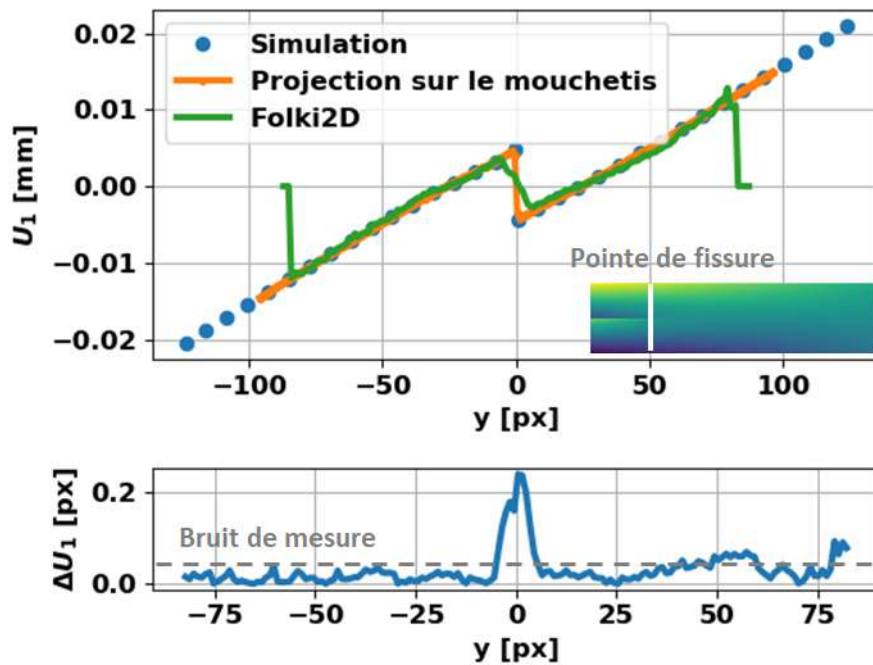


FIGURE III.18 – Erreur de mesure par CIN sur l'estimation du glissement dans un champ fissure à fort gradient de cisaillement. Erreurs de l'ordre de  $10^{-4}$  mm ( $\sim 10^2$  px) à l'exception des proximités de l'interface (erreurs de l'ordre de  $10^{-3}$  mm, donc  $\sim 10^1$  px)

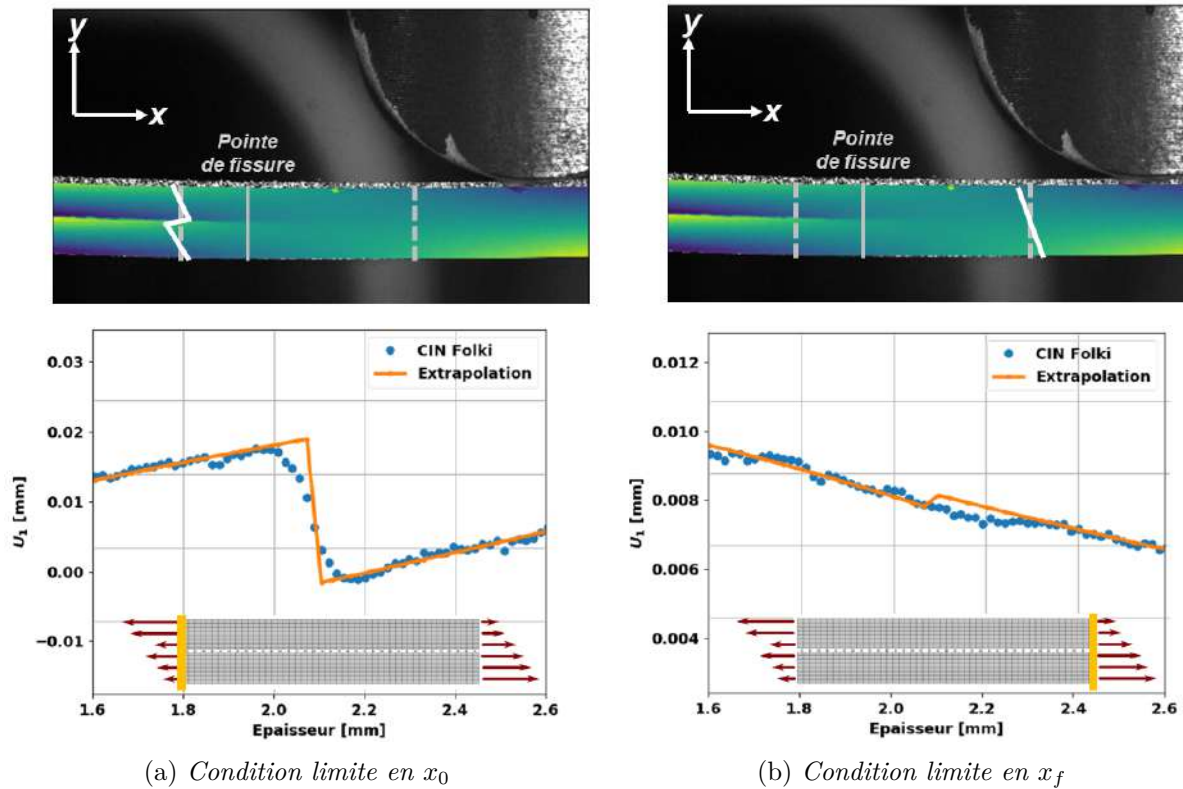


FIGURE III.19 – Traitement des conditions limites en présence d'une singularité ou pas issues des mesures de CIN via Folki2D

précédemment, l'application des conditions aux limites à la pointe de fissure reste délicate en raison de sa nature singulière. Pour cela, il est préférable d'imposer les déplacements en amont de l'amorce sachant qu'on est capable de remonter à l'erreur de mesure et donc de les corriger. Afin d'éviter cette erreur de mesure, les conditions limites sont interpolées proche de l'interface et sur une longueur correspondant à la taille de la fenêtre de corrélation, permettant à la fois (i) de corriger les erreurs de mesures à l'interface et d'obtenir une interpolation d'un point de vue numérique compatible avec une discontinuité du saut de déplacement à l'interface, (ii) de lisser les conditions limites dans l'épaisseur de l'éprouvette afin de réduire le bruit associé à la méthode Folki2D. Le champ de déplacement est par ailleurs inconnu sur les bords de l'éprouvette car inaccessible par ces méthodes de corrélations d'images. Il est donc nécessaire d'extrapoler les déplacements en bords de l'éprouvette pour avoir une information du champs dans toute l'épaisseur de l'éprouvette et ceci dans le but de remonter correctement au flux de force. En raison de la forme du champ de déplacement attendu pour notre problématique de flexion de l'essai ENF, une interpolation/extrapolation linéaire pour chaque bras de l'éprouvette est retenue. La Figure III.19 montre les conditions limites dans les bords mesurés par Folki2D, ainsi que l'interpolation/extrapolation associée pour la correction des erreurs.

Concernant les données de champ à comparer dans la région d'intérêt, il est également nécessaire d'estimer précisément le bruit de mesure, afin d'avoir des critères de comparaison sur les champs de déplacement. Ce point est discuté dans le paragraphe III.2 lors de l'application de la FEMU et l'obtention des résultats.

## III.2

### Application de la FEMU pour la caractérisation du comportement d'interface apparent en absence d'endommagement

L'objectif de ce paragraphe est d'appliquer la stratégie de type FEMU pour la caractérisation et la mise en évidence du comportement de l'interface à l'aide d'essais sur le banc INJECT. Pour cela, il

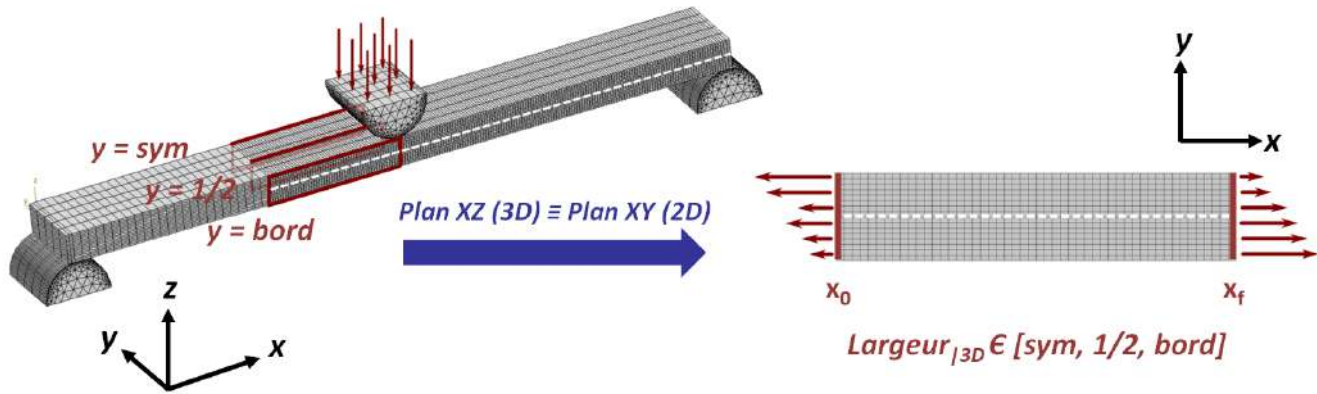


FIGURE III.20 – Schéma pour la validation de l'estimation de flux en 2D par la projection des champs de déplacement numériques dans trois sections dans la largeur de l'éprouvette issus d'un calcul macroscopique en 3D. Sections dans le plan de symétrie, sur le bord et sur le plan médian

s'agit d'appliquer des conditions aux limites en déplacement et en température selon les préconisations détaillées dans le paragraphe précédent. Nous focalisons donc notre attention dans la suite de ce chapitre sur le choix du critère de comparaison et sur la définition du résidu à minimiser permettant de remonter à la réponse en cisaillement de l'interface par FEMU. En suivant cette démarche, nous cherchons à estimer le champ de contraintes (y compris à l'interface) en accord avec l'expérience. Ensuite, les déformations sont déterminées à l'aide des données cinématiques issues de la CIN. La contrainte estimée et la déformation mesurée permettent donc de représenter le comportement apparent de l'interface en cisaillement, en traçant sa réponse mécanique contrainte-déformation. Finalement, nous comparons les écarts entre l'identification et les essais, afin de critiquer la pertinence de la réponse mécanique de l'interface estimée et sa dépendance à la température.

### III.2.1 Justification du choix d'un critère de comparaison des données et formulation du résidu

La comparaison entre le calcul et l'expérience doit se faire sur des données mesurées et accessibles tant par l'expérience que par la simulation numérique. Parmi elles, nous pouvons citer des données en force et en déplacement [237]. Le résidu à minimiser repose alors sur une formulation de ces différentes quantités. Afin d'établir le critère de comparaison essai-calcul le plus pertinent, il est nécessaire de valider la représentativité du modèle local 2D de la réponse macroscopique 3D de l'éprouvette. Cette validation nécessite de vérifier (i) la validité du flux de force estimé par la modélisation 2D locale afin de savoir s'il est représentatif du flux de force en 3D pour être en capacité de le comparer avec la force expérimentale, (ii) la dépendance du flux de force et sa sensibilité aux déplacements imposés comme conditions aux limites afin de justifier le critère de comparaison en force et/ou en déplacements.

La force mesurée est une grandeur macroscopique qui résulte de l'ensemble des réactions locales. C'est une valeur (scalaire) *a priori* représentative de la réponse mécanique, mais dont la détermination s'avère complexe via un modélisation locale en 2D alors que l'échantillon est tridimensionnel. Nous avons prouvé la quasi-équivalence entre la réponse macroscopique 3D et 2D du modèle global lorsque le chargement était une condition au limite [19]. Cependant, cette correspondance n'est pas garantie avec un modélisation locale, lorsqu'on applique des conditions aux limites en déplacement représentatives d'un chargement en flexion. Afin de vérifier s'il est possible d'extrapoler dans la largeur les données mesurées sur la tranche de l'éprouvette en 2D pour remonter à la force macroscopique, nous avons examiné numériquement la validité du flux de force estimé par le modèle local 2D. Pour cela, nous avons calculé la réponse issue de la modélisation 2D en appliquant des déplacements calculés dans trois sections différentes dans la largeur de l'éprouvette représentée en 3D (en  $y = 0$  - plan de symétrie XZ, en  $y = 1/2$  - à la moitié de la demi-largeur et en  $y = \text{bord}$  - bord de l'éprouvette), comme le montre le schéma de la Figure III.20. L'application de ces conditions aux limites permet de vérifier tant les champs de déplacement obtenus

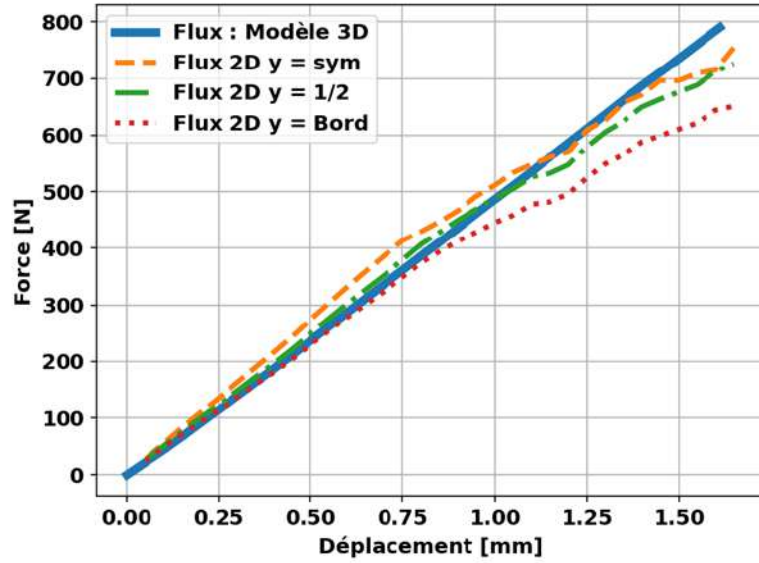


FIGURE III.21 – Comparaison du flux de force entre le modèle global 3D et le modèle 2D local

pour chaque section que le flux estimé en supposant chaque section suffisamment représentative de toute la largeur de l'éprouvette. La Figure III.21 montre une comparaison de la force appliquée dans le modèle 3D et les flux estimés par le modèle local 2D à partir de l'application des conditions aux limites de chaque section.

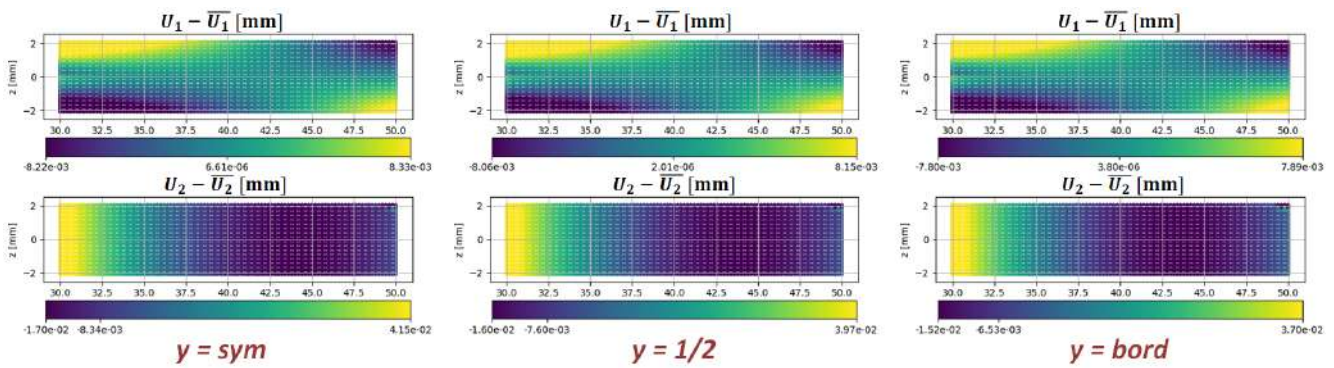
Nous remarquons le manque d'accord entre les flux estimés et la force issue du calcul macroscopique 3D. Cela est une conséquence (i) du caractère non homogène des déplacements dans la largeur de l'éprouvette et (ii) de l'impossibilité de reconstruire la force macroscopique à partir des flux estimés par des calculs par section. Ces remarques prouvent que le modèle local 2D ne permet pas de reproduire la réponse macroscopique en flux, donc le flux ne peut pas être utilisé comme critère de comparaison dans notre étude. La Figure III.22 quant à elle, montre une comparaison (à une carte donnée) entre les champs de déplacement obtenus pour chacune des sections analysées selon la modélisation 3D (III.22a) et 2D (III.22b), en enlevant la contribution de la moyenne associée au mouvement de corps solide. Nous remarquons des différences entre les déplacements montrées dans les Figures III.22a et III.22b qui restent de l'ordre de  $10^{-4}$ - $10^{-5}$ mm ( $\sim 10^{-2}$ - $10^{-3}$ px) donc *a priori* bien inférieures au bruit de mesure de la CIN montré sur la Figure III.18 du paragraphe III.1.2. Ainsi, la comparaison des champs de déplacements (hors mouvement de corps solide) est possible entre les résultats issus du calcul 3D et ceux du calcul 2D, ce qui assure leur représentativité de la réponse du matériau. Le critère de comparaison de la FEMU dans notre cas sera donc formulé en déplacements, comme nous le détaillons les paragraphes suivants.

Au vu de l'impossibilité d'inclure l'information de flux dans la fonction coût à minimiser, cette formulation du résidu ne doit donc dépendre que d'informations issues des champ de déplacement et en accord avec le diagramme de la Figure III.2. En raison des choix de modélisation et d'identification des variables, nous devons définir un résidu en déplacement pour chaque carte temporelle  $k$  correspondant à un instant  $t$  de l'essai, avec  $k \in [1, K_{dim}]$ , et où  $K_{dim}$  est la dernière carte temporelle considérée. Pour chaque carte, le résidu  $\psi^k(G_{lt}^k)$  est formulé en fonction du paramètre inconnu  $G_{lt}^k$ , à une carte temporelle  $k$  selon l'expression III.4 comme la différence entre les champs de déplacement mesurés et ceux calculés numériquement sur l'ensemble des points de la région de comparaison.

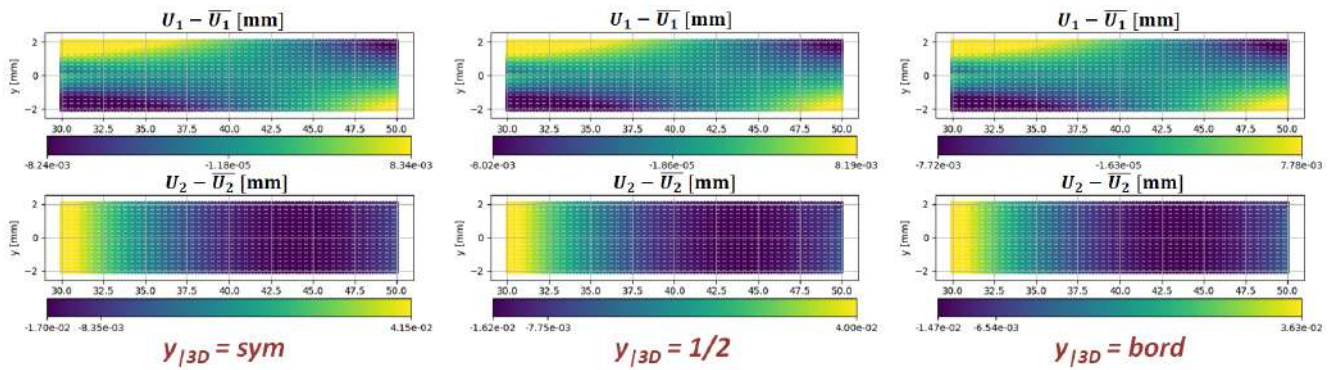
$$\begin{aligned} \psi^k(G_{lt}^k) &= U_{num}^k(G_{lt}^k) - U_{exp}^k \\ &= \left[ \begin{array}{l} \left( U_{num,1}^k(G_{lt}^k) - \overline{U_{num,1}^k(G_{lt}^k)} \right) - \left( U_{exp,1}^k - \overline{U_{exp,1}^k} \right) \\ \left( U_{num,2}^k(G_{lt}^k) - \overline{U_{num,2}^k(G_{lt}^k)} \right) - \left( U_{exp,2}^k - \overline{U_{exp,2}^k} \right) \end{array} \right] \quad \text{avec } k \in [1, K_{dim}] \end{aligned} \quad (\text{III.4})$$

avec  $U_{num}$  concernant les champs de déplacement simulés et  $U_{exp}$  concernant les champs de déplacement expérimentaux.  $U_{num}$  et  $U_{exp}$  représentent les déplacements à la fois dans la direction longitudinale (1)





(a) Champs de déplacement longitudinal ( $U_1$ ) et hors plan ( $U_2$ ) issus du modèle macroscopique 3D permettant d'obtenir des conditions aux limites pour le modèle 2D



(b) Champs de déplacement longitudinal ( $U_1$ ) et hors plan ( $U_2$ ) issus du modèle local 2D en appliquant des conditions aux limites issues de trois sections différentes du calcul 3D

FIGURE III.22 – Comparaison des champs de déplacement locaux (à un instant donné correspondant à une force appliquée de 600 N) entre la modélisation macroscopique 3D et la modélisation locale 2D pour trois sections différentes de l'éprouvette

et hors plan (2), en enlevant la contribution de la moyenne ( $\bar{U}$ ) pour supprimer les mouvements de corps solide et ne considérer donc que des variations des champs de déplacement comme indiqué précédemment. Dans notre cas, le résidu est fonction d'une unique inconnue pour chaque carte temporelle,  $G_{lt}^k$ , qui correspond au module de cisaillement du pli.

L'identification inverse doit se faire via un processus itératif pour chaque vecteur du résidu correspondant à la carte  $k$  évaluée. Nous avons choisi de résoudre le problème par une méthode des moindres carrés proposé par le module *scipy.optimize*. La fonction *least\_squares* permet de résoudre un problème des moindres carrés non linéaire avec des limites sur les variables à identifier [247]. Elle minimise une fonction de coût formulée comme la norme euclidienne du résidu correspondant à la carte évaluée  $k$ . Cette fonction de coût cherche à minimiser la distance entre les valeurs des déplacements mesurés et ceux calculés numériquement selon l'expression III.5 :

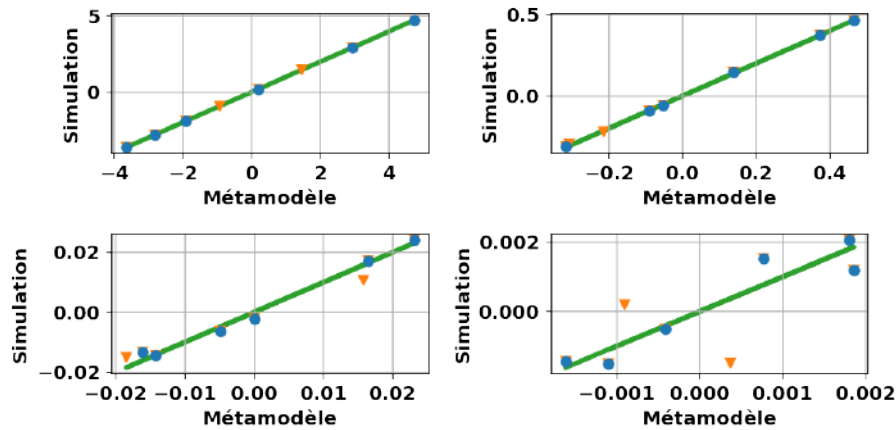
$$\Psi^k(G_{lt}^k) = \|\psi^k(G_{lt}^k)\| = \sqrt{\sum_{j=1}^{N_j} \sum_{i=1}^{N_i} (U_{num}^{ij,k}(G_{lt}^k) - U_{exp}^{ij,k})^2} \quad (\text{III.5})$$

avec l'exposant  $ij$  correspondant au pixel  $ij$  de la région de comparaison,  $N_i$  et  $N_j$  étant le nombre de pixels dans la direction longitudinale et hors plan respectivement. La norme euclidienne est adaptée à notre problème d'identification sachant que nous cherchons à identifier le comportement à chaque instant (*i.e.*, à chaque carte temporelle  $k$ ). De cette manière, nous ne comparons pas les différences en déplacements à des niveaux de chargement différents. De plus, la norme euclidienne permet d'avoir une fonction de coût différentiable, bien plus facile à adapter à une problème de minimisation de moindres carrés, comme il a été remarqué par différents auteurs dans la littérature [241, 248, 249].

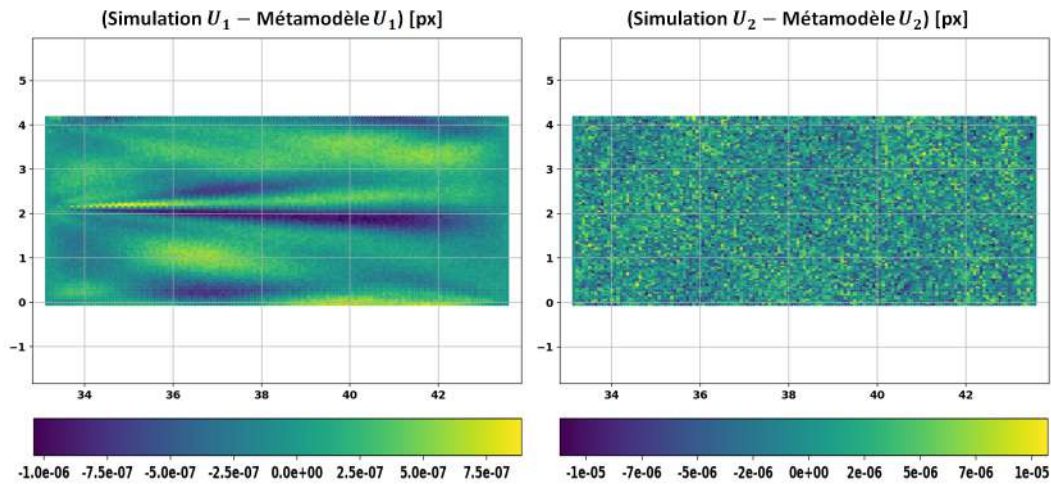
Au vu de la complexité relative du problème d'identification inverse pour chaque carte, mais sachant que nous n'avons qu'une seule inconnue à identifier, nous avons opté pour remplacer les évaluations des simulations numériques par EF à chaque itération du processus d'optimisation par l'évaluation d'un métamodèle (modèle réduit) représentatif des simulations numériques. Un métamodèle des champs de déplacement numériques permet de remplacer le couplage direct des algorithmes d'optimisation avec les calculs par EF par un couplage indirect via le métamodèle [250–252]. Un métamodèle permet de remplacer un grand nombre d'évaluations du modèle dit de « haute-fidélité » par une solution approchée obtenue avec un coût moindre en temps de calcul parfois appelée de « basse-fidélité ». Un métamodèle est dans les faits un modèle approché construit à partir d'un ensemble de calculs numériques évalués sur des points représentatifs du domaine des solutions des variables inconnues [250], points qui constituent le plan d'expérience du méta-modèle. Il existe de nombreuses techniques pour construire un méta-modèle [250, 252]. Parmi ces techniques, nous avons retenu une Surface de Réponse Polynomiale (SRP) principalement pour des raisons de simplicité et de bon comportement par rapport aux solutions approchées obtenues. Afin d'optimiser la construction du métamodèle, les données d'entrée (champs de déplacement simulés) sont préalablement traitées par une Analyse en Composantes Principales (ACP ou PCA - *Principal Component Analysis*) [253–255]. L'intérêt de l'ACP est d'exprimer un grand nombre de données corrélées (champs de déplacement) par un nombre réduit de composantes principales non corrélées sur une base orthonormale de dimension réduite, tout en déformant le moins possible la réalité. Plus précisément, l'ACP permet de résumer de manière pertinente l'information des données initiales en ordonnant les composantes par ordre d'importance au sens de variance expliquée et permettant ainsi d'exprimer le maximum de variance des données de sorties [253, 256].

Dans notre cas, nous avons créé un plan d'expérience permettant d'évaluer le modèle numérique pour  $L$  valeurs différentes du module de cisaillement du pli  $G_{lt}$ . Ensuite, nous avons construit un métamodèle par un polynôme de Ridge [257] pour chaque carte à partir des champs de déplacement numériques ( $U_{num,1}^k$  et  $U_{num,2}^k$ ) à chaque instant  $t$  (correspondant à la carte  $k$ ), exprimés dans leurs composantes principales par ACP. A titre d'exemple, pour le cas d'une éprouvette  $[0]_{16}$  à 110 °C - 80 W, la Figure III.23a montre le bon accord entre les valeurs attendues des composantes principales issues du métamodèle à une carte donnée (correspondant à une force appliquée de  $\sim 800$  N) et celles provenant directement des  $L$  simulations du plan d'expérience évaluées à la même carte, après traitement par ACP. Pour cette éprouvette, quatre composantes suffisent pour représenter plus du 99.9% de la variance des données issues de la





(a) Graphiques de dispersions de la prédiction du métamodèle pour les quatre premières composantes principales des champs de déplacements, composantes classées par ordre de variance expliquée de haut en bas et de gauche à droite



(b) Ecart en  $px$  entre les champs de déplacement longitudinal et hors plan calculés et construits par le métamodèle pour une valeur donnée de  $G_{lt}$

FIGURE III.23 – Vérification de la robustesse du métamodèle (pour une carte) par les graphiques de dispersion des composantes principales et les écarts des champs de déplacement pour une éprouvette [0]<sub>16</sub> à 110 °C - 80 W

campagne d'essais virtuels. Sur la Figure III.23a, les marques bleues et orange correspondent aux valeurs de chaque composante principale associée soit aux points représentatifs qui permettent l'apprentissage du métamodèle (marques bleues) soit à l'ensemble des points du plan d'expérience (marques orange), tandis que la ligne de pente unitaire verte permet d'estimer la dispersion de chaque composante par l'écart à la linéarité. Cette écart sert d'indicateur de la fiabilité du métamodèle pour chaque composante. Nous remarquons que l'écart est quasi-nul pour la première et deuxième composante, composantes qui expliquent plus du 99% de la variance des données. Cette erreur évolue dans la mesure où le métamodèle est moins sensible à l'information additionnelle expliquée par l'apport d'une nouvelle composante, comme nous l'observons pour la quatrième composante. L'ajout de cette quatrième composante permet de passer d'une variance expliquée du 99.8% avec trois composantes à une variance totale du 99.95%.

La Figure III.23b montre les écarts en pixel entre les champs de déplacement longitudinal et hors plan calculés à la même carte pour une valeur donnée de  $G_{lt}$  ( $\sim 2850$  MPa) et ceux estimés par le métamodèle après reconstruction à partir des composantes principales. Nous remarquons le très bon accord entre les champs de déplacement d'entrée et ceux prévus par le métamodèle, en raison des écarts négligeables obtenus par rapport au bruit de mesure (identifié sur la Figure III.18), ce qui valide la possibilité de remplacer les évaluations EF par la prévision du métamodèle. Nous avons donc  $K_{dim}$  métamodèles repré-

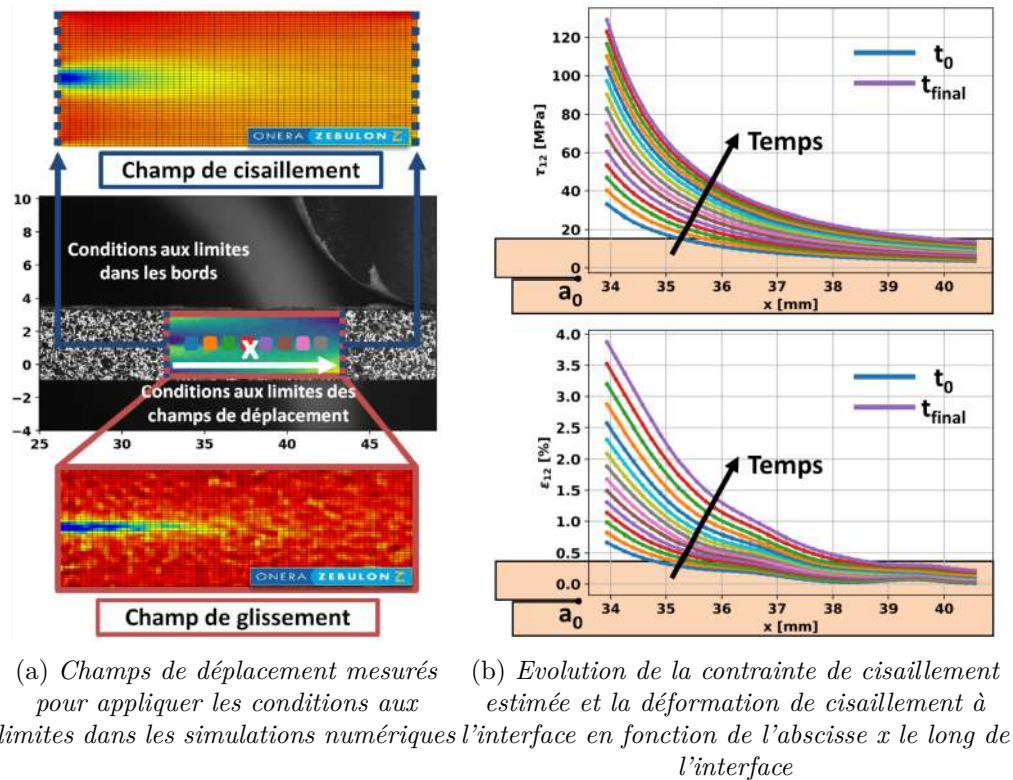


FIGURE III.24 – Application de la méthode FEMU pour l'obtention de la réponse mécanique à l'interface

sentatifs des champs de déplacements de chaque carte, avec  $K_{dim}$  le nombre total de cartes temporelles considérées. La minimisation des écarts entre l'expérience et l'évaluation des métamodèles permet donc d'identifier le module de cisaillement du pli pour chaque carte, tout en optimisant le coût de calcul lors du processus itératif.

La résolution de ce problème par méthode inverse pour chacun des essais INJECT permet d'identifier l'évolution apparente du module de cisaillement du pli dans le but d'être en capacité de quantifier la contrainte de cisaillement et la réponse mécanique apparente de l'interface, comme nous le montrons dans le paragraphe suivant.

### III.2.2 Réponse mécanique apparente de l'interface en mode II en fonction de la température obtenue par identification inverse

Le problème inverse présenté dans les paragraphes précédents et résolu par FEMU permet d'obtenir l'évolution des champs de contraintes locales au niveau de l'interface, estimés par des simulations EF, tout en accord avec les données expérimentales. Nous rappelons brièvement les hypothèses principales qui nous ont permis de résoudre le problème inverse d'identification : (i) un modèle local 2D, (ii) des conditions aux limites en déplacement issues d'un post-traitement des données obtenues par CIN, (iii) un modèle de comportement du pli élastique, représentatif du problème, approché par un modèle réduit, et avec une unique inconnue (le module de cisaillement  $G_{lt}$ ), (iv) une minimisation des écarts entre les champs de déplacements mesurés et simulés dans la région d'intérêt et (v) une méthode d'optimisation basée sur la méthode des moindres carrés adaptée aux problèmes non linéaires.

Afin de pouvoir extraire la réponse mécanique de l'interface à partir de la contrainte estimée et la déformation, nous avons besoin d'estimer cette dernière à partir du champ de déformation selon le même maillage numérique. Il est calculé en projetant le champ de déplacement expérimental (transversal et hors plan) au maillage utilisé, comme le montre la Figure III.24a). Ainsi, le calcul du champ de déformation est estimé pour chaque pas de temps par différentiation spatiale du champ de déplacement, en considérant la cinématique des éléments finis par leurs fonctions de forme en déplacement. Pour le calcul des déformations, des éléments linéaires (dont la formulation des fonctions de forme est linéaire)

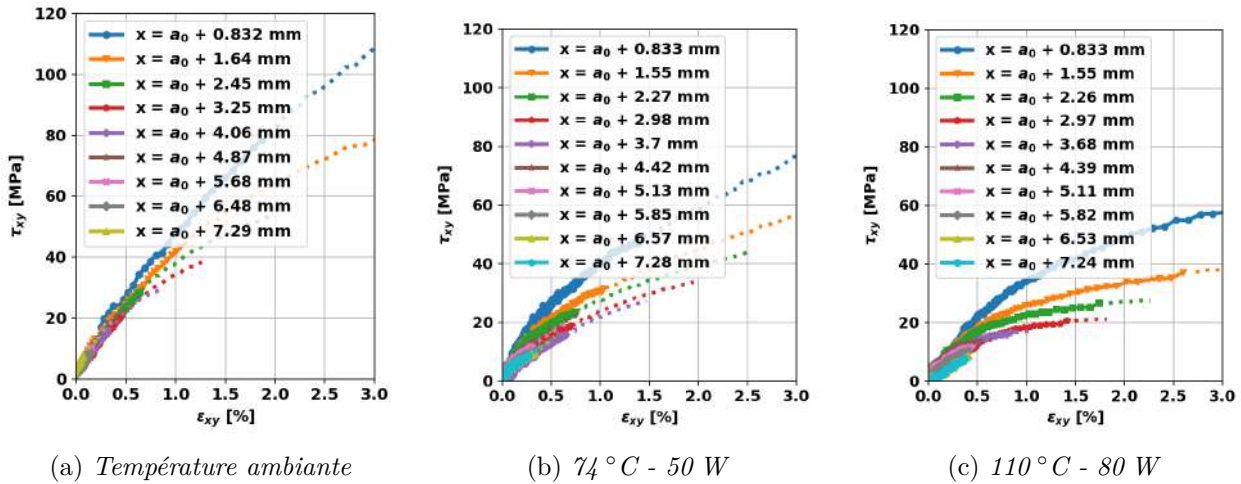


FIGURE III.25 – Caractérisation du comportement d'interface en considérant un comportement élastique des plis pour un matériau composite  $[0]_{16}$  (températures moyennes pendant la phase de chargement)

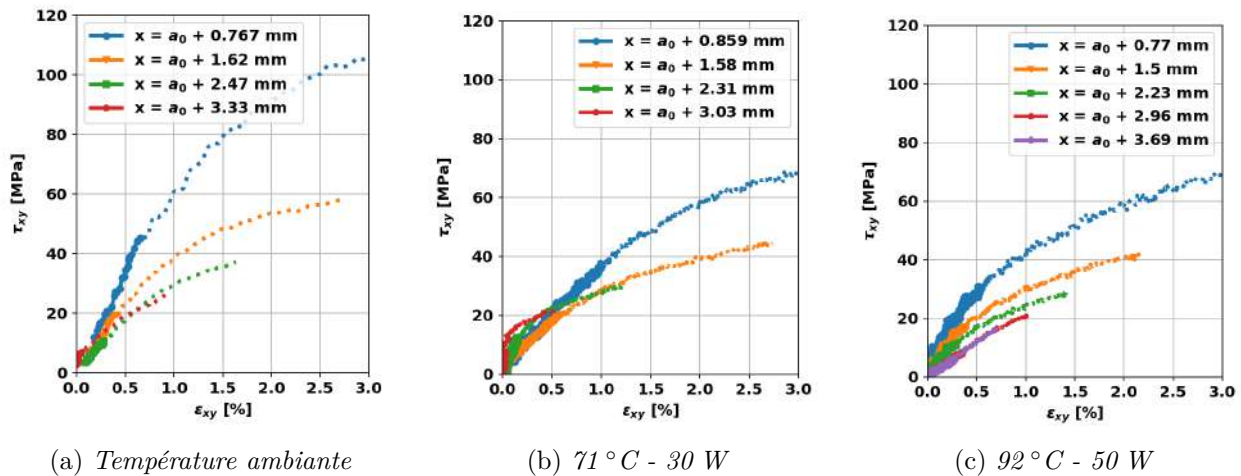
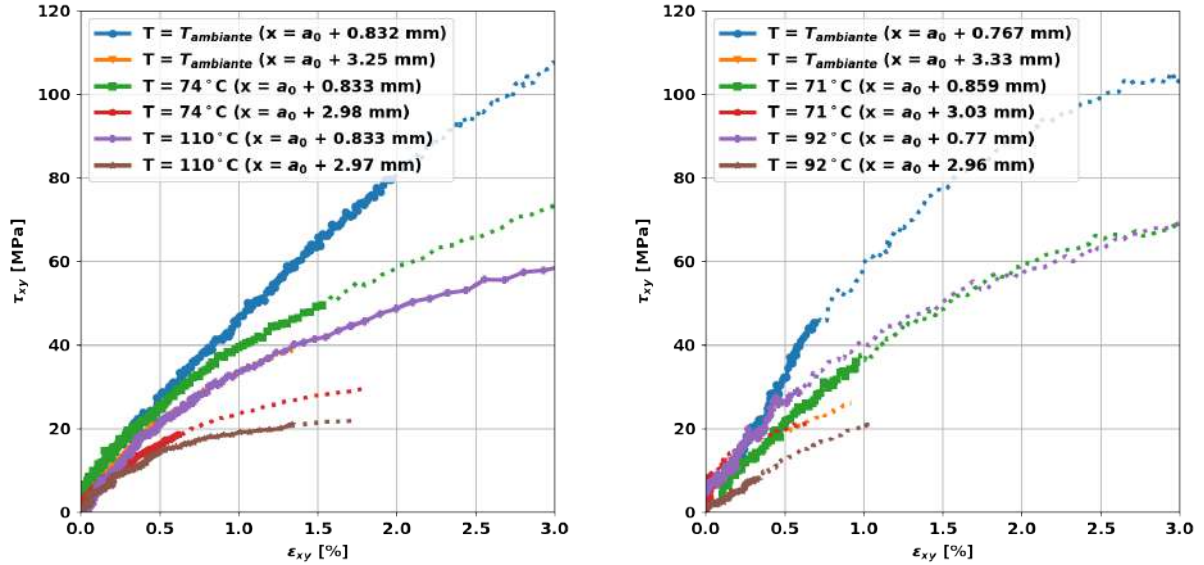


FIGURE III.26 – Caractérisation du comportement d'interface en considérant un comportement élastique des plis pour un matériau composite  $[0]_8$  (températures moyennes pendant la phase de chargement)

sont recommandés, afin d'assurer une bonne continuité des champs de déformation sachant qu'on dispose d'une densité élevée des données mesurées par CIN. L'usage de fonctions de forme des éléments d'ordre supérieur sur le même maillage conduit à des champs de déformation plus bruités, en raison du bruit des données de déplacement discrètes [258].

Afin de réduire le bruit des données expérimentales, elles sont post-traitées par un filtre passe-bas fréquentiel dans l'espace et dans le temps. Le choix du filtrage a été fait en garantissant un écart maximal (arbitraire) de 5% entre les valeurs des déformations maximales en cisaillement filtrées et non filtrées. L'évolution des champs de cisaillement et de déformation à l'interface peut être obtenue à tout moment, et sur toute la longueur d'interface de la région d'intérêt. La Figure III.24b montre la contrainte de cisaillement à l'interface (figure du haut) et le glissement à l'interface (figure du bas). Grâce à cette approche, il est possible de tracer la réponse mécanique (cisaillement vs. glissement) et de déduire le comportement apparent de l'interface par l'analyse temporelle de différents points le long de l'interface, à différentes abscisses  $x$ , comme nous observons sur la Figure III.24.

Nous montrons les résultats obtenus pour les configurations NPC des essais pour lesquels le niveau de température est le plus stable. La Figure III.25 présente les résultats sur des éprouvettes de 16 plis à température ambiante, à 74 °C et à 110 °C. La Figure III.26 montre, quant à elle, les résultats sur des éprouvettes de 8 plis à température ambiante, à 71 °C et à 92 °C. Ces courbes soulignent que la réponse contrainte-déformation à l'interface dépend de la distance à la pointe de fissure. En raison de



(a) Réponse mécanique proche et loin de la singularité pour un matériau composite  $[0]_{16}$

(b) Réponse mécanique proche et loin de la singularité pour un matériau composite  $[0]_8$

FIGURE III.27 – Comparaison des réponses d'interface en température en considérant un comportement élastique des plis pour un matériau composite  $[0]_{16}$  et  $[0]_8$

la présence de la singularité, la dérivée temporelle de la contrainte  $\dot{\sigma}$  est directement dépendante de la distance à la pointe de fissure : plus cette distance est petite, plus  $\dot{\sigma}$  est important. L'analyse du comportement de l'interface en fonction de la position montre que plus  $\dot{\sigma}$  est important (*i.e.* plus la distance à la pointe de fissure est faible) et plus la réponse apparente est linéaire. De même, la pente à l'origine diminue lorsqu'on s'éloigne de la pointe de fissure, comme conséquence d'une diminution de  $\dot{\sigma}$  soulignant une chute du module apparent de cisaillement à l'interface avec la vitesse de sollicitation locale. Cette remarque valable tant pour les stratifiés à 16 plis que ceux à 8 plis souligne un comportement sensible aux effets de vitesse, donc un comportement visqueux.

Afin d'analyser l'influence de la température sur le comportement visqueux, les réponses de l'interface ont été tracées pour des distances à la pointe de fissure comparables entre elles (Figures III.25 et III.26). En comparant ces différentes courbes, il ressort clairement que plus la température est élevée et plus le comportement est non linéaire avec une chute du module à l'origine. Afin de faciliter la comparaison pour l'ensemble des éprouvettes, les Figures III.27a et III.27b montrent la réponse de l'interface (pour les stratifiés à 16 et 8 plis respectivement) concernant les différentes températures analysées à deux distances (proche et loin) de la pointe de fissure.

En comparant les trois niveaux de température pour les deux sets d'éprouvettes dans la Figure III.27, nous observons un comportement visqueux de l'interface, qui est exacerbé lorsque la température augmente. On observe une diminution de la rigidité lorsque la température augmente. Dans le cas des essais sur des éprouvettes de 16 plis, cette réduction est d'environ 30% à  $74^\circ\text{C}$ , et d'environ 50% à  $110^\circ\text{C}$ . En ce qui concerne les éprouvettes de 8 plis, les effets de la température semblent similaires, avec une réduction de la rigidité d'environ 30% à  $71^\circ\text{C}$ , et d'environ 40% à  $92^\circ\text{C}$ . En comparant les résultats pour l'ensemble des éprouvettes  $[0]_{16}$  et  $[0]_8$ , nous observons que les interfaces des échantillons de 16 plis sont aussi rigides que celles des échantillons de 8 plis. Les éprouvettes de 16 plis présentent des gradients de contrainte et de déformation en cisaillement plus élevés dans les bras, en raison d'une plus importante raideur macroscopique du fait d'une épaisseur plus grande. Cependant, la vitesse de contraintes pour les éprouvettes de 16 plis (de l'ordre de 1-3 MPa/s) n'est pas suffisamment différente de celle des éprouvettes de 8 plis (de l'ordre de 0.1-0.5 MPa/s) pour observer des écarts notables au niveau des évolutions des réponses contrainte-déformation en cisaillement.

Cette analyse souligne un effet de la température sur le comportement d'interface, qui est plus marqué que celui de la vitesse de sollicitation. Comme conséquence, nous observons un comportement d'interface



apparent visqueux similaire pour les deux épaisseurs. On retrouve un comportement en cisaillement analogue à celui mis en évidence dans le plan du pli [8, 22, 259], dont les effets visqueux sont exacerbés en température, comme nous l'avons montré dans le paragraphe I.3.3.2 du Chapitre I pour des essais de traction monotone sur des stratifiés  $[\pm 45^\circ]_{4s}$  (voir la Figure I.25).

Nous remarquons des différences plus marquées sur les Figures III.25 et III.26 à partir d'un niveau de déformation d'environ 1% pour les points les plus proches de la pointe de fissure. Ces écarts sont mieux observés sur la Figure III.27. Ils mettent en évidence un effet de vitesse, qui semble *a priori* plus important en température et/ou pour des chargements importants. Les éprouvettes  $[0]_8$  ont une compliance plus élevée que les échantillons  $[0]_{16}$  à partir de ce niveau de glissement. Leur interface est donc censée commencer à s'assouplir (voire s'endommager dans un second temps) à une charge inférieure pour les  $[0]_8$ . En termes de caractérisation du comportement du matériau, cela se traduit par une diminution précoce du module de cisaillement apparent identifié par l'approche élastique présentée. En effet, un tel comportement élastique du pli traduit l'évolution temporelle du comportement moyen des plis. Cela traduit donc non seulement les sources linéaires mais aussi celles non linéaires qui vont apparaître au cours du chargement, comme la viscosité (au niveau des bras et/ou de l'interface) ou comme l'endommagement (diffus dans un volume proche à la singularité et/ou associée à la fissuration interfaciale) qui pour nous doit être prise en compte au sein de la *Process Zone* du modèle d'interface. Au vue des résultats présentés, nous nous questionnons sur deux aspects : (i) la validité des résultats selon l'approche élastique du pli et (ii) la nécessité de traduire les effets visqueux observés à l'interface *a minima* par un modèle de comportement visqueux des plis. Ces points sont au cœur du paragraphe suivant, et doivent justifier en partie une possible influence non négligeable des effets visqueux sur l'évolution postérieure de la *Process Zone* au sein de l'interface, et ultérieurement sur le délaminage.

### III.2.3 Retour sur la hypothèse de modélisation : vers la modélisation de l'endommagement

L'hypothèse principale de modélisation concernant le matériau a été de supposer un comportement apparent élastique des plis, que nous avons décidé d'identifier au cours de l'essai. Cela nous a permis de déterminer la réponse mécanique à l'interface et donc le comportement. Cependant, deux questions restent à analyser : (i) l'intervalle de validité de la réponse mécanique à l'interface afin de vérifier les hypothèses de modélisation et (ii) l'influence du comportement visqueux apparent d'interface sur l'évolution de la *Process Zone*.

La validité de cette approche peut être justifiée quantitativement par l'évaluation des écarts absolus en déplacement entre les données expérimentales et les simulations. Pour cela, nous avons tracé l'évolution temporelle de la moyenne de ces écarts. Ils sont comparés à une valeur de référence ( $\varsigma_{\Delta U_1}$  et  $\varsigma_{\Delta U_2}$  dans les directions longitudinale et hors plan respectivement) qui représente le bruit moyen de mesure pour chaque essai. Ce bruit a été estimé à l'aide de l'erreur par rapport à une régression linéaire de l'évolution des champs locaux de déplacement sur les 30 premières secondes des essais analysés et durant lesquelles le chargement reste faible et évolue de manière linéaire. La Figure III.28 montre l'évolution temporelle de l'écart moyen calculé dans la région analysée (région d'intérêt), normalisée par la valeur de référence précédemment définie  $\varsigma_{\Delta U_i}$  pour les composantes longitudinal et hors plan. Nous avons également tracé une droite de référence correspondant à une erreur normalisée égale à quatre fois le bruit de mesure, ce qui s'avère acceptable afin de comparer les erreurs. L'approche élastique présentée est suffisante pour identifier le comportement de l'interface (montré dans les Figures III.25 et III.26) jusqu'au moment où les erreurs dépassent cette valeur (lignes continues). Passées cette valeur (ce qui correspond aux lignes pointillées sur les Figures III.25 et III.26), les erreurs de mesures ne peuvent plus être considérées comme négligeables.

Nous remarquons que les erreurs en déplacement deviennent beaucoup plus importantes dans la direction hors plan en raison d'une perte de raideur qui n'est pas modélisée dans cette direction. Cette perte de raideur s'explique par la formation d'une *Process Zone* autour de l'interface et de la singularité, comme nous l'avons déjà vu dans la Figure II.20 du paragraphe II.3.2 du Chapitre II. Cette *Process Zone* est le siège de l'ensemble de mécanismes non linéaires dissipatifs qui ont lieu à l'interface et dans son



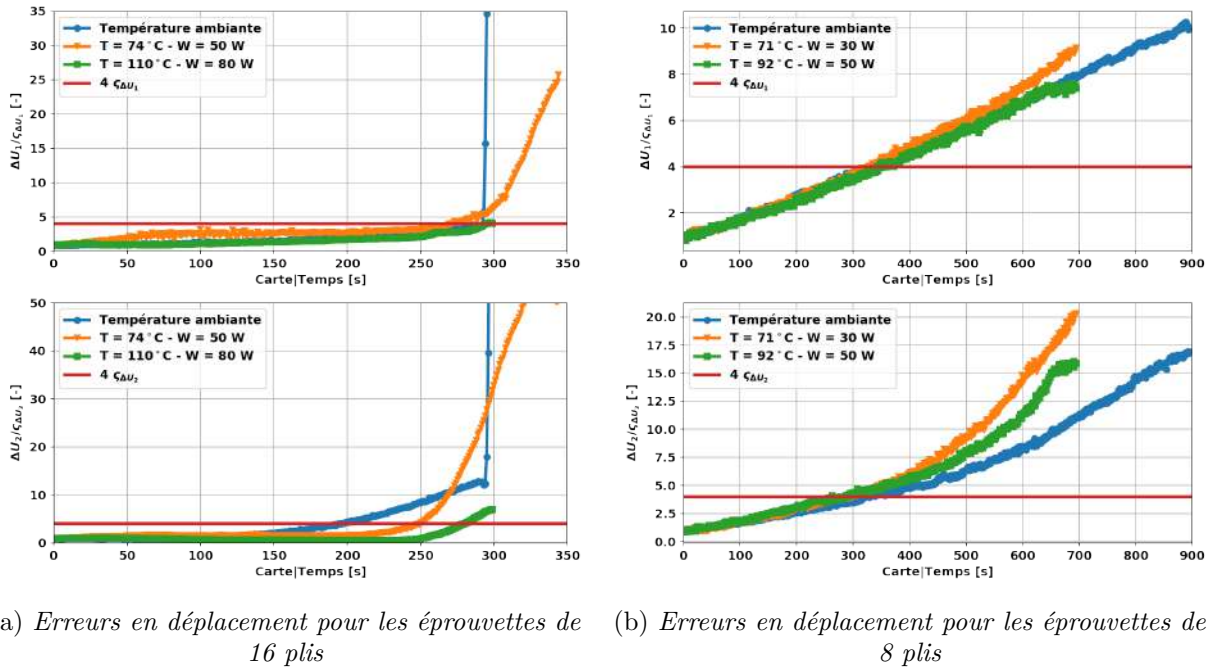


FIGURE III.28 – Evolution des écarts moyens des champs de déplacements en considérant un comportement élastique des bras pour deux sets des éprouvettes  $[0]_{16}$  et  $[0]_8$

voisinage immédiat, notamment les effets visqueux et l'évolution de l'endommagement, piloté notamment par la fissuration interfaciale et concentré au niveau de l'interface.

Afin d'estimer la part d'énergie dissipée par des effets visqueux ou par fissuration sur la dissipation totale d'énergie, nous cherchons à évaluer l'influence du comportement visqueux apparent d'interface sur l'énergie dissipée. Dans le but de distinguer les effets visqueux des effets d'endommagement, on affecte, dans un premier temps, un comportement non pas élastique (avec un module de cisaillement variant dans le temps) aux plis, mais viscoélastique en utilisant le modèle du paragraphe II.2.1 préalablement identifié pour le même matériau [8, 22]. Cette approche se démarque de celles de la littérature [40, 173, 205–209] dans lesquelles sont proposées des modélisations du comportement visqueux de l'interface par le biais d'éléments cohésifs mais qui peinent à valider ce choix expérimentalement. Les Figures III.29 et III.30 montrent les courbes des réponses mécaniques obtenues pour les deux sets d'éprouvettes. Ces courbes ont été obtenus en suivant le principe de la Figure III.24 : le champ de contrainte est obtenu de manière directe en appliquant des conditions aux limites en déplacement mais en utilisant le modèle viscoélastique du pli, donc aucune identification inverse est nécessaire. Les Figures III.31a et III.31b, quant à elles, montrent la réponse de l'interface (pour les stratifiés à 16 et 8 plis respectivement) pour l'ensemble de températures analysées à deux distances (proche et loin) de la pointe de fissure, afin de les comparer par rapport à celles de la Figure III.31a du paragraphe précédent. Ces résultats constatent une saturation des effets visqueux, caractérisée par des effets de vitesse moins remarquables, presque négligeables jusqu'à des valeurs de déformation importantes ( $\sim 1\%$  pour les  $[0]_{16}$  et  $\sim 0.5\%$  pour les  $[0]_8$ ).

L'hypothèse du comportement élastique du pli (Figures III.25 et III.26) suppose un module de cisaillement constant le long de l'interface, qui a été identifié à chaque pas de temps pour garantir la minimisation des erreurs en déplacements. Même si cette hypothèse ne permet pas de modéliser explicitement un comportement non linéaire à l'échelle locale aux alentours de la pointe de fissure, elle est suffisante pour estimer le champs de contraintes à l'interface avant tout endommagement, dont les erreurs d'identification sont globalement inférieures à la sensibilité de mesure. Ainsi, les effets du comportement non linéaire apparent d'interface n'auraient pas une influence suffisamment sensible (par rapport aux erreurs de mesure) sur l'estimation de sa réponse mécanique. Néanmoins, ces effets (effets apparents de vitesse en conséquence du comportement visqueux apparent d'interface) sont *a priori* exacerbés localement en raison des gradients de cisaillement plus importants proches de la singularité. Cela est observé lorsqu'on compare les résultats en supposant un comportement viscoélastique du pli, comme le montre

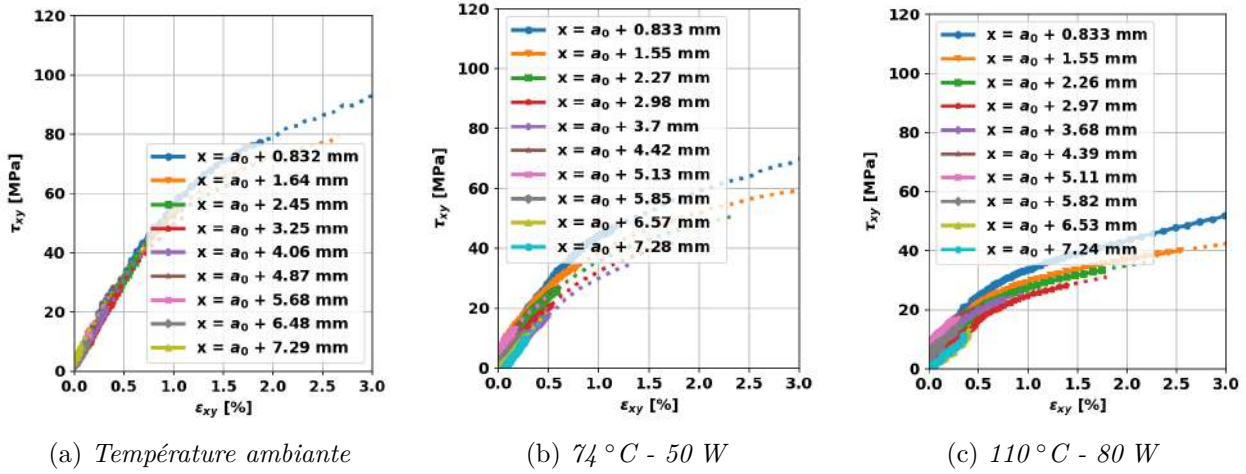


FIGURE III.29 – Caractérisation du comportement d'interface en considérant un comportement viscoélastique des bras pour un matériau composite [0]<sub>16</sub>

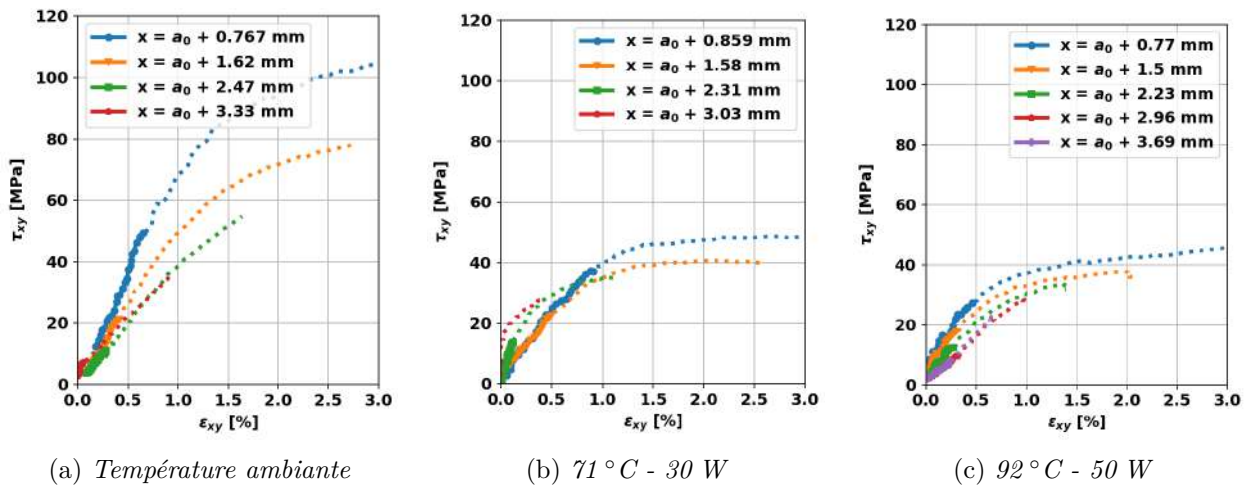
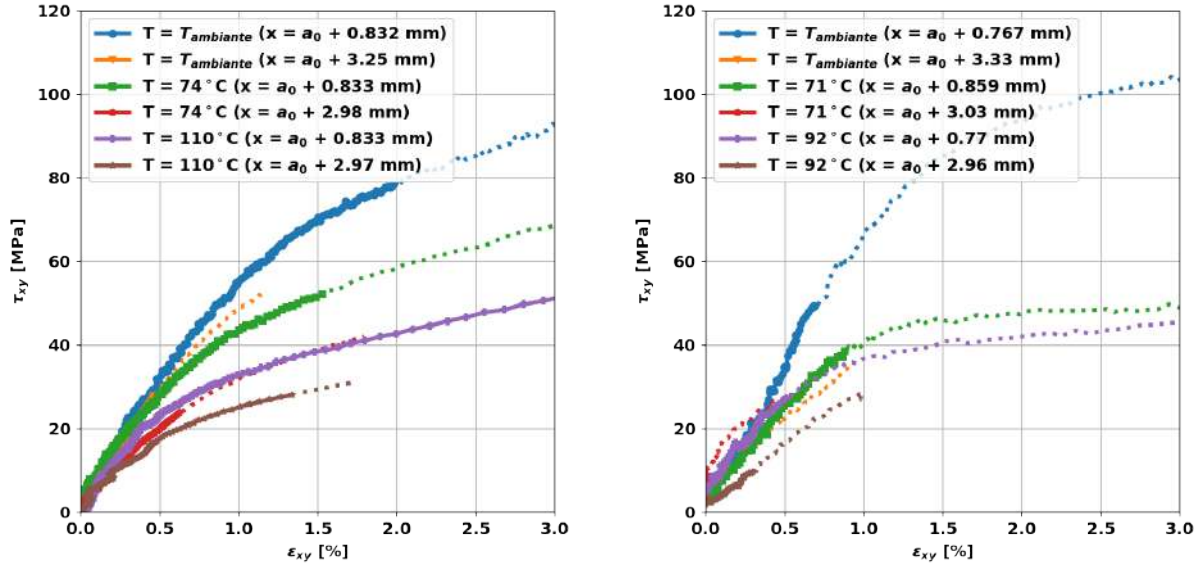


FIGURE III.30 – Caractérisation du comportement d'interface en considérant un comportement viscoélastique des bras pour un matériau composite [0]<sub>8</sub>



(a) Réponse mécanique proche et loin de la singularité pour un matériau composite [0]<sub>16</sub>

(b) Réponse mécanique proche et loin de la singularité pour un matériau composite [0]<sub>8</sub>

FIGURE III.31 – Comparaison des réponses d'interface en température en considérant un comportement viscoélastique des plis pour un matériau composite [0]<sub>16</sub> et [0]<sub>8</sub>

les Figures III.29, III.30 et III.31. Les effets de la température sur le comportement d'interface sont également remarquables compte tenu d'un comportement viscoélastique des plis. La réponse contrainte-déformation en cisaillement à l'interface est adoucie avec l'augmentation de la température, en raison du comportement apparent plus visqueux de l'interface en température.

La Figure III.32 montre l'évolution temporelle des erreurs moyennes normalisées de manière analogue à la Figure III.28 afin de comparer l'apport d'un comportement viscoélastique du pli par rapport à l'hypothèse d'un comportement élastique apparent. Nous remarquons que même un comportement viscoélastique du pli ne suffit pas pour expliquer le développement de la *Process Zone*. En fait, les premières différences entre une réponse issue d'un comportement élastique apparent ou viscoélastique (voir Figures III.27 et III.31) arrivent pour des niveaux de sollicitations relativement élevés et différents selon le niveau de température, à partir desquels les erreurs en déplacement sont conséquentes pour les deux approches (élastique et viscoélastique). Ces différences de la réponse en contraintes s'avèrent donc importantes lorsque les erreurs en déplacements sont aussi importantes. Ainsi, la réponse macroscopique peut être approchée initialement par l'hypothèse d'un comportement élastique du pli, en l'absence du développement de la *Process Zone*. Au-delà, l'hypothèse du comportement élastique apparent (et même un comportement viscoélastique) n'est pas suffisante pour estimer la réponse à l'échelle locale.

Deux points particuliers sont alors remarquables : (i) dans le cadre du délaminage en température les effets de la température sont prédominants sur les effets de vitesse et (ii) au cours du développement d'une *Process Zone* la dissipation d'énergie par endommagement lors de la création de surface par fissuration est *a priori* plus importante que la dissipation d'énergie par des effets visqueux. Bien que l'on ne soit pas capable de séparer la contribution à la dissipation d'énergie des effets visqueux de celle par fissuration, les différences initiales des réponses mécaniques entre un comportement élastique apparent et viscoélastique des plis sont faibles par rapport aux différences induites ensuite (et correspondant à des erreurs bien plus importantes en déplacements), qui concernent l'évolution de la *Process Zone*, dont la dissipation d'énergie s'avère prédominante.

Cette interprétation des résultats nécessite un travail plus approfondi en s'appuyant sur une modélisation plus complexe du problème, c'est-à-dire, une modélisation des effets de la *Process Zone* en température. Cela afin de quantifier les effets de la température sur la rupture des interfaces par délaminage afin de : (i) vérifier que la dissipation d'énergie par fissuration est plus importante que celle par

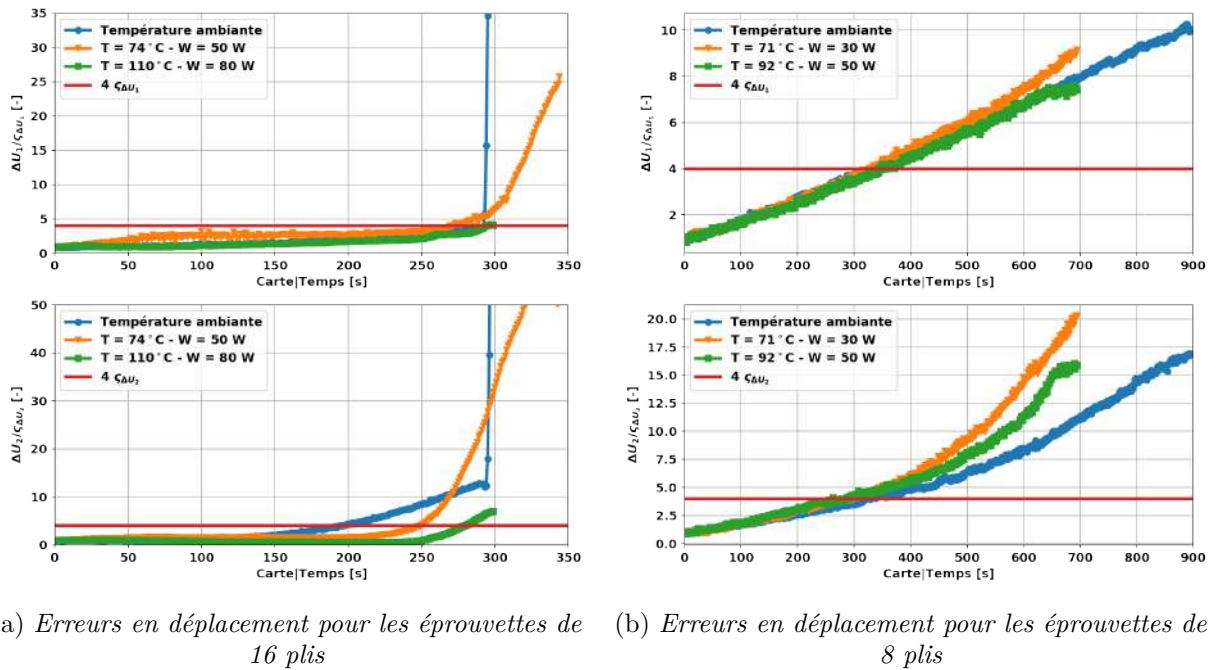


FIGURE III.32 – Evolution des écarts moyens des champs de déplacements en considérant un comportement viscoélastique des bras pour deux sets des éprouvettes  $[0]_{16}$  et  $[0]_8$

des effets visqueux et (ii) déterminer le besoin d’avoir une dépendance explicite des propriétés d’interface avec les effets visqueux en température mis en évidence à l’interface.

### III.3 Conclusions

Dans ce chapitre, nous avons proposé une méthode de dialogue essai-calcul de type FEMU en appliquant directement des données expérimentales pour la caractérisation d’un comportement visqueux apparent d’interface. Cette caractérisation a été réalisée à partir des données cinématiques et thermiques issues de la CIN-2D et de la caméra IR pour des essais ENF en température effectués sur le banc INJECT. Pour chaque essai ENF et pour plusieurs températures, les données expérimentales permettent de calculer par EF les champs de déformations et de contraintes à l’interface induits par des sollicitations en cisaillement. L’approche présentée a permis de limiter les incertitudes liées aux effets non maîtrisés observés dans l’expérience, comme le frottement dans les rouleaux (difficile à prendre en compte numériquement dans le cas présent). Cette approche ne suppose aucune hypothèse sur les conditions aux limites imposées (puisque les déplacements mesurés expérimentalement sont imposés) à l’unique condition de mener les comparaisons en 2D.

Afin d’améliorer la caractérisation du comportement d’interface par méthode inverse, il est nécessaire de (i) choisir la région optimale de comparaison et de simulation et (ii) définir le critère de comparaison le plus adapté à la problématique d’étude. Concernant le premier point, nous avons défini une zone d’intérêt sensible au comportement d’interface afin de mener la comparaison essai-calcul. La taille de la région simulée est d’environ 8-10 mm selon l’essai. Afin de s’assurer de la validité des déplacements imposés, nous avons opté pour une application en amont de la pointe de fissure dans le cas de la condition la plus proche de la singularité, sachant que nous avons identifié et corrigé l’erreur de mesure de la CIN-2D lorsqu’elle concerne un champ fissuré. Concernant le critère de comparaison afin d’estimer la contrainte à l’interface en accord avec les données expérimentales, il a été nécessaire de vérifier la représentativité des champs imposés (mesurés sur la tranche des éprouvettes) pour traduire correctement la réponse mécanique des éprouvettes. Nous avons prouvé qu’il n’est pas possible de remonter au flux de force à partir des déplacements imposés, même si les déplacements mesurés restent bien représentatifs du comportement du matériau. Un critère de comparaison en déplacement a été donc retenu.

Sous l'hypothèse d'un comportement élastique du pli, nous avons identifié l'évolution du module de cisaillement du pli au cours de chaque essai, sachant que le module de cisaillement est le paramètre le plus sensible à la réponse d'interface en absence d'endommagement. La comparaison de la contrainte en cisaillement estimée à l'interface avec la déformation estimée par EF à partir de la projection des champs cinématiques de la CIN-2D permet de remonter au comportement apparent d'interface. L'évolution de la réponse contrainte-déformation en cisaillement pour différents niveaux de température montre un effet clairement non linéaire en raison du comportement visqueux de l'interface. Cette réponse mécanique de l'interface est observée pour les deux séries d'éprouvettes de 16 plis et 8 plis. Cependant, l'hypothèse du comportement élastique du pli surestime le niveau de contrainte de cisaillement à l'interface dans les zones fortement sollicitées, donnant lieu à des effets de vitesse exacerbés sur les courbes contrainte-déformation.

Ainsi, l'influence des effets visqueux à travers un comportement viscoélastique des plis sur la réponse apparente d'interface a été ensuite analysée, sachant que le module de cisaillement apparent varie en fonction du chargement local pour un tel comportement viscoélastique des plis. Sous l'hypothèse d'un comportement viscoélastique du pli, les effets de vitesse à l'interface sont considérablement réduits pour les essais à température ambiante et en température, en raison d'une saturation des mécanismes visqueux atteinte en température.

Les résultats obtenus soulignent dans tous les cas, un comportement visqueux à l'interface pour des sollicitations en cisaillement hors plan. Ce comportement est exacerbé en température et semble similaire au comportement visqueux du pli caractérisé pour le cisaillement dans le plan. Les effets d'un tel comportement visqueux d'interface doit donc être *a priori* pris en compte dans la caractérisation des propriétés d'interface afin d'aller vers la modélisation du délaminage en température. Proche d'une singularité et en température, les effets du comportement non linéaire de l'interface dus à la viscosité sont donc exacerbés, conduisant à une réponse contrainte-déformation de cisaillement plus souple pour des chargements importants. Ainsi, cette réponse peut affecter l'évolution de la *Process Zone* et ses mécanismes de dissipation d'énergie, qui doivent être caractérisés en température. Une attention particulière doit être portée à l'influence de l'hypothèse de comportement des plis (élastique ou viscoélastique) pour une caractérisation suffisamment précise des propriétés de rupture de l'interface en température.

Dans le but d'aller vers la modélisation de la rupture par délaminage en température, le chapitre suivant porte sur l'adaptation nécessaire de la méthode proposée ici pour l'identification de la résistance et de la ténacité d'un modèle de zone cohésive. L'objectif est alors de vérifier que ce type de modèle est apte à prévoir la propagation de la fissure de délaminage en température. Pour cela, il est alors important d'analyser l'influence de la température sur la raideur initiale du comportement cohésif en se basant sur les résultats de ce chapitre et sur l'évolution de sa *Process Zone*. Il est également important de faire la part des contributions de ces deux modes dissipatifs d'énergie.



# CHAPITRE IV

## IDENTIFICATION D'UNE LOI D'INTERFACE DÉPENDANTE DE LA TEMPÉRATURE

### Sommaire

---

IV.1	Justification du besoin d'un modèle cohésif pour la modélisation de l'endommagement à l'interface . . . . .	<b>122</b>
IV.1.1	Apport du modèle de zone cohésive et représentativité de la réponse à l'interface	122
IV.1.2	Hypothèses de modélisation et d'identification du modèle en température . . .	124
IV.2	Développement d'une stratégie de dialogue essai-calcul de type FEMU pour la caractérisation de la réponse endommageable d'interface en température . . . . .	<b>128</b>
IV.2.1	Critère de comparaison entre les données expérimentales et numériques . . . . .	128
IV.2.2	Formulation du problème d'identification inverse et traitement des données . .	128
IV.2.3	Nécessité d'une approche multi-objectif . . . . .	135
IV.2.4	Réduction de l'incertitude d'identification par une étude de sensibilité . . . . .	137
IV.3	Application de la FEMU pour l'identification d'une dépendance à la température des paramètres du modèle . . . . .	<b>140</b>
IV.3.1	Identification des paramètres de la loi d'interface en mode II en fonction de la température . . . . .	141
IV.3.2	Évaluation de la robustesse de l'identification : Conséquences sur la réponse mécanique à l'interface . . . . .	145
IV.4	Conclusions . . . . .	<b>147</b>

---

« *Far better an approximate answer to the right question, than an exact answer to the wrong question* »  
—John W. Turje

## Introduction

Ce chapitre concerne la modélisation de la rupture d'interface par fissuration avec la prise en compte des effets de la température pour la prévision du délaminage en mode II. Dans le Chapitre précédent III, nous avons caractérisé la dépendance à la température du comportement apparent d'interface. Cependant, les effets apparents du comportement viscoélastique de l'interface ne permettent pas d'expliquer à leurs seuls le développement de la *Process Zone* et ses effets observés expérimentalement. La dissipation visqueuse et la dissipation par fissuration apparaissent de manières concomitantes, en particulier en température où les effets du comportement visqueux sont exacerbés. Afin de bien décrire cette *Process Zone*, nous cherchons à analyser et quantifier l'influence de la température sur l'évolution progressive de la fissuration à l'interface grâce à l'adaptation des paramètres d'une loi cohésive.

L'objectif de ce chapitre est double, (i) le développement d'une stratégie d'identification des paramètres du modèle d'interface et (ii) identifier la dépendance à la température de ces paramètres et la validation de leur évolution à partir de la comparaison essai-calcul. Cela devrait permettre ultérieurement de discuter sur les mécanismes dissipatifs prédominants que ce soit par dissipation visqueuse ou par fissuration et le développement de la *Process Zone* qui amène au délaminage en mode II.

Pour cela, nous commençons tout d'abord par justifier la nécessité d'intégrer des éléments cohésifs à l'interface pour être en mesure de modéliser l'endommagement progressif par fissuration induisant le délaminage. Ensuite, il s'agit de développer la stratégie d'identification des paramètres du modèle qui sont censés dépendre de la température à l'aide du dialogue essai-calcul. L'approche FEMU présentée dans le Chapitre III représente la base de la stratégie, stratégie que nous devons adapter au problème en tirant partie tant de la richesse des données expérimentales que des simulations numériques. Finalement, nous présentons, dans la dernière partie de ce chapitre, l'identification des paramètres du modèle en fonction de la température ainsi qu'une évaluation des erreurs d'identification afin de discuter de la pertinence de la dépendance à la température sur le comportement d'interface et sur l'évolution de l'endommagement concentré dans la *Process Zone*. L'intérêt de cette dernière partie est de juger la robustesse de l'identification et de déterminer les mécanismes dissipatives prédominantes et nécessaires à prendre en compte afin de modéliser la rupture de l'interface en température.

### IV.1

## Justification du besoin d'un modèle cohésif pour la modélisation de l'endommagement à l'interface

Comme nous l'avons expliqué dans le paragraphe I.5 du Chapitre bibliographique I et dans le paragraphe II.2.1 du Chapitre II, le modèle de zone cohésive (*Cohesive Zone Model - CZM*) est le plus adapté pour notre problème. Dans ce paragraphe, nous présentons d'abord les raisons du choix de modélisation par des éléments cohésifs. Ensuite, nous décrivons les hypothèses de modélisation retenues afin de justifier le choix des paramètres considérés comme dépendants de la température et qui restent donc à identifier.

### IV.1.1 Apport du modèle de zone cohésive et représentativité de la réponse à l'interface

Ce paragraphe vise à justifier l'intégration des éléments cohésifs au modèle local présenté dans le Chapitre III. Les Figures IV.1 et IV.2 montrent les erreurs en déplacement issues de l'identification du comportement d'interface présenté dans le paragraphe III.2.2 pour une éprouvette  $[0]_{16}$  à température ambiante, et sous l'hypothèse d'un comportement élastique ou viscoélastique du pli respectivement. Les erreurs sont évaluées pour deux instants correspondant à deux niveaux de chargement différents ( $\sim 400$  N et  $\sim 1000$  N), un avant le début de l'endommagement à l'interface (IV.1a et IV.2a) et un autre au cours de l'endommagement (IV.1b et IV.2b). Ces erreurs se localisent en aval de la pointe de fissure et au niveau de l'interface et aux alentours d'un ou deux plis autour de l'interface. Le niveau de ces erreurs de modèle est clairement supérieur au bruit de mesure précédemment estimé de l'ordre de  $200 \mu\text{m}$ . L'évolution de ces erreurs spatio-temporelles en déplacement au cours du chargement sont donc la conséquence de la localisation de l'endommagement à l'interface qui n'est actuellement pas pris en compte dans les hypothèses

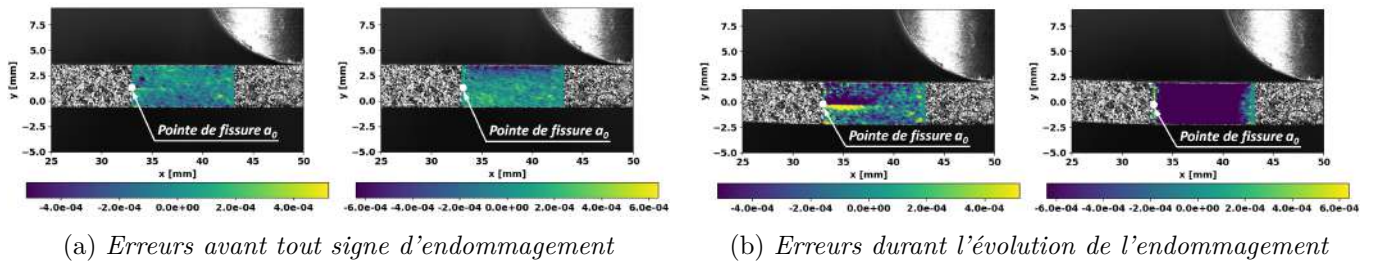


FIGURE IV.1 – Erreurs en déplacement en millimètre (longitudinal à gauche et hors plan à droite) issues de l'identification du comportement d'interface pour deux niveaux de chargement différent pour une éprouvette [0]<sub>16</sub> à température ambiante. Comportement élastique du pli

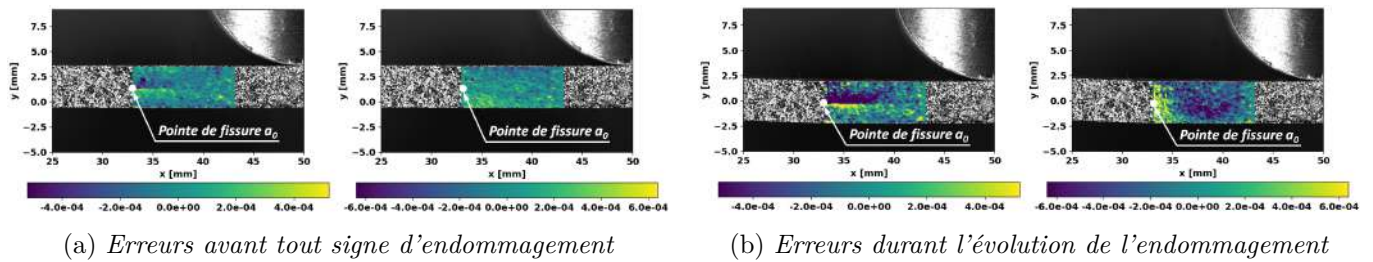


FIGURE IV.2 – Erreurs en déplacement en millimètre (longitudinal à gauche et hors plan à droite) issues de l'identification du comportement d'interface pour deux niveaux de chargement différent pour une éprouvette [0]<sub>16</sub> à température ambiante. Comportement viscoélastique du pli

de simulation. Ces différences entre le modèle numérique et l'expérience sont également observées en température et mettent en évidence deux choses : (i) le besoin d'améliorer la modélisation pour décrire l'évolution de l'endommagement (par fissuration) à l'interface et (ii) la validité de l'approche locale et de la FEMU pour mener une telle amélioration du modèle.

Nous proposons donc d'introduire un modèle de zone cohésive afin de réduire l'écart entre la réponse estimée et l'expérience et être représentatif de la réponse d'interface. Nous rappelons qu'il s'agit d'un délaminage qui apparaît notamment en mode II et qui se propage le long des interfaces du composite. Au vu des études bibliographiques présentés dans le paragraphe I.4.2 et I.5.2 du Chapitre I, le modèle de zone cohésive semble être la voie la plus prometteuse. En effet, au vu de la localisation des erreurs de modèle, un modèle d'interface semble bien adapté puisque nous pouvons supposer le chemin de fissuration connu et facilite donc l'introduction de ces éléments de zone cohésive dans notre maillage, comme le montre la Figure IV.3. Le maillage est analogue à celui utilisé dans le chapitre III. L'unique différence est résidie dans l'introduction des éléments cohésifs dans la région où le délaminage peut évoluer. Les éléments cohésifs vont nous permettre de décrire l'évolution progressive de l'endommagement par fissuration à l'interface au cours de l'essai de manière plus représentative de la réalité. L'application des conditions

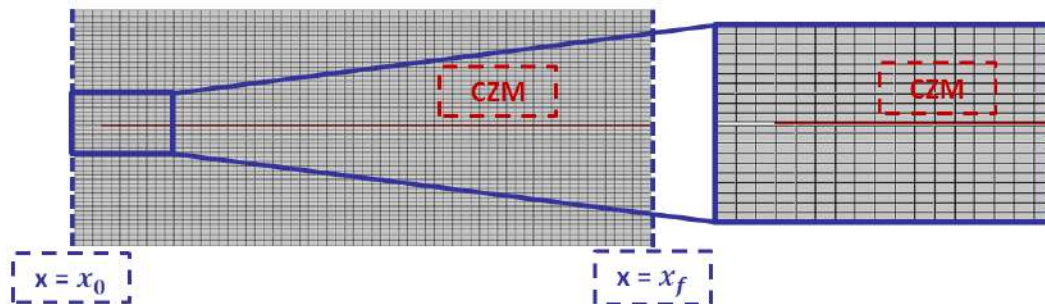


FIGURE IV.3 – Schéma du maillage permettant l'introduction des éléments de zone cohésive au modèle locale représentatif de l'essai ENF

aux limites en déplacement aux bords du maillage en  $x_0$  et  $x_f$ , est par ailleurs tout à fait compatible avec l'introduction de ces éléments puisque ces conditions sont appliqués en amont de la singularité et n'entrave pas l'évolution de l'endommagement progressif au sein de la *Process Zone*. L'approche est donc valable avant la propagation subite et instable du délaminage. Comme nous l'avons expliqué dans le Chapitre III, l'extrapolation à l'interface des données expérimentales issues de la CIN permet de s'affranchir des erreurs de mesure des champs fissurés. De cette manière, l'évolution du saut de déplacement longitudinal à l'interface reste valable tant en  $x_0$  qu'en  $x_f$ , y compris avec la propagation éventuelle de l'endommagement ou de la fissuration en aval de la pointe de fissure.

L'ensemble de ces observations valide donc l'introduction d'éléments de zone cohésive dans notre modèle et il convient alors de revenir sur les hypothèses de modélisation afin de sélectionner les variables à identifier par dialogue essai-calcul, en suivant les étapes exposées dans le paragraphe III.1.1.

#### IV.1.2 Hypothèses de modélisation et d'identification du modèle en température

Ce paragraphe vise à décrire les hypothèses de modélisation concernant le comportement du pli et d'interface afin de déterminer les paramètres les plus influents sur la réponse mécanique du modèle local. Pour cette étude, nous avons deux choix possibles en ce qui concerne la modélisation des bras de l'éprouvette : un modèle élastique ou viscoélastique du pli. Les résultats du Chapitre II ont montré une influence négligeable des effets visqueux dans les bras sur la réponse macroscopique et sur la réponse à l'interface. De plus, les résultats du paragraphe III.2.2 ont montré un comportement viscoélastique d'interface, dont les mécanismes sont saturés en température, donnant lieu à une réponse quasi-élastique valable jusqu'à des niveaux importants de chargement. Pour ces raisons, nous pouvons considérer un comportement élastique du pli, dont le module  $G_{lt}$  reste à identifier en fonction de la température. Cette hypothèse sur le comportement du pli va nous permettre dans un premier temps de découpler une possible influence du comportement visqueux à l'interface et l'évolution de l'endommagement par fissuration, en réduisant le nombre de variables indépendantes du problème d'identification.

Concernant la réponse de l'interface, une loi bilinéaire a été retenue. Nous soulignons que le formalisme du modèle cohésif (présenté dans le paragraphe I.5.2 du Chapitre I) correspond à une loi de rupture. Ainsi, ce modèle n'est pas censé traduire explicitement le comportement de l'interface, mais sa rupture. Le modèle cohésif suppose que tous les mécanismes dissipatifs sont concentrés sur une surface et contribuent au développement de l'endommagement interfacial par fissuration [200, 201]. Le modèle est décrit par trois paramètres principaux (voir Figure II.12) : la ténacité, la raideur et la résistance d'interface. La ténacité peut être considérée comme un paramètre dépendant de la température mais dont la valeur est fixée pour chaque essai ENF considéré comme nous l'avons montré dans le Chapitre II. Pour ce qui concerne la raideur initiale d'interface  $K_0$ , elle représente la tenue mécanique initiale de l'interface. Quand l'endommagement augmente, la raideur diminue progressivement. Cette dégradation affecte la réponse mécanique de l'interface et influence les champs de déplacements locaux. Certains auteurs considèrent  $K_0$  comme un paramètre numérique [200] pour peu que l'épaisseur associée à cette interface soit considérée comme nulle. Ces derniers expliquent également que les propriétés élastiques du matériau ne sont pas affectées par la surface cohésive tant que  $K_0 \cdot h_{bras}$  reste largement supérieur à la propriété élastique du pli à considérer suivant le mode de chargement. À l'aide du modèle présenté dans le paragraphe II.2.1 et en considérant une épaisseur nulle pour l'interface, nous avons montré que l'influence de la raideur est négligeable à partir de valeurs de  $K_0$  supérieures à  $10^5$  MPa/mm, comme le montre la Figure IV.4 sur laquelle nous avons tracé le saut de déplacement interfacial normalisé par la force appliquée en fonction de l'abscisse  $x$  le long de l'interface pour différentes valeurs de la raideur et en absence d'endommagement. Comme attendu, nous remarquons que les sauts de déplacement à l'interface sont plus importants avec une raideur décroissante et tendent vers zéro avec une raideur tendant vers l'infini et correspondant à une épaisseur *a priori* nulle. Cependant pour notre matériau d'étude, Leplat *et al.* [14] ont observé que l'épaisseur d'une interface est de l'ordre de 25  $\mu\text{m}$ . Bien que cette épaisseur reste bien inférieure à l'épaisseur des bras, cela implique d'assumer une raideur initiale d'interface de l'ordre de  $10^4$ - $10^5$  MPa/mm voire supérieure afin d'avoir une influence négligeable sur le module de cisaillement effectif  $G_{xy}$ . Ces ordres de grandeur peuvent être *a priori* estimés à partir de l'Equation III.1 présentée dans le paragraphe III.1.1.1

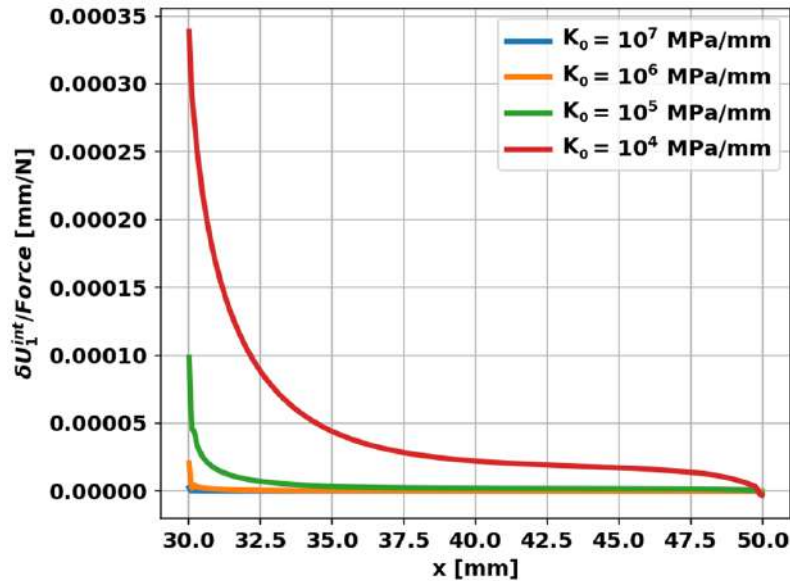


FIGURE IV.4 – Saut de déplacement estimé à l'interface en fonction de l'abscisse  $x$  pour différentes valeurs de  $K_0$

du Chapitre III. Dans ce cas, la raideur initiale d'interface traduit implicitement la réponse associée au comportement initial d'interface.

Au vu de ces remarques, et sachant que la raideur devient un paramètre influençant les champs de déplacements locaux lorsqu'elle devient faible, nous avons décidé de confirmer son ordre de grandeur pour chaque essai par méthode inverse de manière analogue à la procédure d'identification de la longueur de fissure expliquée dans le paragraphe II.2.4. Étant donné une plus faible influence de la raideur  $K_0$  sur les champs de déplacement initiaux (qui évoluent linéairement avec la force appliquée) par rapport aux paramètres macroscopiques  $a_0$  et  $E_l$ , la valeur de  $K_0$  a été identifiée dans un deuxième temps, après avoir identifié la couple de paramètres  $a_0$  et  $E_l$  pour chaque essai. L'identification inverse est donc possible à l'aide des comparaisons entre les champs de déplacement mesurés et simulés. Pour ce faire, nous avons considéré une épaisseur  $h_{int}$  de 25  $\mu\text{m}$ . Cette épaisseur correspond à l'interface mesurée, mais aussi à l'ordre de grandeur du pas de mesure de la grille de la CIN-2D ( $1/2h_{int} = 1px$ ), ce qui favorise la comparaison essai-calcul à l'échelle de l'interface. Nous avons obtenu des valeurs de l'ordre de grandeur de  $10^4$ - $10^5$ MPa/mm. Cela est en accord avec l'hypothèse du paragraphe précédent, et sans supposer une épaisseur nulle d'interface, ce qui reste plus représentatif et comparable avec les données expérimentales. Toutefois, au vu des ordres de grandeurs de  $K_0$ , son influence reste limitée à l'état initial et peu importante sur la rupture finale.

Concernant la résistance d'interface, elle détermine le seuil à partir duquel l'endommagement évolue à l'interface. La *Process Zone* évolue lorsque la contrainte à l'interface dépasse ce seuil pour le modèle considéré ici. Les Figures IV.5 et IV.6 montrent les écarts numériques entre les champs des déplacements locaux pour deux valeurs de  $S_c$  (40 MPa et 100 MPa) et pour une éprouvette  $[0]_{16}$  à température ambiante (Figure IV.5) ou en température (Figure IV.6) et pour deux niveaux de chargement fixés (avant et après une mise en évidence de la *Process Zone* correspondant à  $\sim 400$  N et  $\sim 1000$  N respectivement). Ces écarts ont été tracés dans une région simulée équivalente pour les deux éprouvettes par rapport à la position de la pointe de fissure. Ces résultats soulignent qu'une variation de la résistance d'interface se traduit par une forte variation de la *Process Zone*, dont ses effets sont marqués dans une zone où les écarts en déplacement sont importants par rapport au niveau de bruit moyen. Ces écarts sont observés tant à température ambiante qu'en température à la fois aux proximités de la pointe de fissure (notamment pour la composante longitudinale) et en aval (notamment pour la composante hors plan). Nous remarquons une influence de  $S_c$  notable sur le champ de déplacement par rapport aux sensibilités de mesure.

Cette dépendance attendue de la *Process Zone* à la résistance d'interface induit des champs de contraintes locaux différents. Les Figures IV.7 et IV.8 montrent la sensibilité des champs de contraintes



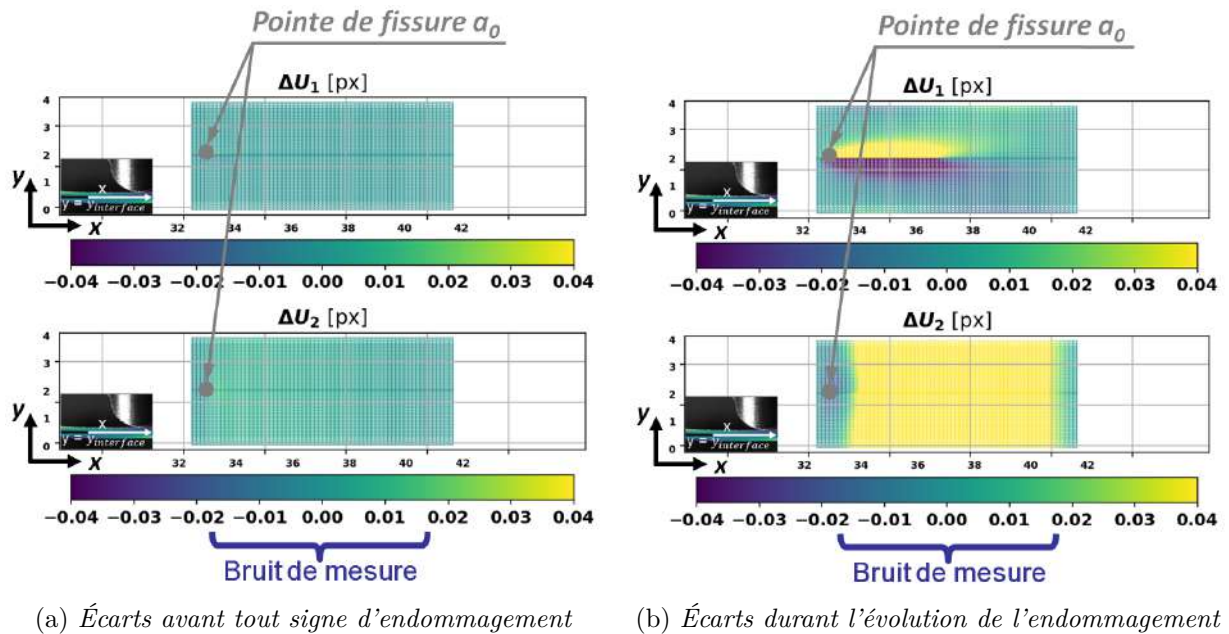


FIGURE IV.5 – Écarts numériques en déplacement en pixels (longitudinal en haut et hors plan en bas) entre deux valeurs de  $S_c$  (40 MPa et 100 MPa) à deux niveaux de chargement différents (avant et au cours de la mise en place de la Process Zone pour une éprouvette  $[0]_{16}$  à température ambiante

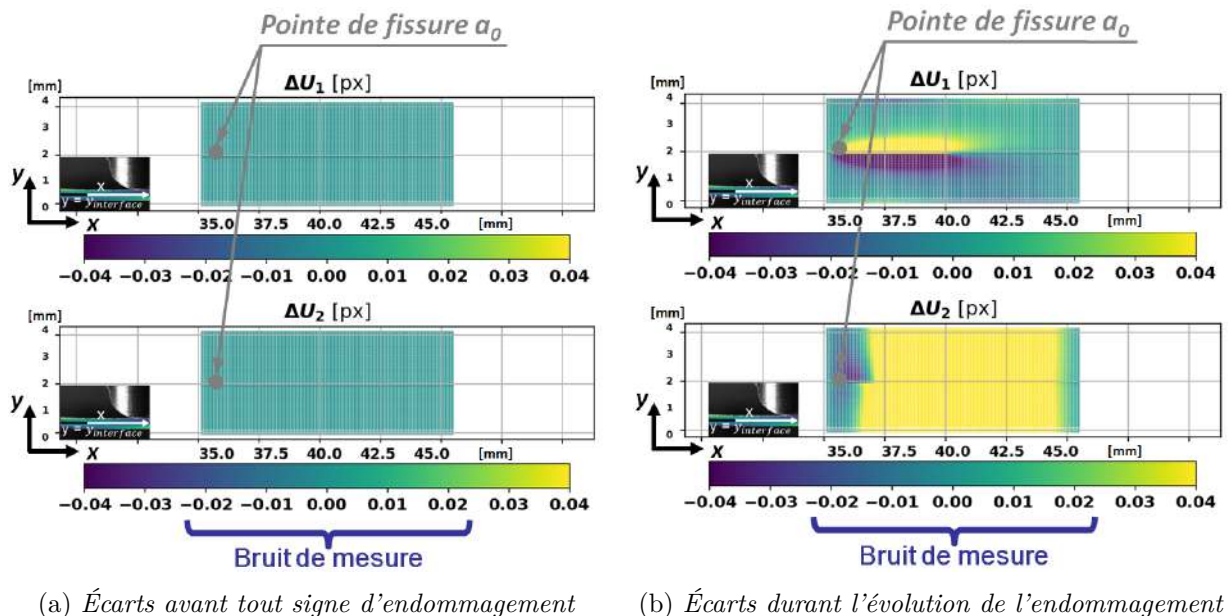


FIGURE IV.6 – Écarts numériques en déplacement en pixels (longitudinal en haut et hors plan en bas) entre deux valeurs de  $S_c$  (40 MPa et 100 MPa) à deux niveaux de chargement différent (avant et au cours de la mise en place de la Process Zone pour une éprouvette  $[0]_{16}$  en température (74 °C - 50 W)

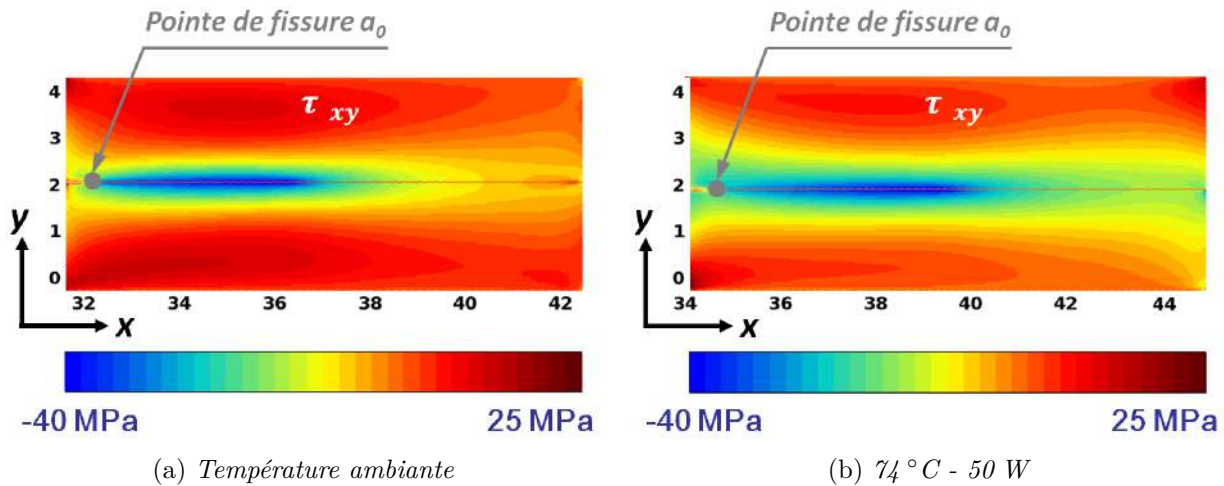


FIGURE IV.7 – Comparaison entre les champs de cisaillement pour deux éprouvettes  $[0]_{16}$  à deux températures différentes au même niveau de chargement ( $\sim 1000$  N) et avec  $S_c = 40$  MPa

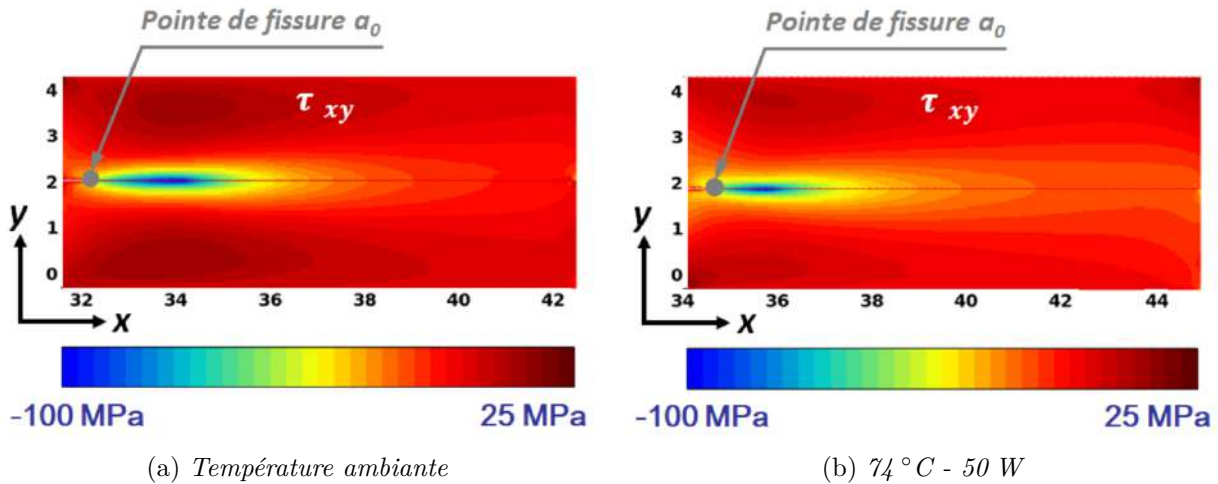


FIGURE IV.8 – Comparaison entre les champs de cisaillement pour deux éprouvettes  $[0]_{16}$  à deux températures différentes au même niveau de chargement ( $\sim 1000$  N) et avec  $S_c = 100$  MPa

en cisaillement à ce paramètre aux deux précédentes températures. Le champ de contrainte est tracé dans une région simulée équivalente pour les deux éprouvettes, au même niveau de chargement ( $\sim 1000$  N) et toujours pour les deux mêmes valeurs de  $S_c$  (40 MPa et 100 MPa). Ces figures soulignent des champs de contraintes différents influencés par la réponse mécanique de l'interface en fonction de la température. À même niveau de chargement, les contraintes en cisaillement sont plus importantes en pointe de fissure pour l'éprouvette à température ambiante, comme le montre la Figure IV.8 où la valeur élevée de  $S_c$  imposée « retarde numériquement » le développement de la *Process Zone*. Dans le cas d'une valeur de  $S_c$  imposée plus faible, la *Process Zone* « démarre » avant à température ambiante, mais elle s'avère plus étendue en température en raison d'un champ de contrainte moins concentré aux proximités de la pointe de fissure et le long de l'interface. Ces observations montrent combien le paramètre de résistance de l'interface influe sur la mise en place de la *Process Zone* et sur le champ de déplacement *a priori* observable à l'aide de la mesure de champ.

Au vu des analyses présentées, le modèle retenu considère un comportement élastique du pli et un modèle cohésif d'interface, dont les paramètres à identifier en raison de leur sensibilité aux données expérimentales et numériques sont le module de cisaillement du pli  $G_{lt}$  et la résistance d'interface en mode II  $S_c$ . Nous nous focalisons ensuite sur la démarche d'identification de ces paramètres.

## IV.2

## Développement d'une stratégie de dialogue essai-calcul de type FEMU pour la caractérisation de la réponse endommageable d'interface en température

Dans ce paragraphe, nous présentons la stratégie de dialogue essai-calcul pour l'identification des effets de la température pour la prise en compte de l'endommagement sur la réponse de l'interface. Plusieurs auteurs dans la littérature ont mis en place des techniques de dialogue essai-calcul pour remonter à des lois constitutives de la réponse du matériau [235, 243, 260, 261]. Dans notre étude, le dialogue essai-calcul peut être réalisé à partir du modèle présenté dans le paragraphe IV.1, et à l'aide des essais expérimentaux sur INJECT. La base de la stratégie repose donc sur les mêmes principes de la FEMU que nous avons déjà présentés dans le paragraphe III.1 du Chapitre III. Cependant, la nature non linéaire du problème inverse pour traiter l'évolution de la *Process Zone* à l'interface rend l'identification plus complexe. L'endommagement par fissuration évolue progressivement au cours du chargement, et il est localisé au niveau d'interface, même si ses effets se manifestent dans la région autour de la singularité décrite physiquement comme la *Process Zone*. Afin de prendre en compte un maximum d'informations tant expérimentales que numériques pour aider au processus d'identification, nous focalisons l'attention sur quatre points : (i) le critère de comparaison essai-calcul, (ii) la formulation du problème inverse et le traitement des données, (iii) l'approche d'identification inverse et (iv) la sélection des données pour la réduction des incertitudes. L'ensemble de ces points est au cœur de ce paragraphe.

### IV.2.1 Critère de comparaison entre les données expérimentales et numériques

Dans cette étude, pour les mêmes raisons que celles évoquées dans le paragraphe III précédent, un critère en déplacements a été retenu pour la comparaison essai-calcul puisque l'estimation du flux en force n'est pas assurée. L'ensemble des données au cours de chaque essai jusqu'au début de la propagation est considéré, c'est-à-dire pour tout  $t = k$  avec  $k \in [1, K_{dim}]$ ,  $K_{dim}$  étant la dernière carte temporelle considérée. Le résidu  $\psi(p)$  est formulé en fonction des paramètres  $p$  du modèle à identifier selon l'Expression IV.1 comme l'écart entre les champs de déplacement expérimentaux et numériques pour l'ensemble des cartes analysées dans la région de comparaison.

$$\begin{aligned} \psi(p) &= U_{num}(p) - U_{exp} \\ &= \{U_{num}^{k=1}(p) - U_{exp}^{k=1}, \dots, U_{num}^k(p) - U_{exp}^k, \dots, U_{num}^{k=K_{dim}}(p) - U_{exp}^{k=K_{dim}}\} \\ \text{avec } U_{num}^k(p) - U_{exp}^k &= \{U_{num,1}^k(p) - \bar{U}_{num,1}^k(p) - (U_{exp,1}^k - \bar{U}_{exp,1}^k), \\ &\quad U_{num,2}^k(p) - \bar{U}_{num,2}^k(p) - (U_{exp,2}^k - \bar{U}_{exp,2}^k)\} \end{aligned} \quad (IV.1)$$

avec  $U_{num}^k$  et  $U_{exp}^k$  les champs de déplacement simulés et expérimentaux à la carte temporelle  $k$ , en enlevant la contribution de la moyenne spatiale à chaque carte pour s'affranchir des mouvements de corps solide. Le résidu  $\psi(p)$  est donc un vecteur composé par tous les écarts pour chaque composante en déplacement (longitudinal-direction 1 et hors plan-direction 2) mesurée et simulée dans tous les points de la région de comparaison et pour toutes les cartes. Ainsi, un seul résidu  $\psi(p)$  est défini pour chaque essai, comme une fonction de  $p = (G_{lt}, S_c)$  représentant les paramètres du modèle. La définition d'une fonction coût qui quantifie l'erreur d'approximation commise par un jeu de paramètres doit prendre en compte la nature spatio-temporelle des résidus. Par ailleurs, cette fonction de coût dépend aussi des hypothèses statistiques réalisées pour prendre en compte les différentes sources d'erreur qui augmentent l'incertitude sur l'identification des paramètres [236, 237, 241]. La formulation de cette fonction coût est détaillée dans le paragraphe suivant.

### IV.2.2 Formulation du problème d'identification inverse et traitement des données

L'identification des paramètres inconnus par méthode inverse repose sur la définition d'un objectif à optimiser [239, 262–264]. L'optimisation de cet objectif doit *a priori* amener à une solution unique du problème physique. Cependant les incertitudes liées à l'expérience impliquent qu'il n'est pas possible d'obtenir un résidu exactement nul [241, 243, 262, 263, 265, 266]. Dans ce cas, la formulation du problème

doit prendre en compte ces incertitudes afin d'obtenir une solution efficace du problème, définie comme une solution adaptée au problème physique et en accord avec les données expérimentales. De manière générale, il existe toujours une source d'erreur entre l'expérience et la simulation, comme le montre l'Expression IV.2, dans le cas d'une comparaison en déplacements :

$$U_{exp} = U_{num} + \Upsilon \quad (\text{IV.2})$$

avec  $U_{exp}$ ,  $U_{num}$  les champs de déplacement expérimental et numérique respectivement, et  $\Upsilon$  une composante d'erreur associée à plusieurs causes notamment l'erreur de mesure et le biais du modèle. Cela contribue à augmenter l'incertitude sur l'identification [236, 261, 262, 265, 267]. Selon des nombreux auteurs de la littérature, l'erreur de mesure est communément associée au bruit de mesure [236, 241, 243, 260, 265, 266] et au traitement des données [236]. Le bruit de mesure est défini comme une fluctuation aléatoire qui perturbe le signal mesuré, tandis que les erreurs associées au traitement des données sont *a priori* systématiques. Le biais du modèle est un terme d'erreur systématique de moyenne non nulle qui affecte directement le signal mesuré. Il peut être associé à différentes causes, notamment, la méconnaissance du modèle et des conditions aux limites [239].

Les différentes hypothèses simplificatrices présentées dans le paragraphe IV.1 doivent permettre de limiter l'influence du biais de modèle et de proposer une identification robuste et fidèle à la réponse mécanique de l'interface. Comme conséquence, l'analyse qui suit suppose que le modèle n'est pas biaisé : il est admis que sa composante aléatoire est de moyenne nulle et que ses effets sur le signal (les déplacements estimés numériquement) sont négligeables par rapport aux principales sources d'incertitude d'identification du modèle. Les choix de modélisations précédents entraînent que les sources d'incertitudes principales proviennent des erreurs de mesures. Une discussion concernant l'hypothèse de négliger un possible biais du modèle et ses conséquences sur l'analyse est présentée dans le paragraphe IV.3.2 afin de juger sa validité.

La formulation du problème inverse à partir du résidu ainsi que la résolution du problème d'identification dépend largement de la définition de la fonction coût. Cette fonction de coût est classiquement formulée dans le cadre d'une méthode des moindres carrés, supposant une répartition équivalente de la pondération des résidus. Cette définition s'avère suffisante pour des problèmes linéaires [243]. Pour les problèmes linéaires, le choix de ce type de fonction de coût permet de résoudre explicitement le problème de calibration. Toutefois, elle est moins adaptée lorsqu'il s'agit de problèmes d'identification non linéaires. Cela est dû à deux raisons principales : (i) le manque de sens physique de la fonction de coût [268] et (ii) la propagation des erreurs de comparaison entre l'essai et le calcul [236]. Afin de mieux gérer la réduction des sources des incertitudes, les paragraphes suivants abordent l'analyse ainsi que le traitement des données à comparer.

#### IV.2.2.1 Incertitudes *directes* de mesure

Nous définissons les incertitudes directes de mesure comme celles provenant du traitement des images par CIN-2D, elles sont donc associées à des erreurs de mesure des champs au cours de l'essai et correspondent ici, au bruit de mesure [261]. La connaissance du bruit de mesure présente quatre avantages principaux qui permettent : (i) d'obtenir un signal (champs de déplacements) dissocié du bruit et le rapport signal/bruit de la réponse mesurée [265], (ii) d'utiliser le bruit comme grandeur de détection des *outliers* (données aberrantes par rapport à l'ensemble des données) afin de les enlever ou de les remplacer dans l'analyse [262, 269], (iii) de quantifier la qualité de l'identification inverse [266, 270] et (iv) de formuler la fonction de coût prenant en compte une pondération du résidu spatio-temporel en fonction du bruit [265].

Dans notre analyse, le bruit est supposé gaussien, ce qui est souvent le cas si les conditions d'essai sont *a priori* bien maîtrisées [236]. Cette hypothèse implique que le bruit est caractérisé par une moyenne nulle et une variance  $\varsigma^2$ . Nous avons vérifié cette hypothèse par une analyse en composantes principales permettant d'avoir une estimation du bruit des données à partir des dernières composantes, qui représentent une variance faible par rapport aux premières composantes. Le lecteur peut se référer à [271–274] pour plus de détails sur cette technique. Sous l'hypothèse d'un bruit blanc, l'intensité (spatiale et temporelle) d'un filtre gaussien passe bas a été déterminée et appliqué sur les données expérimentales. Ce filtrage est le



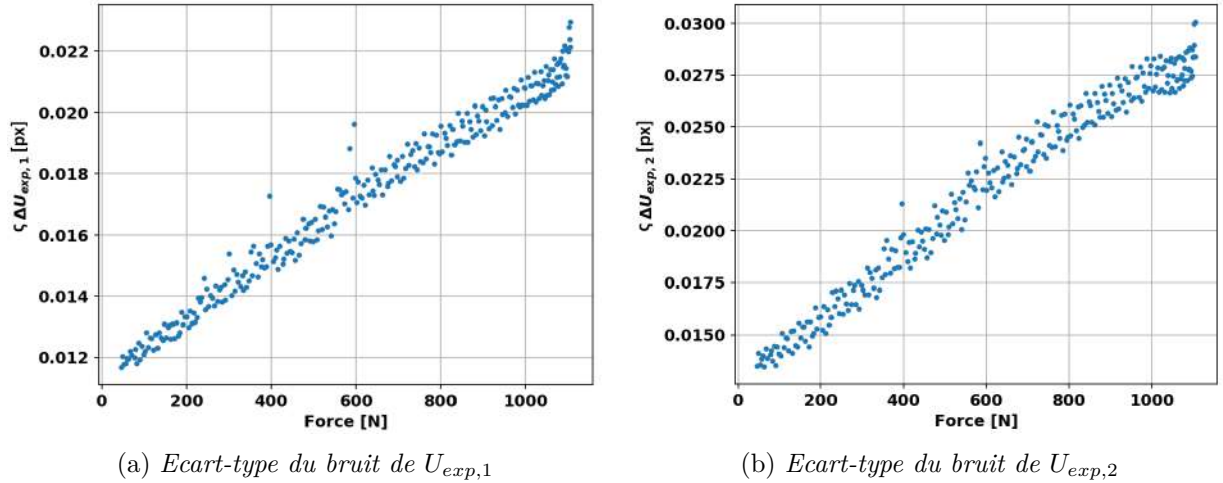


FIGURE IV.9 – Évolution du bruit en pixels selon les directions longitudinale (1) et hors plan (2) à partir de leur écart-type en fonction du temps pour une éprouvette  $[0]_{16}$  à 50 W - 74 °C

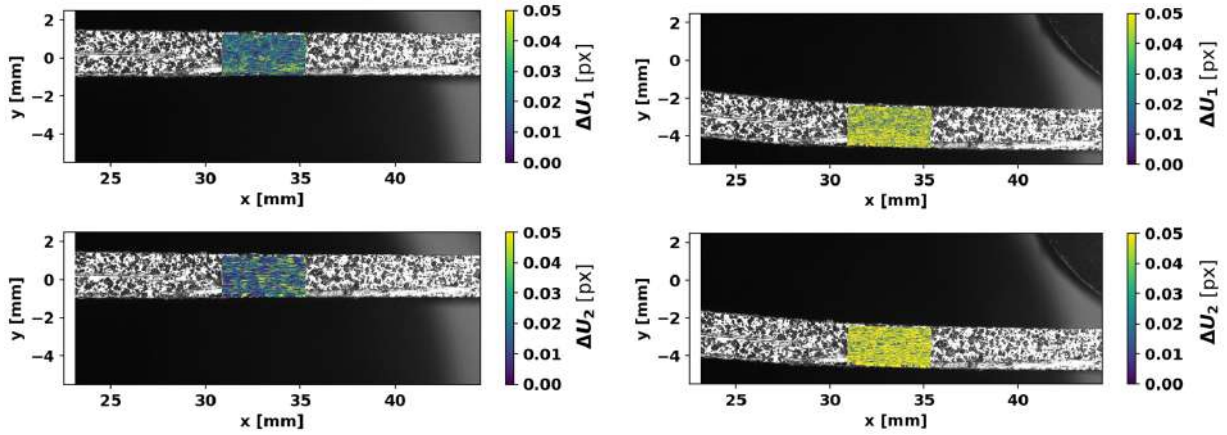
même que celui utilisé pour estimer les champs de déformations à partir des champs de déplacements du paragraphe III.2.2 du Chapitre III. Les données brutes obtenues par CIN-2D via Folki2D [245] présentent un résidu de corrélation satisfaisant dans la région d'intérêt. Comme conséquence, il n'existe aucun *outlier* à traiter. Par contre, le caractère aléatoire du bruit entache les données d'erreur et son effet peut être différent tant en fonction du temps que de l'espace, comme nous le montrons ensuite. La Figure IV.9 montre l'évolution de l'écart-type ( $\zeta$ ) du bruit spatio-temporel (en pixels) dans la région d'intérêt en fonction du chargement (donc en fonction du temps) pour une éprouvette  $[0]_{16}$  à 50 W - 74 °C. Cela est une conséquence de l'évolution du bruit pendant l'essai. Ce bruit est nommé hétéro-scédastique (dont la variance  $\zeta^2$  est différente pour les résidus analysés à chaque instant) et est communément observé lorsque les champs de déplacement mesurés évoluent en présence d'une fissure [260], comme nous l'avons montré numériquement dans le paragraphe III.1.2 du Chapitre III.

Afin de prendre en compte une telle évolution du bruit au cours du temps dans l'analyse, une nouvelle fonction de coût mieux adaptée est nécessaire [266, 275]. Pour cela, la méthode des moindres carrés a été adaptée en prenant en compte les effets de la réponse du matériau sur les mesures expérimentales et notamment vis à vis du bruit. Cela donne lieu à l'Expression IV.3, classiquement connue comme celle des moindres carrés pondérés [266, 275], puisque le résidu est pondéré par l'évolution temporelle de l'inverse de la variance du bruit. Cela signifie que la pondération du résidu est plus importante pour les cartes temporelles dont le bruit est faible.

$$\begin{aligned} \Psi(p) &= \sum^{i,j,k} \frac{1}{\zeta_{xy}^2} (U_{num} - U_{exp})^T (U_{num} - U_{exp}) \\ &= \sum_{k=1}^{K_{dim}} \sum_{j=1}^{N_j} \sum_{i=1}^{N_i} \frac{1}{\zeta_{xy}^2(k)} (U_{num}^{ij,k} - U_{exp}^{ij,k}) (U_{num}^{ij,k} - U_{exp}^{ij,k}) \end{aligned} \quad (IV.3)$$

avec  $\zeta_{xy}(k)$  l'évolution de l'écart-type du bruit spatio-temporel en fonction du temps, donc pour chaque carte  $k$  (voir la Figure IV.9). La fonction de coût s'applique à l'ensemble des cartes  $k$  et des points  $ij$  qui forment la région de comparaison,  $N_i$  et  $N_j$  étant le nombre de pixels dans la direction longitudinale et hors plan respectivement. La Figure IV.10 montre le bruit de mesure pour une éprouvette  $[0]_8$  à 50 W - 86 °C à deux niveaux de chargement différents avant et pendant l'évolution de l'endommagement. Nous remarquons la distribution spatiale des erreurs, dont les valeurs ne sont pas les mêmes dans l'espace pour les deux instants. Cela est la conséquence d'un bruit non corrélé dans l'espace [266, 275]. Son effet est quantifié par la matrice de covariance  $[C_{xy}]$ , qui est toujours symétrique et définie positive et qui relie les écarts-types de l'évolution temporelle du bruit pour chaque pixel entre eux. La matrice de covariance est





(a) Distribution spatiale du bruit avant tout signe d'endommagement (b) Distribution spatiale du bruit durant l'évolution de l'endommagement

FIGURE IV.10 – Évolution du bruit en pixels (transverse en haut et hors plan en bas) entre deux niveaux de chargements différents pour une éprouvette  $[0]_8$  à 50 W - 86 °C

calculée suivant l'Expression IV.4.

$$[C_{xy}] = \begin{bmatrix} \varsigma_{11}^2 & \varsigma_{11}\varsigma_{12} & \cdots & \varsigma_{11}\varsigma_{N_i N_j} \\ \varsigma_{12}\varsigma_{11} & \ddots & \cdots & \vdots \\ \vdots & \vdots & \ddots & \vdots \\ \varsigma_{N_i N_j}\varsigma_{11} & \cdots & \cdots & \varsigma_{N_i N_j}^2 \end{bmatrix} \quad (\text{IV.4})$$

Cette matrice a une taille  $N_i \times N_j$  et est donc unique pour l'ensemble des cartes analysées. Dans le cas d'un bruit hétéro-scédastique, les termes de la matrice de covariance doivent affecter la pondération associée à l'évolution temporelle de l'écart-type du bruit dont l'Expression IV.5 montre la fonction de coût à utiliser.

$$\begin{aligned} \Psi(p) &= \sum^{i,j,k} (U_{num} - U_{exp})^T \frac{1}{\varsigma_{xy}^2} [C_{xy}]^{-1} (U_{num} - U_{exp}) \\ &= \sum_{k=1}^{K_{dim}} \sum_{j=1}^{N_j} \sum_{i=1}^{N_i} (U_{num}^{ij,k} - U_{exp}^{ij,k}) \frac{1}{\varsigma_{xy}^2(k)} \frac{1}{[C_{xy}]_{ij,ij}} (U_{num}^{ij,k} - U_{exp}^{ij,k}) \end{aligned} \quad (\text{IV.5})$$

Dans ce dernier paragraphe, on a montré l'importance du bruit de mesure lorsque celui n'est pas homogène dans l'espace et/ou dans le temps, spécialement dans le cadre des problèmes inverses dont le comportement évalué est non linéaire. La prise en compte du bruit permet donc de définir une pondération du résidu plus physique et en accord avec les incertitudes expérimentales. Cette pondération permet de prendre en compte la variabilité temporelle et spatiale du bruit, qui se caractérise par une variance et une covariance non constante.

#### IV.2.2.2 Incertitudes associées au traitement des données

Les incertitudes associées au traitement des données sont celles qui ne dépendent pas directement de la mesure de la réponse mécanique. Elles sont importantes à traiter dans le cas des problèmes inverses comme celui de notre étude, dont les entrées du problème sont des déplacements mesurés et le comportement du matériau est l'inconnue à identifier pour la prévision d'une réponse mécanique non linéaire. David [236] recommande d'effectuer les méthodes inverses en utilisant des mesures en pixel afin d'éviter la propagation des erreurs. Lecompte *et al.* [276] remarquent l'importance du maillage afin de réduire l'incertitude associée à la discrétisation de la mesure de champ cinématique. Ces sources d'incertitude peuvent être classées en deux types : (i) celles associées à l'interprétation d'une mesure ou donnée numérique et (ii) celles associées à la convergence numérique du calcul EF à comparer. Ces deux points sont

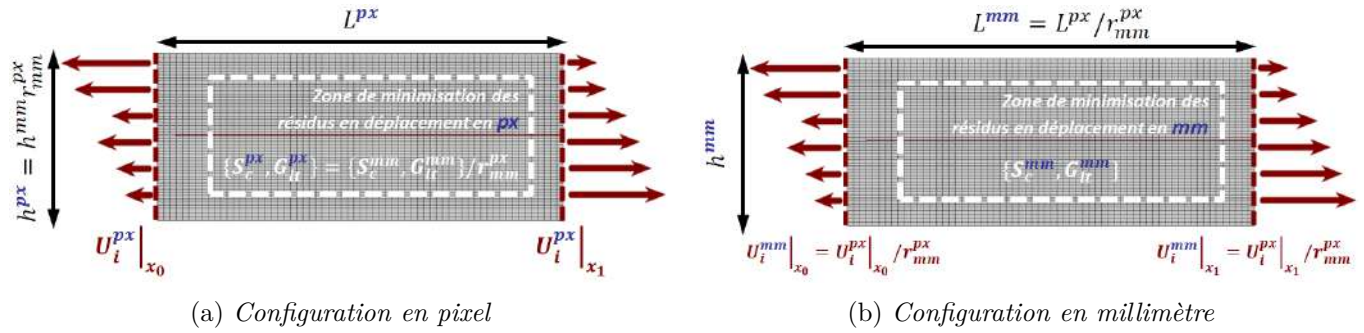


FIGURE IV.11 – Configuration du problème inverse en pixel ou en millimètre pour l'étude de sensibilité du rapport de conversion pixel/millimètre sur l'identification des paramètres

brèvement évalués par l'analyse numérique de l'influence du système d'unités comme source des erreurs et d'incertitudes. Enfin, nous soulignons l'importance du maillage sur la comparaison essai-calcul pour minimiser la propagation de ces erreurs et les incertitudes associées.

### Mise en évidence des erreurs associées au système d'unités pour la comparaison essai-calcul

Concernant la problématique du système d'unités, l'intérêt est d'utiliser les données des champs de déplacements avec une sensibilité aux paramètres maximale mais une incertitude minimale issue de l'influence de l'observateur, c'est-à-dire, du rapport de conversion pixel en millimètre. La nature non-linéaire du problème numérique à résoudre dans le cadre des problèmes inverses par EF peut théoriquement induire des erreurs de plus en plus importantes au cours du chargement, au moment de résoudre numériquement l'équilibre local et global des forces et des déplacements selon les équations d'équilibre classiques de la méthode d'éléments finis [277]. A un chargement donné, l'équilibre global du système ( $F = KU$ , avec  $F$  le vecteur des force extérieures appliquées,  $K$  la matrice de rigidité du système et  $U$  les déplacements aux nœuds) souligne la dépendance entre les déplacements et la matrice de rigidité du système, qui est définie par la loi de comportement associée aux éléments finis. Comme conséquence, la résolution du problème non linéaire implique qu'une erreur sur la valeur des déplacements puisse avoir une influence non négligeable sur l'identification des paramètres permettant le calcul la matrice de rigidité. Une erreur d'estimation du rapport de conversion pixel en millimètre peut donc contribuer à la propagation des erreurs en déplacements et induire des erreurs d'identification non négligeables, d'autant plus importantes dans le cas d'une méthode inverse. L'Equation IV.6 montre l'influence du rapport de conversion sur les erreurs induites sur les champs de déplacement longitudinal ( $U_1$ ) et hors plan ( $U_2$ ).

$$\begin{aligned} \Delta U_i[\text{px}] &= \Delta U_i[\text{mm}] \cdot r_{\text{mm}}^{\text{px}} \\ \Delta(\Delta U_i)[\text{px}] &= \Delta U_i[\text{mm}] \cdot r_{\text{mm}}^{\text{px}} \cdot \epsilon_{r_{\text{mm}}^{\text{px}}} \text{ avec } i = 1, 2 \end{aligned} \quad (\text{IV.6})$$

avec  $\Delta U_i$  l'écart (entre deux évaluations différentes du problème) du déplacement considéré,  $r_{\text{mm}}^{\text{px}}$  le rapport de conversion de pixel en millimètre,  $\Delta(\Delta U_i)$ , l'erreur associée à l'écart du déplacement considéré et  $\epsilon_{r_{\text{mm}}^{\text{px}}}$  l'erreur associée au rapport de conversion.

Dans un cas de flexion, les déplacements longitudinal ( $U_1$ ) et hors plan ( $U_2$ ) par rapport à des dimensions de référence dans chaque direction (l'épaisseur  $h$  de l'éprouvette et la longueur de la région de calcul  $L$ ) présentent des ordres de grandeur différents tel que  $\Delta U_2/h \gg \Delta U_i/L$ . Alors, l'expression des écarts soit en pixel ou en millimètre influence *a priori* le traitement des erreurs dans la démarche d'identification inverse. Au vu de ces remarques, nous avons fait une étude de sensibilité des paramètres d'identification  $G_{lt}$  et  $S_c$  au rapport de conversion qui nous a permis de vérifier l'influence du choix de l'unité au moment de résoudre notre problème d'identification inverse. La Figure IV.11 sert juste à illustrer l'adaptation des dimensions, conditions aux limites et variables d'identification du problème inverse selon le système d'unités adopté. L'unique hypothèse concerne l'épaisseur de l'éprouvette, qui est parfaitement connue en mm et qui est utilisée comme dimension de référence pour créer les maillages.

L'analyse est faite par rapport à un cas de référence concernant une éprouvette [0]<sub>16</sub> à 74 °C - 50 W. Le Tableau IV.1 montre les valeurs obtenues (concernant les paramètres  $G_{lt}$  et  $S_c$  et leur sensibilité

Rapport de conversion normalisé $\epsilon_r/\epsilon_{r_{ref}}$	$G_{lt}$ identifié [N/px <sup>2</sup> ]	$S_c$ identifié [N/px <sup>2</sup> ]	$S_{\epsilon_r}^{G_{lt}}$ [-]	$S_{\epsilon_r}^{S_c}$ [-]
1. (Référence)	$4.58 \cdot 10^{-1}$	$2.07 \cdot 10^{-2}$	-	-
0.9	$6.37 \cdot 10^{-1}$	$6.56 \cdot 10^{-2}$	3.90	21.68
1.1	$3.99 \cdot 10^{-1}$	$4.95 \cdot 10^{-3}$	1.29	7.61

Tableau IV.1 – Comparaison des paramètres obtenus par méthode inverse en pixel et leur sensibilité au rapport de conversion pixel/millimètre pour une éprouvette [0]<sub>16</sub> à 74 °C - 50 W

Rapport de conversion normalisé $\epsilon_r/\epsilon_{r_{ref}}$	$G_{lt}$ identifié [MPa]	$S_c$ identifié [MPa]	$S_{\epsilon_r}^{G_{lt}}$ [-]	$S_{\epsilon_r}^{S_c}$ [-]
1. (Référence)	2230.3	100.8	-	-
0.9	2612.3	231.0	1.05	12.93
1.1	2389.4	37.2	0.71	6.31

Tableau IV.2 – Comparaison des paramètres obtenus par méthode inverse en millimètre et leur sensibilité au rapport de conversion pixel/millimètre pour une éprouvette [0]<sub>16</sub> à 74 °C - 50 W

à  $\epsilon_{r_{mm}^{px}}$ ) par identification inverse en pixel pour deux valeurs du rapport de convergence différentes. Le Tableau IV.2 quant à lui, montre les valeurs obtenues lorsque l'identification inverse est faite en pixel. Dans les deux cas, les identifications sont faites sans considérer le bruit de mesure afin de ne se focaliser que sur l'influence du système d'unités sur le processus d'identification. Elles sont comparées par rapport à une même identification de référence (en supposant un « vrai » rapport de conversion  $\epsilon_{r_{ref}} = 69.78$  mm/px) tel qu'il est possible d'estimer les sensibilités normalisées des paramètres obtenus au rapport de conversion, en suivant l'Expression IV.7.

$$S_{\epsilon_r}^{p_i} = \frac{\frac{p_i - p_{i_{ref}}}{p_{i_{ref}}}}{\frac{\epsilon_r - \epsilon_{r_{ref}}}{\epsilon_{r_{ref}}}} \quad (IV.7)$$

avec  $p_i$  le paramètre en question ( $G_{lt}$  ou  $S_c$ ) et  $\epsilon_r$  le facteur de conversion.

La Figure IV.12 permet de comparer les sensibilités obtenues selon le système d'unité. Nous remarquons des valeurs plus importantes pour la résistance d'interface  $S_c$  que pour le module de cisaillement du pli  $G_{lt}$ , ainsi que dans le cas des calculs en pixel. Cette analyse a montré que les calculs en millimètre sont moins sensibles aux paramètres que nous cherchons à identifier,  $G_{lt}$  et  $S_c$ . Ainsi, afin d'avoir le minimum d'influence de part de l'observateur sur les incertitudes de mesure et maximiser la sensibilité des champs mesurés aux paramètres, nous avons décidé de travailler en pixel. Ce travail fait, il est alors important de focaliser sur l'approche de discrétisation du domaine de l'étude. Nous exposons donc brièvement le maillage retenu dans notre étude, issu d'un étude de convergence au maillage en assurant la convergences des résultats numériques dans le but de réduire au maximum les erreurs de projection et la propagation de ces erreurs sur la méthode d'identification inverse.

**Incertainces associées au maillage** Concernant le maillage, une erreur systématique est induite par la discrétisation spatiale du maillage EF et par l'erreur de projection afin de comparer avec les données expérimentales obtenues sur une grille régulière avec une discrétisation minimale d'un pixel. Il convient alors de faire une étude de convergence au maillage afin (i) d'assurer la convergence de la réponse numérique et (ii) de réduire les incertitudes issues de la projection des données. La Figure IV.13 montre le maillage retenu, en considérant une région de raffinement progressif autour de la singularité, avec une taille minimale d'un pixel et d'une taille maximale de dix pixels. Le maillage est composé d'éléments quadratiques à intégration complète, avec environ 50 000 éléments et 150 000 nœuds selon le cas à modéliser, soit pour des éprouvettes [0]<sub>16</sub> ou [0]<sub>8</sub>. Nous remarquons que l'erreur de projection est donc dépendante tant de la taille minimale de convergence au maillage que de la taille de la grille

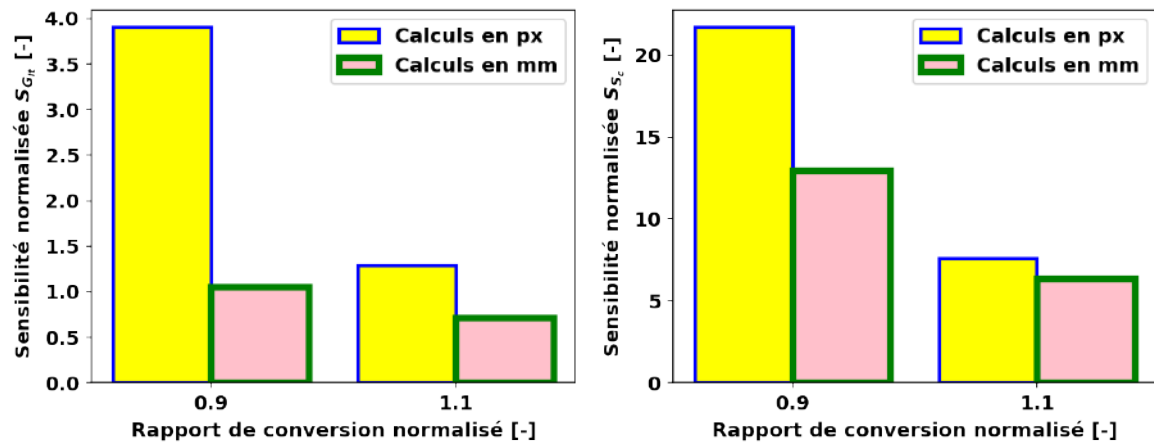


FIGURE IV.12 – Sensibilités normalisées des paramètres à identifier ( $G_t$  à gauche et  $S_c$  à droite) au rapport de conversion normalisé selon le système d’unités retenu

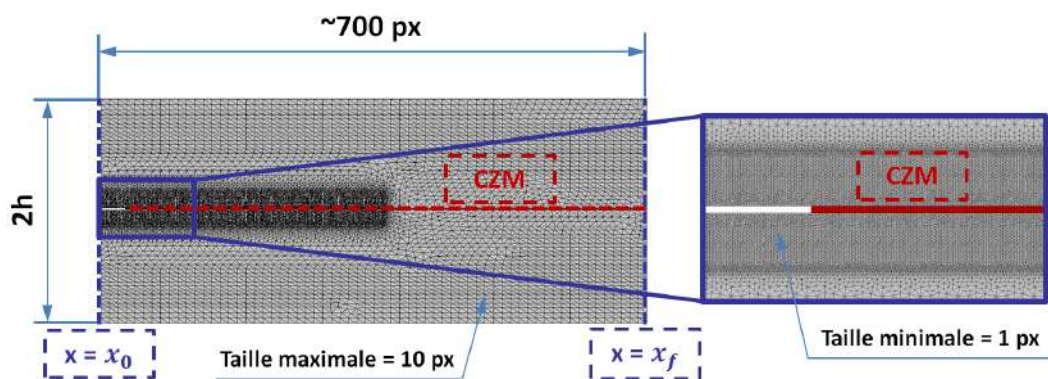


FIGURE IV.13 – Raffinement du maillage autour la singularité associé à la modélisation locale représentative de l’essai ENF

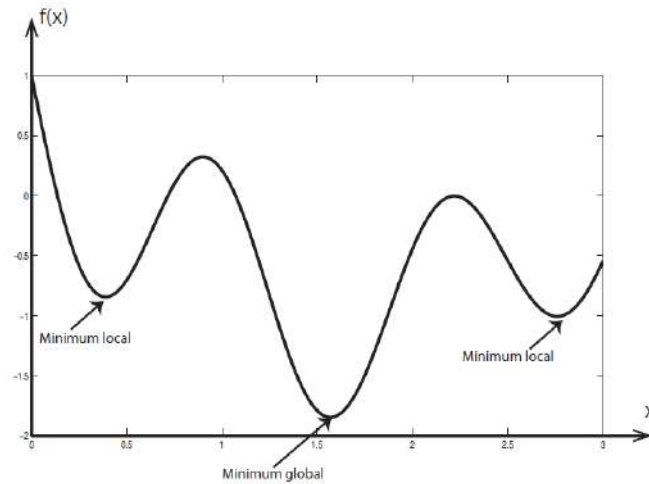


FIGURE IV.14 – Problématique de l’approche mono-objectif : Différence entre un optimum global et des optima locaux [47]

expérimentale (associé à la résolution de la mesure). Dans notre cas, une solution convergée est donc projetée sur la grille des données expérimentales avec une discrétisation d’un pas égale à un pixel. Au vu des remarques exposées, la prise en compte des erreurs aléatoires et systématiques issues du bruit de mesure et du traitement des données respectivement permet d’une part de définir une fonction de coût la plus adaptée à notre problème et d’autre part, de réduire la propagation des erreurs. Le paragraphe suivant est dédié à la justification de la méthode d’optimisation afin de réduire et quantifier les incertitudes portant sur les variables inconnues.

### IV.2.3 Nécessité d’une approche multi-objectif

En fonction du problème inverse et du nombre d’inconnues, la fonction de coût peut être composée d’un unique ou de plusieurs objectifs [47]. Dans ce paragraphe, nous définissons les caractéristiques principales de deux approches, mono-objectif et multi-objectif, qui sont les plus adaptées *a priori* à notre problème d’identification avec deux inconnues, à savoir le module de cisaillement du pli  $G_{lt}$  et la résistance d’interface  $S_c$ . Nous soulignons les inconvénients de l’approche mono-objectif et les raisons pour lesquelles une approche multi-objectif est la plus adaptée pour obtenir une solution valable pour notre problématique. La formulation du résidu et les avantages de l’approche multi-objectif sont ensuite présentés.

#### IV.2.3.1 Limitation de la formulation mono-objectif

La résolution d’un problème inverse repose sur la minimisation de la fonction de coût afin d’obtenir la meilleure solution possible au problème, nommée optimum global [47]. Une formulation mono-objectif part du principe que la fonction de coût est définie à partir d’un objectif commun à l’ensemble des variables inconnues. Il existe un unique optimum global, mais il peut y avoir également des minimums autres que l’optimum global, nommés optimums locaux, tel qu’il est représenté sur la Figure IV.14. Si le modèle est parfaitement représentatif de l’expérience, il est toujours possible d’obtenir l’optimum global en examinant un domaine suffisamment large qui borne la solution [47]. Cependant, comme nous l’avons exposé dans le paragraphe précédent IV.2.2, il existe toujours une erreur entre le modèle et l’expérience qui peut rendre l’optimisation mono-objectif inefficace. Cela peut induire des erreurs d’identification en raison des sources d’incertitudes. En effet plusieurs jeux de paramètres peuvent *a priori* être des solutions efficaces du problème (solution que l’on considère valable pour le problème physique à traiter) avec une approche mono-objectif [47, 267]. Une approche mono-objectif présente donc un inconvénient majeur : la possibilité d’obtenir des minimums locaux et globaux très proches correspondants à des jeux de paramètres d’incertitude élevée. Cela signifie qu’il est possible d’obtenir plusieurs solutions efficaces



Éprouvettes	[0] <sub>16</sub> - 0 W	[0] <sub>16</sub> - 50 W	[0] <sub>16</sub> - 80 W	[0] <sub>8</sub> - 0 W	[0] <sub>8</sub> - 30 W	[0] <sub>16</sub> - 50 W
$G_{lt}$ [MPa]	[2000 , 5000 ]	[1000 , 3000 ]	[750 , 2750 ]	[3000 , 6000 ]	[2000 , 6000 ]	[1000 , 5000 ]
$S_c$ [MPa]	[80 , 140 ]	[30 , 70 ]	[20 , 70 ]	[60 , 120 ]	[30 , 70 ]	[20 , 60 ]

Tableau IV.3 – Bornes des paramètres  $G_{lt}$  et  $S_c$  des domaines des plans d'expériences pour générer les métamodèles pour chaque éprouvette NPC [0]<sub>16</sub> et [0]<sub>8</sub>

du problème présentant des différences faibles de la fonction de coût, mais correspondant à des jeux de paramètres très différents.

Afin de pallier et d'évaluer cet inconvénient, nous avons opté pour l'estimation de la réponse numérique par le biais d'un métamodèle basé sur l'ACP. Le métamodèle va nous permettre d'une part de tester la capacité d'identification de l'approche mono-objectif, et d'autre part, d'avoir un outil permettant d'accélérer l'évaluation des calculs numériques. Un métamodèle permet d'avoir un gain de temps d'évaluation conséquent, grâce au remplacement de l'évaluation du calcul EF par celle du métamodèle. Pour cette raison, plusieurs auteurs font appel à des métamodèles lors de la résolution de problèmes inverses [265, 275].

La différence par rapport au métamodèle utilisé dans le paragraphe III.2.1 du Chapitre III est que dans ce cas nous avons considéré l'ensemble de déplacements spatio-temporelles comme données d'entrée pour l'analyse ACP et la construction du métamodèle par un polynôme de Ridge. Cela signifie qu'un seul métamodèle est généré pour chaque essai afin de représenter les champs de déplacements longitudinal et hors plan dans la région de simulation pour l'ensemble des cartes temporelles de notre problème. Un plan d'expérience classique du type LHS (*Latin Hypercube Sampling*) [278–280] a été retenu afin d'optimiser le nombre de calculs EF nécessaires pour construire un métamodèle représentatif de la réponse spatio-temporelle pour chaque essai. Cette technique permet de créer un ensemble d'expériences remplissant au mieux et de manière uniforme le domaine d'exploration des variables à identifier, qui est supposé connu. Le domaine d'exploration des variables  $G_{lt}$  et  $S_c$  a été défini *a priori* pour chaque essai selon des valeurs de référence trouvées dans la littérature pour la caractérisation du comportement et la rupture en cisaillement du pli [8]. Le Tableau IV.3 montre les bornes des paramètres pour chaque essai NPC à analyser selon le niveau de température moyenne mesuré.

À titre d'exemple, nous avons évalué la capacité de prévision du métamodèle pour une éprouvette [0]<sub>16</sub> à 74 °C - 50 W. La Figure IV.15a montre la très bonne correspondance entre les paramètres d'entrée des calculs du plan d'expérience et la prévision par méthode inverse (mono-objectif) en utilisant le métamodèle. Cela justifie la validité du métamodèle pour décrire la réponse dans le domaine des paramètres à identifier. La Figure IV.15b montre l'évaluation des résidus par rapport à l'expérience (à travers la fonction de coût) issues des calculs du plan d'expérience et de l'évaluation du métamodèle sur le domaine défini pour concevoir le plan d'expérience. Ces évaluations intègrent les incertitudes dues au bruit et correspondent donc à l'application de l'Équation IV.5. Nous remarquons que l'évaluation du métamodèle dans tout le domaine exploré montre qu'il est possible d'obtenir des minimums locaux très différents selon la zone du domaine exploré qui présentent des évaluations de la fonction de coût similaires. Dans ce cas, une approche mono-objectif n'est pas suffisante pour discerner entre la solution globale et les différents minimums locaux. Il n'est donc pas possible de définir une solution valable en raison de l'extension du domaine de la solution associée aux minimums. La prise en compte des incertitudes de mesure par le bruit ne suffit donc pas pour garantir la validité de la solution par une approche mono-objectif [267]. La définition de la fonction de coût n'est pas la plus physique et la plus adaptée aux paramètres à identifier afin de trouver une solution acceptable et peu dispersée. Pour ces raisons, une approche multi-objectif est nécessaire, comme nous l'expliquons dans le paragraphe suivant.

#### IV.2.3.2 Intérêt de l'approche multi-objectif

L'intérêt d'une approche multi-objectif est de prendre en compte plusieurs sources d'information concernant les paramètres à identifier afin de formuler une fonction de coût en accord avec la physique du problème [267]. En ce qui concerne notre problème d'identification, deux objectifs doivent être définis,

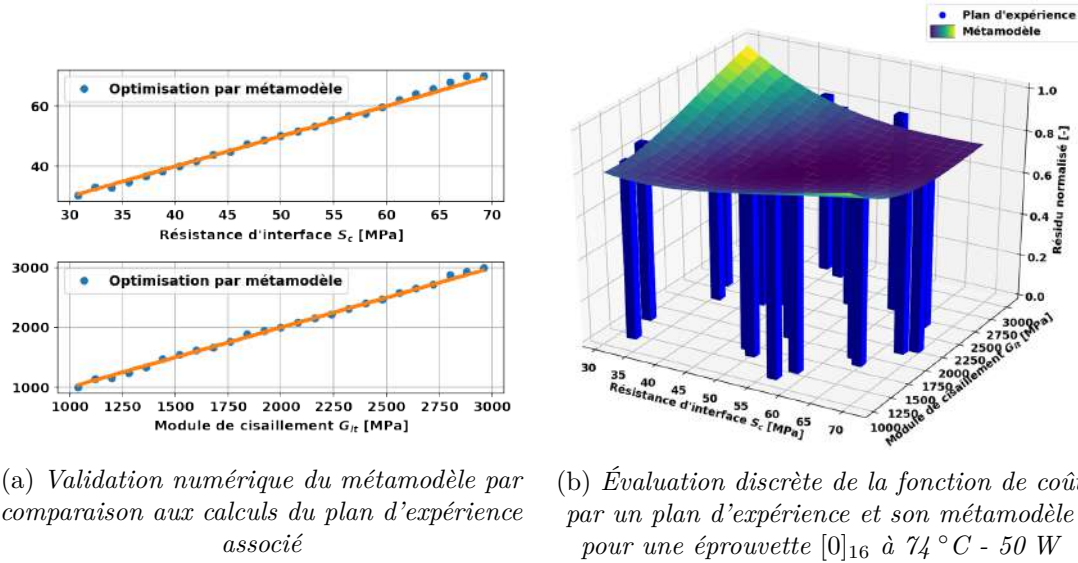


FIGURE IV.15 – Vérification numérique de la robustesse du métamodèle et évaluation du plan d'expérience et de son métamodèle sur un cas expérimental pour une éprouvette [0]<sub>16</sub> à 74 °C - 50 W

pour chacune des variables à identifier,  $G_{lt}$  et  $S_c$ . Nous devons formuler une fonction de coût associée à chaque variable à partir de l'Expression IV.5 définie dans le paragraphe IV.2.2 en termes des champs de déplacement. Une pondération selon la sensibilité des déplacements aux paramètres est introduite afin de définir chacun des objectifs en accord avec la sensibilité de chaque paramètre, selon l'Équation IV.8 :

$$\begin{aligned} \Psi(p)_{p_i} &= \sum \frac{1}{\zeta_{xy}} S_{p_i} \cdot (U_{num} - U_{exp})^T [C_{xy}]^{-1} (U_{num} - U_{exp}) \\ &= \sum_{k=1}^{K_{dim}} \sum_{j=1}^{N_j} \sum_{i=1}^{N_i} \frac{1}{\zeta_{xy}^2(k)} S_{p_i}^{ij,k} \cdot (U_{num}^{ij,k} - U_{exp}^{ij,k}) \frac{1}{[C_{xy}]_{ij,ij}} (U_{num}^{ij,k} - U_{exp}^{ij,k}) \end{aligned} \quad (IV.8)$$

avec  $\Psi(p)_{p_i}$  la fonction de coût associée à chaque variable  $p_i$ , donc soit  $\Psi(G_{lt}, S_c)_{G_{lt}}$  ou  $\Psi(G_{lt}, S_c)_{S_c}$ .  $S_{p_i}$  correspond à la sensibilité spatio-temporelle des champs de déplacement par rapport à chacune des variables. Ces sensibilités seront déterminées dans le paragraphe IV.2.4. Le cadre multi-objectif permet d'identifier les principales solutions selon l'ensemble des compromis acceptables et qui est alors défini par un front de Pareto [47], comme le montre la Figure IV.16. Les solutions dominées sont des points qui ne représentent pas le meilleur compromis de la solution et ne font donc pas partie du Front de Pareto. Les solutions Pareto optimales correspondent aux meilleurs compromis réalisables sur tous les critères simultanément [47]. Ces solutions optimales ne sont pas systématiquement comparables ce qui implique qu'un problème multi-objectif a un ensemble de solutions qui est défini par le front de Pareto. Pour cela, le paragraphe suivant décrit brièvement l'analyse de la distribution des solutions en termes de dispersion et d'incertitudes de l'identification des paramètres.

L'approche multi-objectif permet d'obtenir l'ensemble des compromis acceptables pour le problème inverse, mais il n'existe pas de consensus pour déterminer la qualité de la solution par des indicateurs en particulier [264]. Il n'est pas possible de séparer quantitativement les sources qui influencent les incertitudes des paramètres identifiés [267]. Cependant, l'ajout des sensibilités pour la définition des objectifs a pour but de rendre la fonction de coût plus sensible à la physique traduite par le modèle afin de contribuer à la réduction des incertitudes de la solution du problème. Dans le paragraphe IV.2.4, nous insistons dans un premier temps sur la prise en compte de la sensibilité et nous discutons alors de la qualité de la solution.

#### IV.2.4 Réduction de l'incertitude d'identification par une étude de sensibilité

Dans ce paragraphe, nous montrons l'intérêt de prendre en compte les sensibilités aux paramètres d'un point de vue numérique afin d'améliorer la sélection des données et de réduire les incertitudes

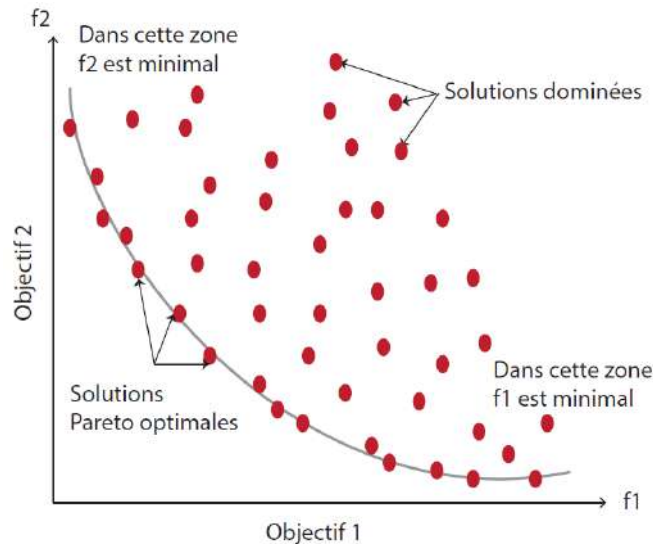


FIGURE IV.16 – Exemple du front de Pareto et domaines de Pareto pour un problème de minimisation de deux objectifs [47]

d'identification. Le calcul des sensibilités cherche à déterminer comment la sortie du modèle (ici les champs de déplacements) réagit aux variations de ses entrées (les inconnues du problème  $G_{lt}$  et  $S_c$ ). La prise en compte des sensibilités dans la formulation de la fonction de coût (Équation IV.9) permet de mettre en concurrence l'influence de chaque variable sur la fonction de coût. Elles permettent de pondérer le résidu en exacerbant la contribution des points les plus sensibles aux paramètres. Elles doivent être mises en regard avec l'incertitude des données afin de pas renforcer la pondération du résidu de manière contreproductive par rapport au bruit. Le calcul des sensibilités est possible par une étude de sensibilité locale ou globale [281, 282]. Les sensibilités locales expliquent comment une petite variation locale d'un paramètre fait varier les sorties du modèle. Elles sont donc calculées par des dérivées partielles selon l'Expression IV.9 :

$$S_{p_i} = \frac{\partial U}{\partial p_i} \quad (\text{IV.9})$$

avec  $S_{p_i}$  la sensibilité du champ  $U$  (transverse et/ou hors plan) par rapport au paramètre  $p_i$  ( $G_{lt}$  ou  $S_c$ ). Le calcul des sensibilités locales repose sur une hypothèse de linéarité, ce qui facilite son estimation. Cependant, il s'agit de la sensibilité d'une sortie par rapport à une variation unique d'un paramètre en fixant les autres. Dans la littérature, on trouve ces sensibilités sous le nom de sensibilités OAT (*One At Time*) [278, 281]. Le principal inconvénient est donc l'incapacité de donner une information globale de la variation de la sortie en accord avec la variation simultanée des variables indépendantes. Ces sensibilités OAT sont utiles pour des problèmes linéaires et/ou avec des interactions entre paramètres négligeables, ou lorsque le problème est défini sur un domaine suffisamment réduit pour vérifier ces conditions. De plus, elles doivent être normalisées afin d'éviter des erreurs de pondération. La normalisation des sensibilités dépend du problème, et il n'y a pas de consensus dans la littérature [283]. Les sensibilités locales peuvent rapidement induire des erreurs en exacerbant une mauvaise pondération de la fonction de coût.

Pour résoudre ce problème communément associé à des approches multi-objectifs [278], le calcul des sensibilités d'une manière globale est préférée. Les sensibilités globales expriment le pourcentage de la variabilité de la réponse expliquée due à la variabilité d'un paramètre dans tout le domaine possible d'exploration de la solution. Elles sont donc valables sur tout le domaine des paramètres défini *a priori*. Elles sont calculées par le rapport de la variance expliquée du paramètre et de la variance de la sortie, selon l'Expression IV.10 :

$$S_{p_i} = \frac{\varsigma^2(E[U|p_i])}{\varsigma^2(U)} \quad (\text{IV.10})$$

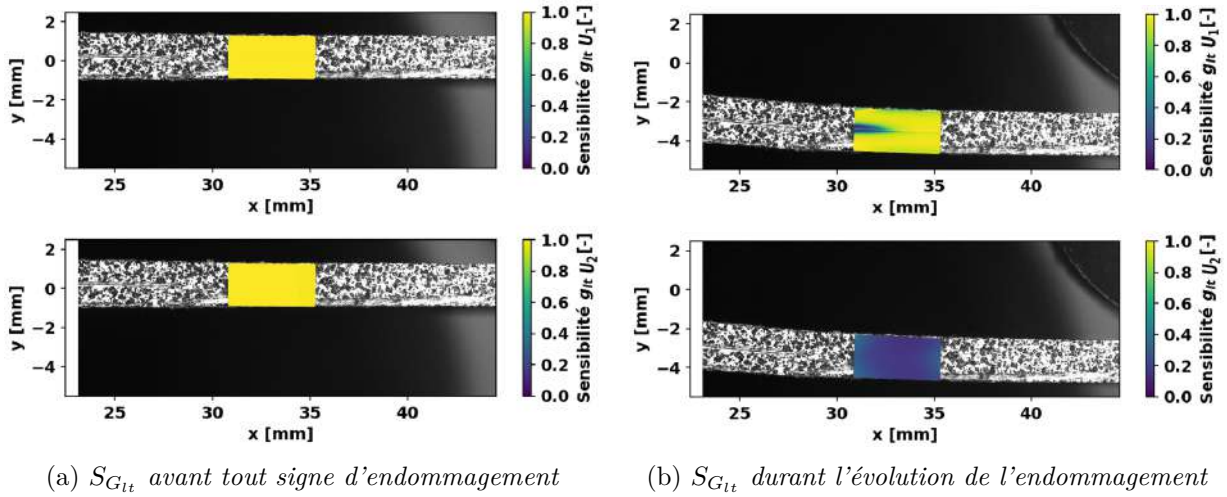


FIGURE IV.17 – Distribution spatiale des sensibilités (des champs de déplacement transverse en haut et hors plan en bas) par rapport à  $G_{lt}$  évaluée à deux niveaux de chargements différents pour une éprouvette  $[0]_8$  à  $50\text{ W} - 86^\circ\text{C}$

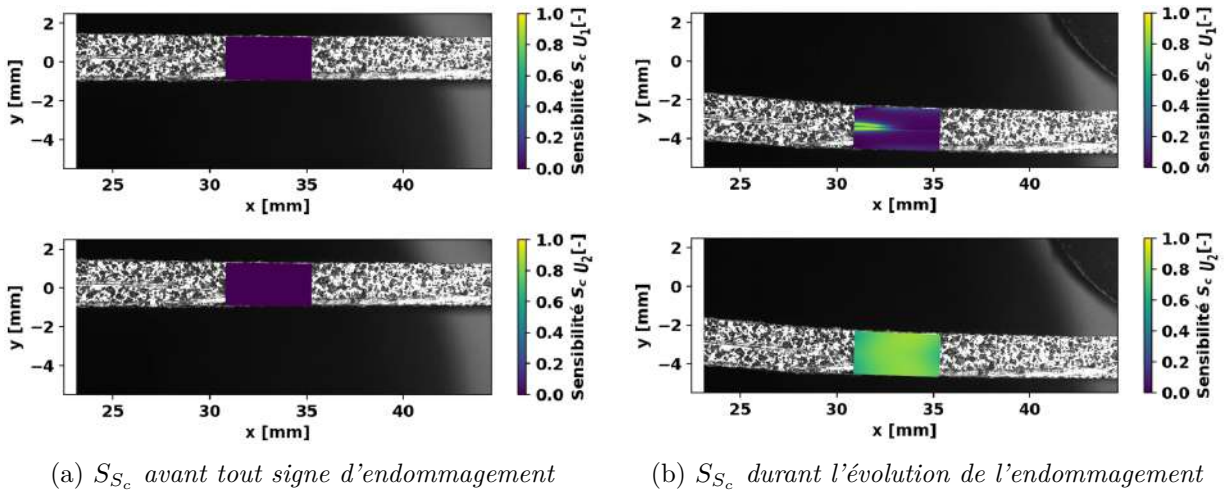


FIGURE IV.18 – Distribution spatiale des sensibilités (des champs de déplacement transverse en haut et hors plan en bas) par rapport à  $S_c$  évaluée à deux niveaux de chargements différents pour une éprouvette  $[0]_8$  à  $50\text{ W} - 86^\circ\text{C}$

avec  $S_{p_i}$  la sensibilité globale du champ  $U$  par rapport au paramètre  $p_i$  (soit  $G_{lt}$  ou  $S_c$ ),  $E[U|_{p_i}]$  l'espérance de  $U$  conditionnée par le paramètre  $p_i$  et  $\zeta^2$  la variance. Cette expression correspond aux indices de Sobol de premier ordre, que nous avons calculés à l'aide du module OPEN TURNS [280, 284] à l'aide d'un métamodèle basé sur une approche de Chaos polynomial, dont le plan d'expérience nécessaire est généré à l'aide du métamodèle décrit dans le paragraphe relatif à la formulation mono-objectif page 135. L'objectif des travaux présentés dans ce manuscrit n'étant pas de décrire la procédure du calcul des sensibilités globales, le lecteur peut se référer à [281, 285–287] pour plus de détails sur cette technique.

Afin d'illustrer les sensibilités globales, les Figures IV.17 et IV.18 montrent leurs valeurs par rapport à chacun des paramètres  $G_{lt}$  et  $S_c$  tant pour le déplacement transverse que hors plan (en haut et en bas respectivement) à deux instants donnés (avant et au cours de l'évolution d'endommagement à gauche et à droite des Figures IV.17 et IV.18 respectivement) pour la région d'intérêt dans le cas d'une éprouvette  $[0]_8$  à  $50\text{ W} - 86^\circ\text{C}$ . Par construction les sensibilités globales sont comprises entre 0 et 1 et sont complémentaires par rapport à l'ensemble des paramètres ce qui implique qu'aucune normalisation n'est nécessaire. Nous observons que la sensibilité à  $G_{lt}$  est initialement plus forte que celle à  $S_c$ . La sensibilité à  $S_c$  devient de plus en plus importante autour de la singularité et dès l'apparition de l'endommagement,



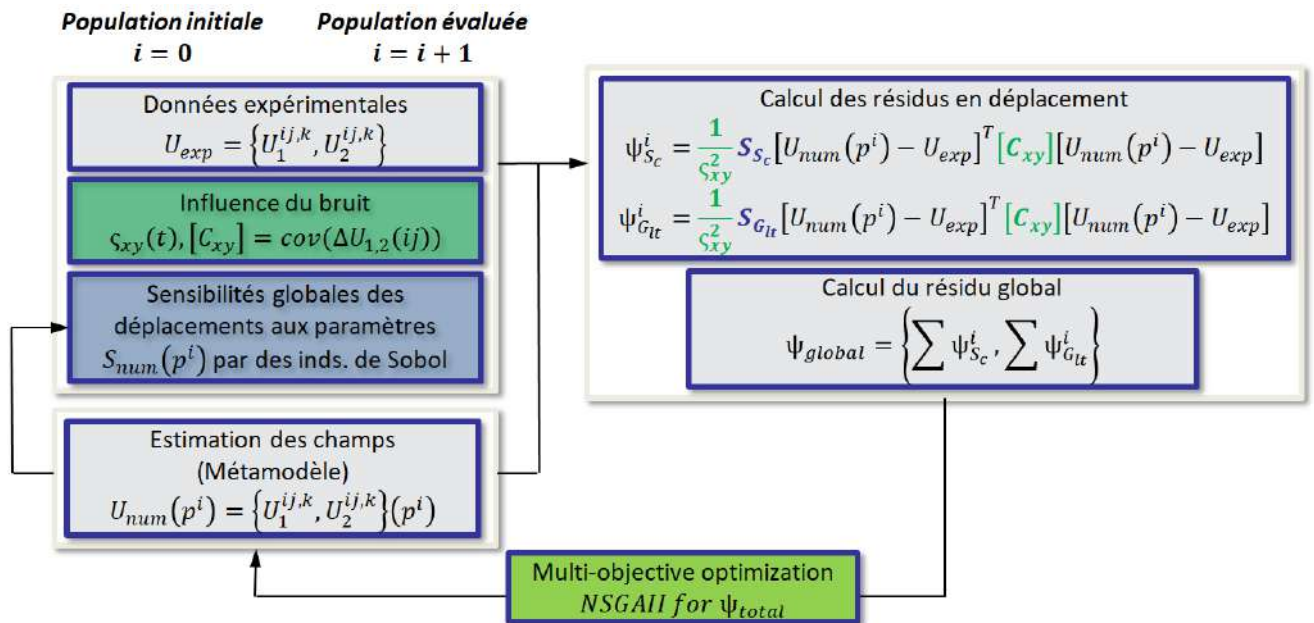


FIGURE IV.19 – Schéma d'optimisation pour l'identification du module de cisaillement  $G_{lt}$  et de la résistance d'interface  $S_c$  par un approche multi-objectif

comme le montre la Figure IV.18b. Cela signifie d'une part que les cartes dont le chargement est important seront plutôt favorables à l'identification de  $S_c$ , notamment par le développement de la *Process Zone* et ses effets. D'autre part, l'identification de  $G_{lt}$  sera plus favorable au début du chargement, instants pour lesquelles  $S_c$  est quasi insensible. Il en va de même pour les régions en dehors de la zone d'influence de la *Process Zone* pour des chargements plus importants.

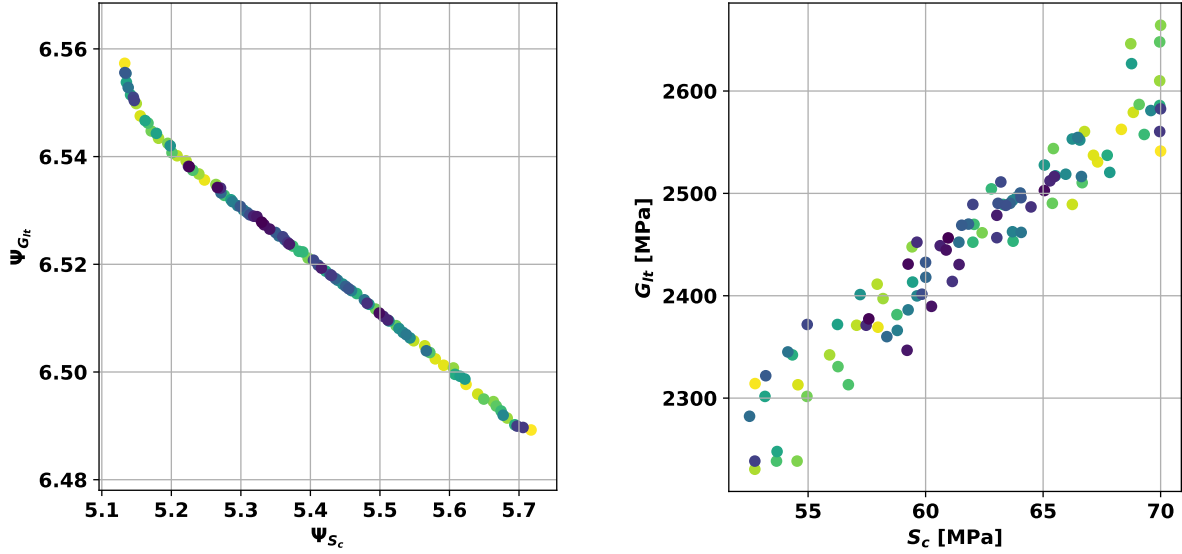
Au vu de ces résultats et des limites soulignées des sensibilités OAT, c'est l'approche des sensibilités globales qui est retenue. Cela permet donc de définir des fonctions de coût plus en accord avec la variabilité des champs de déplacement en fonction des variations des inconnues. Comme nous l'avons mentionné dans l'introduction de ce paragraphe, nous rappelons que l'intérêt majeur des sensibilités est d'améliorer la sélection des données par rapport au bruit de mesure, d'où l'intérêt de choisir la pondération du résidu la plus appropriée en considérant la part du bruit et des sensibilités (Équation IV.8). Le but est de définir la fonction de coût la plus sensible aux paramètres que l'on cherche à identifier, afin de réduire leurs incertitudes, comme nous le présentons dans le paragraphe suivant.

### IV.3

## Application de la FEMU pour l'identification d'une dépendance à la température des paramètres du modèle

La Figure IV.21 montre un schéma de l'application de la FEMU et la résolution du problème inverse par une approche multi-objectif comme expliqué dans le paragraphe IV.2. La résolution du problème inverse par optimisation multi-objectif est fait par un algorithme évolutionnaire classique basé sur le front de Pareto du type NSGA-II (Non dominated Sorting Genetic Algorithm) [269, 288, 289]. Nous montrons dans un premier temps dans ce paragraphe, l'identification des paramètres obtenue pour chaque essai ENF en température. Une discussion sur les valeurs des paramètres obtenues en fonction de la température est présentée pour l'ensemble des éprouvettes  $[0]_{16}$  et  $[0]_8$ . Ensuite, nous justifions la validité de l'identification afin de discerner si la loi cohésive d'interface obtenue permet de traduire correctement l'ensemble des mécanismes de dissipation uniquement par fissuration à l'interface.





(a) Front de Pareto dans le domaine des objectifs (b) Front de Pareto dans le domaine des paramètres

 FIGURE IV.20 – Front de Pareto obtenu par méthode inverse multi-objectif pour une éprouvette  $[0]_{16}$  à 50 W - 74 °C

### IV.3.1 Identification des paramètres de la loi d'interface en mode II en fonction de la température

En raison du choix des paramètres à identifier présentés dans le paragraphe IV.1.2, l'identification inverse de la résistance d'interface implique l'identification conjointe des valeurs de  $G_{lt}$  et  $S_c$  pour chaque essai. L'identification des résultats est basée sur l'analyse du front de Pareto obtenu pour chaque essai analysé. La Figure IV.20a montre les solutions non dominées du Front de Pareto pour une éprouvette  $[0]_{16}$  à 50 W - 74 °C lorsqu'on trace la fonction de coût dans les plans des objectifs  $\Psi_{G_{lt}}$  et  $\Psi_{S_c}$ . La Figure IV.20b quant à elle, montre le front de Pareto obtenu lorsqu'on trace les solutions associées à chaque point du front dans le domaine des paramètres identifiés,  $G_{lt}$  et  $S_c$ . Toutes les solutions non dominées du Front de Pareto sont équiprobables sachant qu'elles représentent les compromis acceptables de la solution à notre problème, tel qu'il n'est pas possible de diminuer un des résidus sans dégrader l'autre [47]. Cela signifie que tous les points du front ont la même *qualité* de solution et qu'aucune solution n'est plus meilleure qu'une autre. On parle donc de la diversité de l'ensemble des solutions qui est représenté par le front de Pareto.

Afin de déterminer une solution « moyenne » (la plus correcte par rapport à notre problème), nous avons opté par déterminer une solution dite « centrée » dans le domaine des paramètres, telle qu'elle est la plus proche possible à toutes les autres solutions du front. Pour ce faire, le Front de Pareto dans l'espace des objectifs doit théoriquement être uniformément échantillonné (comme le montre la Figure IV.20a), tel que ces points soient iso-écartés entre eux dans le domaine des objectifs afin de respecter certains critères de performance de la solution [290–294]. Nous avons procédé à la détermination de la solution par une méthode de centrage qui consiste à écarter progressivement les points du domaine convexe (*convex hull* en anglais) de la solution jusqu'à converger vers la solution centrée [295–297]. La Figure IV.21 illustre cette procédure pour la solution d'une éprouvette  $[0]_{16}$  à 50 W - 74 °C. Nous remarquons que cette technique permet de centrer la solution directement dans le domaine des paramètres sans besoin de normaliser leurs valeurs. L'obtention d'une solution centrée permet ensuite d'estimer les incertitudes associées à chaque paramètre comme l'écart entre la solution centrée et les solutions du domaine convexe extérieur. Cette incertitude explique donc la diversité de la solution obtenue par le front de Pareto qui sert à expliquer la distribution des paramètres identifiés.

Les Tableaux IV.4 et IV.5 montrent les résultats obtenus pour chaque configuration NPC des éprouvettes  $[0]_{16}$  et  $[0]_8$  analysées. Ils correspondent aux essais qui présentent une température stabilisée au

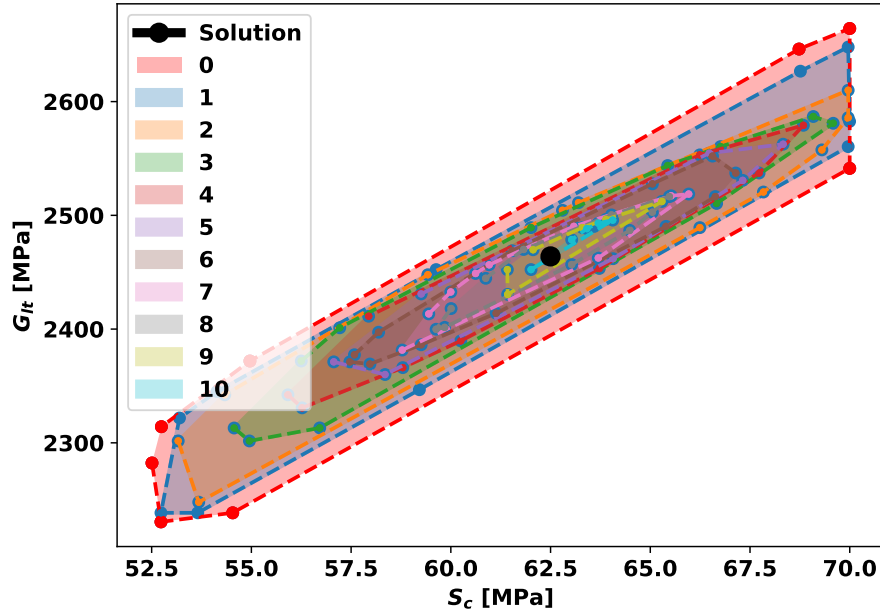


FIGURE IV.21 – Procédure d'obtention de la solution centrée ( $G_{lt}$  et  $S_c$ ) dans le domaine des paramètres par une méthode de centrage du convexe hull

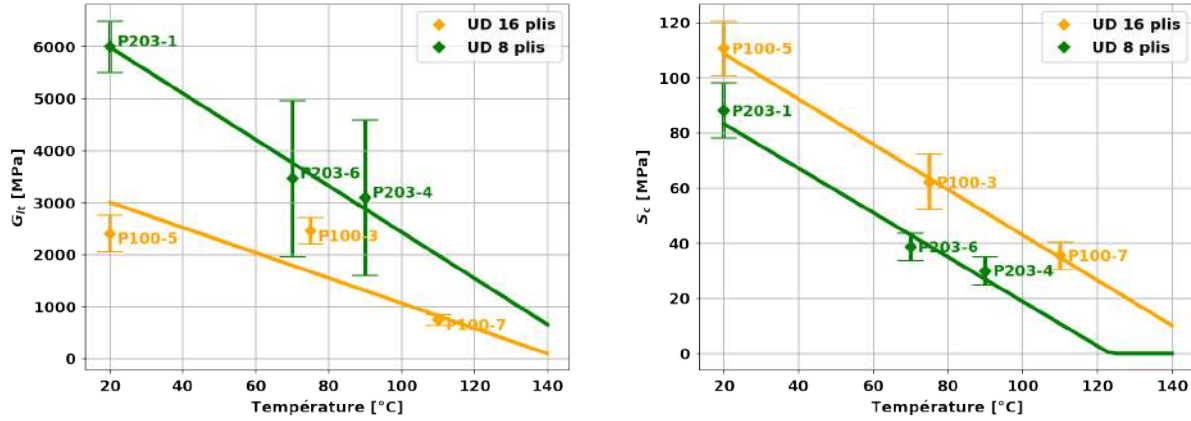
Coupon	Puissance- P[W]	Température NPC	$G_{lt}$ [MPa]	$\sigma_{G_{lt}}$ [MPa]	$S_c$ [MPa]	$\sigma_{S_c}$ [MPa]
P100-5	0 W	(ambiante)	2395.9	344.1	110.0	9.1
P100-3	50 W	74 °C	2453.1	252.4	62.0	10.2
P100-7	80 W	110 °C	751.4	103.8	35.6	6.1

Tableau IV.4 – Valeurs moyennes (solution centrées) et incertitudes associées des solution d'identification (Fronts de Pareto) pour les configurations NPC des éprouvettes  $[0]_{16}$  à différentes températures

cours du chargement mécanique. Les résultats concernent les valeurs « moyennes » (dites également « centrées ») tant pour le module de cisaillement du pli  $G_{lt}$  que pour la résistance d'interface  $S_c$  ainsi que leurs incertitudes associées. Ces résultats sont tracés en fonction de la température pour l'ensemble des éprouvettes analysées sur la Figure IV.22, avec une régression linéaire prenant en compte les incertitudes pour l'évolution de  $G_{lt}$  et  $S_c$  en fonction de la température. Nous remarquons une tendance de décroissance tant du module de cisaillement du pli que de la résistance d'interface avec la température. Il a été possible de déduire une tendance linéaire du module de cisaillement avec la température pour chaque set d'éprouvettes, même si les dispersions des valeurs restent élevées, notamment pour les éprouvettes  $[0]_8$ . C'est une conséquence d'une part d'une faible sensibilité des champs de déplacement à  $G_{lt}$  et d'autre part d'un rapport signal/bruit faible qui empêche son identification de manière plus précise. Une tendance linéaire de la résistance d'interface avec la température est observée pour les deux jeux d'éprouvettes. Ce paramètre

Coupon	Puissance- P[W]	Température NPC	$G_{lt}$ [MPa]	$\sigma_{G_{lt}}$ [MPa]	$S_c$ [MPa]	$\sigma_{S_c}$ [MPa]
P203-1	0 W	(ambiante)	5988.8	511.8	88.2	11.0
P203-6	30 W	71 °C	3609.3	1342.3	38.7	10.6
P203-4	50 W	92 °C	3361.7	1421.0	31.0	5.4

Tableau IV.5 – Valeurs moyennes (solution centrées) et incertitudes associées des solution d'identification (Fronts de Pareto) pour les configurations NPC des éprouvettes  $[0]_8$  à différentes températures

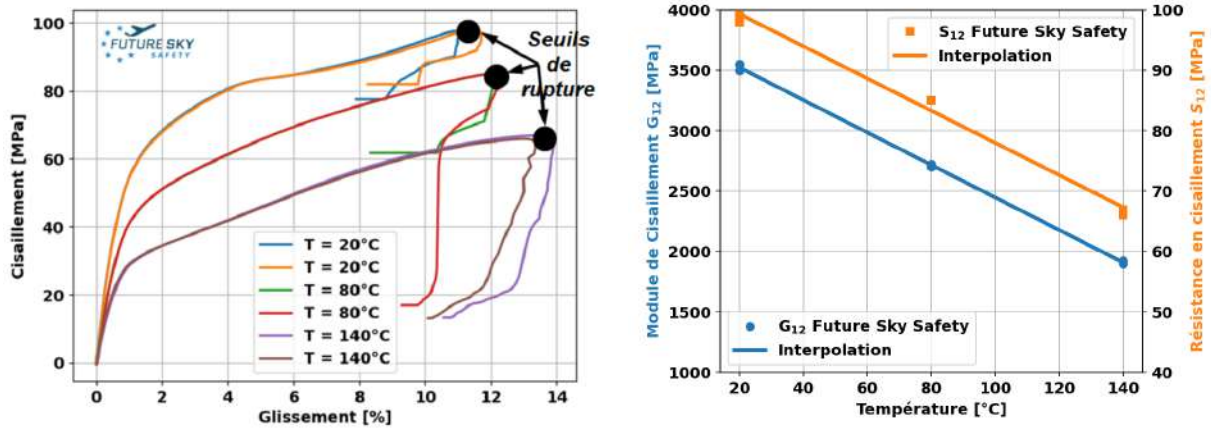

 (a)  $G_{lt}$  et régression linéaire associée

 (b)  $S_c$  et régression linéaire associée

 FIGURE IV.22 – Évolution du module de cisaillement  $G_{lt}$  et de la résistance d'interface  $S_c$  en fonction de la température à partir des résultats des éprouvettes  $[0]_{16}$  et  $[0]_8$ 

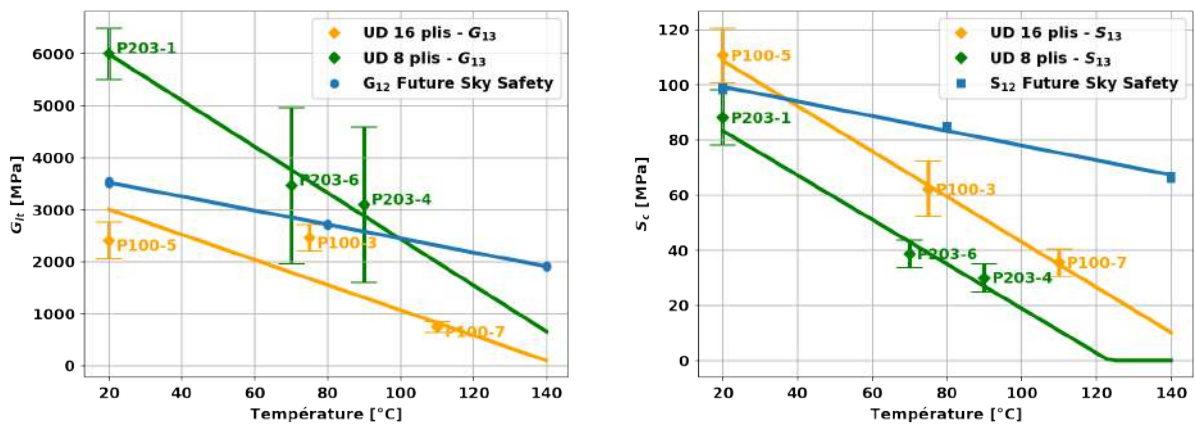
est identifié avec une plus faible dispersion, en raison d'un rapport signal/bruit plus important en accord avec la sensibilité du paramètre, ce qui améliore le processus d'identification. De plus, la comparaison entre les valeurs pour chaque jeu d'éprouvettes montre une différence entre les unidirectionnels composés de seize ou de huit plis. Ces différences sont *a priori* associées au matériau (la qualité du matériau n'est pas la même parce que chaque jeu d'éprouvettes vient d'un lot différent) et aux sollicitations différentes des éprouvettes. Nous rappelons que les solutions obtenues pour chaque essai sont issues du front de Pareto. Ainsi, même si elles montrent une dispersion élevée pour le module de cisaillement  $G_{lt}$ , cela n'affecte pas la précision et la qualité de la valeur obtenue pour la résistance d'interface  $S_c$ , sachant que le front de Pareto représente l'ensemble des compromis acceptables par des solutions toutes équiprobables. Comme conséquence, nous pouvons attribuer les différences de  $S_c$  à la qualité du matériau d'un part, mais aussi à une légère dépendance à la vitesse de sollicitation, sachant qu'il est d'un ordre de grandeur supérieur pour les éprouvettes  $[0]_{16}$  par rapport aux  $[0]_8$ .

Au vu des résultats et des tendances en fonction de la température observée, il semble pertinent de comparer les valeurs obtenues, qui traduisent une réponse en cisaillement hors plan, avec celles de la réponse en cisaillement dans le plan. Ces dernières sont issues de la caractérisation des propriétés de cisaillement dans le plan par des essais en traction monotone pour des stratifiés  $[\pm 45]_{4s}$  du même matériau d'étude dans le cadre du projet *Future Sky Safety* [8], comme nous l'avons montré dans paragraphe I.2.1 du Chapitre I. La Figure IV.23 montre la réponse contrainte-déformation en cisaillement (traction monotone) pour une vitesse de sollicitation de 1 mm/min (à gauche), ainsi que les modules de cisaillement associés et les valeurs des résistances à rupture (à droite) pour différents niveaux de température en respectant la norme ASTM D3518 [298]. Tout comme pour la résistance et la rigidité de l'interface identifiée, le module et la résistance à rupture en cisaillement dans le plan décroissent avec la température des essais. La principale raison de cette chute tient dans la réponse viscoélastique du matériau dans le plan essentiellement attribuée au comportement visqueux de la résine. Cette raison justifie la pertinence d'une possible analogie entre le comportement du pli dans le plan et celui hors plan. La Figure IV.24 montre une comparaison des valeurs obtenues par les essais en traction monotone ( $G_{12}$  et  $\tau_{12}$  dans le cadre du projet *Future Sky Safety*) avec celles identifiées pour les essais ENF en température pour les éprouvettes  $[0]_{16}$  et  $[0]_8$ . La comparaison des modules de cisaillement dans le plan et aux modules de cisaillement hors plan identifiés dans notre étude soulignent tous deux une décroissance linéaire de leur valeur avec la croissance de la température. Cependant, la comparaison quantitative entre le comportement du pli en cisaillement dans le plan et hors plan est limitée en raison des dispersions importantes des modules identifiées par notre approche, notamment pour les éprouvettes  $[0]_8$ . De plus, la démarche d'identification des modules n'est pas la même dans les deux cas. D'une part, les modules de cisaillement dans le plan ont été obtenus en suivant une norme qui relie la contrainte en cisaillement avec une déformation maximale supposée être



(a) Réponse contrainte-déformation pour différents niveaux de température (b) Modules de cisaillement  $G_{12}$  et résistance à rupture  $S_{12}$  en fonction de la température

FIGURE IV.23 – Réponse contrainte-déformation et évolution du module de cisaillement  $G_{12}$  ainsi que de la résistance à rupture  $S_{12}$  en fonction de la température issue des essais de traction monotone en température pour des stratifiés  $[\pm 45]_{4s}$  [8]



(a)  $G_{lt}$  et régression linéaire associée (b)  $S_c$  et régression linéaire associée

FIGURE IV.24 – Comparaison des évolutions du module de cisaillement  $G_{lt}$  et de la résistance d'interface  $S_c$  en fonction de la température issues des identifications inverses pour des essais INJECT (en orange et en vert pour les éprouvettes  $[0]_{16}$  et  $[0]_8$  respectivement) et celles issues des essais de caractérisation dans le plan dans le cadre du projet Future Sky Safety [8] (en bleu)

dans le domaine quasi-linéaire du comportement du matériau [298]. D'autre part, nous avons identifié un module de cisaillement hors plan par un dialogue essai-calcul (basé sur la comparaison des champs de déplacement) en utilisant un modèle numérique sous l'hypothèse d'un comportement élastique moyen du pli. Néanmoins, cela signifie uniquement que l'essai ENF n'est *a priori* l'essai le plus pertinent pour déterminer précisément un module de cisaillement hors plan, mais il est suffisant pour confirmer sa tendance décroissante avec la température. Ainsi, les ordres de grandeurs des valeurs obtenues sont en bon accord, et permettent d'assurer les valeurs obtenus pour les résistances d'interface en température, qui restent, elles, peu dispersées.

La comparaison des résistances d'interface montre un bon accord avec la résistance à rupture en cisaillement dans le plan à température ambiante, mais nous remarquons des écart importants pour des niveaux plus élevés en température. Cela souligne deux aspects importants : (i) comme pour les modules, les résistances chutent avec la température mais (ii) celle hors plan chute plus significativement que celle dans le plan. Il est important ici de rappeler que la valeur de la résistance en cisaillement hors plan du stratifié est définie par la contrainte maximale atteinte lors du chargement macroscopique à partir de laquelle le matériau présente un décroissance brutale de sa tenue mécanique. Dans le cas de la rupture d'un  $[\pm 45]_s$ , la rupture finale est précédée d'une réorientation des fibres et d'une multifissuration transverse de l'ensemble des plis. La résistance finale ne correspond donc pas à un seuil en endommagement contrairement à la résistance d'interface en cisaillement hors plan ( $S_c$ ) qui lui définit la contrainte locale atteinte à l'interface pour démarrer la fissuration progressive induisant finalement à la rupture du matériau. Sous l'hypothèse d'une similitude entre le cisaillement plan et hors plan, tant sur le comportement que sur la rupture, ces différences montrent que le seuil de rupture du pli surestime la valeur de la contrainte en cisaillement représentant le seuil d'endommagement conduisant à la rupture finale du stratifié. Bien que ces données ne puissent être comparées directement, elles restent néanmoins cohérentes puisque le seuil d'endommagement identifié par les essais ENF sont plus faibles que les résistances à rupture dans le plan.

Afin de confirmer que l'identification présentée ici est bien une conséquence de la température sur la réponse à l'interface seule et qu'elle n'est pas perturbée par d'autres effets, le paragraphe suivant est dédié à une analyse *a posteriori* de l'influence d'un comportement viscoélastique du pli sur le développement de la *Process Zone* dans le but d'évaluer la robustesse de l'identification.

### IV.3.2 Évaluation de la robustesse de l'identification : Conséquences sur la réponse mécanique à l'interface

Comme nous l'avons remarqué dans le paragraphe IV.2.2, la méthode d'identification proposée cherche à évaluer la robustesse par rapport au biais du modèle tout en assurant la réponse mécanique de l'interface estimée par des mesures des champs cinématiques. Les sources d'un hypothétique biais du modèle sont alors différentes de celles liées aux erreurs de mesure. Dans notre cas, cela peut être notamment associé à la modélisation des conditions aux limites ou au modèle mécanique lui-même. L'approche par FEMU permet de s'affranchir des conditions aux limites. Dans ce paragraphe nous allons donc évaluer la robustesse de l'identification par une étude *pragmatique* du biais du modèle en se focalisant sur le comportement du matériau. Concrètement, cela signifie que nous ne cherchons pas à quantifier précisément le biais du modèle, mais à assurer que son effet est négligeable sur notre méthode d'identification. Il est important de souligner ici que les estimations quantitatives du biais de modèle ne font pas à proprement parler l'objet des travaux de cette thèse et qu'elles nécessiteraient un travail plus conséquent en raison de leur complexité [239] et du manque de consensus dans la littérature sur ce sujet. Afin donc de limiter les développements de cette partie, nous invitons le lecteur à se référer aux travaux suivants [299, 300] pour avoir plus de détails sur ce sujet en particulier.

L'étude *pragmatique* du biais consiste à évaluer l'identification des paramètres de la loi d'interface par la comparaison du rapport signal/bruit sous l'hypothèse d'un comportement élastique ou viscoélastique du pli. Pour cela, nous avons comparé les champs de déplacement issus de l'identification présentée dans le paragraphe précédent, avec ceux issus des mêmes paramètres de la loi cohésive, mais avec un comportement viscoélastique du pli. L'effet visqueux du comportement du pli est donc théoriquement représentatif d'un biais du modèle, sachant qu'il est supposé mieux représenter la réponse du matériau



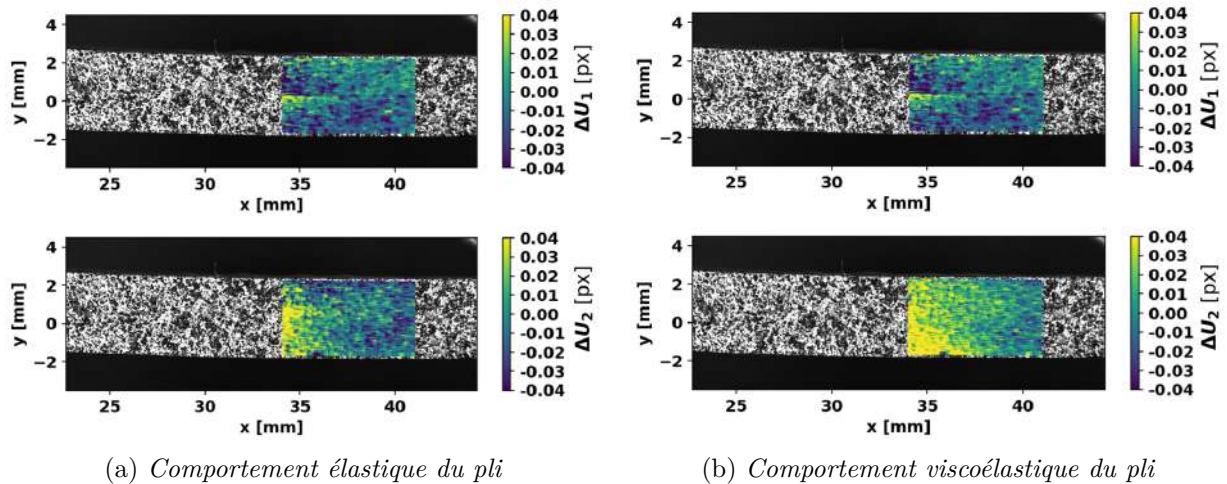


FIGURE IV.25 – Écarts en déplacement en pixels (transverse en haut et hors plan en bas) au cours de la mise en place de la Process Zone pour une éprouvette  $[0]_{16}$  à température ambiante en supposant un comportement élastique ou viscoélastique du pli

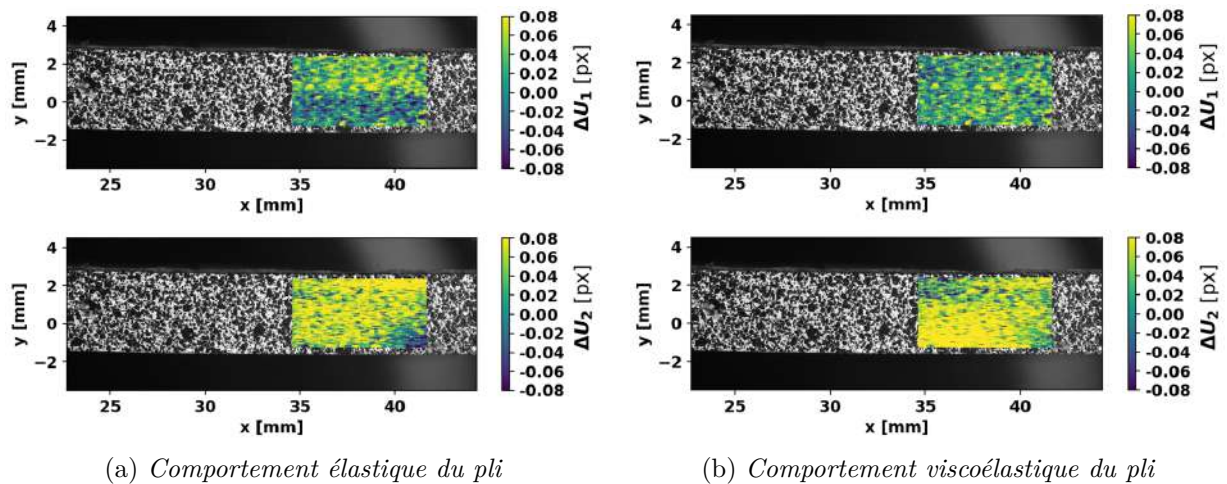


FIGURE IV.26 – Écarts en déplacement en pixels (transverse en haut et hors plan en bas) au cours de la mise en place de la Process Zone pour une éprouvette  $[0]_{16}$  à 80 W - 110 °C en supposant un comportement élastique ou viscoélastique du pli

en température. La loi viscoélastique est la même que celle utilisée dans le le paragraphe II.2.1 du Chapitre II. Les Figures IV.25 et IV.26 montrent les écarts en déplacement issus d’une approche élastique ou viscoélastique pour décrire le comportement du pli et avec les mêmes paramètres cohésifs, dont les valeurs sont en accord avec l’identification du paragraphe précédent. Les écarts sont tracés pour une éprouvette  $[0]_{16}$  à température ambiante et à 80 W - 110 °C (Figures IV.25 et IV.26) tant pour le champ de déplacement longitudinal (en haut) que hors plan (en bas) pour un niveau de chargement suffisant pour avoir un développement de la *Process Zone*. Nous remarquons des erreurs en déplacement de l’ordre du bruit tant sous l’hypothèse d’un comportement élastique que viscoélastique du pli, et tant à l’ambiante qu’en température. Cela signifie que les paramètres de la loi cohésive identifiés en fonction de la température permettent de reproduire la réponse mécanique du matériau au bruit près. Cela confirme l’influence négligeable des effets visqueux du pli sur la réponse à l’interface, et que la dissipation d’énergie est donc concentrée à l’interface. L’hypothèse d’un biais négligeable par rapport au bruit de mesure est alors validée.

Au vu des remarques précédentes, la réponse d’interface qui amène à la rupture peut être modélisée par une loi cohésive dont les paramètres sont dépendants de la température. Les résultats concernant la résistance d’interface (voir Figure IV.24b) soulignent un effet visqueux à l’interface qui est traduit par

une diminution de sa résistance avec la température. Le comportement d'interface est visqueux comme nous l'avons montré dans le Chapitre III, même s'il ne joue pas au premier ordre sur l'évolution de l'endommagement. En raison de la résolution spatio-temporelle et de la sensibilité de mesure des données de la CIN-2D, il n'est pas possible de séparer la part faible de dissipation visqueuse de celle par fissuration. Cette dernière joue un rôle prédominant sur la dissipation énergétique totale, qui est donc représentée par une loi d'interface cohésive, laquelle reste une loi de rupture adaptée en température.

## IV.4

## Conclusions

Dans ce paragraphe, nous avons cherché à quantifier les effets de la température sur le développement de la *Process Zone* par l'identification d'une loi d'interface dépendante de la température afin de déterminer les mécanismes prioritaires qui contribuent à la dissipation énergétique et induisent le délaminage. Nous avons basé l'analyse sur un dialogue essai-calcul de type FEMU à l'aide des données de la CIN-2D des essais de délaminage comme celle proposée dans le Chapitre III. Un modèle local utilisant les conditions limites en déplacement a donc été utilisé. Dans le but de saisir au mieux les effets du développement de la *Process Zone* sur la réponse mécanique des éprouvettes, nous avons justifié un critère de comparaison des données en déplacement ainsi que l'apport d'un modèle de zone cohésive qui s'avère suffisamment sensible pour décrire ses effets. En nous appuyant sur les résultats présentés dans le cadre de PhyFire et du paragraphe III, nous avons pu choisir les variables à identifier du modèle, à savoir le module de cisaillement du pli et la résistance d'interface.

Nous avons proposé une identification inverse basée sur une approche d'optimisation multi-objectif, en raison du manque de performance d'une approche mono-objectif qui est fortement perturbée par la méconnaissance des erreurs entre l'expérience et la simulation. De plus, l'utilisation d'un métamodèle pour l'estimation des champs de déplacement a permis de s'affranchir des limitations de l'approche mono-objectif et d'obtenir un gain de temps de calcul considérable et bénéfique pour la mise en place d'une approche multi-objectif efficace. L'approche multi-objectif s'avère plus avantageuse dans notre cas afin de prendre en compte le maximum d'information des données et réduire les incertitudes d'identification. Nous avons insisté sur trois aspects principaux : (i) la gestion des incertitudes de mesure par la prise en compte du bruit, (ii) le traitement des données afin de réduire les erreurs systématiques issues du système d'unités et du maillage et (iii) la prise en compte des sensibilités globales des champs de déplacement aux variables inconnues. Cela nous a permis d'avoir le compromis approprié entre le bruit de mesure et les sensibilités aux paramètres qui permet de définir la sélection des données les plus adaptées à l'identification des variables.

Cette méthode d'identification a ensuite été utilisée pour déterminer le module de cisaillement et la résistance d'interface pour différents essais pour deux jeux d'éprouvettes de stratification  $[0]_{16}$  et  $[0]_8$ . Une décroissance quasi-linéaire avec la température a été trouvée pour les deux paramètres, même si les dispersions sont plus importantes pour l'estimation des modules de cisaillement hors plan que pour les résistances d'interface. Cela montre que l'essai permet de déduire une tendance de l'évolution du module avec la température, mais qu'il n'est pas un essai pleinement satisfaisant de détermination d'une valeur précise sur le module. Cependant, il permet bien de réduire l'incertitude d'identification de la résistance d'interface, qui contribue donc à l'identification précise des paramètres d'une loi d'interface. Les résultats obtenus semblent montrer une réponse en cisaillement hors plan qui suit une tendance similaire avec la température que pour la réponse en cisaillement dans le plan, tant pour le comportement que pour la rupture. Cependant, les valeurs obtenues de la résistance d'interface concernent l'amorçage de l'endommagement, donc le seuil avant la mise en place de la *Process Zone* et ne peuvent en l'état être totalement comparables avec les données de résistances en cisaillement dans le plan.

Au vu des résultats, nous avons pu vérifier la validité de la loi cohésive en température en tant que loi de rupture. En effet, la viscosité n'est pas modélisée dans la loi d'interface, sachant que la fissuration par création de surface reste le mécanisme dissipatif prioritaire, peu affecté par une possible dissipation visqueuse à l'interface. Ces effets dissipatifs peuvent être directement traduits par la dépendance à la température des paramètres de la loi cohésive, notamment la résistance d'interface. Des études supplémentaires restent à faire dans le but de confirmer l'analogie entre l'apparition d'endommagement en

cisaillement dans le plan et hors plan, tel qu'on l'a vérifié pour le comportement du pli et de l'interface. L'intérêt de cette analogie concerne l'identification d'une possible dépendance du seuil d'amorçage à la viscosité locale comme conséquence du comportement visqueux de l'interface, ce qui expliquerait la réduction de la résistance d'interface avec la température. Une modélisation cohésive de l'interface dont les paramètres tiennent compte des effets de la température doit permettre de décrire l'évolution de la *Process Zone* et la rupture par délaminage des composites en température.

Afin d'assurer de la robustesse de cette identification, nous avons traité de manière *pragmatique* l'influence d'un quelconque biais du modèle par une comparaison de la loi cohésive d'interface obtenue sous l'hypothèse d'un comportement élastique ou viscoélastique du pli. Dans les deux cas, les écarts en déplacement restent de l'ordre de grandeur du bruit. Cela a permis de confirmer que la dissipation d'énergie reste concentrée à l'interface, et qu'elle est traduite par une loi cohésive d'interface au bruit près.

Le Chapitre suivant présente une analyse des essais de tenue en température sur le banc BLADE, afin d'établir le critère le plus pertinent d'initiation du délaminage, ainsi que confronter et/ou valider l'évolution des paramètres de la loi d'interface avec la température.

# CHAPITRE V

## CONFRONTATION DU MODÈLE D'INTERFACE À L'ANALYSE DE L'AMORÇAGE DU DÉLAMINAGE SOUS CHARGEMENT THERMIQUE LASER

### Sommaire

---

V.1	Présentation de l'essai BLADE pour l'étude de la propagation du délaminage en température . . . . .	<b>151</b>
V.1.1	Montage du banc d'essai et instrumentation . . . . .	151
V.1.2	Protocole d'essai de tenue en température . . . . .	152
V.2	Analyse de la réponse thermo-mécanique et comparaison avec la simulation numérique	<b>153</b>
V.2.1	Évaluation des profils du délaminage en fonction de la température mesurée en face arrière . . . . .	153
V.2.2	Évaluation numérique de la mise en évidence d'un couplage thermique et mécanique avec l'apparition du délaminage . . . . .	157
V.3	Développement d'une approche numérique pour la formulation d'un critère d'amorçage du délaminage . . . . .	<b>163</b>
V.3.1	Identification des mécanismes d'activation de la dégradation mécanique des interfaces . . . . .	163
V.3.2	Approche énergétique à partir des configurations fissurées à l'échelle du pli . . . . .	165
V.3.3	Évaluation des contraintes pour la prévision de l'amorçage à l'échelle du pli . . . . .	168
V.3.4	Retour sur les hypothèses : Validation du critère d'amorçage par comparaison essai-calcul . . . . .	171
V.4	Vers la prévision des performances mécaniques résiduelles des composites soumis au feu	<b>175</b>
V.4.1	Comparaison entre le critère d'amorçage et les propriétés mécaniques d'interface pour la prévision de la rupture par délaminage en température . . . . .	175
V.4.2	Vers la prévision de la rupture à hautes températures . . . . .	176
V.5	Conclusions sur la prévision du délaminage en température . . . . .	<b>178</b>

---

*« The results of simulations are not automatically reliable. Much effort and expertise goes into deciding which simulation results are reliable and which are not »*

—Winsberg

## Introduction

Ce chapitre concerne la validation du modèle de rupture d'interface par l'analyse des essais de tenue en température par impact laser pour la prévision du délaminage en température. Comme nous l'avons exposé dans l'introduction de cette thèse, le manque d'outils numériques et expérimentaux pour la caractérisation des propriétés mécaniques et thermiques des matériaux composites en présence de fissuration demande d'exploiter des nouveaux moyens d'essai ainsi que de proposer des modèles plus adaptés à cette problématique. Ainsi, les travaux précédents présentés dans les Chapitres II, III et IV se sont focaliser sur l'influence de la température sur le comportement des bras et des interfaces par le banc INJECT. Nous avons pu déterminer les propriétés d'interfaces en température, notamment la ténacité à rupture et la résistance d'interface pour des température inférieure à 100 °C. Dans ce chapitre, nous poursuivons l'analyse du délaminage dans un cas d'exposition du matériau à des conditions thermiques de flux de chaleur parfaitement maîtrisées mais pour lequel le niveau de température de sollicitation du matériau pourra dépasser la température d'investigation des chapitres précédents.

Dans le cadre des projets MADMAX, FSS (*Future Sky Safety*) et PhyFire (*Physics of Fire*), l'ONERA a développé une plateforme d'essai nommée BLADE (Banc Laser de cAractérisation et de DEgradation) pour la caractérisation des propriétés thermiques des matériaux anisotropes [48, 301] ainsi que pour l'analyse de la réponse thermique pendant la décomposition des matériaux [8, 14, 49, 302]. Dans le cadre de ces projets, un modèle de dégradation thermique de matériaux composites stratifiés a été proposé par Biasi [6]. Cependant, la fissuration matricielle et le délaminage ne sont pas considérés dans son modèle, manque qui n'est par ailleurs pas comblé dans la littérature.

Comme nous l'avons montré dans le paragraphe I.4.2 du Chapitre I, l'apparition de fissuration au sein du matériau, notamment des délaminages, peut altérer la réponse thermique et donc l'évolution des propriétés thermiques et mécaniques du stratifié considéré et ses performances mécaniques résiduelles. Le banc BLADE s'avère un moyen d'essai approprié afin d'étudier l'influence de la température sur les mécanismes de fissuration observés. L'objectif du chapitre est double puisque nous cherchons ici à : (i) établir un critère d'amorçage du délaminage à partir de l'analyse des essais sur BLADE et (ii) comparer ce critère aux paramètres de la loi cohésive identifiés dans le Chapitre IV précédent. Ces objectifs demandent d'analyser les causes qui amènent à l'initiation des délaminages et leur ultérieure propagation par l'exploitation des essais ainsi que par la simulation numérique de la réponse thermomécanique.

Nous présentons dans un premier temps le banc BLADE ainsi que la campagne d'essais menée dans le cadre des projets MADMAX, FSS et PhyFire. Ensuite, nous présentons l'analyse de la réponse thermique et mécanique des éprouvettes et la comparaison avec sa simulation numérique à l'aide du modèle de dégradation thermique proposé par Biasi [6]. L'objectif est de vérifier la validité du modèle ainsi que de mettre en évidence le couplage entre la température et les mécanismes de fissuration par délaminage par l'analyse des profils de température.

Dans un deuxième temps, nous cherchons à définir le critère d'amorçage du délaminage par une approche soit énergétique soit en contraintes, ou couplée en contrainte et en énergie. Ces analyses à l'échelle de modélisation du pli servent à juger la pertinence d'une telle échelle pour la modélisation du délaminage en température. Ensuite, une confrontation du critère aux paramètres de la loi d'interface est présentée ainsi qu'une comparaison des résultats numériques avec les observations expérimentales issues des essais sur BLADE. L'intérêt final est de juger d'une part de la robustesse du modèle cohésif et du critère d'amorçage pour prévoir les performances mécaniques résiduelles du matériau, ainsi que de proposer d'autre part des pistes d'amélioration concernant le couplage fort entre la dégradation thermique du matériau et la fissuration aux interfaces.



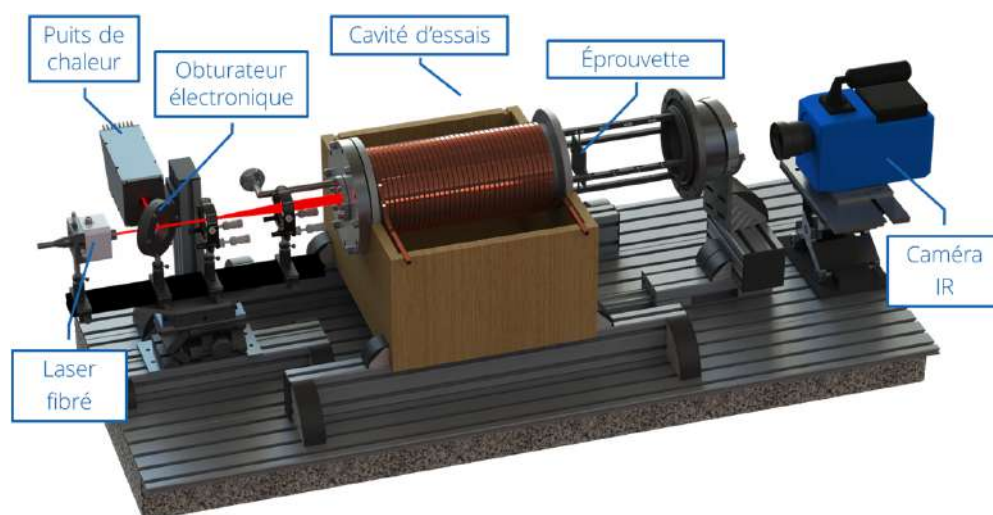


FIGURE V.1 – Illustration du montage BLADE [48, 49]

## V.1 Présentation de l'essai BLADE pour l'étude de la propagation du délaminage en température

### V.1.1 Montage du banc d'essai et instrumentation

Dans ce paragraphe, nous décrivons brièvement le montage du banc BLADE. Même si le banc était initialement conçu pour identifier expérimentalement les propriétés thermophysiques des matériaux, nous nous intéressons ici à sa description pour l'analyse de la réponse thermique pendant la décomposition des matériaux composites, en insistant sur l'instrumentation mise en place. La Figure V.1 illustre le principe du dispositif expérimental BLADE.

Une éprouvette de 80 mm × 80 mm est placée sur un porte-échantillon à l'intérieur d'une cavité d'essais régulée en température et pression. La source de chaleur provient d'un laser continu infrarouge qui permet de chauffer la face arrière du matériau avec un faisceau gaussien. Le temps d'exposition est contrôlé précisément par un obturbateur électronique. Dans le cas où l'obturateur est en position fermée, il réfléchit le faisceau incident vers un puits de chaleur pour garantir une transmission nulle du flux de chaleur vers l'éprouvette. Enfin, une caméra infrarouge permet de suivre l'évolution du champ de température au cours de l'essai en face arrière de l'éprouvette. La caméra utilisée est une FLIR SC7210 équipée d'un capteur de longueur d'onde moyenne entre 3-5  $\mu\text{m}$ . En fonction de l'amplitude de l'élévation de température attendue en face arrière de l'éprouvette, différents temps d'intégration peuvent être utilisés et combinés pour couvrir toute la gamme de température à mesurer. L'obtention des températures à partir des acquisitions des données brutes par caméra IR est possible par leur conversion à l'aide des loi d'étalonnage selon la gamme de température évaluée [12]. La fréquence d'acquisition des images thermiques est de 50 Hz et la résolution d'image est de 320 × 256 px<sup>2</sup>.

En raison de la configuration du banc laser, le dispositif présente un avantage principale par rapport à des moyens d'essais classiques comme ceux présentés dans le paragraphe I.2 du Chapitre I : (i) les conditions d'essais sont maîtrisées que se soit le flux thermique incident sur l'éprouvette en raison de l'utilisation d'un laser comme source de chaleur, à la différence d'une flamme ou des conditions de convection et (ii) l'exposition du matériau à la source laser permet de découpler la dynamique de flamme, et les incertitudes associées, de la dégradation thermochimique du matériau [49]. Il est par ailleurs possible de maîtriser l'amplitude et la distribution du flux thermique appliqué sur la surface exposée. La puissance impactante totale maximale du laser est de 50 kW pour un rayon de faisceau gaussien de 10.9 mm à  $1/e^2$ , ce qu'induit un flux thermique maximal  $\Phi_{laser}^{max}$  au centre de la surface de 255 kW/m<sup>2</sup> [14, 49]. Le profil gaussien du flux de chaleur généré par le laser crée une excitation thermique stationnaire et non uniforme à la surface du matériau, comme le montre la Figure V.2, à titre d'exemple, pour une puissance impactante totale 40.9 kW et un flux de chaleur maximal de 220 kW/m<sup>2</sup> [14]. Une telle distribution permet de mettre

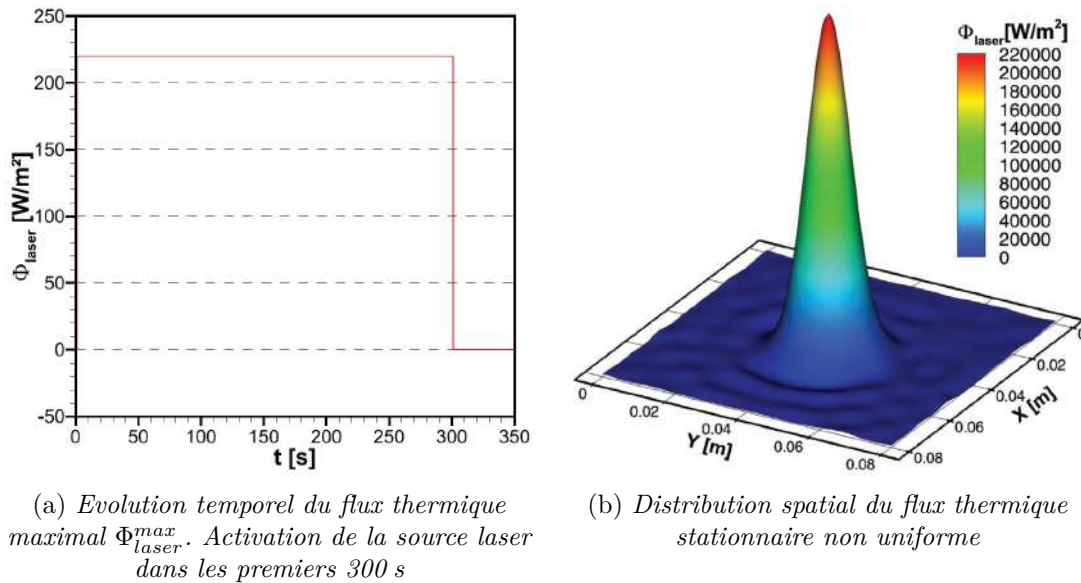


FIGURE V.2 – Exemple de l'application d'un flux thermique en surface issu d'un impact laser induisant un flux de chaleur maximal  $\Phi_{laser}^{max}$  de  $220 \text{ kW/m}^2$  au centre de la plaque ( $X = 0.04 \text{ m}$ ,  $Y = 0.04 \text{ m}$ ) [14]

en évidence l'anisotropie des transferts de chaleur au sein du matériau [48].

Dans la suite, nous exposons le protocole d'essai retenu pour l'analyse de la réponse thermique du matériau composite pendant le chargement thermique par laser.

### V.1.2 Protocole d'essai de tenue en température

Le montage BLADE a été utilisé pour l'analyse de la dégradation du matériau d'étude. Pour cela, le matériau doit être soumis à un flux de chaleur suffisamment élevé (jusqu'à  $255 \text{ kW/m}^2$  au centre de la plaque) afin d'atteindre sa dégradation et sur des durées longues (de l'ordre de plusieurs centaines de secondes) et cela afin de suivre l'évolution de la réponse thermique en face arrière par thermographie infrarouge. Le matériau ici, est le même que le matériau caractérisée dans les précédents chapitres à savoir un composite stratifié en résine époxy M21 renforcée par des fibres de carbone T700GC.

Pour la réalisation de l'essai, les éprouvettes à analyser sont placées dans la cavité régulée en température (température initiale) et en pression (pression de l'ordre de 5 mbar) [12,48]. Les échanges de chaleur au sein de la cavité d'essais sont pilotés uniquement par le rayonnement, du fait de l'absence des échanges par convection thermique à basse pression. Le protocole d'essai se compose des étapes suivantes [12] :

- Positionnement des éprouvettes dans la cavité d'essais.
- Lancement de l'acquisition des mesures des champs thermiques à l'état initial.
- Ouverture de l'obturateur électronique pour soumettre l'éprouvette au flux laser.
- Acquisition des données thermographiques durant la durée du chargement laser établi.
- Fermeture de l'obturateur électronique après la durée d'exposition à la source laser.
- Acquisition des mesures de température pendant la phase de refroidissement en absence du flux thermique incident sur l'éprouvette.
- Finalisation de l'acquisition des mesures thermographiques.

Le montage du dispositif BLADE ainsi que le protocole d'essais présentent deux avantages à souligner : (i) la répétabilité des réponses thermiques en raison d'une bonne maîtrise des conditions d'essais à la surface du matériau et (ii) le caractère non-intrusif de la mesure de la température par caméra IR, à la

différence d'autres techniques comme l'utilisation de thermocouples au sein du matériau. Cela permet de minimiser les sources d'incertitudes et d'améliorer l'analyse de la réponse thermique des éprouvettes.

Dans le paragraphe suivant, nous analysons en détail les réponses thermiques et mécaniques pour différentes séries d'éprouvettes composées de stratifications de plis unidirectionnels (UD) ou quasi-isotropes (QI). Nous cherchons à trouver le lien entre la température mesurée expérimentalement et l'apparition des délaminages ainsi qu'à déterminer l'échelle la plus pertinente pour leur prévision.

## V.2

### Analyse de la réponse thermo-mécanique et comparaison avec la simulation numérique

Dans ce paragraphe, nous présentons les analyses d'essais sur le banc BLADE pour le matériau d'étude T700GC/M21. L'objectif de ces analyses est de déterminer les mécanismes à l'origine des délaminages observés en regard des profils de température mesurés en face arrière. Pour cela, nous nous appuyons à la fois sur des observations des coupes micrographiques des éprouvettes et sur des simulations numériques à l'échelle du pli. Nous cherchons à estimer le champ de température ainsi qu'une première estimation des champs de contraintes mécaniques associées pour des stratifications différentes, permettant de faire un lien avec les essais. L'évaluation des contraintes aux interfaces estimées doit permettre de juger l'échelle de modélisation du délaminage la plus adaptée dans le but de proposer des critères d'amorçage en température.

#### V.2.1 Évaluation des profils du délaminage en fonction de la température mesurée en face arrière

Dans le cas d'une sollicitation laser, le champ de température mesuré en face arrière des éprouvettes est caractéristique des trois principaux phénomènes physiques mis en jeu que sont *(i)* la diffusion de la chaleur dans le matériau issu de l'équilibre thermique entre le flux de chaleur incident et les phénomènes de rayonnement sur les faces du matériau, *(ii)* la consommation ou production d'énergie issue des réactions chimiques dans le volume du matériau et *(iii)* l'endommagement mécanique.

Comme nous l'avons expliqué dans le paragraphe I.4.2 du Chapitre I, les délaminages représentent un des mécanismes d'endommagement le plus catastrophique pour la réponse thermomécanique du matériau lors d'une agression thermique. Afin de comprendre les mécanismes d'endommagement par délaminage en température, Leplat *et al.* [12, 14, 49, 303] ont présenté une analyse de la réponse thermique pour une série d'éprouvettes à 16 plis du matériau d'étude, d'épaisseur finale 4.16 mm et dont l'empilement QI est un [0/45/90/-45/0/45/90/-45]<sub>s</sub>. Le pic maximal du flux thermique ( $\Phi_{laser}^{max}$ ) issu de la source laser est suffisamment élevé au centre de l'éprouvette (220 kW/m<sup>2</sup>) pour produire la dégradation thermique par pyrolyse dans une partie du volume des éprouvettes. La Figure V.3 montre la réponse thermique pour un des cas analysés, dont les délaminages observés sont particulièrement significatifs. À gauche, le champ de température spatial est tracé pour un instant donné juste après que l'endommagement s'est produit. À droite, l'évolution temporelle de la température à différentes distances du centre de la face arrière de l'éprouvette est présentée.

Les auteurs justifient la chute brutale de la température mesurée en face arrière par la création d'une fissure et sa propagation aux niveaux des interfaces du stratifié [12]. Pour cette raison, ils proposent un critère simple pour la détection des délaminages à partir du changement de signe de la dérivée temporelle de la température ( $\delta T/\delta t$ ), correspondant à la chute brutale. Cette condition correspond à la ligne discontinue blanche sur l'image de gauche et représente l'étendue de la zone endommagée à l'instant analysé. L'évolution temporelle des profils de température selon les distances au centre de la face arrière permet d'avoir une estimation de la dimension du délaminage dans le plan du matériau. Afin d'avoir une information relative à la position dans l'épaisseur, la Figure V.4 montre une micrographie réalisée sur l'éprouvette dégradée sur la totalité du plan de coupe médian de l'éprouvette associée à une schématisation des mécanismes d'endommagement observés. Nous observons sur la coupe micrographique et sur le schéma la zone pyrolysée en noir. Le schéma associé permet de souligner la séquence d'empilement en niveaux de bleu et de distinguer les interfaces délaminées, leur position et leur longueur en rouge. La plus grande fissure observée à proximité de la face arrière présente une longueur d'environ 40 mm,

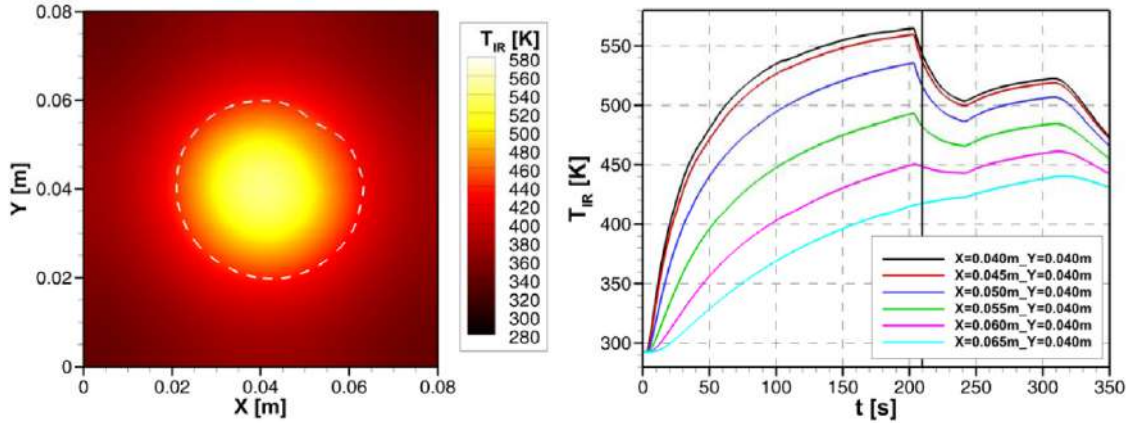


FIGURE V.3 – A gauche : Réponse thermique instantanée à  $t = 210$  s (mesurée par thermographie infrarouge) en face arrière d'une éprouvette QI (16 plis) soumise à un impact laser. A droite : Influence de l'apparition de la fissuration sur l'évolution temporelle de la température en différents points [12]

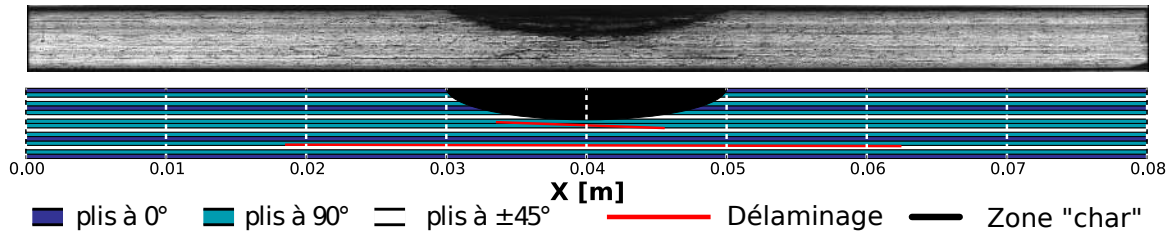


FIGURE V.4 – Visualisation de l'endommagement d'un composite stratifié QI (16 plis) soumis à un impact laser [12]

en accord avec le diamètre des perturbations des profils de température montrés précédemment dans la Figure V.3. En raison des délaminages observés dans des régions *a priori* vierges, des analyses sur des éprouvettes présentant une dégradation thermique par pyrolyse faible voir nulle sur la face exposée au flux de chaleur ont été réalisées dans le cadre des projets PhyFire [22] et FSS [8]. L'objectif est de mettre en évidence les sources d'apparition des délaminages en fonction du niveau de sollicitation thermique. Pour cela, deux séries d'éprouvettes composé de huit plis de stratification unidirectionnelle et quasi isotrope ont été impactés par un laser avec un niveau de flux thermique suffisamment fort pour être endommageant thermomécaniquement, mais ne conduisant *a priori* pas à une dégradation thermique. La Figure V.5 montre l'évolution de la réponse thermique au centre des éprouvettes pour les QI et les UD. Seules les éprouvettes sollicitées à des flux de chaleur maximaux ( $\Phi_{laser}^{max}$ ) de  $53.7 \text{ kW/m}^2$  et  $76.2 \text{ kW/m}^2$  sont ensuite analysées par microscopie optique, dans la mesure où ce sont celles qui ont *a priori* subi une dégradation par pyrolyse faible sur la surface d'exposition, voire négligeable. La coupe du QI est issue d'un essai pour lequel aucune chute de température n'est observée dans la Figure V.5a, tandis que la coupe du UD correspond à une essai qui met en évidence une chute importante de la température observée sur la Figure V.5b à partir de 200 s d'exposition.

La Figure V.6 montre la coupe d'une éprouvette QI et une autre UD exposés à un flux laser  $\Phi_{laser}^{max}$  de  $53.7 \text{ kW/m}^2$ . La vue macroscopique du QI et du UD ne montre aucune dégradation par pyrolyse appréciable. Cependant, la dégradation mécanique est totalement différente. D'une part, nous n'observons pas de délaminage à l'échelle macroscopique dans le cas des QI. D'autre part, l'apparition et la propagation du délaminage est évident pour le cas UD, ce qui explique la chute importante de température.

Afin d'avoir une information à une échelle inférieure, c'est-à-dire, à l'échelle des plis et des interfaces, la Figure V.7 montre une observation à plus fort grossissement (correspondant aux carrés colorés dans la Figure V.6). Cela souligne que tant pour le QI que pour le UD, il y a eu une dégradation thermique des nodules thermoplastiques présents dans les zones riches en résine, qu'on peut apercevoir sur les images comme des zones discrètes noircies (encadrés en bleu pointillé). Ces zones noircies représentent donc un



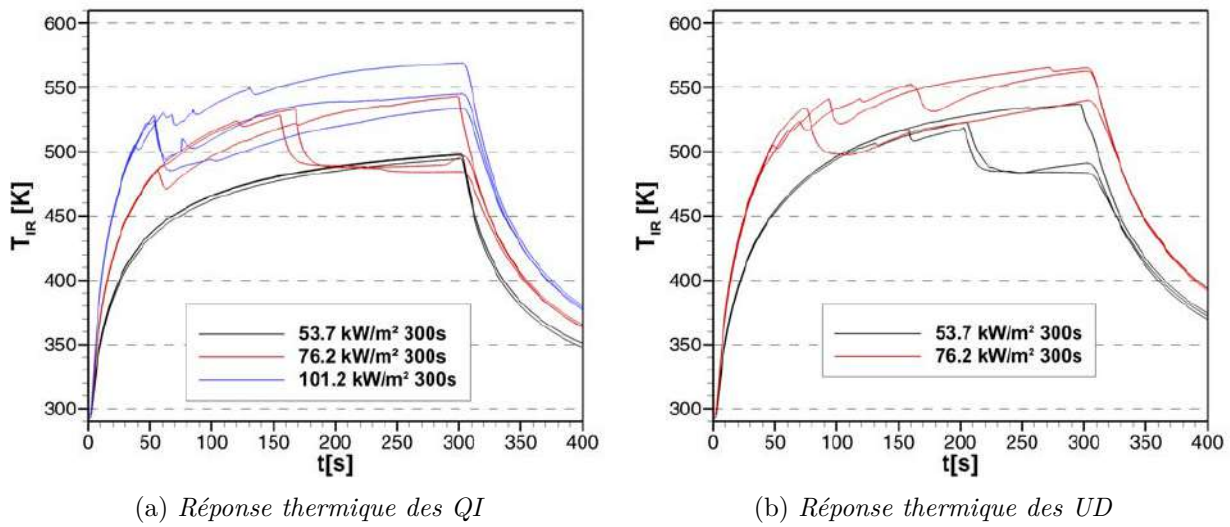


FIGURE V.5 – Réponse thermique des éprouvettes de 8 plis pour deux stratifications différentes (QI et UD) [8, 22]

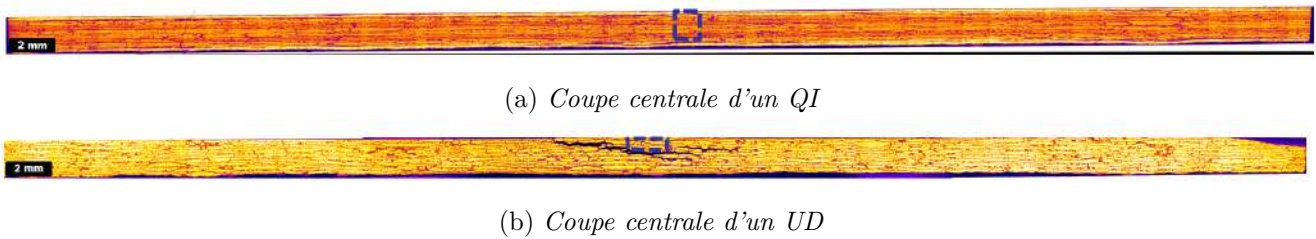


FIGURE V.6 – Vue macroscopique par micrographie optique d'une coupe dans le plan médian des éprouvettes QI et UD (8 plis) soumises à un flux laser  $\Phi_{laser}^{max}$  de  $53.7 \text{ kW/m}^2$  [22]

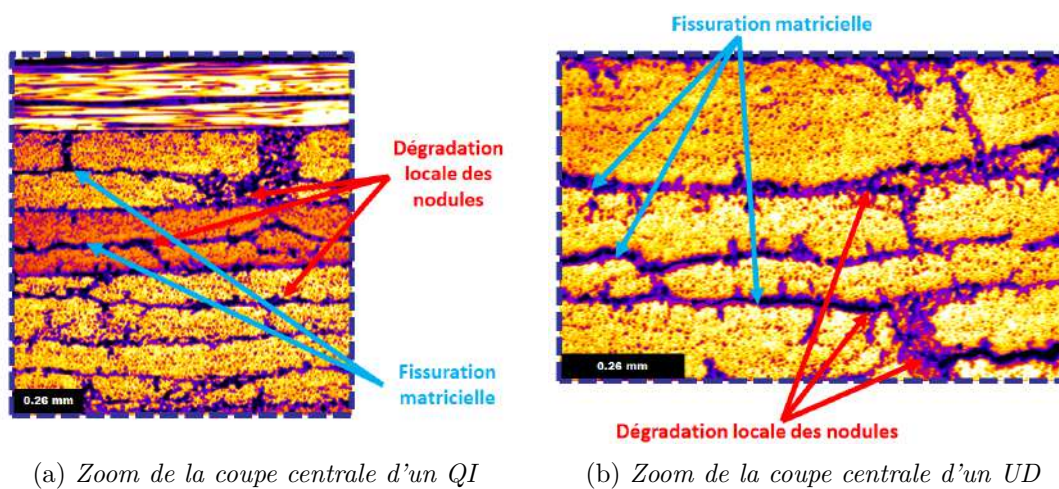
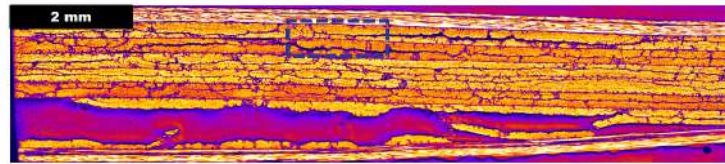


FIGURE V.7 – Observations agrandies des régions marquées sur la Figure V.6 pour des éprouvettes QI et UD (8 plis) soumises à un flux laser  $\Phi_{laser}^{max}$  de  $53.7 \text{ kW/m}^2$  [22]

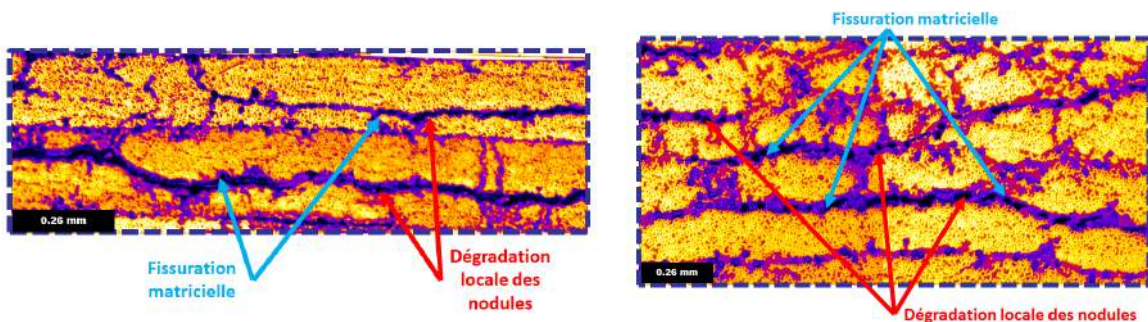




(a) Observation d'un quart de la coupe centrale d'un QI



(b) Coupe centrale d'un UD

 FIGURE V.8 – Vue macroscopique par micrographie optique d'une coupe dans le plan médian des éprouvettes QI et UD (8 plis) soumises à un flux laser  $\Phi_{laser}^{max}$  de  $76.2 \text{ kW/m}^2$  [22]


(a) Zoom de la coupe centrale d'un QI

(b) Zoom de la coupe centrale d'un UD

 FIGURE V.9 – Observations agrandies des régions marquées sur la Figure V.8 pour des éprouvettes QI et UD (8 plis) soumises à un flux laser  $\Phi_{laser}^{max}$  de  $76.2 \text{ kW/m}^2$  [22]

début de dégradation thermique (dans le volume) entre les fibres et la matrice du matériau. Étant donné qu'elles sont observées pour les cas QI et UD sur des régions *a priori* vierges et pas dégradées à l'échelle macroscopique, nous ne pouvons pas conclure sur l'effet d'une dégradation à une échelle inférieure sur l'apparition des délaminages critiques. Dans l'objectif de comprendre le lien entre le profil de température mesuré et le délaminage, nous focalisons notre analyse sur des coupes micrographiques pour des éprouvettes soumis à un flux plus élevé.

La Figure V.8 montre l'observation macroscopique d'une coupe micrographique pour un QI et un UD exposés à un flux laser  $\Phi_{laser}^{max}$  de  $76.2 \text{ kW/m}^2$ . La Figure V.9, quant à elle, montre l'observation des zones encadrées dans la Figure V.8). Nous observons des délaminages à l'échelle macroscopique pour le QI et le UD, mais qui présentent des motifs très différents. D'une part, l'observation de la coupe QI révèle une forte dilatation au niveau de la zone impactée par le laser, ainsi qu'une ouverture importante du délaminage proche de la face arrière. D'autre part, la coupe UD montre une légère dégradation par pyrolyse sous l'impact laser en raison de la réponse thermique différente pour cette stratification. Plusieurs délaminages sont observés, dont l'extension est plus importante lorsqu'on s'approche de la face arrière. De plus, les ouvertures sont moins importantes par rapport au cas QI.

L'observation à plus fort grossissement souligne deux aspects principaux dans le cas des QI : (i) le stratifié présente un grand nombre de petites fissures sous le point d'impact laser, qui ne se sont pas *a priori* propagées et (ii) le plus grand délaminage s'étend sur plusieurs interfaces, en suivant un chemin riche en résine qui favorise *a priori* la propagation dans ce cas. Pour le cas des UD, nous remarquons deux aspects principaux : (i) le stratifié présente une multifissuration sur des zones riches en résine comme dans le cas des QI et (ii) la multifissuration semble suivre un chemin favorisé par l'absence de fibres dans le plan transverse du matériau, et qui conduit à des zones délaminées à des niveaux différents dans l'épaisseur.

Certaines remarques globales ressortent au vu des observations pour les deux flux évalués et les deux stratifications :

- Les observations à fort grossissement des Figures V.7 et V.9 permettent d'observer la dégradation locales, qui peuvent *a priori* être l'origine de la fissuration matricielle.
- Ces fissures sont amorcées localement à une échelle fibre matrice et n'induisent pas forcément un délaminage observable. Le délaminage est donc une conséquence du chargement thermomécanique induit par l'échauffement laser, plus complexe à analyser, mais dont les effets majeurs sont induits à l'échelle du pli.
- La nature des délaminages dépend tant de l'état thermique (influence du gradient thermique) que mécanique (influence des champs de contraintes), donc de la stratification évaluée.

La seule analyse expérimentale n'est pas suffisante pour établir un scénario d'endommagement satisfaisant dans le but d'expliquer les sources de l'apparition des délaminages et leur propagation. Les délaminages observés semblent être la conséquence d'un chargement soit thermique soit mécanique, ou une combinaison des deux.

Dans le but de vérifier si nous pouvons trouver des indices permettant d'expliquer l'amorçage des fissures, et surtout, à quelle échelle, des informations complémentaires concernant l'influence du chargement thermique et mécanique sur le délaminage s'avèrent nécessaires. Le gradient thermique dans l'épaisseur des stratifiés et le caractère anisotrope du comportement du matériau contribuent à des chargements thermiques et mécaniques différents pour les cas QI et UD. Nous cherchons à estimer la réponse thermique et mécanique des essais à l'aide des simulations numériques à l'échelle du pli, sans la prise en compte du délaminage dans la modélisation numérique. La confrontation des champs thermiques et mécaniques aux observations microscopiques précédents doit permettre de vérifier la pertinence de l'échelle du pli, ou si par contre une échelle inférieure s'avère nécessaire pour la prévision de l'amorçage.

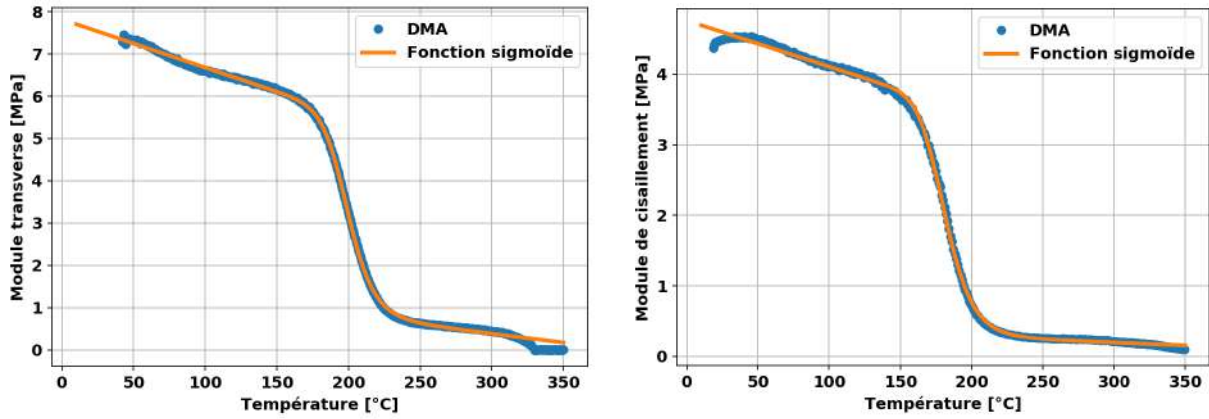
La modélisation numérique du problème thermomécanique à l'échelle mésoscopique (échelle du pli) présente un avantage principal pour l'analyse : elle permet de prendre en compte les effets observables à cette échelle, même s'ils sont induits par des mécanismes à une échelle plus fine. Alors, l'échelle mésoscopique permet de calculer le chargement mécanique induit par le chargement thermique au sein des plis sans besoin de modéliser directement les mécanismes induits à une échelle microscopique (échelle de la fibre et de la matrice) tels que les contacts/décohésions fibre/matrice ou des contraintes thermiques résiduelles entre les fibres et la matrice.

## V.2.2 Évaluation numérique de la mise en évidence d'un couplage thermique et mécanique avec l'apparition du délaminage

Dans ce paragraphe, nous présentons la démarche de modélisation et nous analysons les champs de température et des contraintes estimés par simulation numérique à l'échelle du pli. Avant d'exploiter les résultats numériques, nous focalisons l'attention d'abord sur *(i)* la modélisation et le modèle retenu et sur *(ii)* le maillage tant pour la résolution thermique que mécanique.

Le modèle numérique est basé sur le modèle de dégradation thermique proposé par Biasi [6] ainsi que sur le travail de caractérisation des propriétés thermiques et mécaniques faites en température dans le cadre du projet FSS [8]. Ce modèle, classiquement utilisé avec des méthodes de volumes finis, a été transféré dans le solveur thermique instationnaire du solveur EF ZéBuLoN de la suite Z-Set dans le cadre du projet PhyFire [22] afin d'intégrer les phénomènes de dégradation thermique au sein du matériau pour la résolution du problème thermomécanique. Les hypothèses de simulation concernant le comportement du matériau et la stratégie de résolution sont les suivantes :

- Les propriétés mécaniques (modules) et thermiques (conductivité, chaleur spécifique) du pli sont dépendantes de la température et différentes selon l'orientation du pli, en raison de la nature anisotrope du matériau est issues de la caractérisation réalisée dans le projet FSS [8].



(a) Évolution du module transverse (DMA) et son interpolation avec la température

(b) Évolution du module de cisaillement (DMA) et son interpolation avec la température

FIGURE V.10 – Évolution des propriétés mécaniques du pli en fonction de la température (module transverse et de cisaillement) issues des analyses DMA et des interpolations avec la température suivant l'Équation V.1

- La dilatation thermique est intégrée dans le calcul mécanique afin de prendre en compte l'état de contraintes thermiques résiduelles et l'influence du gradient thermique sur l'évolution de l'état de contrainte suite au chargement thermique.
- Un couplage faible est retenu entre le calcul thermique et le calcul mécanique.

Concernant les propriétés mécaniques, seuls le module transverse et le module de cisaillement dépendent de la température, en suivant l'évolution mesurée par DMA (voir les Figures I.9 et I.10 du paragraphe I.2.1). L'évolution de ces modules obéit à une sigmoïde de manière similaire aux expressions proposées par Gibson *et al.* [77] pour l'évolution des propriétés mécaniques en fonction de la température (voir Expression I.14 du paragraphe I.3.3.2). Nous avons donc choisi une sigmoïde du type tangente hyperbolique entre les valeurs à l'état vierge et celles à l'état vitreux, en suivant l'Equation V.1.

$$P(T) = P_U(T) - \frac{P_U(T) - P_R(T)}{2} \left[ 1 + \tanh \left[ K \left( \frac{1}{T_g} - \frac{1}{T} \right) \right] \right] \quad (\text{V.1})$$

avec  $P_U(T)$  et respectivement  $P_R(T)$ , les propriétés mécaniques initiales (à l'état vierge) et respectivement finale (valeur résiduelle avant le début de la dégradation thermique par pyrolyse), et dont l'évolution est assumée linéaire avec la température [77].  $K$  est une constante qui représente la vitesse de la réduction de la propriété mécanique en question avec la température et  $T_g$  représente la température pour laquelle la propriété mécanique est réduite de 50%, communément définie comme la température de transition vitreuse [77]. Les paramètres de l'Expression V.1 ont été identifiés par méthode inverse pour le module transverse et le module de cisaillement. La Figure V.10 montre le très bon accord entre la fonction identifiée et les données expérimentales issues de la DMA, validant la dépendance à la température des modules prévue par l'Expression V.1.

Il est à noter que pour ce qui concerne la prise en compte de la dilatation thermique, la modélisation de cette dernière repose sur un comportement thermo-élasticitique (voir Equation III.3) qui ne nécessite de connaître que les coefficients de dilatation thermique et la variation de température par rapport à une température libre de contrainte, comme nous l'avons mentionné dans le paragraphe III.1.2.1 du Chapitre III. Le coefficient de dilatation dans la direction des fibres est supposé nul au vu de la gamme de température visée. Les coefficients de dilatation thermique transverse aux fibres que ce soit dans le plan du pli ou hors plan ont été caractérisés en fonction de la température. Cette caractérisation est présentée dans le cadre du projet FSS, comme nous l'avons également montré dans le paragraphe III.1.2.1.

La prise en compte d'un couplage faible implique que la réponse thermique n'influence que la réponse mécanique et non l'inverse. La procédure consiste alors à procéder dans un premier temps à l'estimation

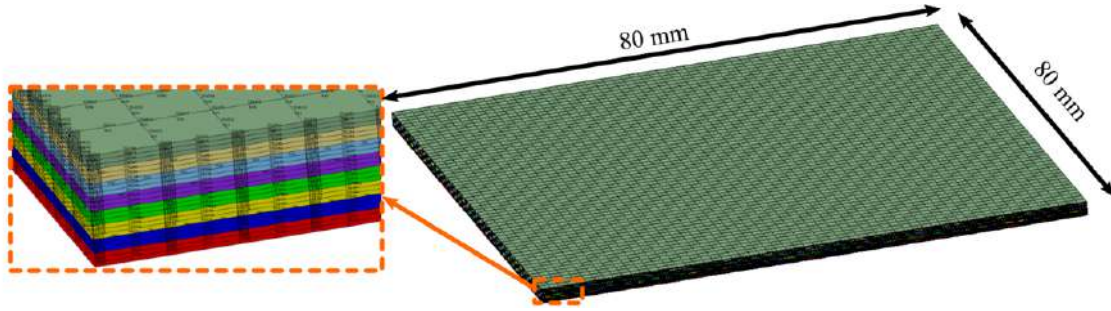


FIGURE V.11 – Maillage retenu pour la modélisation de la réponse thermomécanique d'un composite stratifié de 8 plis soumis à un impact laser [22]

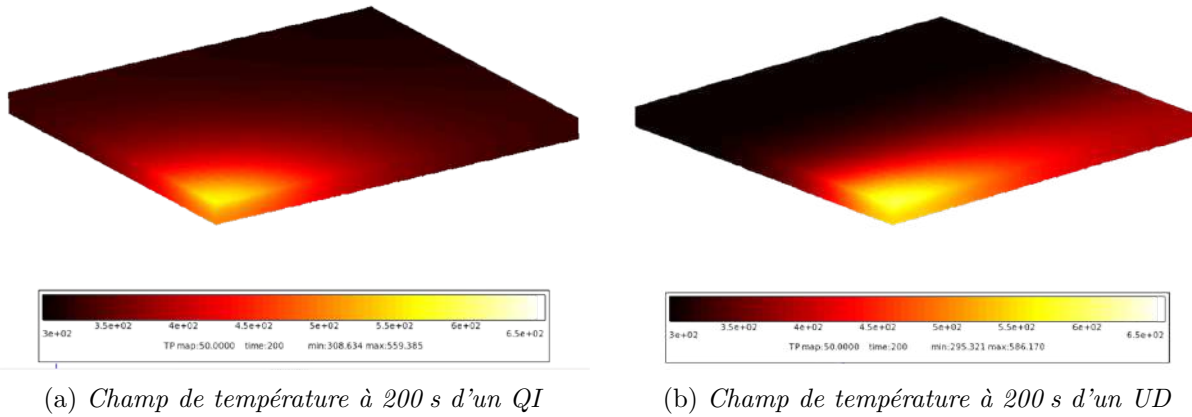


FIGURE V.12 – Comparaison des champs de température simulés à 200 s pour des éprouvettes (représentation d'un quart) QI et UD (8 plis) soumises à un flux laser  $\Phi_{laser}^{max}$  de  $53.7 \text{ kW/m}^2$  [22]

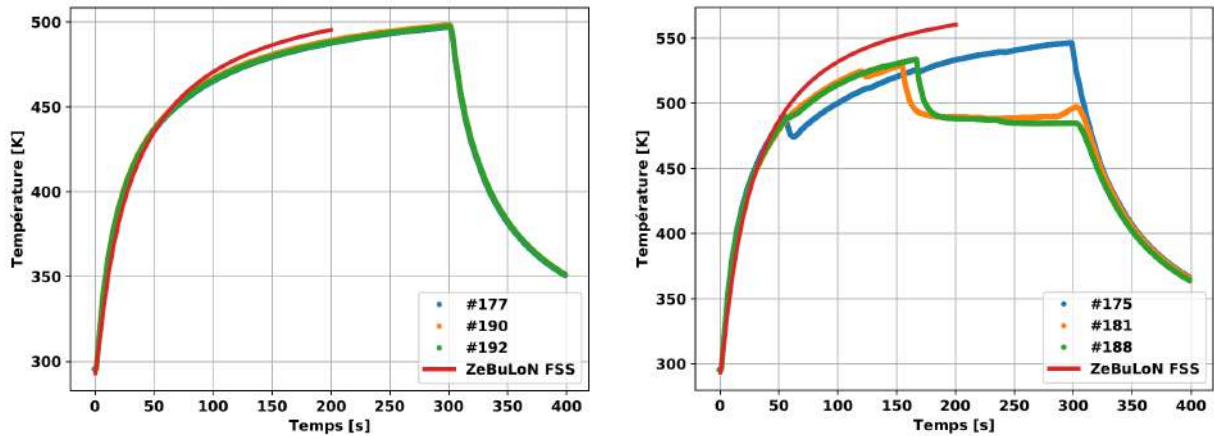
du champ de température, champ de température qui est alors considéré, dans un second temps, comme une condition aux limites fixée dans le résolution mécanique.

Concernant le maillage retenu, il est identique pour les simulations thermique et mécanique afin de simplifier le transfert des champs thermiques vers le calcul mécanique. Il est régulier et composé de  $60 \times 60 \times 24$  éléments quadratiques 3D à intégration complète avec 3 éléments dans l'épaisseur de chaque pli afin de décrire précisément la cinématique dans l'épaisseur et l'estimation des champs de contraintes. La Figure V.11 montre une visualisation du maillage retenu ainsi qu'une image agrandie du détail du maillage dans l'épaisseur. Dans la suite, nous analysons la réponse thermique et mécanique obtenue par la simulation du chargement induit par la source de chaleur laser.

### V.2.2.1 Mise en évidence d'un couplage entre le champ thermique numérique et l'apparition du délaminage expérimentalement

La résolution thermique a été faite pour les stratifications QI et UD soumises aux flux de chaleur analysés expérimentalement dans le paragraphe V.2.1. Afin de réduire les temps de calcul, la dégradation thermique par pyrolyse n'est pas activée dans le modèle et nous n'avons simulé que les premières 200 s de l'essai, sachant que les mécanismes d'endommagement que l'on cherche à analyser apparaissent expérimentalement avant ce temps d'essai et qu'aucune dégradation thermique importante n'est prévue avec le modèle complet. La Figure V.12 montre le champ thermique pour le QI et le UD soumis à un flux thermique  $\Phi_{laser}^{max}$  de  $53.7 \text{ kW/m}^2$ , figure sur laquelle, nous observons un champ thermique axi-symétrique pour les QI et orienté dans la direction des fibres pour le UD de par l'anisotropie du matériau. L'intensité du champ thermique est directement liée à l'intensité du flux incident, bien qu'une température plus élevée dans l'épaisseur du matériau est observée pour les UD que pour les QI. Les mécanismes de transfert de chaleur, notamment par conduction thermique sont plus importants pour les QI et réduit alors de manière conséquente le transfert de chaleur dans l'épaisseur. Cette observation est pleinement confortée





(a) Comparaison essai/calcul de la réponse thermique à  $53.7 \text{ kW/m}^2$  (b) Comparaison essai/calcul de la réponse thermique à  $76.2 \text{ kW/m}^2$

FIGURE V.13 – Comparaison de l'évolution de la température en face arrière estimée par simulation numérique ou mesurée expérimentalement pour des éprouvettes QI (8 plis) soumises à un flux laser  $\Phi_{laser}^{max}$  de  $53.7 \text{ kW/m}^2$  et de  $76.2 \text{ kW/m}^2$  [22]

par l'augmentation de la température du point central de la face arrière selon la stratification et le flux incident en comparant les profils de température qu'ils soient mesurés ou simulés, comme le montrent les Figures V.13 et V.14.

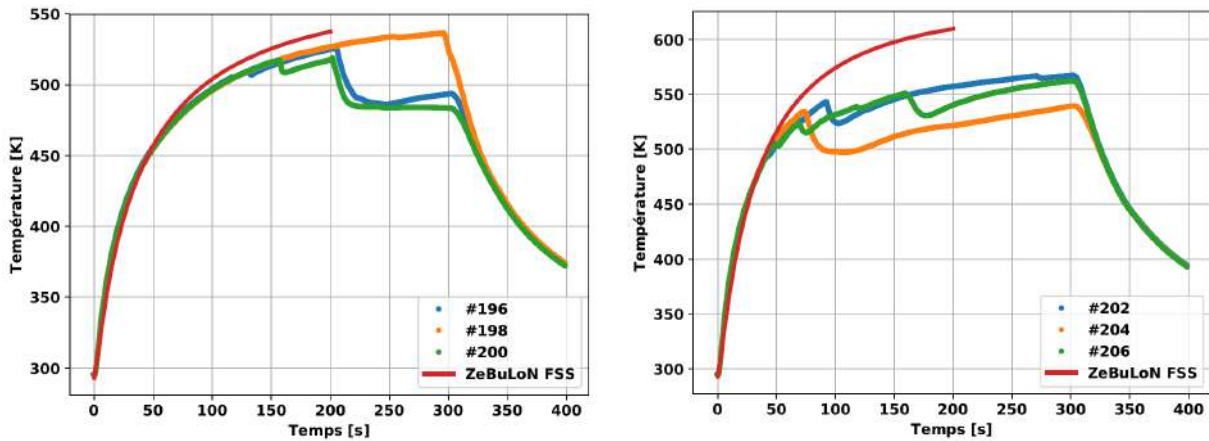
Un bon accord entre la réponse simulée et celle expérimentale est observé dans tous les cas jusqu'à une température en face arrière d'environ 450-475 K (177-202 °C), température qui est très proche de celle de transition vitreuse pour le matériau d'étude qui est de l'ordre de 180 °C. Au-delà de ces niveaux de température nous remarquons une surestimation de la réponse numérique par rapport aux mesures qui s'explique par deux causes bien différentes : (i) une possible erreur d'identification des propriétés thermiques autour la température de transition vitreuse et (ii) l'apparition des délaminages qui ne sont pas modélisés et qui conduisent à une chute importante de la température expérimentalement. Cependant, le premier point joue un rôle marginal sur le champ de température estimé avant l'observation des délaminages. Cela a été aussi vérifié par Biasi [6, 49], en montrant que la réponse thermique de la stratification est suffisamment bien décrite en l'absence d'endommagement de type fissuration matricielle hors plan et/ou délaminage. Un si faible écart en température n'est dans tous les cas pas suffisant pour avoir une influence au premier ordre sur l'estimation des champs de contraintes au sein du matériau. Cette estimation est réalisée dans le paragraphe suivant et a pour objectif d'estimer le niveau de sollicitation à l'échelle du pli et des interfaces afin de trouver un lien avec l'apparition des délaminages.

### V.2.2.2 Evaluation du champ de contraintes issu du chargement thermo-mécanique

La réponse mécanique repose sur la résolution du calcul quasi-statique en imposant les champs thermiques instationnaires calculés dans le paragraphe précédent. Des conditions aux limites en appui simple sur des lignes verticales aux centres des bords de l'éprouvette ont été retenues, représentatives de la réalité de l'essai. La Figure V.15 montre la configuration retenue.

Un comportement élastique du pli est considéré dans l'analyse. Comme nous l'avons décrit dans le paragraphe V.2.2, les propriétés mécaniques du pli dépendent de la température, notamment le module transverse et le module de cisaillement. Une dépendance de ces modules à la température est supposée pour traduire la dépendance du comportement du pli à la température, en suivant des analyses DMA comme présenté dans le paragraphe I.2.1 du Chapitre I (voir Figures I.9 et I.10). Comme nous l'avons montré dans les Chapitres II et IV les effets visqueux sont principalement traduits par un effet de la température sur le module de cisaillement du pli, et cela semble *a priori* acceptable pour le module transverse. Le calcul par une loi de comportement élastique permet de résoudre le problème plus effica-





(a) Comparaison essai/calcul de la réponse thermique à  $53.7 \text{ kW/m}^2$  (b) Comparaison essai/calcul de la réponse thermique à  $76.2 \text{ kW/m}^2$

FIGURE V.14 – Comparaison de l'évolution de la température en face arrière estimée par simulation numérique ou mesurée expérimentalement pour des éprouvettes UD (8 plis) soumises à un flux laser  $\Phi_{laser}^{max}$  de  $53.7 \text{ kW/m}^2$  et de  $76.2 \text{ kW/m}^2$  [22]

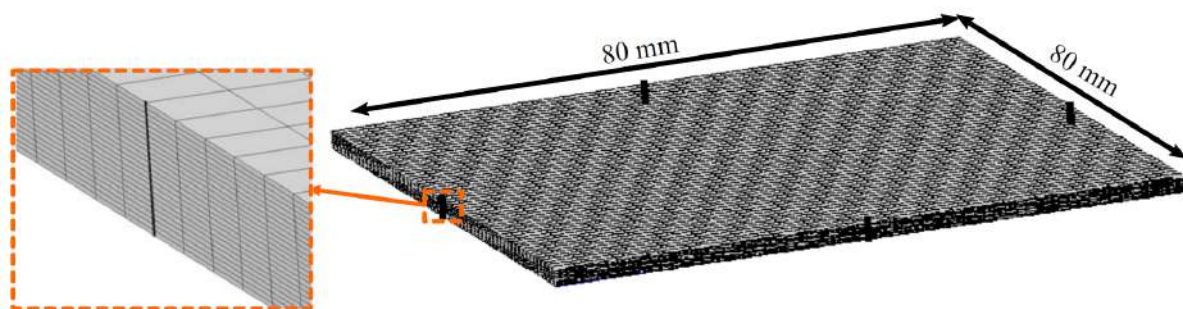


FIGURE V.15 – Configuration retenue pour modélisation de la réponse mécanique d'un composite stratifié de 8 plis avec des conditions aux limites en appui simple [22]

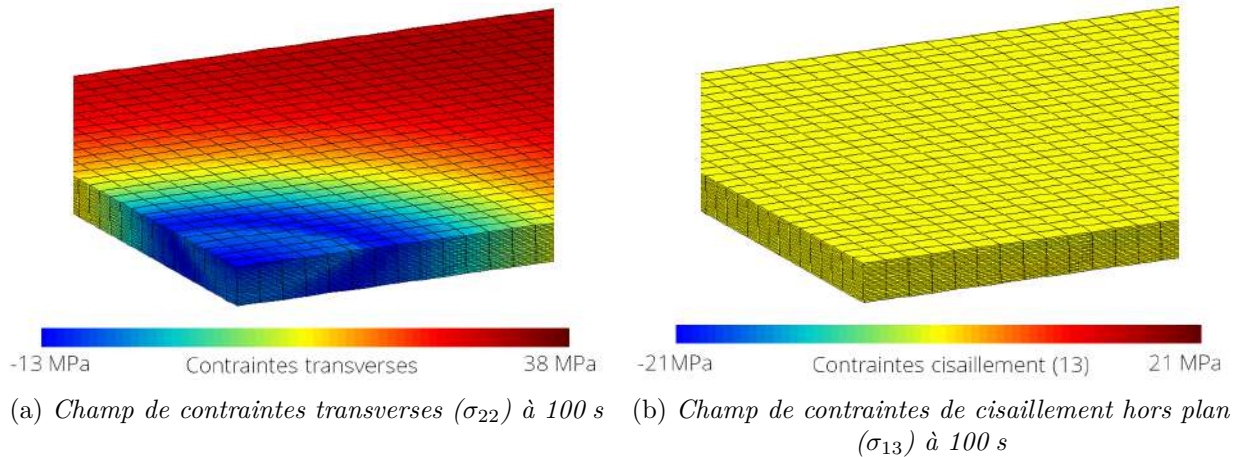


FIGURE V.16 – Champs de contraintes estimés par simulation numérique pour un cas QI (8 plis) à 100 s pour un flux laser  $\Phi_{laser}^{max}$  de  $76.2 \text{ kW/m}^2$  [22]

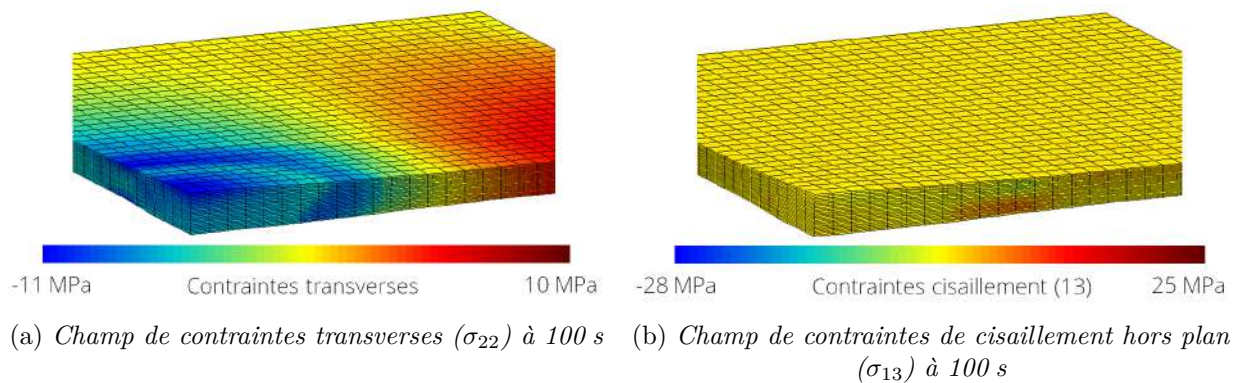


FIGURE V.17 – Champs de contraintes estimés par simulation numérique pour un cas UD (8 plis) à 100 s pour un flux laser  $\Phi_{laser}^{max}$  de  $76.2 \text{ kW/m}^2$  [22]

cement (par des algorithmes linéaires à chaque instant du chargement indépendamment) par rapport à un comportement viscoélastique non-linéaire qui nécessite de considérer toute l'histoire du chargement.

Sous ces hypothèses de calcul, la Figure V.16 montre les champs de contraintes transverses et de cisaillement hors plan pour un QI en considérant une température libre de contrainte  $T_{ref}$  égale à  $180 \text{ }^\circ\text{C}$  [22], afin de prendre en compte les contraintes internes de cuisson. La Figure V.17 quant à elle, concerne la simulation d'un UD. Dans les deux cas, nous montrons les champs de contraintes correspondant à un temps de chargement de 100 s pour un flux thermique  $\Phi_{laser}^{max}$  de  $76.2 \text{ kW/m}^2$ . Cela correspond à un niveau de chargement *a priori* suffisant pour induire des endommagements, comme observé expérimentalement dans les paragraphes précédents. Nous n'avons tracé que les contraintes transverses et de cisaillement hors plan qui sont *a priori* les plus importantes en raison du chargement thermique. Toutefois, nous observons des valeurs faibles pour le QI et le UD tant pour les contraintes transverses que pour les contraintes en cisaillement (de l'ordre de quelques MPa).

Les travaux précédents concernant la rupture du pli [8,22] ont montré des valeurs à rupture de l'ordre de 40 MPa en transverse et de l'ordre de 60 MPa en cisaillement dans le plan pour des températures de l'ordre de  $140 \text{ }^\circ\text{C}$  (voir Figures I.9 et I.10). En ce qui concerne la rupture hors plan de l'interface, les résultats du Chapitre IV (INJECT) montrent des valeurs d'initiation de l'endommagement de l'ordre de 30 MPa pour des températures de l'ordre de  $100 \text{ }^\circ\text{C}$  (voir Figure IV.24b). Au vu des résultats calculés, nous soulignons une trop faible influence des champs de contraintes pour expliquer *a priori* l'apparition des délaminages observés expérimentalement dans le paragraphe V.2.1. Cette analyse en contrainte ne semble pas *a priori* suffisante pour remonter à un critère d'amorçage des mécanismes de dégradation aux interfaces. En effet, la microscopie optique montre une multifissuration matricielle des UD plus

importante que celle des QI. Cette multifissuration matricielle apparait pour des positions différentes dans l'épaisseur du matériau, précurseur du délaminages pour certaines fissures seulement qui semblent être plus favorables à l'amorçage et à la propagation des délaminages critiques aux interfaces.

Au vu de ces premiers résultats faibles en contraintes, nous nous interrogeons sur la validité de l'échelle mésoscopique et sur le critère le plus discriminant pour prévoir l'amorçage. Il devient nécessaire d'évaluer cette problématique dès un point de vue énergétique. Cela demande d'adapter notre stratégie de modélisation, notamment concernant le maillage, dans le but d'étudier la réponse mécanique du matériau en fonction de la position d'une fissure susceptible de conduire à un délaminage. Pour cela, le paragraphe suivant propose une analyse plus complexe basée sur (i) la mécanique de la rupture incrémentale d'une part, pour l'étude de l'amorçage en termes d'énergie, ainsi que sur (ii) l'analyse des contraintes locales d'autre part, pour déterminer le lien entre les champs thermiques et l'état mécanique des interfaces.

## V.3

### Développement d'une approche numérique pour la formulation d'un critère d'amorçage du délaminage

Ce paragraphe vise à proposer un critère d'amorçage du délaminage en température à l'aide de l'analyse des essais et des simulations dans le cadre du banc BLADE. Cette étude d'amorçage pour les niveaux de température observés expérimentalement sert à compléter celle de la propagation du délaminage dans le cadre de INJECT.

Nous discutons d'abord de la validité de l'hypothèse d'une modélisation à l'échelle des plis et des interfaces par l'analyse des causes principales qui mènent à l'initiation du délaminage. Pour cela, des observations tomographiques des éprouvettes *post mortem* existent dans le cadre du projet PhyFire. L'analyse par tomographie sert comme complément aux informations issues de la microscopie optique pour aider à la compréhension des phénomènes à l'origine des fissures. Ensuite, une approche numérique à l'échelle du pli et basée sur la comparaison entre la réponse thermomécanique à l'état vierge du matériau et celle des différentes configurations pré-fissurées est présentée. L'objectif est de proposer un critère d'amorçage sur la base d'une approche soit en énergie, soit en contrainte ou combinant les deux. Nous focalisons l'attention sur deux points : (i) le taux de restitution d'énergie nécessaire pour faire apparaître un amorçage et (ii) le niveau de contrainte associé à l'état vierge de référence, afin de juger s'il est pertinent pour déclencher un amorçage. L'analyse de différentes configurations devrait permettre de définir le critère le plus en accord d'un point de vue numérique. Ce critère doit être confronté aux données expérimentales en température et aux données numériques en contraintes pour sa validation lors des chargement thermiques. Pour cela, la comparaison entre l'expérience (notamment par des tomographies) et la prévision numérique doit nous apporter des éléments pour juger la pertinence du critère d'apparition du délaminage, ainsi que de l'échelle de modélisation des mécanismes qu'induisent l'amorçage et l'apparition des délaminages au sein des interfaces.

#### V.3.1 Identification des mécanismes d'activation de la dégradation mécanique des interfaces

Les observations microscopiques sur des éprouvettes QI et UD du paragraphe V.2.1 ont permis de remarquer l'influence de la température sur la dégradation prématurée des nodules thermoplastiques dans les zones riches en résine. Cela constitue des chemins privilégiés pour la propagation des fissures, qui sont observées à l'échelle du pli et qui se développent sur des surfaces importantes. Les Figures V.18 et V.19 montrent la très bonne correspondance qualitative entre la forme des surfaces délaminées déduites par des observations tomographiques et le contour de température simulée en face arrière pour un QI et un UD exposés à des flux de chaleur suffisant pour produire le délaminage ( $76.2 \text{ kW/m}^2$  et  $53.7 \text{ kW/m}^2$  respectivement). Les microtomographies aux rayons X ont été faites sur une région centrale des éprouvettes de  $40 \times 40 \times 2.22 \text{ mm}^3$ , afin de maximiser la résolution du voxel, jusqu'à  $19.6 \mu\text{m}^3$ .

Nous remarquons l'influence de la stratification sur la forme des délaminages observés. Cette influence est la conséquence du chargement thermique orienté de manière différente selon la stratification, en induisant une réponse thermique (et mécanique) différente pour le cas QI et UD comme nous l'avons déjà

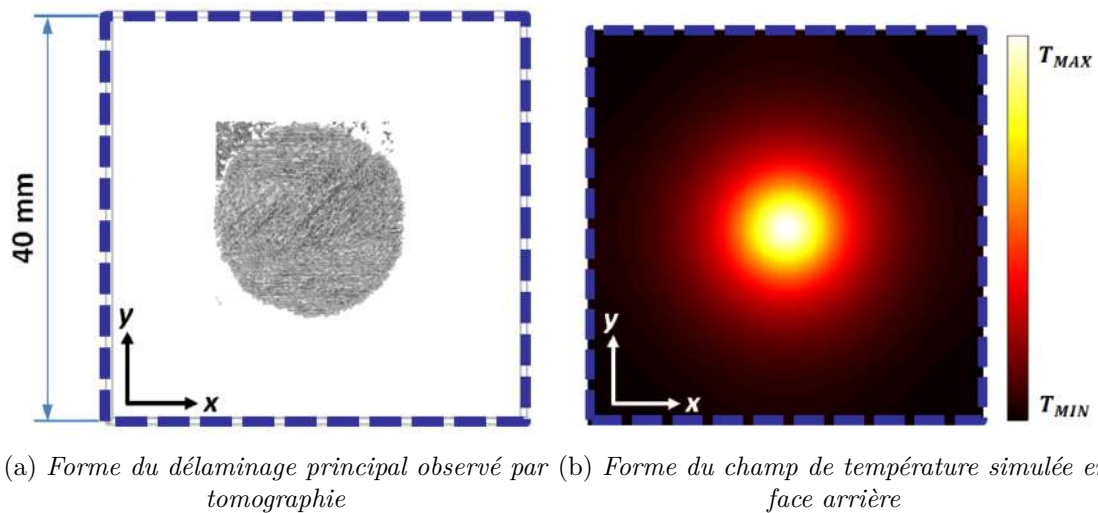


FIGURE V.18 – Comparaison entre le délaminage principal observé par microtomographie et le champ de température simulée en face arrière d'une éprouvette QI (8 plis) soumise à un flux laser  $\Phi_{laser}^{max}$  de  $76.2 \text{ kW/m}^2$

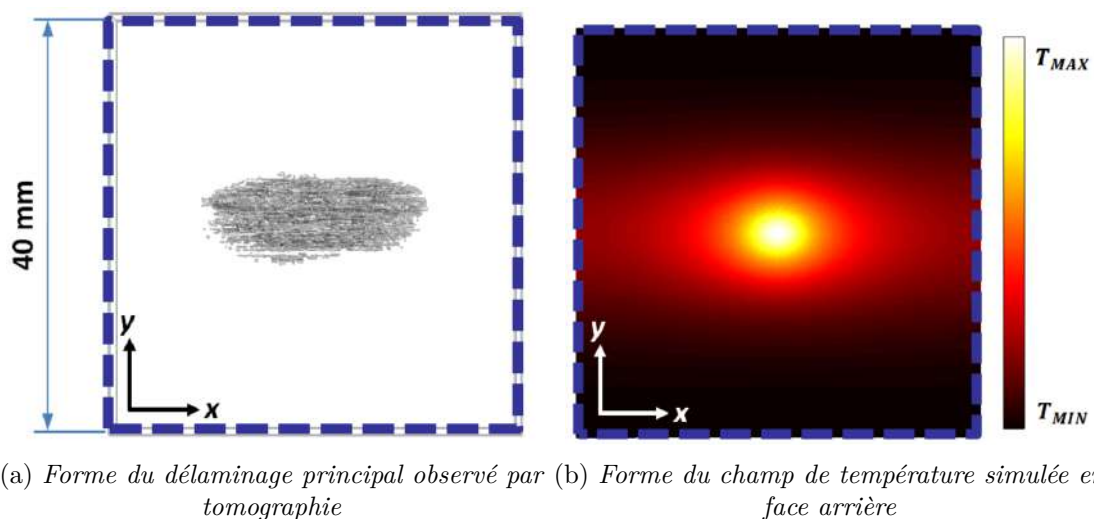


FIGURE V.19 – Comparaison entre le délaminage principal observé par microtomographie et le champ de température simulée en face arrière d'une éprouvette UD (8 plis) soumise à un flux laser  $\Phi_{laser}^{max}$  de  $53.7 \text{ kW/m}^2$



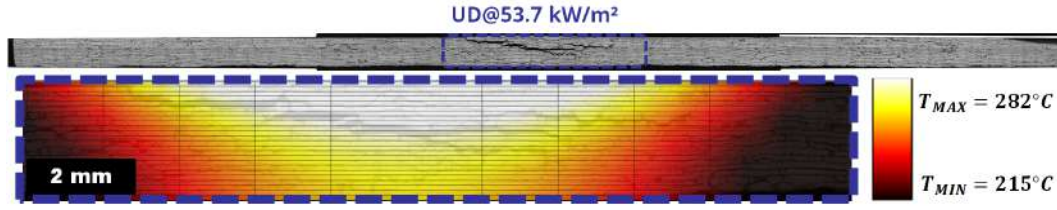


FIGURE V.20 – Superposition du champ thermique estimé (à  $t = 200$  s) et de la coupe micrographique d'une éprouvette UD (8 plis) soumise à un flux laser  $\Phi_{laser}^{max}$  de  $53.7 \text{ kW/m}^2$

souligné dans le paragraphe V.2.1. Afin de confirmer la relation entre le champ thermique et l'apparition des délaminages, la Figure V.20 montre la projection du champ thermique (à  $t = 200$  s) sur une coupe micrographique dans un cas UD soumis à un flux de chaleur de  $53.7 \text{ kW/m}^2$ . Nous apercevons un motif de délaminage qui semble *a priori* suivre le gradient de température à travers de l'épaisseur. Par contre, les surfaces délaminées observées à chaque interface dans l'épaisseur ont des étendues différentes et sans corrélation *a priori* avec le champ thermique. Cela confirme deux aspects concernant l'apparition et la propagation des délaminages que sont (i) l'effet de la température sur l'activation des mécanismes de dégradation mécanique donnant lieu aux délaminages observés et (ii) les amorçages et les propagations sur des longueurs importantes de l'ordre de plusieurs millimètres. Donc, même s'il existe des points critiques localisés à une échelle microscopique (échelle des nodules thermoplastiques), l'amorçage s'étend rapidement sur certaines interfaces, à l'échelle des plis et des interfaces. L'origine purement thermique ne semble pas suffisante pour expliquer l'apparition des fissurations importantes (de l'ordre de plusieurs millimètres), et encore moins pour expliquer leur propagation. Nous cherchons donc à vérifier quelle échelle de modélisation est plus pertinente d'une part, et à déterminer la raison principale des amorçages. En effet, la seule information expérimentale ne permet pas de distinguer si les fissurations importantes observées sont la conséquence des petits amorçages qui se propageraient de manière instable sur une surface plus importante, selon une dissipation énergétique comme dans le cas INJECT (Chapitre II), ou si par contre, ces fissures présentent une taille conséquente dès l'amorçage. Pour cela, une analyse numérique pour l'étude de l'amorçage à l'échelle du pli semble nécessaire afin de déterminer si son origine, qu'elle soit énergétique ou en contraintes, ou mixte peut être prévue à cette échelle.

### V.3.2 Approche énergétique à partir des configurations fissurées à l'échelle du pli

En raison des observations à l'échelle du pli détaillées dans les paragraphes précédents, une approche de type mécanique de la rupture semble légitime afin de juger la possibilité que l'apparition des amorçages et leur propagation ultérieure soient une conséquence (au moins en partie) de la dissipation d'énergie induite aux interface par le chargement thermique. L'énergie nécessaire à faire apparaître une fissure sur une surface  $S$  est le taux de restitution d'énergie incrémental  $G_{inc}$ . Le but de ce paragraphe est de déterminer l'évolution du  $G_{inc}$  en fonction de la surface d'amorce  $S$  et de le comparer du taux de restitution d'énergie critique de l'interface  $G_c$  [154, 304, 305]. Le taux de restitution d'énergie incrémental est calculé selon l'Equation V.2 comme la variation d'énergie potentielle élastique disponible pour faire apparaître une fissure sur une surface  $S$  divisée par une telle surface.

$$G_{inc} = \frac{W(0) - W(S)}{S} \geq G_c \quad (\text{V.2})$$

avec  $W(0)$  l'énergie potentielle à l'état initial vierge (sans fissure) et  $W(S)$  l'énergie potentielle à l'état final (avec une fissure de taille  $S$ ). Une valeur de  $G_{inc}$  pour une amorce de taille  $S$  donné supérieure à  $G_c$  signifie que le système matériau/interface contient assez d'énergie pour faire apparaître une telle fissure. La notion de taux de restitution d'énergie *incrémental* repose sur le fait de considérer l'incrément infinitésimal de l'amorce pour des variations finies de la taille de fissure [304]. Ce taux incrémental est évalué à partir de plusieurs calculs numériques pour différentes configurations fissurées ainsi que celle à l'état vierge afin d'estimer son évolution en fonction de la taille d'amorce.



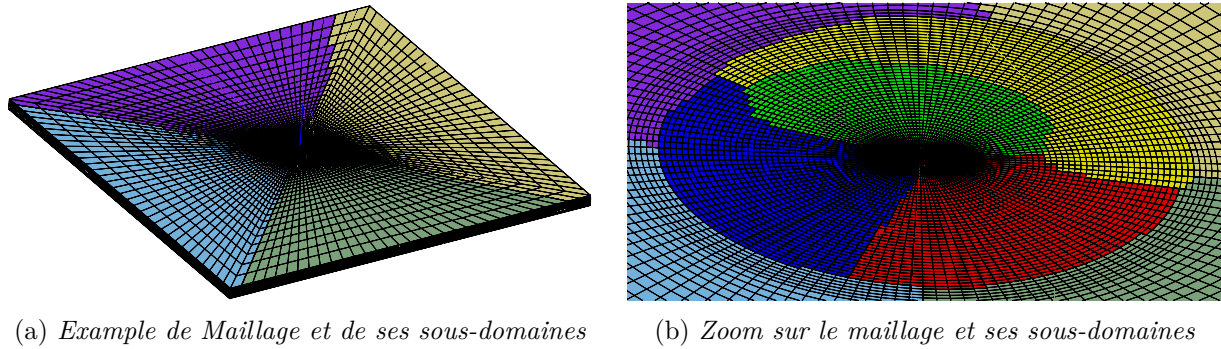


FIGURE V.21 – Maillage retenu et division en 8 sous-domaines pour une éprouvette de 8 plis

En raison des résultats présentés dans les Chapitres III et IV, qui montrent la saturation des effets visqueux en température et le comportement quasi-élastique jusqu'à des niveaux de contraintes suffisants pour induire une évolution de la *Process Zone* à l'interface, l'énergie disponible à chaque état (vierge ou fissuré) peut être calculé en supposant un comportement purement élastique du matériau. L'énergie potentielle à un état donnée correspond dans ce cas à l'énergie élastique accumulée  $W_{elas}$  sur le système, calculée selon l'Equation V.3 :

$$W_{elas} = \frac{1}{2} \int_V \underline{\sigma} : \underline{\tilde{C}}^{-1} : \underline{\sigma} dV \quad (V.3)$$

avec  $\underline{\sigma}$  le tenseur de contraintes et  $\underline{\tilde{C}}$  le tenseur de rigidité élastique. Pour l'ensemble des calculs nécessaires, la même stratégie de calcul a été suivie. Afin d'assurer la convergence au maillage, un maillage raffiné dans la zone d'intérêt autour du centre de l'éprouvette a été retenu, comme le montre la Figure V.21 pour le cas d'une éprouvette QI. Le maillage est composé de d'éléments quadratiques avec environ 100000 éléments et 500 000 nœuds. Le domaine a été divisé en 8 sous-domaines permettant une parallélisation de chaque calcul afin de réduire le temps d'exécution [306]. Pour chaque éprouvette et quelque soit la stratification, la procédure est analogue. Dans un premier temps, une résolution thermique simulant l'impact laser est réalisée sur le maillage précédent afin d'obtenir le champ thermique associé, qui est ensuite projeté sur le maillage du calcul mécanique. Les hypothèses de modélisation concernant le comportement thermique du matériau sont les mêmes que dans le paragraphe V.2.2. Dans un second temps, une résolution mécanique du problème est nécessaire pour chaque configuration d'amorce. Le maillage mécanique a la même distribution des nœuds que le maillage thermique, à l'exception de la zone fissurée, où les nœuds sont dupliqués afin d'introduire des éléments cohésifs d'épaisseur nulle pour modéliser l'amorçage. La Figure V.22 présente à titre d'exemple et pour une éprouvette QI, deux configurations différentes d'amorces selon l'interface amorcée et la surface fissurée. Dans les cas des QI, les délaminages ont été observés comme étant parfaitement circulaires, tandis qu'il ont des formes elliptiques pour les UD comme observé dans les Figures V.18 et V.19. Nous avons considéré des amorces de surface homothétiques et correspondant à cette forme. Par ailleurs, nous avons été contraint à insérer des éléments de zones cohésives afin de modéliser un contact entre les lèvres de fissure et d'éviter toute pénétration. Pour cela, nous avons suivi la même procédure que celle décrite dans le paragraphe II.2 du Chapitre II.

Des conditions aux limites en appui simple (similaires à celles utilisées dans le paragraphe V.2.2) sont imposées afin d'être le plus représentatif de la réalité de l'essai. Cela permet d'assurer la validité de la réponse numérique dans la région d'intérêt où les delaminages ont été observés expérimentalement.

La Figure V.23 montre un schéma de la numérotation des plis et des interfaces qui est retenue dans la suite des travaux. Nous nous sommes focalisés sur l'analyse des QI soumis à un flux de chaleur de  $76.2 \text{ kW/m}^2$ . Le choix de cette configuration est portée par la présence de délaminages importants, bien localisés aux interfaces avec une dégradation thermique quasi inexistante. La Figure V.24 montre l'énergie élastique accumulée (calculée sur l'ensemble de l'éprouvette) ainsi que l'évolution du taux de restitution d'énergie incrémental évaluées toutes les 25 s, jusqu'à 200 s, période de simulation suffisante pour couvrir l'apparition des délaminages observés expérimentalement. Le taux de restitution incrémental est estimé pour différentes configurations selon le rayon au carré de la surface circulaire qui représente l'aire déla-

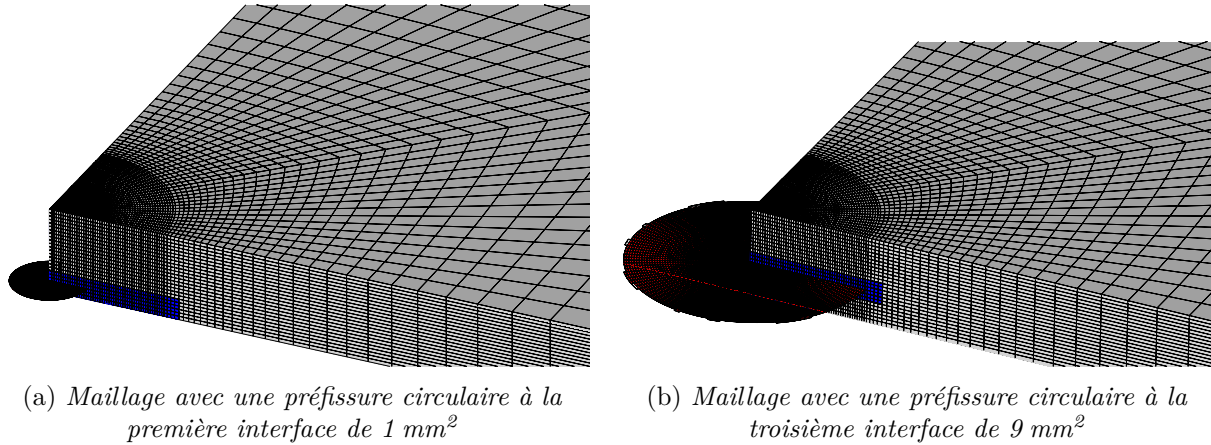


FIGURE V.22 – Visualisation de deux configuration d'amorce différentes pour un cas QI à 8 plis. L'amorçage est modélisé par des éléments cohésifs (en rouge) à l'interface d'épaisseur nulle entre deux plis (dont une région de la même taille est soulignée en bleu)

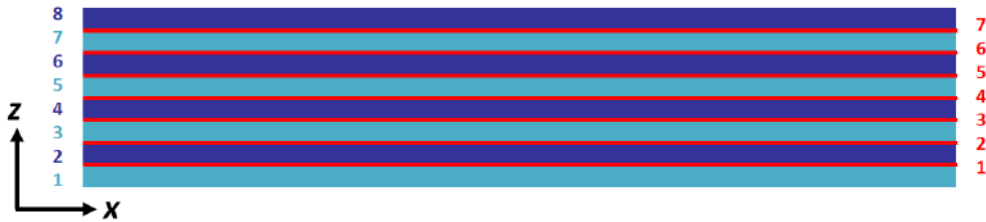
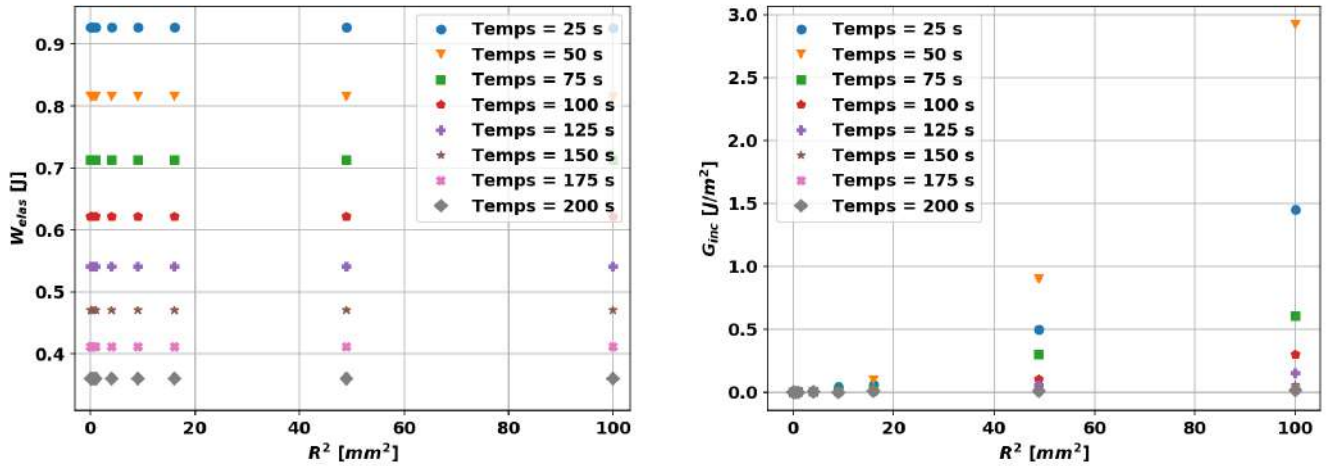


FIGURE V.23 – Numérotation des plis (en bleu) et des interfaces (en rouge) pour des stratifications à 8 plis

minée (voir la Figure V.22). Seule l'analyse correspondant aux configurations d'amorces présentes à la deuxième interface (interface entre le deuxième et le troisième pli commençant par le bas) est présentée sur cette figure. Ce choix est fait en sachant qu'il s'agit de l'interface qui présente une surface délaminée la plus importante expérimentalement (voir Figure V.8a du paragraphe V.2.1), ce qui doit *a priori* correspondre au chargement énergétique le plus important.

De cette analyse énergétique, nous remarquons principalement un taux de restitution d'énergie incrémental qui augmente progressivement avec le rayon au carré de la surface fissurée. L'énergie élastique accumulée diminue avec le temps pour une configuration quelconque comme conséquence de la diminution des propriétés mécaniques en fonction de la température, réduisant l'énergie disponible dans le système matériau lorsque le chargement thermique évolue. Cela explique pourquoi les valeurs de  $G_{inc}$  tendent à diminuer lorsque la température augmente. L'augmentation de  $G_{inc}$  avec le rayon au carré de la fissure souligne le fait que l'amorçage est favorisé par des surfaces importantes par rapport à des plus petites amorces. Cependant, même pour des surfaces importantes (de l'ordre de 10 mm de rayon) correspondant aux plus grandes surfaces délaminées observées dans l'expérience, le taux de restitution d'énergie reste très faible (de l'ordre de 1-3 J/m<sup>2</sup>). Ces valeurs ne sont donc pas comparables aux valeurs de ténacité à rupture des interfaces identifiées dans le Chapitre II suite aux analyses des essais en température sur le banc INJECT, qui sont de plusieurs ordres de grandeur plus élevées (de l'ordre de 1000 J/m<sup>2</sup> pour des températures de l'ordre de 100 °C). Toutefois, le taux de restitution d'énergie est maximal à 50 s, temps auquel le premier délaminage semblent apparaître, comme montré dans la Figure V.5a.

Au vu des résultats obtenus, l'analyse énergétique seule ne permet pas *a priori* de prédire l'apparition des amorces à l'échelle du pli. Les tendances des niveaux de dissipation d'énergie nécessaires estimés semblent cohérents avec les surfaces fissurées, si bien les valeurs obtenues nécessitent d'approfondir sur l'analyse énergétique. En effet, cette échelle de modélisation n'est peut-être pas la bonne pour estimer un taux de restitution d'énergie incrémental, au moins que la température fasse réduire très fortement le taux de restitution d'énergie critique, hypothèse qui reste à vérifier. Pour confronter en partie cette



(a) Énergie élastique accumulée pour différents temps de simulation en fonction du rayon au carré de la surface endommagée

(b) Taux de restitution d'énergie incrémental pour différents temps de simulation en fonction du rayon au carré de la surface endommagée

FIGURE V.24 – Évolution de l'énergie élastique accumulée et du taux de restitution d'énergie incrémental selon le rayon au carré de la surface fissurée pour différentes configurations d'amorce correspondantes à la deuxième interface

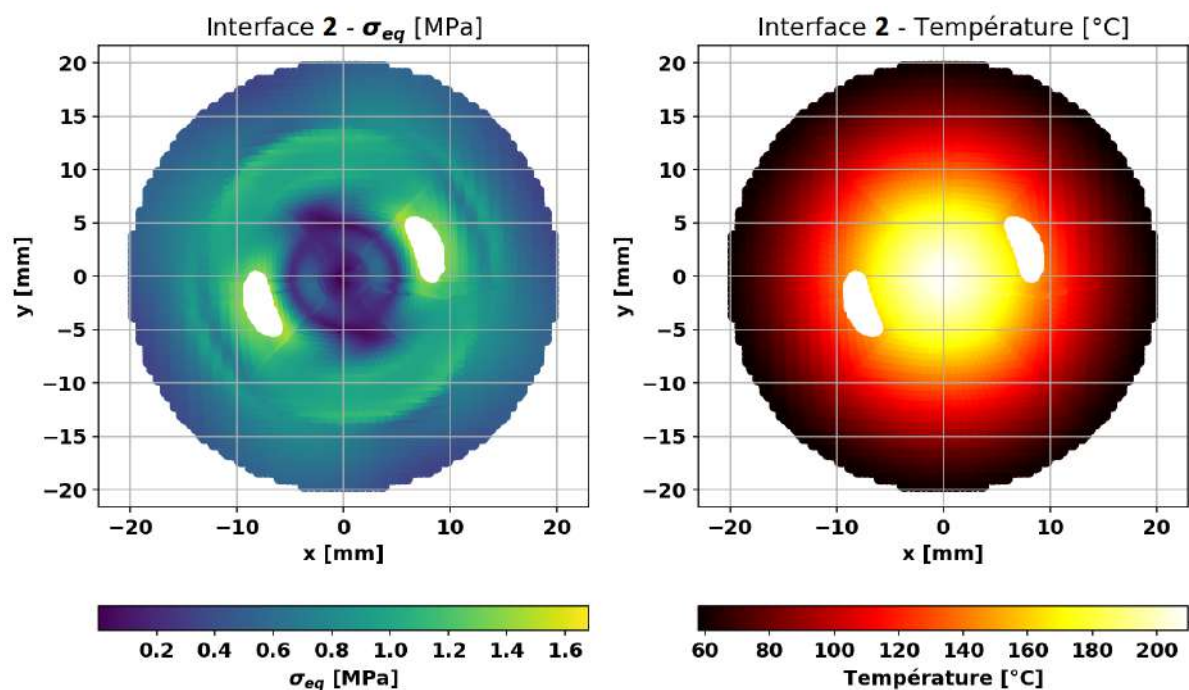
hypothèse, nous cherchons à estimer plus précisément les champs de contraintes. Le paragraphe suivant est dédié au calcul d'une meilleure estimation des distributions des contraintes induites aux interfaces lors du chargement thermomécanique que celles présentées dans le paragraphe V.2.2.

### V.3.3 Évaluation des contraintes pour la prévision de l'amorçage à l'échelle du pli

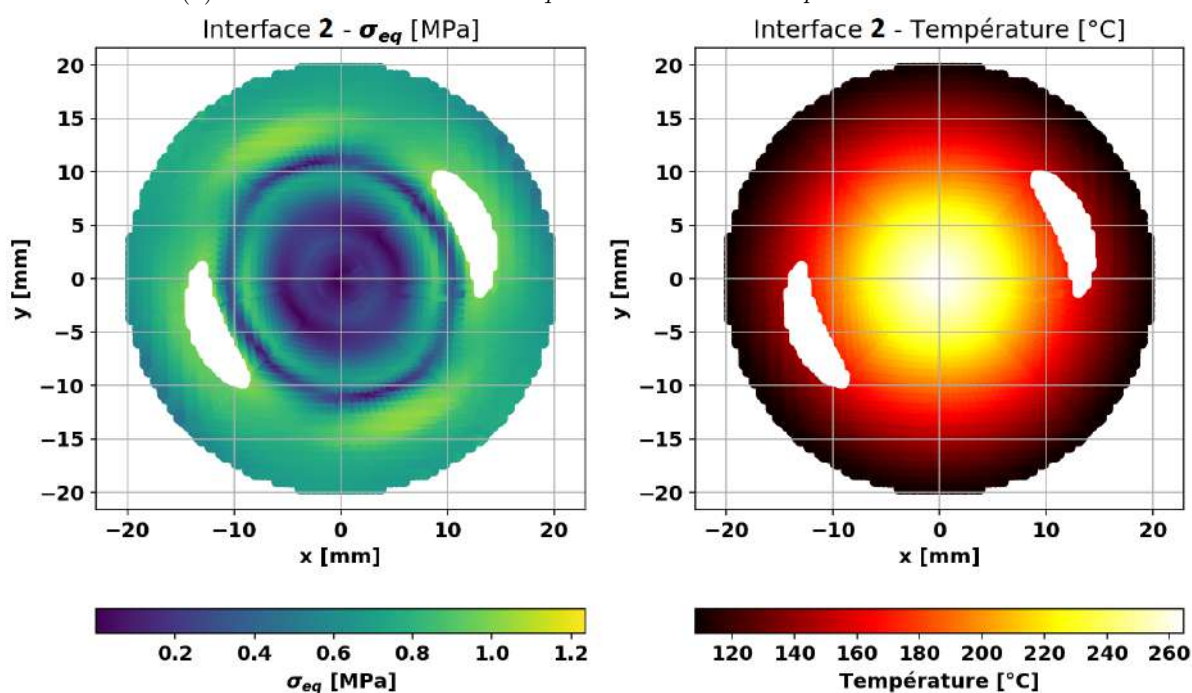
L'analyse en contrainte cherche à évaluer la pertinence d'un critère en contraintes pour la prédiction des surfaces délaminées. Il s'agit d'identifier les régions les plus chargées aux interfaces pouvant expliquer l'apparition des délaminages à l'échelle des plis et des interfaces. Pour ce faire, un seul calcul numérique pour chaque stratification est nécessaire dans l'état de référence vierge. Il s'agit d'évaluer les contraintes locales au sein des interfaces et d'en estimer une résistance de l'interface en fonction de la température. En raison des contraintes faibles obtenues par simulation numérique dans le paragraphe V.2.2, il s'avère nécessaire de comparer finalement ces contraintes selon le niveau de température local qui pourrait *a priori* jouer un rôle important sur la réduction des contraintes maximales à l'amorçage. Ainsi, nous avons évalué l'évolution d'une contrainte équivalente en cisaillement hors plan, qui reste le mécanisme *a priori* responsable des délaminages observés aux interfaces. De plus, la propagation est prioritairement observée en mode II, ce qui reste cohérent avec les niveaux très faibles des contraintes normales hors plan ( $\sigma_{33}$ ). La contrainte équivalente est calculée selon l'Expression V.4, sous l'hypothèse d'un critère quadratique à partir de la contribution des contraintes de cisaillement hors plan  $\sigma_{13}$  et  $\sigma_{23}$  et en supposant négligeable la contribution normale associée à  $\sigma_{33}$  :

$$\sigma_{eq} = \sqrt{\sigma_{13}^2 + \sigma_{23}^2} \quad (V.4)$$

Les Figures V.25 et V.26 montrent les contours de la contrainte équivalente et de la température estimés par simulation numérique à deux instants donnés (50 s et 150 s) pour une stratification à 8 plis QI et UD soumises à des flux de chaleur de 76.2 kW/m<sup>2</sup> et 53.7 kW/m<sup>2</sup> respectivement. Ces flux sont suffisants pour produire le délaminage dans les deux cas, comme montré dans le paragraphe V.3.1. Les contours sont tracés sur une région centrale circulaire de 20 mm de rayon correspondant à la deuxième interface (entre le deuxième et troisième pli commençant par le bas), laquelle présente des délaminages importants observés expérimentalement pour les deux cas. Nous avons marqué en blanc les zones les plus sollicitées, afin de deviner la forme d'un possible délaminage qui pourrait apparaître suivant le chemin



(a) Contours de la contrainte équivalente et de la température à  $t = 50$  s



(b) Contours de la contrainte équivalente et de la température à  $t = 150$  s

FIGURE V.25 – Contours de la contrainte équivalente et de la température estimés par simulation numérique à deux instants donnés (50 s et 150 s) pour un QI à 8 plis soumis à un flux laser  $\Phi_{laser}^{max}$  de  $76.2 \text{ kW/m}^2$



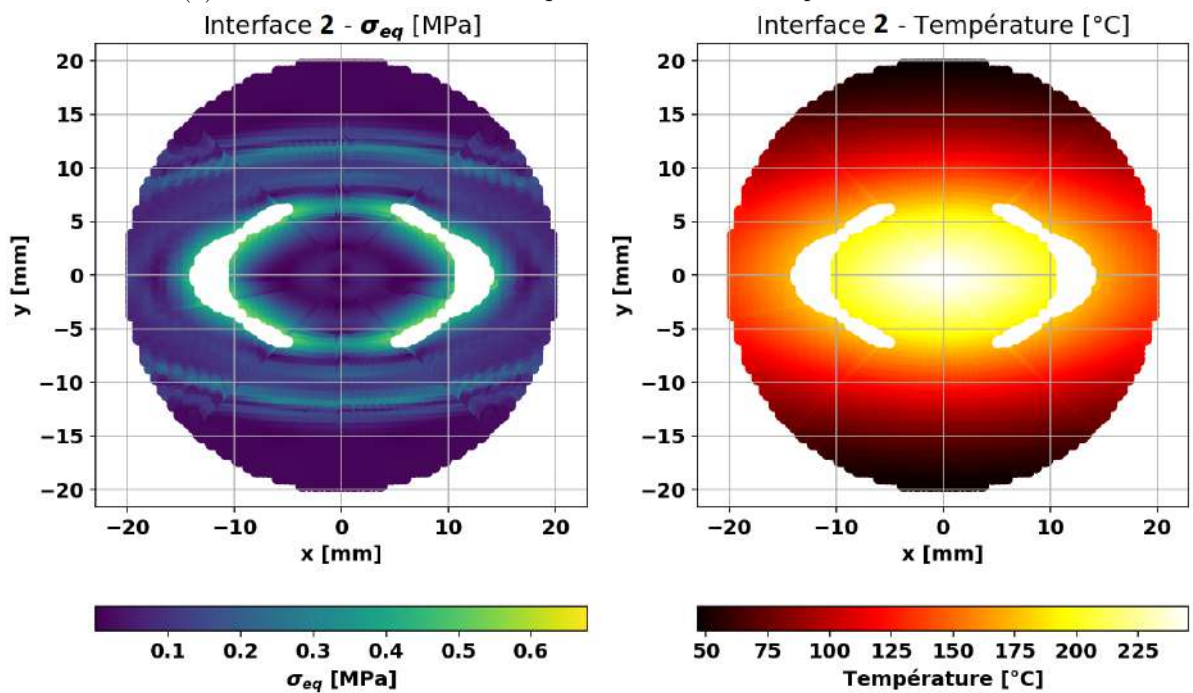
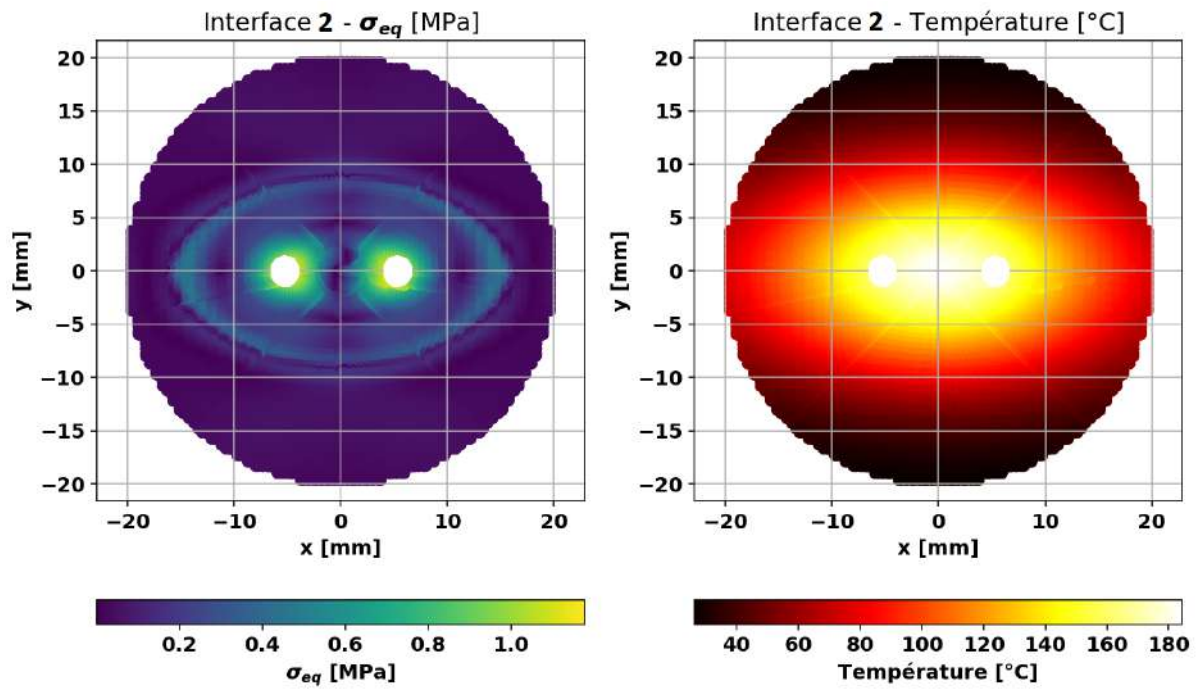
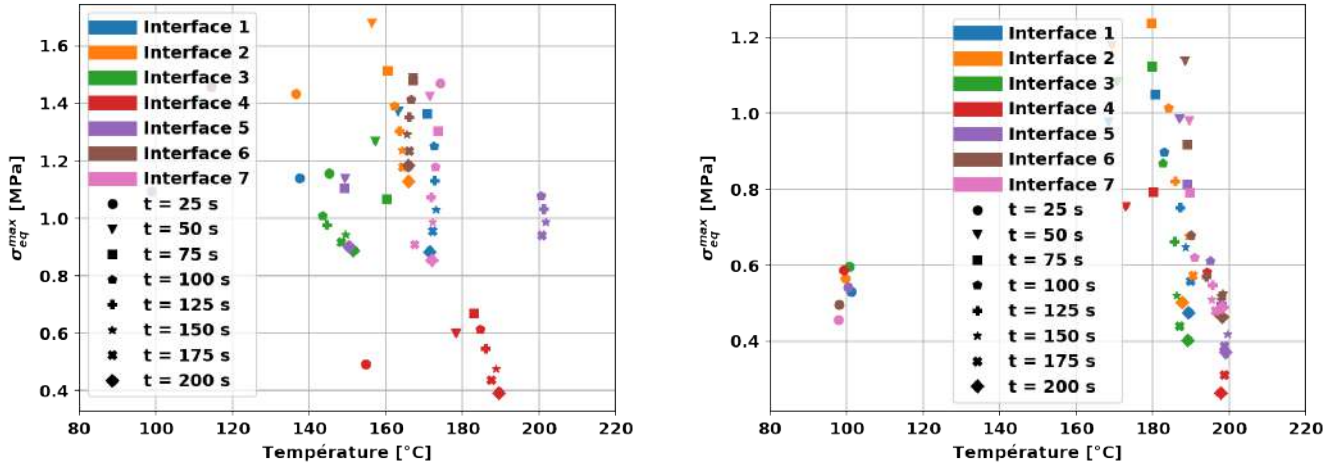


FIGURE V.26 – Contours de la contrainte équivalente et de la température estimés par simulation numérique à deux instants donnés (50 s et 150 s) pour un UD à 8 plis soumis à un flux laser  $\Phi_{laser}^{max}$  de  $53.7 \text{ kW/m}^2$





(a) Contrainte équivalente en fonction de la température. Cas QI (b) Contrainte équivalente en fonction de la température. Cas UD

FIGURE V.27 – Evolution de la contrainte équivalente maximale à chaque instant et pour chaque interface en fonction de la température pour un QI et un UD à 8 plis soumis à un flux laser  $\Phi_{laser}^{max}$  de  $76.2 \text{ kW/m}^2$

défini par ces valeurs maximales. En suivant cette procédure, il est possible de tracer l'évolution de la valeur maximale de la contrainte équivalente à chaque instant et pour chaque interface et de les tracer en fonction de la température, comme le montre la Figure V.27 pour le cas QI et UD.

Nous remarquons des valeurs relativement faibles des contraintes équivalentes, mais correspondant à des valeurs élevées en température, autour de la température de transition vitreuse (de l'ordre de  $180 \text{ }^\circ\text{C}$  pour ce matériau), voire supérieures. Il est à noter que des valeurs entre  $0.25 \text{ MPa}$  et  $2.25 \text{ MPa}$  sont concentrées dans une plage de température entre  $170 \text{ }^\circ\text{C}$  et  $190 \text{ }^\circ\text{C}$  selon l'interface en question. Le cas QI montre des valeurs maximales légèrement supérieures par rapport au cas UD, mais qui correspondent à des températures légèrement inférieures. Cela met en évidence la dépendance de la contrainte équivalente maximale à la température. Ces valeurs doivent permettre de remonter à un seuil d'amorçage en fonction de la température. Un tel seuil n'a pas été identifié dans la plage de température étudiée pour les essais sur BLADE, en raison des températures importantes qui rendent difficile la mise en place des essais de caractérisation, comme exposé dans le paragraphe I.4.2.2 du Chapitre I. L'identification inverse de ce seuil n'est pas viable en considérant la seule information *postmortem* dans le plan des coupes micrographiques. Il s'avère nécessaire de comparer les valeurs maximales en contraintes obtenues avec une autre information additionnelle dans le volume afin de juger la validité des valeurs trouvées, comme le seuil en contrainte pour induire l'amorçage du délaminage et leur propagation ultérieure. Pour cela, le paragraphe suivant cherche à comparer les contours de contraintes obtenus aux interfaces avec l'information provenant des microtomographies. Cette analyse doit permettre de corréler le champ de contrainte aux interfaces avec les surfaces amorcées et délaminées observées expérimentalement.

### V.3.4 Retour sur les hypothèses : Validation du critère d'amorçage par comparaison essai-calcul

Ce paragraphe vise à comparer les prévisions numériques du paragraphe V.3.3 avec l'information dans le volume concernant l'état final endommagé des éprouvettes à 8 plis QI et UD issue des microtomographies. L'objectif est double puisque nous cherchons à trouver (i) un accord *a priori* entre les fissures matricielles observées et les pics des contraintes en cisaillement estimés et (ii) une explication de l'étendue des fissures observées.

Les Figures V.28–V.29 montrent des coupes 3D issues des microtomographies pour les cas QI et UD exposés à des flux de chaleur de  $76.2 \text{ kW/m}^2$  et  $53.7 \text{ kW/m}^2$  respectivement. Sur ces images, nous avons également représenté les contours correspondant aux délaminages localisés aux différentes interfaces. Nous remarquons des fissures matricielles de l'ordre de quelques millimètres qui apparaissent à différentes

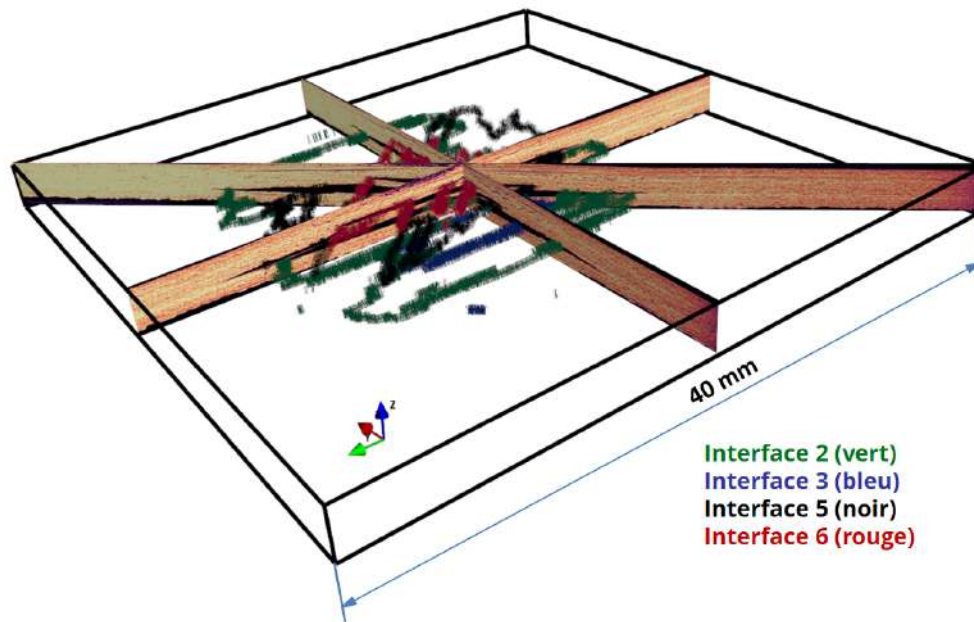


FIGURE V.28 – Coupes 3D et contours des fissurations observées par microtomographie dans une éprouvette QI (8 plis) soumise à un flux laser  $\Phi_{laser}^{max}$  de  $76.2 \text{ kW/m}^2$

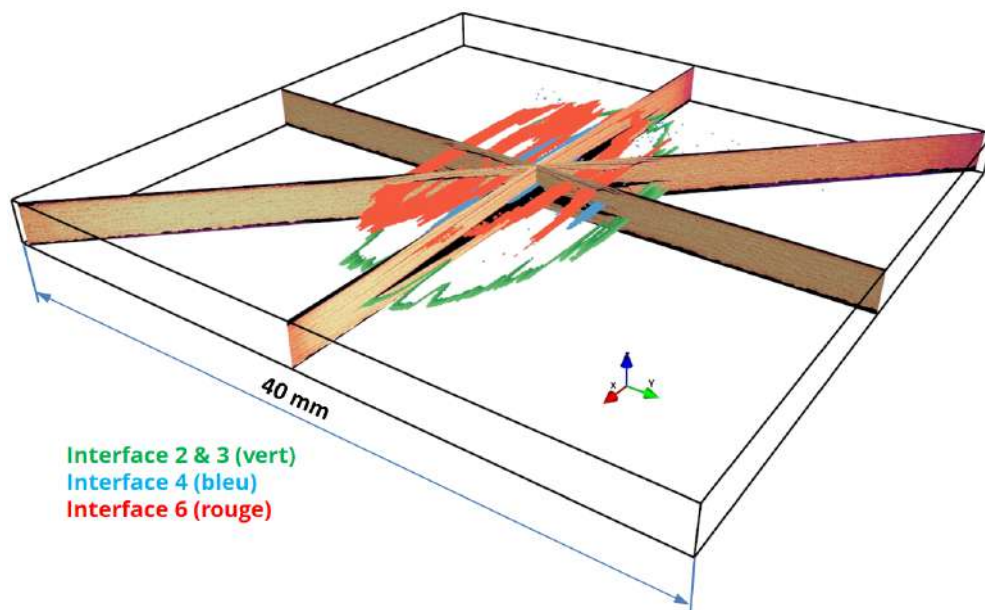


FIGURE V.29 – Coupes 3D et contours des fissurations observées par microtomographie dans une éprouvette UD (8 plis) soumise à un flux laser  $\Phi_{laser}^{max}$  de  $53.7 \text{ kW/m}^2$

Interface	Temps [s]	$\sigma_{eq}$ [MPa]	Température [°C]	x,y,z [mm, mm, mm]	Fissuration
1	50	1.37 / 1.37	163.2 / 163.2	-7.29, 1.48, 0.2775 / 7.29, -1.48, 0.2775	✗
2	50	1.68 / 1.68	156.4 / 156.4	-7.72, -2.95, 0.555 / 7.72, 2.95, 0.555	✓
3	50	1.27 / 1.27	157.4 / 157.4	-6.78, -4.86, 0.8325 / 6.78, 4.86, 0.8325	✓
4	75	0.67 / 0.67	183.0 / 183.0	-2.21, 8.36, 1.11 / 2.21, -8.36, 1.11	✗
5	50	1.14 / 1.14	149.4 / 149.4	-8.85, 4.28, 1.3875 / 8.85, -4.28, 1.3875	✓
6	25	1.49 / 1.49	167.3 / 167.3	-7.61, -4.01, 1.665 / 7.61, 4.01, 1.665	✓
7	25	1.47 / 1.47	174.2 / 174.2	-5.91, 1.30, 1.9425 / 5.91, -1.30, 1.9425	✗

Tableau V.1 – Bilan de la comparaison entre les simulations numériques et la microtomographie pour une éprouvette QI (8 plis) soumise à un flux laser  $\Phi_{laser}^{max}$  de  $76.2 \text{ kW/m}^2$

interfaces et à différentes positions dans le plan de l'interface. Cela montre l'influence de l'état thermique et mécanique sur l'amorçage pour le cas QI et UD, comme anticipé dans le paragraphe V.3.3. Sur les interfaces plus proches de la source de chaleur les endommagements apparaissent plus éloignés du centre. Par contre, sur des interfaces inférieures, ils s'observent dans une région centrale. Cela montre l'effet du gradient de température et des contraintes dans les éprouvettes. De plus, cette multi-fissuration ne se propage pas à toutes les interfaces mais essentiellement aux interfaces présente en dessous de l'épaisseur moyenne des éprouvettes, comme observé sur les coupes micrographiques des Figures V.8 du paragraphe V.2.1. Dans le but d'expliquer le lien entre la contrainte équivalente en cisaillement, la température et l'apparition des de la fissuration matricielle et de leur propagation, les Tableaux V.1 et V.2 présentent les valeurs estimées de la contrainte équivalente maximale et la température associée, pour l'ensemble des temps simulés et pour chaque interface, tant pour les QI et que les UD. De plus, nous avons ajouté les coordonnées associées à chacun des points retenus, et nous avons vérifié dans quelle mesure ces points appartiennent aux surfaces endommagées identifiées par tomographies, comme le montre la Figure V.30. L'objectif est d'estimer des couples de valeur températures/contraintes expliquant l'apparition de la fissuration pour l'ensemble des interfaces.

Nous remarquons en effet une correspondance entre les fissures matricielles observées à l'état final endommagé et les valeurs maximales des contraintes équivalentes (et des températures associées). Des valeurs estimées de l'ordre de 1-2 MPa pour des températures de l'ordre de la température de transition vitreuse (de l'ordre de  $180 \text{ °C}$ ) indiquent un seuil d'initiation des délaminages. Ce seuil diminue avec la température, tel que nous l'avons montré dans le Chapitre IV dans le cas INJECT pour des températures inférieures à la température de transition vitreuse. La seule information des contraintes maximales et celle de l'état finale des éprouvettes ne permet pas de distinguer pourquoi les amorçages propagent sur des surfaces plus importantes sur certaines interfaces par rapport aux autres. Néanmoins, les interfaces plus chargées mécaniquement le sont aussi énergétiquement comme nous l'avons montré dans le paragraphe V.3.2. Les ordres de grandeur des contraintes faibles en cisaillement expliquent en partie les valeurs aussi faibles en énergie. En effet, un double critère en énergie et en contrainte semble cohérent et reste *a priori* le bon indice pour la prévision du délaminage.

Dans le paragraphe suivant nous cherchons donc à confronter les hypothèses d'apparition et aussi de propagation du délaminage, afin de juger le critère de rupture en contraintes et en énergie ainsi que l'échelle de modélisation à laquelle ces critères sont discriminant.

Interface	Temps [s]	$\sigma_{eq}$ [MPa]	Température [°C]	x,y,z [mm, mm, mm]	Endommagement
1	75	1.04 / 1.04	180.8 / 180.8	-9.03, 1.00, 0.2775 / 9.03, -1.00, 0.2775	✗
2	75	1.23 / 1.23	179.7 / 179.7	-7.73, -0.05, 0.255 / 7.73, 0.05, 0.255	✓
3	75	1.12 / 1.12	179.8 / 179.8	-8.07, -0.05, 0.8325 / 8.07, 0.05, 0.8325	✓
4	75	0.79 / 0.79	180.2 / 180.2	-8.42, -0.06, 1.11 / 8.42, 0.06, 1.11	✓
5	50	0.98 / 0.98	187.1 / 187.1	0.02, -3.23, 1.3875 / -0.02, 3.23, 1.3875	✗
6	50	1.14 / 1.14	188.5 / 188.5	0.02, -3.87, 1.3875 / -0.02, 3.87, 1.3875	✓
7	50	0.98 / 0.98	189.7 / 189.7	0.03, -4.36, 1.9425 / -0.03, 4.36, 1.9425	✗

Tableau V.2 – Bilan de la comparaison entre les simulations numériques et la microtomographie pour une éprouvette UD (8 plis) soumise à un flux laser  $\Phi_{laser}^{max}$  de  $53.7 \text{ kW/m}^2$

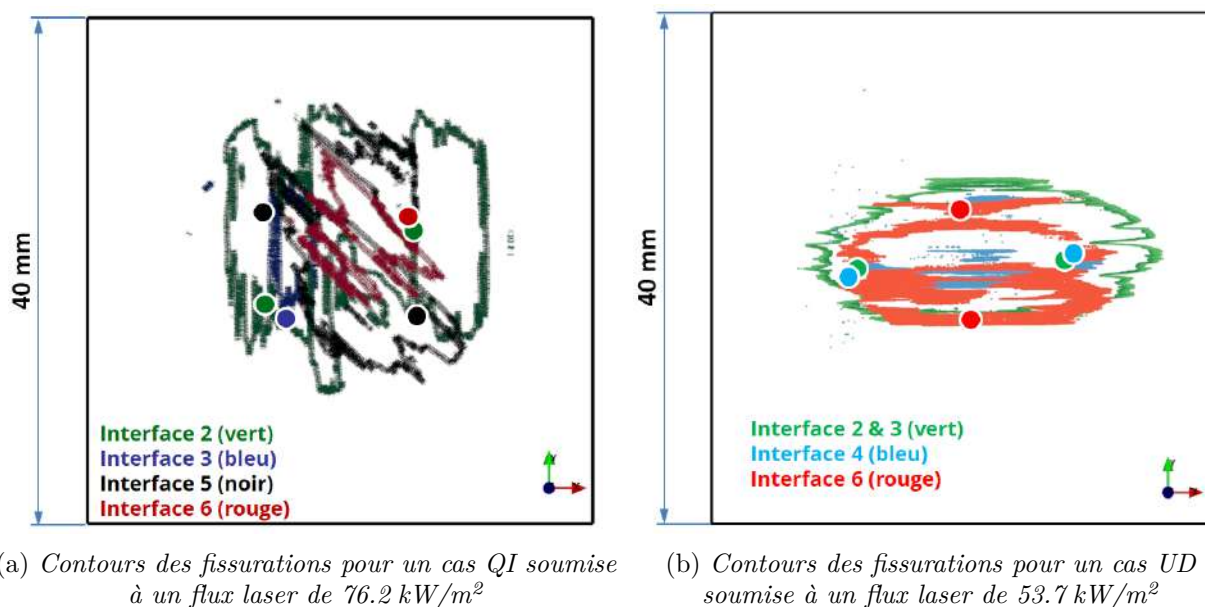


FIGURE V.30 – Comparaison entre les contours des fissurations observées par microtomographie et les points plus sollicités en cisaillement issus des calculs numériques pour des éprouvettes QI et UD (8 plis) soumises à un flux laser

## V.4

## Vers la prévision des performances mécaniques résiduelles des composites soumis au feu

Dans ce paragraphe nous nous interrogeons sur la validité du critère d'amorçage ainsi que de la loi d'interface pour la prévision des délaminages en température. Nous cherchons d'une part à confronter le critère d'amorçage issu de l'analyse des essais sur BLADE à la loi de rupture identifiée dans le Chapitre IV issue de l'analyse des essais sur INJECT. Ensuite, nous discutons de la pertinence du modèle cohésif pour la prévision de la rupture des interfaces. Nous cherchons à savoir si la loi d'interface et ses paramètres sont suffisamment discriminants pour prévoir et distinguer à la fois l'amorçage mais aussi la propagation des délaminages en température à l'échelle du pli. D'autre part, nous analysons de manière pragmatique l'influence d'un possible couplage thermomécanique sur l'apparition des délaminages. Le but final est de donner les pistes d'adaptation du modèle afin d'aller vers le couplage entre la dégradation volumique (dans les plis) et surfacique (aux interfaces) pour la prévision de la rupture pour les températures analysées voire plus importantes et au delà de la température de pyrolyse.

#### V.4.1 Comparaison entre le critère d'amorçage et les propriétés mécaniques d'interface pour la prévision de la rupture par délaminage en température

Dans le Chapitre IV, nous avons remarqué l'effet de la température sur la diminution du seuil au réamorçage pour des essais de propagation en mode II en température issus du banc INJECT (jusqu'à  $\sim 110$  °C). Ce chapitre a mis en évidence la perte de la résistance en cisaillement hors plan  $S_c$ . Les résultats du paragraphe V.3.4 montrent quant à eux, une résistance à l'amorçage *a priori* très faible, mais correspondant à des températures bien plus importantes, de l'ordre de la température de transition vitreuse, voire supérieures (jusqu'à  $\sim 200$  °C). Afin de comparer l'ensemble des seuils qu'ils proviennent de l'analyse INJECT ou BLADE, nous avons supposé que ces valeurs sont comparables et représentent dans les deux cas un seuil d'amorçage du délaminage, conséquence des contraintes en cisaillement hors plan. Dans le cas INJECT, il s'agit d'une contrainte pure en cisaillement hors plan dans la direction longitudinal ( $\sigma_{13}$ ) tandis que dans le cas BLADE, il s'agit d'une contrainte équivalente en prenant en compte la contribution des contraintes de cisaillement hors pan dans la direction longitudinal ( $\sigma_{13}$ ) et dans la direction transversal ( $\sigma_{23}$ ). La Figure V.31 montre l'ensemble des seuils issus de INJECT et BLADE en fonction de la température. Nous avons tracé deux régressions linéaires correspondantes aux plages de températures évaluées dans chaque banc d'essais. Il est à noter une réduction subite du seuil avec la température, dont l'évolution ne suis pas une évolution sigmoïdale proposée par Gibson *et al.* [77] pour d'autres propriétés mécaniques.

Bien que nous remarquons une certaine cohérence de la dépendance du seuil d'endommagement avec la température, il faut nuancer ce propos en soulignant qu'un grand nombre de mécanismes physiques rentrent également en compétition. D'un point de vue mécanique, nous pouvons mentionner (i) une dégradation notable des modules élastique apparent pour les chargements transverse et de cisaillement (voir les Figures I.9 et I.10 du paragraphe I.2.1) et (ii) un changement de régime du coefficient de dilatation thermique, et par voie de conséquence, des déformations et contraintes internes associées [8]. D'un point de vue thermique, le matériau subit (i) une dégradation prématurée des nodules thermoplastiques à une échelle microscopique et (ii) une mise en pression interne dans la région vierge dès les premiers signes de dégradation thermique issue du gradient thermique dans le matériau. Ces mécanismes ne s'expriment pas forcément à la même échelle et que l'échelle de modélisation mécanique et peuvent affecter en partie le seuil d'amorçage.

Concernant la propagation du délaminage, une critère de propagation adaptée aux températures élevées s'avère nécessaire pour distinguer les amorces plus susceptibles à propager et estimer plus précisément la taille des délaminages finaux. L'analyse présentée dans le Chapitre II a montré l'influence de la température sur la ténacité à rupture des interfaces en mode II pour des températures inférieures à celles des essais sur BLADE. De même, les résultats obtenus dans le Chapitre IV ont permis de montrer la validité de la dépendance à la température des propriétés d'interface pour décrire l'évolution de la *Process Zone*. Cependant, l'analyse énergétique du paragraphe V.3.2 a mis en évidence des taux de restitution d'énergie



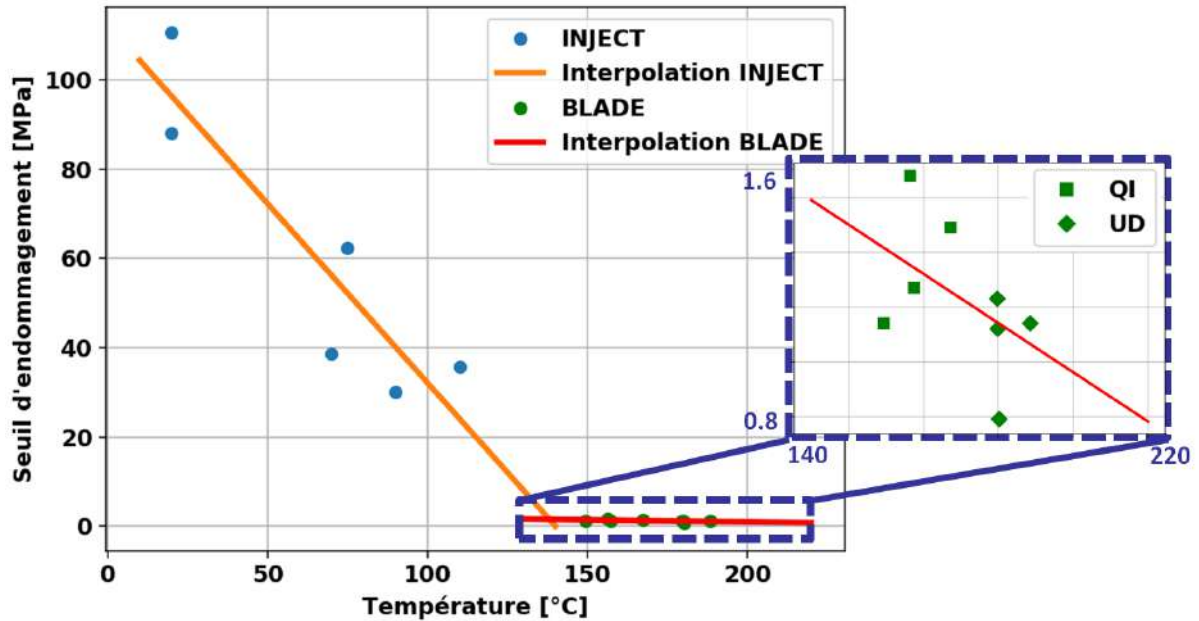


FIGURE V.31 – Seuil d'endommagement en cisaillement à l'interface en fonction de la température à partir des valeurs issues de l'analyse des essais INJECT (bleue) et des essais BLADE (orange). Evolution du seuil à partir d'une courbe interpolée (vert) suivant l'Expression V.1. Détail du zoom des résultats issus des essais BLADE

de l'ordre de quelques joules par mètre carré. Même si ces valeurs correspondent à l'amorçage, il serait donc possible que la ténacité à rupture diminue encore de manière plus notable pour des températures élevées, suivant une tendance similaire à celle du seuil d'endommagement, jusqu'au point de s'écrouler quasi-totalement pour des températures au-delà de la température de transition vitreuse. Cette hypothèse reste donc à vérifier afin de déterminer si la ténacité à rupture reste discriminant pour expliquer l'évolution subite des délaminages observés à l'échelle du pli et d'interface.

De par ces différentes remarques, le modèle cohésif d'interface semble opportun pour décrire le délaminage en température et ses paramètres doivent traduire correctement les effets des mécanismes (thermiques et mécaniques) à l'échelle du pli. Pour cette raison, il est donc important de prendre en compte le couplage entre les mécanismes d'origine thermique et mécanique pour évaluer leur interaction sur la prévision de la rupture par délaminage, comme nous le discutons dans le paragraphe suivant.

#### V.4.2 Vers la prévision de la rupture à hautes températures

La distinction entre un amorçage et la propagation du delaminage est l'énergie dissipée, comme nous l'avons montré dans le cadre du banc INJECT pour des propagations en mode II. Dans le cas des délaminages observés dans les essais sur BLADE, l'état de contrainte au sein du matériau s'avère très faible comme nous l'avons montré dans les paragraphes précédents. Il en va de même pour le critère en énergie, qui, même si il montre des tendances en accord avec le critère en contrainte, semble *a priori* moins discriminant pour la prévision de l'amorçage à l'échelle du pli. Au vu des ces remarques concernant l'amorçage et dans le but de mieux prévoir la rupture des interfaces par délaminage, il est nécessaire de distinguer entre une amorce qui propage sur une surface importante (delaminage critique) de celui qui reste borné et n'induit pas une délaminage catastrophique. Pour cela, l'influence de la thermique sur la mécanique doit être analysée suivant trois aspects principaux : (i) la contrainte d'amorçage, (ii) l'énergie nécessaire à la propagation et (iii) l'échelle de caractérisation et de modélisation.

Le critère en contrainte du paragraphe V.4.1 doit prendre en compte les contributions des mécanismes thermiques, notamment la pression interne. La Figure V.32 montre les champs de pression (à gauche) et de température (à droite) instantanés dans le demi-plan de la coupe transverse médian du matériau. Ces

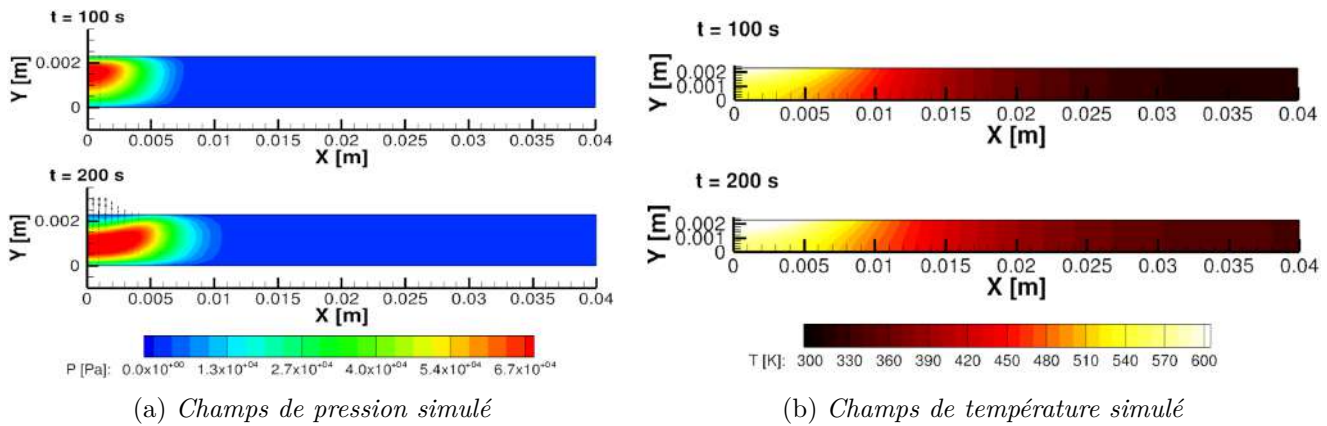


FIGURE V.32 – Champs de pression et de température simulés par *MODETHEC* à deux instants donnés (100 s et 200 s) dans une éprouvette *QI* (8 plis) soumise à un flux laser de  $76.2 \text{ kW/m}^2$  [50]

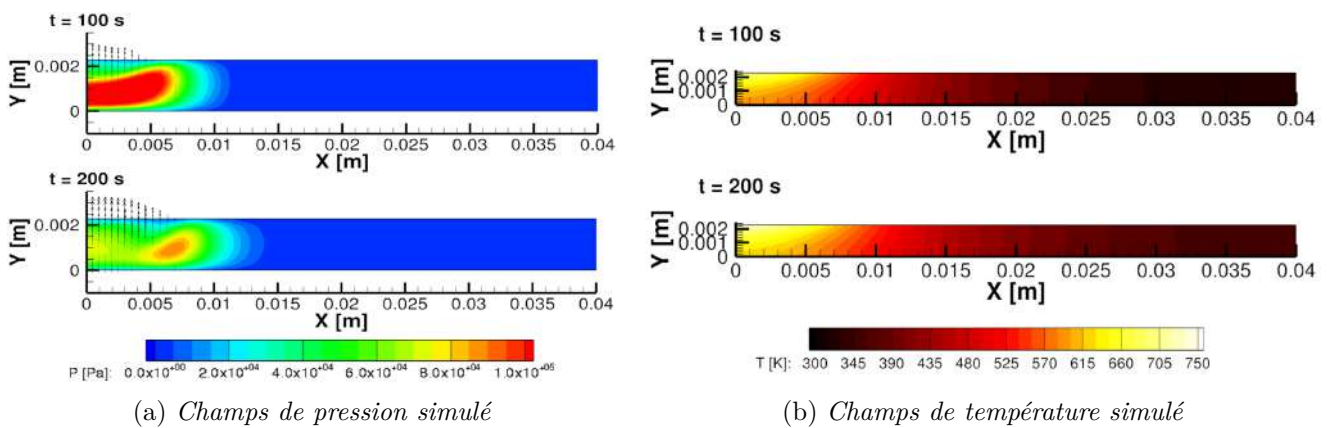


FIGURE V.33 – Champs de pression et de température simulés par *MODETHEC* à deux instants donnés (100 s et 200 s) dans une éprouvette *QI* (8 plis) soumise à un flux laser de  $101.2 \text{ kW/m}^2$  [50]

résultats sont issus d'une simulation thermique sur *MODETHEC* pour un composite *QI* à 8 plis soumis à un flux de chaleur laser  $\Phi_{laser}^{max}$  de  $76.2 \text{ kW/m}^2$  [50].

Nous remarquons une augmentation de la pression interne due au gradient thermique et à des mécanismes d'origine thermique [49]. Ces *poches* de pression peuvent être à l'origine d'une rupture par fissuration matricielle à l'échelle locale ou induire une surpression à l'échelle des interfaces. Les niveaux de pression interne restent très faibles (de l'ordre de moins de 0.1 MPa). Ces valeurs sont un ordre de grandeur inférieurs aux valeurs des contraintes en cisaillement présentés dans le paragraphe V.3.3. Cependant, l'estimation précise de cette surcontrainte thermique s'avère critique au vue des seuils d'amorçages relativement faibles.

Les phénomènes thermiques à l'origine de l'augmentation de la pression interne sont exacerbés lors de l'évolution de la température et notamment à partir de l'apparition des premiers signes de dégradation par pyrolyse en face exposée. La perméabilité augmente rapidement dans la surface pyrolysée, permettant une filtration plus rapide des produits volatiles à travers des porosités qui se forment également lors de l'avancement de la réaction. La Figure V.33 montre les champs de pression et de température pour un composite *QI* à 8 plis soumis à un flux de chaleur laser  $\Phi_{laser}^{max}$  de  $101.2 \text{ kW/m}^2$ . Ce flux est suffisant pour induire une dégradation par pyrolyse non négligeable et observable sur plus d'une demie-épaisseur de l'éprouvette [50].

Nous remarquons dans ce cas, des pressions internes plus importantes en raison des températures plus élevées et de l'augmentation des gaz à l'intérieur du matériau comme conséquence de la pyrolyse. Même si le pic de pression interne reste du même ordre de grandeur que dans le cas précédent, cela permet de mettre en évidence le couplage des phénomènes thermiques.

La prise en compte des phénomènes thermiques et leur couplage avec la mécanique semble donc nécessaire afin de vérifier si ce couplage est nécessaire pour mieux décrire les contributions des mécanismes à l'état de contraintes des interfaces. De plus, cela pourrait également aider à expliquer pourquoi seulement les interfaces les plus sollicitées à la fois mécaniquement et aussi thermiquement propageraient sur des surfaces plus importantes, permettant de décrire correctement la propagation à l'échelle de l'interface. En effet, les plus grands délaminages observés par microtomographie sont la conséquence des propagations aux interfaces qui restent éloignées de la source de chaleur. Or, l'énergie nécessaire à faire propager le délaminage est *a priori* plus important par rapport aux interfaces plus proches du flux thermique, qui ne montrent pas des délaminages si importants. Les effets majeurs sont bien observés à cette échelle des interfaces. Cela renforce également l'hypothèse du double critère en contrainte et en énergie à cette échelle pour l'amorçage. Toutefois, en raison de la compétition entre les différents mécanismes, des études complémentaires à une échelle inférieure, celle des fibres, de la matrice et des nodules seraient envisageables pour confirmer notre hypothèse. Ces analyses serviraient à évaluer les conséquences des mécanismes qui démarraient à l'échelle microscopique (multi-amorçage entre la matrice et les nodules, pression locale) à l'échelle de l'interface.

## V.5

### Conclusions sur la prévision du délaminage en température

Dans ce chapitre, nous avons présenté le banc BLADE, qui a permis d'analyser des essais de tenue des composites soumis à des sollicitations thermomécaniques par impact laser. Cela a permis de se focaliser uniquement sur les mécanismes de dégradation au sein du matériau. Des essais sur des éprouvettes QI et UD ont permis d'analyser le couplage entre la réponse thermique et la rupture par délaminage. L'observation des éprouvettes *post-mortem* soumis à des flux suffisants pour induire des délaminages mais en absence de dégradation thermique importante de type pyrolyse ont permis de décrire les mécanismes à l'origine des amorçages. Même si des indices d'amorçages locaux à l'échelle microscopique ont pu être observés, ces amorces isolées ne sont pas catastrophiques. Les observations micrographiques montrent des amorces bien plus importantes et/ou des propagations de ces amorces à l'échelle des interfaces. Pour ces raisons, nous avons étudié ce mécanisme à une échelle mésoscopique. Des premières analyses numériques ont permis de confirmer la validité de la modélisation à cette échelle pour prévoir la réponse thermique des éprouvettes soumis à un flux thermique. Cette modélisation a également servi à l'estimation de la réponse mécanique associée, qui montre des niveaux faibles des contraintes associés.

Dans le but de décrire plus précisément la réponse mécanique, des analyses numériques supplémentaires ont été réalisées afin de proposer un critère d'amorçage à l'échelle du pli. Une double analyse en énergie et en contrainte a permis de souligner deux aspects principaux concernant l'amorçage : (i) la position des contraintes de cisaillement hors plans maximales contribuent directement à l'apparition des délaminages observés par micrographie et (ii) les interfaces les plus chargées semblent être aussi les plus sollicitées énergétiquement, même si le taux de restitution d'énergie s'avère peu discriminant à l'échelle du pli. Cette analyse a servi à estimer l'ordre de grandeur du seuil à l'amorçage pour des températures proches de la température de transition vitreuse du matériau. Nous avons donc pu confronter l'évolution des propriétés mécaniques d'interface sur une plage de température entre celle à l'ambiante et celle autour de la transition vitreuse de la résine. Une comparaison entre les résistances d'interface à l'interface obtenues pour les essais INJECT (Chapitre IV) et celles estimées sur les essais BLADE montre une diminution du seuil d'amorçage avec la température. Ce seuil d'endommagement diminue notablement au passage vitreux du matériau, jusqu'à des valeurs de l'ordre de quelques mégapascals. Ces valeurs faibles ne permettent pas de distinguer de manière précise l'apparition d'un amorçage de celui conduisant à la propagation sur une surface délaminée plus importante. De manière parallèle et dans le but d'améliorer les critères de prévision de rupture par délaminage en température, les approches thermiques montrent la présence de poches de pression interne, dont leur effet peut potentiellement contribuer à augmenter les contraintes internes et notamment dans les régions du matériau où les délaminages les plus critiques sont observés expérimentalement. Il s'agit donc maintenant, au vu de ces remarques, de voir dans quelle mesure la prise en compte du couplage entre des mécanismes à l'origine thermique et mécanique s'avère

nécessaire pour une définition plus précise du critère d'amorçage à l'échelle du pli d'un part, et prévoir la propagation des délaminages aux interfaces les plus sollicitées.

De ces constats, il ressort des remarques majeures des analyses présentées, concernant la modélisation de la réponse thermomécanique à rupture des composites : *(i)* il est nécessaire d'évaluer un couplage thermomécanique pour justifier pour une description plus précise de la rupture à l'échelle du pli et *(ii)* il est nécessaire de valider l'échelle du pli comme celle la plus pertinente pour modéliser et formuler les critères de rupture par délaminage. Le premier point concerne l'analyse des mécanismes qui pourraient accélérer l'apparition des amorçages de manière prématurée dans certaines régions par rapport aux autres. De plus, les interactions entre différents amorces doivent être étudiées. En effet, l'apparition des amorces sur des interfaces proches à la source de chaleur peut induire des surcontraintes aux interfaces en dessous, qui seraient plus sollicitées mécaniquement, favorisant alors leur delaminage. Le deuxième point concerne l'étude de la multifissuration observée à l'échelle microscopique dont les effets ont été principalement marqués à l'échelle mésoscopique. Une analyse des mécanismes de dégradation en prenant en compte la microstructure du pli et d'interface permettrait de proposer un critère d'amorçage à cette échelle. Le transfert d'un tel critère à l'échelle du pli devrait permet de confirmer la validité de cette échelle pour la modélisation du délaminage, notamment à l'aide de modèles cohésifs.





# CONCLUSIONS ET PERSPECTIVES

## Conclusions

Le sujet de cette étude porte sur l'influence de la réponse thermique sur le comportement mécanique et la rupture des interfaces pour des composites sollicités sous gradient en température, dans un contexte de prévention des risques feu à prendre en compte dans les étapes de conception et de certification des structures. L'objectif principal est de proposer un modèle de prévision de rupture par délaminage pour des chargements thermomécaniques à l'aide d'une caractérisation expérimentale des propriétés d'interface en température.

L'état de l'art de la tenue au feu des composites a montré les limites actuelles en matière de certification, caractérisation et modélisation de la tenue au feu des composites. Ces limites concernent principalement l'interaction des phénomènes, notamment entre ceux d'origine thermique comme la dégradation thermique du matériau et ceux d'origine thermomécanique comme l'endommagement et la fissuration [3, 15]. Des travaux récents menés à l'ONERA [14] à l'aide d'essais de tenue en température par impact laser ont montré l'apparition des délaminages qui propagent principalement en mode II à une échelle des plis et des interfaces. Ces délaminages sont observés même en absence de dégradation thermique par pyrolyse, justifiant le besoin d'étudier ce mécanisme par des approches mécaniques. Toutefois, l'analyse du délaminage en température est peu traitée dans la littérature [27, 29–31, 139]. L'évolution des propriétés mécaniques d'interface avec la température ainsi que la modélisation du délaminage ne font pas de consensus clair. Dans le but de prévoir la rupture des composites par délaminage, il est nécessaire de prendre en compte l'influence de la température sur la réponse de l'interface. Au vu des remarques précédentes, cette étude a permis de traiter les verrous suivants :

1. La caractérisation des propriétés mécaniques d'interface en température par des essais innovants.
2. La distinction des effets de la température sur la réponse d'interface et sur sa dégradation mécanique par fissuration, ainsi que leur modélisation.
3. La pertinence d'un modèle d'interface et des critères de rupture pour la prévision du délaminage en température.

Les analyses expérimentales et numériques autour du banc INJECT présentées dans le Chapitre II concernant des essais de propagation de délaminage en mode II ont permis de vérifier que la réponse mécanique des essais ENF en température est pilotée par le comportement de l'interface. Dans le but de caractériser les propriétés de cette interface, ces analyses ont montré que la réponse pseudo-ductile observée expérimentalement ne s'explique pas par le comportement du pli. Cela confirme bien que la norme ASTM D7905 [44] est applicable pour la caractérisation de la ténacité des interfaces, y compris en température. L'application de cette norme pour des stratifications unidirectionnels à 16 plis et 8 plis a mis en évidence une dépendance à la température de la ténacité à rupture, mais aussi des effets de courbe R au cours du chargement. Ces effets confirment la réponse d'interface plus ductile même

avant la propagation. Cette réponse a été également soulignée à l'aide d'une comparaison des champs de déformation issues de la corrélation d'image numérique. Deux remarques majeures ressortent concernant la caractérisation d'interface en température. La première concerne la ténacité à rupture d'interface en mode II (instable), ténacité qui représente l'énergie dissipée pour passer d'une surface de fissuration à une autre plus importante. Cette ténacité peut alors être considérée comme un paramètre matériau mais semblerait fortement liée à la configuration d'essai (géométrie de l'éprouvette, stratification). La seconde remarque concerne la différence entre deux réponses mécaniques à deux températures différentes, réponses qui sont pilotées par le comportement de l'interface et qui se manifestent par des *Process Zones* différentes.

C'est ce comportement non linéaire de l'interface en température qui a été caractérisé dans le Chapitre III afin d'identifier les mécanismes dissipatifs qui affectent la réponse mécanique de l'interface. Un dialogue étroit entre les données expérimentales (obtenues par corrélation d'image numérique et de la thermographie infrarouge) et la simulation numérique de l'essai ENF a permis de remonter à la réponse d'interface en contraintes et en déformations, avant tout endommagement et pour des températures jusqu'à  $\sim 120$  °C. Après avoir vérifié que la réponse mécanique est pilotée par le comportement en cisaillement du matériau, les hypothèses d'élasticité ou de viscoélasticité du pli ont été confrontées entre elles pour déduire l'influence des effets visqueux sur la réponse au sein de l'interface. Cette confrontation a servi à quantifier l'influence de la température sur la réponse mécanique en cisaillement hors plan à l'interface pour deux séries d'éprouvettes  $[0]_{16}$  et  $[0]_8$ . Ces travaux ont permis d'une part de comparer le comportement du pli dans le plan avec celui hors plan correspondant à la réponse d'interface. Dans les deux cas, une réponse viscoélastique est observée. D'autre part, ils ont permis de souligner le besoin de modéliser l'évolution de la *Process Zone* dans le but de prédire la réponse mécanique du matériau au-delà des premières signes d'endommagement à l'interface.

Dans le but d'identifier l'influence de la température sur le développement de la *Process Zone*, la méthode de dialogue essai-calcul présentée dans le Chapitre III a été adaptée dans le Chapitre IV. Cette méthode a permis de caractériser l'évolution progressive de l'endommagement à l'interface (la *Process Zone*) en considérant une modélisation explicite de l'interface par des éléments de zone cohésive. La méthode inverse multi-objectif proposée a mis en évidence l'importance de la sélection et le traitement des données ainsi que la prise en compte des différentes sources d'incertitude dans le dialogue essai-calcul afin de réduire les incertitudes d'identification des paramètres. Nous avons donc montré l'effet de la température sur le module de cisaillement hors plan et la résistance d'interface pour deux séries d'éprouvettes  $[0]_{16}$  et  $[0]_8$ . D'une part, l'évolution du module de cisaillement avec la température permet de confirmer sa similitude avec le cisaillement dans le plan. D'autre part, l'évolution des résistances d'interface avec la température montre une dégradation plus importante que les valeurs correspondant aux seuils de rupture dans le plan. Cette comparaison, sous l'hypothèse d'une rupture similaire dans le plan et hors plan, a permis de mettre en évidence des différences importantes en température entre les seuils d'amorçage et les seuils de rupture. Ces différences sont la preuve de la *Process Zone* et sont donc exacerbées en température. Le seuil d'amorçage diminue avec la température, ce qui semble en lien avec le comportement visqueux de l'interface observés dans le Chapitre III. Grâce à ces travaux, un modèle de zone cohésive adapté en température (jusqu'à  $\sim 120$  °C) a été proposé pour prédire à la fois l'initiation et la propagation des délaminages en mode II à l'échelle du pli/interface. Les phénomènes d'endommagement par fissuration sont prédominant dans la dissipation d'énergie par rapport aux effets visqueux, comme nous l'avons montré par la comparaison essai-calcul.

Cette analyse des essais de tenue en température a été confrontée dans le Chapitre V à des résultats de sollicitation par impact laser sur le banc BLADE pour voir dans quelle mesure une loi d'interface est applicable dans ce cas, afin prévoir le délaminage pour des températures de l'ordre de  $\sim 120$  °C. L'observation par microscopie optique des éprouvettes exposées à des flux de chaleur insuffisants pour induire une dégradation thermique mesurable a constaté l'apparition de la fissuration matricielle au niveau des interfaces entre les plis et au sein des plis et ce, pour différentes régions dans l'épaisseur. Il a été également constaté que seulement certaines de ces fissures matricielles s'étaient propagées sur de grandes surfaces et cela en suivant des chemins riches en résine. Deux scénarios d'endommagement

sont *a priori* possibles : (i) un amorçage à l'échelle microscopique et qui est la conséquence de l'état thermique des interfaces riches en nodules et une propagation du délaminage à l'échelle des plis et des interfaces ou (ii) un amorçage et une propagation du délaminage à l'échelle du pli comme conséquence de l'état mécanique des interfaces. En raison des effets majeurs des fissures observées à l'échelle des plis et interfaces, une analyse à cette échelle est présentée dans le but de proposer un critère d'amorçage. D'une part, nous avons comparé une contrainte de cisaillement hors plan équivalente estimée aux interfaces avec les surfaces délaminées issues des microtomographies pour des stratifications QI et UD. Des contraintes maximales de l'ordre de quelques mégapascals ont été obtenues en accord avec l'observation des fissures pour des températures autour de la température de transition vitreuse. D'autre part, une analyse en énergie a montré que les interfaces plus chargées mécaniquement correspondent à celles les plus chargées énergétiquement. Même si un double critère semble adapté pour la prévision des amorçages, le critère en énergie s'avère *a priori* moins discriminant que celui en contraintes, au moins à l'échelle du pli. La confrontation de ces niveaux de contraintes en cisaillement avec ceux obtenus issus de l'analyse sur INJECT montre l'influence de la température sur la résistance d'amorçage, qui est fortement dégradée lorsque la température évolue. Néanmoins, les valeurs faibles en contraintes estimées soulignent le besoin de valider l'échelle de modélisation pour la prévision de l'amorçage ainsi que d'un couplage thermique et mécanique, dans le but d'améliorer la prévision des amorçages et de la propagation des délaminages.

L'ensemble des analyses de cette étude répond aux objectifs initiaux et les conclusions précédentes mettent en évidence quelques points en particulier :

1. La caractérisation des propriétés mécaniques d'interface en température est nécessaire pour la prévision des ruptures par délaminage des composites soumis au feu. La ténacité à rupture et la résistance d'interface sont les deux paramètres les plus influents. Dans le cas d'une propagation instable, elle représente une grandeur liée à la différence d'énergie entre deux états de fissuration. Par contre, la résistance d'interface représente le seuil d'amorçage à partir duquel l'endommagement à l'interface évolue, et qui pilote l'étendue de la *Process Zone*, conduisant ensuite à la propagation du délaminage. Elle représente donc une grandeur locale. Ce paramètre matériau est un seuil dépendant de l'état mécanique local du matériau. Dans le cas de la tenue en température, les délaminages apparaissent à des températures de l'ordre de la température de transition vitreuse, avec des résistances d'interface faibles. Ces délaminages apparaissent de manière subite et sur des longueurs de l'ordre de plusieurs millimètres. L'origine de ce phénomène est thermomécanique et est liée à l'état de sollicitation local au niveau des interfaces.
2. La multi-instrumentation mise en place sur le banc d'essais INJECT (CIN, IR) ainsi que le post-traitement issu des essais sur BLADE (microscopie optique, tomographie) a permis de confronter les essais aux simulations numériques. Grâce à une méthodologie de dialogue essai-calcul ainsi que des identifications inverses de type FEMU, une loi d'interface en température a été identifiée et le scénario d'endommagement par délaminage vérifié. Ces techniques s'avèrent donc pertinentes dans le but d'établir des lois constitutives de comportement et s'avèrent applicables pour mieux identifier des critères de rupture en lien direct avec l'expérience.
3. La modélisation par des éléments cohésifs est satisfaisante dans le cadre des délaminages en température, notamment dans le but de décrire correctement le développement de la *Process Zone* à une échelle du pli/interface, comme nous l'avons montré à l'aide du banc INJECT. Dans le cadre des composites soumis à des agressions thermiques suffisantes pour induire des délaminages (banc BLADE), un critère en contrainte semble discriminant pour prévoir l'apparition des fissures les plus critiques. Cependant, des études supplémentaires sont nécessaires afin de distinguer entre l'amorçage et la propagation des délaminages pour des niveaux de température autour de la transition vitreuse de la résine.
4. L'échelle la plus pertinente pour aller vers le calcul de structure et modéliser les effets du délaminage en température semble l'échelle du pli en raison des résultats présentés dans cette étude. Néanmoins, des études à une échelle microscopique restent à faire dans le but de mieux comprendre

et caractériser les mécanismes d'initiation à cette échelle. Une telle analyse doit permettre de valider les hypothèses concernant les critères d'amorçage et de propagation à l'échelle du pli et/ou apporter des éléments additionnels concernant l'état de contraintes local et la dissipation d'énergie à l'échelle nodule/matrice pour définir des critères prédictifs plus adaptés.

5. Le couplage thermomécanique s'avère nécessaire pour l'amélioration de la prévision des délaminages aux interfaces des composites exposés à des températures importantes, d'une part dans le but d'inclure l'influence d'autres phénomènes d'origine thermique comme la pression interne dans l'état de contraintes du matériau, d'autre part pour prendre en compte l'influence des délaminages sur la réponse thermique et donc sur la dégradation du matériau composite.

Au vu des conclusions, des pistes d'approfondissement de ces travaux peuvent être envisagées comme nous le présentons dans le paragraphe suivant.

## Perspectives

La démarche suivie pour cette étude, les principaux résultats obtenus et les conclusions tirées permettent de proposer des perspectives autour de cette thématique sur cinq grands axes, que sont :

1. La caractérisation expérimentale du délaminage en température par des essais complémentaires à court terme,
2. L'enrichissement de la modélisation du délaminage en température à court terme,
3. L'amélioration des techniques de dialogue essai-calcul pour remonter à des lois de comportement ou de rupture à court ou moyen terme,
4. Le couplage multiphysique des phénomènes concernant la tenue au feu des composites à court ou moyen terme,
5. L'application des techniques de caractérisation et modélisation de la réponse thermomécanique des composites stratifiés à matrice organique à d'autres types de matériaux composites à moyen ou long terme.

Le premier axe cherche à confirmer les effets de la température et de la vitesse de sollicitation sur les propriétés d'interface. Le comportement analogue en cisaillement dans le plan et hors plan permet d'enrichir la caractérisation des interfaces avec des essais dans le plan, souvent plus simples à réaliser et mieux maîtrisés, notamment en température. D'une part, des essais additionnels en traction monotone sur des stratifications  $[\pm 45]$  à différentes températures y compris au-delà de la température de transition vitreuse, et avec des vitesses de sollicitation différentes sont nécessaires pour obtenir plus de données concernant l'évolution de la résistance d'interface dans le plan. La détection des premiers signes d'endommagement par des techniques telles que l'émission acoustique semble le bon choix pour bien distinguer les seuils d'amorçages de l'endommagement, des contraintes à rupture. La dépendance du seuil d'endommagement à l'interface et son lien avec son comportement non linéaire basée sur des analogies avec la réponse dans le plan est une part des objectifs du projet PhyFire 2 à l'ONERA. D'autre part, des essais du type flexion courte (*Short Beam Shear*-SBS) en température peuvent aussi donner une information directe sur la résistance d'interface en cisaillement hors plan pour peu que ces essais soient facilement exploitables en température. Concernant la phase de propagation, des essais en mode II à des températures plus importantes que celles testées sur INJECT dans cette étude permettraient de compléter l'étude sur la dépendance de la ténacité à la température. Des essais en mode I ou mode mixte serviraient aussi à confirmer cette dépendance dans un cadre de sollicitation différente induisant des délaminages. Enfin, des essais de caractérisation permettant l'analyse à une échelle inférieure à l'échelle du pli, notamment à l'échelle des nodules, de la matrice et de la fibre seraient envisageables afin d'étudier plus précisément les mécanismes de décohésion/dégradation en température [307].

Le deuxième axe concerne la modélisation du délaminage par des éléments cohésifs intégrant une dépendance explicite des effets non linéaires (notamment la viscosité) observés à l'interface sur la formulation du modèle, selon les analyses issues de l'axe précédent. La seule dépendance à la température et/ou aux effets de vitesse des paramètres d'une loi d'interface classique s'avère suffisante dans le cas INJECT pour reproduire les mécanismes prédominants (la dissipation par fissuration) à l'interface et donc la prévision de la ruine des matériaux composites par délaminage. Cette modélisation nécessiterait d'être adaptée dans le cadre des sollicitations présentant des effets visqueux plus marqués, à la fois sur le comportement et sur la rupture. Il est possible de penser à des interfaces plus souples ou plus épaisses comme dans le cas des adhésifs, ou des sollicitations du type fluage. Dans ces conditions, le comportement visqueux d'interface jouerait un rôle beaucoup plus important tant sur la réponse mécanique que sur l'évolution de la *Process Zone*. La traduction des effets visqueux par l'unique biais des paramètres d'interface resterait donc limité. Des modèles cohésifs dépendant de la température, des effets de vitesse et de l'épaisseur des éléments semblent mieux adaptés à ces applications [40, 173]. Dans notre cas, une confrontation de ce type de modèle au modèle classique doit permettre de valider nos hypothèses de modélisation en raison des mécanismes principaux de dissipation par viscosité et par fissuration.

Le troisième axe nécessite d'explorer d'une part d'autres moyens expérimentaux non-destructifs que la CIN et la thermographie IR, et d'autre part, des techniques numériques d'identification inverse pouvant gérer la prise en compte des incertitudes de mesure et d'identification des paramètres. Les derniers résultats issus des analyses sur des éprouvettes testées sur BLADE montrant l'accord entre les observations microtomographiques et l'apparition des délaminages justifient l'intérêt de cette technique non-destructive. Un dialogue fort entre la mesure des surfaces endommagées par tomographie et la simulation numérique du couplage thermomécanique devrait permettre de mieux quantifier le critère de rupture en contraintes. Nous pouvons également réfléchir à l'amélioration de la mise en place de la multi-instrumentation dans le banc INJECT pour la réalisation des essais de propagation. Une combinaison des caméras optiques et thermiques à résolution différente permettrait de se concentrer à la fois sur le suivi du champ global de l'éprouvette et aussi des champs locaux avec une résolution plus importante pour améliorer la précision des mesures autour la *Process Zone*. Le but est de réduire les erreurs de mesure dans cette zone critique, permettant donc d'être plus sensible aux effets des mécanismes de dissipation. Des techniques de CIN globale [308, 309] en imposant *a priori* la cinématique des éléments d'interface, ou des techniques du type I(*Integrated*)-CIN [310] dont les degrés de liberté inconnus sont directement les paramètres à identifier, s'avèrent une voie intéressante pour exploiter le dialogue essai-calcul. En ce qui concerne les méthodes numériques, la qualité des données est fortement liée au bruit de mesure, et donc aux techniques de filtrage du bruit de manière indirecte. Le département DTIS (Département de Traitement de l'information et systèmes) à l'ONERA a développé un savoir faire conséquent dans le domaine du traitement des données. En particulier, des techniques de filtrage spatio-temporel du type filtrage sparse [311], ou des filtres sur fenêtre glissante sembleraient intéressantes à explorer dans le but d'améliorer la précision de leur effet dans une méthode inverse. D'autre part, la méthodologie d'identification des paramètres proposée dans cette étude peut être extrapolée à d'autres problématiques, notamment d'identification des paramètres des lois constitutives des matériaux et des lois de rupture. La prise en compte des sources d'incertitudes (bruit, distribution statistique des paramètres) dans l'identification des paramètres ainsi que la quantification de la confiance est un sujet actuel, y compris à l'ONERA. Des approches du type bayésien s'avèrent adaptées pour gérer cette problématique [312, 313]. Un dernier point concerne la possibilité de proposer de nouveaux modèles plus représentatifs de la réalité à partir de la quantification du biais d'un modèle *a priori* obsolète et que l'on cherche à enrichir. Des techniques du type *bootstrap* permettent de quantifier un biais du modèle [299, 300] en prenant compte différents estimateurs de précision (erreur de prédiction, intervalles de confiance, ...).

Le quatrième axe vise à approfondir les mécanismes de dégradation des composites soumis au feu. Cette étude a permis en partie de découpler les mécanismes de délaminage observés expérimentalement. Des recherches autour du couplage des mécanismes d'origine thermique et mécanique sont une perspective à court terme. La prise en compte des mécanismes thermiques tels que la dégradation par pyrolyse, les phénomènes de transport de gaz, l'augmentation de la pression et de la porosité, ainsi que l'évolution des paramètres thermiques associés peuvent contribuer à l'évolution de l'état mécanique interne du matériau,



favorisant ou retardant l'apparition des délaminages. De plus, d'autres problématiques liées à l'environnement comme la tenue en eau [314,315] peuvent affecter la réponse thermique et aussi la bonne estimation des contraintes résiduelles du matériau, ayant une conséquence directe sur la sollicitation mécanique des interfaces. Le couplage entre la résolution du problème thermique et du problème mécanique doit également permettre d'analyser l'influence de la dégradation mécanique sur la dégradation thermique. Des modèles cohésifs thermomécaniques semblent adaptés à cette fin [316]. De plus, des couplages entre le matériau et la flamme s'avèrent nécessaires dans le but de mieux comprendre l'interaction des phénomènes physiques. Cela fait l'objet d'études en cours au sein du DMPE (Département Myltiphsique et Energetique) à l'ONERA, qui développe des bancs spécifiques à l'étude de cette problématique comme le banc FIRE [317]. Par ailleurs, la modélisation de ces interactions nécessite une démarche de couplage des codes d'éléments finis et de volumes finis pour la simulation de la réaction au feu des composites, ce qui fait partie des objectifs à moyen terme pour les outils de modélisation développés à l'ONERA. En complément, des essais de tenue au feu à une échelle supérieure doivent permettre de combiner des chargements thermiques à des chargements mécaniques (flexion, traction, compression). Des moyens d'essai basés sur des brûleurs, des panneaux radiants ou des cônes calorimètres sont disponibles à l'Institut PPrime. La modélisation de la réponse thermomécanique utilisée dans cette étude ainsi que le modèle cohésif en température doivent permettre de prédire le délaminage le cas échéant et/ou poursuivre l'étude des mécanismes d'endommagement associés à ces chargements complexes.

Enfin, le dernier axe porte sur l'extension de cette étude dans le but de prévoir les performances mécaniques résiduelles des composites suivant une ruine par délaminage en température similaire à celle des matériaux composites stratifiés à matrice organique. Nous pouvons souligner ici tant les composites stratifiés que les composites sandwich, sachant que dans ces derniers le délaminage entre les peaux et l'âme est également un mécanisme catastrophique [318]. Des études sur la caractérisation et la modélisation de la dégradation thermomécanique pour des matériaux à matrice thermoplastique ou des tissus 2D/3D [80, 319–321], et même pour des matériaux sandwich [318, 322–326] sont une voie pour mieux choisir le matériau à utiliser selon le cahier de charges établi dans le cadre d'une campagne de conception industrielle des pièces en composites sous sollicitations thermomécaniques sévères.

## BIBLIOGRAPHIE

- [1] WILLE, T. Sustainable cost efficient high performance composite structures demanding temperature or fire resistance. Tech. Rep. SuCoHS project, Grant Agreement N° 769118, DLR, 2020.
- [2] PÉRIÉ, J. N. Corrélation d'images numériques pour l'étude du comportement de matériaux composites. Tech. rep., Séminaire LMT, Cachan, 2017.
- [3] MOURITZ, A. P., AND GIBSON, A. G. *Fire properties of polymer composite materials*. Solid Mechanics and Its Applications. Springer Netherlands, 2006.
- [4] FOKKERWEG, A., AMSTERDAM, C., AND BOX, P. O. Nationaal Lucht- en Ruimtevaartlaboratorium, National Aerospace Laboratory NLR.
- [5] IRISARRI, F.-X. *Stratégies de calcul pour l'optimisation multiobjectif des structures composites*. Thèse de doctorat, Université de Toulouse, 2009.
- [6] BIASI, V. *Modélisation de la dégradation d'un matériau composite soumis au feu*. Thèse de doctorat, Institut Supérieure de l'Aéronautique et de l'Espace (ISAE), 2014.
- [7] BEAUCHÊNE, P., BIASI, V., CHAINERAY, G., FEYEL, F., GARAUD, J.-D., HUCHETTE, C., LEPLAT, G., AND ROGER, G. Synthèse bibliographique sur l'analyse de la dégradation de matériaux composites aéronautiques soumis au feu synthèse sur l'analyse de matériaux aéronautiques au feu synthèse bibliographique sur l'analyse de la dégradation de matériaux composites aéronautiques soumis au feu. Tech. Rep. RT 1/21100 DMAE, ONERA, 2014.
- [8] BATMALLE, T., BERTHE, J., BEAUCHÊNE, P., BIASI, V., DEUDON, A., HUCHETTE, C., LAPEYRONNIE, P., LEPLAT, G., MAVEL, A., PORTEMONT, G., REULET, P. O., PALACIOS, A., TEJERINA, R. A. D., HODGKINSON, J., AND UNIVERSITY), L. C. C. Primary structure materials – test results (2<sup>nd</sup> batch). Tech. Rep. FSS\_P7\_ONERA\_D7.7 - Mitigating risks of fire, smoke and fumes, ONERA, Airbus D&S, Cranfield University, 2018.
- [9] MOURITZ, A. P., AND MATHYS, Z. Post-fire mechanical properties of glass-reinforced polyester composites. *Composites Science and Technology* 61, 4 (2001), 475–490.
- [10] BAUSANO, J. V., LESKO, J. J., AND CASE, S. W. Composite life under sustained compression and one sided simulated fire exposure : Characterization and prediction. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing* 37, 7 (2006), 1092–1100.
- [11] FEIH, S., MOURITZ, A. P., MATHYS, Z., AND GIBSON, A. G. Tensile Strength Modeling of Glass Fiber—Polymer Composites in Fire :. *Journal of Composite Materials* (2007).
- [12] LEPLAT, G., BIASI, V., REULET, P., BATMALLE, T., CORATO, C., AND MICHELI, F. PhyFire LOT 1 - Amélioration des moyens métrologiques de caractérisation. Tech. Rep. RT 1/26018 DMPE, ONERA, 2017.

- [13] LEPLAT, G., BIASI, V., REULET, P., BATMALLE, T., MICHELI, F., HUCHETTE, C., AND LAPEYRONNIE, P. PhyFire LOT 2 - Amélioration des moyens métrologiques de caractérisation. Tech. Rep. RT 4/26018 DMPE/DMAS, ONERA, 2018.
- [14] LEPLAT, G., HUCHETTE, C., AND BIASI, V. Thermal and damage analysis of laser-induced decomposition within carbon/epoxy composite laminates. *Journal of Fire Sciences* 34, 5 (2016), 361–384.
- [15] MOURITZ, A. P., FEIH, S., KANDARE, E., MATHYS, Z., GIBSON, A. G., DES JARDIN, P. E., CASE, S. W., AND LATTIMER, B. Y. Review of fire structural modelling of polymer composites. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing* 40, 12 (2009), 1800–1814.
- [16] MAIRE, J.-F. *Études théorique et expérimentale du comportement de matériaux composites en contraintes planes*. Thèse de doctorat, Université de Besançon, 1992.
- [17] LADEVÈZE, P., ALLIX, O., DEÛ, J.-F., AND LÉVÊQUE, D. A mesomodel for localisation and damage computation in laminates. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering* 183, 1 (2000), 105–122.
- [18] LAURIN, F., CARRÈRE, N., AND MAIRE, J. F. A multiscale progressive failure approach for composite laminates based on thermodynamical viscoelastic and damage models. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing* 38, 1 (2007), 198–209.
- [19] HUCHETTE, C., RANNOU, J., LAPEYRONNIE, P., BIASI, V., AND LEPLAT, G. PhyFire LOT 2 - Développement de modèles de comportement du composite. Tech. Rep. RT 2/26018 DMPE/DMAS, ONERA, 2017.
- [20] ZHANJUN GAO, REIFSNIDER, K. L., AND CARMAN, G. Strength Prediction and Optimization of Composites with Statistical Fiber Flaw Distributions. *Journal of Composite Materials* 26, 11 (1992), 1678–1705.
- [21] BERTHE, J., BRIEU, M., DELETOMBE, E., AND PORTEMONT, G. Temperature effects on the time dependent viscoelastic behaviour of carbon/epoxy composite materials. *Materials & Design (1980-2015)* 62 (2014), 241–246.
- [22] HUCHETTE, C., BIASI, V., LEPLAT, G., MÁRQUEZ COSTA, J. P., RANNOU, J., LAPEYRONNIE, P., HURMANE, A., AUTEF, L., LE SING, C., ROCHE, J.-M., AND PASSILLY, F. PhyFire LOT 2 - Développement de modèles de comportement du composite. Tech. Rep. RT 9/26018 DMPE/DMAS, ONERA, 2019.
- [23] MCMANUS, H. L., AND SPRINGER, G. S. High Temperature Thermomechanical Behavior of Carbon-Phenolic and Carbon-Carbon Composites, II. Results. *Journal of Composite Materials* 26, 2 (1992), 230–255.
- [24] VANDELLOS, T. *Développement d'une stratégie de modélisation du délaminage dans les structures composites stratifiées*. Thèse de doctorat, Bordeaux 1, Dec. 2011.
- [25] UEMATSU, Y., KITAMURA, T., AND OHTANI, R. Delamination behavior of a carbon-fiber-reinforced thermoplastic polymer at high temperatures. *Composites Science and Technology* 53, 3 (1995), 333–341.
- [26] REEDER, J. R., ALLEN, D. H., AND BRADLEY, W. L. Effect of elevated temperature and loading rate on delamination fracture toughness. Tech. rep., NASA Technical Report, 2003.
- [27] OLIVER, M. S., AND JOHNSON, W. S. Effect of Temperature on Mode I Interlaminar Fracture of IM7/PETI-5 and IM7/977-2 Laminates. *Journal of Composite Materials* 43, 10 (2009).

- 
- [28] CORONADO, P., ARGÜELLES, A., VIÑA, J., MOLLÓN, V., AND VIÑA, I. Influence of temperature on a carbon–fibre epoxy composite subjected to static and fatigue loading under mode-I delamination. *International Journal of Solids and Structures* 49, 21 (2012), 2934–2940.
- [29] SETHI, S., RATHORE, D. K., AND RAY, B. C. Effects of temperature and loading speed on interface-dominated strength in fibre/polymer composites. *Materials & Design (1980-2015)* 65 (2015), 617–626.
- [30] SALES, R., ENDO, B., AND DONADON, M. Influence of temperature on interlaminar fracture toughness of a carbon fiber-epoxy composite material. *Advanced Materials Research* 1135 (2016), 35–51.
- [31] ASP, L. E. The effects of moisture and temperature on the interlaminar delamination toughness of a carbon/epoxy composite. *Composites Science and Technology* 58, 6 (1998), 967–977.
- [32] KRUEGER, R. Virtual crack closure technique : History, approach, and applications. *Applied Mechanics Reviews* 57, 2 (2004), 109–143.
- [33] PIPPAN, R., WURSTER, S., AND KIENER, D. Fracture mechanics of micro samples : Fundamental considerations. *Materials & Design* 159 (2018), 252–267.
- [34] KOZŁOWIEC, B. Numerical methods for estimating  $J$  integral in models with regular rectangular meshes. *IOP Conference Series : Materials Science and Engineering* 175 (2017), 012062.
- [35] LIU, X., DUDDU, R., AND WAISMAN, H. Delamination analysis of composites using a finite element based discrete damage zone model. In *Society for the Advancement of Materials and Process Engineering (SAMPE)* (Baltimore, MD, USA, 2012).
- [36] JIANG, H. *Cohesive Zone Model for carbon nanotube adhesive simulation and fracture/fatigue crack growth*. Thèse de doctorat, University of Akron, 2010.
- [37] HUCHETTE, C., VANDELLOS, T., AND LAURIN, F. Influence of Intralaminar Damage on the Delamination Crack Evolution. In *Damage Growth in Aerospace Composites*, A. Riccio, Ed., Springer Aerospace Technology. Springer International Publishing, Cham, 2015, pp. 107–140.
- [38] MUSTO, M., AND ALFANO, G. A fractional rate-dependent cohesive-zone model. *International Journal for Numerical Methods in Engineering* 103, 5 (2015), 313–341.
- [39] GIRALDO-LONDOÑO, O., SPRING, D. W., PAULINO, G. H., AND BUTTLAR, W. G. An efficient mixed-mode rate-dependent cohesive fracture model using sigmoidal functions. *Engineering Fracture Mechanics* 192 (2018), 307–327.
- [40] SALIH, S., DAVEY, K., AND ZOU, Z. Rate-dependent elastic and elasto-plastic cohesive zone models for dynamic crack propagation. *International Journal of Solids and Structures* 90 (2016), 95–115.
- [41] WALANDER, T., BIEL, A., AND STIGH, U. Temperature dependence of cohesive laws for an epoxy adhesive in Mode I and Mode II loading. *International Journal of Fracture* 183, 2 (2013), 203–221.
- [42] MUSTO, M., AND ALFANO, G. A novel rate-dependent cohesive-zone model combining damage and visco-elasticity. *Computers & Structures* 118 (2013), 126–133.
- [43] ÖZDEMİR, I., BREKELMANS, W. A. M., AND GEERS, M. G. D. A Thermo-mechanical cohesive zone model. *Computational Mechanics* 46, 5 (2010), 735–745.
- [44] ASTM D7905/D7905M-14. Standard Test Method for Determination of the Mode II Interlaminar Fracture Toughness of Unidirectional Fiber-Reinforced Polymer Matrix Composites. Tech. rep., ASTM International, West Conshohocken, PA, 2014.
-

- [45] HUCHETTE, C., LAPEYRONNIE, P., MARQUEZ COSTA, J. P., AND LEPLAT, G. Caractérisation en température de la ténacité en mode II des interfaces des CMO en utilisant l'effet Joule. In *Comptes-rendus des 21èmes Journées Nationales sur les Composites* (Bordeaux, 2019).
- [46] MÁRQUEZ COSTA, J. P., HUCHETTE, C., AND HALM, D. Caractérisation du comportement visqueux des interfaces CMO et influence sur la propagation de délaminage. In *Compte Rendu des 21<sup>èmes</sup> Journées Nationales sur les Composites* (Bordeaux, France, 2019).
- [47] BOUSSAID, I. *Improvement of metaheuristics for continuous optimization*. Thèse de doctorat, Université Paris-Est, 2013.
- [48] BEAUCHÊNE, P., BIASI, V., HUCHETTE, C., LEPLAT, G., AND ROGER, G. Caractérisation expérimentale des propriétés physiques du T700M21. Tech. Rep. RT 2/21100 DMAE/DMSC, ONERA, 2016.
- [49] BIASI, V., LEPLAT, G., AND HUCHETTE, C. Etude expérimentale et numérique de la dégradation laser du T700M21. Tech. Rep. RT 3/21100 DMAE/DMSC, ONERA, 2014.
- [50] PALACIOS, A., TEJERINA, R. A. D., BIASI, V., LEPLAT, G. O., AND RODRIGUEZ, M. E. Primary structure materials – models for fire behavior. Tech. Rep. FSS\_P7\_AIRBUS-DS\_D7.9 - Mitigating risks of fire, smoke and fumes, AIRBUS DS, Embraer, ONERA, 2018.
- [51] HENDERSON, J., WIEBELT, J., AND TANT, M. A model for the thermal response of polymer composite materials with experimental verification. *Journal of Composite Materials* 19, 6 (1985), 579–595.
- [52] FLORIO, J., HENDERSON, J. B., TEST, F. L., AND HARIHARAN, R. A study of the effects of the assumption of local-thermal equilibrium on the overall thermally-induced response of a decomposing, glass-filled polymer composite. *International Journal of Heat and Mass Transfer* 34, 1 (1991), 135–147.
- [53] GIBSON, A. G., WU, Y. S., CHANDER, W. H., WILCOX, D. J. A., AND BETTESS, P. A model for the thermal performance of thick composite laminates in hydrocarbon fires. *Revue de l'Institut Français du Pétrole* 50, 1 (1995), 69–74.
- [54] MOURITZ, A., MATHYS, Z., AND GIBSON, A. Heat release of polymer composites in fire. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing* 37 (2006), 1040–1054.
- [55] MOURITZ, A. P., MATHYS, Z., AND GARDINER, C. P. Thermomechanical modelling the fire properties of fibre–polymer composites. *Composites Part B : Engineering* 35, 6 (2004), 467–474.
- [56] FEIH, S., MATHYS, Z., GIBSON, A. G., AND MOURITZ, A. P. Modelling the compression strength of polymer laminates in fire. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing* 38, 11 (2007), 2354–2365.
- [57] FEIH, S., MATHYS, Z., GIBSON, A. G., AND MOURITZ, A. P. Modelling the tension and compression strengths of polymer laminates in fire. *Composites Science and Technology* 67, 3 (2007), 551–564.
- [58] FEIH, S., AND MOURITZ, A. P. Tensile properties of carbon fibres and carbon fibre–polymer composites in fire. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing* 43, 5 (2012), 765–772.
- [59] MOURITZ, A. P., FEIH, S., KANDARE, E., MATHYS, Z., AND GIBSON, A. G. Damage and failure modelling of fibre–polymer composites in fire. In *International Conference on Composite materials* (2010).
- [60] FAA.GOV. Federal Aviation Administration kernel description, 2012.



- 
- [61] EUROPEAN AVIATION SAFETY AGENCY. Notice of Proposed Amendment (NPA) No 2008-13, 2008.
- [62] DOCKET NO. 5066. Part 25—Airworthiness Standards : Transport Category Airplanes, 1964.
- [63] EUROPEAN AVIATION SAFETY AGENCY. Module 13 : Aircraft Aerodynamics, Structures and Systems, 2019.
- [64] BERTHELOT, J.-M. *Matériaux composites : comportement mécanique et analyse des structures*, 5<sup>e</sup> édition. ed. Éditions Tec & Doc Lavoisier, Londres Paris New-York, 2012.
- [65] DIMITRIENKO, Y. I. Thermomechanical behaviour of composite materials and structures under high temperatures : 2. Structures. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing* 28, 5 (1997), 463–471.
- [66] DIMITRIENKO, Y. I. Mechanics of porous media with phase transformations and periodical structures 2. Solutions of local and global problems. *European Journal of Mechanics - A/Solids* 17, 2 (1998), 321–337.
- [67] LUO, C., AND DESJARDIN, P. E. Thermo-mechanical damage modeling of a glass-phenolic composite material. *Composites Science and Technology* 67, 7 (2007), 1475–1488.
- [68] BOUVET, C. Dommages d’impact sur stratifié composite. *17<sup>èmes</sup> Journées Nationales sur les Composites (JNC17)* (2011), 206.
- [69] ABRATE, S., FERRERO, J. F., AND NAVARRO, P. Cohesive zone models and impact damage predictions for composite structures. *Meccanica* 50, 10 (2015), 2587–2620.
- [70] GOUPIL, A.-C. *Contribution à l’étude numérique du comportement au feu d’un panneau composite pour l’industrie navale*. Thèse de doctorat, Université du Maine, 2016.
- [71] ISO 2685 :1998. Aircraft-Environmental test procedure for airborne equipment Resistance to fire in designated fire zones. Tech. rep., International Organization for Standardization, 1998.
- [72] ISO 5660-1 :2015. Reaction-to-fire tests — Heat release, smoke production and mass loss rate — Part 1 : Heat release rate (cone calorimeter method) and smoke production rate (dynamic measurement). Tech. rep., International Organization for Standardization, 2015.
- [73] ASTM E1354-09. Standard Test Method for Heat and Visible Smoke Release Rates for Materials and Products Using an Oxygen Consumption Calorimeter. Tech. rep., ASTM International, West Conshohocken, PA, 2009.
- [74] ZHANG, J., DELICHATSIOS, M. A., FATEH, T., SUZANNE, M., AND UKLEJA, S. Characterization of flammability and fire resistance of carbon fibre reinforced thermoset and thermoplastic composite materials. *Journal of Loss Prevention in the Process Industries* 50 (2017), 275–282.
- [75] BAI, Y., AND KELLER, T. Modeling of post-fire stiffness of E-glass fiber-reinforced polyester composites. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing* 38, 10 (2007), 2142–2153.
- [76] ROGER, G., KAMINSKI, M., AND ROCHE, J. Rapport final du projet carnot sur la durabilité des matériaux composites. Tech. Rep. Rapport Technique ONERA no ONERA RT 2/21906 DMAS, ONERA, 2017.
- [77] GIBSON, A. G., WU, Y. S., EVANS, J. T., AND MOURITZ, A. P. Laminate theory analysis of composites under load in fire. *Journal of Composite Materials* 40, 7 (2006), 639–658.
- [78] SUMMERS, P. T. Predicting Compression Failure of Fiber-reinforced Polymer Laminates during Fire. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing* 43, 5 (2010), 773–782.
-

- [79] BUDIANSKY, B., AND FLECK, N. Compressive failure of fibre composites. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 41, 1 (1993), 183–211.
- [80] CARPIER, Y., VIEILLE, B., MAAROUFI, M. A., COPPALLE, A., AND BARBE, F. Mechanical behavior of carbon fibers polyphenylene sulfide composites exposed to radiant heat flux and constant compressive force. *Composite Structures* 200, 15 (2018), 1–11.
- [81] CARPIER, Y., VIEILLE, B., COPPALLE, A., AND BARBE, F. Study of thermomechanical coupling in carbon fibers woven-ply reinforced thermoplastic laminates : Tensile behavior under radiant heat flux. *Polymer Composites* 41, 9 (2020).
- [82] HENDERSON, J., AND WIECEK, T. A Mathematical Model to Predict the Thermal Response of Decomposing, Expanding Polymer Composites. *Journal of Composite Materials* 21, 4 (1987), 373–393.
- [83] ZHANG, Z., CASE, S., AND LUA, J. A model and finite element implementation for the thermo-mechanical analysis of polymer composites exposed to fire. In *Proceedings of the 17<sup>th</sup> international conference on composite materials* (Edinburgh, United Kingdom, 2009), pp. 27–31.
- [84] KALISKE, M. A formulation of elasticity and viscoelasticity for fibre reinforced material at small and finite strains. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering* 185, 2 (2000), 225–243.
- [85] KALISKE, M. A viscoelastic model for fiber-reinforced composites at finite strains : Continuum basis, computational aspects and applications. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering* 190, 2 (2000), 225–243.
- [86] TROVALET, M., LADEVÈZE, P., AND LUBINEAU, G. Un modèle micro pour le calcul des structures en composites stratifiés, améliorations et simulations = A micro model for analysis of laminated composites, improvement and illustrations. In *Comptes Rendus des JNC 16* (Toulouse, France, 2009).
- [87] ANTUNES, P., VIANA, J., GUIMARÃES, R., FERREIRA, N., BAPTISTA, M., AND DIAS, G. Viscoelastic Modelling of composite materials in the frequency domain. *Proceedings in XV Reunión de Usuarios de Simulia, Simulia, Madrid* (2010).
- [88] NEDJAR, B. A time dependent model for unidirectional fibre-reinforced composites with viscoelastic matrices. *International Journal of Solids and Structures* 48, 16 (2011), 2333–2339.
- [89] REMY-PETIPAS, C. *Analyse et prévision du comportement à long terme des composites fibres de carbone : matrice organique*. Thèse de doctorat, Besançon, 2000.
- [90] LAURIN, F., CARRERE, N., HUCHETTE, C., AND MAIRE, J.-F. A multiscale hybrid approach for damage and final failure predictions of composite structures. *Journal of Composite Materials* 47, 20-21 (2013), 2713–2747.
- [91] OCHOA, O. O., AND ENGBLOM, J. J. Analysis of progressive failure in composites. *Composites Science and Technology* 28, 2 (1987), 87–102.
- [92] GARNICH, M. R., AND AKULA, V. M. K. Review of Degradation Models for Progressive Failure Analysis of Fiber Reinforced Polymer Composites. *Applied Mechanics Reviews* 62, 1 (2009).
- [93] CHABOCHE, J. L. Continuum Damage Mechanics : Part I—General Concepts. *Journal of Applied Mechanics* 55, 1 (1988), 59–64.
- [94] MAIRE, J. F., AND CHABOCHE, J. L. A new formulation of continuum damage mechanics (CDM) for composite materials. *Aerospace Science and Technology* 1, 4 (1997), 247–257.
- [95] LADEVÈZE, P. A damage computational method for composite structures. *Computers & Structures* 44, 1 (1992), 79–87.

- 
- [96] MERCADÉ, C. *Modélisation de la dégradation d'un matériau composite carbone-époxy soumis à une sollicitation thermo-mécanique couplée. Application aux réservoirs d'hydrogène de type IV*. Thèse de doctorat, École Nationale Supérieure de Mécanique et d'Aérotechnique, 2017.
- [97] HASHIN, Z. Failure Criteria for Unidirectional Fiber Composites. *Journal of Applied Mechanics* 47, 2 (1980), 329–334.
- [98] MAHIEUX, C. A., AND REIFSNIDER, K. L. Property modeling across transition temperatures in polymers. *Journal of Materials Science* 37, 5 (2002), 911–920.
- [99] MAHIEUX, C. A., REIFSNIDER, K. L., AND CASE, S. W. Property Modeling across Transition Temperatures in PMC's. *Applied Composite Materials* 8, 4 (2001), 217–234.
- [100] BERTHE, J. *Comportement thermo-visco-élastique des composites CMO – De la statique à la dynamique grande vitesse*. Thèse de doctorat, Ecole Centrale de Lille, 2013.
- [101] WILLIAMS, M. L., LANDEL, R. F., AND FERRY, J. D. The Temperature Dependence of Relaxation Mechanisms in Amorphous Polymers and Other Glass-forming Liquids. *Journal of the American Chemical Society* 77, 14 (1955), 3701–3707.
- [102] DIMITRIENKO, Y. I. Thermomechanical behaviour of composite materials and structures under high temperatures : 1. Materials. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing* 28, 5 (1997), 453–461.
- [103] DIMITRIENKO, Y. I. Mechanics of porous media with phase transformations and periodical structures 1. Method of asymptotic averaging. *European Journal of Mechanics - A/Solids* 17, 2 (1998), 305–319.
- [104] MCMANUS, H. L., AND SPRINGER, G. S. High Temperature Thermomechanical Behavior of Carbon-Phenolic and Carbon-Carbon Composites, I. Analysis. *Journal of Composite Materials* 26, 2 (1992), 206–229.
- [105] MCGURN, M. T., DESJARDIN, P. E., AND DODD, A. B. Numerical simulation of expansion and charring of carbon-epoxy laminates in fire environments. *International Journal of Heat and Mass Transfer* 55, 1 (2012), 272–281.
- [106] MORI, T., AND TANAKA, K. Average stress in matrix and average elastic energy of materials with misfitting inclusions. *Acta Metallurgica* 21, 5 (1973), 571 – 574.
- [107] QUACH, T. H. Y., BENELFELLAH, A., BATIOU, B., HALM, D., ROGAUME, T., LUCHE, J., AND BERTHEAU, D. Determination of the tensile residual properties of a wound carbon/epoxy composite first exposed to fire. *Journal of Composite Materials* 51, 1 (2017), 17–29.
- [108] SALPEKAR, S. A., AND O'BRIEN, T. K. Combined Effect of Matrix Cracking and Free Edge on Delamination. Tech. rep., Composite Materials : Fatigue and Fracture (Third Volume), West Conshohocken, PA : ASTM International, 1991.
- [109] LÉVÊQUE, D. *Analyse de la tenue au délaminage des composites stratifiés : identification d'un modèle d'interface interlaminaire*. Thèse de doctorat, Cachan, École normale supérieure, 1998.
- [110] PAGANO, N. J., AND SCHOEPPNER, G. A. Delamination of Polymer Matrix Composites : Problems and Assessment. In *Comprehensive Composite Materials*. Elsevier Science Ltd, 2000, pp. 433–528.
- [111] CHARRIER, J.-S. *Développement de méthodologies dédiées à l'analyse robuste de la tenue de structures composites sous chargements complexes tridimensionnels*. Thèse de doctorat, Ecole nationale supérieure d'arts et métiers - ENSAM, 2013.
-

- [112] KRUEGER, R. Computational Fracture Mechanics for Composites. state of the art and challenges. In *NAFEMS Nordic Seminar : Prediction and Modelling of Failure Using FEA* (Copenhagen/Roskilde, Denmark, 2006).
- [113] ASTM D6415/D6415M-06A(2013). Standard Test Method for Measuring the Curved Beam Strength of a Fiber-Reinforced Polymer-Matrix Composite. Tech. rep., ASTM International, West Conshohocken, PA, 2013.
- [114] ASTM-D5379. Standard Test Method for Shear Properties of Composite Materials by the V-Notched Beam Method. Tech. rep., ASTM International, West Conshohocken, PA, 1993.
- [115] ADAMS, D. O., MORIARTY, J. M., GALLEGOS, A. M., AND ADAMS, D. F. The V-Notched Rail Shear Test. *Journal of Composite Materials* 41, 3 (2007), 281–297.
- [116] MORTON, J., HO, H., TSAI, M. Y., AND FARLEY, G. L. An Evaluation of the Iosipescu Specimen for Composite Materials Shear Property Measurement. *Journal of Composite Materials* 26, 5 (1992).
- [117] ASTM D2344/D2344M-16. Standard Test Method for Short-Beam Strength of Polymer Matrix Composites and Their Laminates. Tech. rep., ASTM International, West Conshohocken, PA, 2016.
- [118] ASTM D3846-08(2015). Standard Test Method for In-Plane Shear Strength of Reinforced plastics. Tech. rep., ASTM International, West Conshohocken, PA, 2015.
- [119] ASTM D5528. Standard Test Method for Mode I Interlaminar Fracture Toughness of Unidirectional Fiber-Reinforced Polymer Matrix Composites. Tech. rep., ASTM International, West Conshohocken, PA, 2007.
- [120] ISO 15024 :2001(EN). Fibre-reinforced plastic composites — Determination of mode I interlaminar fracture toughness, GIC, for unidirectionally reinforced materials. Tech. rep., International Organization for Standardization, 2001.
- [121] ROBINSON, P. A Concept for Experimentally Evaluating the Effect of Friction in the 4-ENF Interlaminar Toughness Test. *International Journal of Fracture* 110 (2001), 37–42.
- [122] DAVIDSON, B. D., SUN, X., AND VINCIQUERRA, A. J. Influences of Friction, Geometric Nonlinearities, and Fixture Compliance on Experimentally Observed Toughnesses from Three and Four-point Bend End-notched Flexure Tests. *Journal of Composite Materials* 41, 10 (2007), 1177–1196.
- [123] ALFRED FRANKLIN, V., AND CHRISTOPHER, T. Generation of R-Curve from 4enf Specimens : An Experimental Study. *Journal of Composites* (2014).
- [124] MARANNANO, G., PARRINELLO, F., AND PASTA, A. Numerical and Experimental Analysis of the Frictional Effects on 4ENF Delamination Tests Performed on Unidirectional CFRP. *Procedia Engineering* 109 (2015), 372–380.
- [125] ISO 15114 :2014(EN). Fibre-reinforced plastic composites — Determination of the mode II fracture resistance for unidirectionally reinforced materials using the calibrated end-loaded split (C-ELS) test and an effective crack length approach. Tech. rep., International Organization for Standardization, 2014.
- [126] WANG, H., AND VU-KHANH, T. Use of end-loaded-split (ELS) test to study stable fracture behaviour of composites under mode II loading. *Composite Structures* 36, 1 (1996), 71–79.
- [127] ASTM D6671/D6671M. Standard Test Method for Mixed Mode I-Mode II Interlaminar Fracture Toughness of Unidirectional Fiber-Reinforced Polymer Matrix Composites. Tech. rep., ASTM International, West Conshohocken, PA, 2006.

- 
- [128] ANYFANTIS, K. N., AND TSOUVALIS, N. G. Experimental and numerical investigation of Mode II fracture in fibrous reinforced composites. *Journal of Reinforced Plastics and Composites* 30, 6 (2011), 473–487.
- [129] CAMPILHO, R. D., DE MOURA, M. F., PINTO, A., AND RAMANTANI, D. A. Interlaminar fracture characterization of a carbon-epoxy composite in pure mode II. *Materials Science Forum* 636-637 (2010), 1518–1524.
- [130] PROMBUT, P., MICHEL, L., LACHAUD, F., AND BARRAU, J. J. Delamination of multidirectional composite laminates at  $0^\circ/\theta$  ply interfaces. *Engineering Fracture Mechanics* 73, 16 (2006), 2427–2442.
- [131] GARULLI, T., CATAPANO, A., FANTERIA, D., JUMEL, J., AND MARTIN, E. Design and finite element assessment of fully uncoupled multi-directional layups for delamination tests. *Journal of Composite Materials* 54, 6 (2020), 773–790. Publisher : SAGE Publications Ltd STM.
- [132] GARULLI, T., CATAPANO, A., FANTERIA, D., HUANG, W., JUMEL, J., AND MARTIN, E. Experimental assessment of Fully-Uncoupled Multi-Directional specimens for mode I delamination tests. *Composites Science and Technology* 200 (2020), 108421.
- [133] ALLISON, D. M., MARCHAND, A. J., AND MORCHAT, R. M. Fire performance of composite materials in ships and offshore structures. *Marine Structures* 4, 2 (1991), 129–140.
- [134] BROWN, J. R., AND MATHYS, Z. Reinforcement and matrix effects on the combustion properties of glass reinforced polymer composites. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing* 28, 7 (1997), 675–681.
- [135] OHLEMILLER, T., AND SHIELDS, J. One- and two-sided burning of thermally thin materials. *Fire and Materials* 17, 3 (1993), 103–110.
- [136] BATES, S., AND SOLOMON, P. Elevated Temperature Oxygen Index Apparatus and Measurements. *Journal of Fire Sciences - J FIRE SCI* 11 (1993), 271–284.
- [137] KIM, H.-S., WANG, W., AND TAKAO, Y. Effects of temperature and fiber orientation on mode I interlaminar fracture toughness of carbon/epoxy composites. In *International Conference on Composite materials* (1999).
- [138] ARGÜELLES, A., VIÑA, J., CANTELI, A. F., CORONADO, P., AND MOLLÓN, V. Influence of temperature on the delamination process under mode I fracture and dynamic loading of two carbon-epoxy composites. *Composites Part B : Engineering C*, 68 (2015), 207–214.
- [139] CHARALAMBOUS, G., ALLEGRI, G., AND HALLETT, S. R. Temperature effects on mixed mode I/II delamination under quasi-static and fatigue loading of a carbon/epoxy composite. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing* 77 (2015), 75–86.
- [140] WALANDER, T., BIEL, A., AND STIGH, U. An evaluation of the temperature dependence of cohesive properties for two structural epoxy adhesives. In *19<sup>th</sup> European Conference on Fracture* (Kazan, Russia, 2012).
- [141] WALANDER, T. Cohesive modelling of the temperature dependence of epoxy based adhesives in Mode I and Mode II loading. Tech. rep., Chalmers University of Technology, 2013.
- [142] ANDERSON, T. L. *Fracture Mechanics : Fundamentals and Applications*. Taylor & Francis Group, 2005.
- [143] KUNDU, T. *Fundamentals of fracture mechanics*. CRC Press, Boca Raton, FL, 2008.
- [144] ENGERAND, J.-L. Mécanique de la rupture. *Techniques de l'Ingénieur* (1990).
-



- [145] DELORENZI, H. G. Energy release rate calculations by the finite element method. *Engineering Fracture Mechanics* 21, 1 (1985), 129–143.
- [146] SHAHIN, K., KOKO, T., AND LIMITED, M. Virtual Crack Extension Technique. Tech. rep., Defense R & D Canada Atlantic CR 2008-274, 2008.
- [147] RICE, J. R. A Path Independent Integral and the Approximate Analysis of Strain Concentration by Notches and Cracks. *Journal of Applied Mechanics* 35, 2 (1968), 379–386.
- [148] GRIFFITH, A. A. The Phenomena of Rupture and Flow in Solids. *Philosophical Transactions of the Royal Society of London. Series A, Containing Papers of a Mathematical or Physical Character* 221 (1921), 163–198.
- [149] SØRENSEN, B. F., AND JACOBSEN, T. K. Determination of cohesive laws by the J integral approach. *Engineering Fracture Mechanics* 70, 14 (2003), 1841–1858.
- [150] ORIFICI, A. C., HERSZBERG, I., AND THOMSON, R. S. Review of methodologies for composite material modelling incorporating failure. *Composite Structures* 86, 1 (2008), 194–210.
- [151] WHITNEY, J. M., AND NUISMER, R. J. Stress Fracture Criteria for Laminated Composites Containing Stress Concentrations. *Journal of Composite Materials* 8, 3 (1974).
- [152] LAGUNEGRAND, L. *Mise en évidence expérimentale et prise en compte dans la formulation d'un critère d'amorçage du délaminage, de l'influence des contraintes normales inter plis au sein d'un matériau composite*. Thèse de doctorat, Bordeaux 1, 2004.
- [153] LEGUILLON, D., LACROIX, C., AND MARTIN, E. Interface debonding ahead of a primary crack. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 48, 10 (2000), 2137–2161.
- [154] LEGUILLON, D. Strength or toughness? A criterion for crack onset at a notch. *European Journal of Mechanics - A/Solids* 21, 1 (2002), 61–72.
- [155] LEGUILLON, D. An attempt to extend the 2D coupled criterion for crack nucleation in brittle materials to the 3D case. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics* 74 (2014), 7–17.
- [156] DOITRAND, A. *Endommagement à l'échelle mésoscopique et son influence sur la tenue mécanique des matériaux composites tissés*. Thèse de doctorat, Brest, 2016.
- [157] DOITRAND, A., FAGIANO, C., CARRÈRE, N., CHIARUTTINI, V., AND HIRSEKORN, M. Damage onset modeling in woven composites based on a coupled stress and energy criterion. *Engineering Fracture Mechanics* 169 (2017), 189–200.
- [158] DOITRAND, A., AND LEGUILLON, D. 3D application of the coupled criterion to crack initiation prediction in epoxy/aluminum specimens under four point bending. *International Journal of Solids and Structures* 143 (2018), 175–182.
- [159] CHABOCHE, J.-L. A continuum damage theory with anisotropic and unilateral damage. *J-Global : Recherche Aérospatiale*, 1995-2 (1995), 139–147.
- [160] ZOU, Z., REID, S., AND LI, S. A continuum damage model for delamination in laminated composites. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 51 (2003), 333–356.
- [161] MAIMÍ, P., CAMANHO, P. P., MAYUGO, J. A., AND DÁVILA, C. G. A continuum damage model for composite laminates : Part I – Constitutive model. *Mechanics of Materials* 39, 10 (2007), 897–908.
- [162] MAIMÍ, P., CAMANHO, P. P., MAYUGO, J. A., AND DÁVILA, C. G. A continuum damage model for composite laminates : Part II – Computational implementation and validation. *Mechanics of Materials* 39, 10 (2007), 909–919.

- 
- [163] DUGDALE, D. S. Yielding of steel sheets containing slits. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 8, 2 (1960), 100–104.
- [164] ALLIX, O., AND LADEVÈZE, P. Interlaminar interface modelling for the prediction of delamination. *Composite Structures* 22, 4 (1992), 235–242.
- [165] CUI, W., AND WISNOM, M. R. A combined stress-based and fracture-mechanics-based model for predicting delamination in composites. *Composites* 24, 6 (1993), 467–474.
- [166] ALLIX, O., LADEVÈZE, P., AND CORIGLIANO, A. Damage analysis of interlaminar fracture specimens. *Composite Structures* 31, 1 (1995), 61–74.
- [167] ALLIX, O., AND CORIGLIANO, A. Modeling and simulation of crack propagation in mixed-modes interlaminar fracture specimens. *International Journal of Fracture* 77, 2 (1996), 111–140.
- [168] ALLIX, O., LÉVÊQUE, D., AND PERRET, L. Identification and forecast of delamination in composite laminates by an interlaminar interface model. *Composites Science and Technology* 58, 5 (1998), 671–678.
- [169] ALFANO, G., AND 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* 50, 7 (2001), 1701–1736.
- [170] DÁVILA, C., CAMANHO, P., AND DE MOURA, M. Mixed-Mode Decohesion Elements for Analyses of Progressive Delamination. In *19<sup>th</sup> AIAA Applied Aerodynamics Conference* (Seattle, WA, USA, 2001).
- [171] BORG, R., NILSSON, L., AND SIMONSSON, K. Modeling of delamination using a discretized cohesive zone and damage formulation. *Composites Science and Technology* 62, 10 (2002), 1299–1314.
- [172] DÁVILA, C., AND CAMANHO, P. Mixed-Mode Decohesion Finite Elements for the Simulation of Delamination in Composite Materials. Tech. rep., NASA/TM-2002-211737, 2002.
- [173] ALFANO, G., AND ROSATI, L. Analysis of interface debonding through a damage/visco-plastic cohesive-zone model. In *Proceedings of the International Conference COMPLAS VII* (2003), CIMNE Barcelona.
- [174] CAMANHO, P., DÁVILA, C., AND DE MOURA, M. Numerical Simulation of Mixed-Mode Progressive Delamination in Composite Materials. *Journal of Composite Materials* 37, 16 (2003).
- [175] BORG, R., NILSSON, L., AND SIMONSSON, K. Simulating DCB, ENF and MMB experiments using shell elements and a cohesive zone model. *Composites Science and Technology* 64, 2 (2004), 269–278.
- [176] DÁVILA, C. G., CAMANHO, P. P., AND TURON, A. Effective Simulation of Delamination in Aeronautical Structures Using Shells and Cohesive Elements. *Journal of Aircraft* 45, 2 (2008), 663–672.
- [177] RÉTHORÉ, J., AND ESTEVEZ, R. Identification of a cohesive zone model from digital images at the micron-scale. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 61, 6 (2013), 1407–1420.
- [178] SVENSSON, D., ALFREDSSON, K. S., BIEL, A., AND STIGH, U. Measurement of cohesive laws for interlaminar failure of CFRP. *Composites Science and Technology* 100 (2014), 53–62.
- [179] KERFRIDEN, P. *Stratégie de décomposition de domaine à trois échelles pour la simulation du délaminage dans les stratifiés*. Thèse de doctorat, École normale supérieure de Cachan - ENS Cachan, 2008.
-

- [180] ZIENKIEWICZ, O. C., AND ZHU, J. Z. A simple error estimator and adaptive procedure for practical engineering analysis. *International Journal for Numerical Methods in Engineering* 24 (1987), 337–357.
- [181] KRISHNA MURTHY, K. S. R., AND MUKHOPADHYAY, M. Adaptive finite element analysis of mixed-mode crack problems with automatic mesh generator. *International Journal for Numerical Methods in Engineering* 49 (2000), 1087–1100.
- [182] CHIARUTTINI, V., FEYEL, F., AND OUSSET, Y. Un algorithme de propagation implicite pour la fissuration tridimensionnelle en fatigue. In *18<sup>ème</sup> Congrès Français de Mécanique* (Grenoble, France, 2007).
- [183] CHIARUTTINI, V., RIOLO, V., AND FEYEL, F. Advanced remeshing techniques for complex 3D crack propagation. In *13<sup>th</sup> International Conference on Fractur* (Beijing, China, 2013).
- [184] LI, X., AND CHEN, J. An extended cohesive damage model for simulating multicrack propagation in fibre composites. *Composite Structures* 143, 20 (2016), 1–8.
- [185] LI, X. *An extended cohesive damage model for simulating crack propagation in fibre reinforced composites*. Thèse de doctorat, University of Portsmouth, 2016.
- [186] YANG, D., YE, J., TAN, Y., AND SHENG, Y. Modeling progressive delamination of laminated composites by discrete element method. *Computational Materials Science* 50, 3 (2011), 858–864.
- [187] GUPTAAND, V., AND DUARTE, A. Improved conditioning and accuracy of GFEM/XFEM for three-dimensional fracture mechanics. In *Society of engineering science 31<sup>st</sup> annual technical meeting* (Indiana, 1993).
- [188] BABUSKA, I., AND MELENK, J. M. The Partition of Unity Method. *International Journal of Numerical Methods in Engineering* 40 (1996), 727–758.
- [189] FRIES, T.-P., AND BAYDOUN, M. Crack propagation with the extended finite element method and a hybrid explicit–implicit crack description. *International Journal for Numerical Methods in Engineering* 89, 12 (2012), 1527–1558.
- [190] ZHAO, L., ZHI, J., ZHANG, J., LIU, Z., AND HU, N. XFEM simulation of delamination in composite laminates. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing* 80 (2016), 61–71.
- [191] XIE, D., SALVI, A., WAAS, A., AND CALISKAN, A. Discrete Cohesive Zone Model To Simulate Static Fracture In Carbon Fiber Textile Composites. *Collection of Technical Papers - AIAA/ASME/ASCE/AHS/ASC Structures, Structural Dynamics and Materials Conference 9* (2005).
- [192] XIE, D., AND WAAS, A. M. Discrete cohesive zone model for mixed-mode fracture using finite element analysis. *Engineering Fracture Mechanics* 73, 13 (2006), 1783–1796.
- [193] LIU, X., DUDDU, R., AND WAISMAN, H. Discrete damage zone model for fracture initiation and propagation. *Engineering Fracture Mechanics* 92 (2012), 1–18.
- [194] HEIDARI-RARANI, M., AND GHASEMI, A. R. Appropriate shape of cohesive zone model for delamination propagation in ENF specimens with R-curve effects. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics* 90 (2017), 174–181.
- [195] NEEDLEMAN, A. A Continuum Model for Void Nucleation by Inclusion Debonding. *Journal of Applied Mechanics-Transactions of The Asme* 54, 3 (1987).
- [196] NEEDLEMAN, A. An analysis of decohesion along an imperfect interface. *International Journal of Fracture* 42, 1 (1990), 21–40.

- 
- [197] TVERGAARD, V., AND HUTCHINSON, J. W. The relation between crack growth resistance and fracture process parameters in elastic-plastic solids. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 40, 6 (1992), 1377–1397.
- [198] CAMACHO, G. T., AND ORTIZ, M. Computational modelling of impact damage in brittle materials. *International Journal of Solids and Structures* 33, 20 (1996), 2899–2938.
- [199] MONERIE, Y., AND ACARY, V. Formulation dynamique d’un modèle de zone cohésive tridimensionnel couplant endommagement et frottement. *Revue Européenne des Éléments Finis* 10 (2001), 489–503.
- [200] TURON, A., DÁVILA, C. G., CAMANHO, P. P., AND COSTA, J. An engineering solution for mesh size effects in the simulation of delamination using cohesive zone models. *Engineering Fracture Mechanics* 74, 10 (2007), 1665–1682.
- [201] TURON, A., CAMANHO, P. P., COSTA, J., AND RENART, J. Accurate simulation of delamination growth under mixed-mode loading using cohesive elements : Definition of interlaminar strengths and elastic stiffness. *Composite Structures* 92, 8 (2010), 1857–1864.
- [202] SANTOS, F. L. G. D., SOUSA, J. L. A. O., SANTOS, F. L. G. D., AND SOUSA, J. L. A. O. Determination of parameters of a viscous-cohesive fracture model by inverse analysis. *Revista IBRACON de Estruturas e Materiais* 8, 5 (2015), 669–706.
- [203] GOZLUKLU, B., AND COKER, D. Modeling of dynamic crack propagation using rate dependent interface model. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics* 85 (2016), 191–206.
- [204] YU, H., OLSEN, J. S., OLDEN, V., ALVARO, A., HE, J., AND ZHANG, Z. Viscous regularization for cohesive zone modeling under constant displacement : An application to hydrogen embrittlement simulation. *Engineering Fracture Mechanics* 166 (2016), 23–42.
- [205] ABDEL-TAWAB, K., AND WEITSMAN, Y. J. A Strain-Based Formulation for the Coupled Viscoelastic/Damage Behavior. *Journal of Applied Mechanics* 68, 2 (2001), 304–311.
- [206] OMIYA, M., AND KISHIMOTO, K. Damage-based Cohesive Zone Model for Rate-depend Interfacial Fracture. *International Journal of Damage Mechanics* 19, 4 (2010), 397–420.
- [207] GEISSLER, G., AND KALISKE, M. Time-dependent cohesive zone modelling for discrete fracture simulation. *Engineering Fracture Mechanics* 77, 1 (2010), 153–169.
- [208] ZREID, I., FLEISCHHAUER, R., AND KALISKE, M. A thermomechanically coupled viscoelastic cohesive zone model at large deformation. *International Journal of Solids and Structures* 50, 25 (2013), 4279–4291.
- [209] THOMAS, M., AND ZANINI, C. Cohesive zone-type delamination in visco-elasticity. *Discrete & Continuous Dynamical Systems - S* 10, 6 (2017), 1487.
- [210] CARLBERGER, T., BIEL, A., AND STIGH, U. Influence of temperature and strain rate on cohesive properties of a structural epoxy adhesive. *International Journal of Fracture* 155, 2 (2009), 155–166.
- [211] GEISSLER, G., AND KALISKE, M. A cohesive element approach for viscoelastic interface properties. *PAMM* 4, 1 (2004), 187–188.
- [212] GUIMARD, J.-M., ALLIX, O., PECHNIK, N., AND THÉVENET, P. Characterization and modeling of rate effects in the dynamic propagation of mode-II delamination in composite laminates. *International Journal of Fracture* 160, 1 (2009), 55.
- [213] SAPORA, A., AND PAGGI, M. A coupled cohesive zone model for transient analysis of thermoelastic interface debonding. *Computational Mechanics* 53, 4 (2014), 845–857.
-

- [214] HATTIANGADI, A., AND SIEGMUND, T. A numerical study on interface crack growth under heat flux loading. *International Journal of Solids and Structures* 42, 24 (2005), 6335–6355.
- [215] ESMAEILI, A., JAVILI, A., AND STEINMANN, P. A thermo-mechanical cohesive zone model accounting for mechanically energetic Kapitza interfaces. *International Journal of Solids and Structures* 92-93 (2016), 29–44.
- [216] WILLAM, K., RHEE, I., AND SHING, B. Interface damage model for thermomechanical degradation of heterogeneous materials. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering* 193, 30 (2004), 3327–3350.
- [217] CAZES, F., CORET, M., COMBESCURE, A., AND GRAVOUIL, A. A thermodynamic method for the construction of a cohesive law from a nonlocal damage model. *International Journal of Solids and Structures* 46, 6 (2009), 1476–1490.
- [218] BENABOU, L., SUN, Z., AND DAHOO, P. R. A thermo-mechanical cohesive zone model for solder joint lifetime prediction. *International Journal of Fatigue* 49 (2013), 18–30.
- [219] HUCHETTE, C., AND LAPEYRONNIE, P. Caractérisation mécanique en température par effet joule. Tech. Rep. RT 4/21100 DMAE/DMSC, ONERA, 2016.
- [220] SUTTON, M. A., ORTEU, J. J., AND SCHREIER, H. *Image Correlation for Shape, Motion and Deformation Measurements : Basic Concepts, Theory and Applications*. Springer US, 2009.
- [221] REIS, P. N., FERREIRA, J. A., COSTA, J. D., AND PEREIRA, A. M. Interlaminar fracture in woven carbon/epoxy laminates. *Frattura ed Integrità Strutturale* 8, 30 (2014), 431–438.
- [222] LEAL, A. J. S., AND CAMPILHO, R. D. S. G. Numerical evaluation of the ENF and 4ENF tests for the shear toughness estimation of adhesive joints. *Composite Structures* 202 (2018), 333–343.
- [223] PEREZ, C. L., AND DAVIDSON, B. D. Evaluation of Precracking Methods for the End-Notched Flexure Test. *AIAA Journal* 45, 11 (2007), 2603–2611.
- [224] VANDELLOS, T. Développement de fichiers paramétriques pour l’étude par éléments finis (zebulon) des essais de caractérisation de la propagation du délaminage. Tech. Rep. Rapport interne DMSC, ONERA, 2012.
- [225] HUCHETTE, C., AUTEF, L., HURMANE, A., MÁRQUEZ COSTA, J. P., AND BIASI, V. PhyFire LOT 2 - Développement de modèles de comportement du composite. Tech. Rep. RT 5/26018-DMAS-DMPE, ONERA, 2018.
- [226] SUN, E. Shear Locking and Hourglassing in MSC Nastran, ABAQUS, and ANSYS, 2006.
- [227] SHEPARD, S. Thermography of composites. *Materials Evaluation* 65 (2007), 690–696.
- [228] BALAGEAS, D. Defense and Illustration of Time-Resolved Pulsed Thermography for NDE. *Quantitative InfraRed Thermography Journal* 9, 1 (2011), 3–32.
- [229] DATTOMA, V., NOBILE, R., PANELLA, F. W., AND SAPONARO, A. NDT thermographic techniques on CFRP structural components for aeronautical application. *Procedia Structural Integrity* 8 (2018), 452–461.
- [230] BARROS, S. D. *Modèle d’interface pour la simulation du comportement des assemblages collés*. Thèse de doctorat, Université de Versailles-Saint Quentin en Yvelines, 2005.
- [231] ROSSI, R. Visco-Energetic solutions to some rate-independent systems in damage, delamination, and plasticity. *Mathematical Models and Methods in Applied Sciences* 29, 6 (2018), 1079–1138.



- 
- [232] LISLE, T., BOUVET, C., HONGKARNJANAKUL, N., PASTOR, M.-L., RIVALLANT, S., AND MARGUERÈS, P. Measure of fracture toughness of compressive fiber failure in composite structures using infrared thermography. *Composites Science and Technology* 112 (2015), 22–33.
- [233] BOUVET, C. Mécanique de la rupture des composites : délaminage et fissuration. *Matériaux / Plastiques et composites* (2019).
- [234] COUSSA, F., BERTHE, J., RAGONET, M., AND VINEL, A. Passive infrared thermography measurement of the strain-rate dependancy of transverse cracking evolution in cross-ply laminates. In *21<sup>ème</sup> Journées Nationales sur les Composites* (Bordeaux, Talence, France, 2019), École Nationale Supérieure d’Arts et Métiers (ENSAM) - Bordeaux.
- [235] GRÉDIAC, M. The use of full-field measurement methods in composite material characterization : interest and limitations. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing* 35, 7 (2004), 751–761.
- [236] DAVID, C. *Identification de paramètres mécaniques de matériaux composites à partir de corrélation d’images numériques multi-échelles*. Thèse de doctorat, Ecole des Mines d’Albi-Carmaux, 2014.
- [237] BETTONTE, F. *Development of a parameter identification strategy using Finite Element Model Updating on Digital Image Correlation measurements : towards the application to a non-local model*. Thèse de doctorat, Université Paris sciences et lettres, 2017.
- [238] GIRARDI, M., PADOVANI, C., PELLEGRINI, D., PORCELLI, M., AND ROBOL, L. Finite element model updating for structural applications. *Journal of Computational and Applied Mathematics* 370 (2020), 112675.
- [239] AVRIL, S., BONNET, M., BRETTELE, A. S., GREDIAC, M., HILD, F., IENNY, P., LATOURTE, F., LEMOSSE, D., PAGANO, S., PAGNACCO, E., AND PIERRON, F. Overview of identification methods of mechanical parameters based on full-field measurements. *Experimental Mechanics* 48, 381 (2008), 381–402.
- [240] LECLERC, H., PÉRIÉ, J.-N., ROUX, S., AND HILD, F. Integrated Digital Image Correlation for the Identification of Mechanical Properties. *Lecture Notes in Computer Science* 5496 (2009), 161–171.
- [241] POTTIER, T. *Constitutive parameter identification using finite element updating method associated with kinematic and thermal full field measurements*. Thèse de doctorat, Université de Savoie, 2010.
- [242] ECHCHORFI, R. *Dialogue essais - simulation et identification de lois de comportement d’alliage à mémoire de forme en chargement multiaxial*. Thèse de doctorat, Ecole nationale supérieure d’arts et métiers - ENSAM, 2013.
- [243] ROUX, S., AND HILD, F. Optimal procedure for the identification of constitutive parameters from experimentally measured displacement fields. *International Journal of Solids and Structures* 184 (2020), 14–23.
- [244] TOUPIN, R. A. Saint-Venant’s Principle. *Archive for Rational Mechanics and Analysis* 18, 2 (1965), 83–96.
- [245] LE BESNERAIS, G., AND CHAMPAGNAT, F. Dense optical flow by iterative local window registration. In *IEEE International Conference on Image Processing 2005* (2005), vol. 1, pp. 1–137.
- [246] WEINZAEPFEL, P., REVAUD, J., HARCHAOU, Z., AND SCHMID, C. DeepFlow : Large Displacement Optical Flow with Deep Matching. In *2013 IEEE International Conference on Computer Vision* (Sydney, Australia, 2013), pp. 1385–1392.
-

- [247] VIRTANEN, P., GOMMERS, R., OLIPHANT, T. E., HABERLAND, M., REDDY, T., COURNAPEAU, D., BUROVSKI, E., PETERSON, P., WECKESSER, W., BRIGHT, J., VAN DER WALT, S. J., BRETT, M., WILSON, J., MILLMAN, K. J., MAYOROV, N., NELSON, A. R. J., JONES, E., KERN, R., LARSON, E., CAREY, C. J., POLAT, İ., FENG, Y., MOORE, E. W., VANDERPLAS, J., LAXALDE, D., PERKTOLD, J., CIMRMAN, R., HENRIKSEN, I., QUINTERO, E. A., HARRIS, C. R., ARCHIBALD, A. M., RIBEIRO, A. H., PEDREGOSA, F., VAN MULBREGT, P., AND SCI-PY 1.0 CONTRIBUTORS. SciPy 1.0 : Fundamental Algorithms for Scientific Computing in Python. *Nature Methods* 17 (2020), 261–272.
- [248] LECOMPTE, D., SMITS, A., SOL, H., VANTOMME, J., AND VAN HEMELRIJCK, D. Mixed numerical–experimental technique for orthotropic parameter identification using biaxial tensile tests on cruciform specimens. *International Journal of Solids and Structures* 44, 5 (2007), 1643–1656.
- [249] DOURNAUX, J., BOUVIER, S., AOUAFI, A., AND VACHER, P. Full-field measurement technique and its application to the analysis of materials behaviour under plane strain mode. *Materials Science and Engineering : A* 500, 1-2 (2009), 47–62.
- [250] EJDAY, M. *Optimisation multi-objectifs à base de métamodèle pour les procédés de mise en forme*. Thèse de doctorat, École Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2011.
- [251] NACHAR, S., BOUCARD, P.-A., AND NÉRON, D. Optimisation de structures par couplage métamodèles multi-fidélité et modèles réduits. In *23<sup>ème</sup> Congrès Français de Mécanique* (Lille, France, 2017).
- [252] NACHAR, S., BOUCARD, P.-A., AND NÉRON, D. Optimisation de structures viscoplastiques par couplage entre métamodèle multi-fidélité et modèles réduits. In *CSMA 2019 - 14<sup>ème</sup> colloque national en calcul de structures* (Giens, France, 2019).
- [253] JOLLIFFE, I. T. *Principal Component Analysis*, 2<sup>nd</sup> ed. Springer Series in Statistics. Springer-Verlag, New York, 2002.
- [254] ROEWER-DESPRES, F., KHAN, N., AND STAVNESS, I. Towards finite element simulation using deep learning. In *15th international symposium on computer methods in biomechanics and biomedical engineering* (Lisboa, Portugal, 2018).
- [255] SCHWARZ, C., ACKERT, P., AND MAUERMANN, R. Principal component analysis and singular value decomposition used for a numerical sensitivity analysis of a complex drawn part. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 94, 5-8 (2018), 2255–2265.
- [256] WOLD, S., ESBENSEN, K., AND GELADI, P. Principal component analysis. *Chemometrics and Intelligent Laboratory Systems* 2, 1 (1987), 37–52.
- [257] PEDREGOSA, F., VAROQUAUX, G., GRAMFORT, A., MICHEL, V., THIRION, B., GRISEL, O., BLONDEL, M., PRETTENHOFER, P., WEISS, R., DUBOURG, V., VANDERPLAS, J., PASSOS, A., COURNAPEAU, D., BRUCHER, M., PERROT, M., AND DUCHESNAY, E. Scikit-learn : Machine learning in Python. *Journal of Machine Learning Research* 12 (2011), 2825–2830.
- [258] NIKISHKOV, G. Introduction to the finite element method. In *Lecture Notes, UCLA* (University of Aizu, 2001).
- [259] HUCHETTE, C., LAPEYRONNIE, P., HURMANE, A., RANNOU, J., BIASI, V., AND LEPLAT, G. Influence de la dégradation thermique des CMO sur les propriétés mécaniques effectives. In *Journées Nationales sur les Composites 2017* (2017).
- [260] RÉTHORÉ, J. A fully integrated noise robust strategy for the identification of constitutive laws from digital images. *International Journal for Numerical Methods in Engineering* 84, 6 (2010), 631–660.

- 
- [261] GRAS, R., LECLERC, H., HILD, F., ROUX, S., AND SCHNEIDER, J. Identification of a set of macroscopic elastic parameters in a 3D woven composite : Uncertainty analysis and regularization. *International Journal of Solids and Structures* 55 (2015), 2–16.
- [262] TARANTOLA, A. *Inverse Problem Theory and Methods for Model Parameter Estimation*. Society for Industrial and Applied Mathematics, 2005.
- [263] WANG, Y., YAGOLA, A. G., AND YANG, C., Eds. *Optimization and Regularization for Computational Inverse Problems and Applications*. Springer-Verlag, Berlin Heidelberg, 2011.
- [264] DERBEL, B. Contributions to single- and multi- objective optimization : towards distributed and autonomous massive optimization. Tech. rep., Université Lille 1 - Sciences et Technologies, Lille, 2017.
- [265] ALQUIER, P., GAUTIER, E., AND STOLTZ, G., Eds. *Inverse Problems and High-Dimensional Estimation : Stats in the Château Summer School, August 31 - September 4, 2009*. Lecture Notes in Statistics - Proceedings. Springer-Verlag, Berlin Heidelberg, 2011.
- [266] MATHIEU, F., LECLERC, H., HILD, F., AND ROUX, S. Estimation of Elastoplastic Parameters via Weighted FEMU and Integrated-DIC. *Experimental Mechanics* 55, 1 (2015), 105–119.
- [267] EFSTRATIADIS, A., AND KOUTSOYIANNIS, D. One decade of multi-objective calibration approaches in hydrological modelling : a review. *Hydrological Sciences Journal* 55, 1 (2010), 58–78.
- [268] BONNET, M., BUI, H. D., AND CONSTANTINESCU, A. Principes variationnels et exploitation de mesures de champs en élasticité. *Mechanics & Industry* 4 (2003), 687–697.
- [269] BERRO, A. Algorithmes évolutionnaires pour l’optimisation multi-objectif. *Technique et Science Informatiques* 25, 8-9 (2006), 991–1021.
- [270] HERB, V., BERNY, M., LACOMBE, B., AND HILD, F. Development of a FEMU-TU algorithm for identification of thermomechanical properties of CMC at high temperatures based on full-field measurements. In *21<sup>ème</sup> Journées Nationales sur les Composites* (Bordeaux, Talence, France, 2019).
- [271] BAILEY, S. Principal Component Analysis with Noisy and/or Missing Data. *Publications of the Astronomical Society of the Pacific* 124, 919 (2012), 1015–1023.
- [272] HAO, W., ZHU, J., ZHU, Q., CHEN, L., AND LI, L. Displacement field denoising for high-temperature digital image correlation using principal component analysis. *Mechanics of Advanced Materials and Structures* 24, 10 (2017), 830–839.
- [273] JAILIN, C. Full field modal measurement with a single standard camera. *Optics and Lasers in Engineering* 107 (2018), 265–272.
- [274] BHOWMICK, S., NAGARAJAIAH, S., AND LAI, Z. Measurement of full-field displacement time history of a vibrating continuous edge from video. *Mechanical Systems and Signal Processing* 144 (2020), 106847.
- [275] BULJAK, V. *Inverse Analyses with Model Reduction : Proper Orthogonal Decomposition in Structural Mechanics*. Computational Fluid and Solid Mechanics. Springer-Verlag, Berlin Heidelberg, 2012.
- [276] LECOMPTE, D., SOL, H., VANTOMME, J., AND HABRAKEN, A. Identification of elastic orthotropic material parameters based on espi measurements. In *Proc., SEM Annual Conf. and Exposition on Experimental and Applied Mechanics* (2005).
- [277] TENEK, L. T., AND ARGYRIS, J. H. *Finite element analysis for composite structures*. Solid Mechanics and Its Applications. Springer Netherlands, 2011.
-

- [278] IOOSS, B., AND MARREL, A. Traitement des incertitudes en simulation numérique. INSA Toulouse 5ème année GMM et Master Pro 2 Stats Univ. Paul Sabatier, 2013.
- [279] COUSTAROUX, M. Analyse de sensibilité et planification d'expériences. Master's thesis, INSA Toulouse, 2013.
- [280] BAUDIN, M., DUTFOY, A., IOOSS, B., AND POPELIN, A.-L. Open turns : An industrial software for uncertainty quantification in simulation, 2015.
- [281] IOOSS, B., AND LEMAÎTRE, P. A review on global sensitivity analysis methods. In *Uncertainty management in Simulation-Optimization of Complex Systems : Algorithms and Applications*, C. Meloni and G. Dellino, Eds. Springer, 2015.
- [282] PRIEUR, C. A few insights on Global Sensitivity Analysis. In *Ateliers de Modélisation de l'Atmosphère 2019* (Toulouse, France, 2019).
- [283] FREY, H. C., AND PATIL, S. R. Identification and Review of Sensitivity Analysis Methods. *Risk Analysis* 22, 3 (2002), 553–578.
- [284] DUTFOY, A., AND BAUDIN, M. Open TURNS, logiciel Open source pour le traitement des incertitudes dans un contexte industriel. In *Congrès Lambda Mu 19 de Maîtrise des Risques et Sécurité de Fonctionnement* (2015), IMdR.
- [285] PETELET, M. *Analyse de sensibilité globale de modèles thermomécaniques de simulation numérique du soudage*. Thèse de doctorat, Université de Dijon, 2007.
- [286] SUDRET, B. Global sensitivity analysis using polynomial chaos expansions. *Reliability Engineering & System Safety* 93, 7 (2008), 964–979.
- [287] ALEXANDERIAN, A., GREMAUD, P. A., AND SMITH, R. C. Variance-based sensitivity analysis for time-dependent processes. *Reliability Engineering & System Safety* 196 (2020), 106722.
- [288] DEB, K., PRATAP, A., AGARWAL, S., AND MEYARIVAN, T. A fast and elitist multiobjective genetic algorithm : NSGA-II. *IEEE Transactions on Evolutionary Computation* 6, 2 (2002), 182–197.
- [289] YUSOFF, Y., NGADIMAN, M. S., AND ZAIN, A. M. Overview of NSGA-II for Optimizing Machining Process Parameters. *Procedia Engineering* 15 (2011), 3978–3983.
- [290] LUCEÑO, A. Fitting the generalized Pareto distribution to data using maximum goodness-of-fit estimators. *Computational Statistics & Data Analysis* 51, 2 (2006), 904–917.
- [291] WU, J., AND AZARM, S. Metrics for Quality Assessment of a Multiobjective Design Optimization Solution Set. *Journal of Mechanical Design* 123, 1 (2001), 18–25.
- [292] LU, L., ANDERSON-COOK, C. M., AND ROBINSON, T. J. Optimization of Designed Experiments Based on Multiple Criteria Utilizing a Pareto Frontier. *Technometrics* 53, 4 (2011), 353–365.
- [293] ZHENG, K., YANG, R.-J., XU, H., AND HU, J. A new distribution metric for comparing Pareto optimal solutions. *Structural and Multidisciplinary Optimization* 55, 1 (2017), 53–62.
- [294] AUDET, C., BIGEON, J., CARTIER, D., LE DIGABEL, S., AND SALOMON, L. Performance indicators in multiobjective optimization. *Optimization Online* (2018).
- [295] MONFARED, M. D., MOHADES, A., AND REZAEI, J. Convex hull ranking algorithm for multi-objective evolutionary algorithms. *Sci. Iran.* 18 (2011), 1435–1442.
- [296] MARLER, R., AND ARORA, J. Survey of multi-objective optimization methods for engineering. *Structural and Multidisciplinary Optimization* 26, 6 (2004), 369–395.

- 
- [297] BOKRANTZ, R., AND FREDRIKSSON, A. Necessary and sufficient conditions for pareto efficiency in robust multiobjective optimization. *European Journal of Operational Research* 262, 2 (2017), 682 – 692.
- [298] ASTM D3518/D3518M-18. Standard Test Method for In-Plane Shear Response of Polymer Matrix Composite Materials by Tensile Test of a  $\pm 45^\circ$  Laminate. Tech. rep., ASTM International, West Conshohocken, PA, 2018.
- [299] ARENDT, P. D., APLEY, D. W., AND CHEN, W. Quantification of Model Uncertainty : Calibration, Model Discrepancy, and Identifiability. *Journal of Mechanical Design* 134, 10 (2012).
- [300] WONG, R. K. W., STORLIE, C. B., AND LEE, T. C. M. A frequentist approach to computer model calibration. *Journal of the Royal Statistical Society : Series B (Statistical Methodology)* 79, 2 (2017), 635–648.
- [301] REULET, P., AND LEPLAT, G. An Inverse Method for Experimental Determination of Temperature Dependent Thermal Conductivities and Specific Heat of Orthotropic Materials. In *Thermal Conductivity 31 - Thermal Expansion 19* (2013).
- [302] HUCHETTE, C., LEPLAT, G., AND BIASI, V. Damage analysis for thermal loading induced by laser impact in epoxy composite laminate. In *ECCM17* (Munich, Germany, 2016).
- [303] LEPLAT, G., HUCHETTE, C., MAVEL, A., AND NUNEZ, P. Analysis of delamination onset and growth induced by laser decomposition within carbon/epoxy composite laminates. In *14<sup>th</sup> International Conference and Exhibition on Fire Science and Engineering (Interflam 2016)* (Egham, United Kingdom, 2016), pp. 1471–1480.
- [304] POITOU, B., MARTIN, E., CARRÈRE, N., LEGUILLON, D., AND GATT, J.-M. Amorçage de fissure au voisinage des interfaces fibre/matrice : comparaison d’un critère mixte et des modèles de zone cohésive. In *18<sup>ème</sup> Congrès Français de Mécanique* (Grenoble, France, 2007).
- [305] DOITRAND, A., ESTEVEZ, R., AND LEGUILLON, D. Comparison between cohesive zone and coupled criterion modeling of crack initiation in rhombus hole specimens under quasi-static compression. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics* 99 (2019), 51–59.
- [306] HUCHETTE, C., DELLINGER, N., LEPLAT, G., AND MÁRQUEZ COSTA, J. P. Convention PhyFIRE 2 - LOT 2 : Développement d’un cadre de modélisation pour les matériaux composites - Année 1. Tech. Rep. RT 2/30430, ONERA, 2020.
- [307] KOYANAGI, J., YONEYAMA, S., NEMOTO, A., AND MELO, J. D. D. Time and temperature dependence of carbon/epoxy interface strength. *Composites Science and Technology* 70, 9 (2010), 1395–1400.
- [308] PASSIEUX, J.-C., BUGARIN, F., DAVID, C., PÉRIÉ, J.-N., AND ROBERT, L. Multiscale Displacement Field Measurement Using Digital Image Correlation : Application to the Identification of Elastic Properties. *Experimental Mechanics* 55, 1 (Jan. 2015), 121–137.
- [309] SERRA, J., PIERRÉ, J.-E., PÉRIÉ, J.-N., PASSIEUX, J.-C., BOUVET, C., AND CASTANIÉ, B. Sur le dialogue essais-calcul dans les essais structuraux complexes. In *13e colloque national en calcul des structures* (Giens, Var, France, 2017), Université Paris-Saclay.
- [310] BLAYSAT, B., HOEFNAGELS, J. P. M., LUBINEAU, G., ALFANO, M., AND GEERS, M. G. D. Interface debonding characterization by image correlation integrated with Double Cantilever Beam kinematics. *International Journal of Solids and Structures* 55 (2015), 79–91.
- [311] MARTINEZ, B., GREEN, A., SILVA, M. F., YANG, Y., AND MASCAREÑAS, D. Sparse and Random Sampling Techniques for High-Resolution, Full-Field, BSS-Based Structural Dynamics Identification from Video. *Sensors (Basel, Switzerland)* 20, 12 (2020).
-



- [312] GOGU, C., HAFTKA, R., LE RICHE, R., MOLIMARD, J., AND VAUTRIN, A. Introduction to the Bayesian Approach Applied to Elastic Constants Identification. *AIAA Journal* 48, 5 (2010), 893–903.
- [313] DEMEYER, S. *Approche bayésienne de l'évaluation de l'incertitude de mesure : application aux comparaisons interlaboratoires*. phdthesis, Conservatoire national des arts et metiers - CNAM, 2011.
- [314] MARQUEZ COSTA, J. P. Durabilité des matériaux composites en conditions extrêmes : vers la prédiction des propriétés de tenue au feu. Tech. Rep. PFE-Master ISAE-ENSMA, 2017.
- [315] MÁRQUEZ COSTA, J. P., LEGRAND, V., AND FRÉOUR, S. Durability of Composite Materials under Severe Temperature Conditions : Influence of Moisture Content and Prediction of Thermo-Mechanical Properties During a Fire. *Journal of Composites Science* 3(2), 55 (2019).
- [316] RAKOTOMALALA, N. *Simulation numérique de l'écaillage des barrières thermiques avec couplage thermo-mécanique*. Thèse de doctorat, Paris, ENMP, 2014.
- [317] LEPLAT, G., LE SANT, Y., REULET, P., AND BATMALLE, T. Time and space-resolved 3d temperature/out-of-plane displacement measurements for investigating the fire behaviour of composite materials. *Fire and Materials* n/a, n/a (2020).
- [318] FEIH, S., MATHYS, Z., GIBSON, A., AND MOURITZ, A. Modeling Compressive Skin Failure of Sandwich Composites in Fire. *Journal of Sandwich Structures & Materials* 10, 3 (2008), 217–245. Publisher : SAGE Publications.
- [319] HIRSEKORN, M., MARCIN, L., AND GODON, T. Multi-scale modeling of the viscoelastic behavior of 3D woven composites. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing* 112 (2018), 539–548.
- [320] VIEILLE, B., PUJOLS GONZALEZ, J.-D., AND BOUVET, C. Fracture mechanics of hybrid composites with ductile matrix and brittle fibers : Influence of temperature and constraint effect. *Journal of Composite Materials* 53, 10 (2018).
- [321] GARCIA PEREZ, P., BOUVET, C., CHETTAH, A., DAU, F., BALLÈRE, L., AND PERES, P. Effect of unstable crack growth on mode II interlaminar fracture toughness of a thermoplastic PEEK composite. *Engineering Fracture Mechanics* 205 (2019), 486–497.
- [322] ANJANG, A., CHEVALI, V. S., KANDARE, E., MOURITZ, A. P., AND FEIH, S. Tension modelling and testing of sandwich composites in fire. *Composite Structures* 113 (2014), 437–445.
- [323] LEGRAND, V., TRANVAN, L., JACQUEMIN, F., AND CASARI, P. Moisture-uptake induced internal stresses in balsa core sandwich composite plate : Modeling and experimental. *Composite Structures* 119 (Jan. 2015), 355–364.
- [324] RIZK, G., LEGRAND, V., KHALIL, K., CASARI, P., AND JACQUEMIN, F. Durability of sandwich composites under extreme conditions : Towards the prediction of fire resistance properties based on thermo-mechanical measurements. *Composite Structures* 186 (Feb. 2018), 233–245.
- [325] TRANVAN, L., LEGRAND, V., CASARI, P., SANKARAN, R., SHOW, P. L., BERENJIAN, A., AND LAY, C.-H. Hygro-Thermo-Mechanical Responses of Balsa Wood Core Sandwich Composite Beam Exposed to Fire. *Processes* 8, 103 (Jan. 2020).
- [326] MÁRQUEZ COSTA, J. P., LEGRAND, V., FRÉOUR, S., AND JACQUEMIN, F. Towards the Prediction of Sandwich Composites Durability in Severe Condition of Temperature : A New Numerical Model Describing the Influence of Material Water Content during a Fire Scenario. *Materials* 13, 23 (Jan. 2020).



## **Caractérisation et modélisation des interfaces dans les composites organiques stratifiés à haute température – Application à la tenue au feu des structures aéronautiques**

Dans le cadre de la tenue au feu des matériaux composites, il est nécessaire d'évaluer la dégradation de leurs propriétés thermiques et mécaniques due à des pertes de masse, de la fissuration matricielle et/ou des délaminages. Néanmoins, peu d'études dans la littérature sur la tenue en température des composites aéronautiques concernent le comportement mécanique et la rupture des interfaces avant toute dégradation thermique, sujet qui est l'objet principal de ce travail. Ainsi, l'objectif est de proposer un modèle de prévision de rupture concernant tant l'amorçage que la propagation du délaminage pour des chargements thermomécaniques. Ce travail a porté en grande partie sur la caractérisation des propriétés d'interfaces à l'aide d'une analyse d'essais de propagation de fissure en mode II pour des éprouvettes chauffées par effet Joule. Ces analyses numériques montrent que le comportement du pli n'explique pas la réponse macroscopique pseudo-ductile observée expérimentalement. Ainsi, une méthode de dialogue essai-calcul, comparant les champs cinématiques mesurés par corrélation d'images numériques et ceux simulés par éléments finis, souligne l'importance du comportement visqueux à l'échelle de l'interface. C'est par une approche similaire de type FEMU que les paramètres d'une loi de rupture de type cohésif ont été identifiés en température et en tenant compte des différentes sources d'incertitude. Ce travail met en évidence la similitude entre le cisaillement plan et hors plan, tant sur le comportement que sur la rupture. En parallèle, l'analyse d'essais de tenue en température par impact laser a permis d'établir un critère d'amorçage par une approche couplée en contrainte et en énergie. Une confrontation de ce critère aux paramètres de la loi de zone cohésive identifiés précédemment permet de discuter de l'échelle de modélisation de l'interface.

**Mots clés :** Cisaillement (mécanique); Composites–Délaminage; Composites–Traitement thermomécanique; Corrélation d'images numériques; Dialogue essai-calcul; Essais de comportement au feu; Interfaces (sciences physiques); Modèle de zone cohésive; Rupture, Mécanique de la; Simulation, Méthodes de

## **Characterisation and modeling of interfaces in laminated organic composites at high temperature – Application to fire resistance of aeronautical structures**

Within the framework of the fire resistance of composite materials, it is necessary to assess the degradation of their thermal and mechanical properties due to mass losses, matrix cracking and/or delamination cracks. Nevertheless, few studies in the literature about the temperature resistance of aeronautical composites concern the mechanical behaviour and the rupture of interfaces before any thermal degradation, subject which is the main topic of this work. Thus, the objective is to propose a failure model concerning both the delamination crack initiation and growth under thermomechanical loads. Much of this work has focused on the characterisation of interface properties using an analysis of mode II crack propagation tests for Joule heated specimens. These numerical analyses show that the ply behaviour does not explain the macroscopic pseudo-ductile response observed experimentally. Thus, a test-calculation dialog method, comparing the kinematic fields measured by digital images correlation and those simulated by finite elements, underlines the importance of the viscous behaviour at the interface scale. By a similar FEMU approach the parameters of a cohesive-type fracture law have been identified in temperature and taking into account the different sources of uncertainty. This work highlights the similarity between plane and out-of-plane shearing, both on behaviour and on failure. In parallel, the analysis of temperature resistance tests by laser impact made it possible to establish a crack initiation criterion by a coupled stress and energy approach. A comparison of this criterion with the parameters of the cohesive zone law previously identified makes it possible to discuss about the modeling scale of the interface.

**Keywords:** Shear (Mechanics); Composite materials–Delamination; Composite materials–Thermomechanical treatment; Digital image correlation; Test-calculation dialog; Fire testing; Interfaces (Physical sciences); Cohesive zone model; Fracture mechanics; Simulation methods