



HAL
open science

Modélisation aux échelles méso- et macroscopique du comportement mécanique de zones singulières de pièces de structure en CMC

Jean Benezech

► **To cite this version:**

Jean Benezech. Modélisation aux échelles méso- et macroscopique du comportement mécanique de zones singulières de pièces de structure en CMC. Matière Condensée [cond-mat]. Université de Bordeaux, 2019. Français. NNT : 2019BORD0309 . tel-02507082

HAL Id: tel-02507082

<https://theses.hal.science/tel-02507082>

Submitted on 12 Mar 2020

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.

THÈSE PRÉSENTÉE
POUR OBTENIR LE GRADE DE

**DOCTEUR DE
L'UNIVERSITÉ DE BORDEAUX**

ÉCOLE DOCTORALE DES SCIENCES CHIMIQUES

Spécialité doctorale “Physico-chimie de la matière condensée”

présentée et soutenue publiquement par

Jean BÉNÉZECH

le 6 décembre 2019

**Modélisation aux échelles méso- et macroscopique du comportement
mécanique de zones singulières de pièces de structure en CMC**

Directeur de thèse : **Gérard VIGNOLES**
Co-encadrant de thèse : **Guillaume COUÉGNAT**

Jury

Mme Federica Daghia

M. Frédéric Laurin

Mme Emmanuelle Vidal-Sallé

M. Philippe Viot

M. Gérard Vignoles

M. Guillaume Couégnat

M. Thomas Revel

Maître de conférences, HDR, ENS Paris-Saclay

Ingénieur de recherche, HDR, ONERA

Professeur, INSA Lyon

Professeur, Arts et Métiers ParisTech

Professeur, Université de Bordeaux

Ingénieur de recherche, CNRS

Ingénieur, Safran Ceramics

Rapporteur

Rapporteur

Présidente

Examineur

Examineur

Examineur

Invité

Modélisation aux échelles méso- et macroscopique du comportement mécanique de zones singulières de pièces de structure en CMC

Résumé : Les composites à matrice céramique (CMC) présentent une architecture multi-échelle complexe. Pour être utilisés en tant que composant de moteur aéronautique qui nécessitent des géométries complexes, ces matériaux doivent être tissés sous forme d'architectures textiles spécifiques. Mon travail s'est concentré sur l'étude d'une pièce de type raidisseur, et plus particulièrement sur le détail d'une jonction composite tissée. La taille caractéristique de cette pièce se situe entre les échelles méso- et macroscopique, ce qui rend impossible l'utilisation des hypothèses de séparabilité des échelles.

Nous avons tout d'abord développé un montage expérimentale de flexion/cisaillement adapté à la jonction tissée. Ces essais ont non seulement permis d'identifier et de caractériser le comportement mécanique de cette pièce, mais aussi, de mettre en lumière l'interdépendance entre le chargement, l'architecture textile et les mécanismes d'endommagement, qui est particulièrement importante dans le cas de la jonction tissée. C'est pourquoi, la modélisation de ce détail de structure doit inclure une connaissance approfondie de l'architecture interne du matériau.

Nous avons donc développé une approche originale de segmentation variationnelle à partir de μ CT, afin de construire des modèles numériques réalistes du matériau à l'échelle mésoscopique. Cette approche repose sur une heuristique globale-locale qui améliore itérativement la ressemblance d'un modèle géométrique initial. Cette démarche a permis de construire le jumeau numérique de la jonction tissée. Le modèle final ne comportant pas d'interpénétration entre fils, un maillage tétraédrique conforme peut ensuite être généré directement à partir de l'image ainsi labellisée. Des simulations EF à l'échelle mésoscopique ont été menées en prenant en compte le comportement non-linéaire des constituants des CMC. Elles permettent de prévoir le niveau de chargement menant aux premiers endommagements. De plus, la localisation des endommagements ainsi que leurs interactions avec l'architecture méso ont également été reproduites de manière satisfaisante.

Cependant, ces modèles incluent une description très détaillée du matériau et nécessitent donc des ressources de calcul importantes. Une description approchée de ces détails pourrait être suffisante pour obtenir une prédiction correcte des propriétés élastiques, voire de l'amorçage de l'endommagement. Nous avons donc proposé un pont méso-macro permettant de construire le comportement apparent des éléments macroscopiques à partir de l'information méso sous-jacente. Les propriétés des éléments macroscopiques sont obtenues en assimilant localement le matériau à un stratifié équivalent construit à partir des fractions volumiques et des orientations locales des constituants. Cette approche permet de réduire drastiquement la taille des problèmes EF, tout en conservant une description approchée de la méso-structure. Le modèle macroscopique enrichi permet de reproduire fidèlement les résultats obtenus à l'échelle mésoscopique, tant que la taille de filtrage reste comparable à celle des fils.

Les modèles proposés ont été utilisés pour reproduire les résultats expérimentaux et approfondir leur analyse. Nous avons étudié en particulier la sensibilité aux conditions aux limites de l'essai, ainsi que l'influence des variabilités liées au procédé de fabrication des éprouvettes. Enfin, la chaîne d'outils développée dans le cadre de la thèse pourra être utilisée pour étudier différentes définitions textiles de la jonction, permettant in fine de définir l'architecture optimale de la pièce.

Mots clés : Modélisation, Mésoscopique, Macroscopique, Segmentation variationnelle, Comportement mécanique, Expérimental, Comparaison essai/calcul

Meso- and macro-scale modelling of the mechanical behaviour of structural details of CMC components

Abstract: Woven ceramic matrix composites (CMC) exhibit an intricate multi-scale architecture. To be used as components of aircraft engines, the weaving of such parts could also incorporate specific features compared to « classical » woven CMC as they need to comply with complex geometries. My work focused on a stiffener-like fully woven junction that is made of a complex 3D woven fabric, and whose characteristic size lies at the frontier between the mesoscopic and the macroscopic scales, i.e. where scale separation hypothesis is not applicable.

I have first developed an experimental device to perform shear/bending tests on the woven junction. These tests not only allowed to gain significant knowledge about the mechanical behavior of such part, but also to highlight the interplay between the load, material architecture and damage mechanisms that is particularly significant in the case of the woven junction. Therefore, numerical prediction of the mechanical behavior of the woven junction necessitates a sound knowledge of its inner structure.

With this aim, I have developed an original segmentation method to build realistic numerical models of textile composites, using X-ray micro-computed tomography and a prior geometric model. The procedure includes a global-local heuristic to iteratively improve the resemblance of the initial model. This approach allowed to build “digital twins” of the woven junction. A conformal tetrahedral image-based mesh could then be obtained as the resulting models are free of interpenetration. Mesoscale FE simulations, including non-linear behavior laws of the yarns and matrix, allowed to predict the maximal load leading to the first damage events, and to reproduce accurately the damage localization and its interaction with the architecture.

However, with such level of details incorporated in the model, the simulations necessitate significant computational resources. An approximate macro-scale description may be sufficient to evaluate the elastic properties, or even to simulate damage initiation. Therefore, we have proposed a meso-informed macroscopic modelling framework where the behaviour of the macro-elements is derived from the knowledge of the local direction and volume fraction of constituents, thanks to the digital twin. The effective behaviour of the macro-elements is obtained through an equivalent lamina. This method drastically reduces the size of the model while preserving an approximate description of the underlying local anisotropy and heterogeneities. With respect to the damage initiation, the meso-informed macroscopic model accurately reproduced the results obtained using the reference mesoscale model, as long as the filtering size remains comparable to the yarn size. This allowed to propose an optimal modelling framework with an adequate level of description of meso-details and acceptable computational requirements.

Finally, I have used these models to thoroughly compare the numerical simulations with the experimental results: variabilities of experimental boundary conditions have been analyzed, as well as the influence of specific heterogeneities related to the fabrication process. We have also used this framework to explore different weaving patterns in order to obtain an optimal design of the woven junction.

Key words : Modelling, Mesoscopic, Macroscopic, Variational segmentation, Mechanical behavior, Experimental, Numerical simulations and experimental results comparison

Unité de recherche
Laboratoire des Composites Thermo-Structuraux (LCTS)
UMR 5801 CNRS-Université de Bordeaux-SAFRAN-CEA
3 allée de la Boétie, 33600 Pessac

Remerciements

Je souhaite premièrement remercier l'ensemble des membres du jury de ma thèse, et particulièrement Mme Federica Daghia et M. Frédéric Laurin pour avoir évalué mon travail avec beaucoup d'attention. Je remercie Mme Emmanuelle Vidal-Sallé pour avoir présidé mon jury de thèse ainsi que M. Philippe Viot pour avoir examiné ma thèse au moment de la soutenance ainsi qu'à mi-parcours. Les discussions qui ont découlées de vos questions ont été très enrichissantes pour moi et m'ont permis d'adopter un nouveau regard sur ces travaux. Je voudrais remercier Gérard Vignoles, pour m'avoir permis de réaliser mes travaux de thèse ainsi que ceux de stage sous sa direction du laboratoire pendant presque quatre ans. Je te remercie aussi pour nous avoir permis à Guillaume et à moi de mener ces travaux en autonomie. Je tiens ensuite à remercier le groupe SAFRAN, et plus particulièrement SAFRAN CERAMICS, pour avoir financé mes travaux aux cours de ces trois années. La thèse fût lancée dans le cadre du PRC2 MECACOMP. Les rencontres qui ont eu lieu à cette occasion (séminaires, workshops) m'ont permis de présenter mes travaux de thèse et d'échanger avec des membres du groupe SAFRAN. Je tiens alors à remercier Julien Schneider, Nicolas Feld et Véronique Brion avec qui nous avons eu de nombreux échanges constructifs pour mes travaux et qui m'ont permis d'avoir un regard extérieur sur les activités que nous avons menées au cours de la thèse. Ce projet de recherche m'a aussi permis de rencontrer d'autres doctorants qui partageaient les mêmes thématiques de recherche. J'en profite pour remercier Maxence Wangermez avec qui j'ai pu collaborer durant la thèse.

Je remercie ensuite Thomas, et Thomas qui se sont succédés au suivi industriel de mes travaux. Heuuuuu, j'avais préparé une planche synthèse pour te remercier R, mais comme les remerciements sont fait par écrits, bah.. j'ai pas mis la planche.. « MICRO! ». Trêve d'imitations, je te remercie Thomas. C'était vraiment agréable de travailler avec toi durant ces deux années. On a formé une super équipe avec Guillaume, et ce, surtout dans les moments délicats où il nous restait que peu de jours, voire peu d'heures, pour réaliser certaines tâches. Grâce à toi je sais utiliser un régulateur! Je n'ai qu'un seul regret par les prêtres d'Akatosh : nous n'avons pas pu faire cette soirée jeux chez toi avec Guillaume et Idriss. Ce qui m'amène à remercier mon super stagiaire Idriss Amrani. Je suis ravi que tu aies pu rejoindre l'équipe, montrer tes talents de clics, choisir tes palettes de couleurs et montrer ton attachement à une cause animale synthétique. Je souhaite ensuite remercier Bruno Humez, plus connu sous le nom de l'Atlas de la mécanique au LCTS. Véritable encyclopédie vivante de la mécanique au LCTS, Bruno en connaît tout autant sur les générations qui se sont succédées au laboratoire. Que ce soit durant la conception du montage de flexion, ou pendant la réalisation de la campagne d'essais, j'ai toujours apprécié travailler avec toi. Tu m'as permis de réaliser sereinement toute la partie expérimentale de la thèse et je t'en remercie beaucoup. Je remercie aussi ton assistant Korentin. Tels Batman et Robin, aucun vilain mouchetis ne vous a résisté, d'ailleurs : « Korentin, secoue ».

Vient le moment de remercier ceux sans qui ce travail n'aurait pas été possible. Ceux qui aujourd'hui trône fièrement sur le mur de la salle calc, je parle bien sûr de Pale Crow et de Monamazars. Vincent, mon frat de la salle calc. Je crois que les quelques 80 citations dans cette thèse à tes travaux ne diront pas le contraire, nous avons vraiment mené nos travaux en équipe. Ça a été plus qu'un plaisir de travailler avec toi, de lancer des bonhommes hop-hop, de découvrir le comportement des CMCs, de jouer au nerf, de coder des lois d'endommagement et de rapper des flows enflammés sur nos patronymes. Hey.. Guillaume, je crois que je ne peux pas simplement exprimer toute ma gratitude. Je vais donc essayer, à l'instar des modèles continus de l'endommagement, d'être pragmatique. Plus qu'un superviseur hors pair au LCTS, au Pool et au Turpins, tu as été pour moi un mentor, un psychologue, un scribe de mail, un dictionnaire (sauf l'aiche, l'aiche! c'est Georges qui l'a eu), un partenaire d'imitations, de sparring et de squattage nocturne de terrasse, un gestionnaire de crise (et on peut dire aujourd'hui qu'on a réussi notre excursion espagnole) et plus généralement un ami. Tel l'homme de l'ombre, tu m'as montré que le goût de la recherche et le désintéressement personnel avait de beaux jours devant eux. C'est donc ton exemple que je choisis de suivre, et j'espère qu'on aura rapidement l'occasion de travailler de nouveaux ensemble. Sache

finalement qu'une asile festive sera toujours possible en cas de peña géante dans la rue St Rémi.

Mes chers petits pédestres, je vous remercie grandement et j'espère que nos périphériques seront encore nombreuses! Ben, le tanké du groupe, le scribe, ou encore l'homme de la chanson épistolaire, tu es l'exemple que l'on peut garder tous nos principes du coté obscur.. cela doit être difficile, mais de combien à peu près? toi seul le sais. Antho, ce n'est pas en sac mais bien en vrac que je te remercie, ... *NON.. non, ce n'est pas ça! La clef est perdue!* J'espère que l'on pourra expliquer nos nouvelles « professions » à d'autres « festivaliers » très rapidement. Nico, même si tes choix de maladies ne regardent que toi, sache que je te considère comme une personne saine, sache le Nico. Ce n'est pas non plus tes choix d'habitations très lointaines qui nous empêcheront de repartir en expédition, sache le Nico. D'ailleurs Ben, toute notre stratosphère pour emmener Nico dans une supérette n'a malheureusement pas encore fonctionné ce 19/12/2019. Mais ce n'est que partie remise, sache le Nico. Péripiétés, éponyme et stratagème sont les bons mots pour ceux qui, comme Ben, n'auraient pas la ref.

À la compagnie de la Belette, je transmets un énorme merci. Les quelques 3195,67 euros de pizzas bien dépensés montrent à la fois notre adoration de ladite pizza (d'ailleurs l'oeuf était pour Dadou, Pierre..) mais prouve aussi la ferveur des instants qui resteront gravés dans la tête du jeune MJ que j'étais. Je regrette déjà les interventions incisives de Macbur, musclées de Ralgh, les vidéos de V. Tim et la propension à la destruction de Bombur. Je remercie au passage, sans crier gare, totalement impunément, l'Homme (plus communément appelé Ptich), qui figure aujourd'hui sur bon nombre de goodies. Outre ta capacité surprenante à compter les nuggets, tu prouves aujourd'hui qu'il n'est pas nécessaire d'être maître de ses quatre roues pour piloter un aéronaf.

Je tiens à remercier chaleureusement la team rouge, qui a su, le temps de quelques week-ends, être une bouffée d'oxygène durant la thèse. On ne peut la mentionner sans parler de ses fers de lance, ou comme Sim le dirait « ses pointes de l'épée » : Simon, a.k.a Grima langue de serpent, et Paulo, chef incontesté des batoukailleurs, accompagnés du sergent tartiné Buchette et du jardinier nocturne Ugo. Les occasions de sacrifier des comptes Airbnb et de crier comme des mouettes seront encore nombreuses, et j'espère que cette tradition perdurera à jamais. Ces pages n'étant pas appropriées pour se rappeler les bons moments que l'on a passés, je transmets tout de même quelques mots sans contexte : Bataplan, amourette, poubelles, sacs de sel, volley-soutenance, hippique, Paulo et ascenseur. Je remercie également nos némésis et amis : les membres de la team bleu qui, armés de leurs pyjamas, démontrent qu'il est possible de visiter une ville de manière diurne.

Je remercie aussi la team RU, nos discussions ont été un exutoire fort sympathique. Comment parler du RU, sans faire une ode au négativisme de Pierre, à la ténacité de Caps et à l'avarice du capitaine Crabs. Désormais, grâce à vous je saurai tous les jours ouvrés à quelle heure il est 30 ou 45, tout simplement merci! Je remercie également la MAC, sa team A (vous vous y reconnaitrez peut-être), l'homme qui court en doudoune et le « ROI » du gainage : objectif Carcan 2020 pour le podium de toute l'équipe! Je remercie aussi les membres assidus de la cafétéria, ainsi que plus généralement tous les doctorants du LCTS (Thomas-David aussi). L'ambiance qui y règne, grâce à vous, est propice à réaliser des travaux « de bonne facture » dans la joie et la bonne humeur. Je n'aurais pu imaginer meilleure atmosphère pour réaliser ma thèse, et en souhaite tout autant aux nouvelles générations de thésards. J'espère que les années qui vous attendent au LCTS seront aussi enrichissantes et passionnantes qu'elles l'ont été pour moi.

Je remercie également mes amis, de wht, de la bute, et de l'Enseirb. Savoir que l'on peut toujours compter sur vous même après les années me fait très plaisir. J'espère tous vous revoir très vite. Je tiens finalement à remercier toute ma famille, ceux qui ont pu assister à la soutenance comme ceux qui n'ont malheureusement pas pu. Vous êtes un soutien inébranlable, et vous avez toujours su m'encourager.

Table des matières

Table des matières	vii
Liste des figures	xi
Liste des tableaux	xix
Introduction	1
Contexte de l'étude	1
Objectifs et plan de la thèse	3
1 Caractérisation expérimentale du comportement en flexion de la jonction tissée en CMC	5
1.1 Présentation du matériau et choix de la méthode expérimentale	6
1.1.1 Fabrication de la pièce de structure en CMC	6
1.1.2 Mécanismes d'endommagement des CMC SiC/SiC BN-MI	9
Endommagement des constituants élémentaires	11
Scénario d'endommagement d'un composite SiC/SiC BN-MI [0/90]	11
1.1.3 Méthode expérimentale	15
Choix de l'instrumentation	15
Dispositif expérimental	18
1.2 Essai de flexion de la jonction tissée	21
1.2.1 Correction du déplacement imposé	22
1.2.2 Endommagements initiaux des jonctions composites testées	25
1.2.3 Cas des éprouvettes de plus faible rigidité : B1 et C1	25
1.2.4 Cas des éprouvettes de rigidité intermédiaire : B2 et E1	29
1.2.5 Cas particuliers : G2 et D1	29
1.3 Conclusion	32
1.3.1 Proposition d'un scénario d'endommagement	32
1.3.2 Vérification des hypothèses via la partie numérique	34
2 Segmentation de préformes textiles à partir de micro-tomographies à rayons X par une approche variationnelle	35
2.1 Position du problème	36
2.1.1 Approche géométrique	36
2.1.2 Approche basée image	38
2.2 Principe et données d'entrées	39
2.2.1 Principe de la segmentation variationnelle	39
2.2.2 Modèle géométrique initial	40
2.2.3 Masque binaire de la préforme textile	42
2.2.4 Directions locales	42
2.3 Calcul de l'énergie de ressemblance	44
2.3.1 Voxelisation du modèle géométrique	44
2.3.2 Ressemblance en niveau de gris E_g	44
2.3.3 Ressemblance en direction E_d	45

2.3.4	Régularisation et gestion de l'interpénétration	45
2.4	Algorithme d'optimisation du modèle géométrique	45
2.4.1	Approche itérative à deux échelles	46
2.4.2	Optimisation heuristique locale	46
2.5	Résultats et discussion	47
2.5.1	Analyse de la convergence de l'algorithme	47
2.5.2	Dépendance aux données d'entrées	50
2.5.3	Comparaison aux autres méthodes de la littérature	52
2.5.4	Capacités de notre approche	53
2.6	Conclusion	55
3	Modélisation à l'échelle mésoscopique de l'endommagement de la jonction tissée 3D	57
3.1	De la préforme au composite	58
3.1.1	Génération de maillage à l'échelle mésoscopique	58
Maillage conforme	58	
Maillages voxelisés	61	
Génération d'un maillage conforme à partir d'une image	63	
Ajout de la matrice dans le cas de la jonction	67	
Maillage de la jonction tissée	69	
3.1.2	Orientation locale des éléments finis	69
3.1.3	Propriétés élastiques des constituants	71
3.2	Modélisation de l'endommagement à l'échelle de la méso-structure	71
3.2.1	Rappel du scénario d'endommagement à reproduire	71
3.2.2	Choix des modèles d'endommagement	72
3.2.3	Modèle d'endommagement continu	74
3.2.4	Comportement des éléments matriciels	75
3.2.5	Comportement transverse des fils	76
3.2.6	Comportement longitudinal des fils	78
3.3	Simulation simplifiée de la flexion de la jonction	81
3.3.1	Conditions aux limites	81
3.3.2	Définition des grandeurs d'intérêts	82
3.3.3	Initiation macroscopique de l'endommagement	82
3.3.4	Localisation des endommagements	83
3.4	Conclusion	86
4	Méthode d'enrichissement de modèle macroscopique à partir de la connaissance de la méso-structure du matériau	89
4.1	Modèle macroscopique informé de la méso-structure	90
4.1.1	Position du problème	90
4.1.2	Obtention du maillage macroscopique de la jonction composite tissée	92
4.1.3	Modèle stratifié équivalent	92
4.2	Comparaison méso / macro	94
4.2.1	Description du cadre de comparaison méso / macro	94
4.2.2	Résultats et discussions	99
4.2.3	Distinction des erreurs de discrétisation et de modélisation	105
4.3	Conclusion	107
5	Confrontation numérique et expérimentale	109
5.1	Application de la démarche de modélisation au cas de l'éprouvette B1	110
5.1.1	Construction du modèle	110
5.1.2	Définition des quantités d'intérêts	112
5.1.3	Premières confrontations essai / calcul	113
5.1.4	Premier bilan	116

5.2	Sensibilité de la simulation aux conditions aux limites	116
5.2.1	Conditions aux limites issues de la CIN	116
5.2.2	Étude paramétrique des conditions aux limites	119
5.2.3	Influence de la position du poinçon	119
5.2.4	Influence du désalignement du poinçon	122
5.2.5	Influence de l'inclinaison du poinçon	123
5.2.6	Influence de l'épaisseur de la zone de contact poinçon / pièce	125
5.2.7	Bilan sur les conditions limites	126
5.3	Sensibilité de la simulation à l'arrangement local du tissage	127
5.4	Sensibilité de la simulation à la présence d'un pore dans la matrice, localisé au sein du renfort fibreux	128
5.5	Sensibilité à un endommagement initial	131
5.5.1	Endommagement initial à l'intersection entre la zone matricielle et le renfort	132
5.5.2	Endommagement initial situé au centre de la zone riche en matrice	134
5.5.3	Cas particulier des éprouvettes C1 et B1	135
5.6	Conclusion	141
5.6.1	Résumé de l'étude paramétrique	141
5.6.2	Synthèse	142
	Conclusion	145
	Conclusion générale	145
	Perspectives	147

Liste des figures

1	Illustration d'un moteur aéronautique civil : les composites à matrice céramique ont vocation à intégrer la zone chaude du moteur.	1
2	Description des échelles caractéristiques des composites à matrice céramique.	2
1.1	Micrographie d'une section transverse d'un fil de la pièce étudiée.	6
1.2	Exemples de préformes obtenues par tissage : Un tissé 2D [67] (a); des tissés 3D [31, 64] (b) et (c); tissage 3D orthogonal [131] (d).	7
1.3	Exemples de préformes en forme de T [18].	7
1.4	Schéma de la pièce de structure étudiée.	8
1.5	Tissage 3D de la zone singulière.	9
1.6	Micrographie d'une section de la zone d'intérêt d'une éprouvette testée (a) et proposition de sa division en sous-domaines (b).	10
1.7	Courbe de contrainte/déformation et énergie acoustique cumulée typiques du comportement d'un CMC SiC/SiC BN-MI [124].	10
1.8	Principaux mécanismes d'endommagement des fils à l'échelle des constituants : (a) dans le sens longitudinal [51] et (b) dans le sens transverse [114].	12
1.9	Scénario d'endommagement classique du matériau SiC/SiC BN-MI [0/90] [113].	13
1.10	Représentation 3D d'une éprouvette (a) et représentation 2D des conditions aux limites de l'essai de flexion de la zone singulière (b).	16
1.11	Vue globale du dispositif de flexion de tissage multi-instrumenté dans la machine de traction INSTRON 4505.	19
1.12	Montage de flexion de tissage 3D.	20
1.13	(a) Montage avec deux capteurs d'émission acoustique, (b) cartographie post-essai de la portion de tissage opposée à la jonction testée (en contact avec la plaque d'aluminium) et (c) empreinte caractéristique de la pièce sur l'aluminium.	21
1.14	Schéma de la découpe de la pièce de structure en huit tronçons.	21
1.15	Courbes de force normalisée / déplacement des six essais retenus.	22
1.16	Position des zones sur lesquelles les champs de déplacement sont mesurés pour calculer le déplacement réellement subi par la jonction tissée.	23
1.17	Méthode de correction du déplacement imposé pour les éprouvettes B1 (a, c, e) et C1 (b, d, f) : en haut (a, b) sont présentées les comparaisons des déplacements imposés par rapport aux déplacements mesurés au niveau de la zone centrale de la pièce (fig 1.4). Au centre (c, d) ce sont les différentiels de déplacement mesurés sous le poinçon et dans la zone centrale qui sont comparés avec la consigne. Les rapports entre les déplacements imposés et les déplacements subis par les éprouvettes sont représentés en bas (e, f).	24
1.18	Courbes de force normalisée / déplacement corrigé des six essais retenus.	25
1.19	État d'endommagement initial de chaque zone singulière testée.	26
1.20	Éprouvette B1 : analyse des premiers paliers de chargement.	27
1.21	Éprouvette B1 : analyse du troisième palier de chargement.	28
1.22	Éprouvette B1 : analyse du dernier palier de chargement.	28
1.23	Analyse de l'essai C1.	30
1.24	Analyse des essais E1 et B2.	31

1.25 Analyse de l'essai G2 (a) et comparaison des formes des zones riches en matrice (b).	31
1.26 Analyse de l'essai D1.	32
1.27 Scénarios d'endommagement proposés.	33
2.1 Illustration des méthodes de génération de matériaux virtuels : modèles TexGen d'un tissé 2D et d'un tissé 3D (resp. a et b) [153]; méthode de relaxation d'un tissage représenté par des macro-fibres [44]. Et représentation du phénomène d'interpénétration entre entités géométriques qui perturbe la génération de maillage EF [191].	37
2.2 Génération de structures mésoscopiques complexes avec une méthode virtuelle alimentée par des observations expérimentales.	37
2.3 Illustration de la difficulté de définir le contour d'un fil : pour un fil (a), le problème se pose quand des fibres proches du fil ne lui sont pas adjacentes; Pour des fils accolés (b), le choix de leur frontière est ambiguë.	38
2.4 Schématisation de l'algorithme de poursuite [25] (a); Illustration des inconsistances topologiques rencontrées par cette méthode (b).	39
2.5 Données d'entrées de l'algorithme : μ CT utilisée pour seuiller le masque de la préforme (a), directions locales des fils calculées à partir du tenseur de structure de l'image (b) et modèle géométrique initial (c).	40
2.6 Représentation géométrique d'un fil : chaque fil est décrit par une ligne moyenne et une série de sections transverses le long de cette ligne (en bas à gauche). Les paramètres des sections sont fonction du choix de représentation : elliptique ou polygonale (droite).	40
2.7 Méthode de discrétisation fonction de la courbure locale utilisant la distance de Hausdorff (a); Exemples de discrétisations des lignes moyennes de fils en fonction de leurs courbures locales (b).	42
2.8 Étape de pré-optimisation préconisée dans le cas de la jonction tissée : modèle géométrique initial avec $\theta = 0$ (a) et modèle géométrique initial pré-orienté (b); Choix des paramètres de l'ellipse a et b initiaux qui assurent le bon fonctionnement de cette étape (c et d).	43
2.9 Une coupe de la μ CT (a) avec son histogramme de niveau de gris (b). Les masques obtenus de la préforme pour trois valeurs seuils (c).	43
2.10 Illustration de la méthode de voxelisation d'un tronçon : dans le cas elliptique (a) et dans le cas polygonal (b)	44
2.11 Schéma de l'approche itérative à deux échelles.	46
2.12 Résultat typique obtenu avec notre approche : la μ CT de la texture tissée 3D (gauche) et le modèle optimisé correspondant (droite).	47
2.13 Évolution de la géométrie des fils durant le processus d'optimisation pour le modèle présenté sur la figure 2.12. Pour un panel d'itérations sélectionnées, le modèle en construction est représenté au dessus de la μ CT correspondante.	49
2.14 Évolution des composantes de la mesure de ressemblance E durant l'optimisation. Les traits verticaux correspondent aux itérations illustrées sur la figure 2.13.	50
2.15 Mise en place de la pièce étudiée dans le tomographe.	51
2.16 Influence de la qualité de la μ CT sur le calcul de direction local. Les directions calculées sont représentées par des glyphes colorées en fonction de leur orientation (en haut) pour un calcul sur un μ CT pleine résolution (gauche) et la même μ CT sous-résolue (droite). Les modèles correspondants obtenus avec notre approche sont visibles en dessous.	52
2.17 Modèles résultants d'une segmentation manuelle (droite) et d'une approche géométrique elliptique (gauche).	52
2.18 Illustration des possibilités de notre approche. μ CT (gauche) et modèles segmentés correspondants (droite) pour un composite oxyde/oxyde (haut) et pour la jonction tissée de notre étude (bas).	54

2.19	Illustration d'un résultat de reconnaissance de section transverse de fil par une méthode de machine learning [106].	56
3.1	Illustration de deux exemples de maillage conforme, construits à partir d'un modèle géométrique proposé par Drach [44](a-b) et par Couégnat [30] (c). Pour gérer l'interpénétration du modèle dans ces exemples les sections des fils ont été réduites et des éléments matricielles sont systématiquement présents entre les fils.	59
3.2	Volume interpénétré (visible en rouge) dans le modèle géométrique optimisé avec notre méthode (en haut), visualisation similaire en ayant masqué les fils z (en bas) pour trois optimisations dont les paramètres de convergence sont identiques : (a), (b) et (c).	61
3.3	Trois exemple de voxelisation du modèle géométrique obtenus à partir de l'algorithme de segmentation variationnelle; Ils sont différenciés par la taille de voxel utilisée pour le représenter.	62
3.4	Illustration du phénomène de "marche d'escalier" sur un calcul EF [37] (a); Comparaison de champs de contrainte calculés avec un maillage voxel à gauche et un maillage conforme à droite [42] (b).	63
3.5	Illustration de l'utilisation des méthodes "marching cube" et d'avancée de front dans le cas d'un composite tissé 2D [130]; Labellisation de la μ CT (a) et maillage conforme correspondant (b).	64
3.6	Illustration de l'influence des paramètres géométriques du maillage conforme pour une même discrétisation voxelisée du modèle géométrique. Pour les cas (a) et (b), les paramètres sont mal choisis et le modèle voxelisé sous-jacent est toujours visible. Dans le cas (c), le choix est adapté et permet d'obtenir un maillage acceptable.	66
3.7	Illustration du maillage d'un fil (à gauche), du champ de contrainte dans le sens transverse σ_{11} (au milieu) et de la prédiction des lieux d'amorçage de l'endommagement via l'application d'un critère de rupture en contrainte max. (à droite) pour les différents maillages : (a) "Marching Cube", (b) <i>Delaunay</i> , (c) maillage hexa et (d) maillage voxels [113].	67
3.8	Vue en coupe de la zone riche en matrice d'une μ CT de la pièce après imprégnation du cru de poudre SiC (a) et cartographie au microscope numérique de la vue correspondante de la pièce infiltrée (b).	68
3.9	μ CT de la jonction tissée (fils et matrice) (a), image 3D du modèle du composite (fils et matrice) (b) et image du modèle obtenu avec la segmentation variationnelle (c).	69
3.10	Maillage mésoscopique de la jonction tissée : les éléments matriciels ont été masqués sur le (a) alors que l'intégralité des éléments est visible en (b).	70
3.11	Définition des orientations des repères matériau des éléments grâce au model géométrique : (a) labellisation du modèle géométrique par tronçon (chaque tronçon est associé à un repère géométrique) et (b) deux représentations des repères matériau de chaque EF : la direction des fibres est représentée en bleu.	70
3.12	Rappel du scénario d'endommagement de la jonction tissée en CMC : discrétisation de la pièce en zones et localisation des évènements d'endommagement.	72
3.13	Représentations de l'endommagement des éléments matriciels; Schéma de la fissuration matricielle que l'on souhaite modéliser (a) et évolution des paramètres du modèle dans la direction I (b).	76
3.14	Schéma de la fissuration intra-fil transverse que l'on souhaite modéliser.	77
3.15	Exemples de calculs d'endommagement à l'échelle micro pour une sollicitation (a) en traction uniaxiale et (b) en cisaillement plan. Les cartographies montrent l'évolution des variables d'endommagement (*) au pic de contrainte moyenne et (**) après rupture de la cellule [113].	77

3.16 Représentation des mécanismes d'endommagement longitudinaux de fil que l'on souhaite représenter : (a) fissuration précoce du domaine matriciel et (b) reprise du chargement par les fibres. Schéma de l'évolution des paramètres du modèle dans la direction l (c).	79
3.17 Dispersion de la contrainte à rupture F_{fibre}^l en fonction des tailles des élément mésoscopiques.	81
3.18 Conditions aux limites simplifiées de l'essai de flexion de la jonction tissée.	82
3.19 Courbe force / déplacement du noeud maitre M .	83
3.20 Volume endommagé à la fin de la simulation : ** (instant visible sur la figure 3.19).	84
3.21 Illustrations de l'endommagement de la jonction tissée. Des vues en coupes des champs mécaniques simulés sont superposées à l'image du modèle géométrique méso. Les déformations principales (a), les contraintes principales (en MPa) (b) et les contraintes maximales des fils (en MPa) (c) sont représentées à la fin du domaine élastique (*) et après la reprise du chargement (**). Ces deux instants du calcul sont visibles sur la figure 3.19.	85
3.22 Illustrations de l'endommagement de la jonction tissée. Deux vues en coupes des champs mécaniques simulés sont superposées à l'image du modèle géométrique méso. Les déformations principales (a), les contraintes principales (en MPa) (b) sont représentées après la reprise du chargement (**) (instant visible sur la figure 3.19). Contrairement à la figure 3.21, le plan de coupe a été choisi entre deux rangées de fils de trame. Les résultats de la figure 3.21 sont rappelés à droite à titre de comparaison.	86
3.23 Modèle EF à l'échelle mésoscopique d'une pièce dimensionnée comme les éprouvettes d'essais.	88
4.1 Méthode d'enrichissement du modèle macroscopique à partir de l'image du jumeau numérique de la pièce.	93
4.2 Illustrations des quatre maillages macroscopiques utilisés. Ils sont comparés au maillage mésoscopique de référence (visible en haut).	95
4.3 Comparaison des tailles de mailles macroscopiques considérées avec les dimensions caractéristiques de la méso-structure.	96
4.4 Diffusion des propriétés dues à l'enrichissement du modèle macroscopique : cartographies des taux de matrice des éléments (0 : fil — 1 : matrice).	97
4.5 Distribution des taux de matrices des éléments pour les quatre tailles de maille macroscopiques considérées.	98
4.6 Illustration des approximations d'orientation des éléments dues à l'enrichissement du modèle macroscopique. Distribution des différences angulaires des fils de trame entre les modèles macroscopiques (1.66×, 2.5×, 5×) et le modèle macroscopique fin (a); Cartographie des différences angulaires sur une vue en coupe entre le modèle macroscopique le plus grossier et le plus fin (b).	98
4.7 Courbes force normalisée/déplacement des modèles macroscopiques considérés. Ils sont comparés à la référence mésoscopique.	99
4.8 Comparaison des champs de contraintes principales simulés avant l'apparition de l'endommagement : instant (*).	101
4.9 Illustration des endommagements simulés à l'instant (**) du calcul (cf. figure 4.7). Les déformations principales sont représentées au dessus de l'image du jumeau numérique de la pièce.	102
4.10 Illustration des endommagements simulés à l'instant (***) du calcul (cf. figure 4.7) : Déformations principales représentées au dessus de l'image du jumeau numérique de la pièce.	104

4.11 Distinction des erreurs de modélisation et de discrétisation comisent avec le modèle macroscopique enrichi : schématisation de la méthode pour associer aux éléments un volume de filtre plus important (a). Trois cas sont considérés : le maillage fin (1×) et le maillage grossier (5×) associés à des tailles de filtre correspondantes à leurs tailles de maille respectives (resp. à gauche et à droite), et un cas intermédiaire possédant la taille de maille fine et la taille de filtre grossière (au centre). Les contraintes principales avant l’amorçage de l’endommagement (b) et les déformations principales obtenues après l’amorçage de l’endommagement (c) correspondantes à chaque cas sont visibles en dessous.	106
5.1 Illustration de l’éprouvette considérée dans ce chapitre : la B1 (cf. chapitre 1). Plusieurs vues de la μ CT de la pièce sont à gauche et les vues correspondantes du modèle géométrique segmenté avec notre approche sont présentées à droite.	111
5.2 Modèles éléments finis de l’éprouvette considérée dans ce chapitre (B1) : modèle mésoscopique à gauche et modèle macroscopique enrichi 2.5× à droite. Les éléments macroscopiques sont labellisés en fonction de leur constituant principal : chaîne (blanc), trame (rouge) ou matrice (bleu).	112
5.3 Courbe force normalisée / déplacement simulé avec le modèle macroscopique enrichi, superposée aux résultats expérimentaux des éprouvettes B1 et D1. Les deux courbes expérimentales choisies forment l’enveloppe de la dispersion des résultats expérimentaux.	113
5.4 Représentation des événements d’endommagement qui ont lieu au cours de la simulation : les cinq mécanismes modélisés sont représentés en nombre d’apparitions cumulées. L’activité d’endommagement cumulée est superposée à la courbe force normalisée / déplacement (orange).	114
5.5 Illustration des événements d’endommagement qui ont lieu au cours de la simulation : endommagement matriciel (a), endommagement matriciel intra-fil transverse des fils de chaîne (b), endommagement matriciel intra-fil transverse des fils de trame (c), endommagement matriciel intra-fil longitudinal des fils de trame (d) et ruptures de fibres des fils de trame (e) sont représentés pour quatre incréments du calcul EF.	115
5.6 Schématisation de l’évolution de l’effort maximal à chaque instant du calcul sélectionné sur le graphique de la figure 5.4.	116
5.7 Superposition de l’image de l’enveloppe matricielle du modèle et de la surface de la pièce sur laquelle est réalisée la CIN (a). L’objectif est de récupérer les champs cinématiques pour les ré-appliquer sur les bords du modèle. Deux bords sont considérés : la surface opposée au tissage en flexion (b) et la surface de transition de la zone modélisée et du centre de la pièce (c).	117
5.8 Schémas des deux méthodes considérées : application du champ cinématique interpolé directe en chaque nœud du modèle (a) et application d’un champ moyen sur un nœud maître lié de manière distribuée aux nœuds de surface (b).	118
5.9 Illustrations des pathologies rencontrées lors de l’application des conditions aux limites issues de la CIN.	119
5.10 Schéma de l’étude paramétrique concernant la variation de la position du poinçon.	120
5.11 Courbes force normalisée / déplacement des simulations réalisées avec des positions de poinçon variables.	120
5.12 Représentation des volumes matriciels endommagés à la fin de chaque simulation (b) pour les positions du poinçon simulées (a).	121
5.13 Schéma de l’étude paramétrique concernant la variation de l’orientation du poinçon par rapport à la pièce.	122
5.14 Courbes force normalisée / déplacement des simulations pour différentes orientations du poinçon.	122
5.15 Représentation du volume matriciel endommagé à la fin de la simulation (b) pour chaque orientation du poinçon (a).	123

5.16 Schéma de l'étude paramétrique concernant la variation de l'inclinaison du poinçon.	124
5.17 Courbes force normalisée/déplacement des simulations pour différentes inclinaisons du poinçon.	124
5.18 Représentation du volume matriciel endommagé à la fin de la simulation pour chaque inclinaison du poinçon : 0° (a), 1° (b), 2° (c) et 3° (d).	125
5.19 Courbes force normalisée / déplacement des simulations pour deux épaisseurs de zone d'application de la condition limite illustrées sur la figure 5.20a.	125
5.20 Représentation du volume matriciel endommagé à la fin de la simulation (b) pour chaque épaisseur de poinçon (a).	126
5.21 Second tissage étudié segmenté à partir d'une autre portion de la μ CT de la même pièce de structure (b) comparé visuellement au tissage de la pièce B1 (a).	127
5.22 Courbes force normalisée / déplacement des deux tissages considérés (cf. figure 5.21).128	128
5.23 Analyse des événements d'endommagement. Les localisations des endommagements matriciels sont représentées pour deux instants : juste après le domaine élastique (a) et pour la dernière étape du calcul (b) (étapes visibles sur la figure 5.22).	128
5.24 Schéma de l'étude paramétrique concernant la présence d'un pore (a) et schéma de la méthode de représentation de la porosité (b).	129
5.25 Courbe force normalisée / déplacement pour le modèle comportant un pore initial positionné au centre du tissage et sous l'application de la condition limite en déplacement (cf. figure 5.26a).	130
5.26 Analyse des événements d'endommagement. La position du pore initiale est illustrée en (a) et les localisations des endommagements matriciels sont représentées pour deux instants : juste après le domaine élastique (b) et pour la dernière étape du calcul (c) (étapes visibles sur la figure 5.25).	130
5.27 Positionnement des endommagements initiaux étudiés dans cette section (a) et schéma de la méthode de modélisation d'un endommagement initial qui s'inscrit dans la démarche de modélisation utilisée (b).	131
5.28 Courbe force normalisée / déplacement pour trois fissures initiales positionnées à l'intersection entre la zone matricielle et le tissage fléchi : la première est traversante (T) (cf. figure 5.29a), la deuxième n'est présente que sur la moitié de l'éprouvette (M) (cf. figure 5.31a) et la troisième est située au centre de l'éprouvette (C) (cf. figure 5.31c).132	132
5.29 Analyse des événements d'endommagement : la position de la fissure initiale est décrite en (a), l'évolution des volumes endommagés est détaillée en (b), et les localisations des endommagements matriciels sont représentés en (c) pour les trois étapes du calcul repérées sur le graphique (b).	133
5.30 Faciès de rupture de l'éprouvette E1.	133
5.31 Analyse des événements d'endommagement. Les positions des endommagements initiaux sont décrites en (a et c) et les localisations des endommagements matriciels sont représentées en (b et d) juste après le pseudo domaine élastique.	134
5.32 Courbe force normalisée / déplacement pour la fissure initiale positionnée au centre de la zone riche en matrice (cf. figure 5.33).	134
5.33 Analyse des événements d'endommagement. La position de la fissure initiale est décrite en (a) et les localisations des endommagements matriciels sont représentées pour deux instants : juste après le domaine élastique (b) et pour la dernière étape du calcul (c) (étapes visibles sur la figure 5.28T).	135
5.34 Représentation post-mortem de la surface de l'éprouvette C1.	136
5.35 Courbe force normalisée / déplacement pour trois fissures initiales plongées dans la zone matricielle (repère 3 sur la figure 5.27) : la première est traversante (T) (cf. figure 5.36a) et la deuxième n'est présente que sur la moitié de l'éprouvette (M) (cf. figure 5.37).	136

5.36	Analyse des événements d'endommagement. La position de la fissure initiale est décrite en (a) et la localisation des endommagements matriciels juste après le pseudo domaine élastique en (b) (étape visible sur la figure 5.35T).	137
5.37	Positionnement de la fissure initiale plongée dans la zone matricielle et positionnée sur la moitié de l'éprouvette.	137
5.38	Représentation des événements d'endommagement qui ont lieu au cours de la simulation : les cinq mécanismes modélisés sont représentés en nombre d'apparitions cumulées. L'activité d'endommagement cumulée est de plus superposée à la courbe force normalisée / déplacement (orange).	138
5.39	Analyse des événements d'endommagement. Les localisations des endommagements matriciels sont représentées pour quatre instants visibles sur la figure 5.38) en (a) et la représentation du champ de contraintes principales pour les deux premiers instants considérés est visible en (b).	140
5.40	Représentation du faciès de rupture de l'éprouvette B1 à partir des moyens de mesure décrits au chapitre 1 : cartographie au microscope à gauche d'une des surface de l'éprouvette et calcul de CIN à droite de l'autre surface.	141
5.41	Courbes force normalisée / déplacement des modèles ayant le plus d'influence sur le comportement de la jonction tissée : la position la plus critique du poinçon et les trois fissures initiales traversantes, repérées (1, 2 et 3) sur la figure 5.27a. Les résultats sont superposés à la dispersion expérimentale (représentée en bleu clair).	142
5.42	Principe de la méthode de zoom structurale (1) et intérêt de l'utilisation d'un calcul macro enrichi dans le cadre de cette méthode (2).	149

Liste des tableaux

2.1	Valeurs de E_g , E_d et E_i pour les modèles illustrés sur la figure 2.17 (modèle elliptique et segmentation manuelle) et pour le modèle obtenu avec notre approche (fig. 2.12).	53
3.1	Propriétés élastiques des constituants élémentaires de la jonction CMC [118]. Les modules sont exprimés en GPa.	71
3.2	Valeurs numériques des contraintes à rupture des modèles d'endommagement considérés.	81
4.1	Grandeurs qui différencient les quatre modèles macroscopiques étudiés, comparés au modèle mésoscopique de référence.	95
5.1	Évolution de la rigidité apparente en fonction de la position de l'application du chargement.	121
5.2	Évolution de l'effort à rupture en fonction de l'inclinaison du chargement.	125
5.3	Classement des sensibilités aux paramètres étudiés : pas d'influence (=), peu d'influence (+), influence constaté jusqu'au changement potentiel de la séquence d'endommagement (++) , influence forte sur les trois quantités d'intérêt sélectionnées de cette étude (+++).	141

Introduction

Contexte de l'étude

L'augmentation drastique du trafic aérien prévue pour les années à venir, couplée aux nouvelles exigences écologiques liées au changement climatique, poussent les constructeurs et les motoristes aéronautiques à repenser le design des moteurs afin d'améliorer leurs performances et de réduire leur impact environnemental. Pour les trente prochaines années, l'ACARE "Advisory Council for Aviation Research and innovation in Europe" a notamment fixé comme objectif de réduire de 75% les émissions de CO_2 et de 90% celles de NO_x [1].

L'un des leviers technologiques envisagé pour atteindre ces objectifs concerne le changement de la nature des matériaux utilisés pour la fabrication d'avion. En effet, une diminution de la masse de l'avion conduit à la baisse significative de sa consommation en carburant. Les composites à matrice organique (CMO), légers et dotés de bonnes caractéristiques mécaniques, ont peu à peu remplacé des solutions métalliques dans les parties structurales de l'avion, mais aussi dans les zones froides du moteur. La part de CMO dans les avions est ainsi passée de 5% dans l'A300 (1972) à 53% dans l'A350 (2013).

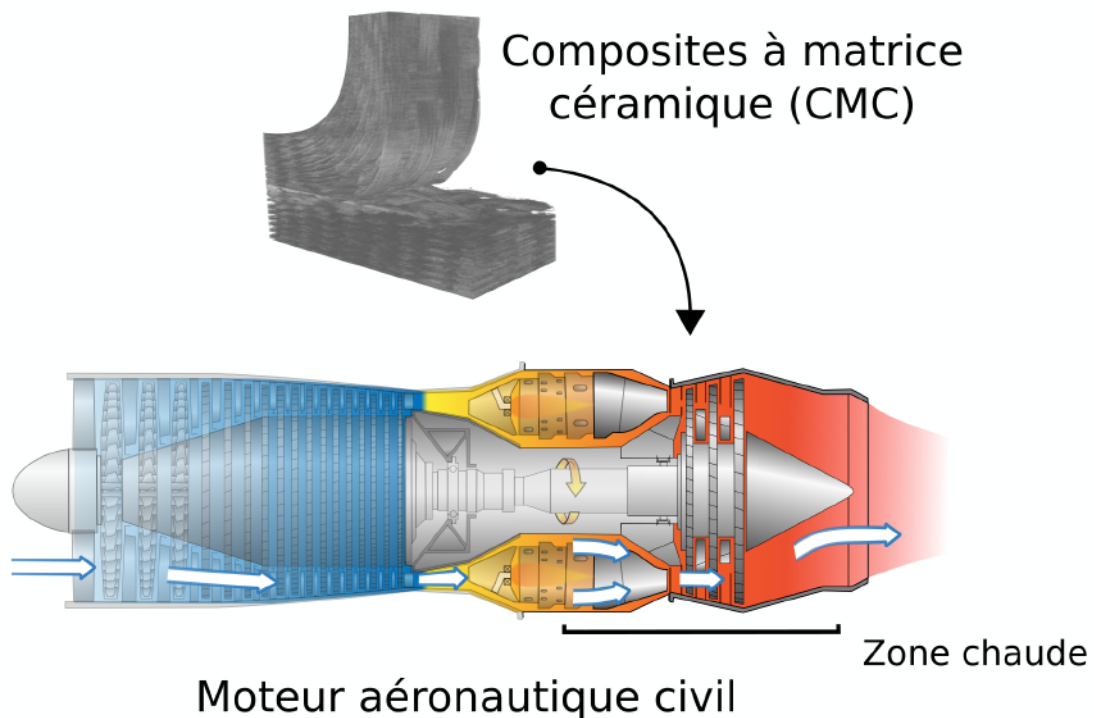


FIGURE 1 – Illustration d'un moteur aéronautique civil : les composites à matrice céramique ont vocation à intégrer la zone chaude du moteur.

Dans la zone chaude du moteur, illustrée sur la figure 1, l'enjeu est double. En effet, l'introduction de composites à matrice céramique (CMC) SiC/SiC permettra non seulement de contribuer à la diminution générale de la masse de l'appareil, mais aussi d'atteindre des températures de fonctionnement de moteur bien supérieures. Ces matériaux possèdent d'excellentes propriétés mécaniques et thermiques jusqu'à 1500°C qui garantissent leur capacité et leur stabilité à ces températures extrêmes. Le changement de technologie dans les zones chaudes des moteurs devient alors l'un des enjeux des futures générations de moteurs. Selon la NASA, l'augmentation de la température de fonctionnement du moteur à 1500°C, et donc la réduction du besoin de refroidissement de la zone chaude du moteur pourrait permettre de réduire de 6% la consommation de carburant [62], ce qui se traduira par une économie annuelle de l'ordre du million de dollars par moteur et par an.

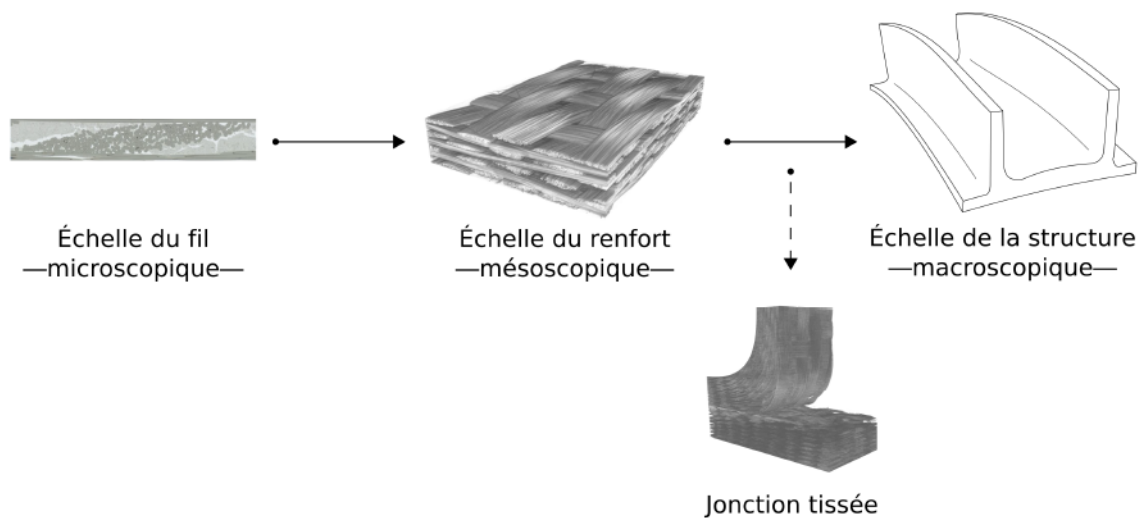


FIGURE 2 – Description des échelles caractéristiques des composites à matrice céramique.

La contrepartie de telles performances à très haute température est que les composites en général, et les CMC sont des matériaux complexes. En effet, ils sont hétérogènes, architecturés et multi-échelles, comme l'illustre la figure 2. On distingue premièrement l'échelle **microscopique** (micro) comme l'échelle des constituants élémentaires. Elle caractérise notamment la composition interne des fils (paquets de fibres infiltrés). L'ordre de grandeur qui lui est associé est inférieur au millimètre.

Arrive ensuite l'échelle **mésoscopique** (méso). Elle décrit l'architecture interne du composite. Dans notre étude, elle est de l'ordre de grandeur du centimètre. C'est à cette échelle que l'on peut évaluer l'arrangement local du renfort fibreux, le plus souvent tissé pour les CMC. Cette échelle est souvent associée à un motif élémentaire, qui est ensuite répété suffisamment de fois pour former la structure du composite.

Cela nous amène à la troisième échelle caractéristique, l'échelle de la structure, c.-à-d. l'échelle **macroscopique** (macro). Cette dernière permet de décrire la forme des pièces en composite. Les dimensions des pièces peuvent varier significativement en fonction de l'application visée (aube et arrière corps par exemple) et vont de quelques centimètres au mètre.

Dans notre cas, la dimension caractéristique de la pièce étudiée se limite à une dizaine de centimètres. Les échelles méso et macro ne sont donc pas complètement séparables. Notre étude va, de plus, se focaliser sur un détail de cette structure : la jonction composite tissée. S'apparentant à un raidisseur, ce détail se situe à la frontière entre l'échelle méso et l'échelle macro, telles que nous les avons définies. En outre, le textile utilisé pour former cette cornière est complexe, la pièce étant

intégralement tissée (cf. figure 2 en bas). C'est donc directement la préforme textile qui donne la géométrie de la pièce. Dans ce manuscrit, nous avons qualifié cette portion de la pièce de "zone singulière", par commodité de langage. Bien qu'elle puisse favoriser l'apparition de singularité mécanique au sens strict du terme, le nom de cette zone n'a pas été choisi dans ce sens. Nous nommerons ce détail de structure "zone singulière" d'un point de vue géométrique, étant donné qu'il se détache du concept de volume élémentaire représentatif (VER) matériau et textile associé aux CMC dans la littérature.

Le comportement de la pièce CMC étudiée est difficile à appréhender *a priori* du fait du lien étroit entre sa dimension et celles de ses hétérogénéités. L'intégration de cette pièce dans le moteur implique, de plus, un chargement thermo-mécanique complexe, qui interagit avec le CMC aux différentes échelles. Jusqu'à présent, des modèles macroscopiques homogénéisés étaient utilisés pour dimensionner ce type de pièce. Ces modèles sont certainement valides pour des structures de plus grande dimension, mais pour la cornière étudiée, les hypothèses de séparabilités des échelles, permettant une vision complètement homogénéisée, ne sont clairement pas applicables. Des résultats antérieurs de simulation du comportement de la jonction obtenus avec une vision macroscopique n'ont pas permis de prévoir de manière satisfaisante l'effort maximal et la localisation des premiers endommagements. Ce constat est à l'origine de cette thèse. Pour simuler la tenue d'une structure comme la jonction composite tissée, il faut comprendre et représenter les interactions du chargement avec la méso-structure. Dans le cadre de ces travaux, nous nous sommes intéressés à la réponse de la jonction composite tissée à une sollicitation mécanique de type flexion / cisaillement. Dans ce cas, le gradient de chargement est du même ordre de grandeur que les hétérogénéités de la jonction. Il faudra évaluer ces interactions expérimentalement pour en retirer les mécanismes prépondérants. L'objectif sera ensuite de proposer des modèles numériques pour être capable de reproduire le comportement singulier de la jonction tissée pour ce type de chargement.

Objectifs et plan de la thèse

La thèse a donc pour objectif principal de modéliser et de simuler efficacement le comportement mécanique d'une zone singulière d'une pièce de structure en CMC.

Il faut premièrement être capable de comprendre ce comportement. C'est pourquoi, le premier axe de travail concerne l'analyse expérimentale de la jonction composite tissée sous sollicitation couplée de flexion et de cisaillement. En se basant sur les études proposées dans la littérature sur VER textile, nous nous sommes demandés en quoi le comportement mécanique de la jonction se démarquait de celui d'une zone courante de matériau. Il faut donc vérifier que les mécanismes élémentaires d'endommagement connus des CMC tissés sont bien retrouvés dans le cas de la jonction. Également, il sera nécessaire de juger à quel point la séquence d'endommagement d'un CMC est modifiée par l'architecture textile particulière de la jonction. Un **premier chapitre** traitera la partie expérimentale de la thèse. Après avoir introduit le matériau de l'étude, nous expliciterons la démarche expérimentale de flexion de la jonction tissée proposée. Puis, nous verrons en quoi la jonction se différencie d'une zone courante de matériau en proposant plusieurs scénarios d'endommagement.

Une fois la connaissance du comportement mécanique de la jonction acquise, nous pouvons aborder le problème du point de vue numérique. Le postulat de départ est qu'un modèle homogénéisé de la jonction ne suffit pas pour simuler correctement son comportement. Nous devons donc estimer quelle quantité d'information matériau est à renseigner dans ce modèle numérique pour reproduire correctement le comportement mécanique de la jonction. La première idée est de représenter explicitement la méso-structure dans un modèle numérique. Comme nous réaliserons à terme une comparaison essai / calcul, il est préférable de construire les modèles nu-

mériques directement à partir du matériau existant et des éprouvettes testées. L'objectif est de labelliser et d'individualiser les fils de la préforme à partir d'une micro-tomographie à rayon-X (μ CT) du matériau. Dans le **deuxième chapitre**, nous présenterons la méthode de segmentation variationnelle développée, qui permet de construire un modèle géométrique représentatif d'une structure tissée à partir d'une μ CT du matériau.

À partir de la représentation géométrique du tissage issue de la segmentation, nous allons ajouter la partie matricielle pour créer un jumeau numérique du matériau. Nous verrons dans le **troisième chapitre** comment à partir de ce jumeau numérique construire un modèle de calcul éléments finis (EF) à l'échelle mésoscopique. Nous expliciterons les lois d'endommagement implémentées pour représenter les mécanismes d'endommagement élémentaires des CMC. Les simulations réalisées à l'échelle méso montrent que d'une part le niveau de description du modèle mésoscopique est suffisant pour reproduire de manière satisfaisante le comportement de la jonction. D'autre part, la résolution du problème à cette échelle nécessite beaucoup de ressources informatiques et la question de la nécessité absolue d'un tel niveau de détail sera posée.

Les modèles macro homogène et méso forment ainsi les bornes du modèle optimal, qui doit être à la fois représentatif et efficace. L'idée est alors d'utiliser un niveau de description intermédiaire. L'objectif est de construire un pont entre les échelles méso et macro, en filtrant l'information méso dans un modèle qui ne la représente pas explicitement. Dans le **quatrième chapitre**, une méthode d'enrichissement de modèle macro à partir du jumeau numérique du matériau sera décrite. Une comparaison méso / macro enrichi sera menée pour identifier le niveau de description nécessaire de la méso-structure.

La confrontation des résultats numériques et expérimentaux sera finalement traitée dans le **cinquième chapitre**. Après une comparaison directe, nous étudierons la sensibilité des résultats numériques à divers paramètres. L'objectif est d'abord d'évaluer l'influence de variations des conditions limites expérimentales sur les résultats numériques. Finalement, nous utiliserons la chaîne d'outils développée pour analyser l'influence de la variabilité matériau des éprouvettes testées dans la partie expérimentale.

Ces travaux ont été réalisés dans le cadre du PRC MECACOMP, un projet de recherche co-financé par la DGAC et le groupe SAFRAN, piloté par le groupe SAFRAN et impliquant le groupe SAFRAN, l'ONERA et le CNRS. La thèse s'inscrit dans une démarche plus globale d'amélioration de méthodes de dimensionnement pour des pièces de structure composite.

Chapitre 1

Caractérisation expérimentale du comportement en flexion de la jonction tissée en CMC

Sommaire

1.1 Présentation du matériau et choix de la méthode expérimentale	6
1.1.1 Fabrication de la pièce de structure en CMC	6
1.1.2 Mécanismes d'endommagement des CMC SiC/SiC BN-MI	9
1.1.3 Méthode expérimentale	15
1.2 Essai de flexion de la jonction tissée	21
1.2.1 Correction du déplacement imposé	22
1.2.2 Endommagements initiaux des jonctions composites testées	25
1.2.3 Cas des éprouvettes de plus faible rigidité : B1 et C1	25
1.2.4 Cas des éprouvettes de rigidité intermédiaire : B2 et E1	29
1.2.5 Cas particuliers : G2 et D1	29
1.3 Conclusion	32
1.3.1 Proposition d'un scénario d'endommagement	32
1.3.2 Vérification des hypothèses via la partie numérique	34

1.1 Présentation du matériau et choix de la méthode expérimentale

L'objet d'étude de la thèse est la zone singulière d'une pièce de structure aéronautique en composite à matrice céramique (CMC) développée par Safran Ceramics. La pièce possède une double cornière obtenue à l'issue d'un procédé de fabrication spécifique, décrit dans la section 1.1.1, et nécessitant une architecture textile 3D particulière à l'échelle mésoscopique. La forme macroscopique de la pièce lui permet d'assurer plusieurs fonctions au sein du moteur. C'est notamment sa fonction de liaison avec un autre module du moteur qui nous intéresse dans ces travaux de thèse. En effet, cette liaison implique un chargement mécanique de la pièce, qui interagit fortement avec sa méso-structure. Les mécanismes d'endommagement caractéristiques des CMC modèles, présentés dans la sous-section 1.1.2, sont attendus en réponse à ce chargement. L'objectif est alors de comprendre les spécificités du comportement endommageable de cette structure, où les notions méso- et macroscopique sont étroitement liées. La définition d'une démarche expérimentale visant à caractériser l'effet d'un tel chargement sur la méso-structure du matériau constitue la section 1.1.3. Enfin, dans la section 1.2, les résultats des essais de flexion de la jonction tissée sont présentés.

1.1.1 Fabrication de la pièce de structure en CMC

Fibre SiC : Le matériau CMC étudié est composé de fibres longues de SiC (Carbure de Silicium). Les fibres utilisées sont des Hi-Nicalon de type S (Hi-NiS) [80]. Elles possèdent un diamètre moyen d'environ $12\mu\text{m}$ et un module élevé de 420 GPa. Ces fibres sont stables jusqu'à 1600°C , garantissant une résistance mécanique, une résistance au fluage et une stabilité thermique à ces températures extrêmes. Les propriétés à rupture de ces fibres ne sont pas déterministes [22], elles feront l'objet d'une discussion dans la section 1.1.2.

Armure du composite : Les fibres sont rassemblées sous forme de fils, qui sont ensuite tissés pour former la préforme textile (ou armure) du matériau. C'est le cas du matériau de l'étude, qui est composé de fils d'environ 500 fibres, un exemple de fil appartenant à la pièce étudiée est visible sur la figure 1.1. Les dimensions caractéristiques des sections transverses des fils sont de l'ordre du millimètre en largeur pour cinq à dix fois moins en hauteur.

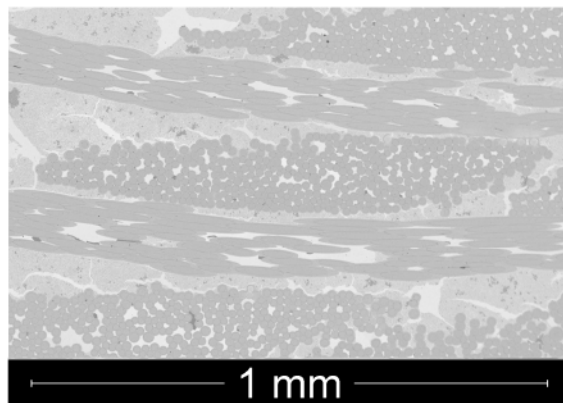


FIGURE 1.1 – Micrographie d'une section transverse d'un fil de la pièce étudiée.

L'armure est tissée sur des métiers à tisser permettant de réaliser des préformes textiles plus ou moins complexes [104]. Il existe d'abord des composites 2D, formés de plis empilés, illustrés sur la figure 1.2 (a). N'ayant pas de renfort dans l'épaisseur, ils sont sensibles au délaminage. On trouve ensuite des composites tissés 3D. Le motif de tissage est plus complexe, des fils sont utilisés pour solidariser les plis entre eux. Leur nombre ainsi que la quantité de plis traversés peuvent varier, comme le montre la figure 1.2 (b, c et d). La nature anisotrope transverse des fils rend alors le choix du motif de tissage très important vis-à-vis du comportement souhaité du composite. Les fils hors

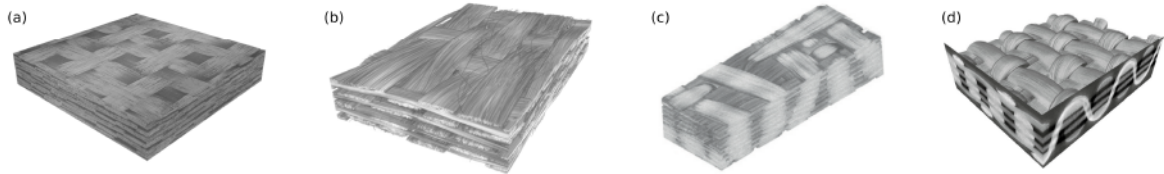


FIGURE 1.2 – Exemples de préformes obtenues par tissage : Un tissé 2D [67] (a); des tissés 3D [31, 64] (b) et (c); tissage 3D orthogonal [131] (d).

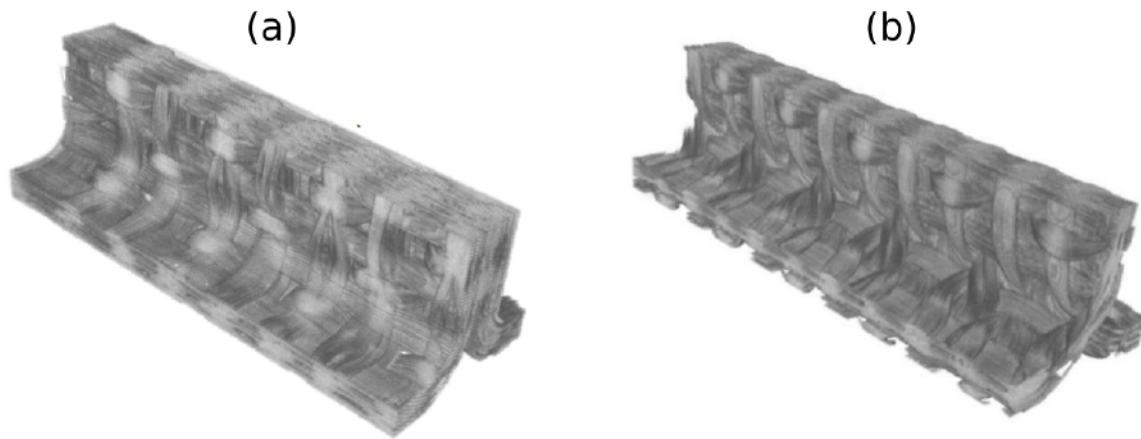


FIGURE 1.3 – Exemples de préformes en forme de T [18].

plan vont par exemple améliorer la rigidité du composite dans le sens hors-plan. Ces motifs de tissage peuvent être répétés un certain nombre de fois dans les directions du plan, créant ainsi une plaque composite. Ils sont alors considérés comme des volumes élémentaires représentatifs (VER) textiles de la plaque composite.

Tissé 3D structural : Les pièces composites utilisées pour les besoins industriels nécessitent des designs de tissage encore plus complexes, qui vont dépendre de leur fonction. Des formes de pièces en L ou en T sont alors courantes pour des applications structurales, p.ex. des raidisseurs [160]. Les volumes élémentaires textiles présentés sur la figure 1.2 ne sont alors plus représentatifs des zones dans lesquelles le matériau adopte une forme complexe. C'est notamment le cas des tissages présentés sur la figure 1.3, pour lesquels deux solutions sont présentées pour réaliser un composite en forme de T . La solution (b) va être préférée pour rigidifier la structure. Le tissage nécessite d'être pris en compte à l'échelle mésoscopique pour appréhender numériquement le comportement de cette jonction [18].

Le design macroscopique de la pièce de structure étudiée est visible sur la figure 1.4. Sa forme macroscopique est obtenue à partir d'un unique tissage. Celui-ci possède une épaisseur e dans la zone centrale, et il est désentrelacé à mi-hauteur sur les extérieurs A et B . Les moitiés supérieures des tissages des deux extérieurs sont ensuite fléchies à angle droit, donnant à la pièce sa forme de double cornière. On distingue alors trois zones dans la pièce où les tissages diffèrent : la zone centrale C , les portions de tissage F qui prolongent les moitiés fléchies et les portions de tissages D qui prolongent les moitiés droites. De part et d'autre de la pièce, ces trois portions de tissage sont jointes par deux zones de jonction de tissage en forme de L . Ces jonctions de tissage forment alors des zones singulières au sein du matériau. Les travaux de la thèse s'intéressent exclusivement à ces zones singulières considérées individuellement.

Une jonction de tissage est illustrée sur la figure 1.5. On distingue les fils de chaîne, disposés dans le sens de la longueur de la pièce, et les fils de trame orientés perpendiculairement.

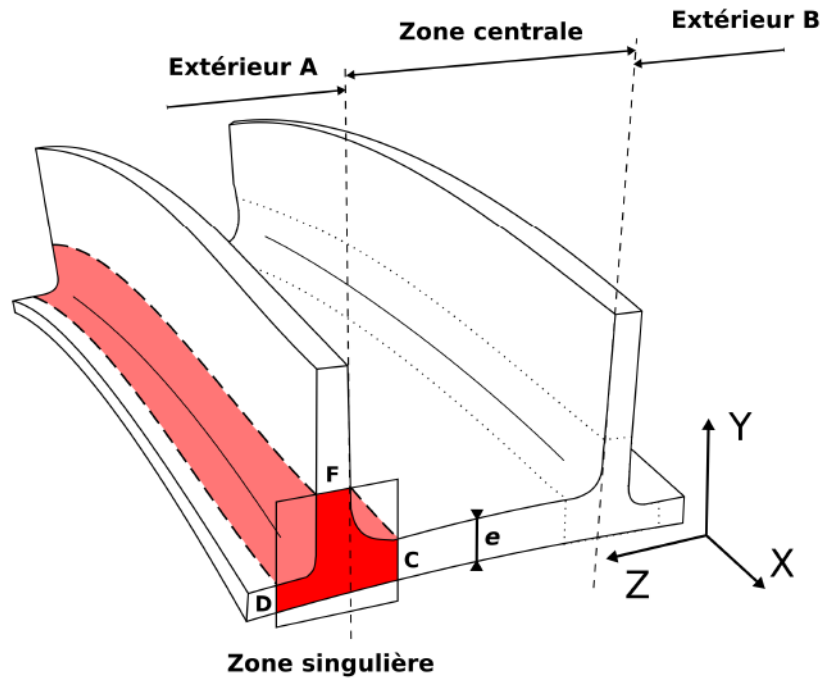


FIGURE 1.4 – Schéma de la pièce de structure étudiée.

D'un point de vue textile, les fils de trame ondulent autour des fils de chaîne qui ont des lignes moyennes moins sinueuses. En partant de la frontière avec la zone C, l'armure s'apparente à un tissé 3D d'épaisseur e entrelacé sur plusieurs rangées de fils. Au niveau de la jonction des tissages, des fils de trame changent d'orientation passant progressivement de 0° à 90° (vers la zone F). Suivant l'arrangement local des fils de chaîne voisins, ce changement d'orientation est plus ou moins abrupt. De plus, l'architecture textile ainsi formée présente des zones où le tissage est localement compact. Les sections transverses des fils de trame situées dans ces zones (par exemple dans la zone entourée en rouge sur la figure 1.5) diffèrent de la section décrite sur la figure 1.1. Les sections des fils peuvent évoluer d'une forme quasi-elliptique à une forme plus circulaire dans ces zones où les fils sont comprimés.

Matrice SiC BN-MI : La préforme textile ainsi formée, la fabrication du composite est poursuivie par l'ajout d'un dépôt d'interphase de nitrure de bore (BN) [132, 133]. L'interphase est déposée sur les fibres par un procédé d'infiltration chimique en phase vapeur (Chemical Vapor Infiltration : CVI). Son rôle est de dévier les fissures matricielles afin qu'elles n'endommagent pas les fibres, tout en assurant le transfert de charge entre les fibres et la matrice. Une première densification par CVI de SiC [38, 29] va ensuite permettre de consolider la préforme. Par la suite, la préforme va être imprégnée dans une barbotine composée de poudre céramique (SiC). Finalement le procédé d'infiltration de la matrice par voie liquide [108] (Melting Infiltration : MI) est appliqué. Il consiste à imprégner du silicium liquide au sein de cette préforme poreuse pour former une matrice de SiC. Les deux stades de fabrication intermédiaires (préforme consolidée avant et après l'ajout de poudres céramiques) du matériau sont primordiaux pour ces travaux. En effet, la démarche de modélisation présentée dans les chapitres suivants se base sur l'utilisation de micro-tomographies à rayon-X (μ CT) du matériau pour créer des modèles numériques. Une fois le matériau complètement infiltré, les composés du matériau (fibres SiC et matrice SiC) ont la même absorption des rayons X, ils ne sont plus discernables en μ CT. Les μ CT du matériau réalisées au cours de la thèse, discutées de manière exhaustive dans le **chapitre 2**, ont donc été réalisées à un stade de fabrication intermédiaire du composite, c.-à-d. quand le tissage est mis en forme et avant l'infiltration du MI.

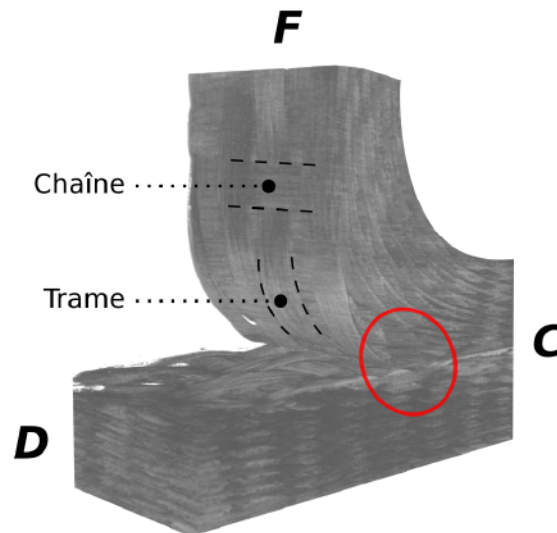


FIGURE 1.5 – Tissage 3D de la zone singulière.

Composition mésoscopique de la zone singulière : Après l'étape MI, le matériau possède la méso-structure visible sur la micrographie à gauche de la figure 1.6. Le niveau d'infiltration de la zone singulière est très élevé, si bien que l'on n'observe pas de pore. Des endommagements pré-essais sont visibles dans la matrice sur les éprouvettes que l'on a utilisées pour cette étude expérimentale. On les attribue principalement à l'usinage des éprouvettes d'essai. Ces non-idéalités pourraient se retrouver dans les pièces, leur effet sur son comportement mécanique sera traité dans la suite de ce chapitre. Une zone A composée exclusivement de matrice est utilisée pour remplir l'espace entre les deux portions de tissage qui se séparent, ce qui est courant pour ce genre de jonction [72, 183, 147]. Outre la zone matricielle, une seconde zone se démarque du reste du tissage : la zone B. Sur deux rangées de fils de trame, le tissage y est plus relâché, laissant plus de place à la matrice. Plus loin, vers les zones C, D et F de la pièce (figure 1.4), le tissage est plus compact, le matériau se rapproche alors plus du VER. Finalement, une dernière zone se détache dans la zone singulière : la zone C de jonction des tissages. Dans celle-ci le matériau est le plus compact, entraînant des variations de section des fils comme discuté précédemment. Deux rangées de fils de trame de la zone F, et deux rangées de fils de trame de la zone D vont alors s'entrelacer, formant un tissé 3D qui se poursuit dans la zone C.

En plus de l'arrangement textile utilisé pour obtenir la forme en L de la pièce, la zone matricielle va aussi présenter des singularités qui sont exacerbées sur la jonction. Toutes ces différences par rapport au VER textile modifient le comportement mécanique endommageable de la zone singulière par rapport à celui du matériau en zone courante. La section suivante détaille les mécanismes d'endommagement du matériau en zone courante disponibles dans la littérature, pour ensuite définir une démarche expérimentale qui a pour objectif d'évaluer les spécificités du comportement de la zone singulière étudiée.

1.1.2 Mécanismes d'endommagement des CMC SiC/SiC BN-MI

Le matériau composite à matrice céramique SiC/SiC BN-MI possède un comportement macroscopique élastique endommageable. Des cycles de charge/décharge mettent en évidence une diminution progressive du module élastique apparent et l'apparition de déformations résiduelles lors des décharges, comme le montre la figure 1.7. Ces déformations résiduelles sont en fait des conséquences de la fissuration des composants du matériau. En effet, tous les composants du matériau, les fibres et la matrice, ont un comportement élastique fragile. La capacité du matériau à se multi-fissurer lui permet d'atteindre une déformation macroscopique importante avant de rompre.

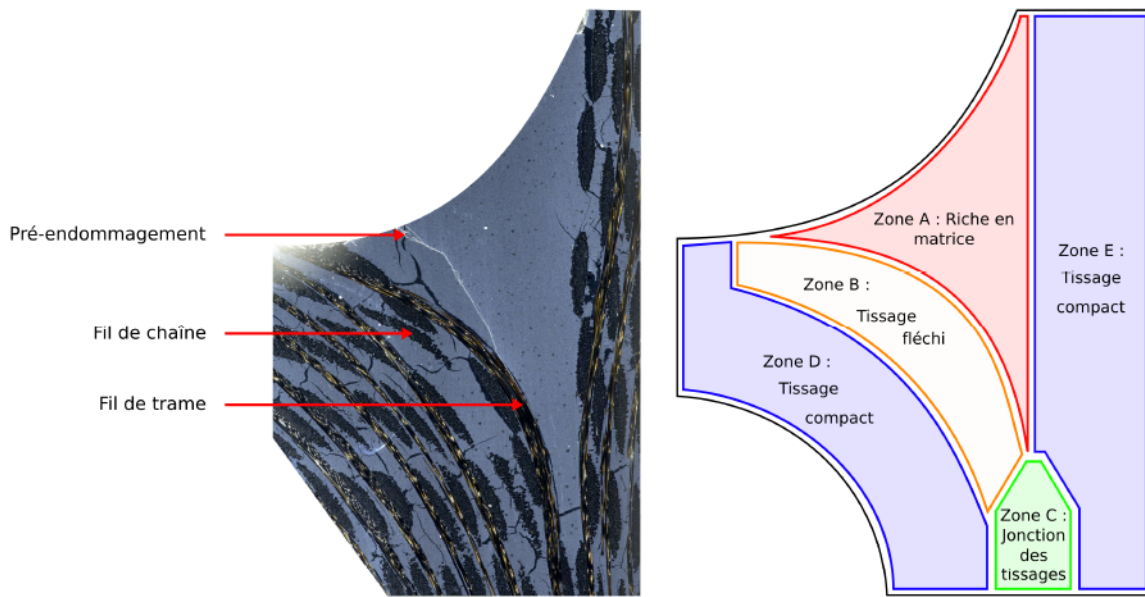


FIGURE 1.6 – Micrographie d'une section de la zone d'intérêt d'une éprouvette testée (a) et proposition de sa division en sous-domaines (b).

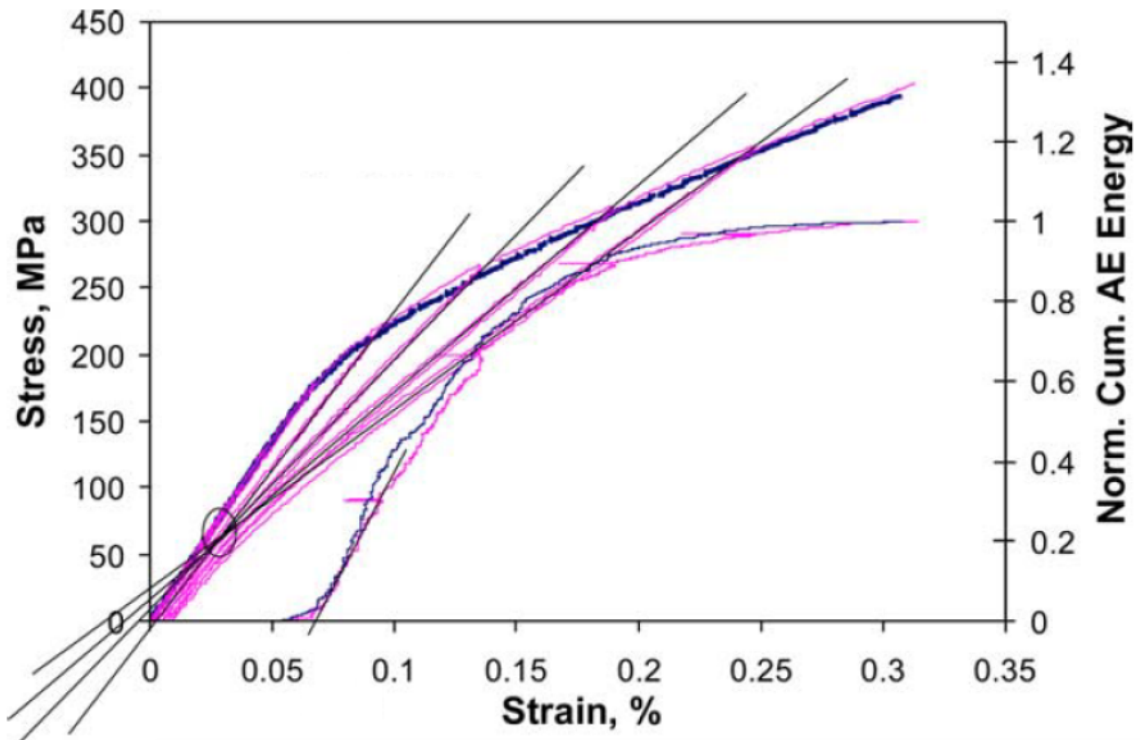


FIGURE 1.7 – Courbe de contrainte/déformation et énergie acoustique cumulée typiques du comportement d'un CMC SiC/SiC BN-MI [124].

Endommagement des constituants élémentaires

On distingue trois principaux phénomènes d'endommagement à l'échelle des constituants élémentaires : la fissuration matricielle, la décohésion fibre/matrice et la rupture des fibres. La matrice inter-fil étant une céramique monolithique et isotrope, son comportement est élastique fragile. Elle a cependant la capacité de se multi-fissurer quand elle est entourée d'une architecture textile [124]. L'endommagement des fils dépend quant à lui de la direction de la sollicitation. Lorsqu'une fissure matricielle en mode I (direction des fibres) se développe, cas visible sur la figure 1.8a, l'interface fibre/matrice peut dévier la fissure en mode II [51]. Cela entraîne la formation de décohésions fibre/matrice et des frottements sur les interfaces. La progression de la fissure est alors gênée par ces phénomènes qui dissipent l'énergie de fissuration. Des modèles micro-mécaniques ont été proposés dans la littérature [20, 197] pour simuler ce phénomène. La fissuration matricielle dénude ensuite les fibres qui reprennent le chargement [98].

Cas particulier des ruptures de fibres : Prises unitairement, les fibres ont une résistance à la rupture très dispersée [$\approx 1 - 4GPa$], dépendante de leur micro-structure et du taux de défauts critiques présents sur chaque fibre [43, 149]. Dans le cas d'un composite, un grand nombre de fibres supportent le chargement après la rupture matricielle (*a minima* un fil; chacun comportant 500 fibres). La résistance à rupture de ces fibres suit une distribution statistique de Weibull [22, 57]. Quand elles sont amassés en fil, et plus particulièrement en un réseau de fibres parallèles, un modèle proposé par Daniels [35] permet de décrire la rupture du réseau. Pour un nombre N de fibres de volume V subissant une contrainte σ , la probabilité P de rupture d'une fibre (la plus faible) suit la loi d'équation 1.1. Le volume de référence V_0 , le module de Weibull m et le paramètre d'échelle σ_0 sont des paramètres statistiques propres à chaque type de fibre. Pour la fibre Hi-Nicalon de type S : $m = 6.4$ et $\sigma_0 = 1289$ MPa [148] à température ambiante pour un volume de référence $V_0 = 1m^3$. Dans ce formalisme, quand une fibre rompt pour un chargement donné, le même chargement est partagé par le reste de l'ensemble fibreux. Plus les fibres rompent, plus la probabilité de la prochaine rupture est élevée. Il existe alors un taux critique de ruptures de fibres α amorçant systématiquement la rupture totale de l'ensemble fibreux [22] : $\alpha = 12.3\%$ pour la Hi-NiS [148].

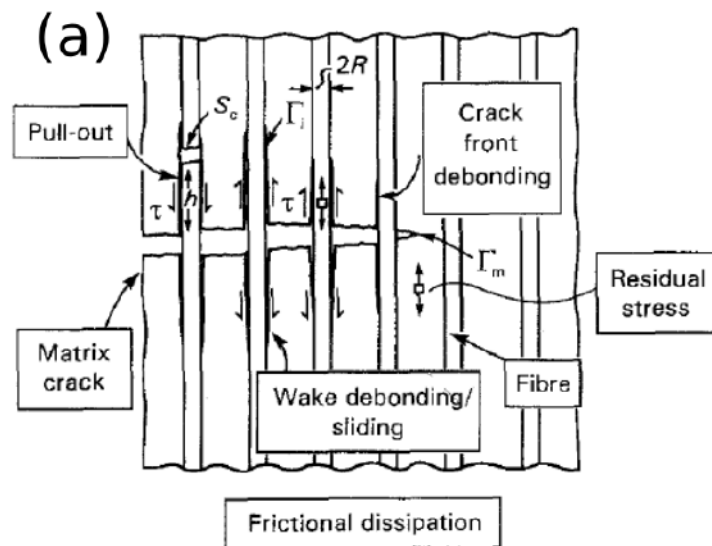
$$P(\sigma) = 1 - \exp \left[- \frac{V}{V_0} \left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^m \right] \quad (1.1)$$

Dans le cas où les fils sont chargés dans une direction perpendiculaire à celles des fibres, des décohésions aux interfaces fibre/matrice apparaissent [166, 113]. Un exemple est donné sur la figure 1.8b. Elles apparaissent en premier, et conduisent à la formation de fissures matricielles. Les micro-fissures matricielles joignent d'abord ces décohésions, créant une méso-fissure qui se propage vers l'extérieur du fil. Ces décohésions fragilisent alors les sens II et III des fils, qui sont donc moins rigides et moins résistants que la matrice monolithique inter-fil.

Scénario d'endommagement d'un composite SiC/SiC BN-MI [0/90]

Les premiers mécanismes d'endommagement des SiC/SiC BN-MI sont retrouvés indépendamment du type de structure mésoscopique du matériau [122]. Cependant, le scénario d'endommagement complet d'un matériau composite SiC/SiC BN-MI, autrement dit la chronologie exacte d'apparition des mécanismes d'endommagement des constituants élémentaires dépend de l'interaction entre le chargement et la disposition de la mésostructure [113]. Dans le paragraphe suivant, le scénario d'endommagement d'un composite SiC/SiC BN-MI ayant des fils orientés à 0° (direction du chargement) et 90° est présenté. Cette configuration a été étudiée plusieurs fois dans la littérature, notamment par Morsher [123, 121, 125] pour le matériau SiC/SiC BN-MI. Le schéma décrivant ce scénario est visible sur la figure 1.9.

Des fissures apparaissent en premier lieu en intra-fil, pour les fils qui sont transverses au chargement (orientés à 90°). Les décohésions fibre/matrice apparaissent les premières, suivies de fissures traversant la matrice intra-fil puis la matrice inter-fil. Ces fissures sont également appelées "tunnel



(b)

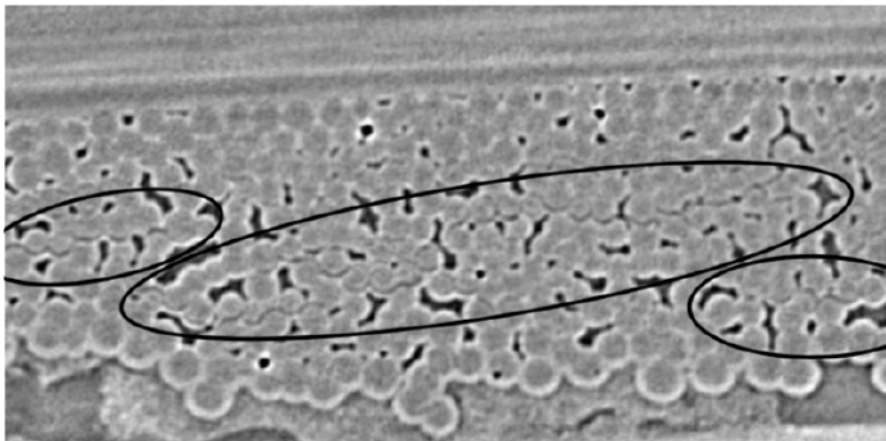


FIGURE 1.8 – Principaux mécanismes d'endommagement des fils à l'échelle des constituants : (a) dans le sens longitudinal [51] et (b) dans le sens transverse [114].

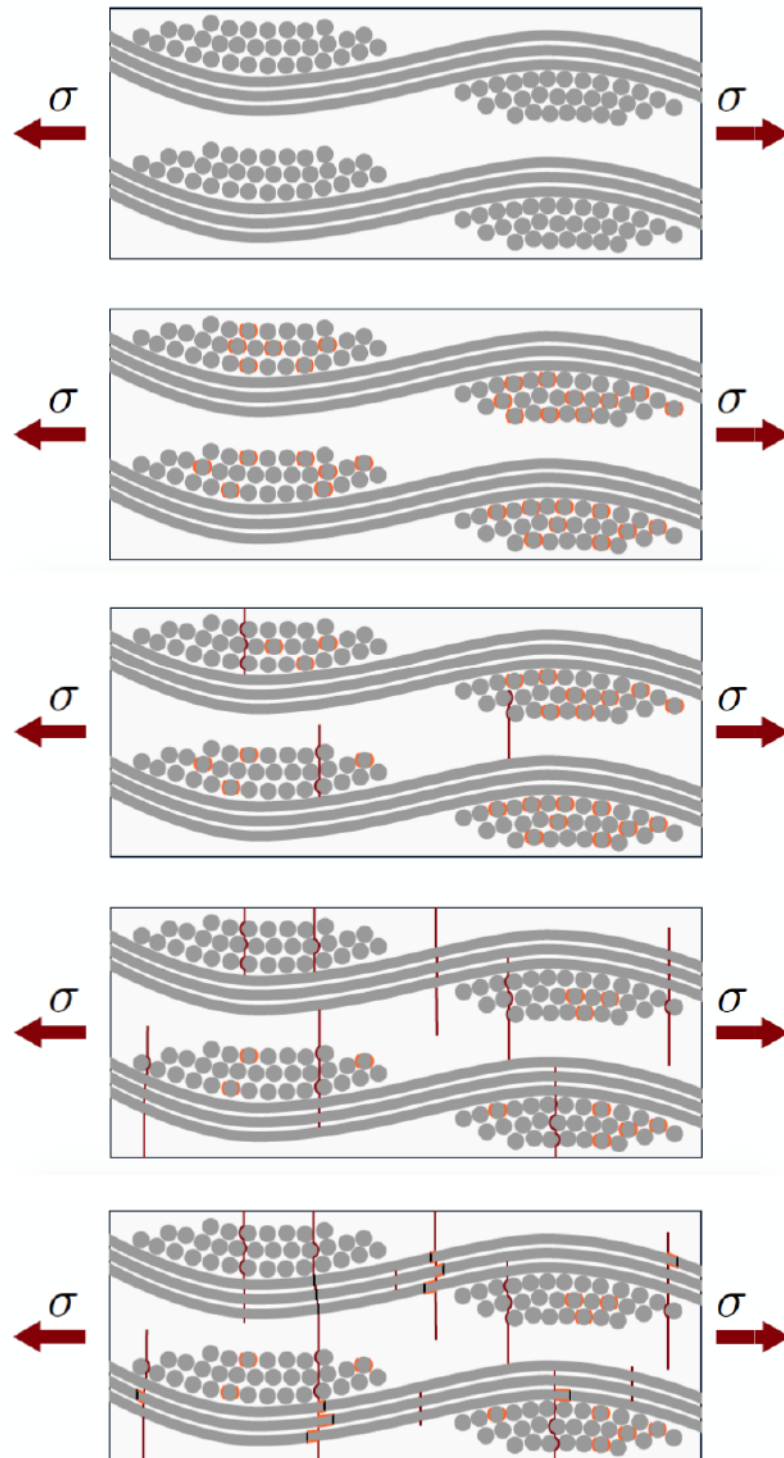


FIGURE 1.9 – Scénario d'endommagement classique du matériau SiC/SiC BN-MI [0/90] [113].

cracks" dans la littérature. L'ensemble fissuré jusqu'à présent est appelé "minimatrix", il regroupe la matrice inter-fil et les fils transverses au chargement. Ces "tunnel cracks" sont caractérisés par de nombreux évènements acoustiques de faible énergie [123, 91]. Le chargement augmentant, les fissures se propagent ensuite dans la matrice des fils parallèles à la direction du chargement. On parle alors de "through-thickness matrix cracks" ou TTMC. Ces fissures seront freinées par les phénomènes de déviation aux interfaces fibre/matrice. Elles sont caractérisées macroscopiquement par une chute du module apparent ainsi que des signaux acoustiques fortement énergétiques (cf. figure 1.7). Un nombre important de TTMC est observé avant la reprise du chargement par les fibres des fils longitudinaux. De plus, elles apparaissent séquentiellement en plusieurs endroits dans le composite. En effet, une TTMC fragilise localement le composite, entraînant la reprise du chargement par les fibres qui rigidifient localement le composite. Une redistribution de la charge va s'opérer rendant plus vulnérable d'autres zones du composite. Un état multi-fissuré de l'ensemble du composite est finalement observé avant la reprise du chargement par le renfort fibreux. Les fibres finissent par rompre conduisant à la ruine du composite. La signature acoustique de la rupture de fibre est alors la plus énergétique.

Effet de l'architecture tissée mésoscopique : Pour des architectures textiles plus complexes, l'effet de l'arrangement textile est du premier ordre sur le scénario d'endommagement [113]. En effet, la chronologie des évènements décrits au dessus est perturbée pour d'autres motifs de tissage. C'est notamment le cas pour un composite SiC/SiC BN-MI orienté à $\pm 45^\circ$ par rapport à la direction du chargement. Aucun fil n'étant directement perpendiculaire au chargement, les décohé-sions fibre/matrice n'apparaissent pas. Il n'y a plus de "minimatrix" à proprement parler, et les "tunnel cracks" trouvent leur origine dans les zones exclusivement matricielles inter-fil, particulièrement au niveau des bords du matériau. Les fissures traversent plus rapidement l'épaisseur du matériau, déviées suivant la direction des fils, et sont moins nombreuses. Cela s'explique par le fait que les transferts de charges dus à la reprise du chargement par les fibres longitudinales, observés sur le $[0^\circ/90^\circ]$, ne peuvent avoir lieu. Finalement, on en conclut que ni la chronologie, ni la densité de fissuration ne sont partagées par les deux architectures textiles, démontrant le rôle capital de la méso-structure.

Effet de la structure macroscopique : Le scénario d'endommagement des CMC SiC/SiC BN-MI a été établi pour des matériaux modèles comportant des tissages ne présentant pas de singularité comme décrit dans la section précédente. L'effet d'une structure macroscopique "hors VER" sur ce scénario d'endommagement n'est donc pas encore visible dans la littérature pour ce matériau. Ce type de structures a été étudié pour d'autres matériaux, mettant en évidence la réaction de zones singulières à un chargement de traction ou de flexion. On note ainsi des essais sur cornière [109], sur des jonctions en forme de L [181] et sur des jonctions en forme de T [73, 112, 184]. L'apparition de l'endommagement est alors guidée à la fois par les zones de sur-contraintes liées à la forme particulière de la pièce, mais aussi par l'interaction de ces sur-contraintes avec la méso-structure. Des observations micro-tomographiques *post mortem* montrent un état multi-fissuré dépendant de la méso-structure dans le cas de Yan [184]. En revanche, du fait de la complexité de ces structures, l'évolution de l'endommagement n'a été caractérisé que principalement à l'échelle macroscopique.

Les essais mécaniques ayant pour objectif de caractériser l'interaction d'un chargement mécanique avec une structure complexe en CMC SiC/SiC BN-MI sont présentés dans la sous-section suivante. Le cahier des charges de la méthode expérimentale est décrit ci-après.

Cahier des charges de la méthode expérimentale : Pour que la pièce rejoigne l'environnement moteur, elle doit assurer une liaison étanche avec un autre module de ce dernier. Cette liaison génère une pression sur le tissage fléchi, entraînant un chargement complexe au sein de la structure. L'objectif principal est de reproduire un chargement mécanique de ce type sur la structure. On suppose que la complexité de l'architecture textile de la jonction étudiée va entraîner des mo-

difications notables du scénario d'endommagement présenté au début de cette sous-section. On souhaite alors comprendre comment la forme macroscopique de la pièce, directement liée à son architecture textile mésoscopique, interagit avec un chargement mécanique. On va chercher à solliciter spécifiquement la zone singulière du matériau, en mettant en place une instrumentation suffisante pour permettre la visualisation des mécanismes d'endommagement propres aux SiC/SiC BN-MI. De plus, l'essai doit s'adapter à la forme particulière de la pièce. Il doit notamment permettre la sollicitation d'une seule des deux cornières à la fois, car une observation précise au microscope durant le chargement d'une zone d'intérêt l'exige. Il doit assurer le maintien en position de la pièce dans sa zone centrale (fig 1.4). L'objectif final de ces essais sera d'établir un scénario d'endommagement adapté à la zone singulière. Il sera différent de celui du $[0^\circ/90^\circ]$, notamment en terme de chronologie des événements ainsi qu'en terme de lieu d'amorçage de la fissuration.

1.1.3 Méthode expérimentale

L'objectif de la campagne d'essai est d'établir le scénario d'endommagement spécifique de la zone singulière sous une sollicitation mécanique. L'endommagement du matériau SiC/SiC BN-MI étant intrinsèquement lié à sa méso-structure, les essais réalisés ont été conçus pour permettre la compréhension de l'interaction entre la structure interne du composite et un chargement mécanique. Dans ce but, la pièce de structure a été divisée en tronçons d'épaisseur avoisinant le centimètre : cela permet de réduire la zone d'intérêt, facilitant l'instrumentation et rendant les informations de surface plus représentatives du volume de l'éprouvette. Une représentation volumique d'une éprouvette, montrant la zone d'intérêt, est illustrée sur la figure 1.10a. Le chargement mécanique consiste à imposer un déplacement relatif de la partie fléchie du composite par rapport au reste de la pièce, dans le but de créer une combinaison de flexion et de cisaillement. Une instrumentation suffisamment précise doit être mise en œuvre pour analyser l'endommagement de la zone singulière, les choix de mesures effectuées font l'objet de la sous-section 1.1.3. Finalement, un montage spécifique a été développé, et sera présenté dans la sous-section 1.1.3. Il permet l'application des conditions aux limites décrites sur la figure 1.10b et l'adaptation de l'essai aux choix d'instrumentation.

Choix de l'instrumentation

Pour suivre l'endommagement des composites SiC/SiC BN-MI, de nombreuses techniques expérimentales sont utilisées. On note par exemple : l'émission acoustique [124, 91], la corrélation d'image numérique surfacique ou volumique [113], l'observation microscopique *in situ* en surface [91, 113] et plus récemment les mesures électriques [154, 5]. Les choix effectués pour cette campagne d'essai ont été guidés par deux critères. Naturellement, ils ont été sélectionnés d'abord en fonction de leur pertinence vis-à-vis de leur capacité à mesurer les mécanismes d'endommagement caractéristiques des SiC/SiC BN-MI décrits dans la sous-section précédente. Mais ils doivent aussi s'adapter à la forme particulière de la pièce. Le suivi *in situ* des cinétiques d'endommagement volumique sous tomographe est très performant et beaucoup utilisé pour les composites tissés en zone courante, mais ne s'adapte pas facilement à la pièce de structure. Son utilisation nécessite un travail à part entière qui fait l'objet d'une autre thèse réalisée au LCTS [168], il n'a donc pas été utilisé ici. Parmi celles qui correspondent aux critères choisis, les observations directes de suivi de l'endommagement par microscopie numérique sur surface polie et par corrélation d'image sur surface mouchetée ont été sélectionnées. Ces deux informations surfaciques de part et d'autre de la pièce, sont complétées par une mesure de l'activité acoustique ainsi que par les acquisitions macroscopiques de la force transmise à la pièce et du déplacement qui lui est imposé. Ces techniques sont décrites dans les paragraphes suivants.

Suivi *in situ* de la cinétique de fissuration en surface : L'une des particularités de l'endommagement des matériaux composites fragiles est que les premières fissures peuvent se refermer lors

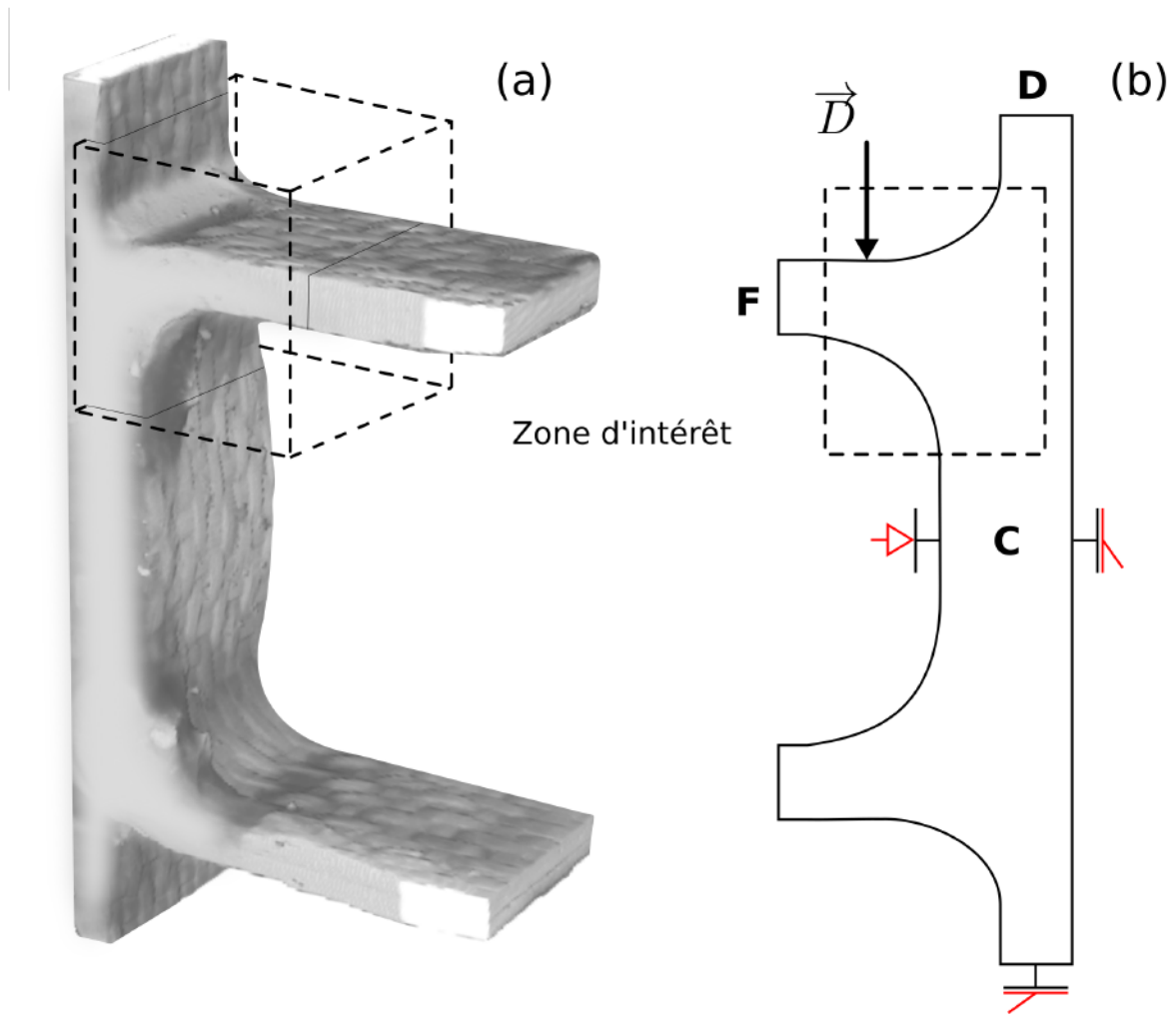


FIGURE 1.10 – Représentation 3D d'une éprouvette (a) et représentation 2D des conditions aux limites de l'essai de flexion de la zone singulière (b).

de la décharge de la contrainte appliquée. Si une acquisition est effectuée après la décharge du matériau, lors de cycles charge/décharge par exemple, elles ne sont potentiellement plus directement observables. Une instrumentation *in situ* permet de capturer l'état du matériau durant le chargement. Un microscope numérique est intégré au montage de flexion pour accomplir cette tâche. Pour visualiser nettement la fissuration, une résolution importante est nécessaire. Des paliers sont réalisés au cours du chargement permettant l'acquisition de cartographies de surface des échantillons. Durant ces paliers, le matériau est maintenu chargé en statique, pendant suffisamment de temps pour obtenir une cartographie haute résolution. Pour atteindre cette haute résolution, plusieurs images très résolues de la zone d'intérêt de l'éprouvette sont collectées et ensuite assemblées. Le microscope utilisé permet aussi d'effectuer une acquisition continue durant les phases de chargement, au prix d'une moins bonne qualité car la zone d'intérêt est capturée en une seule image. Ces vidéos permettent de capturer la cinétique de fissuration du composite, plus particulièrement dans les phases d'endommagement avancées. L'objectif de la microscopie numérique pour nos essais est de pouvoir relier directement les endommagements de surface à l'architecture textile.

Corrélation d'images numériques : L'une des surfaces de l'éprouvette est mouchetée pour créer un motif permettant de suivre les déplacements de l'éprouvette et de mesurer les déformations locales du matériau sous-jacent par corrélation d'images numériques (CIN). Cette technique consiste à déterminer le champ de transformation géométrique entre une image de référence et une image déformée. Une fois la série d'images acquise au cours du chargement, elles sont corrélées pour obtenir une mesure macroscopique quantitative des transformations géométriques (rotation, translation et déformation) subies par l'éprouvette. Une région d'intérêt (ou Region Of Interest : ROI) est sélectionnée sur l'image puis divisée en sous-surfaces indépendantes. Sur chacune d'entre elles, un algorithme de corrélation croisée et normalisée nommé "template matching" [94] de la bibliothèque scikit image [169] est utilisé pour déterminer le champ de transformation géométrique nécessaire pour passer d'une image à l'autre. Ce champ de déplacement est ensuite discrétisé sur une grille formée par les centres des sous-domaines, puis interpolé sur l'ensemble de la ROI pour obtenir un champ de transformation continu. Une attention particulière a été donnée au choix de la taille des sous-domaines de la ROI. Pour une mesure de déformation locale par exemple, un grand nombre de sous-domaines de petites tailles est souhaité : cela évite de trop moyenniser les champs mesurés. On note cependant une dépendance au bruit de la mesure pour des sous-domaines trop petits. Un compromis a alors été trouvé pour maximiser la précision des résultats. Des approches globales [74] permettent d'effectuer la corrélation directement sur l'ensemble de la ROI, évitant par exemple les erreurs dues à l'interpolation. Des approches régularisées par des *a priori* mécaniques [162] permettent d'éviter des incohérences non physiques, comme le déplacement d'un seul sous-domaine à travers la ROI qui maximise à tort sa ressemblance avec un autre sous-domaine. Ces deux dernières méthodes sont plus précises que celles utilisées, mais auraient nécessité des développements supplémentaires auxquels nous n'avons pas accordé la priorité.

La corrélation d'images numériques nous permet d'obtenir une mesure quantitative des champs de déplacement et de déformation de la surface de l'échantillon. Grâce aux informations obtenues sur la face opposée de l'échantillon, on pourra par exemple déterminer si un évènement est traversant.

De plus, pour les besoins de construction de modèles numériques, traités dans le **chapitre 2**, des μ CT du matériau ont été réalisées à un niveau de fabrication intermédiaire. L'analyse de ces μ CT nous a permis d'identifier la méso-structure située sous la surface mouchetée : les résultats de CIN seront tous présentés en transparence au dessus de la méso-structure.

Émission acoustique : L'émission acoustique (EA) est une technique non destructive qui permet de suivre en temps réel l'évolution de l'endommagement d'un matériau. Chaque phénomène d'endommagement, par exemple la fissuration matricielle ou encore la rupture de fibres, provoque la création d'ondes élastiques qui se propagent dans le volume. Des capteurs piézo-

électriques placés en surface du matériau peuvent convertir les vibrations émises par le matériau en signaux électriques. Plusieurs capteurs judicieusement placés permettent alors de localiser précisément la source d'émission acoustique dans le matériau [67]. L'objectif de l'émission acoustique pour nos essais de flexion de la jonction tissée est d'obtenir un contrôle de l'endommagement volumique. Par comparaison avec les mesures surfaciques, ce suivi permet d'estimer l'importance des événements de surface sur l'endommagement total de la pièce. La localisation précise des événements volumiques n'étant pas recherchée, un seul capteur est utilisé.

Mesure des grandeurs macroscopiques : Finalement, les grandeurs macroscopiques plus classiques, c.-à-d. la mesure de l'effort transmis et du déplacement imposé, sont enregistrées durant l'essai. Elles sont utiles pour identifier la sortie du domaine élastique linéaire en début d'essai, et pour caractériser l'endommagement d'un point de vue macroscopique en calculant la chute du module apparent.

Dispositif expérimental

Les essais de flexion de la jonction tissée ont été réalisés sur une machine classique de traction Instron 4505. Un extensomètre Instron de course $\pm 5\text{ mm}$ est placé sous la traverse pour mesurer précisément le déplacement imposé. La pièce est mise en position dans un montage adapté qui sera détaillé dans le paragraphe suivant. La sollicitation mécanique est réalisée via le mouvement relatif de l'éprouvette qui est solidaire de la traverse de la machine de traction, par rapport à un poinçon fixe. Le poinçon est un prisme à base triangulaire, son extrémité en contact avec la pièce forme un demi-cercle. Les essais ont été réalisés en imposant une vitesse de déplacement de la traverse de l'ordre du millimètre par minute. On fait varier cette vitesse en fonction de l'endommagement de la pièce. Pour une même éprouvette, deux essais sont réalisés : pour tester chacune de ses cornières.

Pour les analyses par corrélation d'images, une caméra équipée d'un éclairage annulaire est placée face à la surface mouchetée de l'éprouvette. Des photos de résolution les plus précises possibles pour observer l'apparition de l'endommagement au cours de l'essai sont acquises à une fréquence d'une image par seconde. Un microscope numérique "Keyence" muni d'un objectif Z20R est disposé de l'autre côté de l'éprouvette. Des acquisitions vidéos sont effectuées pendant les montées de chargement à une résolution de l'ordre du micron, la fréquence d'acquisition est de quinze images par seconde. Les cartographies prises entre les montées de chargement sont quant à elles acquises à une résolution encore plus fine, permettant de visualiser jusqu'aux événements intra-fil. Le microscope est positionné sur une platine trois axes, nécessaire pour effectuer les cartographies du matériau et pour régler la netteté du microscope. Concernant l'émission acoustique, un capteur pico (Mistras) est fixé sur le poinçon, par commodité de mise en place. En effet, des tests préliminaires ont montré que les ondes acoustiques n'étaient pas atténuées à la transition éprouvette/poinçon. Pour éviter un contact électrique parasite, une couche de ruban adhésif est positionnée entre le capteur et le poinçon. Les signaux acoustiques sont pré-amplifiés avec un gain de 40 dB et enregistrés par un système d'acquisition PCI2 (Mistras). Le dispositif mis en place est visible sur la figure 1.11.

Montage spécifique : Des essais préliminaires ont été réalisés à Safran Ceramics avec une version antérieure du montage de maintien en position de la pièce. Le montage développé au cours de la thèse est donc une version améliorée d'un montage existant. Le cahier des charges du montage comportait les points suivants :

- Travailler sur des éprouvettes d'épaisseur comprise entre $\approx 10\text{ mm}$ et $\approx 30\text{ mm}$;
- Permettre l'approche du microscope numérique dont la distance d'observation est de 25 mm ;
- Assurer qu'un essai sur l'une des deux zones singulières n'endommage pas le reste de l'éprouvette ;

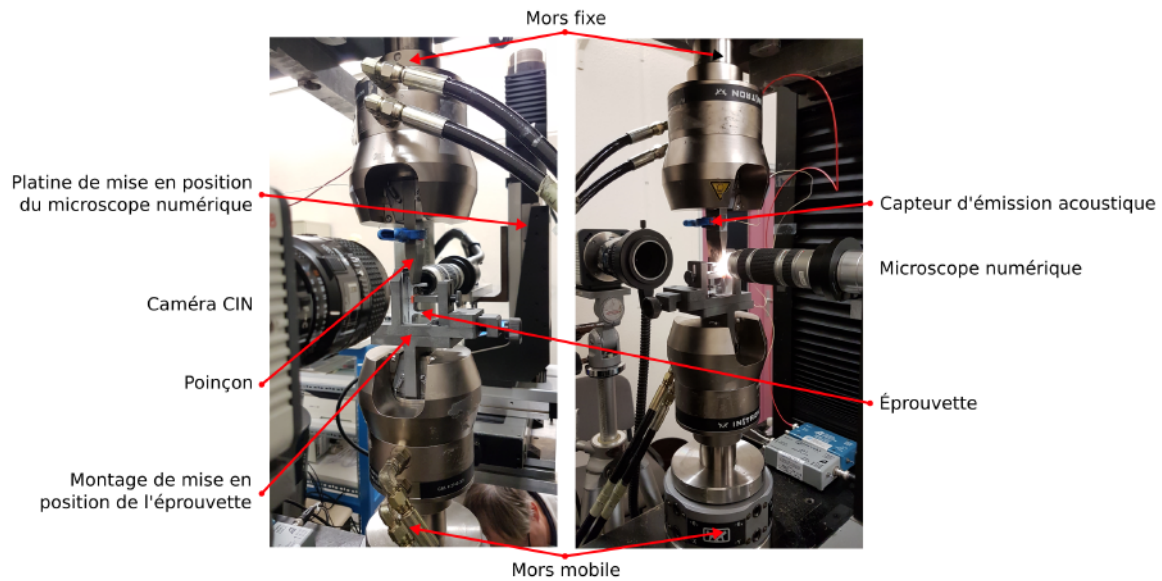


FIGURE 1.11 – Vue globale du dispositif de flexion de tissage multi-instrumenté dans la machine de traction INSTRON 4505.

- Permettre le déplacement du microscope numérique pour cartographier les deux zones singulières lors d'un même essai;
- Assurer le serrage de l'éprouvette en évitant au maximum les mouvements parasites de la pièce durant l'essai;
- Assurer des liaisons qui n'endommagent pas la pièce;
- Imposer des conditions aux limites surfaciques qui épousent la rugosité de surface du matériau.

Le montage développé est visible sur la figure 1.12. On note d'abord la position de l'éprouvette, qui est mise en place sur l'équerre comme décrit sur la figure 1.10b. L'équerre est mobile suivant \vec{X} pour ajuster la position de l'éprouvette par rapport au poinçon. Les essais ont été effectués en disposant le poinçon à 6.5mm (suivant \vec{X}) de la surface de contact de la pièce avec l'équerre. L'équerre est de plus, recouverte de plaques d'aluminium (1050A) au niveau des contacts avec la pièce. L'aluminium étant plus souple que le CMC ou l'acier du montage, cette interface permet d'appliquer des conditions aux limites sans endommager les surfaces en contact. Enfin, l'épaisseur de l'équerre suivant \vec{Z} permet d'adapter à la fois différentes tailles d'éprouvettes et l'approche du microscope. Le dispositif de serrage est composé d'un système roue vis sans fin permettant la translation suivant \vec{X} de la pièce de serrage et son maintien en position. La pièce de serrage est ajustable en hauteur (suivant \vec{Y}). Une épaisseur intermédiaire en caoutchouc est disposée sur la pièce de serrage pour assurer une pression uniforme, malgré la rugosité de la pièce.

Préparation d'une éprouvette : Les éprouvettes sont préalablement préparées pour effectuer les acquisitions d'images. Elles sont polies manuellement sur une polisseuse *Tegra* à disque sur l'une des faces. Trois cycles de polissage sont réalisés, respectivement à 12 μ m, 9 μ m et 3 μ m. Ils permettent d'obtenir un état de surface visible sur la figure 1.6. Le motif de corrélation est réalisé manuellement avec des aérosols acryliques blanc et noir mats sur l'autre face.

Vérification que l'endommagement se produit uniquement dans la zone d'intérêt : Chaque éprouvette étant testée deux fois, il a été nécessaire de vérifier que le premier essai n'endommage pas la zone d'intérêt opposée. Deux capteurs d'émission acoustique ont été disposés sur les deux tissages fléchis, ce dispositif est visible sur la figure 1.13a. Les signaux interceptés sont toujours

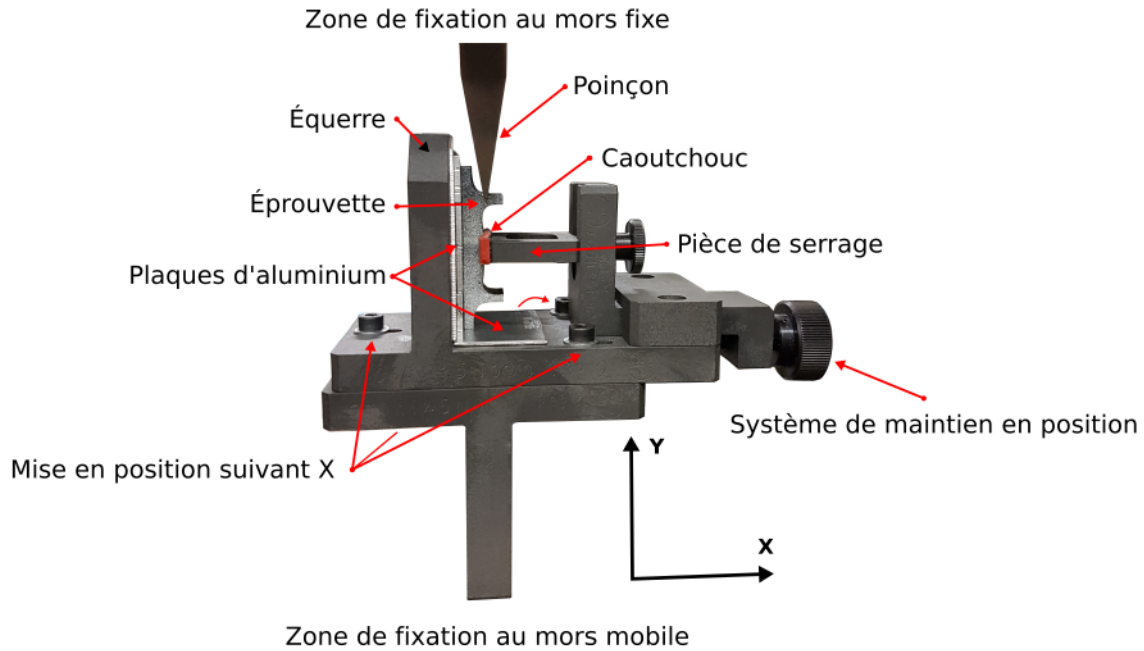


FIGURE 1.12 – Montage de flexion de tissage 3D.

captés dans un premier temps par le capteur le plus proche de la zone singulière testée. Ils ont une amplitude plus forte et sont de plus courte durée. Lors des tests un retard de $\approx 20\mu\text{s}$ entre les deux sources d'acquisition a été observé. L'endommagement est donc localisé au niveau de la jonction testée. De plus, des cartographies microscopiques ont été réalisées sur la partie de la pièce en contact avec l'aluminium (figure 1.13b) pour plusieurs essais. Cela a permis de vérifier qu'il n'y avait pas d'endommagement visible en surface suite à un essai sur la partie de la pièce opposée. Finalement, on visualise la plastification de l'aluminium avec l'empreinte caractéristique que laisse la pièce dans celui-ci sur la figure 1.13c : c'est donc l'aluminium qui dissipe l'énergie potentielle accumulée en bas d'éprouvette et répartit uniformément l'effort sur cette extrémité inférieure. Les plaques d'aluminium sont changées entre chaque essai.

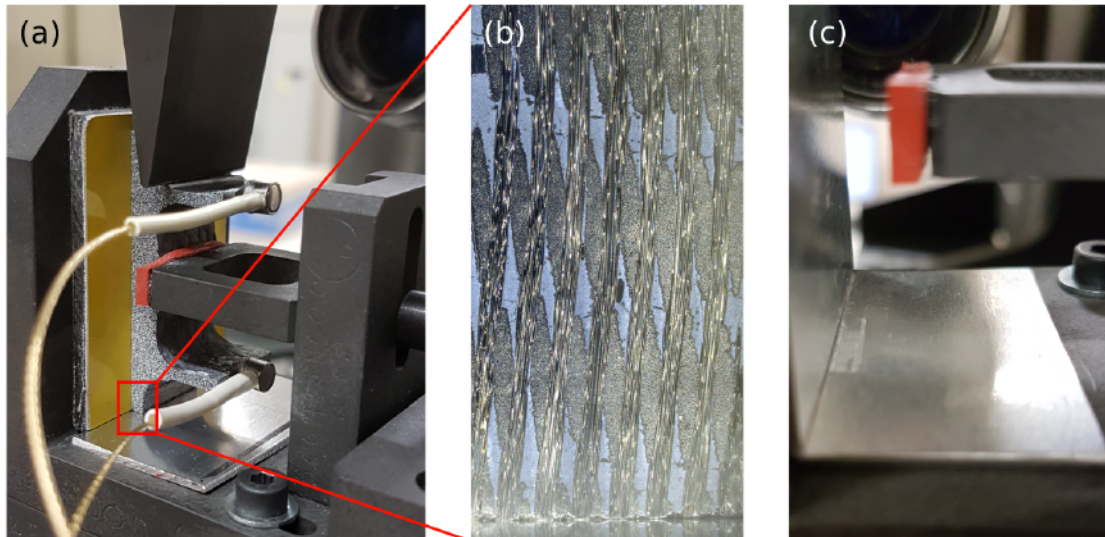


FIGURE 1.13 – (a) Montage avec deux capteurs d'émission acoustique, (b) cartographie post-essai de la portion de tissage opposée à la jonction testée (en contact avec la plaque d'aluminium) et (c) empreinte caractéristique de la pièce sur l'aluminium.

1.2 Essai de flexion de la jonction tissée

Pour la campagne d'essai, une pièce de structure a été tronçonnée en huit éprouvettes par Safran Ceramics. Cette découpe est schématisée sur la figure 1.14. La campagne a donc compris seize essais de flexion de jonction. Parmi eux, six essais ont été retenus pour appuyer l'argumentation de ce chapitre. Ce sont les essais sur les éprouvettes B1, B2, C1, D1, E1 et G2; les indices 1 et 2 font référence à la jonction tissée testée. Quatre éprouvettes sont donc ordonnées le long de la jonction 1 : B, C, D et E. Les résultats de l'éprouvette B sont présentés sur les deux jonctions en vis-à-vis. Finalement l'éprouvette G2 possède une zone de matrice différente des autres éprouvettes, et sera traitée à la fin de cette section.

Les résultats macroscopiques de force de réaction du montage par rapport au déplacement imposé sont visibles sur la figure 1.15. Du fait de la dispersion des épaisseurs des éprouvettes utilisées (autour du centimètre), les forces tracées dans les graphiques sont toutes normalisées par les épaisseurs des éprouvettes correspondantes.

On observe alors que ces courbes ne sont pas caractéristiques du comportement d'un CMC SiC/SiC BN-MI. En effet, la pièce B2 présente un plateau au cours duquel la force diminue. Plus inhabituel encore, tous les essais montrent une accélération de la force en début d'essai. On attribue ces anomalies à la complaisance générale du montage. Ce qui explique aussi pourquoi le déplacement à rupture maximal mesuré (pièce B2) est si grand : presque un centimètre. En effet, non seulement

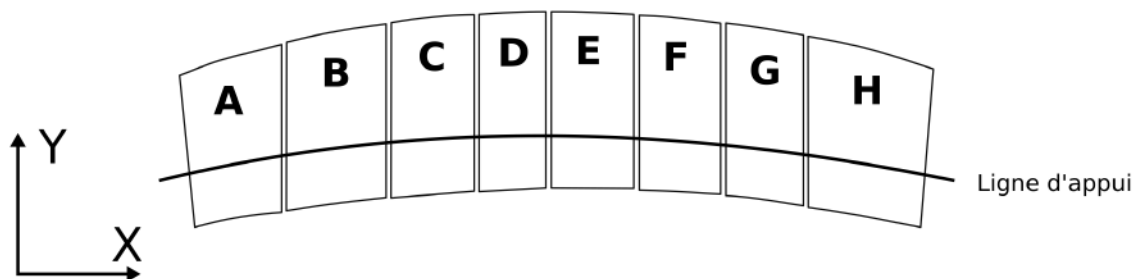


FIGURE 1.14 – Schéma de la découpe de la pièce de structure en huit tronçons.

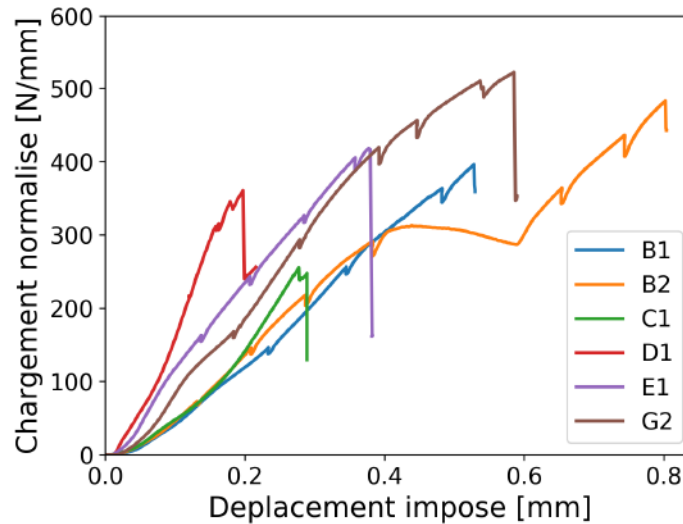


FIGURE 1.15 – Courbes de force normalisée / déplacement des six essais retenus.

les déformations importantes de l'aluminium et du caoutchouc mais aussi la flexion de l'extrémité du poinçon (observée durant les essais), font surestimer le déplacement total de la traverse nécessaire pour endommager la jonction.

Aucune tendance, ni comparaison entre les essais ne peuvent être déduites directement de ces résultats. Et une correction directe du déplacement n'est pas réalisable, étant donné que la complaisance constatée est variable d'un essai à l'autre. La littérature mentionne l'utilisation de la CIN comme jauge de déformation (ou de déplacement) pour déterminer les propriétés des composites [89]. La CIN est présentée comme plus précise que l'utilisation de jauge de déformation, dans les cas où il est difficile de la mettre en place (par exemple dans le cas d'un composite fléchi). Une méthode utilisant les champs de déplacement mesurés par CIN pour évaluer le déplacement réellement subi par la jonction tissée a été mise en place et fait l'objet du paragraphe suivant.

1.2.1 Correction du déplacement imposé

Sachant que le déplacement macroscopique de la traverse est biaisé par la complaisance du système, nous avons mis en place une méthode pour calculer le déplacement réellement subi par jonction tissée. Dans un premier temps, nous avons estimé que la complaisance du système était principalement due aux souplesses des matériaux de contact du montage. C'est pourquoi, une ROI appartenant à la zone centrale de la pièce, notée *C* sur la figure 1.16, a été sélectionnée pour effectuer un calcul de corrélation et obtenir son champ de déplacement. Le nuage de points définissant les centres des sous-domaines de la ROI est représenté sous la forme d'un maillage. Sur la figure 1.17a et b, on trace ensuite les déplacements suivant l'axe \vec{Y} moyen, minimal et maximal calculés dans cette ROI pour deux éprouvettes (a : B1 et b : C1). Ils sont comparés aux déplacements imposés à la traverse.

On remarque premièrement qu'il y a un écart entre la consigne et les déplacements moyens mesurés, correspondant à $\approx 25\%$ du déplacement imposé. Celui-ci est dû à la souplesse des éléments du montage. En particulier, les non-linéarités du déplacement moyen au début de l'essai sont attribuées à la plastification de l'aluminium. On remarque alors que l'écart à la consigne n'est pas constant entre les deux éprouvettes. Cela montre la dépendance de la complaisance du système à la géométrie spécifique de chaque éprouvette. De plus, il y a un écart significatif entre les valeurs minimales et maximales mesurées par CIN. Cet écart est symptomatique d'un basculement de l'éprouvette durant l'essai. Ce basculement est aussi visible pendant l'essai à l'œil nu. La pièce vient alors rouler sous le poinçon. Ce basculement a été mesuré : globalement, l'éprouvette est déviée de 2° à 3° durant l'essai. L'utilisation du seul déplacement mesuré suivant \vec{Y} (hypothèse faite

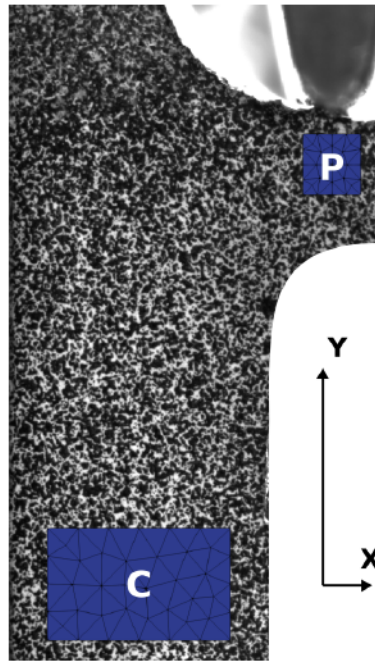


FIGURE 1.16 – Position des zones sur lesquelles les champs de déplacement sont mesurés pour calculer le déplacement réellement subi par la jonction tissée.

par défaut en utilisant le déplacement de la traverse) pour définir le déplacement de l'éprouvette sur les courbes macroscopiques n'est donc pas correct.

De plus, il a été remarqué que la pointe du poinçon fléchissait durant les essais. Additionné au basculement de la pièce, ces observations nous ont poussé à opter pour une nouvelle définition du déplacement macro de la jonction. Ce déplacement macro correspond à la différence du déplacement de la zone *C* par rapport au déplacement du poinçon. Malheureusement, la mesure direct par CIN du déplacement du poinçon n'est pas possible, car il n'est pas dans le même plan que la surface de l'échantillon. C'est pourquoi une seconde ROI a été sélectionnée sous le poinçon, que l'on considère solidaire de celui-ci. Ainsi le différentiel des déplacements (dans le plan) des zones *C* et *P* est comparé à la consigne sur la figure 1.17c et d. Cette prise en compte implicite de la flexion du poinçon diminue encore le déplacement réellement subi par l'éprouvette. De plus, les déplacements moyens et extrêmes ne sont plus dispersés car le basculement est lui aussi pris en compte.

Le déplacement de la traverse est enregistré par plusieurs appareils de mesure à différentes fréquences, pour pouvoir tracer les données acquises (EA, force, etc.) en fonction de ce déplacement. Pour corriger les déplacements enregistrés par un instrument (par ex. l'EA), on utilise le rapport des déplacements mesuré en CIN et imposé à l'éprouvette, tracé sur la figure 1.17e et f. Ce rapport de déplacement est interpolé par des splines qui permettent d'obtenir un facteur correctif (pour chaque essai) qui est fonction du temps absolu. Les lancements des acquisitions étant synchrones, les fonctions de correction sont applicables sur les déplacements enregistrés par les différents appareils de mesures.

Tous les déplacements des essais ont été corrigés individuellement suivant cette méthode. On obtient alors les courbes de comportement corrigées visibles sur la figure 1.18. Les allures des courbes force/déplacement sont maintenant plus uniformes, et caractéristiques d'un matériau SiC/SiC BN-MI. Il reste cependant des différences de comportement entre chaque essai qu'il convient d'analyser plus en détail. Par exemple les essais D1 et G2 présentent une rigidité initiale plus élevée que les autres essais. L'éprouvette D1 a cependant la rupture la plus hâtive. Les quatre autres essais ont des rigidités apparentes plus faibles qui décroissent dès le début de l'essai. En ef-

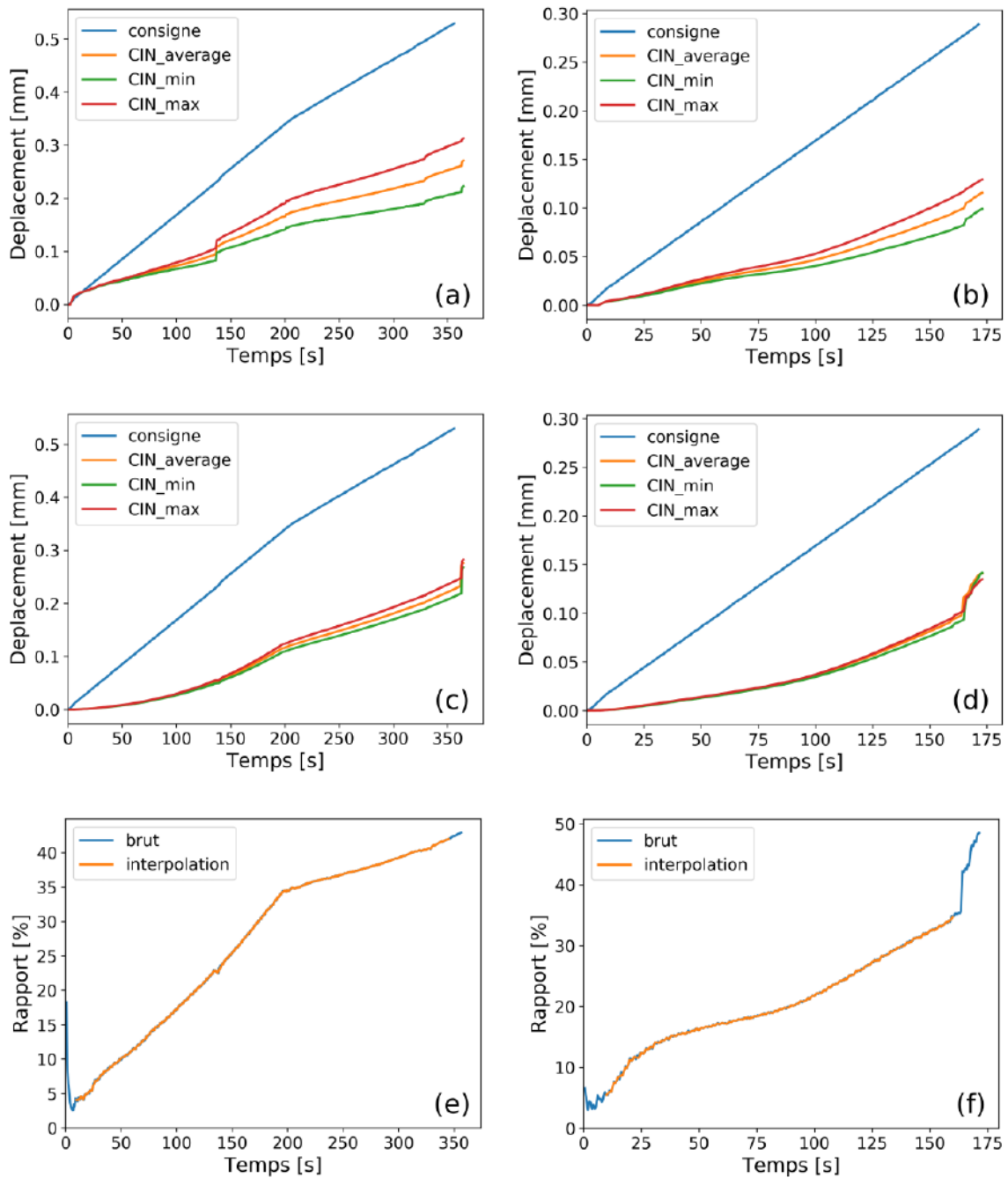


FIGURE 1.17 – Méthode de correction du déplacement imposé pour les éprouvettes B1 (a, c, e) et C1 (b, d, f) : en haut (a, b) sont présentées les comparaisons des déplacements imposés par rapport aux déplacements mesurés au niveau de la zone centrale de la pièce (fig 1.4). Au centre (c, d) ce sont les différentiels de déplacement mesurés sous le poinçon et dans la zone centrale qui sont comparés avec la consigne. Les rapports entre les déplacements imposés et les déplacements subis par les éprouvettes sont représentés en bas (e, f).

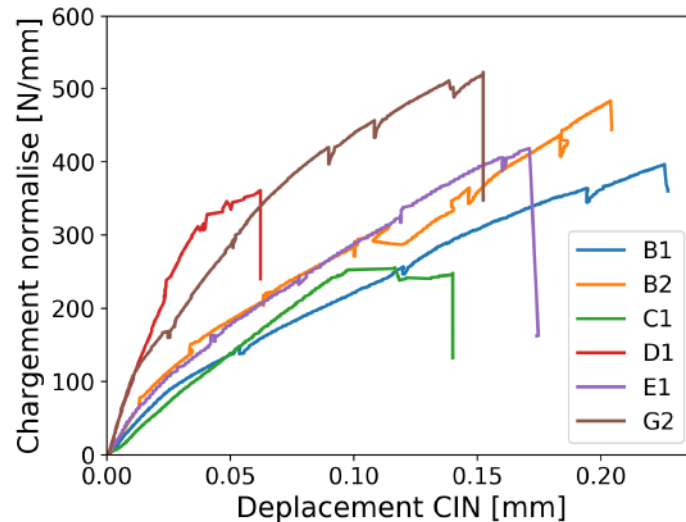


FIGURE 1.18 – Courbes de force normalisée / déplacement corrigé des six essais retenus.

fet, tous les essais ont des états d'endommagement initiaux singuliers qui influencent le comportement de chaque éprouvette. Cet endommagement pré-existant est décrit dans la sous-section suivante.

1.2.2 Endommagements initiaux des jonctions composites testées

Toutes les éprouvettes de la campagne d'essai présentent un état de fissuration initial. La figure 1.19 nous montre les cartographies de chaque surface polie d'éprouvette réalisée au microscope. Les fissures pré-existantes sont différenciables des endommagements générés par la sollicitation des essais de flexion, car elles apparaissent blanches une fois polies. La plupart des fissures débouchent vers la partie la plus à gauche de la zone matricielle (zone A de la figure 1.6b), sauf dans le cas de l'éprouvette B2 où les fissures débouchent au centre. Elles traversent la zone matricielle, puis sont stoppées (D1) ou déviées (B1, E1 et G2) par les fils de trame quand elles les atteignent. Dans les cas C1 et B2 les fissures sont arrêtées dans la zone matricielle, au niveau de frontières avec du silicium résiduel. On attribue cet endommagement initial à l'usinage de la pièce de structure, et particulièrement au tronçonnage des éprouvettes. Des sollicitations complexes, proches de celles visées par nos essais ont généré cet état de fissuration. On note alors l'interaction importante de la fissuration pré-existante avec la méso-structure du matériau. Par leur santé matière initiale et les variations locales de la méso-structure du matériau, chaque essai est unique, et ajoute des briques à la compréhension globale du comportement endommageable de la zone singulière. Plus particulièrement, les essais B1 et C1 montrent des rigidités qui décroissent rapidement, caractéristiques de nombreux événements. L'endommagement de ces essais a été, de plus, très présent en surface : ils seront analysés dans un premier paragraphe. Les essais B2 et E1 seront ensuite développés pour finir par les essais G2 et D1, afin d'expliquer leur plus forte rigidité.

1.2.3 Cas des éprouvettes de plus faible rigidité : B1 et C1

Pour analyser les essais, on dispose de la courbe de comportement force / déplacement corrigé macro des éprouvettes, à laquelle on superpose l'énergie acoustique cumulée (EAC) en fonction du déplacement corrigé. L'EAC permet d'avoir une idée de l'endommagement volumique de l'éprouvette. L'EAC en particulier a été préférée aux autres résultats d'EA, car ce descripteur permet de caractériser l'apparition de sources très énergétiques, témoignant d'un endommagement critique (saut dans la courbe). L'EAC filtre naturellement les signaux plus faibles qui sont sensibles au bruit. Des cartographies de la surface polie des éprouvettes sont utilisées pour visualiser l'appa-

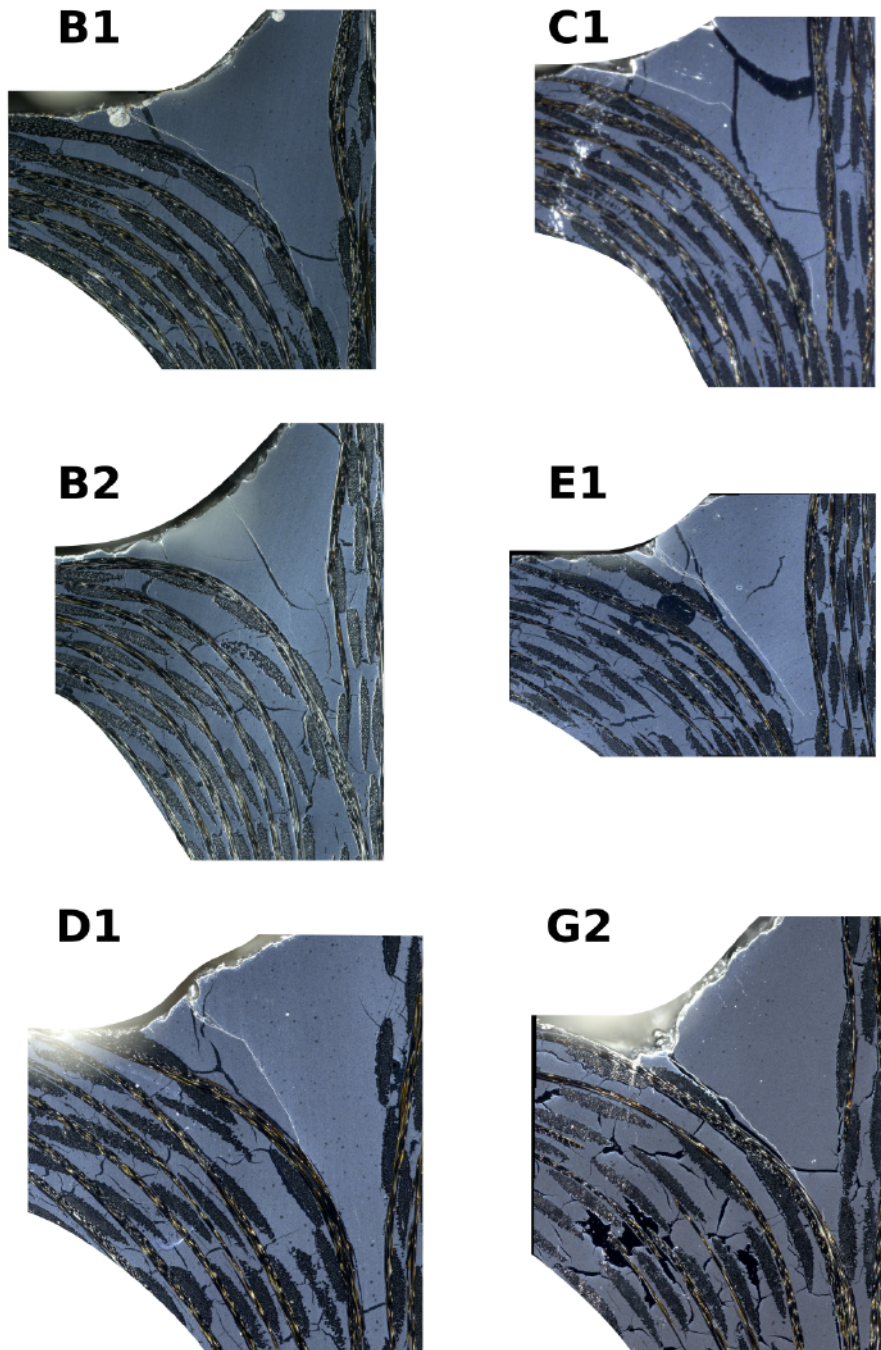


FIGURE 1.19 – État d'endommagement initial de chaque zone singulière testée.

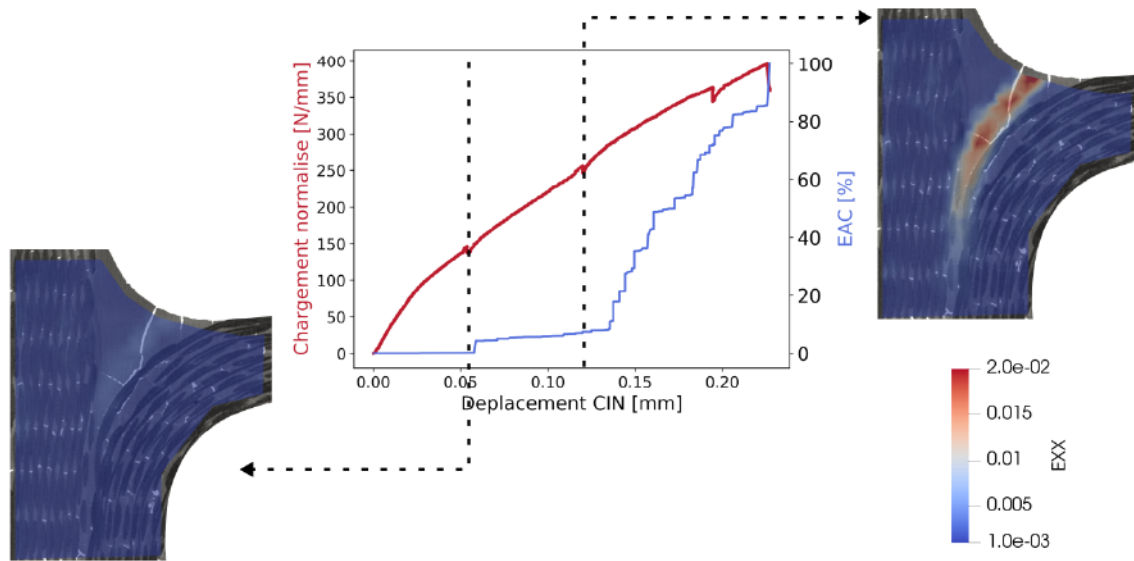


FIGURE 1.20 – Éprouvette B1 : analyse des premiers paliers de chargement.

rition de fissures en surface du matériau, et les vidéos acquises au microscope servent à quantifier temporellement l'apparition de ces fissures et les relier à l'activité acoustique ou aux chutes de l'effort macro. De même, des mesures de déformation suivant l'axe \vec{X} par CIN sont réalisées aux instants où l'activité acoustique s'intensifie. Une échelle de 0.1% à 2% de déformation a été sélectionnée. Les déformations mesurées au delà correspondent à l'ouverture de fissure, et en deçà la mesure est sensible au bruit.

L'EAC et la courbe de comportement permettent de distinguer deux zones dans la séquence d'endommagement de l'éprouvette B1, qui pour cet essai sont séparées directement par les rampes de chargement. Dans la première zone, on constate une chute du module apparent dès la moitié du premier palier, alors que les autres moyens de mesure ne témoignent d'aucun endommagement. Cela correspond à de l'ouverture de fissures existantes qui ne sont pas visibles en surface, cf. figure 1.20. À la fin du deuxième palier, de fortes déformations sont présentes sur la surface mouchetée : > 2% sur une zone importante de l'éprouvette, une fissure ouverte est présente de ce côté. Cependant, il n'y a toujours pas d'évènement du côté de la surface polie à la fin du palier 2.

Durant le troisième palier de chargement (figure 1.21), l'activité acoustique s'emballe. Sur la surface polie de l'échantillon, des fissures matricielles inter et intra-fil s'enchaînent et se propagent le long du fil de trame. Un transfert de charge s'opère alors le long de ce fil. La direction de ce transfert de charge peut être reliée à la méso-structure ainsi qu'à l'apparition de fissures (qui déchargent localement le matériau). Les occurrences de ces fissures sont repérées sur la courbe de comportement macro, elles correspondent à des sauts d'émission acoustique ainsi qu'à des ruptures de pente sur la courbe de force. Cette association, ruptures de pente et sauts dans l'activité acoustique, apparaît de nombreuses fois durant ce troisième palier de chargement. Huit apparitions ont été sélectionnées pour lesquelles on a effectué un calcul de corrélation sur la surface mouchetée. De ce côté, la fissure déjà présente s'ouvre davantage et se propage vers la zone de jonction des tissages. Mais les évènements potentiels ne sont pas tous visibles en surface : ils proviennent donc du volume.

Au cours du dernier palier de chargement, analysé sur la figure 1.22, un évènement majeur est visible en surface : une fissure traverse le fil de trame peu avant la jonction des tissages et se propage dans la zone B (fig. 1.6). Puis les fibres du fil de trame reprennent le chargement jusqu'à leur rupture. Contre toute attente, la rupture finale du matériau survient au milieu de la zone matricielle, refermant même la partie débouchante de la fissure existante du côté moucheté. On ne peut expliquer ce phénomène que par l'existence d'une fissure dans le volume qui n'était encore

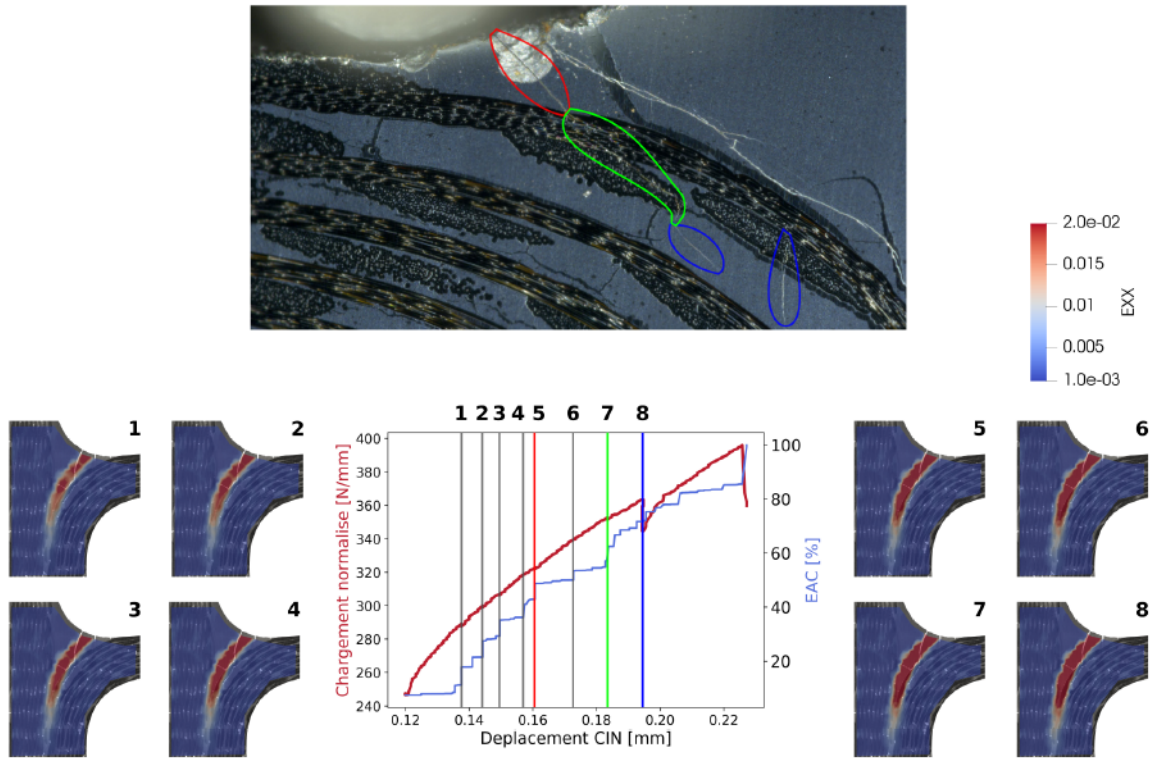


FIGURE 1.21 – Éprouvette B1 : analyse du troisième palier de chargement.

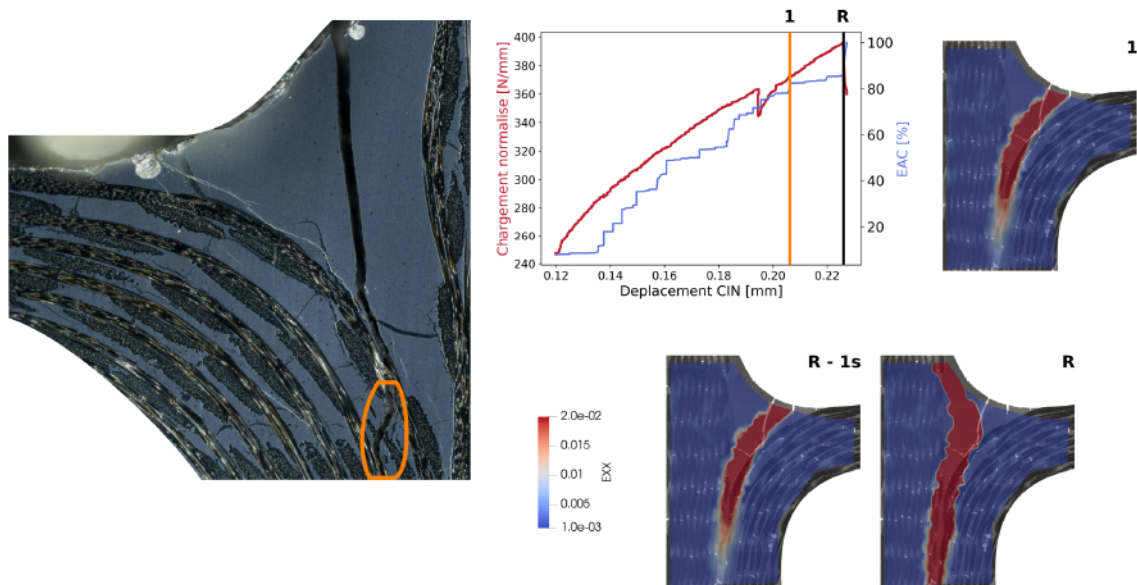


FIGURE 1.22 – Éprouvette B1 : analyse du dernier palier de chargement.

visible sur les deux surfaces avant la rupture finale.

Dans le cas de l'éprouvette C1, un domaine élastique linéaire de relativement faible pente est quasiment visible sur la totalité de l'essai. Des évènements de surface ne sont visibles qu'à la fin de l'essai, pour un effort normalisé supérieur à $200N/mm$. Ils seront ciblés dans ce paragraphe. En position 1, un saut important de l'émission acoustique, correspondant à une chute de l'effort coïncide avec l'apparition du prolongement d'une fissure sur la surface polie, mais aussi avec l'apparition de déformations sur la surface mouchetée. Ces déformations sont maximales au centre de la zone riche en matrice, contrairement aux autres cas où les déformations sont maximales sur les bords. En position 2, un foisonnement de fissures est observé sur la surface polie. De l'autre côté, les déformations semblent avoir joint le bord de la zone matricielle, formant une fissure ouverte. Quelques instants après, la fissure d'origine interne à la pièce surgit du côté poli, en position 3. Les fissures apparues du côté poli jusqu'alors n'auront plus d'effet sur la rupture finale de cette éprouvette. La fissure ouverte et maintenant traversante, se propage vers les fils de trame de la zone B (fig. 1.6) qui finissent par rompre, conduisant à la rupture du matériau.

Bilan provisoire : Les essais B1 et C1 présentaient tous deux une fissuration initiale importante, qui n'était pas visible en surface. Ce pré-endommagement a dû favoriser un déséquilibre de la charge supportée dans la profondeur de la pièce, la rendant plus accentuée sur les extrémités. Ceci a eu pour conséquence d'exacerber les évènements (caractéristiques de l'endommagement d'un CMC SiC/SiC BN-MI) en surface. La rupture finale se produit dans la zone riche en matrice, parallèlement à la direction des fils de trame de la zone D (fig. 1.4).

1.2.4 Cas des éprouvettes de rigidité intermédiaire : B2 et E1

Les éprouvettes E1 et B2, ont une rigidité apparente plus grande que les deux précédentes. On explique cette différence par un état d'endommagement moins critique en début d'essai. Ces deux essais ont un comportement très similaire, différencié seulement par la position de leurs fissures initiales (visibles sur la figure 1.19). L'analyse des résultats de ces deux essais est présentée sur la figure 1.24. Globalement, leur rupture est plutôt fragile. En effet, on remarque une activité acoustique qui a une croissance assez faible tout au long de l'essai, et un saut de $\approx 80\%$ de l'EAC au moment de la rupture. Leur séquence d'endommagement est ainsi caractérisée par un nombre peu élevé d'évènements, localisés principalement en front de fissure existante. Les fissures se dirigent vers les fils de trame de la zone B (fig. 1.6). Les ruptures de fibres de ces fils libèrent ensuite suffisamment d'énergie pour rompre brutalement plusieurs rangées de fils de trame, conduisant à la rupture du matériau.

N.b. : Les deux sauts dans l'EAC de l'essai B2 sont dus à un glissement du poinçon. Ce glissement s'est traduit par un palier pendant lequel l'effort a diminué. Cela est visible sur la courbe de comportement non corrigée de la figure 1.15.

1.2.5 Cas particuliers : G2 et D1

Malgré un endommagement initial de nature similaire aux deux essais précédents, les éprouvettes G2 et D1 possèdent des rigidités apparentes plus grandes. Le paragraphe suivant présente les hypothèses pour expliquer ce phénomène.

Pour l'essai G2, sur la figure 1.25a, on remarque que l'endommagement en surface est le moins prononcé de tous les essais présentés. L'échelle des déformations calculées par CIN a même été réduite pour permettre la visualisation des maxima de déformation locaux. Le seul évènement, impliquant le plus grand saut d'EAC, correspond à la fissure visible sur la surface polie. Jusqu'à cet évènement, le matériau possédait une rigidité particulièrement élevée. On explique cette surprenante rigidité apparente par la forme de la zone riche en matrice de la pièce. Contrairement aux autres zones singulières, notamment la B2 sur la 1.25b, la matrice est moins étendue sur la portion de tissage fléchie. Cette forme particulière de la zone matricielle inhibe alors l'apparition de fissures d'origine matricielle, qui ont tendance à fragiliser les fils de trame (en se propageant

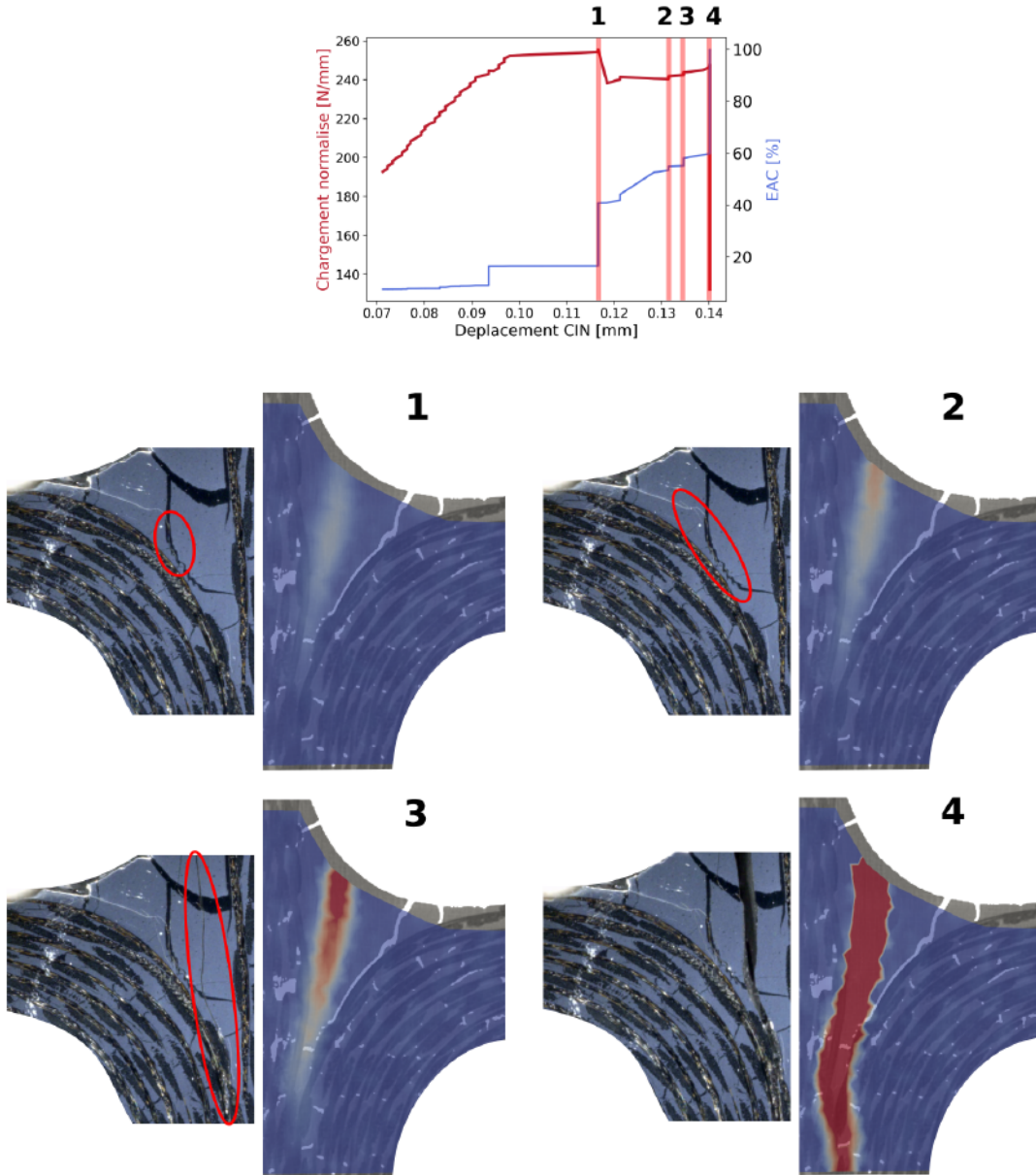


FIGURE 1.23 – Analyse de l'essai C1.

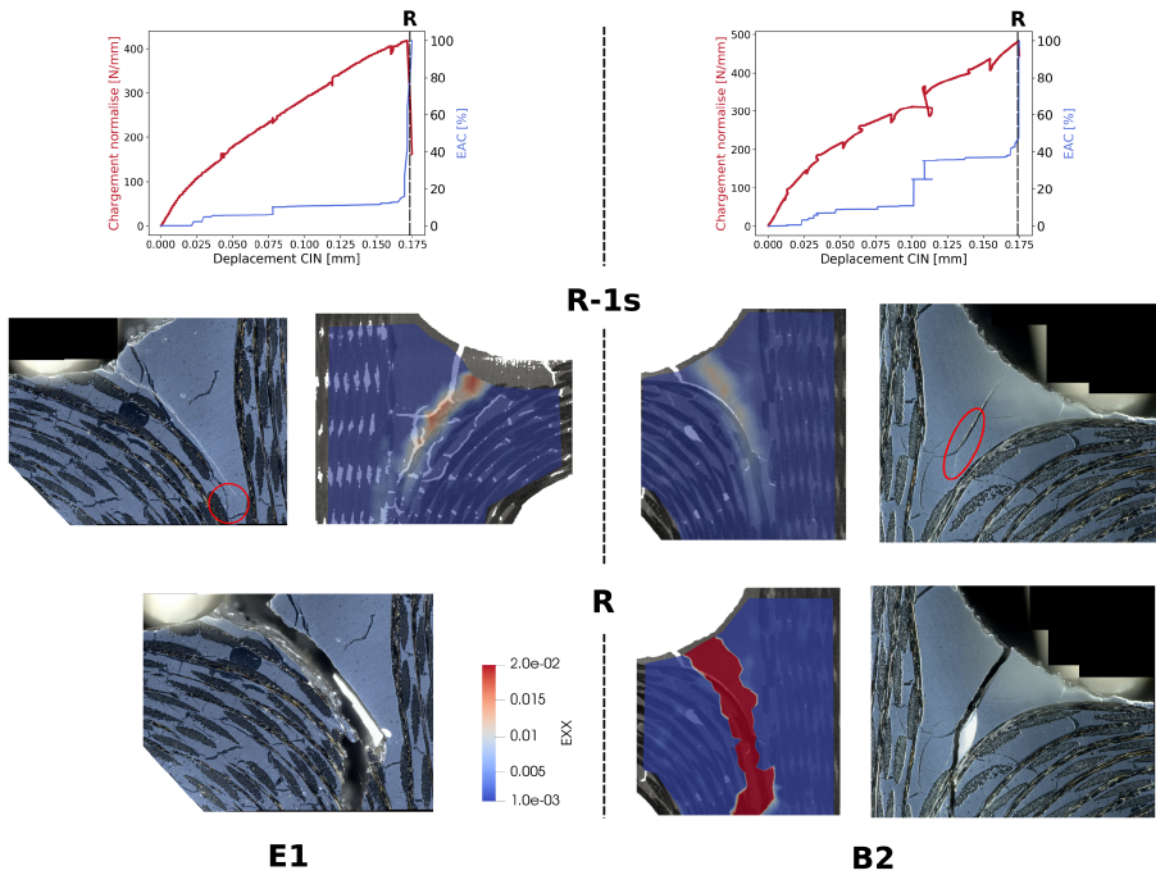


FIGURE 1.24 – Analyse des essais E1 et B2.

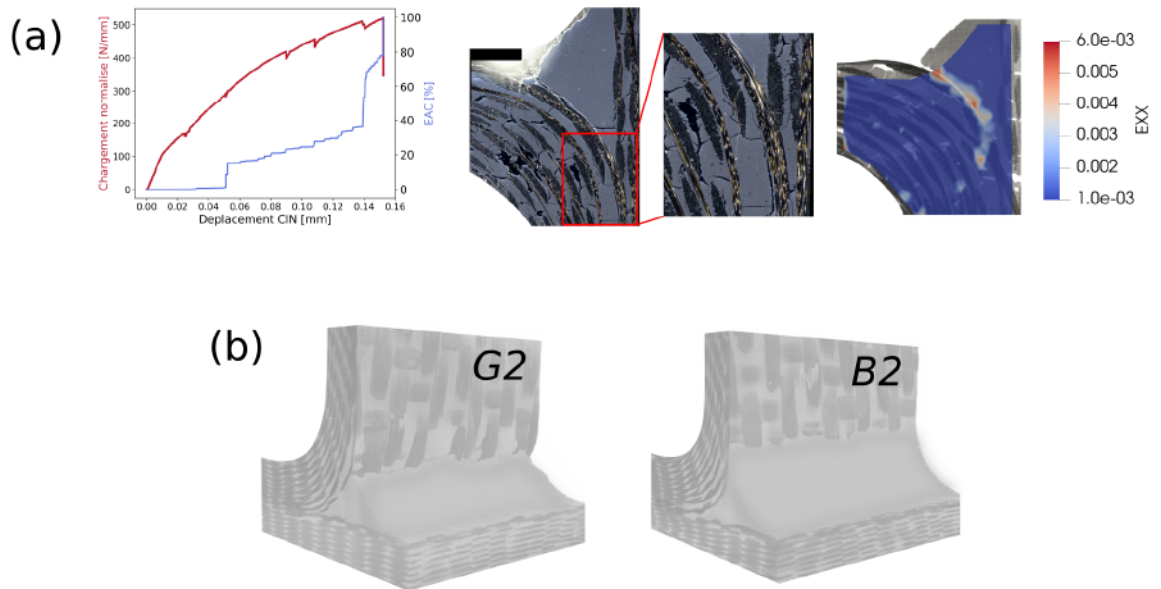


FIGURE 1.25 – Analyse de l'essai G2 (a) et comparaison des formes des zones riches en matrice (b).

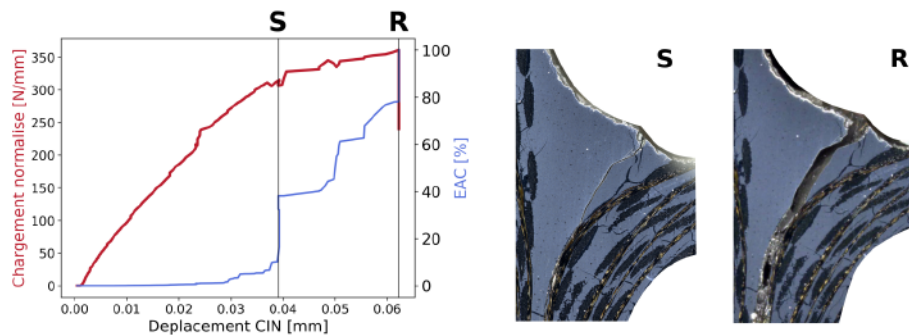


FIGURE 1.26 – Analyse de l'essai D1.

perpendiculairement à ceux-ci). Les fils de trames sont alors chargés plus uniformément et travaillent davantage en traction. Sans source de pré-endommagement d'origine matricielle, la zone singulière est plus rigide et plus résistante.

L'éprouvette D1 présente elle aussi une rigidité apparente initiale élevée. Cependant, sa forme matricielle n'est pas singulière comme celle de G2. En revanche, une fissure matricielle s'ouvre légèrement dès le début de l'essai sur la surface polie. L'évènement noté *S* correspond au moment où cette fissure s'ouvre dans toute l'épaisseur de la pièce. Cette fissure décharge complètement la partie de la zone matricielle se trouvant à sa droite. Ce sont donc les fils de trame qui supportent le chargement dès le début de l'essai, sans sources de faiblesses dues à la fissuration matricielle. L'essai D1 a, de plus, une déformation à rupture assez faible : la fissure matricielle est initialement plus profonde que pour les autres essais et elle se propage rapidement jusqu'à la jonction des tissages, sans endommager les fils de trame. Les fils de trames travaillent plus en profondeur, à une plus grande distance du poinçon. Un bras de levier plus important est donc observé, chargeant les fils plus rapidement : ils rompent alors prématurément.

1.3 Conclusion

1.3.1 Proposition d'un scénario d'endommagement

La figure 1.27 schématise les différentes séquences d'endommagement de la jonction tissée visualisées durant la campagne d'essai. Un tracé délimitant les domaines de composition différente de la zone singulière, précédemment définis sur la figure 1.6, y est représenté. On s'intéresse dans un premier temps au cas (1.27a). L'extrémité de la fissure initiale constitue le lieu d'amorçage de l'endommagement. Il se propage ensuite vers la zone B, où se trouvent les fils de renfort. On observe ensuite un transfert de charge le long du fil de trame à la transition entre les zones A et B. Les mécanismes observés (1.27b) sont : de la fissuration matricielle et de la fissuration intra-fil sens fibre, dans les directions chaîne et trame. Ces types de mécanismes apparaissent simultanément, et sont alors fonction de la méso-structure locale. En d'autres termes, durant le transfert de charge, les premiers évènements du scénario proposé dans la littérature (et présenté sec. 1.1.2) : "tunnel cracks" et "TTMC" se produisent plusieurs fois le long du fil de trame. Ensuite, en fonction de la progression de l'endommagement le long de la frontière des zones A et B et de la méso-structure, les fibres du fil de trame vont être dénudées (en bleu : 1.27b). Cette fragilisation des fils de renfort aura pour effet de dévier l'endommagement (perpendiculairement aux directions de fibres) dans la zone B. Finalement la rupture de ces fibres conduit à la ruine du matériau.

Dans le cas 1.27c, la forme de la zone matricielle empêche l'apparition des fissures matricielles qui peuvent fragiliser les fils de renfort. Les fils sont donc directement sollicités. Ce sont donc seulement les tout premiers évènements qui différencient ce cas du précédent : ils sont responsables d'un écart important de rigidité initiale de l'éprouvette. Ensuite, le même transfert de charge et la même rupture finale sont observés.

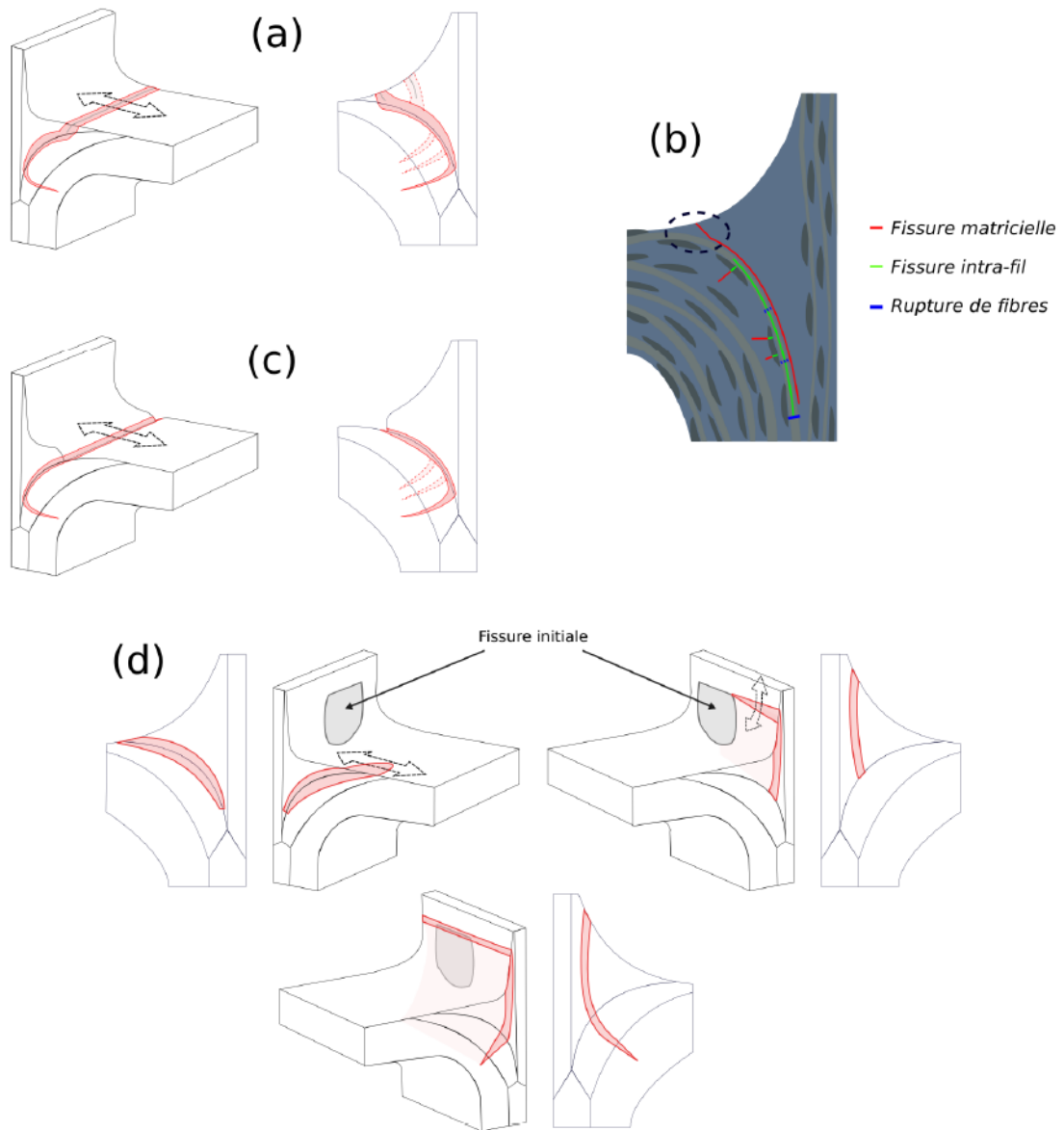


FIGURE 1.27 – Scénarios d'endommagement proposés.

La dernière configuration 1.27d a été observée dans les cas où l'endommagement initial était le plus critique. On ne connaît pas la forme initiale de la pré-fissuration (dissimulée dans le volume), en revanche on sait qu'elle va catalyser l'apparition de l'endommagement en surchargeant les extrémités de l'éprouvette. On observe alors une population importante d'évènements qui correspondent : soit à l'accélération des évènements visualisés pour les autres essais (à gauche), soit au prolongement de la fissure existante (droite). Ensuite, quel que soit l'endommagement apparu en surface, lorsque la fissure matricielle atteint la méso-structure, elle provoque des ruptures de fibres et guide complètement la rupture finale de l'éprouvette (refermant même les fissures apparues au cours de l'essai).

Suite à ces observations, on peut estimer le comportement d'une jonction dépourvue de fissures initiales. Elle doit présenter un scénario d'endommagement assez proche du 1.27a, avec un lieu d'amorçage du premier endommagement différent. Le lieu d'amorçage le plus probable est alors entouré en pointillé en 1.27b. C'est en effet là que la zone matricielle est la plus contrainte, car elle a une épaisseur faible, et elle est la plus proche de la sollicitation. Pour appuyer cette hypothèse, on remarque que la plupart des pré-fissures initiales (provenant d'une sollicitation mécanique du même type) sont débouchantes dans cette zone.

1.3.2 Vérification des hypothèses via la partie numérique

Les mécanismes élémentaires d'endommagement sont exactement les mêmes que ceux observés sur zone courante de matériau, à savoir : la fissuration matricielle, la fissuration intra-fil parallèle à la direction des fibres, la fissuration intra-fil perpendiculaire à la direction des fibres et enfin la rupture de fibres. La spécificité principale de l'endommagement de cette jonction est le transfert de charge le long de l'interface des zones A et B (fig. 1.6) qui dépend de la méso-structure et de l'apparition de l'endommagement. Concernant la position des éprouvettes le long de la pièce de structure (fig 1.14), aucune corrélation directe entre la place des éprouvettes et leur comportement, ni leur séquence d'endommagement n'a été observée. Seule la méso-structure locale influe sur l'endommagement de chaque éprouvette.

La suite de thèse est désormais exclusivement numérique. Ce premier chapitre a permis de comprendre le comportement endommageable de la zone singulière étudiée et d'obtenir toutes les informations nécessaires pour construire les lois d'endommagement éléments finis (EF) qui serviront à reproduire le scénario d'endommagement observé.

Pour simuler ce scénario, la représentation fidèle de la méso-structure dans les modèles numériques paraît essentielle. C'est pourquoi une méthode de génération de modèles géométriques de tissage 3D complexe à partir de μ CT a été développée au cours de la thèse et est présentée dans le **Chapitre 2**. Des modèles numériques EF de la zone singulière à l'échelle mésoscopique peuvent alors être générés. Des lois d'endommagement basées sur les observations des mécanismes d'endommagement élémentaires sont ensuite explicitées dans le **Chapitre 3**. Plusieurs méthodes numériques sont présentées ensuite, dans le but de reproduire la séquence d'endommagement observée expérimentalement au **Chapitre 5**.

Chapitre 2

Segmentation de préformes textiles à partir de micro-tomographies à rayons X par une approche variationnelle

Sommaire

2.1	Position du problème	36
2.1.1	Approche géométrique	36
2.1.2	Approche basée image	38
2.2	Principe et données d'entrées	39
2.2.1	Principe de la segmentation variationnelle	39
2.2.2	Modèle géométrique initial	40
2.2.3	Masque binaire de la préforme textile	42
2.2.4	Directions locales	42
2.3	Calcul de l'énergie de ressemblance	44
2.3.1	Voxelisation du modèle géométrique	44
2.3.2	Ressemblance en niveau de gris E_g	44
2.3.3	Ressemblance en direction E_d	45
2.3.4	Régularisation et gestion de l'interpénétration	45
2.4	Algorithme d'optimisation du modèle géométrique	45
2.4.1	Approche itérative à deux échelles	46
2.4.2	Optimisation heuristique locale	46
2.5	Résultats et discussion	47
2.5.1	Analyse de la convergence de l'algorithme	47
2.5.2	Dépendance aux données d'entrées	50
2.5.3	Comparaison aux autres méthodes de la littérature	52
2.5.4	Capacités de notre approche	53
2.6	Conclusion	55

2.1 Position du problème

Dans la partie expérimentale, nous avons observé que la méso-architecture de la jonction tissée étudiée a un effet considérable sur sa séquence d'endommagement. En effet, la disposition du tissage entraîne l'apparition de zones de faiblesse au sein de la jonction, où s'initie l'endommagement. De plus, la préforme guide le transfert de charge durant l'essai. Et enfin, ce sont les ruptures de fils qui conduisent à la ruine du matériau. Que se soient les premiers évènements, l'évolution de la fissuration ou encore la charge conduisant à la rupture du matériau, toute la séquence d'endommagement dépend de l'architecture interne du matériau. On suppose alors que pour pouvoir simuler le comportement mécanique d'une telle pièce, la connaissance de son armure textile est nécessaire. C'est pourquoi nous avons mis en place une méthode de segmentation d'architecture textile de matériau tissé. Une description réaliste de la méso-structure d'un composite tissé peut être obtenue grâce à une micro-tomographie à rayon-X (μ CT). La difficulté consiste alors à construire automatiquement un modèle géométrique d'un tissage à partir de μ CT. Nous avons proposé une méthode de segmentation variationnelle [13] qui sera décrite dans ce chapitre, visant à optimiser un modèle géométrique construit initialement sur la connaissance approchée de son arrangement textile et en utilisant l'information extraite de la μ CT. Une mesure quantitative a été introduite pour comparer un modèle géométrique et une μ CT, incluant un terme calculant la ressemblance du modèle avec le masque de la μ CT ainsi qu'un terme évaluant l'orientation locale des entités géométriques. Notre méthode permet de construire des modèles réalistes de tissages 3D qui respectent les motifs de tissages tomographiés, et dont les entités sont désinterpénétrées, ce qui les rend compatibles avec des techniques de maillage.

2.1.1 Approche géométrique

L'échelle mésoscopique apparaît, depuis plusieurs années, comme l'échelle la plus pertinente pour représenter les détails d'une armure textile, et simuler le comportement des composites tissés [178, 145]. Elle offre un bon compromis entre la description de l'architecture du matériau et les coûts de calcul associés. La création de modèles numériques à cette échelle reste néanmoins une difficulté, aussi bien au niveau de la représentation de la préforme textile que de la génération des maillages éléments finis associés [32, 102]. De nombreuses méthodes, différenciées par le niveau de détails utilisé pour décrire la géométrie des fils, ont été proposées dans la littérature [59]. Un modèle idéalisé de l'architecture textile peut être généré a priori, à partir de la connaissance du plan de tissage et de considérations géométriques [102, 153, 156]. Des illustrations sont visibles sur la figure 2.1a et b.

Ces approches permettent la génération de modèles virtuels de préformes textiles variées, en nécessitant peu de ressources numériques. Cependant, les sections transverses des fils générées avec ces approches peuvent se révéler assez éloignées de la réalité du matériau. Des observations du matériau réel peuvent servir à améliorer localement les sections des fils [76, 183]. On note alors spécifiquement l'outil *TexGen* [18] qui illustre la capacité à générer des modèles mésoscopiques de structures complexes comme une jonction en forme de T , illustrés sur la figure 2.2.

Pour des tissages simples, l'amélioration de la forme des sections des fils peut être automatisée en utilisant une étape de relaxation. On peut optimiser le chemin moyen des fils en minimisant leur énergie interne [102] ou alors simuler la compaction d'un modèle initial [63]. D'autres méthodes représentent les fils par un réseau de macro-fibres [174, 46, 79, 31, 44], un exemple est illustré sur la figure 2.1c. La préforme ainsi formée est relaxée numériquement en utilisant des algorithmes de contact entre les macro-fibres, afin d'obtenir des modèles géométriques plus réalistes. Ces méthodes repoussent les limites des modèles géométriques en donnant aux fils des sections transverses réalistes [64, 188, 156]. Cependant, du fait qu'elles soient basées sur une description idéalisée du motif de tissage, ces méthodes restent inadaptées pour des textiles 3D complexes. Une connaissance statistique de la variabilité des chemins moyens des fils dans la préforme permet d'améliorer encore la ressemblance au matériau réel [171, 6, 142]. En revanche, une population statistique suffisante nécessite un nombre important de micro- et de tomographies du matériau.

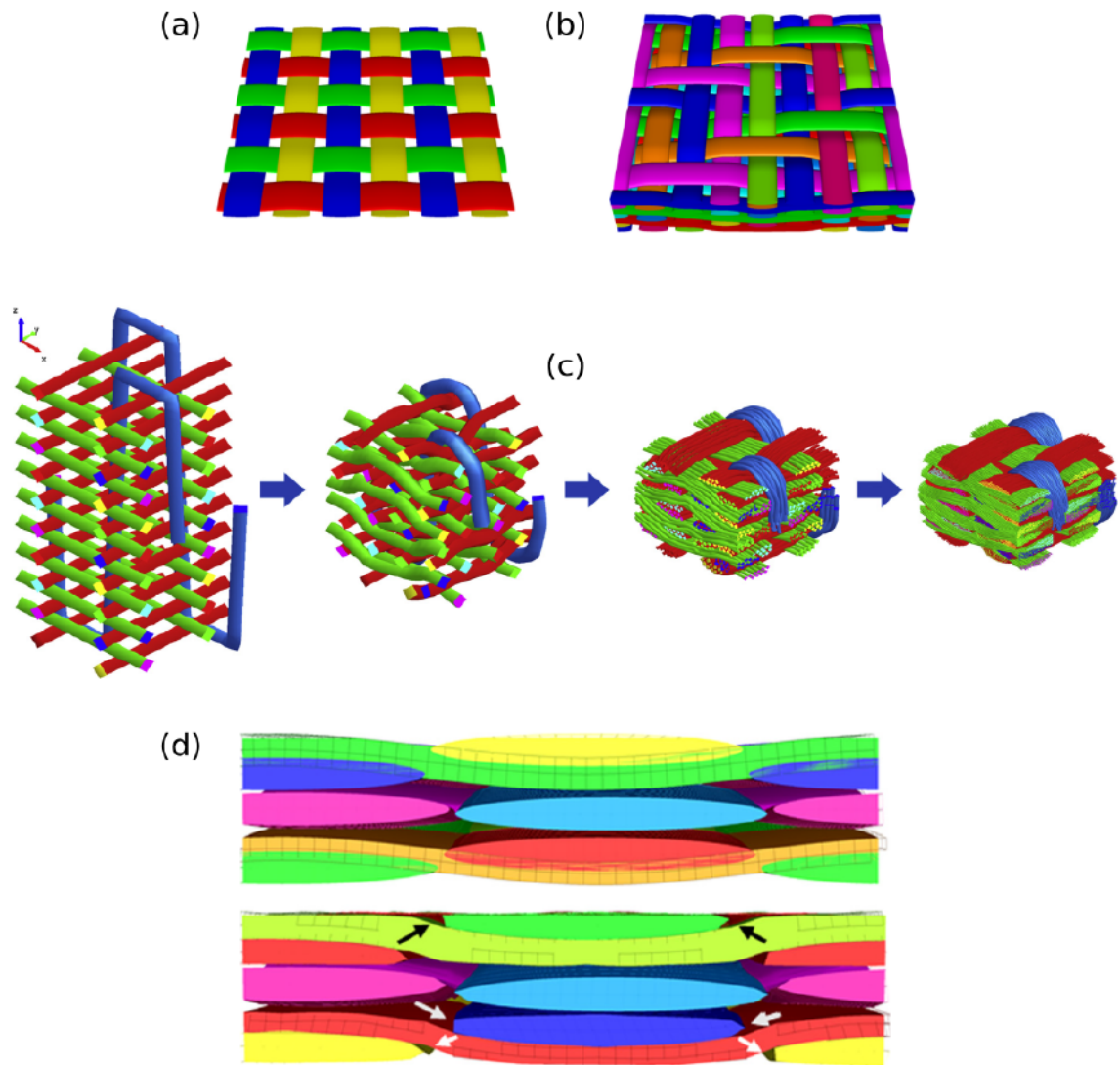


FIGURE 2.1 – Illustration des méthodes de génération de matériaux virtuels : modèles TexGen d'un tissé 2D et d'un tissé 3D (resp. a et b) [153] ; méthode de relaxation d'un tissage représenté par des macro-fibres [44]. Et représentation du phénomène d'interpénétration entre entités géométriques qui perturbe la génération de maillage EF [191].

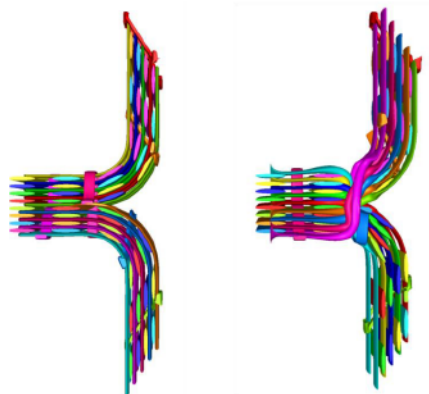


FIGURE 2.2 – Génération de structures mésoscopiques complexes avec une méthode virtuelle alimentée par des observations expérimentales.

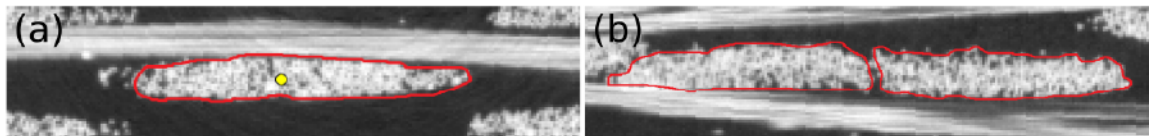


FIGURE 2.3 – Illustration de la difficulté de définir le contour d'un fil : pour un fil (a), le problème se pose quand des fibres proches du fil ne lui sont pas adjacentes; Pour des fils accolés (b), le choix de leur frontière est ambiguë.

On note enfin, que le principal défaut des méthodes virtuelles est la gestion des interpénétrations entre les fils, illustrée sur la figure 2.1d. En effet, en fonction des choix pour représenter les fils, des incohérences topologiques peuvent apparaître, empêchant alors la génération de maillage EF. Le modèle géométrique doit être corrigé avant d'être maillé [63, 44, 142, 177].

2.1.2 Approche basée image

Tomographie à rayon X : Une autre famille de méthodes consistent à générer le modèle géométrique de la préforme textile à partir d'un matériau existant, en utilisant notamment sa μ CT [107]. La tomographie à rayon X est une méthode non destructive permettant d'obtenir une représentation 3D d'un matériau. Une source émet des rayons X qui sont atténués par le matériau selon la loi d'absorption de Beer-Lambert. L'objet est mis en rotation autour d'un axe normal au faisceau incident, permettant d'acquérir une série de projection à 360° avec des capteurs CCD. Des algorithmes de reconstruction permettent ensuite de construire une image 3D du matériau à partir de ces projections, pour laquelle le niveau de gris de chaque voxel (élément unitaire d'une image 3D et unité de mesure de l'image) correspond à la densité du matériau traversé.

La μ CT permet ainsi de capturer les variabilités de l'architecture textile d'un matériau, et les méthodes basées sur cette information traduisent directement sa complexité. Elles sont néanmoins limitées à l'utilisation d'un matériau existant. L'objectif est alors de labelliser individuellement chaque fil de la préforme. Cette étape peut être réalisée manuellement pour des tissages 2D simples [170, 6]. Pour les tissages plus complexes, les interventions manuelles s'avèrent rapidement excessives, la segmentation devient inenvisageable. Plusieurs tentatives d'automatisation ont été proposées. On note premièrement l'utilisation du tenseur de structure de l'image [128, 19]. Il est adapté à la nature fibreuse des composites tissés. Il permet d'estimer l'orientation locale des fils, dans le but de séparer les fils de chaîne des fils de trame. Pour des tissages simples, son utilisation directe [130], ou associée à d'autres descripteurs statistiques [158, 131] permet une segmentation directe. Cependant, pour des tissages plus complexes, des configurations où plusieurs fils de même direction sont adjacents apparaissent couramment [25], un exemple est visible sur la figure 2.3b.

Localement, des fils connexes peuvent être considérés comme une seule entité : l'information de direction seule est alors incapable de les séparer. Pour traiter ces configurations, on doit introduire *a posteriori* la notion de fil au modèle géométrique, en utilisant par exemple la connaissance des dimensions caractéristiques des sections des fils ou encore celle du motif de tissage. Le schéma d'une méthode de poursuite [25] est donné sur la figure 2.4. Cet algorithme consiste à raccorder des tronçons de fils aux niveaux des intersections. Ces raccords automatiques ne conduisent pas nécessairement à un modèle géométrique correct, on peut alors observer des fils mélangés sur la figure 2.4b. Ainsi, il est difficile de concilier l'information discrète de l'image du matériau avec une représentation continue des fils.

Une méthode prometteuse, proposée par Mazars [114], consiste à combiner un modèle géométrique généré *a priori* avec l'information contenue dans la μ CT. Dans une première étape, des sections transverses sont segmentées manuellement pour chacun des fils. Ces sections sont ensuite propagées le long des fils en utilisant, pour guider la propagation de section, le masque de la préforme et le tenseur de structure de l'image. Cette méthode étend l'algorithme de poursuite proposé par Chapoullié [25] en introduisant une étape manuelle pour garantir la topologie finale

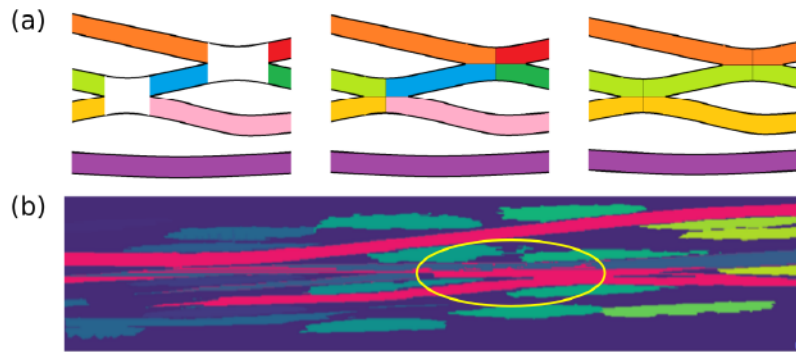


FIGURE 2.4 – Schématisation de l'algorithme de poursuite [25] (a) ; Illustration des inconsistances topologiques rencontrées par cette méthode (b).

du modèle géométrique.

Cahier des charges de la méthode : Une approche complètement automatique ne semble pas réalisable pour des tissages complexes, comme par exemple la jonction étudiée au cours de la thèse. L'optimisation doit être guidée par la connaissance du motif de tissage réel et par une idée de la géométrie à optimiser. Notre objectif est de proposer une méthode basée image qui construit des modèles géométriques réalistes et topologiquement corrects d'une architecture textile méso-scopique existante. On va alors chercher à éviter les inconsistances topologiques discutées ci-dessus en apportant suffisamment d'informations *a priori* aux méthodes basées image existantes. On veut alors combiner les avantages des approches géométriques et basées image, en considérant une description continue de chaque fil et en optimisant leurs formes par rapport à la μ CT. Le principe de notre approche et les données d'entrées seront présentés dans la section suivante. Les détails d'implémentation et l'algorithme d'optimisation vont être discutés dans une deuxième partie. La convergence et la sensibilité de notre approche vont ensuite être analysées. Finalement, notre approche a été comparée à d'autres méthodes et appliquée au cas de la jonction tissée de la thèse.

La méthode développée sera principalement illustrée à travers l'exemple d'un tissage 3D simple, dont la μ CT est visible dans la suite sur la figure 2.5a. Les étapes supplémentaires liées à son utilisation sur des architectures plus complexes (comme la jonction tissée) seront précisées au cours du chapitre.

2.2 Principe et données d'entrées

2.2.1 Principe de la segmentation variationnelle

Pour allier les avantages des approches géométriques et basées image, nous proposons une méthode de segmentation variationnelle basée sur l'utilisation d'un modèle géométrique initial et les informations disponibles dans la μ CT. L'idée principale de notre approche est d'optimiser la forme et la position d'entités géométriques d'un modèle initial, en respectant à la fois le masque de niveau de gris de la préforme et les directions des fils. L'utilisation d'un modèle géométrique initial va garantir que la disposition des fils du modèle respecte le plan de tissage et que le nombre de fils initial est conservé durant l'optimisation. Les paramètres qui décrivent les fils du modèle géométrique, c.-à-d. leurs lignes moyennes et leurs sections transverses, sont optimisés, de manière itérative, en cherchant à maximiser une énergie E qui va quantifier la ressemblance entre le modèle géométrique et la μ CT :

$$E = \alpha E_g + \beta E_d - \gamma E_r \quad (2.1)$$

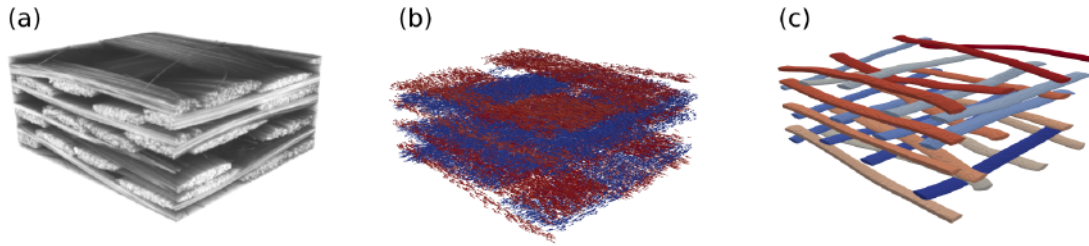


FIGURE 2.5 – Données d'entrées de l'algorithme : μ CT utilisée pour seuiller le masque de la préforme (a), directions locales des fils calculées à partir du tenseur de structure de l'image (b) et modèle géométrique initial (c).

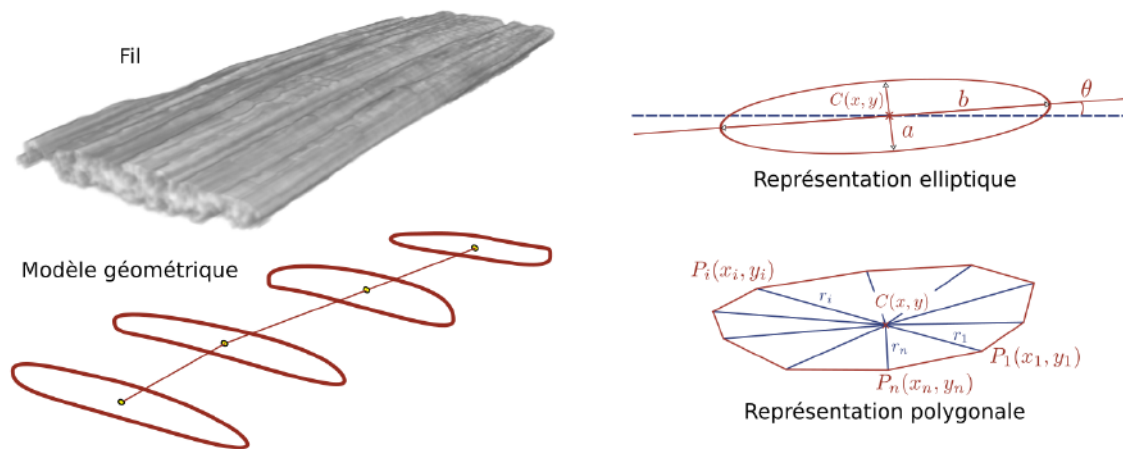


FIGURE 2.6 – Représentation géométrique d'un fil : chaque fil est décrit par une ligne moyenne et une série de sections transverses le long de cette ligne (en bas à gauche). Les paramètres des sections sont fonction du choix de représentation : elliptique ou polygonale (droite).

E_g mesure la ressemblance en niveau de gris entre le modèle et la μ CT : il va orienter l'évolution du modèle vers le masque de la préforme textile. E_d quantifie la ressemblance en direction du modèle géométrique par rapport à la μ CT. Cette mesure va alors être utilisée principalement pour séparer les fils de trame des fils de chaîne. Le dernier terme E_r vise à régulariser E en pénalisant les interpénétrations entre entités du modèle géométrique, ainsi que les configurations géométriques impossibles (p. ex. des dimensions de section de fil exagérées). Les trois composantes de l'énergie E vont être pondérées durant l'optimisation. En fonction de la qualité des données d'entrées, des valeurs α , β , et γ seront choisies pour permettre une convergence optimale de l'algorithme. La pondération évolutive des composantes de l'énergie E au cours de l'optimisation fait l'objet de la section 2.5.1.

Les données d'entrées de l'algorithme, à savoir le modèle géométrique initial, et les informations extraites de la μ CT sont illustrées sur la figure 2.5 et sont détaillées dans les prochains paragraphes. Le calcul des énergies E_g , E_d et E_r sera explicité dans la partie 2.3.

2.2.2 Modèle géométrique initial

Le tissage est décrit par un ensemble de fils, leur représentation géométrique est alors visible à gauche de la figure 2.6. Chaque fil du modèle géométrique va être composé d'un chemin moyen et de sections transverses disposées le long de ce chemin. Une section est définie dans le plan orthogonal à la tangente locale de la ligne moyenne du fil. Chaque section peut être assimilée à

une ellipse : ses paramètres seront alors un grand axe (b), un petit axe (a) ainsi qu'une orientation (θ). Ces sections peuvent aussi être représentées par des polygones, discrétisés de façon régulière, et dont les paramètres sont les distances (r_i) entre chacun des points de discrétisation (P_i) et le centre de la section (C). Les polygones pourront alors décrire des sections quelconques, comme des sections non convexes par exemple. Ces paramétrisations sont visibles sur la droite de la figure 2.6.

Obtention des lignes moyennes : Pour un tissage simple, les chemins moyens réalistes des fils qui le composent peuvent être définis directement à l'aide des plans de tissages initiaux. Pour des cas plus complexes, il est possible de retrouver une description de ces chemins moyens en simulant le procédé de tissage (cf. p.ex. [33]), mais cela reste une difficulté. Plus la complexité du tissage augmente, plus la variabilité du tissage réel par rapport au plan de tissage est importante. Il a été montré que les descriptions idéalisées des chemins moyens peuvent s'écarter significativement du matériau réel [116] : un fil peut alors être décalé de sa position théorique, ou encore, un fil présent théoriquement peut être absent sur le tissage réel. Ces défauts textiles vont alors être rédhibitoires pour l'automatisation de la segmentation. Nous avons alors choisi d'introduire *a priori* la description de l'architecture textile pour éviter ce problème. Des points vont être sélectionnés le long de chaque lignes moyennes à l'aide d'une macro dédiée de Fiji [150]. On cherche alors à pointer le nombre minimal de centres de sections, qui assure une topologie du tissage initiale correcte. Les chemins sont ensuite interpolés par des B-splines pour en obtenir des représentations continues, puis discrétisés au juste besoin. La figure 2.5c, illustre le modèle géométrique qui initialise l'algorithme de segmentation variationnelle dans le cas de la préforme textile 3D. On visualise alors les lignes moyennes de chaque fil. Pour cet exemple, les sections initiales des fils sont choisies elliptiques et avec les paramètres : $\theta = 0$ et a, b doivent juste respecter $a < b$.

Discrétisation des lignes moyennes : Dans le modèle géométrique, la ligne moyenne d'un fil n'est pas représentée par une spline continue, mais par une suite de segments qui relient les points de discrétisation (correspondants aux sections) du fil (voir la figure 2.6 en bas à gauche). Pour représenter au mieux les variations de section des fils, la B-spline (issue du pointage manuel) doit être discrétisée en fonction des courbures locales des fils. Autrement dit, si la courbure du fil est très importante (par ex. les fils de trame de la jonction tissée) : il faut un nombre plus important de sections pour bien la représenter. À l'inverse, pour les portions de fil qui ont une courbure presque nulle, on préférera un nombre peu élevé de points de discrétisations : on réduit ainsi les possibilités de variations parasites de section des fils. Pour trouver la discrétisation optimale de la spline, on utilise la distance de Hausdorff [12, 27], qui consiste à calculer la distance maximale entre deux courbes. Un schéma de l'échantillonnage avec cette méthode est visible sur la figure 2.7a. Premièrement, la courbe C est discrétisée de façon régulière avec un pas d'espace fin. Ensuite pour chaque point x_i , on calcul la distance de Hausdorff entre C et la corde $[x_{i-1}, x_{i+1}]$: si elle est suffisamment faible, x_i est retiré de l'échantillonnage, sinon il est conservé. Trois exemples de discrétisations de fils de trame de la jonction tissée sont visibles sur la figure 2.7b.

Choix des paramètres de section initiaux dans le cas de structures tissées complexes : Dans le cas de la jonction tissée une étape d'initialisation supplémentaire est préconisée, celle-ci est illustrée sur la figure 2.8. En effet, les orientations (θ du modèle géométrique 2.6) préférentielles des sections transverses des fils peuvent être déterminées à partir de la position des fils voisins. Une étape préliminaire consiste alors à trouver, pour chaque section de fil, la valeur de θ qui maximise E . Pour que cette pré-optimisation fonctionne, le choix des paramètres a et b de l'ellipse est ici important. Il faut premièrement un rapport d'aspect faible (une section circulaire ne pouvant être orientée) : donc b suffisamment grand devant a . Il faut aussi que le grand axe b soit suffisamment petit pour que l'ellipse ne s'oriente pas de façon à recouvrir les fils des rangées supérieure et inférieure, c.-à-d. une orientation perpendiculaire à celle recherchée, comme l'illustre le schéma 2.8c. Ensuite, si le petit axe a est trop petit, l'intervalle entre deux rangées de fils sera plus grand : la

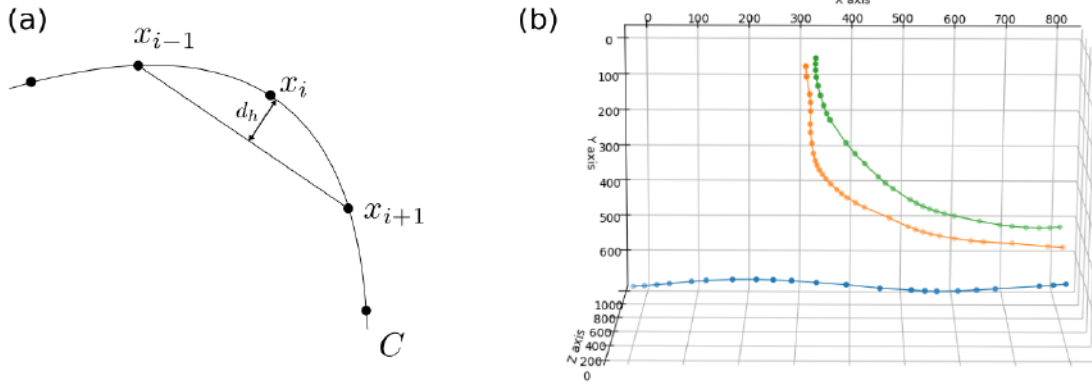


FIGURE 2.7 – Méthode de discrétisation fonction de la courbure locale utilisant la distance de *Hausdorff* (a); Exemples de discrétisations des lignes moyennes de fils en fonction de leurs courbures locales (b).

section elliptique à orienter n'interpénétrera pas les fils voisins pour une plus grande gamme de valeurs de θ . Le choix de l'orientation préférentielle sera donc plus dispersé, comme le montre le schéma 2.8d. En définitive, pour a choisi à peu près égal à l'épaisseur moyenne des fils de la préforme et un rapport $a/b = 1/3$, on obtient des résultats satisfaisants, comme le montre la figure 2.8b. Cette étape ne nécessite aucune autre information que les chemins moyens des fils, et accélère considérablement l'optimisation du modèle géométrique, quand le tissage à optimiser est fléchi.

2.2.3 Masque binaire de la préforme textile

Comme cela est mentionné plus tôt, le niveau de gris de chaque voxel de la μ CT du matériau (dont une vue en coupe est visible sur la figure 2.9a) représente la densité locale du matériau. Pour cet exemple, l'histogramme correspondant (2.9b) apparaît bimodale : une simple valeur seuil peut être utilisée pour séparer les fils du vide. Néanmoins, le choix de cette valeur est important. Trois masques sont représentés sur la figure 2.9c, pour trois choix de valeur seuil : 60, 80 et 100 (sur une dynamique 8-bit). Pour la plus faible valeur, le bruit de l'image situé hors du tissage est potentiellement suffisamment élevé pour être contenu dans le masque, ce qui est nuisible à notre procédé d'optimisation. Pour des valeurs seuils supérieures à 80, l'enveloppe des fils est bien représentée et est indépendante du bruit. En augmentant la valeur seuil, l'enveloppe extérieure est conservée, en revanche la porosité intra-fil sort peu à peu du masque. Pour satisfaire la nature continue des fils dans notre modèle géométrique, il est préférable de choisir une valeur seuil pas trop élevée. Pour cet exemple en particulier, la valeur 80 a été choisie. L'obtention du masque de la jonction tissée n'est pas aussi directe, et sera discutée dans la section 2.5.2.

2.2.4 Directions locales

La deuxième étape de préparation des données d'entrées de l'algorithme consiste à déterminer les directions locales (par voxel) des fils de la μ CT. On utilise alors classiquement le tenseur de structure de l'image G [128, 19] défini comme :

$$G = \nabla I \cdot \nabla I^T \quad (2.2)$$

où ∇I est le gradient en niveau de gris obtenu en utilisant le filtre optimal pour un matériau fibreux [126]. G est ensuite convolué à une fonction gaussienne K_Ω sur un domaine Ω pour diminuer l'effet du bruit de l'image.

$$G_\Omega = K_\Omega * G \quad (2.3)$$

Pour un voxel donné, la direction du fil auquel il appartient correspond alors à la direction du vecteur propre de G_Ω associé à la plus petite valeur propre. Un exemple est donné sur la figure 2.5, les

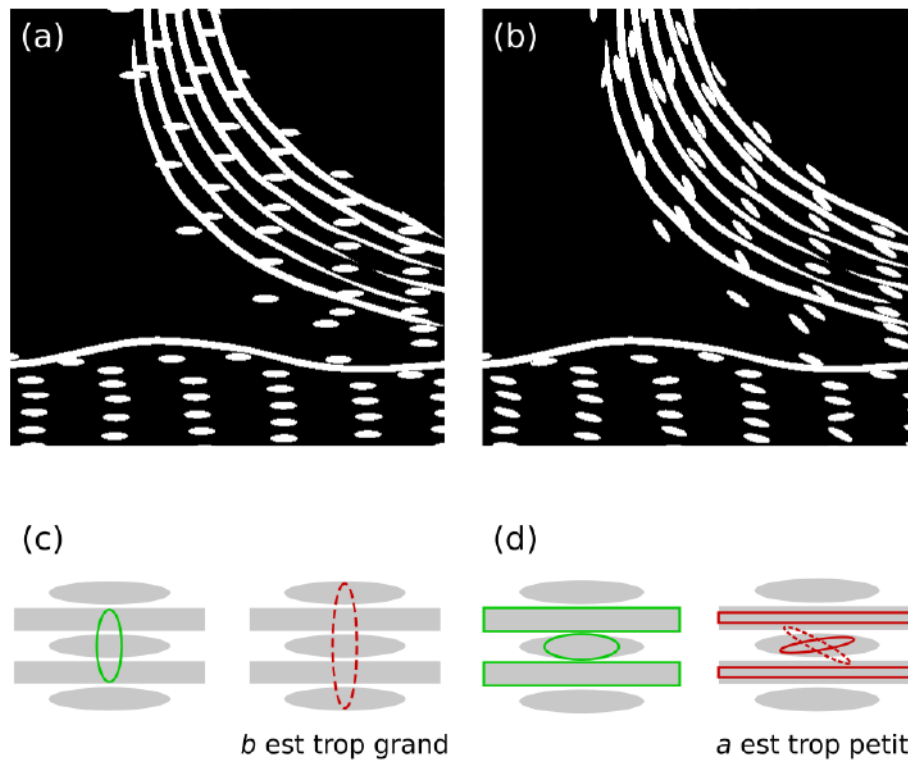


FIGURE 2.8 – Étape de pré-optimisation préconisée dans le cas de la jonction tissée : modèle géométrique initial avec $\theta = 0$ (a) et modèle géométrique initial pré-orienté (b); Choix des paramètres de l'ellipse *a* et *b* initiaux qui assurent le bon fonctionnement de cette étape (c et d).

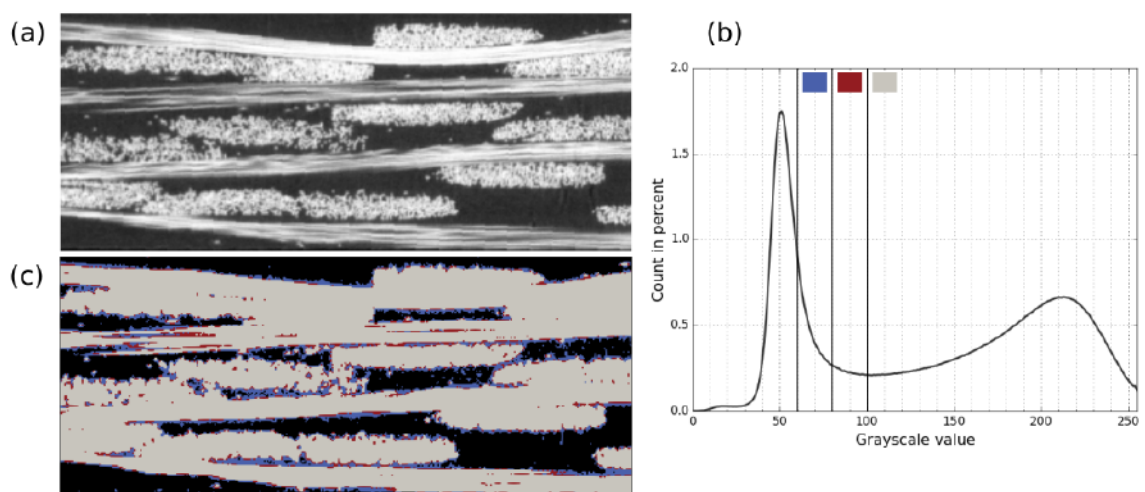


FIGURE 2.9 – Une coupe de la μ CT (a) avec son histogramme de niveau de gris (b). Les masques obtenus de la préforme pour trois valeurs seuils (c).

couleurs correspondent aux orientations dans le plan xy . Cette information va être cruciale pour séparer efficacement les entités fils de direction différente (chaîne et trame). La convolution de G sur un domaine plus large améliorerait sans doute le calcul de direction. En revanche, l'utilisation d'un domaine trop large conduirait à la diffusion des directions calculées entre les fils adjacents. Pour les exemples discutés ensuite, le filtre gaussien utilisé possède une taille correspondante à la moitié de l'épaisseur d'un fil.

2.3 Calcul de l'énergie de ressemblance

Pour évaluer la ressemblance du modèle géométrique par rapport à la μ CT, nous devons calculer son énergie de ressemblance E (cf. 2.1). Le masque, ainsi que les directions locales sont naturellement données sous forme d'images 3D, car ces informations sont extraites de la μ CT. Il est donc préférable, pour la comparaison avec la μ CT, que le modèle géométrique soit lui aussi sous la forme d'une image 3D. Cela permet de calculer l'énergie de ressemblance E entre le modèle géométrique et la μ CT de façon discrète, c.à.d. voxel à voxel. C'est pourquoi, une étape de voxelisation du modèle géométrique intervient avant de calculer l'énergie de ressemblance.

2.3.1 Voxelisation du modèle géométrique

Chaque fil est divisé en tronçons, définis comme les intervalles entre deux sections consécutives le long de la ligne moyenne du fil. Pour voxeliser un tronçon, ses sections frontières sont d'abord discrétisées avec un nombre fixe de points (p_i et q_i sur la figure 2.10). Cela permet de paver l'enveloppe extérieure du tronçon avec des surfaces orientées $[p_i, p_{i+1}, q_i]$. Pour une résolution donnée, la voxelisation consiste simplement à vérifier si les voxels d'un domaine sont à l'intérieur ou à l'extérieur d'un tronçon. Dans le cas elliptique (fig. 2.10a), on vérifie si les voxels sont situés au-dessus ou en-dessous de chaque plan (par rapport à la normale \vec{N} définie fig. 2.10a). Si un voxel se trouve sous chacun des plans, il est considéré dans le tronçon. Dans le cas polygonal, l'enveloppe peut être non-convexe, une méthode de voxelisation permettant de traiter ce cas est alors utilisée. On va vérifier, pour chaque voxel, s'il appartient à l'un des prismes $[c_j, p_i, p_{i+1}, c_{j+1}, q_i, q_{i+1}]$, qui forment alors le tronçon. Pour vérifier l'appartenance d'un voxel à l'un des prismes, les mêmes tests que pour le cas elliptique sont effectués par rapport aux plans qui forment le prisme. Pour un même nombre de points de discrétisations, le cas polygonal nécessite plus de tests que pour le cas elliptique, le rendant ainsi plus coûteux en temps de calcul.

2.3.2 Ressemblance en niveau de gris E_g

Le premier terme E_g mesure la ressemblance entre le masque binaire de la préforme et l'image voxelisée du modèle. Pour un sous-domaine V , un nombre de voxels N_m est calculé, correspon-

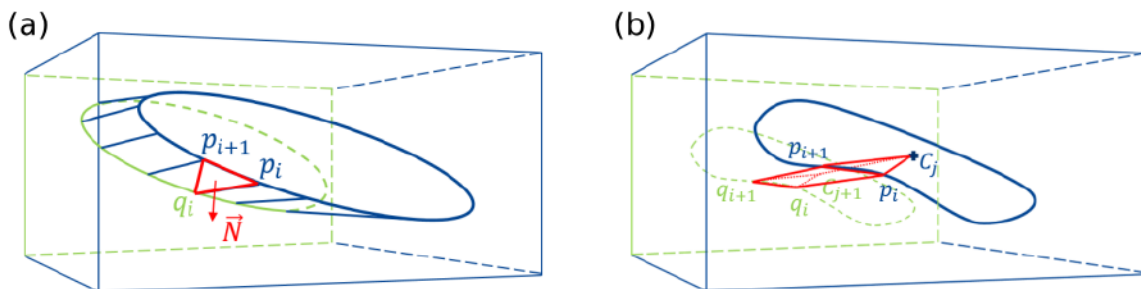


FIGURE 2.10 – Illustration de la méthode de voxelisation d'un tronçon : dans le cas elliptique (a) et dans le cas polygonal (b)

dant aux voxels du modèle incorrectement situés dans le masque de la μ CT. Il comprend les voxels qui appartiennent aux fils du modèle géométrique et au complémentaire du masque de la préforme, ainsi que les voxels qui sont dans le masque de la préforme et hors du modèle géométrique. E_g est donc défini de la façon suivante :

$$E_g = 1 - \frac{N_m}{|V|} \quad (2.4)$$

Où $|V|$ est le nombre de voxels total contenus dans V . Cette définition est similaire à l'indice de Jaccard ou encore à d'autres métriques caractérisant l'intersection entre deux masques [161].

2.3.3 Ressemblance en direction E_d

Le calcul du deuxième terme E_d mesure la ressemblance entre les directions des fils calculées à partir du tenseur de structure de l'image et les directions des entités du modèle géométrique. Pour chaque voxel inclus dans un fil du modèle géométrique, son centre est projeté sur la ligne moyenne du fil. La tangente locale au niveau du projeté définit la direction géométrique locale du voxel. Pour tous les voxels du modèle géométrique, on compare ensuite leur direction locale avec les directions calculées à partir du tenseur de structure de la μ CT. Si l'angle que forme les deux vecteurs est inférieur à une valeur seuil ($\theta = 15^\circ$ dans la suite), on considère que le voxel est bien orienté. E_d est finalement définie comme le rapport des voxels satisfaisants cette condition par rapport au nombre de voxels contenus dans le modèle géométrique.

2.3.4 Régularisation et gestion de l'interpénétration

L'intérêt du dernier terme E_r est double : il agit comme un terme de régularisation ainsi qu'un terme pénalisant l'interpénétration des entités du modèle géométrique. On peut le définir comme la somme de deux contributions : $E_r = E_p + E_i$. E_p vise à pénaliser les cas où le choix d'une configuration géométrique donnée est aberrante. Par exemple, si le grand axe choisi n'est pas inclus dans un intervalle donné, ou encore si le rapport d'aspect de l'ellipse dépasse une certaine limite. Une valeur arbitrairement grande est attribuée à E_p le cas échéant, pour pénaliser l'énergie de ressemblance E . Le second terme E_i vise à réduire l'interpénétration des entités du modèle géométrique. En effet, durant la phase de voxelisation du modèle géométrique, chaque fil est labellisé individuellement. Quand deux fils s'interpénètrent, un voxel peut se voir attribuer plus d'un label. Un taux d'interpénétration, correspondant à l'énergie E_i , est alors défini comme le rapport du nombre de voxels multi-labellisés sur la taille du domaine considéré.

2.4 Algorithme d'optimisation du modèle géométrique

Les données d'entrées et le détail du calcul de l'énergie de ressemblance ont été développés dans les sections précédentes. Nous allons maintenant nous intéresser à l'optimisation du modèle géométrique initial régie par la ressemblance du modèle vis-à-vis de la μ CT. Le principe consiste à perturber les paramètres qui décrivent le modèle géométrique, c.-à-d. les positions des lignes moyennes et les paramètres qui décrivent le contour des fils, dans le but d'augmenter l'énergie de ressemblance du modèle. Le nombre de paramètres augmente alors rapidement avec la taille du modèle considéré, allant d'un millier pour un modèle petit à plus de 100000 pour les plus grands. C'est pourquoi, une optimisation directe de tous les paramètres ne semble pas réaliste. De plus, la fonction objectif n'est pas nécessairement continue ni convexe, et le problème risque de présenter des minimums locaux : une optimisation basée sur un algorithme à direction de descente ne semble pas la solution pertinente. Nous avons opté pour un algorithme heuristique itératif construit sur une échelle globale (celle de l'image de μ CT) et une échelle locale (celle d'un tronçon de fil), dont le schéma est disponible sur la figure 2.11.

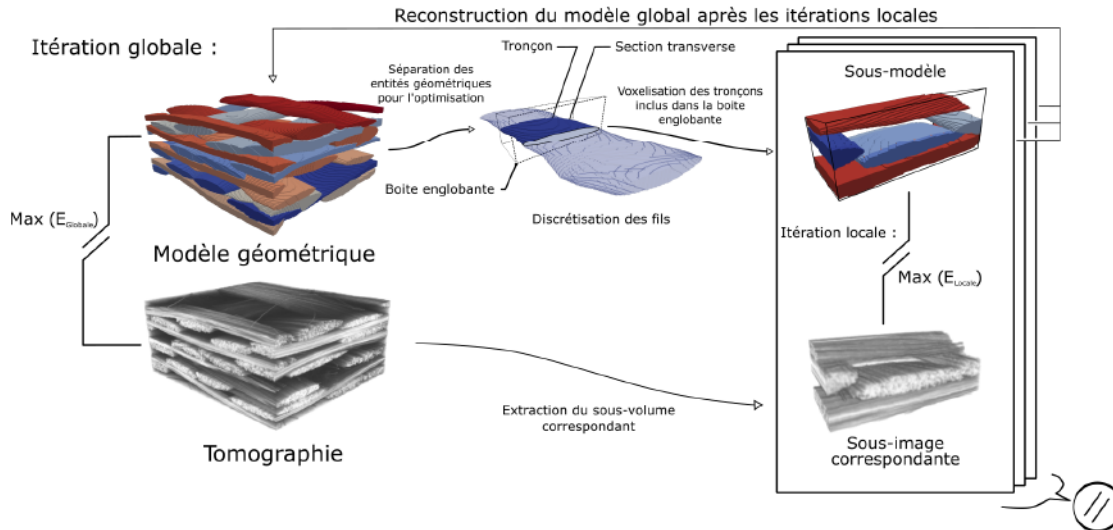


FIGURE 2.11 – Schéma de l'approche itérative à deux échelles.

2.4.1 Approche itérative à deux échelles

La perturbation d'un paramètre définissant la géométrie d'une section ne va entrainer de modification de son fil parent que sur un domaine restreint, car une section n'est partagée que par deux tronçons consécutifs. Les changements de paramètres effectués sur des sections séparées d'au moins deux tronçons sont donc indépendants. C'est pourquoi, pour chaque tronçon, nous allons chercher à l'optimiser localement, dans un sous-domaine délimité par sa boîte englobante. Pour inclure tous les changements de géométrie possibles du tronçon, on élargit suffisamment les limites du sous-domaine : un exemple est donné sur le schéma 2.11, en haut à droite. Les sous-domaines sont alors traités via une optimisation heuristique explicitée dans la section suivante 2.4.2. Étant construits indépendamment, les sous-modèles peuvent être traités en parallèle. Toutefois, chaque section est partagée par deux tronçons consécutifs. Pour deux tronçons consécutifs, les paramètres de leur section commune vont être modifiés dans les deux sous-modèles correspondants. Quand les traitements de deux sous-modèles consécutifs sont simultanés, des situations de compétition sur le choix des paramètres apparaissent. Pour limiter ces compétitions et éviter un biais provoqué par un ordre de traitement systématique des sous-modèles, cet ordre est redéfini à chaque itération globale de manière aléatoire. Quand tous les sous-modèles sont optimisés, le modèle géométrique global est mis à jour : à l'itération globale suivante, chaque sous-domaine est reconstruit, mettant à jour l'environnement des tronçons ciblés, comme le montre la figure 2.11. Cette procédure est répétée tant qu'un état stationnaire n'est pas atteint. La convergence de l'algorithme est suivie par l'évolution de la ressemblance du modèle géométrique global à la μ CT : E et de ses composantes : E_g , E_d et E_i .

2.4.2 Optimisation heuristique locale

Comme cela a été évoqué, chaque sous-domaine est construit autour d'un tronçon, deux sections sont alors impliquées. Pour chacune de ces sections, les paramètres à optimiser sont donc : la position de son centre C , les axes a et b et l'orientation θ dans le cas elliptique, et dans le cas polygonal, les distances r_i (cf. Fig 2.6). Au total, chaque section a 5 paramètres à optimiser dans le cas elliptique et $n + 2$ dans le cas polygonal, avec n le nombre de points de discrétisation du polygone. De plus, pour chaque sous-modèle, deux sections sont à optimiser. L'optimisation locale des sous-modèles est réalisée en utilisant un algorithme similaire à une approche Monte-Carlo. Les paramètres à optimiser sont traités de manière séquentielle, dans un ordre aléatoire. Pour optimiser un paramètre, on perturbe sa valeur et on regarde ensuite si l'énergie de ressemblance du sous-modèle est améliorée. Pour chaque paramètre, des valeurs tests sont tirées dans des in-

tervalles continus centrés sur les valeurs actuelles des paramètres. Pour évaluer l'influence d'une perturbation, le sous-modèle (tronçon cible et son voisinage) est revoxélisé. L'énergie de ressemblance du sous-modèle est alors re-calculée. Si la perturbation améliore E , le paramètre prend la valeur test, sinon il conserve l'ancienne valeur. Cette procédure est réalisée itérativement sur tous les paramètres. Localement, aucune convergence n'est recherchée : seuls quelques cycles de tests de paramètres sont réalisés, typiquement de 3 à 10. Dans la pratique, cela suffit pour assurer une amélioration notable de l'énergie de ressemblance à chaque itération locale, sans pour autant causer des variations de géométries préjudiciables pour les sous-modèles voisins.

2.5 Résultats et discussion

Toutes les procédures présentées au dessus, c.-à-d. la voxelisation du modèle géométrique, les calculs d'énergies de ressemblance, et l'algorithme d'optimisation ont été implémentées dans un code maison en C++. La parallélisation du code est gérée avec des fonctions de la bibliothèque *OpenMP*. Un résultat typique de l'utilisation de notre approche sur le tissage 3D utilisé pour le développement de l'algorithme est illustré sur la figure 2.12. Premièrement, en comparaison directe avec la μ CT originale, ce résultat est visuellement satisfaisant. Ce modèle géométrique contient 53 fils divisés en 328 tronçons, et la μ CT correspondante contient $600 \times 150 \times 800$ voxels. Le processus d'optimisation a pris moins de cinq heures sur une machine Xeon® E5-2630 de 6 cœurs. Cette exemple sera utilisé dans la suite pour analyser la convergence de l'algorithme, en explicitant clairement le rôle de chaque terme de l'énergie de ressemblance et de leurs pondérations, dans la convergence de l'algorithme. La sensibilité de notre approche à la qualité des données d'entrées sera ensuite analysée. Ensuite, en utilisant la mesure de ressemblance définie pour cette approche, nous allons comparer quantitativement notre résultat avec d'autres méthodes de segmentation plus classiques. Finalement, le résultat de notre approche au cas plus complexe de la jonction tissée étudiée dans la thèse sera présenté.

2.5.1 Analyse de la convergence de l'algorithme

La convergence de l'algorithme dépend principalement de deux facteurs : la forme des sections transverses des fils (elliptique ou polygonale), et les poids attribués aux termes énergétiques qui composent E (éq.2.1). Nous avons obtenu la convergence la plus efficace (rapide et précise) empiriquement, en utilisant successivement une description elliptique puis polygonale, et en adaptant les valeurs de α , β et γ au cours de l'optimisation. Le choix de description géométrique des sections transverses des fils va évidemment influencer la géométrie finale du modèle du tissage, mais aussi accélérer ou ralentir significativement le processus d'optimisation. En effet, les polygones peuvent décrire des formes complexes, par exemple non-convexe, mais nécessitent plus de

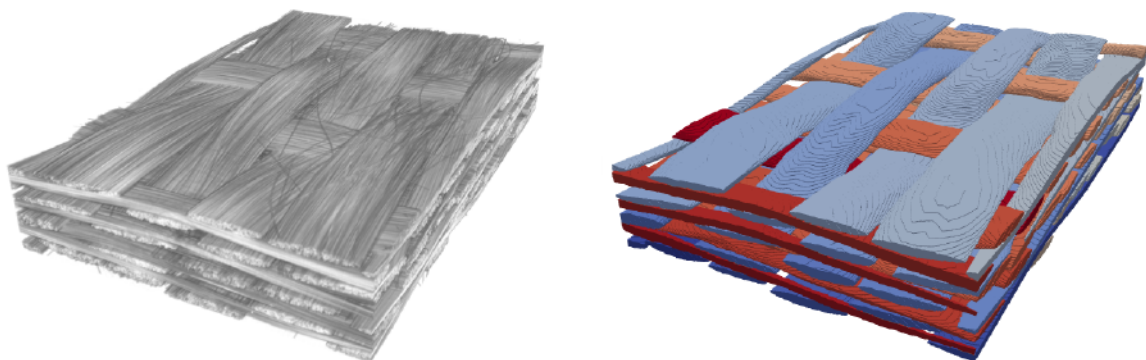


FIGURE 2.12 – Résultat typique obtenu avec notre approche : la μ CT de la texture tissée 3D (gauche) et le modèle optimisé correspondant (droite).

paramètres et une méthode de voxelisation plus compliquée. Une itération globale polygonale va alors prendre 3 à 5 fois plus de temps CPU qu’une itération globale elliptique. Dans la pratique, nous utilisons les descriptions elliptiques pour les premières itérations (jusqu’aux 50 premières, cf. figure 2.14) pour obtenir un premier modèle approché de la préforme textile. Ensuite, la description devient polygonale pour les itérations finales, dans le but de raffiner l’enveloppe des fils du modèle géométrique. L’optimisation elliptique peut être perçue comme une initialisation d’un problème polygonal. On s’attend alors à obtenir (même si nous n’avons pas réalisé les tests pour) des résultats similaires en utilisant exclusivement des itérations polygonales, avec un temps CPU bien plus conséquent pour atteindre le même niveau de description. L’utilisation initiale d’une description elliptique permet aussi d’éviter, à moindre effort numérique, des choix de paramètres de section absurdes qui conduisent à des minimums énergétiques locaux. En effet, il est plus facile de contrôler l’évolution de la section d’une ellipse, en utilisant par exemple son rapport d’aspect.

Durant les premières itérations, le critère d’optimisation est principalement guidé par le terme énergétique de niveau de gris E_g : initialement $\alpha = 1$, $\beta = 0$ et $\gamma \ll 1$ dans l’équation 2.1. γ n’est pas nul mais est choisi très faible. Cela permet de rendre négligeable γE_i devant les autres termes : l’interpénétration n’est pas pénalisée, alors que γE_p reste suffisamment grand pour que les choix de paramètres aberrants soient rejetés. Associé à la description elliptique, ce choix de pondération permet au modèle géométrique de rapidement recouvrir le masque de la préforme, comme le montre la figure 2.13 (dès l’itération 10) et la figure 2.14 où une asymptote est atteinte rapidement (< 10 itérations) pour l’énergie E_g globale. Si la ressemblance au masque de la μ CT est quasi optimale, les fils de chaîne ainsi que les fils de trame ne sont pas bien assignés aux niveaux de leurs intersections et le taux d’interpénétration est important (voir E_i fig. 2.14). C’est pourquoi, dans les itérations suivantes, β est progressivement augmenté au détriment de α jusqu’à atteindre $\alpha = \beta = 0.5$ en conservant $\alpha + \beta = 1$. L’évolution de ces valeurs est linéaire jusqu’à la fin des itérations elliptiques. L’ajout de la composante E_d sert alors à séparer les chaînes des trames. La figure 2.14 illustre l’augmentation de E_d jusqu’à l’itération 37 alors que E_g reste constant. Par la suite, on maintient α et β constants, avec $\alpha = \beta = 0.5$ pour cet exemple. L’étape suivante consiste à ajouter la correction des interpénétrations persistantes, chaîne/chaîne ou trame/trame, en faisant peser E_i dans le critère d’optimisation. Pour ce faire, on impose $\gamma \approx 10$ pour que $\alpha E_g \approx \beta E_d \approx \gamma E_i$, les trois termes agissent de la même manière sur le calcul de E . Par conséquent, l’interpénétration globale du modèle décroît fortement (fig. 2.14) entre les itérations 37 et 50.

La diminution de l’interpénétration est clairement visible sur la figure 2.13 (itération 50), où les fils apparaissent complètement séparés. La désinterpénétration du modèle s’accompagne d’une baisse de ressemblance en niveau de gris, qu’on associe au manque de représentativité des ellipses par rapport aux géométries réelles des fils. Le seul moyen de réduire l’interpénétration du modèle consiste à diminuer leurs dimensions. Le résultat visible à l’itération 50 est l’optimal du problème elliptique cherchant à minimiser le taux d’interpénétration. Comme cela a été mentionné au début de la section, après l’itération 50, on opte pour une description polygonale pour améliorer la ressemblance du modèle. Pour accélérer le processus, les premières itérations polygonales sont optimisées sans le critère d’interpénétration avec $\gamma \ll 1$. Cela permet de mieux représenter le contour des fils (voir l’itération 62 fig. 2.13), on constate aussi une augmentation de E_g globale (entre les itérations 50 et 61), sans trop pénaliser E_i . Pour les dernières itérations, les pondérations des composantes de E reviennent comme à la fin des itérations elliptiques ($\gamma \approx 10$ et $\alpha E_g \approx \beta E_d \approx \gamma E_i$). L’interpénétration du modèle décroît lentement, tandis que E_g et E_d restent constantes. La séquence d’évolution des paramètres de convergence permet finalement d’obtenir un modèle géométrique qui maximise E_g et E_d et minimise E_i , le modèle final est donc optimal vis-à-vis de notre définition de la ressemblance E . En ce qui concerne l’arrêt de l’optimisation, aucun critère basé sur la ressemblance n’a été utilisé; le processus est simplement stoppé après un certain nombre d’itérations. Éventuellement, il pourrait être arrêté quand E_i atteint une valeur déterminée.

De part la nature stochastique de l’optimisation, la répétition de l’optimisation avec les mêmes

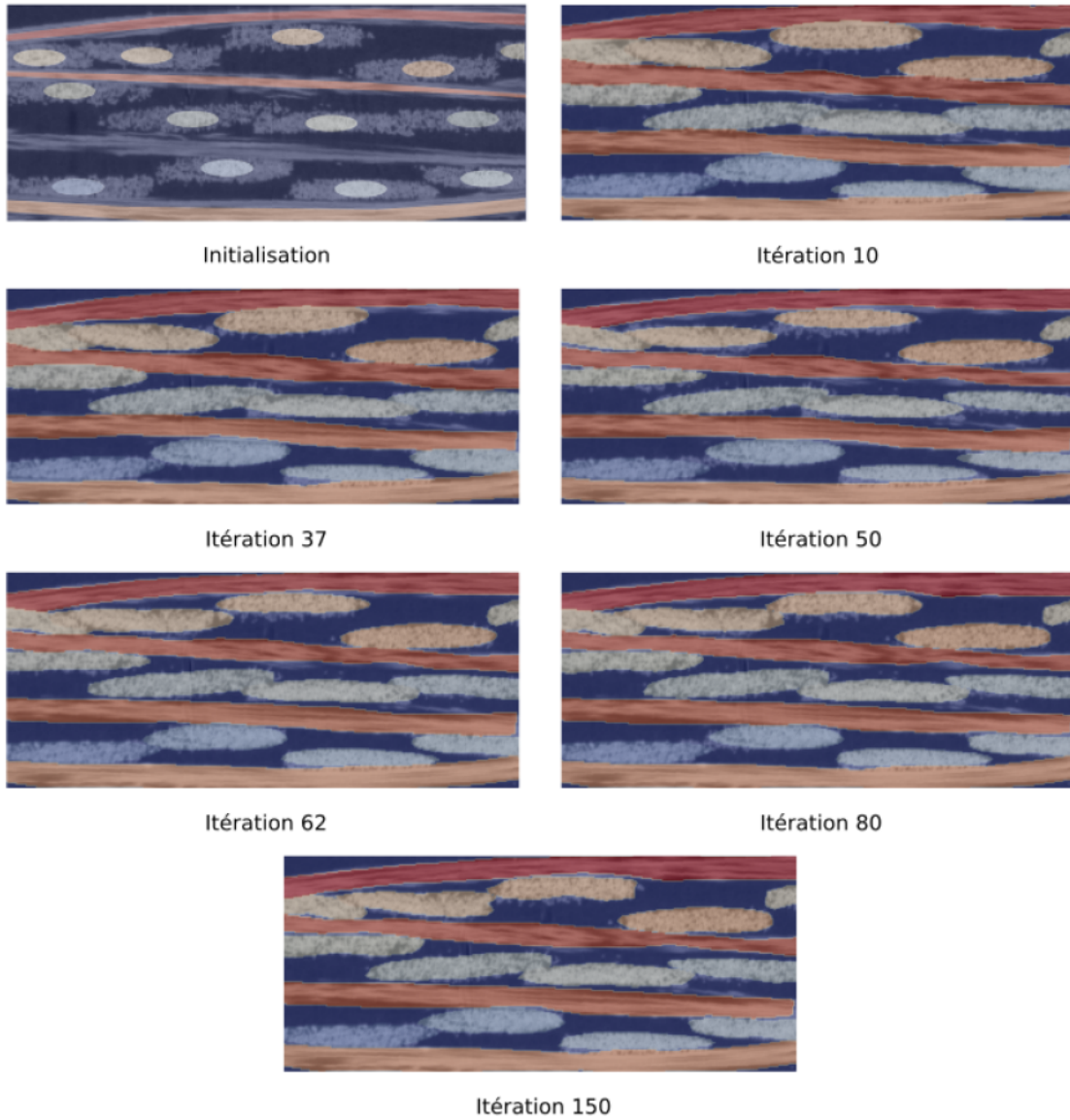


FIGURE 2.13 – Évolution de la géométrie des fils durant le processus d'optimisation pour le modèle présenté sur la figure 2.12. Pour un panel d'itérations sélectionnées, le modèle en construction est représenté au dessus de la μ CT correspondante.

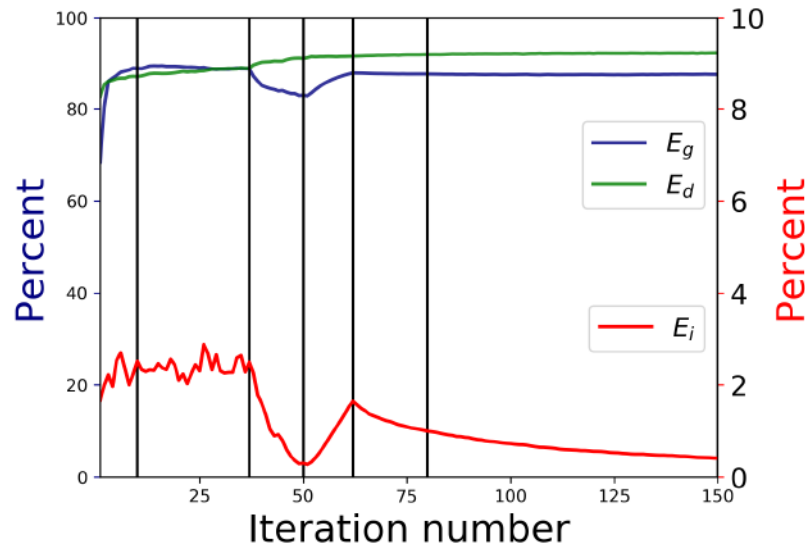


FIGURE 2.14 – Évolution des composantes de la mesure de ressemblance E durant l'optimisation. Les traits verticaux correspondent aux itérations illustrées sur la figure 2.13.

données d'entrées conduit à des résultats légèrement différents. Cependant, pour un même nombre d'itérations, les résultats restent très proches et sont visuellement indiscernables. L'évolution des valeurs des composantes de E est aussi reproductible : les valeurs moyennes et les écarts types des énergies calculées à la fin du processus d'optimisation sont indiqués plus loin (section 2.5.3) dans le tableau 2.1. Les écarts type de E_g et E_d sont inférieurs à 1%, et celui de E_i inférieur à 0.5%

2.5.2 Dépendance aux données d'entrées

La qualité des résultats va dépendre de la résolution et de la dynamique de la μ CT utilisée. La résolution de la μ CT doit être suffisante pour décrire précisément la géométrie des fils de la préforme. L'exemple de la section précédente a été extrait d'une μ CT avec résolution de $10\mu m/voxel$. Pour le genre de matériau tissé étudié, on estime qu'une résolution limite de $25\mu m/voxel$ permettrait encore de bien représenter l'enveloppe du tissage.

Contraste des niveaux de gris : Les niveaux de gris des fils et du reste de l'image doivent être suffisamment différents pour construire un masque avec une seule valeur seuil. Dans le cas où seul la préforme textile est tomographiée, le cas a été traité dans la section 2.2.3. Dans le cas d'un composite tissé, dans lequel la préforme est partiellement ou totalement infiltrée de matrice, le contraste est potentiellement plus faible entre les fils et la matrice, la valeur seuil doit être choisie avec plus d'attention. C'est pourquoi la méthode ne peut fonctionner en utilisant la μ CT d'un composite à matrice céramique au stade final de fabrication. Les coefficients d'atténuation des fils infiltrés et de la matrice étant les mêmes, on ne peut plus les différencier. Le choix de seuil se complique aussi dans le cas de l'utilisation de μ CT présentant des artefacts liés à la reconstruction de μ CT, comme le durcissement de faisceau (beam hardening) ou encore les "ring artifact". Dans ces cas, les μ CT doivent être traitées pour diminuer l'effet de ces artefacts et obtenir un masque approprié [141, 78]. Pour le cas de la jonction tissée, comme explicité dans le **chapitre 1**, les μ CT utilisées ont été acquises après l'infiltration de la barbotine de poudre SiC (qui a alors un coefficient d'atténuation différent de celui des fils) et donc avant l'étape finale. Le contraste fil/matrice reste donc suffisant pour créer le masque du tissage. En ce qui concerne la gestion des artefacts de reconstruction, nous avons préféré les minimiser en positionnant judicieusement la pièce dans le tomographe, comme le montre la figure 2.15. La zone d'intérêt est déportée du centre de rotation de la platine pour éviter les "ring artifact" (plus probables autour du centre de rotation). De

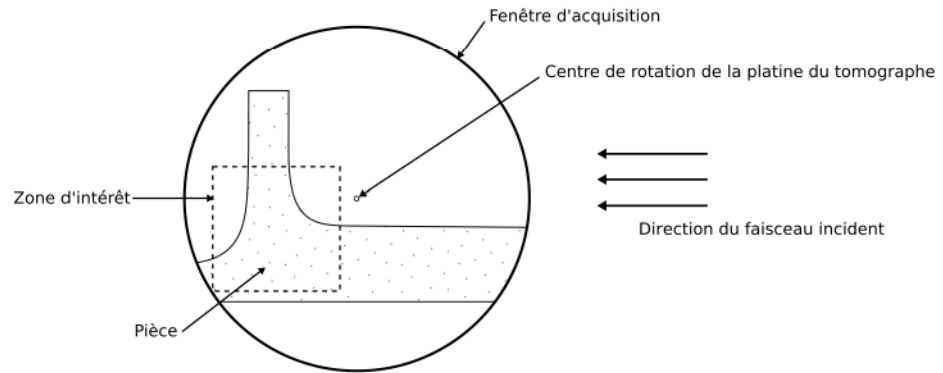


FIGURE 2.15 – Mise en place de la pièce étudiée dans le tomographe.

plus, les deux jonctions de la pièce sont tomographiées séparément, nous permettant d'atteindre des résolutions de $15\mu m/voxel$ en réalisant deux μCT locales. Finalement la pièce est disposée sur la platine en s'assurant que le système de mise en position ne traverse pas les rayons X, aucun artéfact de durcissement du faisceau n'a donc été observé. De ce fait, nous n'avons pas eu de corrections d'artéfacts à appliquer à la μCT de la jonction tissée. En revanche, la forme macroscopique de la pièce entraîne une évolution des niveaux de gris moyens de la μCT . En effet, en fonction de la hauteur de la pièce, le faisceau incident va traverser plus ou moins de matière : dans la disposition visible sur la figure 2.15, les rayons X seront plus atténués par la partie basse de la pièce qui apparaîtra alors plus foncée sur la μCT résultante. Dans notre cas, cet artéfact de forme reste relativement simple à anticiper, et un rehaussement des niveaux de gris de la partie basse suffit à obtenir un masque du tissage satisfaisant. Dans le cas d'un contraste faible ou encore plus dépendant localement de la forme de la pièce, on pourrait aussi remplacer l'utilisation d'un masque binaire par une cartographie de probabilité. En interpolant l'histogramme avec un modèle de mélange gaussien, on pourrait alors assigner à chaque voxel une probabilité d'appartenance au tissage plutôt qu'une valeur constante.

Calcul de direction : La résolution et le contraste de la μCT vont aussi influencer le calcul des directions locales. Plus précisément, la μCT doit présenter suffisamment de texture pour permettre l'obtention d'un tenseur de structure correct (voir la section 2.2.4). Dans le cas des composites tissés, la texture de l'image est contrôlée par les fibres. Il n'est pas nécessaire d'apercevoir le contour des fibres pour obtenir une texturation suffisante, en revanche un gradient intra-fil est nécessaire pour permettre le calcul du tenseur de structure. La porosité intra-fil, existante dans le cas particulier des CMC, peut suffire à assurer ce gradient.

Pour évaluer la sensibilité de notre approche au calcul de directions locales, nous avons comparé deux segmentations différenciées uniquement par la qualité de leurs directions locales. Le cas témoin utilise des directions calculées avec la μCT pleine résolution ($10\mu m/voxel$). On a ensuite artificiellement réduit la qualité de la μCT en moyennant les niveaux de gris sur un volume de $4 \times 4 \times 4$ voxels pour calculer les directions utilisées dans le second cas. Les directions locales correspondantes aux deux cas sont illustrées sur la figure 2.16. Dans le second cas, les directions sont bruitées, particulièrement aux intersections chaîne/trame. Cependant, les modèles optimisés montrent que ces erreurs de direction n'influent que localement les résultats. Les fils sont obligés de réduire les dimensions de leurs sections pour minimiser les incompatibilités avec les directions erronées. Dans le processus d'optimisation, si la confiance dans le calcul de direction est faible, on peut diminuer l'importance de E_d sur le critère d'optimisation en réduisant la valeur maximale de β . La séparation chaîne / trame se reposera alors d'avantage sur le critère d'interpénétration E_i .

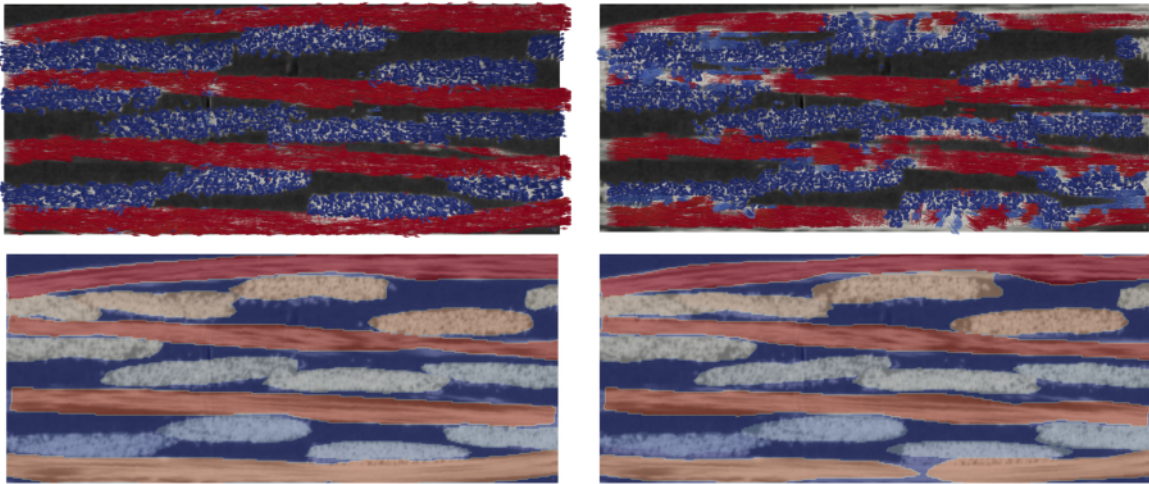


FIGURE 2.16 – Influence de la qualité de la μ CT sur le calcul de direction local. Les directions calculées sont représentées par des glyphes colorées en fonction de leur orientation (en haut) pour un calcul sur un μ CT pleine résolution (gauche) et la même μ CT sous-résolue (droite). Les modèles correspondants obtenus avec notre approche sont visibles en dessous.

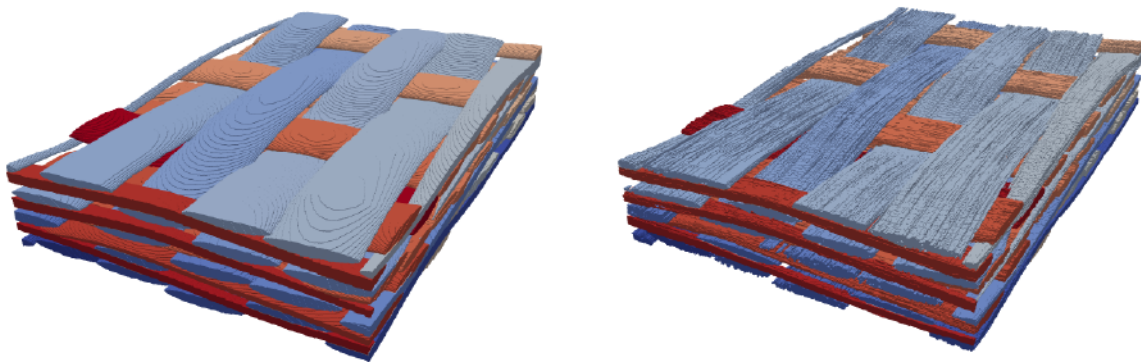


FIGURE 2.17 – Modèles résultants d'une segmentation manuelle (droite) et d'une approche géométrique elliptique (gauche).

2.5.3 Comparaison aux autres méthodes de la littérature

Notre approche permet d'obtenir des modèles géométriques qui sont optimaux vis-à-vis de la définition de l'énergie de ressemblance introduite au début du chapitre. Cette mesure de ressemblance peut aussi permettre d'évaluer la qualité d'autres modèles obtenus avec d'autres méthodes. On peut alors évaluer la différence topologique moyenne (introduite par [116]) entre une μ CT et une segmentation. Dans la suite, nous avons effectué la comparaison de notre méthode avec deux autres approches : l'une correspond à un modèle géométrique avec des ellipses constantes et l'autre est la segmentation complètement manuelle de la μ CT. Le premier modèle est similaire à celui utilisé comme *a priori* géométrique dans notre approche, mais l'ellipse choisie pour représenter la section des fils possède des paramètres a et b correspondants aux moyennes des mesures effectuées sur la μ CT. Pour que la comparaison soit équitable, nous avons utilisé pour ce modèle les chemins moyens déterminés manuellement (cf. sec. 2.2.2), et non pas les chemins moyens théoriques. La segmentation manuellement de la μ CT a été réalisée en utilisant les outils de la bibliothèque Avizo 9.0 (FEI). Chaque fil a été individualisé sur plusieurs coupes 2D de la μ CT en utilisant l'outil baguette magique et des corrections manuelles ; les contours obtenus sont ensuite interpolés pour construire l'enveloppe de chaque fil. Les modèles correspondants sont illustrés sur la figure 2.17 et seront comparés avec le modèle obtenu par notre approche, qui est visible sur

	E_g	E_d	E_i
Modèle ellipse constante	0.8672	0.8920	0.0513
Segmentation manuelle	0.8583	0.8238	0.0053
Notre méthode	0.8690	0.9158	0.0048
	(0.0048)	(0.0097)	(0.0006)

TABLEAU 2.1 – Valeurs de E_g , E_d et E_i pour les modèles illustrés sur la figure 2.17 (modèle elliptique et segmentation manuelle) et pour le modèle obtenu avec notre approche (fig. 2.12).

la figure 2.12.

La mesure de ressemblance E de chaque modèle a été calculée suivant la procédure décrite dans la section 2.3. Les valeurs correspondantes de E_g , E_d et E_i sont indiquées dans le tableau 2.1.

Modèle ellipse constante : Les valeurs de E_g et E_d sont quasiment identiques entre le modèle ellipse constante et celui que l'on a généré avec notre approche. On explique cela car d'une part, la forme des sections transverses des fils de ce tissage est assez proche de la forme elliptique, et d'autre part les variations de dimensions des sections le long des fils ne sont pas majeures ; cette approximation elliptique constante semble acceptable en ne regardant que E_g . Les valeurs de E_d sont presque identiques car nous avons utilisé les mêmes chemins moyens initiaux avec les deux méthodes. Pourtant, le modèle ellipse constante présente un taux d'interpénétration bien plus élevé ($> 5\%$ contre $< 0.5\%$). Cette interpénétration est inhérente à l'utilisation d'une description elliptique, comme nous l'avons vu dans la section 2.5.1. Ce modèle elliptique se trouve être proche d'un état de notre modèle pendant le processus d'optimisation : avant l'itération 40, quand la représentation elliptique n'est pas encore pénalisée par le critère de désinterpénétration. Leur différence en E_i (5% pour le modèle ellipse constante contre 2% à 4% avant l'itération 40 de notre approche) peut être expliquée par l'utilisation de sections variables le long des fils. Ce taux d'interpénétration important peut alors empêcher la génération de maillage éléments finis, et doit être minimisé.

Segmentation manuelle : La segmentation manuelle peut être considérée comme la méthode la plus fidèle à la μ CT, même si elle est dépendante des choix de l'opérateur. Étonnamment, elle possède les plus faibles valeurs de E_g et E_d . E_g reste cependant très proche des autres méthodes. En tenant compte de l'écart type de notre méthode, on estime que cette différence n'est pas significative. En revanche, la différence en termes de E_d , plus importante, était inattendue. Dans ce cas, le chemin moyen des fils est défini à partir des barycentres des sections transverses segmentées manuellement. En fonction de la forme exacte du contour des fils, la position du barycentre peut être quelque peu décalée de sa position optimale, ce qui perturbe alors le calcul de direction locale du tronçon. Pour la segmentation manuelle, la direction du modèle est alors dépendante de la géométrie du contour des fils, alors que dans notre méthode : les chemins moyens - et donc, les directions géométriques locales - sont optimisés indépendamment de la forme des contours de fils. Finalement, on constate que la valeur de E_i du modèle géométrique est similaire à celle obtenue avec notre approche.

2.5.4 Capacités de notre approche

Comme cela a été illustré au dessus, notre approche permet de générer des modèles réalistes qui sont au moins aussi fidèles à la μ CT que ceux obtenus par segmentation manuelle. L'optimisation de la géométrie des fils est par contre automatique, ce qui réduit radicalement le temps de processus manuel et s'affranchit des choix de l'opérateur. La préforme utilisée pour discuter les détails d'implémentation et la convergence de l'algorithme était volontairement simple, notamment pour permettre la comparaison avec la segmentation manuelle. Mais la méthode a été développée dans le but de segmenter et labéliser des préformes complexes. La figure 2.18 montre

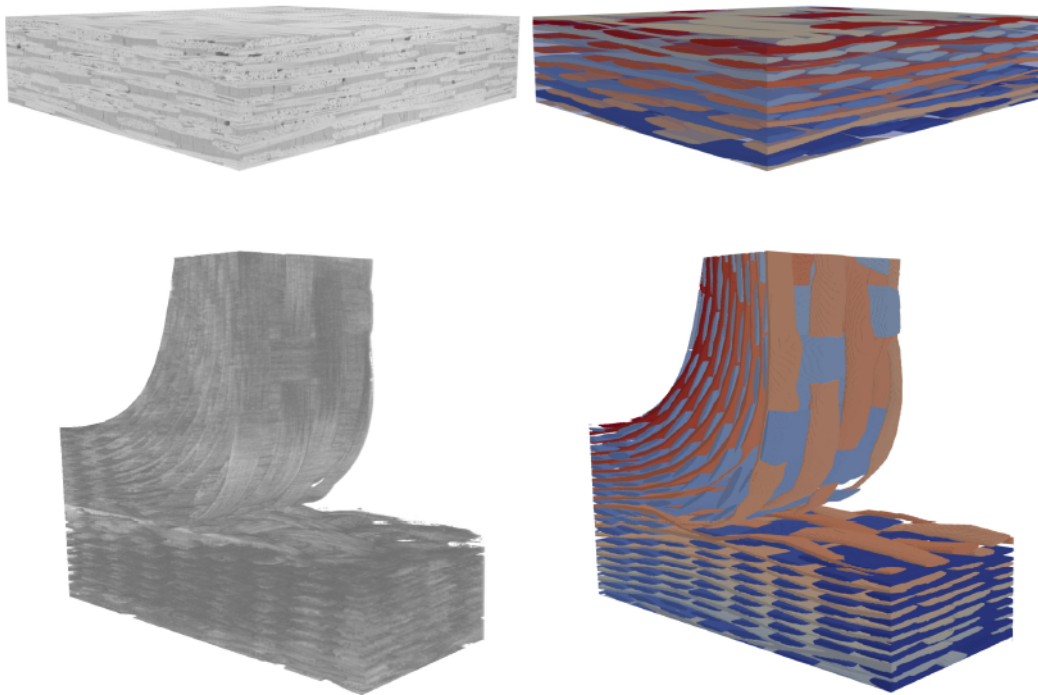


FIGURE 2.18 – Illustration des possibilités de notre approche. μ CT (gauche) et modèles segmentés correspondants (droite) pour un composite oxyde/oxyde (haut) et pour la jonction tissée de notre étude (bas).

les capacités de notre approche : le premier exemple en haut est un composite oxyde/oxyde tissé, tandis que le bas de la figure illustre la jonction tissée étudiée. Ces exemples montrent que notre approche est applicable sur un composite, tant que sa μ CT présente un contraste suffisant entre les fils et la matrice. Pour le composite oxyde/oxyde, la matrice micro-poreuse apparaît plus claire en μ CT, et pour la jonction tissée : le niveau de gris moyen de la barbotine se différencie lui aussi de celui des fils (la barbotine a été masquée sur l'image de μ CT de la figure 2.18 pour mieux comparer les fils; dans le **chapitre 3** la μ CT complète sera visible). Le cas de la jonction tissée démontre le potentiel de notre approche. Pour cet exemple, les autres méthodes de segmentation ne sont ni appropriées, ni applicables. Même s'il est possible de créer un modèle approché à partir des plans de tissage [33], les méthodes purement géométriques ne permettent ni de capturer les variations locales de sections transverses, qui sont plus importantes que pour les textures textiles simples, ni de représenter les déviations des chemins idéaux des fils dues à l'interaction entre fils (de chaîne et de trame) durant le procédé de fabrication. Cela requerrait alors soit des interventions manuelles, soit des corrections *ad hoc* pour modifier la forme des fils en fonction de leur position dans le tissage [18].

Besoin numérique pour l'exemple de jonction tissée : Quand la taille et la complexité du tissage augmente, le besoin de ressource numérique par notre méthode augmente aussi. Dans le cas de la jonction tissée, l'identification manuelle des chemins moyens des fils (voir sec. 2.2.2) a nécessité une demi journée de travail. Ce modèle géométrique initial contient 1942 tronçons, et la taille de l'image de μ CT correspondante est de $800 \times 800 \times 300$ voxels. Pour obtenir le modèle illustré sur la figure 2.18, on a choisi d'utiliser 50 itérations elliptiques et 20 itérations polygonales pour le processus d'optimisation, avec 15 points de discrétisation polygonaux. L'optimisation a nécessité 28.5 heures (11.5h pour les itérations elliptiques et 17h pour les polygonales) sur une machine Xeon® E7-8870 de 40 cœurs. Grâce à la structure de l'algorithme, le temps de calcul varie linéairement avec le nombre de tronçons et aussi avec le nombre d'itérations; il est donc possible de prédire le

temps de calcul pour un jeu de paramètres d'optimisation et une puissance de calcul donnés. Le temps total nécessaire à la construction de ce dernier modèle est assez conséquent, mais il est plus faible que celui nécessaire pour réaliser la même segmentation complètement manuellement. De plus, la charge de travail est principalement assurée par la machine, rendant l'intervention manuelle supportable par rapport à la taille de la structure tissée.

2.6 Conclusion

Une méthode de segmentation variationnelle a été proposée dans ce chapitre pour construire un modèle réaliste, à partir de sa μ CT, de la jonction tissée de la zone singulière de la pièce en SiC/SiC BN-MI étudiée au cours de la thèse. Cette approche est basée sur des informations extraites de la μ CT et sur un modèle géométrique construit a priori. Comme ils sont basés image, les modèles optimisés répliquent la géométrie exacte des fils, et reproduisent les variabilités inhérentes des matériaux réels. L'utilisation d'un modèle géométrique initial permet aussi d'individualiser les fils du modèle, répondant aux besoins des modèles numériques à l'échelle mésoscopique. Il assure aussi que le plan de tissage défini initialement est conservé durant l'optimisation. Notre approche maximise ensuite la ressemblance entre le modèle géométrique et la μ CT en améliorant itérativement la mesure de ressemblance E grâce à une meta-heuristique à deux niveaux (global et local). La mesure de ressemblance E peut être aussi utilisée pour évaluer quantitativement la fidélité d'un modèle géométrique par rapport à une μ CT. Les variabilités inhérentes des architectures textiles sont aussi directement capturées par notre approche. Par conséquent, les segmentations résultantes peuvent être utilisées pour alimenter les statistiques sur la forme des fils, et leurs déviations par rapport aux chemins théoriques. Notre modèle étant le jumeau numérique de la structure tissée réelle, il pourrait aussi être utilisé pour détecter la présence de défauts de tissages, ou des fils manquants, en le comparant au plan de tissage théorique. On note cependant que dans ce cas d'utilisation, il existe des mesures plus appropriées, évaluant les différences entre deux modèles géométriques (voir [79, 116]). Les modèles générés par notre méthode sont corrects topologiquement, et presque dépourvus d'interpénétration, ce qui facilitera leur conversion en maillage élément fini pour réaliser des simulations numériques à l'échelle mésoscopique. C'est donc la création de modèle numérique mésoscopique qui sera explicitée dans la suite du manuscrit, notamment au **chapitre 3**. Les modèles EF ainsi générés vont pouvoir être utilisés comme une référence numérique en terme de représentativité de l'architecture textile.

Perspectives d'amélioration de la méthode : Notre méthode est presque complètement automatique et suffisamment adaptable pour être appliquée à des structures textiles et composites complexes, permettant même de traiter de larges zones de matériau qui ne seraient pas segmentables avec d'autres méthodes. Notre approche nécessite néanmoins une étape manuelle pour initialiser le modèle géométrique. Même si cette étape est contraignante, elle reste plus simple que d'autres méthodes car seuls les chemins moyens doivent être pointés. Une première solution pour automatiser complètement notre algorithme serait d'initialiser le modèle géométrique avec les plans de tissages, comme pour les méthodes "matériau virtuel". La condition serait que les lignes moyennes théoriques des fils soient suffisamment proches de celles du matériau réel. Plus précisément, il serait nécessaire que chaque ligne moyenne initiale soit *a minima* incluse dans les fils réels correspondants, c.-à-d. sans dépasser dans la matrice, ni dans d'autres fils. Ces conditions semblent atteignables pour des tissages simples, mais cela paraît moins probable dans le cas de texture complexe. Les modèles de structures complexes (par exemple [33]) semblent pour l'instant trop idéalisés pour initialiser notre méthode, et nécessiteraient des considérations statistiques supplémentaires [171]. Une autre méthode prometteuse pour remplacer le pré-processus manuel, proposé par Madra [106], consiste à entraîner un algorithme de reconnaissance de sections transverses de fils sur les coupes de μ CT. Cette méthode de "machine learning" permet alors de reconnaître les régions de l'image contenant les fibres de direction normale au plan de coupe, comme le montre la figure 2.19. On note cependant que cette méthode ne permet pas en l'état de

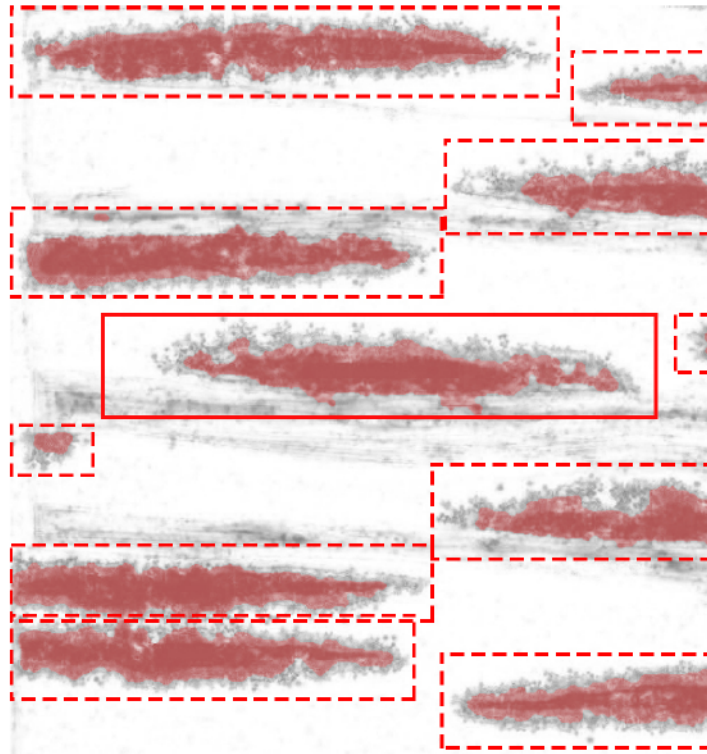


FIGURE 2.19 – Illustration d'un résultat de reconnaissance de section transverse de fil par une méthode de machine learning [106].

séparer les configurations où plusieurs fils de mêmes directions sont connexes. Son application directe sur le cas de la jonction tissée n'est donc pour l'instant pas envisageable. Nous avons aussi montré qu'une résolution de μCT était nécessaire pour appliquer notre approche. Cette résolution sera difficile à atteindre si l'on veut traiter des pièces de taille encore plus conséquente. Des défis expérimentaux vont indubitablement survenir pour préserver la qualité et la résolution des μCT de pièces de très grande dimension.

Chapitre 3

Modélisation à l'échelle mésoscopique de l'endommagement de la jonction tissée 3D

Sommaire

3.1 De la préforme au composite	58
3.1.1 Génération de maillage à l'échelle mésoscopique	58
3.1.2 Orientation locale des éléments finis	69
3.1.3 Propriétés élastiques des constituants	71
3.2 Modélisation de l'endommagement à l'échelle de la méso-structure	71
3.2.1 Rappel du scénario d'endommagement à reproduire	71
3.2.2 Choix des modèles d'endommagement	72
3.2.3 Modèle d'endommagement continu	74
3.2.4 Comportement des éléments matriciels	75
3.2.5 Comportement transverse des fils	76
3.2.6 Comportement longitudinal des fils	78
3.3 Simulation simplifiée de la flexion de la jonction	81
3.3.1 Conditions aux limites	81
3.3.2 Définition des grandeurs d'intérêts	82
3.3.3 Initiation macroscopique de l'endommagement	82
3.3.4 Localisation des endommagements	83
3.4 Conclusion	86

*Dans le premier chapitre du manuscrit, nous avons pu mettre en évidence que la structure tissée étudiée présentait les mêmes mécanisme élémentaires d'endommagement que ceux qui caractérisent les CMC en zone courante de matériau. En revanche, la séquence d'endommagement de la jonction tissée, c.-à-d. la chronologie et les lieux d'apparition des endommagements se démarquent des scénarios proposés dans la littérature pour d'autres configurations textiles. En effet, l'endommagement de la zone singulière étudiée ici est intrinsèquement lié à la disposition de sa structure interne, et en particulier, à son architecture textile. Notre objectif est alors de reproduire numériquement cette séquence d'endommagement. Notre postulat est de considérer l'architecture textile exacte du matériau composite dans le modèle. C'est pourquoi nous avons développé une méthode de segmentation de composites tissés à partir de μ CT. Cette méthode, présentée dans le **chapitre 2**, a permis de construire un modèle géométrique représentant fidèlement l'architecture textile de la jonction tissée étudiée. On a choisi, dans un premier temps, d'utiliser directement cette information avec un modèle à l'échelle mésoscopique. On va alors intégrer l'information de la méso-structure au modèle en maillant la géométrie de la structure tissée, c.-à-d. en construisant un maillage qui représente explicitement les interfaces fil/fil et fil/matrice. Dès lors, la labellisation et les orientations locales des fils du modèle géométrique sont utilisées directement par les éléments du maillage, permettant de tenir compte du lien entre la méso-structure et les propriétés locales du matériau. L'objectif du chapitre est alors de décrire les choix de modélisation à l'échelle mésoscopique. Nous allons commencer par nous intéresser à la mise en données des modèles mésoscopiques. Pour cela, l'utilisation de l'information du modèle géométrique de la structure tissée pour construire un modèle éléments finis (EF) endommageable du composite tissé sera décrite dans une première section. Ensuite, une première application de ce modèle sur la jonction tissée sera présentée via une simulation simplifiée de l'essai de flexion présenté dans le **chapitre 1**.*

3.1 De la préforme au composite

Notre objectif est de proposer un modèle mésoscopique construit à partir du modèle géométrique obtenu avec la méthode de segmentation de μ CT. Plusieurs méthodes de maillage du modèle géométrique ont été envisagées, et une procédure optimale a été déterminée. La pièce étudiée comporte aussi une zone matricielle particulière, qu'il convient de traiter avec attention : une méthode alliant l'utilisation de l'information de μ CT et des hypothèses sur la géométrie de son contour sera ensuite détaillée. À cette échelle, les fils de chaîne, de trame et la matrice sont discrétisés de manière indépendante. Il est donc nécessaire de considérer un comportement spécifique pour chacun de ces constituants. Les lois de comportements endommageable choisies pour représenter les mécanismes élémentaires observés dans la partie expérimentale sera ensuite décrite.

3.1.1 Génération de maillage à l'échelle mésoscopique

Maillage conforme

L'algorithme de segmentation variationnelle de μ CT permet de générer un modèle géométrique d'une structure tissée. Composé de lignes moyennes et de sections aux formes optimisées, ce modèle comporte les mêmes paramètres que les modèles virtuels de structures tissées [153, 18]. On peut alors envisager la construction d'un maillage conforme directement à partir de cette description du tissage [97, 155]. Un problème récurrent apparaît alors au moment de la conversion du modèle géométrique en maillage EF. En effet, on observe couramment de l'interpénétration entre les entités des modèles géométriques. Celle-ci va de plus systématiquement augmenter avec la complexité des structures tissées. C'est particulièrement le cas quand les fils d'un modèle changent de section en fonction de la compaction locale du tissage [76, 177, 81], et notamment aux intersections chaîne/trame. Ces interpénétrations peuvent provenir d'une description trop idéalisée des sections du modèle géométrique par rapport à la réalité du matériau. Cette description doit alors être corrigée avant de pouvoir envisager le maillage de ces modèles [103, 142].

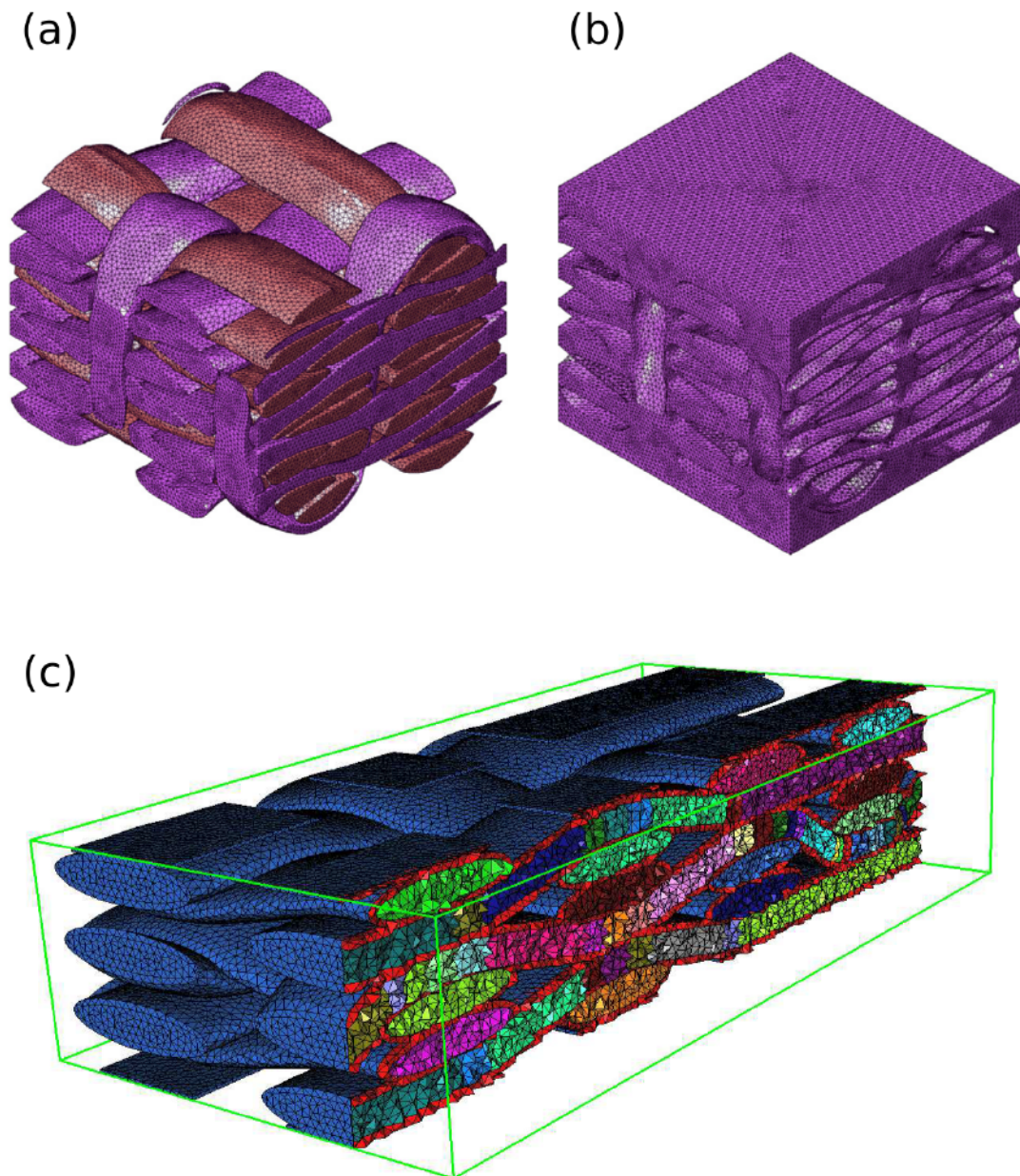


FIGURE 3.1 – Illustration de deux exemples de maillage conforme, construits à partir d'un modèle géométrique proposé par Drach [44](a-b) et par Couégnat [30] (c). Pour gérer l'interpénétration du modèle dans ces exemples les sections des fils ont été réduites et des éléments matricielles sont systématiquement présents entre les fils.

Supposons que la majeure partie des interpénétrations ait été corrigée géométriquement, la difficulté pour générer un maillage conforme va dépendre de (i) la technique de maillage, et (ii) des pré-requis pour générer le maillage. Généralement, des méthodes "bottom-up" sont utilisées : les fils sont maillés indépendamment les uns des autres, avant d'être fusionnés dans un maillage global de la préforme. Le maillage de la matrice est ensuite obtenu en maillant le complémentaire de la préforme à partir du maillage surfacique des fils. Les interpénétrations, rémanentes du modèle géométrique, ou causées par les approximations des surfaces des fils avec les éléments finis, doivent être corrigées pour assurer la topologie du maillage final, ainsi que la maillabilité de la partie matricielle. Une première solution consiste à réduire légèrement les sections des fils, qui ne sont alors plus en contact [44, 30, 137]. Cette approche assure la maillabilité de l'ensemble en insérant une fine couche de matrice entre chaque fil. En plus de modifier les fractions volumiques initiales du modèle, le maillage des éléments matriciels entre les fils nécessite une taille de maille très fine, et résulte donc en un très grand nombre d'éléments. Deux exemples illustrent cette méthode sur la figure 3.1. Des techniques de remaillage local des zones de contact peuvent être aussi adoptées [11, 63]. Cela consiste le plus souvent à redéfinir arbitrairement une nouvelle frontière entre deux éléments interpénétrés. Concernant l'utilisation du modèle géométrique issu de la segmentation de μ CT, nous avons vu, au chapitre précédent, que des interpénétrations entre entités géométriques persistaient même après l'optimisation. Elles sont dues au respect des autres critères de ressemblances à la μ CT, principalement la ressemblance en niveau de gris. Pour en générer des maillages EF en utilisant les méthodes "bottom-up", nous serions obligés de post-traiter le modèle géométrique ou le maillage EF correspondant. Dans la suite, nous allons étudier la morphologie des interpénétrations résiduelles de notre modèle, et statuer sur la pertinence de l'application de ces méthodes de maillage pour notre étude.

Volume interpénétré rémanent de l'algorithme de segmentation : Ayant l'objectif de générer un modèle EF de la jonction après l'algorithme de segmentation, nous avons choisi de guider le critère de ressemblance final de la segmentation variationnelle par le terme de régularisation. Plus spécifiquement, un terme E_i pénalise l'interpénétration. On atteint, grâce à cette considération, des taux d'interpénétration très faibles ($< 0.5\%$ du volume dans le cas de l'exemple de la préforme 2D). Ce critère final reste quand même dépendant des termes qui assurent la ressemblance en niveau de gris et en direction, car on cherche aussi à conserver jusqu'au terme de l'optimisation un rapport fil/matrice acceptable (c.-à-d. proche de celui du masque de la μ CT). Un modèle complètement désinterpénétré, c.-à-d. où plus aucun voxel n'est partagé par des entités différentes, n'est alors pas attendu à la convergence de l'algorithme. En revanche, les interpénétrations persistantes doivent être contrôlées. Nous avons alors cherché à identifier la morphologie du volume interpénétré en fin d'optimisation, tout en vérifiant que les conclusions déduites sont répétables entre plusieurs optimisations (du fait de l'aspect stochastique de l'optimisation).

Pour ce faire, plusieurs optimisations d'une préforme textile ont été réalisées. La figure 3.2 présente trois résultats de ces optimisations, les volumes interpénétrés sont colorés en rouge. L'interpénétration entre fils est principalement observée pour des fils de mêmes directions. Dans ces cas, l'optimisation ne peut pas se reposer sur le critère énergétique en direction E_d ; seuls le terme d'interpénétration et les *a priori* sur les dimensions des fils permettent de séparer les entités. Il n'y a donc pas de critère local basé image pour traiter ces conflits entre fils de même direction.

On constate en revanche que l'association - description polygonale, contribution de E_d et contribution de E_i - permet de totalement désinterpénétrer les fils de directions différentes : seules quelques interpénétrations chaîne/trame éparées sont visualisées sur la figure 3.2.

Ces observations sont de plus répétables pour les optimisations que nous avons réalisées. Par exemple, les trois modèles montrent les mêmes zones interpénétrées. Les zones de conflits entre fils de mêmes directions sont alors plus ou moins bien résolues en fonction des paramètres choisis pour l'algorithme. On observe alors différentes formes de fil au niveau de ces intersections. Cela nous ramène à la notion de fil évoquée dans le **Chapitre 2**. Nous n'avons pas imposé de condition spécifique pour traiter ces configurations, car localement on observe un regroupement de fibres

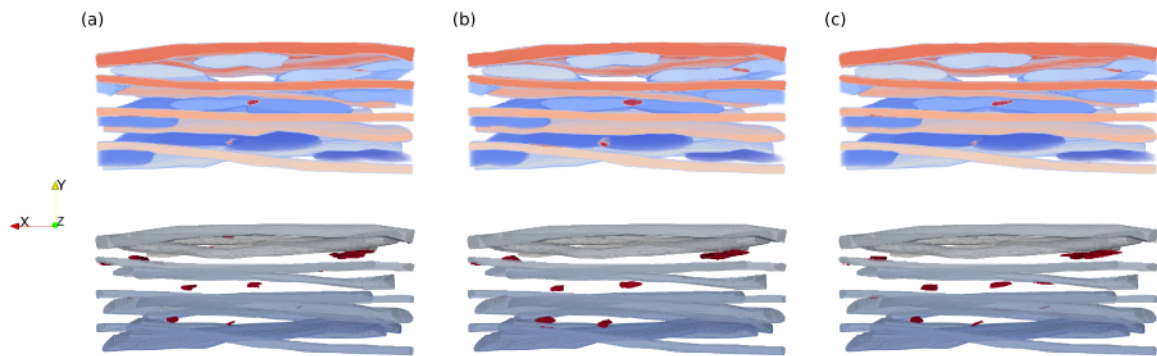


FIGURE 3.2 – Volume interpénétré (visible en rouge) dans le modèle géométrique optimisé avec notre méthode (en haut), visualisation similaire en ayant masqué les fils z (en bas) pour trois optimisations dont les paramètres de convergence sont identiques : (a), (b) et (c).

ayant les mêmes directions. Dans le modèle EF qui en résulte, peu importe l'attribution du volume interpénétré à l'un ou l'autre des fils en conflit, les éléments finis résultants auront la même loi de comportement. On conclut alors que l'utilisation de méthodes "bottom-up" dans notre cas ne serait pas appropriée. En effet, la morphologie et la disposition des zones interpénétrées nécessiteraient des post-traitements spécifiques à chaque cas d'interpénétration. D'une part, la nocivité des cas rencontrés pour la topologie du modèle géométrique est variable, du fait de la variation de la profondeur d'interpénétration. Les méthodes de réduction de section pourraient conduire à l'approximation des fils par des sections non représentatives de la forme réelle, comme cela était le cas à la fin des itérations elliptiques. D'autre part, les interpénétrations sont différentes d'une optimisation à l'autre, l'automatisation du remaillage serait difficilement généralisable.

Maillages voxelisés

Les maillages voxels forment la deuxième famille de maillage à l'échelle mésoscopique généralement utilisés. Ils ont l'avantage d'être facilement générés, quelle que soit la géométrie de la préforme textile étudiée [140, 185], et même directement à partir de μ CT [157, 26]. En fonction du niveau de précision souhaité, on peut les raffiner directement en changeant la grille initiale sur laquelle est basé le maillage [99, 194]. Comme ils sont issus d'une découpe cartésienne du domaine incluant le modèle, ces maillages sont périodiques, ce qui autorise l'utilisation de conditions limites périodiques dans un cadre d'homogénéisation ou de zoom structural [48]. Ils sont de plus propices aux opérations booléennes [49], permettant des transformations du maillage immédiates : on peut imaginer alors l'ajout dans la matrice, d'une inclusion représentant un défaut, ou encore la suppression d'un fil dans le maillage.

Tant que les taux de constituants sont respectés par le maillage voxel, les propriétés élastiques obtenues sont très satisfaisantes [151]. Finalement, s'ils décrivent suffisamment bien la méso-structure (c.-à-d. s'il sont suffisamment raffinés), ils sont aussi utilisables en tant que support de calcul d'endommagement [65, 86]. Les maillages voxels ont donc été largement utilisés dans la littérature.

Modèle voxel dans notre cas d'étude : Lors du procédé d'optimisation du modèle géométrique, celui-ci est voxelisé pour permettre sa comparaison direct avec la μ CT (pour calculer les énergies de ressemblance). On peut alors utiliser directement l'image du modèle géométrique comme support de calcul. Les interpénétrations résiduelles évoquées dans la section 3.1.1 sont alors immédiatement corrigées. En effet, lors de la phase de voxelisation du modèle final, les fils sont voxelisés un par un. C'est le premier fil voxelisé qui l'emporte, les suivants ne peuvent plus changer les labels déjà attribués. Une distribution aléatoire de l'ordre de voxelisation des fils est opérée pour éviter un biais systématique dans l'attribution chaîne/trame du modèle. On obtient ainsi un mo-

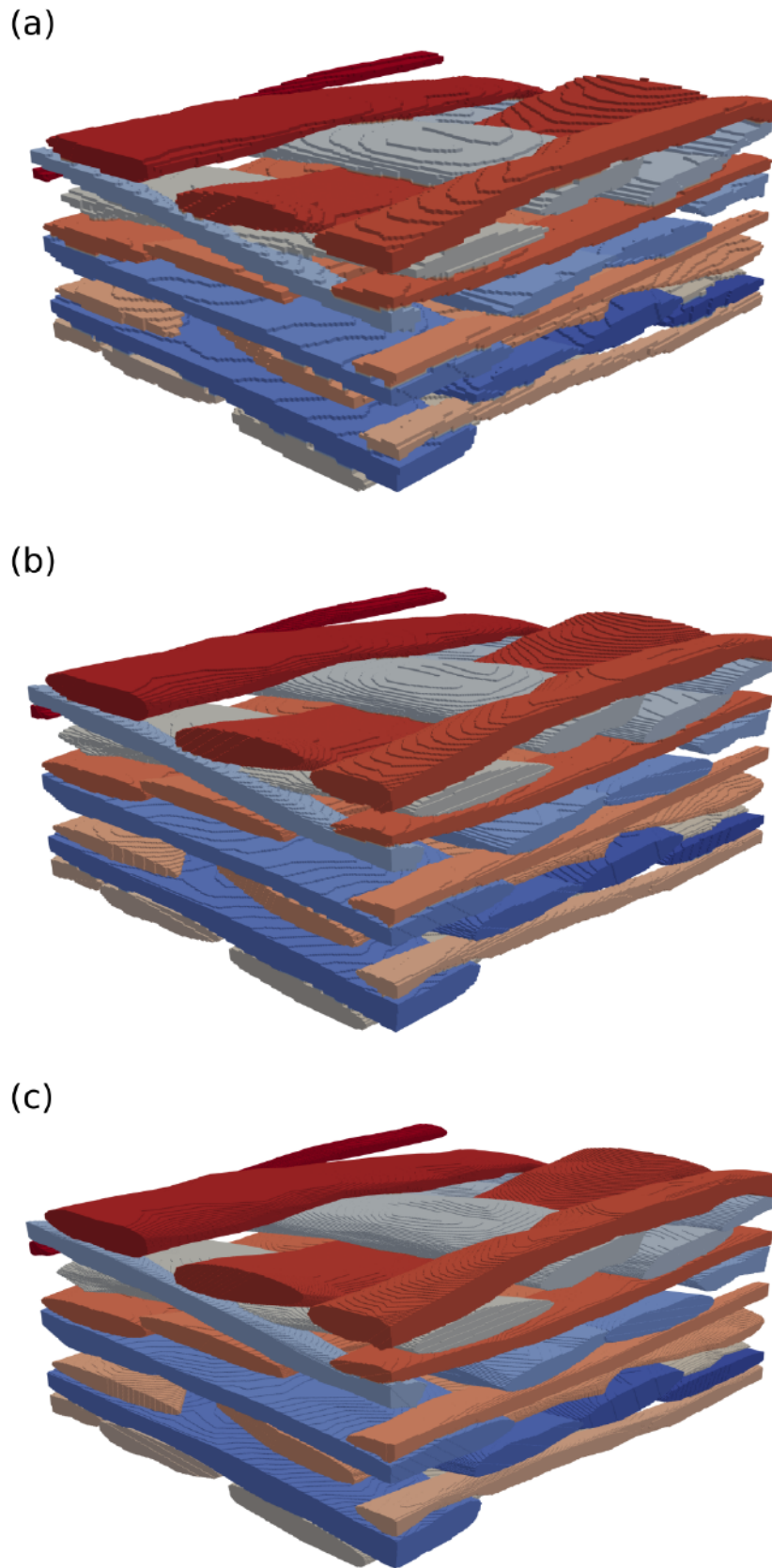


FIGURE 3.3 – Trois exemple de voxelisation du modèle géométrique obtenus à partir de l'algorithme de segmentation variationnelle; Ils sont différenciés par la taille de voxel utilisée pour le représenter.

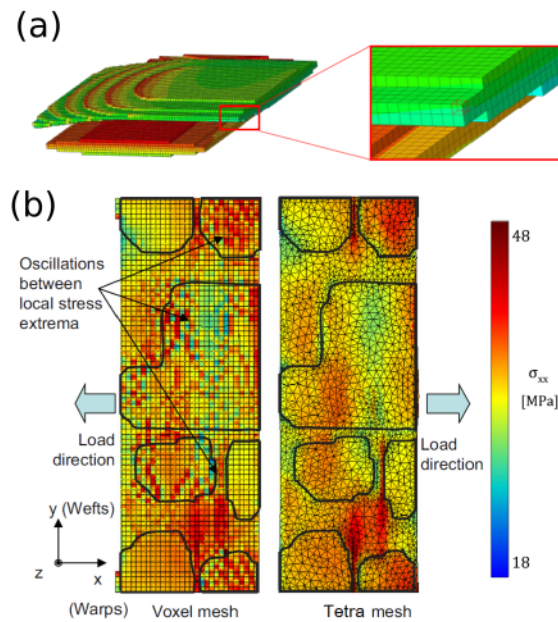


FIGURE 3.4 – Illustration du phénomène de "marche d'escalier" sur un calcul EF [37] (a); Comparaison de champs de contrainte calculés avec un maillage voxel à gauche et un maillage conforme à droite [42] (b).

dèle voxelisé complètement désinterpénétré, et dont les frontières sont délimitées par des transitions de label entre voxels. Trois modèles voxelisés sont représentés sur la figure 3.3. Pour une grille régulière choisie suffisamment fine, c.-à-d. une résolution d'image importante, le modèle généré (figure 3.3c) respecte les interfaces chaîne/trame telles qu'elles sont décrites par le modèle géométrique optimisé. Et donc, il respecte *a minima* les interfaces chaîne/trame réelles du tissage (visible sur la μ CT), comme cela a été démontré dans la section 3.1.1 (figure 3.2).

Cependant, cette précision géométrique nécessite un modèle de grande dimension : 138185536 voxels pour le modèle 3.3c. On peut diminuer la précision du modèle : 17273192 voxels pour l'exemple 3.3b et 2144850 voxels pour le 3.3a. Dans le cas de la jonction, même une voxelisation grossière demanderait un nombre trop important d'éléments. Elle ne permettrait pas en outre de rendre compte de la géométrie des fils, ce qui réduirait à néant les efforts réalisés pour construire un modèle géométrique réaliste.

On voit également apparaître, pour les modèles EF voxelisés, un phénomène numérique de localisation des contraintes au niveau des "marches d'escaliers" que forment les éléments du maillage. Ce phénomène apparaît peu importe la résolution du modèle, un exemple est visible sur la figure 3.4a. Cet effet est exacerbé dans le cas 3.3a, lorsque la discrétisation choisie est grossière. Des études ont été menées pour analyser et quantifier l'effet de ces localisations sur des calculs élastiques, en utilisant des maillages conformes en comparaison [42, 34]. On constate par exemple sur la figure 3.4b, que le modèle voxelisé présente des extremums locaux, alors que le maillage conforme de référence n'en présente pas. Des méthodes ont été développées pour minimiser ce phénomène. Par exemple en moyennant les contraintes calculées en chaque point d'intégration sur un certain voisinage [42, 52], sans pour autant complètement les supprimer.

Génération d'un maillage conforme à partir d'une image

Pour associer les avantages des méthodes de maillage voxelisé, c.-à-d. une gestion automatique des interpénétrations, et des maillages conformes, c.-à-d. une représentation fidèle de la morphologie du modèle géométrique, nous nous sommes orientés vers des méthodes de maillage conforme d'image 3D, principalement issues du domaine de l'imagerie médicale. On retrouve tout

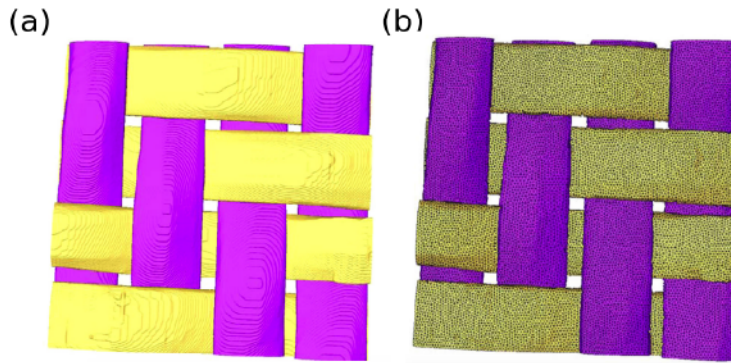


FIGURE 3.5 – Illustration de l'utilisation des méthodes "marching cube" et d'avancée de front dans le cas d'un composite tissé 2D [130]; Labellisation de la μ CT (a) et maillage conforme correspondant (b).

d'abord les méthodes de lissage de voxel, qui permettent de s'affranchir partiellement des effets marche d'escalier et d'obtenir des interfaces plus lisses entre domaines [4, 16]. Il n'y a néanmoins aucune assurance que la géométrie finale corresponde à celle souhaitée initialement, le processus étant dépendant de la résolution du maillage voxelisé.

Une autre approche consiste à discrétiser les interfaces de l'image par un algorithme de type "marching cube" [105]. On obtient alors un maillage surfacique dense séparant les différents labels de l'image. En l'état, ce maillage ne présente que peu d'intérêt par rapport à un maillage voxelisé. Pour être exploitable et permettre la génération ultérieure d'un maillage volumique, une étape de décimation et de lissage est nécessaire. Durant cette étape, des incohérences topologiques (inter-pénétrations, trous) peuvent apparaître notamment lorsque plus de deux labels coexistent à une même interface. Ces incohérences doivent être corrigées, manuellement, avant de pouvoir envisager la réalisation du maillage volumique. Finalement, pour obtenir un maillage volumique, une méthode d'avancée de front [83, 101] est utilisée. Elle consiste à construire un maillage volumique itérativement à partir des maillages surfaciques jusqu'à ce que le domaine soit maillé totalement de tétraèdres. Cette méthode a été appliquée au composite, comme l'illustre la figure 3.5.

Pour exploiter complètement les capacités de notre approche, sans avoir besoin de post-traiter le maillage, nous avons utilisé une autre méthode de maillage basée image. Cette approche repose sur un raffinement itératif de Delaunay [143] du domaine de l'image. Ce raffinement est guidé par un ensemble de critères géométriques, discutés ci-après, et topologiques. En particulier, lorsqu'une arête du maillage traverse une interface, c.-à-d. lorsque les deux sommets de l'arête se situent dans des labels différents, cette arête est subdivisée. Cette méthode présente un avantage certain par rapport à l'approche précédente : en effet, elle n'a pas besoin d'un maillage surfacique initiale dense. Le maillage volumique est construit itérativement et au juste besoin. Elle permet également de maîtriser, dans une certaine mesure, la qualité du maillage généré et son adéquation pour les calculs EF.

Une première implémentation de cette approche pour le cas des images de composites avait été réalisée par Mazars [113] en utilisant la bibliothèque CGAL [2]. Des développements supplémentaires ont été ensuite menés pour adapter la démarche au cas particulier des images issues de la segmentation variationnelle présentée au **chapitre 2**.

On peut donc construire un maillage conforme dont on maîtrise la qualité, en combinant judicieusement les paramètres géométrique du mailleur et des choix opportuns de représentation du modèle géométrique. On s'appuiera alors sur les illustrations de la figure 3.6 pour justifier nos choix. La technique de maillage consiste premièrement à discrétiser grossièrement le domaine à mailler. Cette première étape n'a pour objectif que de discrétiser approximativement les frontières délimitées par les labels de l'image. Un premier paramètre géométrique important est la distance des nœuds aux interfaces de l'image. Celle-ci doit être nécessairement supérieure à la taille d'un

voxel (typiquement 2 à 3 fois), sans quoi les maillages résultants représentent les "marches d'escalier", figure 3.6a. Dans un second temps, des nouveaux nœuds sont ajoutés au modèle pour que le maillage représente finement chaque interface de l'image. L'ajout de nœuds se fait en respectant le principe de triangulation de l'espace de Delaunay [90, 56]. Les nœuds sont ainsi insérés itérativement dans le maillage jusqu'à ce que la densité nodale voulue soit atteinte. Pour définir la densité nodale objectif, des paramètres caractérisants les dimensions des éléments sont utilisés : la taille des arêtes, la taille caractéristique des faces et la taille caractéristique des tétraèdres. Ces paramètres vont permettre d'influencer la disposition spatiale des nœuds, et d'obtenir le raffinement de maillage souhaité. Toutes ces grandeurs seront données par rapport à la taille des voxels de l'image. On utilise, pour lisser les contours des fils, des tailles caractéristiques d'éléments 8 à 10 fois supérieures à celle des voxels (figure 3.6c). En effet, si ces paramètres sont insuffisamment grands (≈ 3 à 6 fois), le maillage obtenu reflètera encore la nature voxelisée de l'image, un exemple est représenté sur la figure 3.6b. On obtient alors un maillage du type voxel lissé [16]. Dans l'absolu, peu importe la résolution de l'image, cette condition peut être respectée. En revanche, si l'image utilisée possède une résolution faible, on ne pourra obtenir suffisamment d'éléments dans l'épaisseur des fils. Or, pour le calcul EF, on préférera plusieurs éléments dans l'épaisseur des fils, notamment pour représenter proprement les événements d'endommagement, et plus spécifiquement la rupture des fibres (sec 3.2.6). Idéalement, un fil doit donc présenter 8 à 10 fois plus de voxels dans l'épaisseur des fils que le nombre de tétraèdres souhaité.

Ainsi, pour obtenir un maillage optimal vis-à-vis des formes du modèle géométrique, il faut que la voxelisation de l'image du modèle géométrique soit suffisamment fine, pour que (i) le maillage tétraédrique lisse les contours des fils en (ii) conservant suffisamment d'éléments dans l'épaisseur des fils. On obtient dans le cas 3.6c, un maillage tétraédrique conforme avec 648442 éléments, soit 213 fois moins que le maillage voxel correspondant. De plus, ce maillage ne nécessite aucun post-traitement, et est complètement désinterpénétré. Un paramètre supplémentaire restreignant la forme des éléments limite fortement la présence d'éléments avec un facteur de forme inadéquat (c.-à-d. qui pénalisent le solveur EF) dans le maillage. La qualité du maillage final est également améliorée grâce à une étape d'optimisation et de relaxation de Lloyd [165].

Il existe dans la littérature de nombreuses autres méthodes de maillage basées image qui permettent de garantir a priori une meilleure qualité de maillage [36, 17, 173, 95, 53, 196, 186]. Cependant, les maillages obtenus avec l'approche itérative retenue se sont révélés satisfaisants en termes de qualité, et en tout cas suffisants pour permettre de mener des simulations d'endommagement, comme cela sera illustré par la suite. De plus, la génération de maillage avec cette approche est particulièrement rapide. À titre d'exemple, le maillage de la figure 3.6c est obtenu en moins de 30 secondes.

Étude comparative : choix de modélisation à l'échelle mésoscopique Lors de sa thèse, Mazars [113] a mené une étude visant à déterminer les choix de modélisation optimaux à l'échelle mésoscopique. Ces choix ont été basés sur les outils développés récemment au laboratoire, qui incluent différentes méthodes de segmentation de μ CT (manuelle, ellipse constante et notre approche variationnelle), des méthodes de génération de matériaux virtuels [30, 31] et les techniques de maillage basées image. Pour comparer l'influence de ces différents choix, la réponse élastique globale du modèle ainsi que les localisations des maxima de contraintes élastiques des fils (sens transverses) ont été utilisées.

Concernant les choix d'obtention du modèle géométrique, cette analyse poursuit la comparaison des modèles basés image menée dans le **chapitre 2**. En effet, ces modèles géométriques ont été comparés en terme de ressemblance à la μ CT dans le chapitre précédent, et d'un point de vue du comportement élastique global et local par Mazars. Les résultats obtenus nous confortent dans notre choix de représentation de la méso-structure dans les modèles mésoscopiques, à savoir une description géométrique issue de la segmentation variationnelle.

Concernant la comparaison des techniques de maillage, pour que celle-ci soit juste, le nombre d'éléments de chaque maillage a été harmonisé, ainsi que les taux de renfort. Tous les choix de

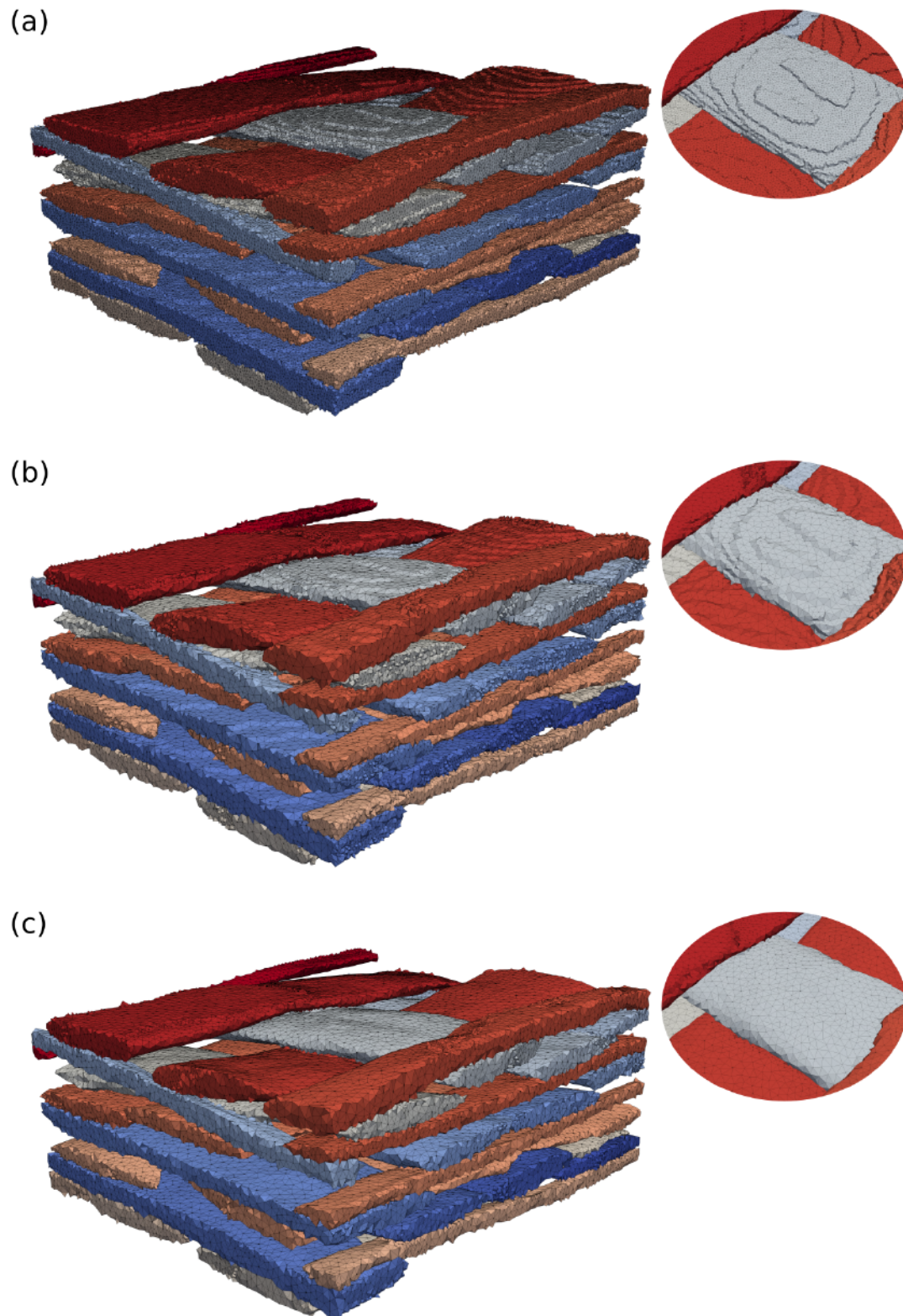


FIGURE 3.6 – Illustration de l'influence des paramètres géométriques du maillier conforme pour une même discrétisation voxelisée du modèle géométrique. Pour les cas (a) et (b), les paramètres sont mal choisis et le modèle voxelisé sous-jacent est toujours visible. Dans le cas (c), le choix est adapté et permet d'obtenir un maillage acceptable.

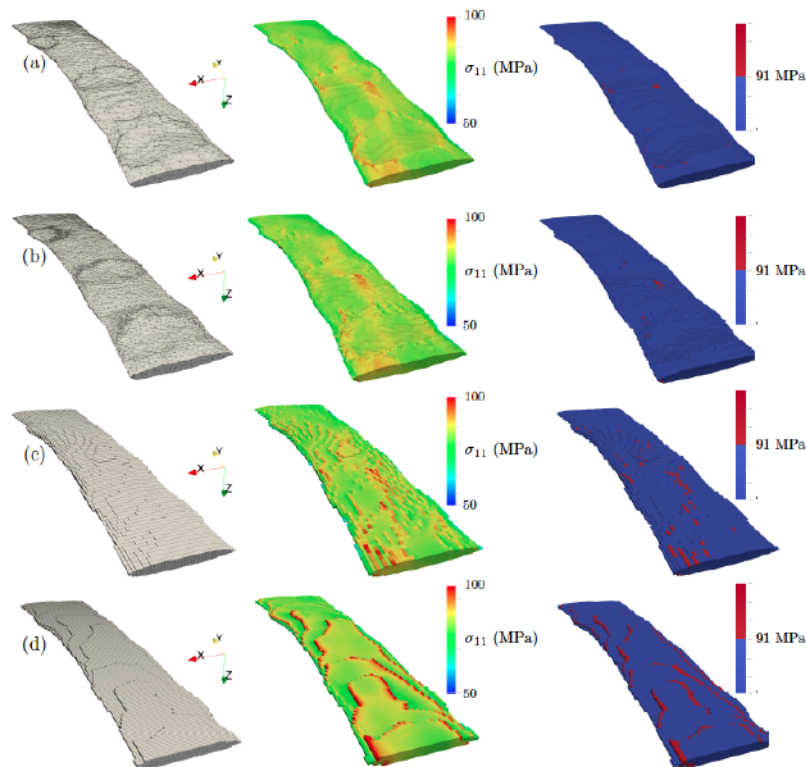


FIGURE 3.7 – Illustration du maillage d'un fil (à gauche), du champ de contrainte dans le sens transverse σ_{11} (au milieu) et de la prédiction des lieux d'amorçage de l'endommagement via l'application d'un critère de rupture en contrainte max. (à droite) pour les différents maillages : (a) "Marching Cube", (b) *Delaunay*, (c) maillage hexa et (d) maillage voxels [113].

maillage conduit à une prédiction acceptable des propriétés élastiques globales, mais pour représenter précisément les champs de contraintes locaux, l'utilisation de maillages conformes est nécessaire. Les phénomènes de "marches d'escalier" étant néfastes pour prédire des sites d'amorçage de l'endommagement (figure 3.7).

Ajout de la matrice dans le cas de la jonction

Nous possédons maintenant la quasi-totalité des éléments à assembler pour construire le maillage mésoscopique de la jonction tissée. En effet, le modèle géométrique fidèle du tissage de la jonction a été obtenu au **chapitre 2** (fig. 3.9c) et nous avons maintenant statué sur une méthode performante pour en générer un maillage EF. Il ne reste plus qu'à définir l'enveloppe matricielle du modèle. Ceci est particulièrement important dans le cas de notre matériau où fils et matrice ont des propriétés comparables; la matrice participe donc de manière significative à la rigidité de l'ensemble. La définition de l'enveloppe matricielle pourra se faire aisément en effectuant une opération booléenne sur l'image voxelisée de la préforme textile, avant que l'ensemble soit maillé. Le domaine matriciel peut être obtenu de plusieurs manières. Soit en dilatant le masque de la préforme textile, on obtient alors une zone matricielle semblable à celle d'un matériau SiC/SiC infiltré par CVI [30]. Pour représenter plus fidèlement la matrice MI, on peut remplir toutes les zones matricielles non débouchantes issues de la dilatation du masque. On peut aussi plus simplement, considérer que toute la boîte englobante du tissage est composée de matrice. Cela revient à considérer que tout le volume de l'image qui n'est pas occupé par le tissage est attribué au domaine matriciel [157]. Cette hypothèse est tout à fait acceptable si on étudie un motif de tissage segmenté à cœur de matériau, ou si le motif de tissage provient d'un matériau virtuel périodique. Hors de ces configurations, il faudra prêter attention au taux de renfort du modèle correspondant, pour ne

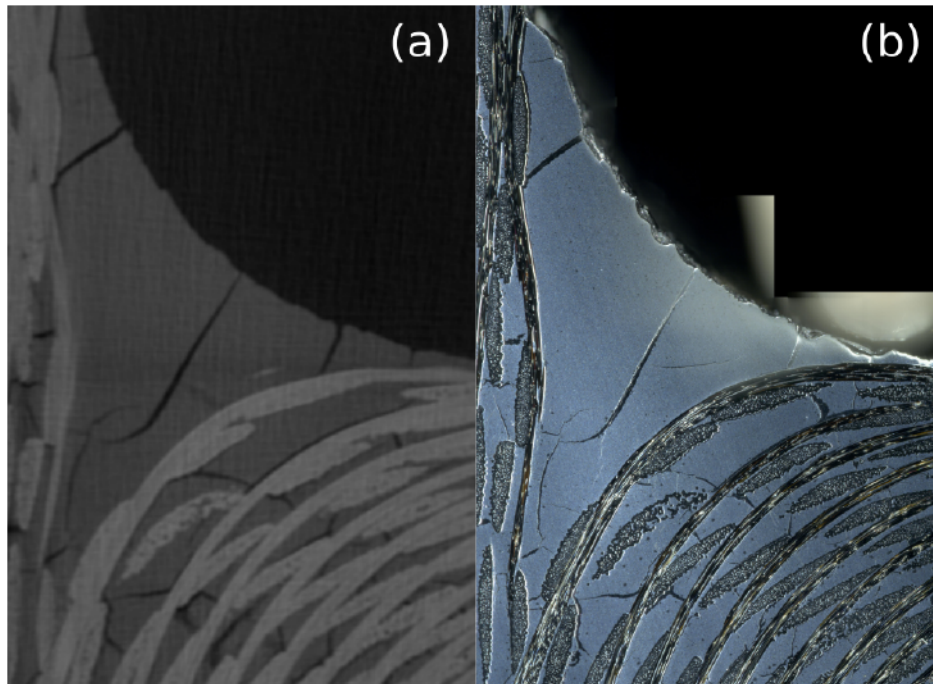


FIGURE 3.8 – Vue en coupe de la zone riche en matrice d’une μ CT de la pièce après imprégnation du cru de poudre SiC (a) et cartographie au microscope numérique de la vue correspondante de la pièce infiltrée (b).

pas commettre d’erreur.

Dans le cas de la jonction, l’étape de construction du domaine matricielle est d’autant plus primordiale qu’il a été montré au **chapitre 1** que la zone riche en matrice était une zone pré-curseur de l’endommagement. La seule information du masque du tissage segmenté permet de capturer la rugosité de surface du composite, sauf dans la zone riche en matrice, et donc, n’est pas suffisante. On peut alors réaliser une μ CT de la pièce au stade final de fabrication, qui décrira précisément l’enveloppe matricielle de la pièce. En revanche, il est vain d’essayer de retrouver la position exacte du tissage segmenté dans la μ CT au stade final de fabrication du matériau. En effet, avec les résolutions utilisées (p.ex. $15\mu\text{m}/\text{voxel}$), le contraste fil / matrice est quasi inexistant. Il faudrait descendre en-deçà du micron par voxel pour repérer proprement les fils [113]. Nous nous sommes donc intéressés au stade de fabrication précédant l’infiltration du silicium liquide. La figure 3.8 présente deux vues d’une coupe du matériau, l’une extraite d’une μ CT avant l’étape de MI, l’autre étant une micrographie du matériau au stade final de fabrication. Même si quelques différences sont à noter entre ces deux images car le plan visualisé n’est pas tout à fait le même pour les deux images, on observe que le volume occupé par la matrice au stade de barbotine, est conservé au stade MI. On en conclut qu’un seuil de la μ CT (au stade barbotine) permet de capturer de manière satisfaisante l’enveloppe de la zone matricielle. De plus, cette μ CT ayant déjà servi à la segmentation de la préforme, le recalage et l’ajout de la matrice au modèle géométrique du tissage sont donc immédiats. La figure 3.9a présente une vue 3D de la μ CT de la jonction tissée qui a été segmentée au **chapitre 2** ainsi que l’image du modèle final de la jonction 3.9b et c.

Santé matière : Comme cela a été mentionné plusieurs fois, le fait que le modèle du composite soit à cette étape sous la forme d’une image 3D permet d’effectuer facilement des opérations booléennes sur le modèle. On pourrait par exemple représenter les défauts de santé matière typiques des CMC (porosité, zone mal infiltrée, etc.) en définissant directement dans l’image du modèle les volumes correspondants. Fort heureusement, les pièces étudiées au cours de la thèse ne présentaient pas de tels défauts, mais notre approche pourrait permettre de facilement les prendre en compte, soit en les segmentant directement au niveau de la μ CT, soit en les introduisant de manière virtuelle.

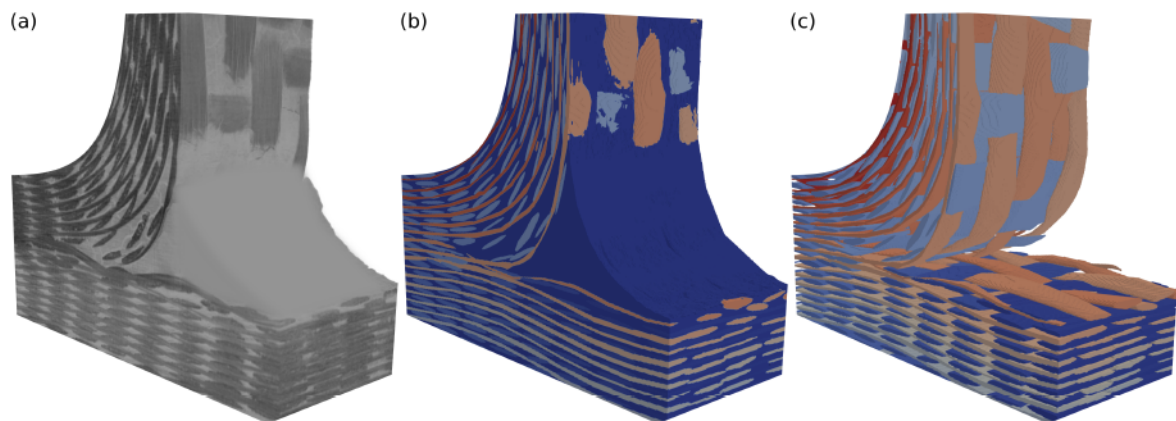


FIGURE 3.9 – μ CT de la jonction tissée (fils et matrice) (a), image 3D du modèle du composite (fils et matrice) (b) et image du modèle obtenu avec la segmentation variationnelle (c).

En revanche, les non-idéalités de la structure tissée ne peuvent pas être virtuellement incluses dans le modèle si elles ne sont pas présentes dans la μ CT. On pourrait néanmoins supprimer un fil du modèle même si la géométrie obtenue ne serait que peu représentative. Cependant, les pièces étudiées présentent naturellement une certaine variabilité dans l'arrangement des fils. Le déca-drage entre chaîne et trame est plus ou moins prononcé en fonction du tronçon étudié, et la compaction des fils est elle aussi variable en fonction de la zone analysée.

Maillage de la jonction tissée

Le maillage EF à l'échelle mésoscopique de la jonction illustrée sur la figure 3.9 obtenu est finalement observable sur la figure 3.10b. On représente aussi une visualisation du maillage du tissage en masquant les éléments matriciels sur la figure 3.10a (à mettre au regard du modèle géométrique du tissage visible sur la figure 3.9c). Les dimensions du domaine considéré étant bien plus grandes que celles du tissage de la figure 3.6, les choix des paramètres de maillage ont été revus pour obtenir un nombre de ddl acceptable pour réaliser la simulation de l'endommagement de la jonction. Ce maillage comporte alors 1179930 ddl.

Concernant la préparation/mise en place de ce modèle, le temps nécessaire pour l'obtenir est principalement dépendant du processus d'optimisation du modèle géométrique à partir de la μ CT (≈ 30 heures); le temps nécessaire pour obtenir le maillage mésoscopique (voxelisation du modèle géométrique final, ajout de la zone matricielle et maillage de l'ensemble) est très court (< 30 minutes).

3.1.2 Orientation locale des éléments fins

Pour achever la construction du modèle EF de la jonction tissée, il ne reste plus qu'à associer à chaque élément des fils, considérés isotropes transverses, un repère matériau. Pour ce faire, nous allons nous servir des orientations du modèle géométrique qui ont été optimisées par rapport à la μ CT. Au moment de la voxelisation du modèle géométrique final, une seconde image est créée : celle-ci est labellisée par tronçon 3.11a. Chaque voxel possède un second label sur cette seconde image (en plus de celui montrant son appartenance à un fil) qui correspond à un tronçon, et donc à un repère géométrique. On peut alors créer une table d'orientation définissant un repère pour chaque élément. Ces repères matériaux sont représentés sur la figure 3.11b.

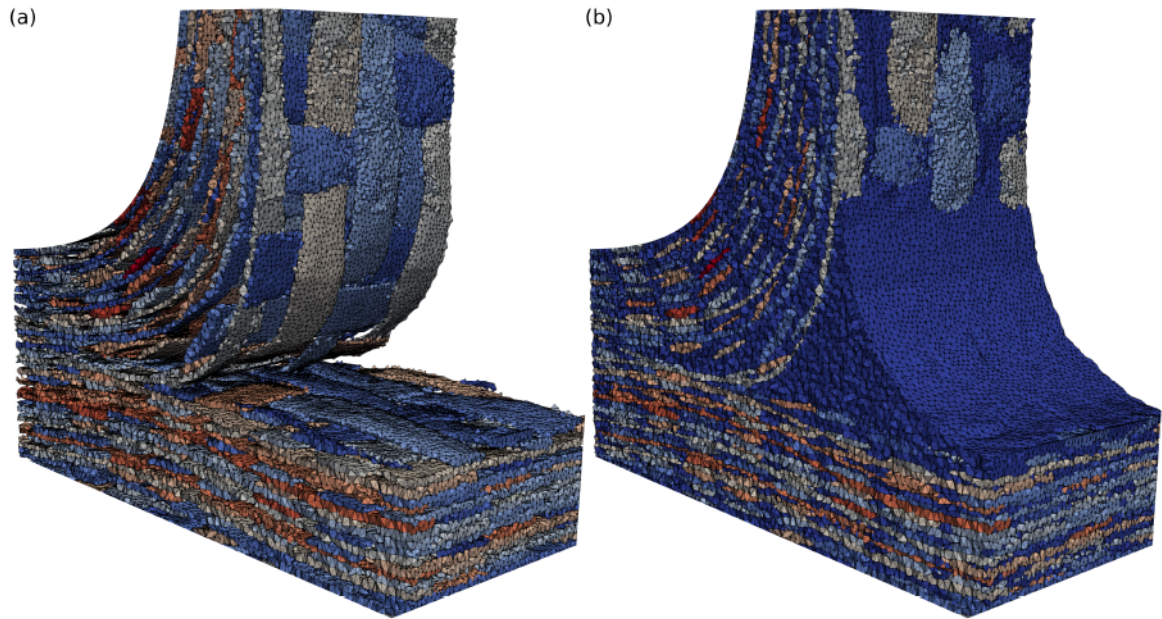


FIGURE 3.10 – Maillage mésoscopique de la jonction tissée : les éléments matriciels ont été masqués sur le (a) alors que l'intégralité des éléments est visible en (b).

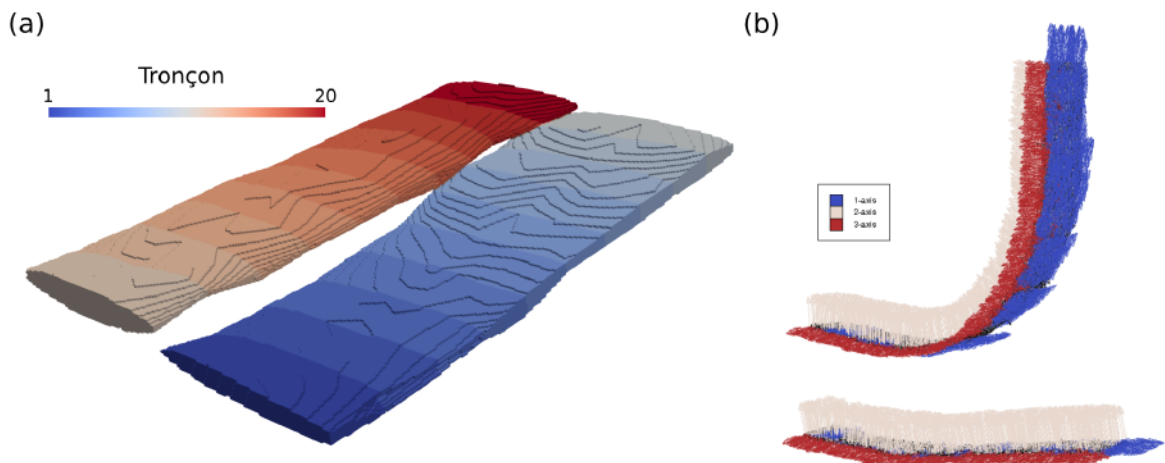


FIGURE 3.11 – Définition des orientations des repères matériau des éléments grâce au model géométrique : (a) labellisation du modèle géométrique par tronçon (chaque tronçon est associé à un repère géométrique) et (b) deux représentations des repères matériau de chaque EF : la direction des fibres est représentée en bleu.

3.1.3 Propriétés élastiques des constituants

Un autre intérêt des modèles mésoscopiques est de pouvoir traiter sans *a priori* les gradients de propriétés du matériau. En effet, l'individualisation et l'orientation des repères matériaux des fils permet de différencier directement les propriétés associées à chaque élément. Les fils ont un comportement isotrope transverse alors que la matrice aura un comportement isotrope. Les propriétés élastiques des fils et de la matrice à l'échelle mésoscopique sont données dans le tableau 3.1, elles sont principalement tirées des travaux de Mital [118]. Comme cela a été discuté

	E_{11}	E_{22}	E_{33}	G_{12}	G_{13}	G_{23}	ν_{12}	ν_{13}	ν_{23}
Fil	320	149	149	59.6	59.6	64.8	0.176	0.176	0.15
Matrice	310			132.5			0.17		

TABLEAU 3.1 – Propriétés élastiques des constituants élémentaires de la jonction CMC [118]. Les modules sont exprimés en GPa.

au chapitre précédent, la forme et l'aire des sections transverses des fils évoluent pour respecter l'arrangement et les compactions locales du tissage. Les variations de contour et de chemin moyen des fils (à iso-aire de la section transverse) n'entraînent *a priori* pas de changement microstructural des fils. En revanche, les variations d'aires peuvent être liées à la compaction de la micro-structure des fils. Une modification locale du taux de fibres des fils affecterait forcément les propriétés du fil à l'échelle supérieure. Plusieurs auteurs ont d'ailleurs adapté les propriétés mésoscopiques en fonction du taux de fibre le long des fils [152, 111, 137].

Dans le cas particulier des CMCs, Mazars [113] a réalisé une étude de sensibilité de la variation locale de micro-structure sur les propriétés des fils et des composites. Il avait pu montrer qu'une variation du taux de fibre local entraînait évidemment une modification des propriétés locales, mais que ces variations n'avaient qu'un effet très modéré sur les propriétés élastiques du composite ou même sur la localisation des premiers endommagements à l'échelle méso. Nous ferons ici l'hypothèse que les conclusions établies par Mazars [113] en zone courante peuvent être étendues au cas de la jonction, même si les variations de sections sont sans doute plus importantes dans la jonction qu'en zone courante.

Les modèles issus de la segmentation variationnelle captent naturellement les variations de sections le long des fils : il serait donc aisé d'intégrer des variations locales de propriétés, à la condition d'avoir établi préalablement une base de données reliant les sections de fil aux taux volumiques locaux de constituants (fibres, matrice et micro-pores) et ces taux aux propriétés locales.

3.2 Modélisation de l'endommagement à l'échelle de la méso-structure

3.2.1 Rappel du scénario d'endommagement à reproduire

L'objectif est de modéliser les principaux mécanismes d'endommagement observés sur la jonction à l'échelle de la méso-structure. Pris unitairement, ces mécanismes élémentaires d'endommagement sont les mêmes que ceux qui ont été observés sur le matériau SiC/SiC BN-MI dans la littérature, à savoir (1) la fissuration matricielle, (2) la fissuration matricielle intra-fil transverse au sens des fibres, (3) la fissuration matricielle intra-fil sens fibres et enfin (4) la rupture de fibres. En revanche, contrairement au scénario d'endommagement proposé par Morsher [124], ou celui proposé par Mazars [113] pour une architecture méso différente, les séquences d'endommagement observées sur la jonction sont différentes, comme le rappelle la figure 3.12. En effet, l'architecture textile de la jonction exacerbe l'interaction entre chargement, la méso-structure et les événements d'endommagement. La séquence d'endommagement peut alors être résumée comme suivant :

- En premier lieu, l'amorçage de l'endommagement apparaît dans la zone riche en matrice, là où elle est moins épaisse (le site approximatif d'amorçage est entouré sur la figure 3.12).
- La fissure ainsi créée se propage vers le fil de trame le plus proche.

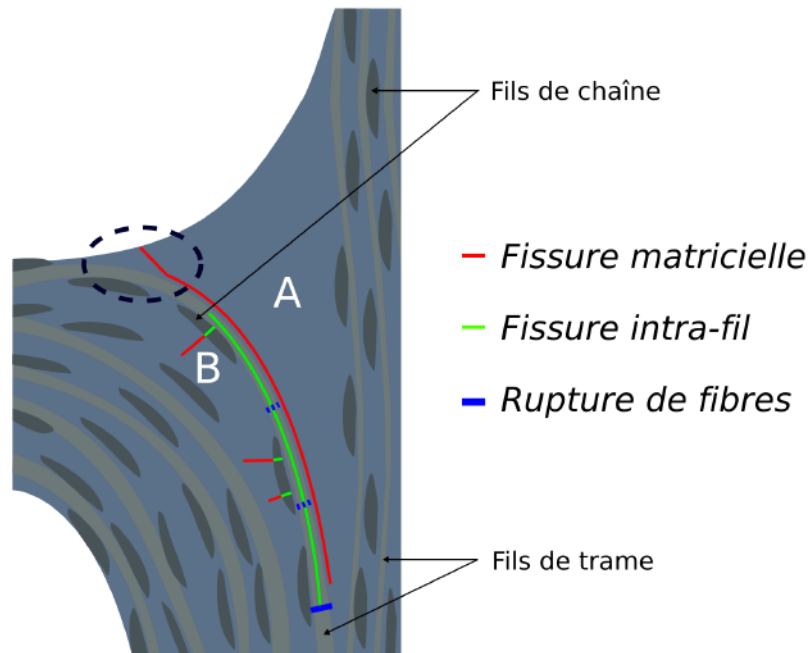


FIGURE 3.12 – Rappel du scénario d'endommagement de la jonction tissée en CMC : discrétisation de la pièce en zones et localisation des évènements d'endommagement.

- D'autres endommagements matriciels intra-fils surviennent ensuite en fonction de la méso-structure locale autour de la fissure qui vient de se créer. On observe alors principalement des évènements de fissuration transverse dans les fils de chaîne, perpendiculaires à la direction de chargement.
- De la rupture matricielle intra-fil est aussi observée dans les fils de trame, éventuellement associée à de la rupture matricielle sens fibre pour faire propager l'endommagement de la zone A vers la zone B.
- Tous ces évènements se multiplient et se propagent le long du fil de trame à l'interface entre les zones A et B jusqu'à la rupture de fibre. Celle-ci apparaît plus ou moins profondément dans la pièce. Elle ne peut en revanche apparaître après la jonction des tissages qui renforce le matériau. La localisation des ruptures de fibres est fonction de l'interaction entre le chargement, la méso-structure et l'apparition des autres évènements d'endommagement. Elle peut aussi être fonction de la courbure du fil de trame.
- Une fois le fil de trame supérieur rompu, l'endommagement va se propager soit aux autres fils de trame situés sous le fil rompu, soit vers le cœur de la pièce à travers la zone de jonction. Dans tous les cas, la rupture finale de l'éprouvette intervient rapidement après la rupture du premier fil de trame qui apparaît comme l'évènement critique du scénario d'endommagement.

3.2.2 Choix des modèles d'endommagement

Ce scénario est relativement complexe et fait intervenir plusieurs mécanismes d'endommagement au niveau de la matrice et des fils. Il est donc nécessaire de choisir un cadre et des modèles de comportement suffisamment robustes pour simuler ces mécanismes. Il faut de plus que ces modèles soient assez simples pour être appliqués à des maillages 2D de grande taille, tels que ceux générés pour la jonction. En particulier, il faudra éviter des modèles nécessitant des tailles de maille trop fine. Il existe pléthore de méthodes numériques pour représenter l'endommagement des matériaux composites. Sur ce point, nous nous sommes une nouvelle fois inscrits dans

la continuité des travaux menés par Mazars [113] : c'est donc le choix pragmatique des modèles d'endommagement continus qui a été fait. Ces modèles seront explicités dans les sections suivantes. Dans ce paragraphe, nous allons tout de même énumérer, de façon non exhaustive, les autres méthodes qui ont été envisagées, et expliquer pourquoi elles n'ont pas été retenues.

Représentation discrète de la fissuration : Tout d'abord, il existe bon nombre de méthodes qui sont basées sur une représentation discrète de la fissuration. Des méthodes de dédoublement de nœuds permettent par exemple de faire propager les fissures [139]. Ces méthodes vont alors présenter une forte dépendance au maillage, si ce n'est en raffinant le maillage très précisément en pointe de fissure [28, 15]. Cette méthode augmente alors considérablement le nombre de ddl du modèle, et se trouve impraticable à l'échelle de la méso-structure.

On peut alors envisager de positionner initialement le réseau de fissures. En ayant une bonne connaissance de la position théorique des fissures, il est possible de simuler l'abattement de la rigidité d'un composite [30], pour homogénéiser les propriétés d'un composite de l'échelle mésoscopique à l'échelle macroscopique. On peut alors estimer la densité de fissuration de la pièce pour retrouver le module de Young à l'échelle macro [41]. Ces méthodes permettent alors de simuler les conséquences de la fissuration du composite, en revanche elle ne sont pas prédictives. Un critère énergétique [92] peut alors permettre d'estimer la position de la fissure, qui peut ensuite être vérifié avec un modèle comportant la fissure (critères couplés). Cette méthode a été adaptée au composite à l'échelle mésoscopique [40]. En ce qui concerne la propagation de cette fissure, il est alors nécessaire de tester plusieurs chemins de fissuration pour trouver celui qui minimise l'énergie de la structure. Pour une application à notre étude, cette méthode semble irréalisable au vu de la dimension de la pièce modélisée, et donc de la multiplication des trajets potentiels des fissures.

Une autre façon de représenter discrètement la fissuration est d'utiliser des éléments cohésifs. Ils sont principalement utilisés pour représenter le comportement d'un matériau en front de fissure, et permettent d'introduire un effort cohésif en pointe qui s'oppose à la propagation de la fissure [75]. Ils correspondent à des éléments d'épaisseurs nulles, ils peuvent aussi être dotés par exemple de lois représentant le frottement d'interfaces [60]. Les éléments cohésifs sont très performants pour représenter le comportement des interfaces réelles, et peuvent alors représenter par exemple les décohésions fibre/matrice [7, 113]. À l'échelle mésoscopique en revanche, les interfaces représentées (fil/matrice) ne sont pas particulièrement fragiles, en comparaison à la ténacité des matériaux eux mêmes. L'ajout d'éléments d'interfaces ne serait pas non plus pertinent vis-à-vis du nombre de ddl que cela ajouterait au modèle et demanderait l'identification de propriétés interfaciales à l'échelle méso. En revanche, pour représenter l'endommagement initial visible sur les éprouvettes du **chapitre 1**, qui s'ouvrent au cours du chargement, les zones cohésives sont très pertinentes.

Éléments finis enrichis : Par rapport aux méthodes discrètes, l'intérêt des méthodes éléments finis enrichis est de ne pas devoir représenter la fissure explicitement, cela évite alors la tâche de remaillage. Plusieurs approches : XFEM [119, 172, 195], GFEM [159, 167] et PNM [71] reposent sur la méthode de partition de l'unité (PMU) [115]. Le principe consiste à enrichir un élément fini standard (qui représente un champ continu dans son volume) en lui permettant de représenter les discontinuités dues à un endommagement, avec des fonctions d'enrichissement. Dans le cadre de la fissuration de matériaux fragiles, des fonctions discontinues complètent le panel de fonctions de forme classiques des éléments finis pour représenter les fissures. Cela permet de représenter les fissures sans remailler au prix de ddl supplémentaires aux nœuds du maillage.

D'autres méthodes consistent à enrichir l'élément fini directement en lui permettant de se diviser en domaines distincts : EFEM [100, 39] quand seulement deux domaines sont considérés et AFEM [120, 187] sinon. L'équilibre mécanique de l'élément est calculé en considérant la rigidité de chaque domaine et des lois cohésives aux niveaux des interfaces. L'atout est alors de conserver

le nombre de ddl global du modèle constant, même quand les fissures apparaissent. Les travaux de Essongue [50] ont montré une certaine dépendance de ces méthodes à la discrétisation du maillage. De plus, leur implémentation en 3D est pour l'instant hors des codes industriels. Leur utilisation pour notre étude aurait nécessité leur implémentation, ces méthodes n'ont donc pas été utilisées.

Méthode de champ de phase : Une autre méthode repose sur une vision différente de la fissuration. Au lieu de chercher à la représenter explicitement ou en enrichissant les possibilités de représentation des éléments finis, l'endommagement peut être représenté par un champ scalaire qui représente la fissure de manière diffuse. La fissure est représentée par l'énergie de surface associée à sa propagation [66]. Elle se propage alors de telle sorte à minimiser l'énergie potentielle de la structure. Cette méthode nécessite un paramètre l_c homogène à une longueur pour contrôler la diffusion du champ scalaire de fissuration [117, 135]. La représentation du réseau de fissuration (en comparaison avec des observations expérimentales) est assurée quand ce paramètre reste faible devant les dimensions caractéristiques des hétérogénéités de la structure. La taille caractéristique des éléments du maillage h doit par contre être inférieure à $l_c/2$, ce qui nécessite alors des maillages très fins pour obtenir une représentation fidèle des événements d'endommagement. C'est pourquoi cette méthode n'a pas été utilisée.

3.2.3 Modèle d'endommagement continu

L'endommagement d'un élément fini peut être vu aussi de façon continue. Les fissures ne sont plus représentées explicitement, ni même avec un champ discontinu, c'est la rigidité de tout l'élément qui est dégradée progressivement [93]. Quand l'élément est soumis à un état de contrainte / déformation suffisant pour amorcer l'endommagement du matériau, le principe consiste à lui substituer un matériau équivalent, différencié du matériau sain par une rigidité dégradée, qui vérifie l'équilibre mécanique de l'élément. La rigidité endommagée est déduite de la rigidité initiale, qui est dégradée avec une variable d'endommagement D . En pratique, trois composantes sont nécessaires pour mettre en place un modèle d'endommagement continu : (i) un critère d'amorçage de l'endommagement adapté au mécanisme à modéliser, (ii) une variable d'endommagement qui évolue pour représenter l'endommagement progressif de l'élément et (iii) un schéma de dégradation du tenseur de rigidité de l'élément, pour représenter les éventuels couplages de pertes de rigidité.

Les modèles d'endommagement continus sont très largement utilisés dans la littérature notamment à l'échelle macro pour les CMC [87, 109]. À l'échelle méso, on peut citer les travaux de Zako [190], Riva [144] ou Lomov [103] dans lesquels l'amorçage de l'endommagement est déterminé par un critère de Hoffman [77]. Les modes longitudinaux, transverses et de cisaillements sont alors séparés, et chacun active une variable d'endommagement associée. Les effets de ces variables d'endommagement sur le tenseur de rigidité sont déterminés en suivant le formalisme introduit par Murakami [127], permettant de dégrader les propriétés de l'élément suivant une direction préférentielle. Ces variables d'endommagement évoluent alors entre 0 et 1, pour décrire l'endommagement. Ces méthodes permettent de décrire l'initiation et la propagation de l'endommagement [190, 192].

L'avantage des modèles d'endommagement continus est qu'ils sont facilement implémentables dans un code de calcul classique. En revanche, ils souffrent de problèmes récurrents de dépendance au maillage [9] ou d'une diffusion arbitraire de la zone endommagée [163, 136, 103] s'ils ne sont pas régularisés.

En effet, il faut au minimum s'assurer que l'élément, une fois rompu, ait dissipé une énergie compatible avec sa taille et les propriétés à rupture du matériau qu'il représente.

Il existe alors plusieurs méthodes pour assurer une dissipation correcte. La théorie de bande de fissuration (crack band), introduite par Bažant [9], transforme le problème contrainte/déformation

en un problème contrainte/ouverture (comme pour les zones cohésives) en ajoutant une longueur caractéristique au modèle (typiquement la longueur caractéristique de l'élément). Cet ajout permet d'introduire naturellement le taux de restitution d'énergie critique G_C . Cette méthode ne nécessitant pas d'étape supplémentaire au calcul EF, beaucoup l'utilisent alors dans les récents travaux à ce sujet [88, 113, 192]. Elle fait donc partie de l'approche que l'on a envisagée, comme cela sera décrit après.

Concernant la dépendance au maillage, des algorithmes de crack tracking peuvent être utilisés pour limiter les effets des directions préférentielles du maillage [24]. Le champ de contrainte local est alors analysé entre chaque étape du calcul : en fonction de paramètres sur la géométrie de la fissure (définis par l'utilisateur), une probabilité d'endommagement est assignée aux éléments environnant le front de fissuration. Seuls les éléments qui vérifient un critère en contrainte et qui ont une position adéquate sont autorisés à s'endommager. Cela réduit significativement l'effet de la géométrie du maillage, mais cette approche est assez lourde à mettre en place, notamment pour des modèles 3D. Des méthodes utilisant des critères non-locaux ont aussi été introduites [138, 182]. Le critère en contrainte n'est alors plus appliqué à un élément seul, mais aussi à son voisinage. Enfin une autre méthode de régularisation consiste à introduire un effet visqueux à l'évolution des variables d'endommagement [3, 88], permettant d'améliorer la convergence des calculs. Ces dernières méthodes n'ont pas été utilisées. Malgré cela, nous le verrons par la suite, les simulations des premiers évènements ainsi que les premières étapes de propagation des endommagements ne présentent pas de pathologie particulière. En ce qui concerne la propagation avancée des endommagements, nous n'avons pas non plus mis en place de méthode pour orienter la fissuration du fait de la complexification des étapes de calculs. Notre parti pris fut dans un premier temps d'associer au modèle très représentatif de la mésostructure des lois simples, traduisant des phénomènes ne nécessitant que des paramètres physiques connus, et de n'envisager les méthodes numériques qui aident à la convergence qu'en cas de besoin. Des lois élastiques quasi-fragiles ont ainsi été retenues. Deux lois sont alors associées respectivement aux éléments matriciels et aux éléments fils. La loi d'endommagement des fils a la particularité d'être séparée en deux parties, avec un mode de rupture transverse et un mode de rupture longitudinale.

3.2.4 Comportement des éléments matriciels

Pour la fissuration matricielle, une loi quasi-fragile continue à une seule variable d'endommagement (D) a été retenue. Un schéma décrivant l'endommagement d'un élément matriciel est visible sur la figure 3.13a. Le critère d'amorçage est un critère en contrainte : la contrainte principale de l'élément est calculée et est comparée à la contrainte à rupture F . Quand la contrainte principale de l'élément atteint la valeur F (cf. tableau 3.2), on active l'endommagement de l'élément. On lui associe directement un repère de fissuration (I, II, III) qui correspond au repère des contraintes principales, à l'instant où le critère est activé. L'endommagement est ensuite contrôlé en déplacement équivalent : $\delta_{eq} = L_C e$ avec L_C la longueur caractéristique de l'élément et e la déformation de l'élément. Cela permet d'éviter que l'énergie dissipée ne diminue quand le maillage se raffine. La variable d'endommagement D [88, 69] initialement nulle, va évoluer de la façon suivante :

$$D = \frac{\delta_{eq}^f (\delta_{eq} - \delta_{eq}^0)}{\delta_{eq} (\delta_{eq}^f - \delta_{eq}^0)} \quad (3.1)$$

δ_{eq} va représenter la déformation normalisée équivalente à l'instant t , δ_{eq}^0 la déformation normalisée équivalente à l'amorçage de l'endommagement et δ_{eq}^f la déformation normalisée équivalente à rupture de l'élément. Cette dernière est calculée à partir de la connaissance de l'énergie de rupture $G_c = \frac{1}{2} F \delta_{eq}^f$. Toutes ces grandeurs sont alors représentées sur la figure 3.13b, l'évolution de la perte de rigidité $(1 - D)K$ peut alors être retrouvée géométriquement [85]. La variable d'endommagement est recalculée à chaque incrément, mais on note que le caractère irréversible

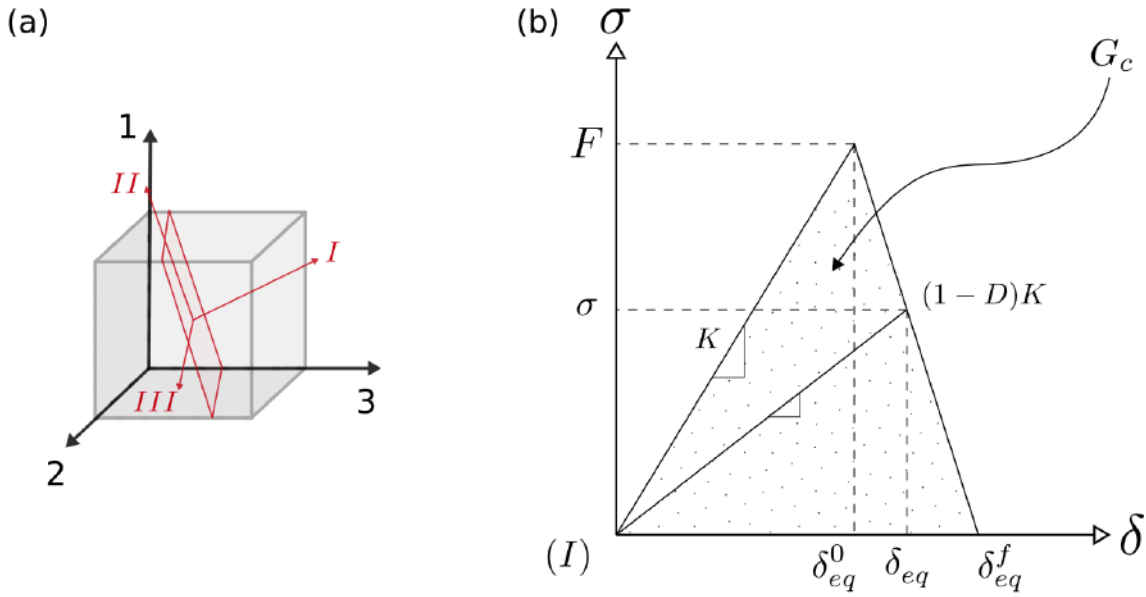


FIGURE 3.13 – Représentations de l'endommagement des éléments matriciels; Schéma de la fissuration matricielle que l'on souhaite modéliser (a) et évolution des paramètres du modèle dans la direction I (b).

de l'endommagement est pris en compte, car on autorise la variable d'endommagement D qu'à augmenter. Finalement, le tenseur de rigidité \bar{C} de l'élément va être dégradé dans le repère de fissuration (I, II, III), avec $d = 1 - D$ suivant le formalisme introduit par Murakami [127] et repris par Mazars [113]. Les sens II et III ne seront alors pas affectés par l'endommagement pendant le calcul car il n'y a qu'une seule variable d'endommagement par élément.

$$\bar{C}_{endo} = \begin{pmatrix} dC_{11} & dC_{12} & dC_{13} & 0 & 0 & 0 \\ & C_{22} & C_{23} & 0 & 0 & 0 \\ & & C_{33} & 0 & 0 & 0 \\ & & & \sqrt{d}C_{44} & 0 & 0 \\ sym & & & & \sqrt{d}C_{55} & 0 \\ & & & & & C_{66} \end{pmatrix}_{(I,II,III)} \quad (3.2)$$

3.2.5 Comportement transverse des fils

Un modèle représentant la fissuration des fils requiert la connaissance d'un certain nombre de paramètres à identifier, souvent difficiles à obtenir expérimentalement. Les paramètres des modèles sont alors très souvent identifiés sur des essais aux échelles supérieures. Pour l'endommagement transverse des fils, figure 3.14, l'originalité de la démarche proposée par Mazars [113], et inspirée par [23, 134], réside dans l'identification de ces paramètres depuis des calculs à l'échelle microscopique. Des calculs d'endommagement et d'homogénéisation ont été réalisés sur des cellules représentant la microstructure des fils, comme le montre la figure 3.15. Des chargements unitaires de traction, de cisaillement et couplés ont été imposés sur les cellules micro, en utilisant des conditions de déformations imposées. Ces tests ont été réalisés sur des cellules micro ayant des micro-structures dont la disposition a été générée aléatoirement (en respectant toutefois les taux de constituants élémentaires des fils). À l'aide de ces tests, les contraintes à rupture des cellules microscopiques peuvent être décrites par un ellipsoïde dans l'espace des contraintes ($\sigma_{22}, \sigma_{33}, \sigma_{23}$). C'est donc un critère quadratique qui a été retenu pour l'amorçage de l'endommagement transverse des fils, dont les paramètres α, β et γ ont été déterminés à l'aide du changement d'échelle micro-méso :

$$\sqrt{\alpha \langle \sigma_{22} \rangle^2 + \beta \langle \sigma_{33} \rangle^2 + \gamma \sigma_{23}^2} = 1 \quad (3.3)$$

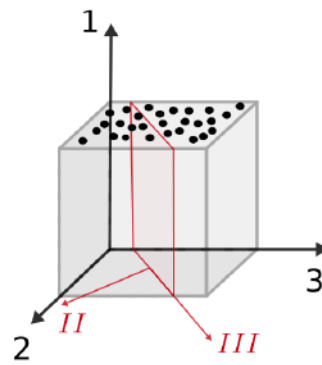


FIGURE 3.14 – Schéma de la fissuration intra-fil transverse que l'on souhaite modéliser.

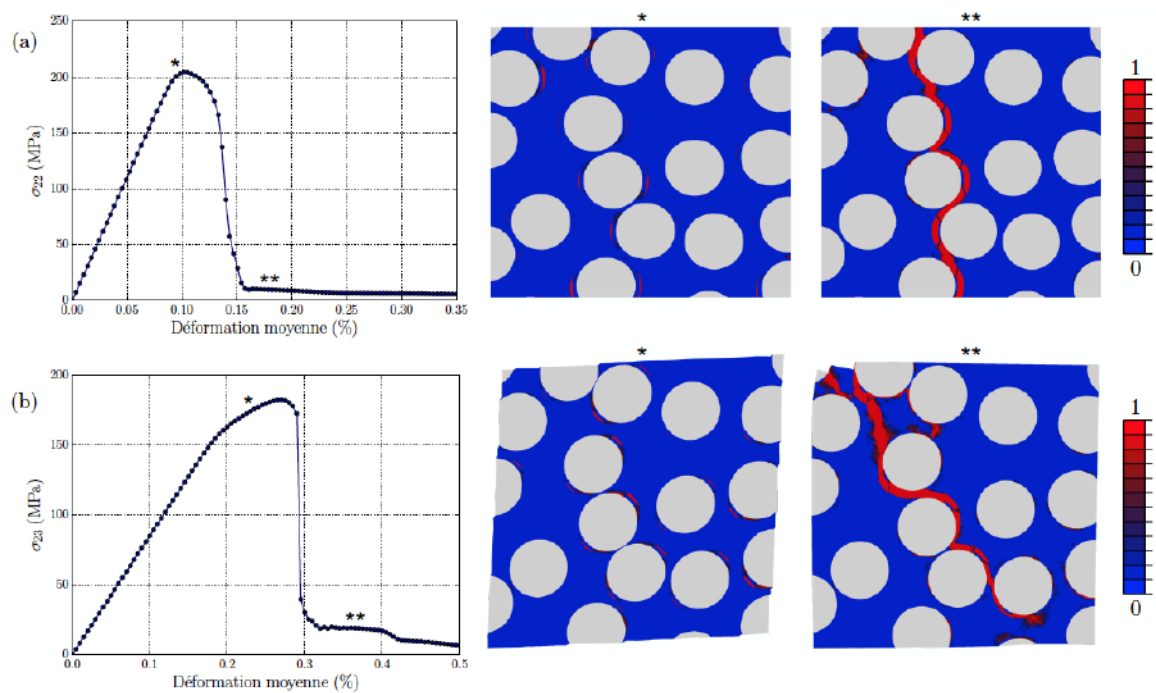


FIGURE 3.15 – Exemples de calculs d'endommagement à l'échelle micro pour une sollicitation (a) en traction uniaxiale et (b) en cisaillement plan. Les cartographies montrent l'évolution des variables d'endommagement (*) au pic de contrainte moyenne et (**) après rupture de la cellule [113].

La variable d'endommagement D est définie de la même manière que pour les éléments matriciels. La suite du processus est alors similaire. Un repère de fissuration va être défini à partir de la direction de déformation principale de l'élément et de la direction des fibres. L'axe II , décrit sur la figure 3.14, devient la normale au plan de fissuration, tandis que l'axe des fibres (1) appartient au plan de fissuration. Ainsi, les tenseurs de rigidité des éléments fils vont pouvoir être dégradés dans le repère $((1, II, III))$ de la façon suivante :

$$\bar{C}_{endo} = \begin{pmatrix} C_{11} & dC_{12} & C_{13} & 0 & 0 & 0 \\ & dC_{22} & dC_{23} & 0 & 0 & 0 \\ & & C_{33} & 0 & 0 & 0 \\ & & & \sqrt{d}C_{44} & 0 & 0 \\ sym & & & & C_{55} & 0 \\ & & & & & \sqrt{d}C_{66} \end{pmatrix}_{(1,II,III)} \quad (3.4)$$

Plusieurs vérifications du pont micro-méso ont été réalisées dans les travaux de Mazars [113]. En particulier, une étude sur la dimension optimale des cellules microscopiques (correspondant à la taille de maille mésoscopique) a été menée. La taille minimale de cellule micro pour qu'elle reste représentative du comportement de l'intrafil a ainsi été déterminée. De plus, il a été démontré que pour des cellules de dimension importante, le comportement des fils était certes bien représenté, mais en revanche, le report de charge que l'on veut représenter à l'échelle mésoscopique n'avait plus lieu. Cette étude a donc servi à borner les dimensions des éléments méso (correspondant aux tailles des cellules micro) pour représenter les événements micro de manière satisfaisante, mais aussi de conserver les transferts de charges entre les éléments à l'échelle mésoscopique. Pour des éléments méso qui ont une taille caractéristique de $50\mu\text{m}$ à $100\mu\text{m}$, le compromis est satisfaisant. Ces tailles permettent d'affiner les choix de discrétisation du modèle mésoscopique. Pour des raisons de dimension (ddl) du modèle mésoscopique correspondant, nous avons choisi une taille caractéristique de maille méso de $90\mu\text{m}$ dans la suite des travaux.

3.2.6 Comportement longitudinal des fils

Pour le comportement longitudinal des fils, nous n'avons pas mené d'étude de changement d'échelle micro-méso. Nous avons alors fait le choix pragmatique de représenter de manière simplifiée les principaux mécanismes observés durant les essais : c.-à-d. une fissuration précoce du domaine de la matrice isotrope (figure 3.16a), la reprise du chargement sens 1 par les fibres jusqu'à leurs ruptures (figure 3.16b). Ce mode d'endommagement est alors complètement découplé du mode transverse. C'est pourquoi, si le chargement local de l'élément le permet, les deux modes d'endommagements peuvent coexister. Comme pour les autres modes de rupture des éléments, une loi quasi-fragile continue a été retenue. On va alors distinguer deux mécanismes d'endommagement longitudinaux des fils : la fissuration précoce de la matrice intra-fil et la rupture longitudinale des fibres composant le fil. Après un domaine élastique (figure 3.16c), quand la contrainte σ_{11} de l'élément atteint une valeur suffisante F_{comp}^l (cf. tableau 3.2), l'endommagement de l'élément s'initie. Comme pour le mode de rupture matricielle et transverses des fils, cette rupture est régularisée par la taille de l'élément. La variable d'endommagement associée va ainsi croître de la même manière que les modes de rupture introduits précédemment, jusqu'à ce que le produit $(1 - D)E_{comp}$ atteigne la valeur $v_{fibre}E_{fibre}$. Dès lors, on considère que la matrice est complètement fissurée, seules les fibres reprennent le chargement. Finalement, l'élément est rompu quand la contrainte σ_{11} atteint la contrainte à rupture des fibres F_{fibre}^l (cf. tableau 3.2). La contrainte à rupture des fibres va alors être dépendante du volume de l'élément, ainsi que de la dispersion naturelle des ténacités des fibres. Les détails sont alors donnés au paragraphe suivant.

$$Cr_1 : \frac{\sigma_{11}}{F_{comp}^l} \geq 1 \quad Cr_2 : \frac{\sigma_{11}}{F_{fibre}^l} \geq 1 \quad (3.5)$$

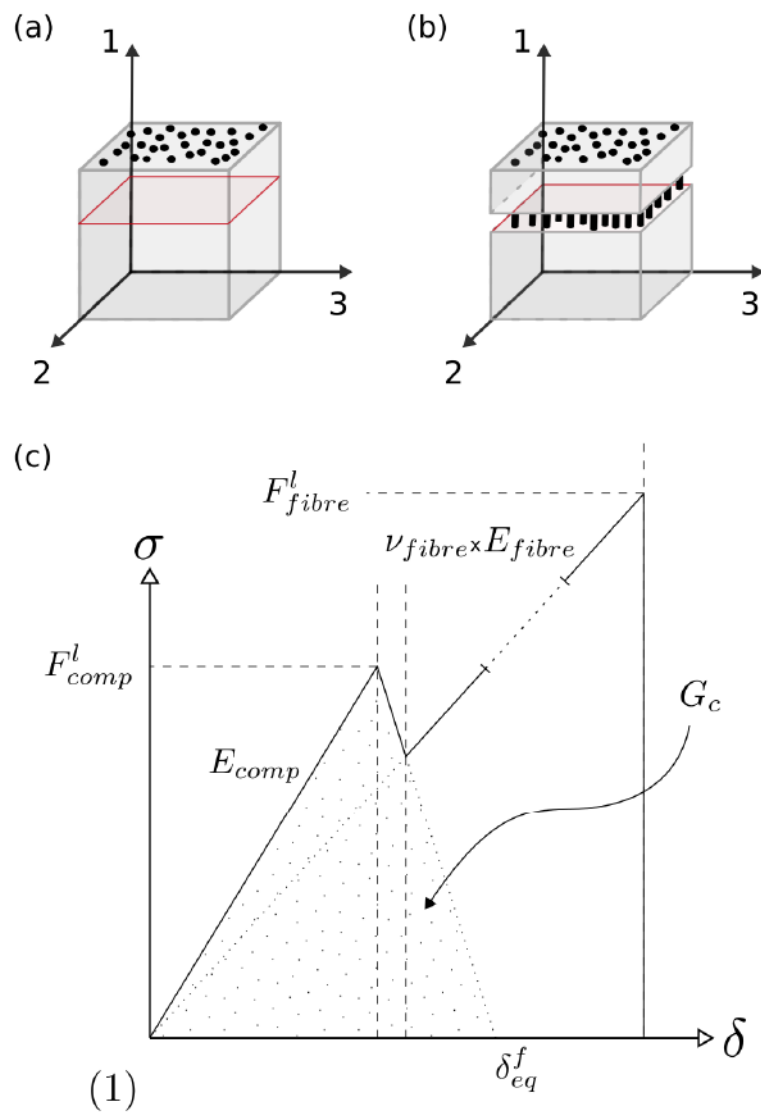


FIGURE 3.16 – Représentation des mécanismes d'endommagement longitudinaux de fil que l'on souhaite représenter : (a) fissuration précoce du domaine matriciel et (b) reprise du chargement par les fibres. Schéma de l'évolution des paramètres du modèle dans la direction 1 (c).

$$D = \begin{cases} 0 & \text{si } Cr_1 = 0 \\ \frac{\delta_{eq}^f (\delta_{eq} - \delta_{eq}^0)}{\delta_{eq}^f (\delta_{eq}^f - \delta_{eq}^0)} & \text{si } Cr_1 = 1 \text{ et } Cr_2 = 0 \text{ et } (1 - D)E_{comp} > v_{fibre} E_{fibre} \\ \frac{v_{fibre} \times E_{fibre}}{E_{comp}} & \text{si } Cr_1 = 1 \text{ et } Cr_2 = 0 \text{ et } (1 - D)E_{comp} < v_{fibre} E_{fibre} \\ 1 & \text{si } Cr_2 = 1 \end{cases} \quad (3.6)$$

La variable d'endommagement D va donc se voir attribuer plusieurs valeurs en fonction de l'activation de l'un ou l'autre des critères. Le repère de fissuration est imposé normal à la direction du fil, et le tenseur de rigidité de l'élément va être dégradé dans ce repère comme ceci :

$$\bar{C}_{endo} = \begin{pmatrix} dC_{11} & dC_{12} & dC_{13} & 0 & 0 & 0 \\ & C_{22} & C_{23} & 0 & 0 & 0 \\ & & C_{33} & 0 & 0 & 0 \\ & & & \sqrt{d}C_{44} & 0 & 0 \\ sym & & & & \sqrt{d}C_{55} & 0 \\ & & & & & C_{66} \end{pmatrix}_{(1,2,3)} \quad (3.7)$$

Détermination de la contrainte à rupture des fibres : Comme cela a été mentionné dans le **chapitre 1**, les fibres SiC, possèdent des contraintes à rupture très dispersées. Quand elles sont rassemblées en faisceau (comme les fils p.-ex.), la dispersion de la contrainte à rupture apparente de l'ensemble diminue au fur et à mesure que le nombre de fibre augmente, jusqu'à être presque déterministe pour des réseaux comportant un nombre important de fibres. Comme les fils du composite sont composés d'environ 500 fibres, si l'on souhaite modéliser le comportement des fils un à un, le modèle analytique de fibres parallèles de Daniels [35] présenté au **chapitre 1** conviendrait tout à fait. En revanche, ce modèle n'est pas applicable aux éléments finis du modèle mésoscopique pour plusieurs raisons. Le nombre de fibres potentiellement contenues dans un élément mésoscopique est forcément inférieur à celui d'un fil, car les éléments discrétisent chaque fil. La taille caractéristique choisie pour les éléments méso étant de $90\mu\text{m}$, une trentaine de fibres peuvent au maximum être contenues dans un élément : on sort des hypothèses du modèle. Deuxièmement, si chaque élément méso se voit attribuer une contrainte à rupture uniforme, les phénomènes de report de charge entre fibres [96, 22] ne pourraient être représentés. Une étude menée par Thionnet [164] montre l'importance de ces reports de charges locaux. En effet, pour un réseau de fibres en traction, des ruptures prématurées de fibres apparaissent et vont alors libérer leur chargement qui sera ensuite partagé aux fibres voisines. Si la distribution des fibres est homogène, c.-à-d. que les fibres les plus résistantes recouvrent uniformément la section du réseau, la charge laissée par les fibres rompues prématurément est reprise uniformément sur l'ensemble de la section du réseau (cas assimilé au report de charge global). En revanche, si il y a un déséquilibre dans la disposition initiale des fibres très résistantes, des reports de charges locaux vont faire apparaître des zones de faiblesses se traduisant par des ruptures en cascade. Cela conduit à une rupture du réseau plus hâtive. Dans la réalité du matériau, on ne peut prédire *a priori* la distribution des fibres de hautes résistances dans les fils de la méso-structure. Il faut pouvoir suffisamment distribuer les propriétés des fils pour être représentatif. Ainsi, ne pas considérer les reports de charge, aura tendance à augmenter la ténacité apparente des fils.

Pour chaque élément mésoscopique, on simule la contrainte à rupture des fibres qu'il contient avec une méthode analytique et itérative de rechargement global, qui est relativement simple à mettre en place. On suppose alors qu'au sein d'un élément mésoscopique, la charge est distribuée uniformément sur chacune des fibres. La simulation consiste à charger incrémentalement le réseau local de fibres (qui possèdent des contraintes à rupture tirées dans la distribution de *Weibull* de la HiNi-S). Pour chaque rupture de fibre, la charge est partagée par l'ensemble fibreux jusqu'à ce que la charge rémanente d'une rupture de fibre appliquée sur la section des fibres restantes dépasse leur contrainte à rupture. On néglige donc les rechargements locaux à l'échelle de la fibre. En revanche, dans le modèle à l'échelle mésoscopique, les fils sont discrétisés en éléments dans

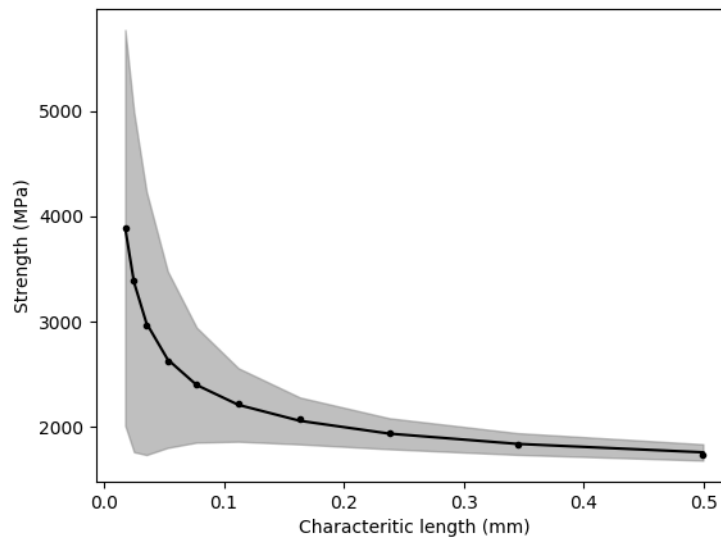


FIGURE 3.17 – Dispersion de la contrainte à rupture F_{fibre}^l en fonction des tailles des élément mésoscopiques.

	$F_{Traction}$	$F_{Cisaillement}$
Loi matricielle	350MPa	-
Loi matricielle intra-fil transverse	250MPa	180MPa
Loi matricielle intra-fil longitudinale	250MPa	-
Rupture de fibre	1900 – 5000MPa	-

TABLEAU 3.2 – Valeurs numériques des contraintes à rupture des modèles d'endommagement considérés.

leurs sections. Ainsi, si les propriétés à rupture des éléments sont suffisamment distribuées, on modélise directement un report de charge local dont la dimension caractéristique sera celle des éléments [58].

Pour chaque réseaux locaux de fibres considérés (correspondant aux tailles possibles des éléments mésoscopiques), on simule la dispersion de ses propriétés à rupture. Un grand nombre de tirages sont effectués pour chaque taille caractéristique d'élément méso. La distribution des contraintes à rupture F_{fibre}^l est alors illustrée sur la figure 3.17 en fonction des tailles caractéristiques des éléments. À partir de ces résultats, on attribue à chaque élément mésoscopique une valeur de contrainte à rupture F_{fibre}^l tirée dans la distribution qui correspond à sa taille caractéristique. Cette attribution stochastique des propriétés à rupture des éléments est réalisée dans une étape préliminaire au calcul EF, permettant d'assurer la reproductibilité de simulations avec d'autres changements de paramètres.

3.3 Simulation simplifiée de la flexion de la jonction

3.3.1 Conditions aux limites

Pour évaluer la capacité du modèle à reproduire les mécanismes d'endommagement souhaités, nous avons choisi de simuler l'essai de flexion de la jonction tissée, de manière simplifiée dans un premier temps. La reproduction des conditions aux limites expérimentales n'est pas triviale,

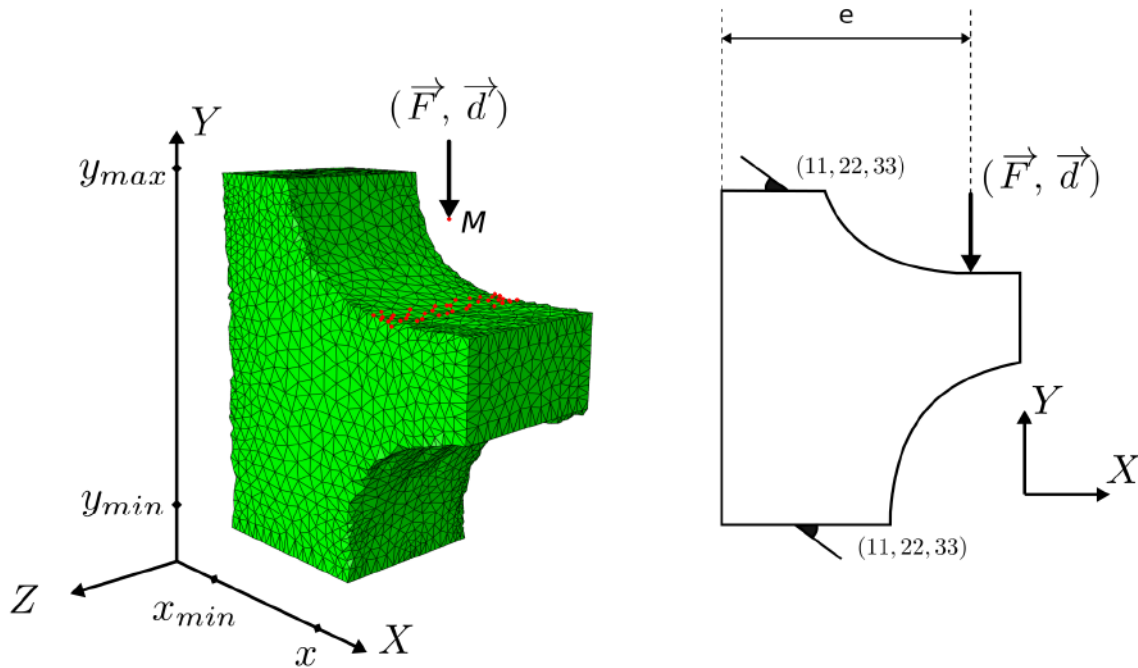


FIGURE 3.18 – Conditions aux limites simplifiées de l'essai de flexion de la jonction tissée.

elle sera le sujet d'une partie du **chapitre 5**. Nous avons cherché ici à représenter le mouvement relatif de la portion de tissage en flexion par rapport au reste de la pièce. Les bords non libres (où la pièce se continue en réalité), normaux à l'axe du chargement \vec{Y} du modèle, c.-à-d. les nœuds appartenant aux plans $y = y_{min}$ et $y = y_{max}$, sont encastrés. Des déplacements nuls dans les trois directions du repère cartésien sont imposés à ces deux ensembles de nœuds. Pour représenter l'appui du poinçon, un ensemble de nœuds de surface a été sélectionné au niveau de la position théorique du poinçon durant l'essai. L'épaisseur de la bande des nœuds qui représente le poinçon a été estimée sur les cartographies microscopiques faites durant l'essai.

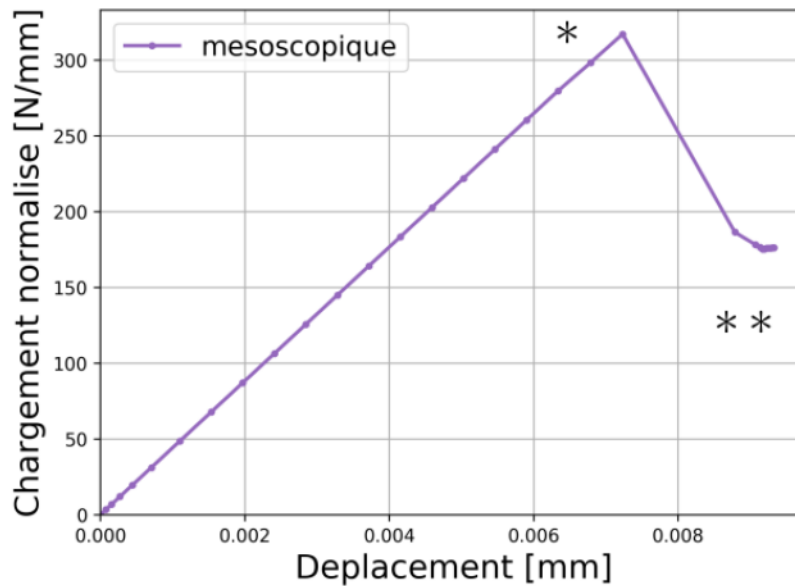
Notre matériau étant hétérogène (tous les éléments possèdent des rigidités différentes), si on impose un déplacement, ou un effort, constant à ces nœuds, on risque de voir apparaître des surcontraintes numériques. L'effort (ou le déplacement) est donc imposé via l'utilisation d'un nœud maître M en couplage distribué avec les nœuds de surface. Autrement dit, le déplacement des nœuds de surface est en moyenne égal à celui imposé au nœud maître M . Toutes les conditions aux limites numériques sont illustrées sur la figure 3.18. Dans la suite du chapitre, la condition limite au poinçon a été imposée en déplacement.

3.3.2 Définition des grandeurs d'intérêts

Pour juger de la pertinence des résultats de simulation, nous avons fait le choix de regarder certaines quantités d'intérêts, dictées par nos observations expérimentales. En premier lieu, nous allons nous intéresser à l'activation des différents mécanismes d'endommagement, et en particulier, au couple effort / déplacement nécessaire pour activer l'endommagement. Nous allons ensuite évaluer la localisation des endommagements au sein de la structure dans le but d'observer le transfert de charge caractéristique de la jonction tissée.

3.3.3 Initiation macroscopique de l'endommagement

On trace dans un premier temps la réponse macroscopique du modèle à la sollicitation de flexion. Pour ce faire, on récupère la force de réaction du nœud maître M . Comme au **chapitre 1**, et pour permettre la comparaison des résultats (type force / déplacement) dans la totalité du

FIGURE 3.19 – Courbe force / déplacement du noeud maître M .

manuscrit, nous avons choisi de représenter l'effort normalisé par l'épaisseur du modèle. En revanche, aucune comparaison autre que qualitative entre ces résultats numériques et les résultats d'essais ne sera faite dans ce chapitre; la comparaison essai / calcul fera l'objet du **chapitre 5**.

L'effort normalisé en fonction du déplacement du nœud maître est tracé sur la figure 3.19. Le comportement simulé correspond à la nature quasi-fragile du matériau SiC/SiC. En effet, on constate sur la courbe force/déplacement, un domaine élastique, suivi d'une chute de pente caractéristique d'un endommagement, et finalement une reprise du chargement. Cependant, durant la reprise du chargement, après quelques itérations de faible pas de temps, le calcul fini par ne plus converger. Depuis la courbe effort normalisé en fonction du déplacement, deux quantités d'intérêts vont pouvoir être déduites : l'effort atteint avant d'activer les mécanismes d'endommagement (noté f_{endo}), et la force à la reprise du chargement (après les premiers endommagements) (notée f_{repr}). Dans cette simulation à l'échelle mésoscopique les valeurs obtenues pour ces quantités globales sont : $f_{endo} = 317\text{N/mm}$ et $f_{repr} = 176\text{N/mm}$. On note alors une chute d'effort à la reprise du chargement de presque 50% par rapport à l'effort maximal.

3.3.4 Localisation des endommagements

La courbe de réponse globale de la structure (figure 3.19) va aussi nous permettre d'identifier les instants du calcul à analyser plus en détails. Deux instants ont été sélectionnés : le premier se situe à la fin du domaine linéaire, juste avant l'apparition de l'endommagement (*) et le second après la reprise du chargement (**). La figure 3.20 propose une visualisation globale du volume endommagé, c.-à-d. tous les éléments de matrice ou de fil dont le critère d'amorçage a été dépassé à la fin de la simulation (**), tandis que la figure 3.21 illustre sur des vues en coupe la disposition de trois champs mécaniques résultants : les déformations principales (a), les contraintes principales (b) et les contraintes maximales des fils de trame (c), aux deux instants sélectionnés (*,**). Pour permettre de bien visualiser l'effet de la méso-structure sur les événements d'endommagement, tous les résultats sont superposés avec l'image de la méso-structure, c.-à-d. l'image du modèle géométrique et du domaine matriciel.

Dans le domaine linéaire, on voit apparaître une zone de localisation des contraintes mécaniques en haut de la zone matricielle (cerclée sur la figure 3.21b(*)). La localisation de cette zone est dépendante de l'interaction du chargement imposé et de la méso-structure, c.-à-d. du renfort fibreux et de la forme de la zone riche en matrice. En effet, on remarque que cette zone est assez éloignée

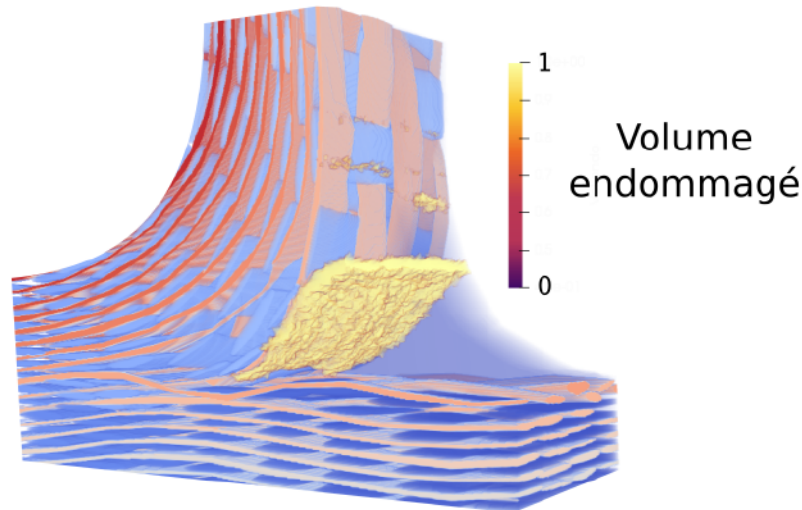


FIGURE 3.20 – Volume endommagé à la fin de la simulation : ** (instant visible sur la figure 3.19).

de l'application du chargement. Au dessus de cette zone, le comportement local du matériau est principalement guidé par le renfort fibreux. Dès que la zone riche en matrice est suffisamment épaisse, elle supporte la majeure partie des contraintes.

Quand le niveau de contrainte est suffisant pour activer les critères d'endommagement, un volume endommagé de taille conséquente apparaît subitement. Visible sur la figure 3.20, il est représenté plus précisément en 2D sur la figure 3.21a(**), et y est comparé directement à la méso-structure. C'est alors essentiellement des éléments matriciels qui s'endommagent, en suivant les fils de trame fléchis. Cette bande endommagée se situe alors à la frontière entre la zone riche en matrice et le tissage, et elle s'arrête au niveau de la jonction des tissages. C'est cet endommagement qui crée le saut force / déplacement visible sur la figure 3.19. La localisation de l'endommagement est attribué à l'interaction du chargement avec la méso-structure.

De cet endommagement découle un report de charge au sein de la jonction. On voit en effet une redistribution importante des contraintes, illustrée sur la figure 3.21b(**). Les maxima de contrainte sont alors localisés autour de l'endommagement existant. On remarque qu'ils sont très présents dans la zone où le tissage n'est pas compacté, de l'autre côté du fil de trame. On note alors que la portion de tissage située sous l'application du chargement, initialement contrainte, est complètement déchargée. La même observation peut être faite pour les éléments de la zone riche en matrice suffisamment éloignés de l'endommagement existant. Pour aller plus loin dans la compréhension du transfert de charge, nous avons aussi représenté les contraintes principales des fils de trame sur les figures 3.21c (*) et (**). On remarque d'une part, un transfert de charge caractérisé par un déplacement des maxima de contrainte le long du fil de trame. On observe aussi, à l'instant (**), que les contraintes principales du fil ne sont pas localisées exclusivement en pointe de l'endommagement existant. En effet, deux zones apparaissent : l'une d'entre elles est située au niveau du fil de trame où sa courbure est maximale. Ces zones sont caractéristiques de la présence d'un état de fissuration matricielle longitudinale des fils. Les fibres reprennent alors le chargement. Le calcul ayant été interrompu, nous n'avons pas eu la possibilité de savoir laquelle de ces zones allait initier la rupture finale, sachant que la contrainte atteinte localement ($\approx 1.1\text{GPa}$) n'est pas suffisante pour activer le critère de rupture de fibre des éléments les moins résistants de la distribution (figure 3.17).

On note finalement que la position de la bande d'endommagement va varier dans la profondeur du modèle, en oscillant en fonction de la méso-structure locale. Ceci est visible sur la figure 3.20. Pour s'en convaincre, nous avons aussi représenté les mêmes champs mécaniques, c.-à-d. les déformations principales et les contraintes principales, que pour la figure 3.21a et b à l'instant (**),

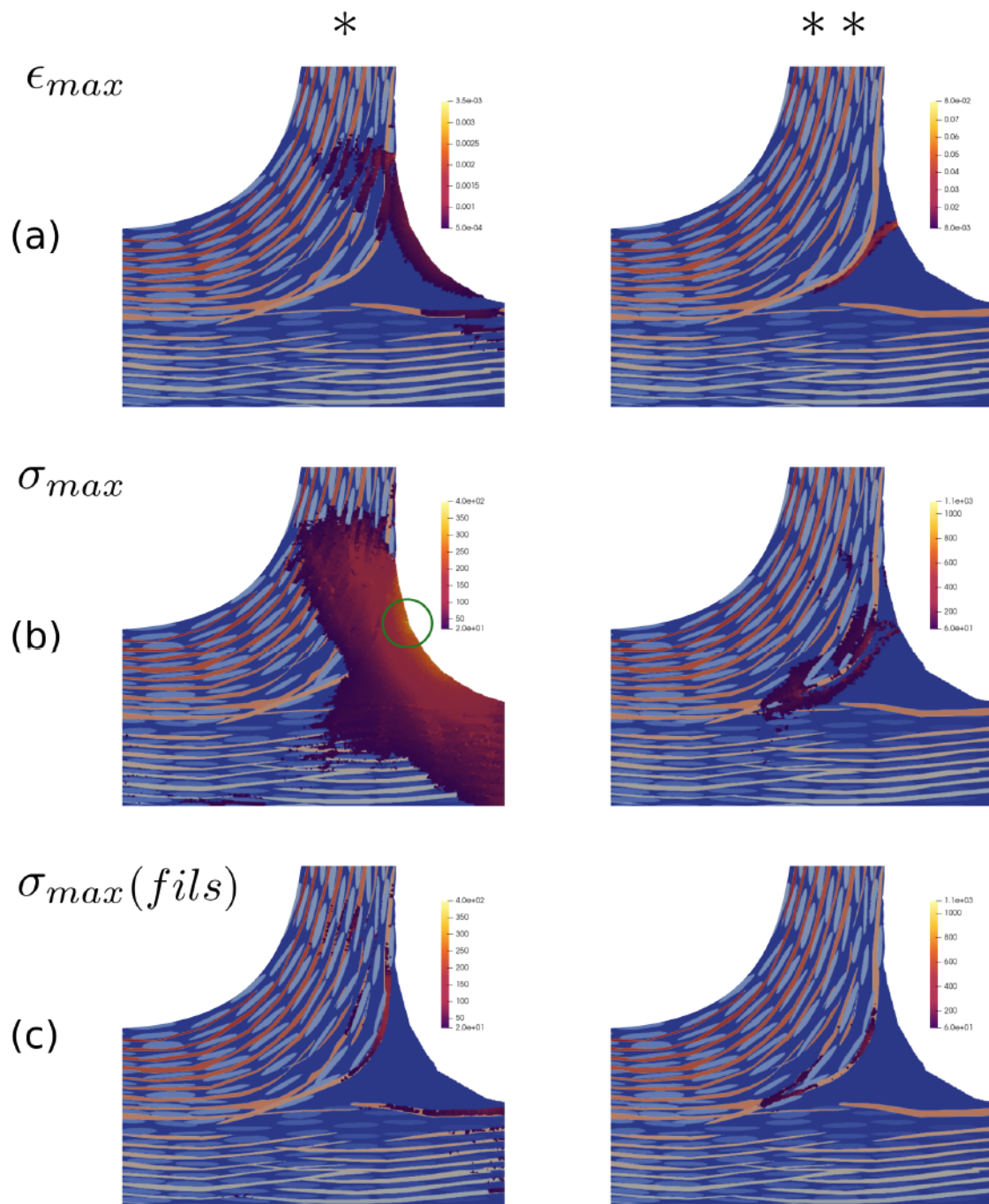


FIGURE 3.21 – Illustrations de l’endommagement de la jonction tissée. Des vues en coupes des champs mécaniques simulés sont superposées à l’image du modèle géométrique méso. Les déformations principales (a), les contraintes principales (en MPa) (b) et les contraintes maximales des fils (en MPa) (c) sont représentées à la fin du domaine élastique (*) et après la reprise du chargement (**). Ces deux instants du calcul sont visibles sur la figure 3.19.

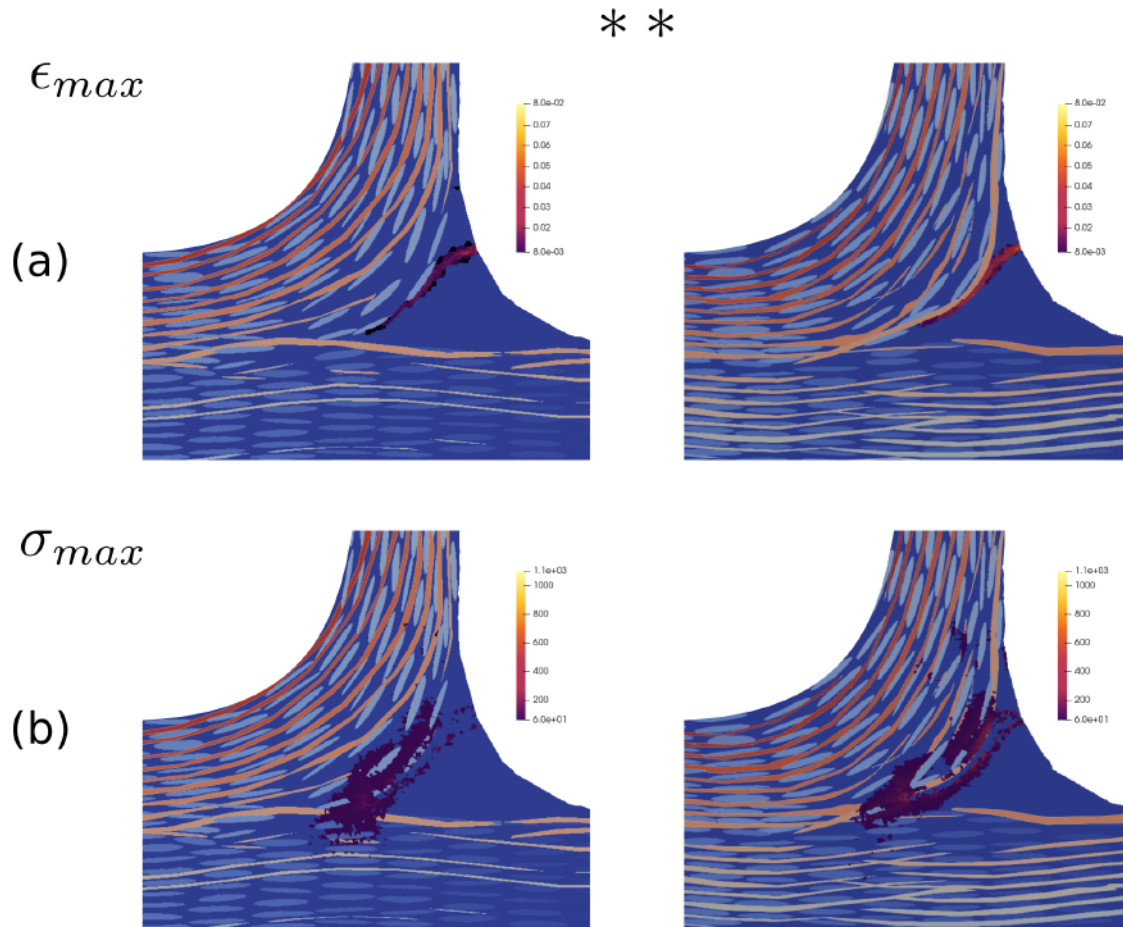


FIGURE 3.22 – Illustrations de l’endommagement de la jonction tissée. Deux vues en coupes des champs mécaniques simulés sont superposées à l’image du modèle géométrique méso. Les déformations principales (a), les contraintes principales (en MPa) (b) sont représentées après la reprise du chargement (**) (instant visible sur la figure 3.19). Contrairement à la figure 3.21, le plan de coupe a été choisi entre deux rangées de fils de trame. Les résultats de la figure 3.21 sont rappelés à droite à titre de comparaison.

sur un autre plan de coupe de la pièce qui est situé entre deux rangées de fils de trame (figure 3.22a et b). La bande de déformations principales est alors plus en profondeur du matériau, suivant la méso-structure locale (c.-à-d. ici : les fils de chaîne). On remarque aussi que le volume sur-contraint à cet instant se diffuse dans la zone de tissage fléchi. On remarque alors que même à l’interstice entre deux rangées de fils de trame, le modèle permet de simuler les variations locales de rigidités, et les évènements d’endommagement qui en résultent.

3.4 Conclusion

Dans ce chapitre nous avons construit un modèle EF très représentatif de la jonction tissée à l’échelle mésoscopique. Comme il est basé sur une image 3D représentative de la méso-structure du matériau, l’intérêt de ce modèle est de pouvoir représenter explicitement les méso-constituants et leurs interfaces. Cela nous permet alors de différencier les matériaux directement avec les éléments du maillage. De plus, le modèle est construit à partir de l’image segmentée de la μ CT, il est donc très représentatif de la structure réelle du matériau. Il représente ainsi directement les variabilités intrinsèques de tissage que comporte la pièce étudiée. De plus, en associant judicieusement les paramètres de voxelisation du modèle géométrique avec les paramètres de construction du maillage, nous avons obtenu un maillage conforme qui épouse la forme des fils

du tissage sans être dépendant de la discrétisation de l'image 3D. Le calcul EF correspondant est alors très peu sensible aux erreurs numériques dues aux imperfections du maillage.

Nous avons ensuite mis en place une modélisation des mécanismes d'endommagement élémentaires en utilisant des lois continues quasi-fragiles, et régularisées par la taille des éléments. Les paramètres de la loi d'endommagement transverse des fils ont la particularité d'être issus d'un changement d'échelle micro / méso, en utilisant des tests sur des cellules virtuelles représentatives de la micro-structure des fils. Concernant l'endommagement longitudinal des fils, nous avons choisi de le représenter en deux étapes : une première rupture matricielle normale à la direction des fibres, puis un critère de rupture de fibre qui permet de tenir compte de la dispersion intrinsèque des propriétés à rupture des fibres, mais aussi représenter le transfert de charge local, dont la dimension caractéristique est celle des éléments du maillage.

Des simulations simplifiées de l'essai de flexion à l'échelle mésoscopique ont été réalisées et permettent de reproduire les premières phases du scénario d'endommagement observées expérimentalement. L'utilisation de lois d'endommagement simples mais avec une description précise et détaillée de l'architecture mésoscopique permet de représenter les particularités de l'endommagement de la jonction tissée, c.-à-d. non seulement les mécanismes d'endommagement élémentaires des CMC, mais aussi **l'interaction complexe entre le chargement, la méso-structure et l'apparition de l'endommagement propre à cette pièce.**

La contrepartie d'une description fine du matériau est qu'elle nécessite beaucoup d'éléments pour représenter finement les détails méso-structuraux, et *a fortiori* un nombre élevé de degrés de libertés (ddl) pour le modèle EF. Le modèle étudié dans ce chapitre a une taille inférieure à 1 cm^3 , ce qui est inférieur aux dimensions caractéristiques des zones utiles des éprouvettes d'essais. Pour la précision de la représentation des fils (1 à 2 éléments dans l'épaisseur des fils) que l'on a souhaitée, il comporte 1.2M de ddl. Ce nombre reste acceptable pour la modélisation de la séquence d'endommagement de la jonction considérée, comme nous l'avons vu dans ce chapitre. En revanche, si l'on souhaite appliquer cette même démarche sur une pièce de taille plus conséquente avec la même précision, p.-ex. une éprouvette testée au **chapitre 1**, il faudrait un maillage qui comprendrait alors plusieurs dizaines de millions de ddl, comme l'illustre la figure 3.23. Pour traiter un tel problème EF, on devrait envisager des techniques de calcul haute performance (HPC), ou encore des techniques de décomposition de domaines (cf. état de l'art du **chapitre 4**).

Nous nous sommes plutôt demandé si nous n'étions pas aller trop loin dans la finesse de la description du matériau. En effet, une description méso, riche et détaillée, est suffisante pour appréhender le comportement endommageable de la jonction tissée, mais est-elle nécessaire? Est-ce qu'une description approchée des hétérogénéités caractéristiques du matériau SiC/SiC BN-MI ou de celles spécifiques à la jonction ne serait pas suffisante pour reproduire le scénario d'endommagement et son interaction avec la méso-structure? C'est sur ce constat, et sur ces interrogations que nous avons choisi de développer une méthode d'enrichissement basée image d'un modèle macroscopique. L'objectif est de permettre l'utilisation de l'information des détails mésoscopiques avec un modèle qui ne la représente pas explicitement. Cette méthode sera alors le sujet du **chapitre 4**. L'objectif principal sera de déterminer le niveau de description de l'information mésoscopique suffisante pour capturer l'interaction chargement / méso-structure et permettant de reproduire les résultats mésoscopiques.

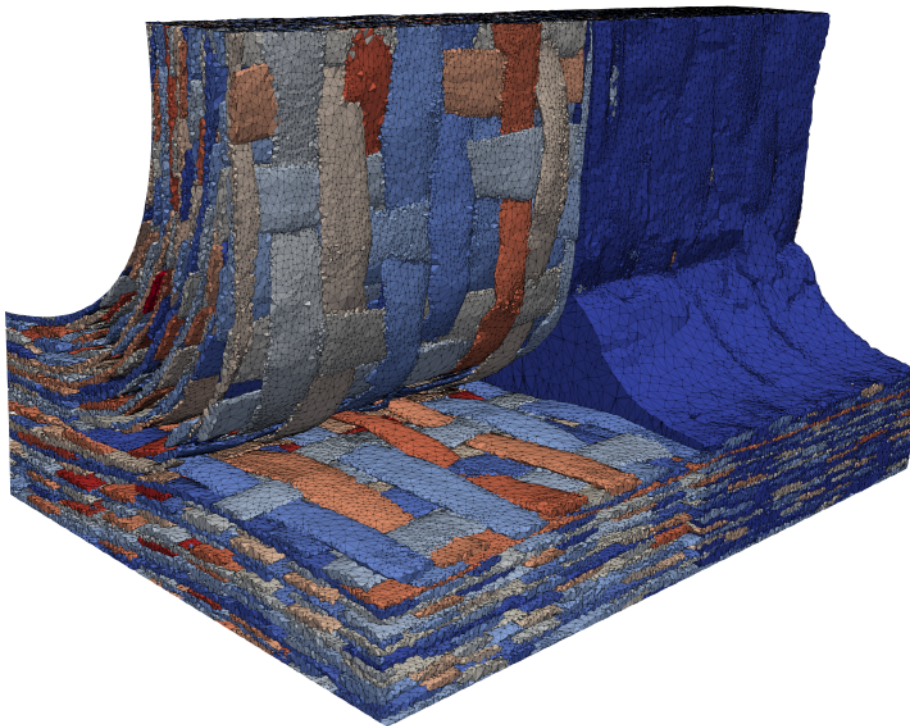


FIGURE 3.23 – Modèle EF à l'échelle mésoscopique d'une pièce dimensionnée comme les éprouvettes d'essais.

Chapitre 4

Méthode d'enrichissement de modèle macroscopique à partir de la connaissance de la méso-structure du matériau

« Jusqu'où faut il aller trop loin? »

G. Couégnat

Sommaire

4.1	Modèle macroscopique informé de la méso-structure	90
4.1.1	Position du problème	90
4.1.2	Obtention du maillage macroscopique de la jonction composite tissée	92
4.1.3	Modèle stratifié équivalent	92
4.2	Comparaison méso / macro	94
4.2.1	Description du cadre de comparaison méso / macro	94
4.2.2	Résultats et discussions	99
4.2.3	Distinction des erreurs de discrétisation et de modélisation	105
4.3	Conclusion	107

Si le modèle mésoscopique permet d'intégrer aussi fidèlement que possible les détails architecturaux de la jonction et d'appréhender de manière réaliste les mécanismes d'endommagement, il n'en demeure pas moins coûteux en temps de calcul. D'un point de vue pratique, il serait profitable d'être capable de reproduire les résultats du modèle mésoscopique à l'échelle supérieure, notamment en vue de son application à des pièces CMC. Sachant qu'un modèle complètement homogénéisé ne permet pas de produire des résultats satisfaisants, l'idée est d'envisager un modèle intermédiaire, entre la vision discrète de la méso-structure et la vision complètement homogénéisée. Il serait également intéressant de déterminer le niveau de description "juste suffisant" afin d'obtenir des résultats acceptables au regard de certaines quantités d'intérêts. Cela nous a conduit à la problématique suivante : comment conserver l'information mésoscopique en utilisant un modèle macroscopique qui ne la représente pas explicitement ?

*Nous avons alors développé une méthode EF utilisant un maillage qui est construit à l'échelle de la pièce et dont les lois de comportements sont informées des détails méso-structuraux. Les lois attribuées aux éléments sont alors enrichies en utilisant l'image du jumeau numérique du matériau formée grâce à la méthode de segmentation variationnelle décrite dans le **chapitre 2**. Cet enrichissement revient à filtrer les informations mésoscopiques, avec une taille correspondante à celle choisie par la maille. Pour juger de la pertinence des résultats des modèles macroscopiques présentés dans ce chapitre, les résultats obtenus avec le modèle à l'échelle mésoscopique décrit au **chapitre 3** serviront de références.*

Après avoir précisé les motivations qui ont menées au modèle macro enrichi proposé, et l'avoir situé vis-à-vis d'autres approches, les détails d'implémentation de la méthode d'enrichissement seront explicités. Puis, les quantités d'intérêts de cette étude seront détaillées pour évaluer l'efficacité de la méthode en fonction du niveau de description utilisé. Finalement, on distinguera l'influence des erreurs de discrétisation et de modélisation de la méthode avant de conclure sur la pertinence des résultats obtenus avec la méthode d'enrichissement proposée, et la taille optimale de filtre à sélectionner pour poursuivre l'étude de la jonction composite tissée.

4.1 Modèle macroscopique informé de la méso-structure

4.1.1 Position du problème

Le comportement de la jonction sous sollicitation mécanique est complexe. La nature composite et les dimensions de la pièce étudiée associées au gradient de chargement que l'on impose, rendent le problème de modélisation considéré multi-échelle par nature. En effet, on souhaite étudier une pièce macroscopique, mais qui est fortement hétérogène à l'échelle de sa structure interne (mésoscopique). Les phénomènes associés à chacune des échelles mises en jeu interagissent tout au long du processus d'endommagement, si bien qu'ils ne peuvent être considérés de manière complètement découplée. Pour simuler le comportement de la jonction, il faut être capable de prendre en compte ces interactions, c.-à-d. de représenter assez finement la méso-structure, mais aussi permettre une application du modèle à l'intégralité de la pièce.

La première idée fût de considérer le problème totalement à l'échelle mésoscopique. L'interaction chargement / méso-structure / endommagement peut être correctement décrite à cette échelle, comme en attestent les résultats du chapitre précédent. En revanche, l'application de cette méthode à des pièces de structure conduit à un problème complexe, c.-à-d. avec un nombre de ddl important.

Cette approche directe nécessiterait l'emploi de stratégies de calcul haute performance (HPC) adaptées, par exemple par l'emploi de techniques de décomposition de domaine [54, 61]. Pour être efficaces, ces approches demandent des codes de calculs spécifiquement conçus à cet effet, ainsi que des moyens de calculs dédiés, ce qui n'est pas immédiatement envisageable dans une perspective d'utilisation courante en bureau d'étude.

Une alternative consisterait à effectuer un zoom structural ou *submodeling* en ne réalisant un calcul à l'échelle méso que dans une zone d'intérêt prédéterminée [179, 180], le reste de la pièce étant traité de manière homogénéisée. Encore faut-il que la zone d'intérêt soit suffisamment restreinte

pour être effectivement traitée à l'échelle méso, et que le modèle macroscopique homogénéisé environnant permette de localiser correctement les conditions limites à appliquer au modèle détaillé; ce n'est malheureusement *a priori* pas le cas pour la jonction tissée étudiée. Ces approches globales/locales ne vont pas également sans poser des problèmes de convergence dans le cas de modèles fortement hétérogènes [68], en particulier dans le cas où les hétérogénéités se situent près des zones de raccordement. Elles sont d'ailleurs encore activement développées, notamment pour une utilisation non-intrusive avec un code de calcul industriel [176].

L'approche suivie ici repose plutôt sur une simplification de la description du matériau et sur l'établissement d'un modèle parcimonieux. On sait qu'une vision complètement homogénéisée, c.-à-d. faisant totalement abstraction des détails micro-structuraux, ne permet pas de reproduire correctement le comportement et l'endommagement de la jonction tissée (cf. **introduction**), notamment à cause de la non-séparabilité des échelles entre celle de la pièce et celle de la micro-structure, et des interactions fortes entre chargement, architecture et endommagement (cf. **chapitre 1**). Par ailleurs, comme montré dans le chapitre précédent, l'échelle méso apparaît comme une échelle suffisante pour appréhender correctement les premiers événements d'endommagement et leur relation avec l'architecture du matériau. Mais peut-être n'est-il pas nécessaire de descendre à un niveau de description aussi fin? Une vision matériau intermédiaire, entre échelle méso et macro, permettant de conserver assez de détails micro-structuraux pour appréhender l'interaction entre chargement et hétérogénéités, est peut-être suffisante pour décrire de manière satisfaisante la localisation et les premiers stades de l'endommagement.

En pratique, cela revient à homogénéiser, mais seulement de manière locale, la description et les propriétés du matériau. Cette taille d'homogénéisation locale doit être sensiblement plus grande que celle des détails structuraux les plus fins, tout en restant compatible avec les longueurs caractéristiques liées au gradient de chargement. Cette approche « au juste besoin », où le matériau est décrit avec le niveau de détail suffisant, peut aussi être vue comme une étape *a priori* de filtrage non local de la réponse du matériau [189, 14]. La longueur caractéristique avec laquelle les hétérogénéités sont décrites agit comme un filtre passe-bas sur la réponse locale.

Cette idée de filtrage, ou d'homogénéisation locale, avait déjà été explorée pour la détermination des propriétés élastiques de pièces CMC de faible épaisseur, donc sans séparation d'échelle [45]. Dans le cas de pièces d'épaisseur variable, le modèle était décomposé en zones d'épaisseur constante, et chaque zone était ensuite subdivisée en nombre fini de strates dont les propriétés étaient estimées individuellement. Ce découpage systématique permettait de prévoir la rigidité en flexion de pièces CMC d'épaisseur variable, au contraire d'une homogénéisation classique basée sur un VER en zone courante.

C'est cette même idée que l'on retrouve dans les travaux de [49] où un composite tissé 3D est décomposé, grâce une tessellation de Voronoï, en cellules ne contenant qu'un tronçon de fil de chaîne ou de trame entouré de matrice. Chaque cellule est alors assimilée à un unidirectionnel équivalent, comportant les mêmes fractions volumiques de fils et de matrice, dont les propriétés apparentes peuvent être calculées. La description fine du composite, en termes de fils et de matrice, est alors remplacée par une description approchée en termes de cellules de Voronoï homogénéisées. Cette approximation reste assez proche de la réalité du matériau : si l'on perd la description précise des fils, on conserve les hétérogénéités dues à l'alternance de fils de chaîne et de fils de trame, chaque cellule ne pouvant comporter qu'une seule direction de renfort. D'après les résultats de [49], elle permet néanmoins une économie significative sur la taille du modèle, et la prévision des modules élastiques et de la localisation des déformations obtenus avec ce modèle approché sont similaires à ceux obtenus avec un modèle fin.

L'utilisation d'une approche de filtrage, ou d'homogénéisation locale, nécessite de déterminer quelle longueur caractéristique, ou quelle taille de filtre, utiliser pour décrire le matériau avec une précision suffisante, et comment déterminer les propriétés apparentes des zones ainsi définies.

La taille de filtre doit être a minima compatible avec la longueur caractéristique du chargement, c.-à-d. que la longueur caractéristique à laquelle est décrit le matériau doit être inférieure à celle du gradient de chargement. Cette taille n'est pas forcément évidente à déterminer *a priori*, les

hétérogénéités locales pouvant modifier sensiblement le chargement effectif vu par une zone du matériau. Dans le cas de comportement non-linéaire, et particulièrement dans le cas de comportement quasi-fragile, la taille choisie doit également permettre une localisation correcte des premiers endommagements, qui sont généralement activés par des détails microstructuraux à une échelle plus fine, ainsi qu'une description suffisamment précise des mécanismes de report de charges [58].

Concernant l'estimation des propriétés apparentes des zones homogénéisées, on peut tout d'abord penser à réaliser un calcul d'homogénéisation numérique, comme cela avait été fait dans [45]. Néanmoins, si ces zones sont de tailles réduites vis-à-vis des détails microstructuraux, l'effet du choix des conditions limites peut devenir problématique. De plus, la réalisation des simulations nécessaires à l'estimation des propriétés de chaque sous-volume peut demander un temps de calcul rédhibitoire sans avoir recours à une résolution parallèle [26], ce qui n'est pas compatible avec l'utilisation visée. Cela serait d'autant plus pénalisant dans le cas de comportement non-linéaire. Comme il sera détaillé dans la suite, nous nous sommes plutôt orientés vers une analogie locale du matériau avec un stratifié équivalent [70]. Cela permet d'une part d'assouplir les prérequis sur la topologie et la géométrie des zones. À l'inverse de [49] où chaque zone ne peut contenir qu'une seule direction de fil, l'emploi d'un stratifié équivalent permet de prendre en compte plusieurs fils de direction différente en assimilant chaque fil à un pli du stratifié avec une rigidité et une orientation particulière. On retrouve ici les principales idées des premières modélisations proposées pour les tissés 2D, et notamment celles des modèles « mosaïques » [82, 129] où le composite tissé est remplacé localement par un stratifié. Cette approche permettra également (cf. 4.1.3) d'intégrer facilement, pli par pli, les lois d'endommagement développées à l'échelle méso (**chapitre 3**).

4.1.2 Obtention du maillage macroscopique de la jonction composite tissée

De la même manière qu'à l'échelle mésoscopique, le mailleur décrit au chapitre précédent peut être utilisé pour obtenir un maillage à l'échelle de la structure. À l'échelle de la structure, un seul label est nécessaire pour discerner simplement le matériau du vide sur l'image à mailler. On utilise alors le masque de l'enveloppe du jumeau numérique du matériau. Les modèles méso et macro présenteront alors nécessairement le même volume de matériau. De cette façon, on s'assure une comparaison directe entre le modèle macroscopique et le modèle mésoscopique. De plus l'utilisation de la même technique de maillage permet de facilement contrôler la taille de maille du modèle macroscopique par rapport à la référence mésoscopique. On utilise en effet les mêmes paramètres, à savoir : les tailles caractéristiques des éléments, des faces, des arêtes, les rapports d'aspects des éléments, etc (cf. **chapitre 3**).

On qualifiera ces maillages de "macroscopique", peut-être de manière abusive, même si leurs dimensions caractéristiques ou les tailles de maille utilisées ne sont pas très différentes de celles des modèles méso. On emploiera néanmoins ce terme pour décrire des modèles où la méso-structure n'est pas explicitement discrétisée ou maillée.

4.1.3 Modèle stratifié équivalent

L'idée ici est de conserver dans le modèle la description de l'architecture interne du matériau sans la représenter explicitement. On fait donc intervenir la connaissance de la structure interne du matériau au moment de la formulation de la loi de comportement des éléments macroscopiques. Pour chaque élément macroscopique, on considère un matériau stratifié équivalent qui représente la composition locale située au niveau de l'élément. Pour cela, on s'appuiera sur l'image de la méso-structure du matériau qu'est le jumeau numérique du matériau, celle-là même qui a servi pour construire le maillage mésoscopique.

La méthode d'enrichissement des lois de comportement des éléments du modèle macroscopique peut être détaillée en trois parties. Elles sont décrites sur le schéma de la figure 4.1. Une fois le maillage généré à partir de l'enveloppe externe de la pièce, on peut extraire les coordonnées des

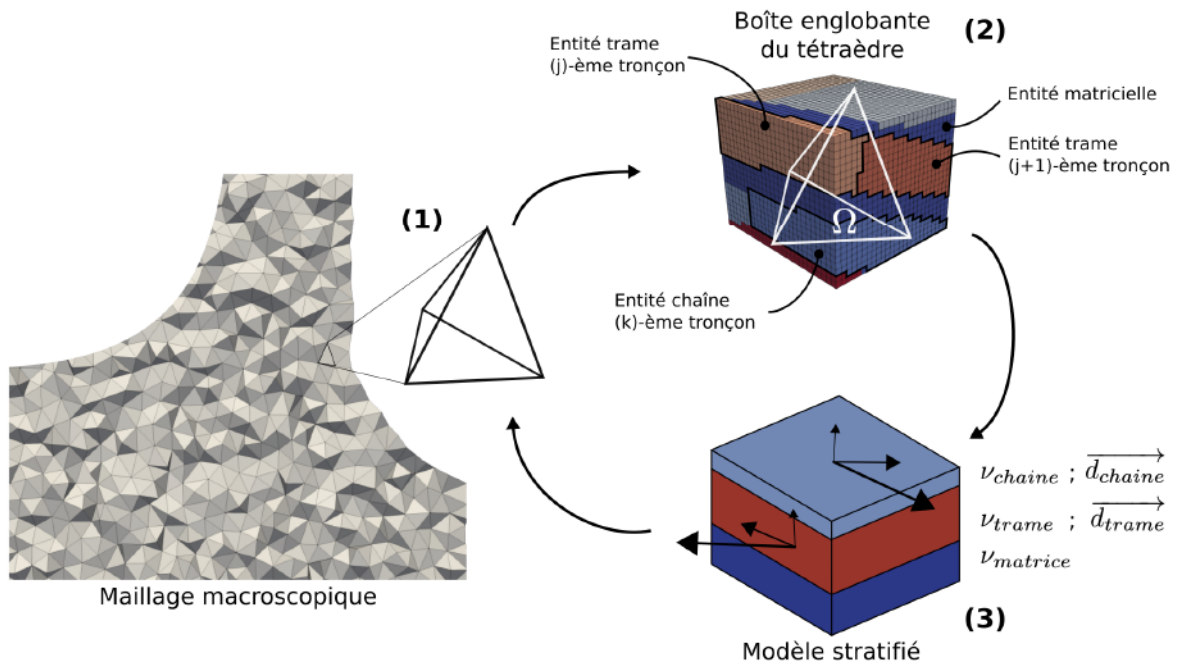


FIGURE 4.1 – Méthode d'enrichissement du modèle macroscopique à partir de l'image du jumeau numérique de la pièce.

nœuds qui composent chaque élément (1). Le maillage étant construit dans l'espace de l'image (même repère et même échelle), il peut directement être superposé à l'image. La portion d'image correspondante à l'élément sert ensuite à détecter les entités méso qui se situent à l'intérieur du tétraèdre en question (2). Les taux de chacun des fils et le taux de matrice qui composent le tétraèdre peuvent être quantifiés en comptabilisant les voxels labellisés qui sont inclus dans l'image, à l'intérieur du tétraèdre. De plus, comme nous l'avons vu au chapitre précédent, deux labellisations des fils sont issues de l'algorithme de segmentation. La seconde labellisation permet de différencier les tronçons du modèle géométrique, chacun d'entre eux étant associé à un repère matériau. Ainsi, pour chaque tétraèdre, on dresse une liste d'entités fils qui le composent, leur repère matériau associé et la quantité de matrice aussi présente. Vient ensuite la formulation de la loi matériau utilisée (3). Nous avons opté pour le concept de stratifié équivalent, dont les strates sont disposées en parallèle. Les épaisseurs relatives de chaque pli sont proportionnelles aux fractions volumiques de chacune des entités détectées. Quand un fil est détecté, on calcule sa matrice de rigidité dans le repère global ($\overline{\overline{C}}_i$), en orientant sa rigidité en fonction de la direction du modèle géométrique associée au fil. On considère ensuite deux catégories de fils : les chaînes et les trames. Si plusieurs fils d'une même catégorie sont détectés dans le tétraèdre, on les approxime par un fil équivalent orienté suivant la moyenne des orientations détectées dans l'élément, pondérée par leurs fractions volumiques respectives. Composé de trois strates au maximum, ce modèle permet alors de différencier les contributions des rigidités locales des fils de chaîne, des fils de trame et de la matrice. On construit enfin la rigidité équivalente de l'élément $\overline{\overline{C}}$, en considérant simplement la moyenne des rigidités des strates ($\overline{\overline{C}}_i$) pondérées de leurs fractions volumiques (v_i) :

$$\overline{\overline{C}} = \sum_{i \in (1,2,3)} \overline{\overline{C}}_i v_i \quad (4.1)$$

À chaque incrément de calcul, un état de déformation uniforme est considéré pour l'élément. À partir de la rigidité équivalente, on peut déterminer la contrainte moyenne de l'élément, et ainsi calculer son équilibre mécanique, mais également localiser une contrainte par pli, c.-à-d. par entité. On peut ainsi calculer la réponse de chacun des plis en y intégrant en particulier les lois d'endommagement déterminées au **chapitre 3**. À chaque incrément de calcul, on traite individuel-

lement les trois strates du modèle, comme trois problèmes localisés. La rigidité endommagée de l'élément macro est construite analytiquement à partir des rigidités des strates dégradées par leurs variables d'endommagement respectives. On obtient ainsi une réponse endommageable locale, dépendante des fractions volumiques et des orientations locales des constituants (fils de chaîne, de trame et matrice). Les variables d'endommagement étant définies pli par pli, on peut accéder indépendamment à la dégradation de chacune des entités. Cela permet une comparaison directe avec les modèles méso correspondants, les lois utilisées étant les mêmes.

4.2 Comparaison méso / macro

L'objectif est maintenant de déterminer la taille de filtrage optimale pour aborder le problème de modélisation du comportement mécanique de la jonction tissée, c.-à-d. offrant le meilleur compromis entre coût de calcul et représentativité. Le premier objectif de la méthode d'enrichissement du modèle macroscopique est alors d'alléger la charge de calcul, c.-à-d. le nombre de ddl du problème. La diminution de la densité du maillage macro s'accompagne nécessairement d'un filtrage plus important de l'information méso. L'étude proposée dans ce chapitre vise à calibrer le niveau suffisant de détails architecturaux à considérer dans le modèle macro enrichi pour reproduire certaines quantités d'intérêts obtenues à l'échelle inférieure.

Ces quantités d'intérêts vont être décrites dans un premier paragraphe, puis, le cadre de la comparaison méso-macro sera fixé. Une analyse détaillée des conséquences de la méthode de filtrage sur la représentation des détails méso sera ensuite proposée. Finalement, les résultats de calculs EF seront analysés, permettant *in fine* de définir un modèle optimal.

4.2.1 Description du cadre de comparaison méso / macro

Comme à l'échelle mésoscopique, des calculs d'endommagement de la jonction tissée soumise aux conditions aux limites simplifiées de l'essai de flexion (cf. **chapitre 3**) ont été réalisés avec un modèle macro enrichi. Les résultats du modèle mésoscopique sont utilisés comme référence pour juger de la précision des résultats macroscopiques. On s'intéressera premièrement aux champs de contraintes avant l'apparition d'endommagement. Puis, on analysera le couple force / déplacement nécessaire pour initier l'endommagement. On approfondira ensuite l'analyse en examinant la localisation des zones endommagées.

Avec la méthode d'enrichissement proposée, la taille de filtrage de la méso-structure est directement donnée par la taille de maille macroscopique. C'est pourquoi quatre maillages macroscopiques différenciés par leur taille de maille ont été utilisés pour cette étude. Ils sont représentés sur la figure 4.2. Les grandeurs caractéristiques des maillages ainsi que le nombre de ddl associé figurent dans le tableau 4.1, et sont comparés à ceux du modèle mésoscopique. Les ordres de grandeurs des temps de calcul associés à chaque modèle sont aussi donnés, ils ont été obtenus pour des calculs parallélisés sur six cœurs, dont les résultats figurent dans la section 4.2.2. Le temps de calcul de la simulation mésoscopique est du même ordre de grandeur que celui du modèle macro fin, environ 48 h.

Pour avoir une idée de ce que représente ces tailles de mailles par rapport à la méso-structure, les dimensions des cellules de chaque maillage (1×, 1.66×, 2.5× et 5×) sont comparées aux dimensions des fils de la jonction sur la figure 4.3.

Le premier maillage (noté 1×) possède la même taille caractéristique que le maillage mésoscopique, qui est de 0.09mm. Cette taille est inférieure à l'épaisseur moyenne des fils de la jonction ($\approx 1.5\text{mm}$) comme le montre la figure 4.3. Elle permet d'assurer que les modèles stratifiés associés à chaque élément ne comporte majoritairement qu'un seul type de fil, minimisant les erreurs d'approximation du modèle stratifié. Finalement, la seule différence qui distingue ce modèle par rapport à la référence méso, c'est la description des interfaces des fils. Comme elles sont explicitement décrites par les éléments du maillage à l'échelle mésoscopique, la variation de propriétés

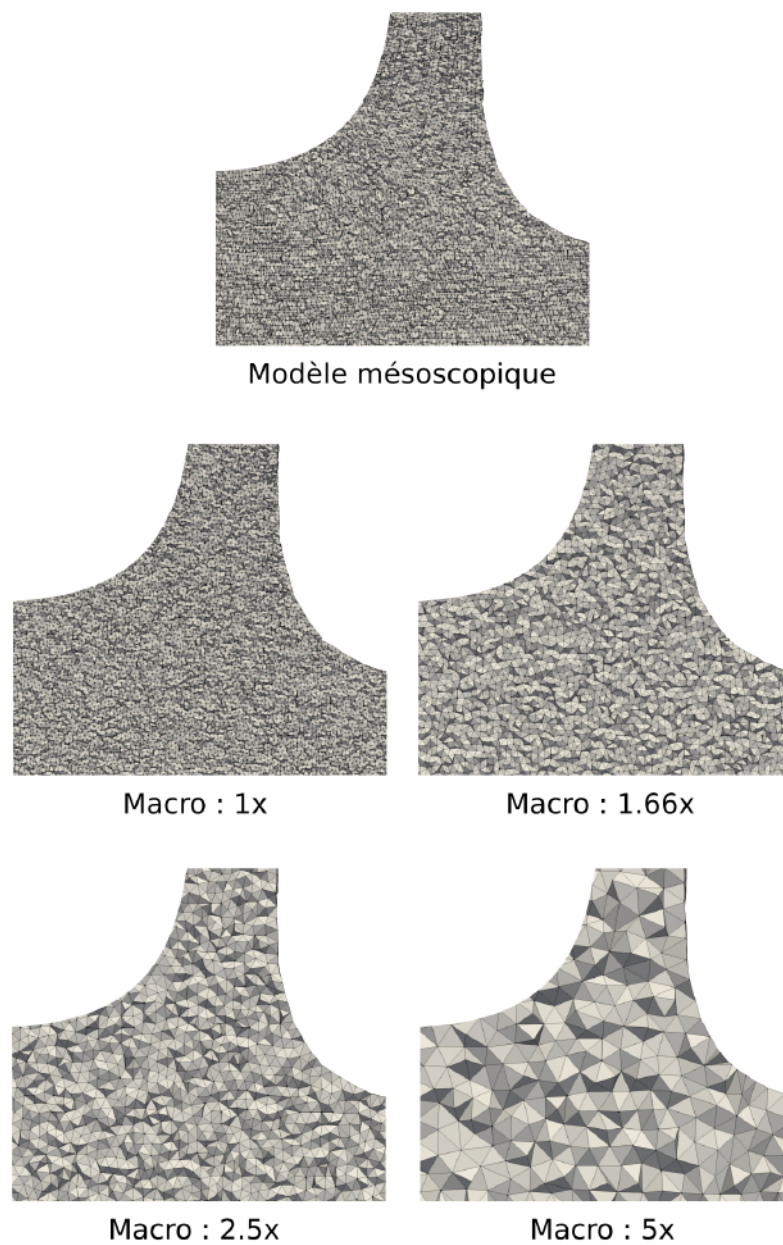


FIGURE 4.2 – Illustrations des quatre maillages macroscopiques utilisés. Ils sont comparés au maillage mésoscopique de référence (visible en haut).

Taille caractéristique des éléments (mm)	0.09	0.15	0.225	0.45
Rapport au modèle méso	1×	1.66×	2.5×	5×
Degrés de libertés	840,237	189,913	60,792	12,204
Rapport au modèle méso	0.71	0.16	0.05	0.01
Temps de calcul corresp.	< 2 j	< 7 h	< 1 h	< 10 min

TABEAU 4.1 – Grandeurs qui différencient les quatre modèles macroscopiques étudiés, comparés au modèle mésoscopique de référence.

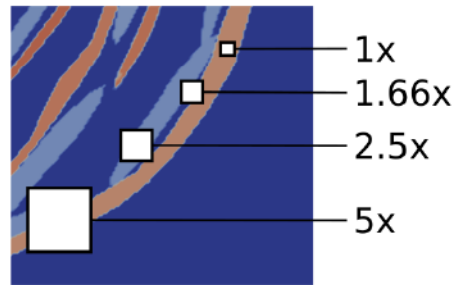


FIGURE 4.3 – Comparaison des tailles de mailles macroscopiques considérées avec les dimensions caractéristiques de la méso-structure.

lors de la transition entre deux matériaux (fil/fil ou fil/matrice) est abrupte. Ce modèle macro fin s'assimile à un modèle mésoscopique pour lequel les transitions entre les matériaux aux interfaces sont lissées. La figure 4.4, qui représente la cartographie des taux de matrice des éléments, en atteste. On peut en effet distinguer chaque fil de la préforme, en bleu (comme pour la réf. méso), entouré d'une bande d'éléments (d'un élément d'épaisseur) comportant plus ou moins de matrice. De plus, quand on trace la distribution des taux de matrice sur la totalité des éléments du modèle macro (en rouge sur la figure 4.5), on observe une densité maximale pour $V_m = 0$ et $V_m = 1$, correspondant à des éléments macro composés uniquement de fil ou de matrice. Pour des tailles de maille supérieures, on constate au contraire que la majorité des éléments sont composites. Même si la taille de maille moyenne du modèle macro le plus fin est similaire à celle du modèle méso, le nombre de nœuds du maillage correspondant est inférieur d'environ 30% au maillage méso. En effet, ne pas devoir raffiner le maillage aux interfaces diminue directement le nombre de nœuds du modèle. On évaluera le changement de concept de description des interfaces à l'échelle mésoscopique grâce à ce modèle macro fin.

Le deuxième maillage étudié présente l'intérêt d'être dimensionné par l'épaisseur moyenne des fils mesurée en μ CT (cf. figure 4.3) (noté 1.66 \times). On constate dès lors une diminution significative de la taille du modèle, qui ne représente plus que 15% des ddl du modèle mésoscopique. Comme évoqué précédemment, dans ce cas là, la majorité des éléments macro est composite. on distingue cependant encore assez clairement les fils de la matrice (figure 4.4). Dans les deux derniers maillages macro (notés 2.5 \times et 5 \times), on diminue encore la densité de maille pour obtenir respectivement 5% et 1% du nombre de ddl du modèle mésoscopique initial. Ces gains sont maintenant vraiment significatifs sur les temps de calcul des simulations EF associées (cf. tableau 4.1). Pour le maillage le plus grossier, la taille de filtre commence cependant à être suffisamment grande pour détériorer la représentation de la méso-structure. Même si on devine encore la position du tissage dans son ensemble, certains fils isolés ont complètement disparu (figure 4.4). On constate aussi que l'écart type de la distribution de taux de constituant se ressert (figure 4.5), et que plus aucun élément n'est composé uniquement de fils. On tend alors vers une description homogénéisée de la méso-structure.

Sur la figure 4.6a, on représente les écarts en degrés de l'orientation des strates trames des modèles macroscopiques : 1.66 \times , 2.5 \times et 5 \times par rapport à leur semblable le plus fin. Ce graphique est accompagné de la cartographie des écarts d'orientation locaux des fils de trame (figure 4.6b) entre le modèle macro grossier (5 \times) et le modèle macro fin (1 \times). On s'aperçoit alors que même avec le modèle le plus grossier, on ne commet pas d'erreur importante sur les directions des fils. Elle est majoritairement inférieure à cinq degrés et l'écart angulaire n'atteint vingt degrés que dans la zone de jonction des tissages.

Les erreurs de modélisation liées à une mauvaise approximation des directions locales des fils devraient donc être assez limitées, même pour le maillage macro le plus grossier. Ceci est dû au fait que même la taille de filtre la plus grande reste comparable aux dimensions caractéristiques des

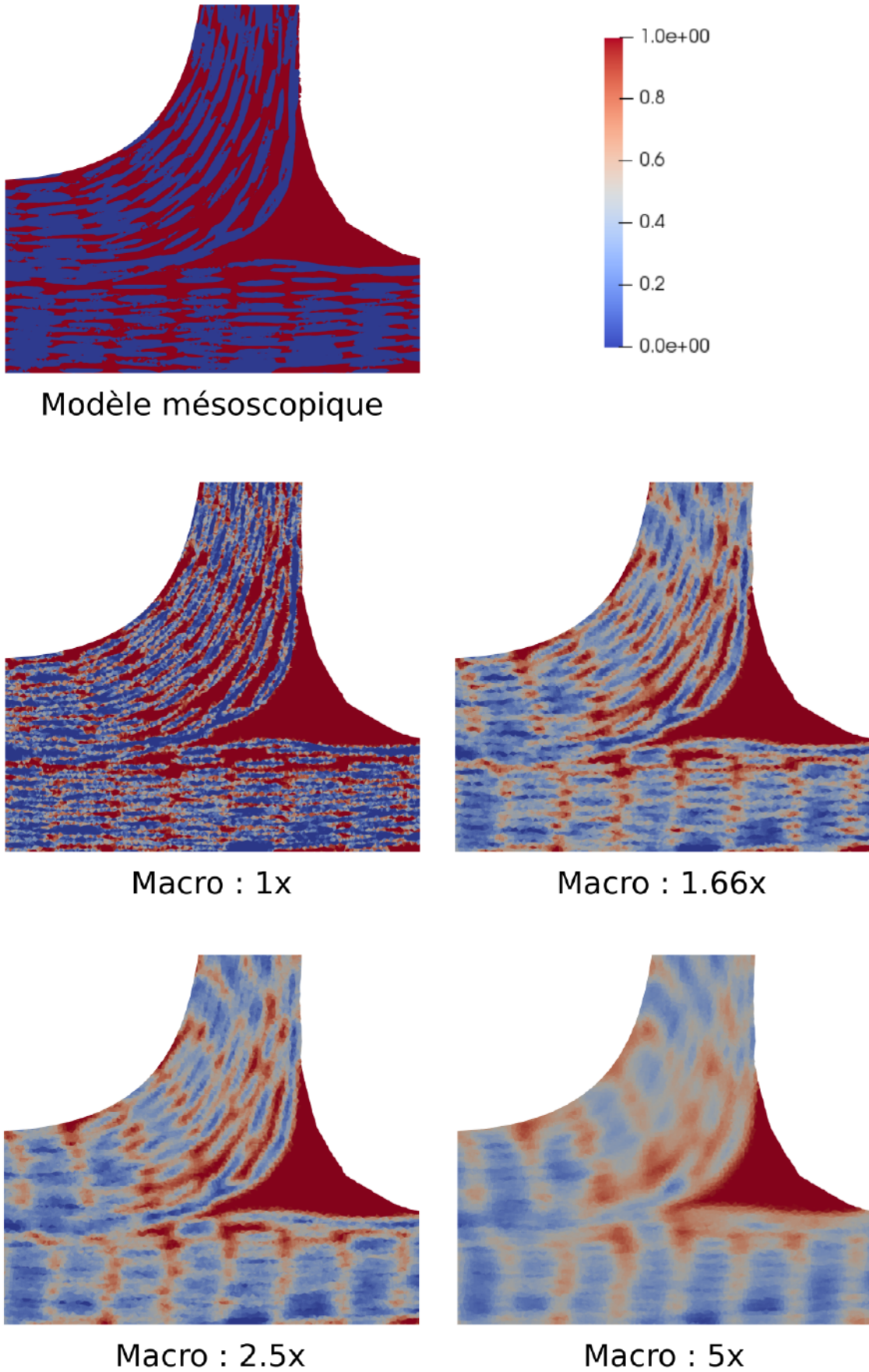


FIGURE 4.4 – Diffusion des propriétés dues à l'enrichissement du modèle macroscopique : cartographies des taux de matrice des éléments (0 : fil — 1 : matrice).

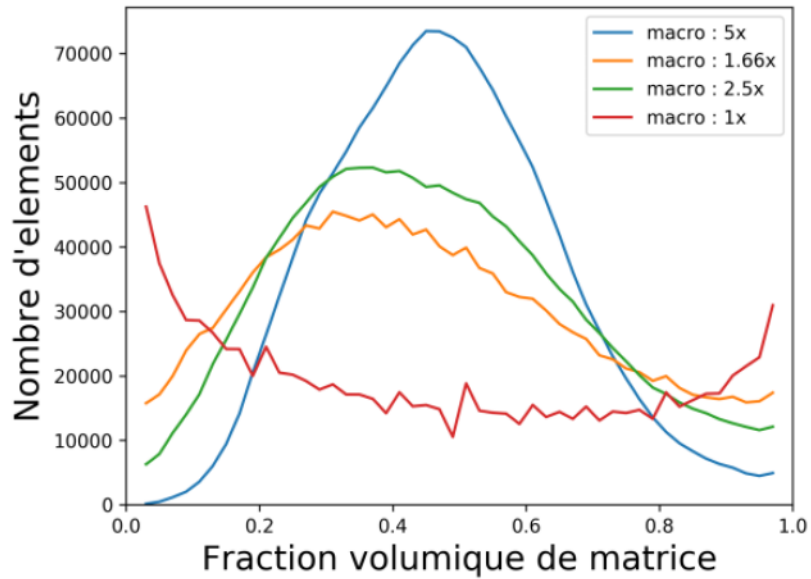


FIGURE 4.5 – Distribution des taux de matrices des éléments pour les quatre tailles de maille macroscopiques considérées.

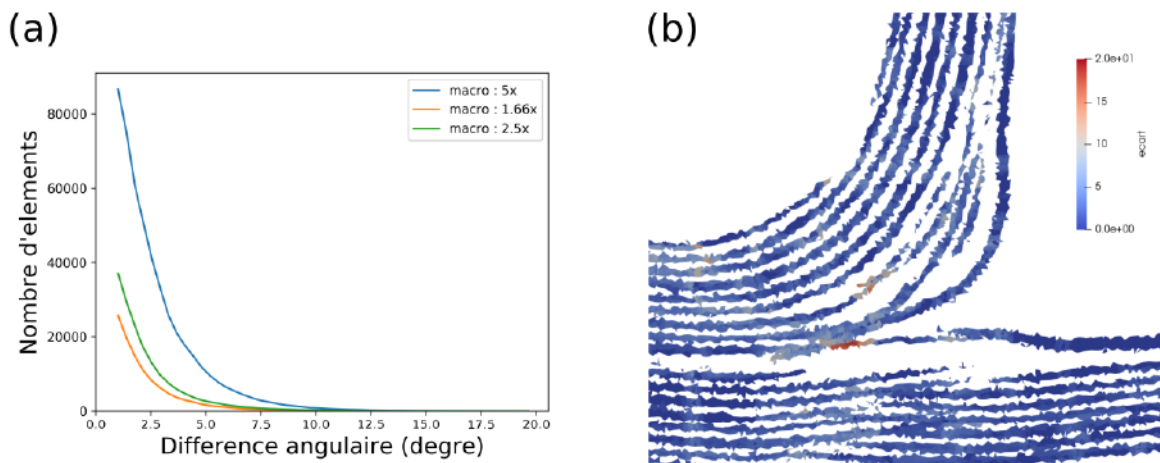


FIGURE 4.6 – Illustration des approximations d'orientation des éléments dues à l'enrichissement du modèle macroscopique. Distribution des différences angulaires des fils de trame entre les modèles macroscopiques (1.66x, 2.5x, 5x) et le modèle macroscopique fin (a); Cartographie des différences angulaires sur une vue en coupe entre le modèle macroscopique le plus grossier et le plus fin (b).

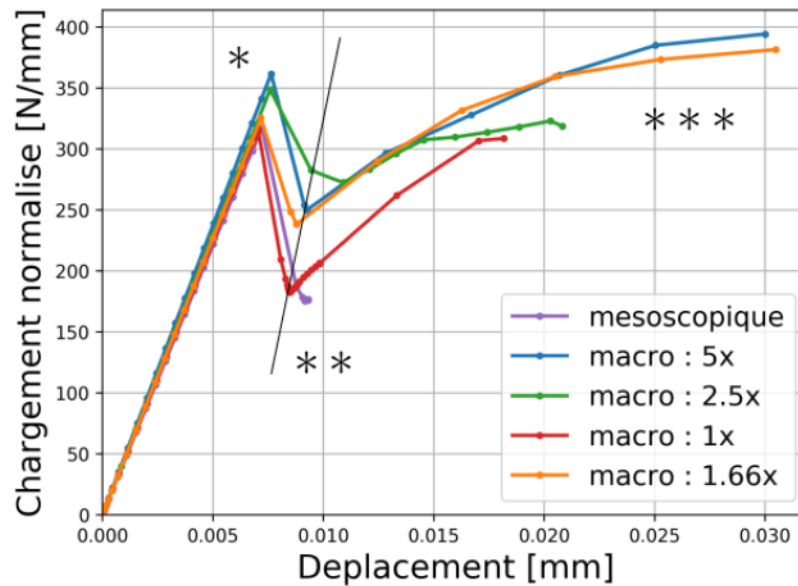


FIGURE 4.7 – Courbes force normalisée/déplacement des modèles macroscopiques considérés. Ils sont comparés à la référence mésoscopique.

files. Dans le sens de l'épaisseur des fils, c.-à-d. le petit axe de la section transverse du fil, le filtre grossier peut capturer jusqu'à trois fils. Cependant, dans ce sens, les fils du tissages restent relativement parallèles entre eux, ce qui empêche l'apparition d'erreurs. Dans le sens de la largeur des fils, c.-à-d. le grand axe de la section transverse du fil, où le tissage présente de plus amples ondulations dues à l'embuvage du textile, la taille du filtre n'est pas suffisante pour mélanger les directions. On ne peut donc pas commettre d'erreur d'approximation trop importante sur le choix d'orientation de l'anisotropie des strates de fils avec les tailles de maille utilisées dans cette étude. Il faudrait des éléments de tailles supérieures à celle de la largeur des sections transverses des fils (> 1mm). Cela entraînerait par ailleurs d'autres erreurs d'approximation sur les taux de constituants, *a priori* plus néfastes pour la représentativité du modèle. Finalement, on constate que seule la zone de croisement de fil est susceptible de provoquer localement des erreurs dans la simulation.

4.2.2 Résultats et discussions

Comme pour le modèle à l'échelle mésoscopique, on commence ici par analyser les courbes force normalisée / déplacement des modèles, calculées au point d'application de la condition aux limites (nœud maître de la zone "poinçon"), qui sont tracées sur la figure 4.7. De ce point de vue global, on observe premièrement que les domaines linéaires de toutes les simulations sont identiques. Les rigidités initiales des modèles macro sont donc très similaires à celle du modèle méso de référence, et ce, même pour le maillage macro le plus grossier. On s'attachera tout de même à proposer une analyse locale du champ de contrainte élastique à l'instant (*), c.-à-d. juste avant le pic de force, dans le paragraphe suivant.

Quand on s'intéresse au couple force normalisée / déplacement à atteindre pour activer l'endommagement, on s'aperçoit, que dans l'ensemble, tous les modèles reproduisent le résultat méso avec un écart relatif de 10%, soit $\approx 25\text{N/mm}$. On note de plus, que jusqu'au modèle 1.66x, le résultat macro reproduit exactement le niveau de force et de déplacement pour activer l'endommagement. Contrairement au modèle mésoscopique, on observe que tous les modèles macroscopiques permettent de simuler le rechargement de la jonction après la première rupture de pente. Cette observation signifie premièrement qu'un report de charge a été simulé, qui est uniquement dû à la considération de la structure interne, bien qu'elle ne soit pas représentée explicitement. On

constate alors que les modèles macro permettent de simuler des états plus avancés de l'endommagement. Les événements simulés après la première rupture de pente semblent néanmoins plus dispersés et nécessitent de regarder plus en détail la localisation de l'endommagement. L'analyse sera donc poursuivie localement dans les paragraphes suivants aux instants (**) et (***) des calculs, pour comprendre la raison de cette dispersion.

Analyse du champ de contrainte pré-endommagement : La figure 4.8 présente les contraintes principales simulées pour tous les modèles considérés juste avant la rupture de pente (*), qui est visible sur le graphique de la figure 4.7. Globalement, tous les modèles reproduisent l'allure du champ de contrainte simulé à l'échelle mésoscopique. Sur le modèle mésoscopique, on distingue trois bandes où les contraintes atteignent des extremums locaux (niveau proche de 350 MPa). Toujours à l'échelle mésoscopique, pour la plus haute des bandes de maxima de contraintes, des éléments ont même déjà passé le critère de rupture (ils apparaissent alors en noir sur la figure 4.8) avant la chute de pente plus globale qui est décrite sur le graphique de la figure 4.7. Ces trois bandes sont observables aussi clairement sur le maillage macro 1×, encore visible sur le 1.66× pour disparaître ensuite.

Jusqu'au modèle macro 2.5×, on observe que l'on conserve la localisation des maxima de contrainte simulés à l'échelle méso, et leurs distinctions avec une seconde bande de maxima locaux de plus faible amplitude située en dessous. Dans le cas du modèle le plus grossier, en revanche, il n'y a qu'une seule large bande où les contraintes atteignent des maxima au milieu de la zone matricielle.

Le chargement étant appliqué plus haut sur le tissage fléchi et les propriétés des éléments de la zone riche en matrice étant exactement les mêmes pour tous les modèles (même à l'échelle macro car dans la zone matricielle, le modèle stratifié est réduit à une seule strate matricielle), on comprend que les maxima de contrainte locaux situés dans la zone matricielle sont uniquement dus à l'interaction du chargement avec la méso-structure au niveau de l'application du chargement. Les fils situés sous l'application du chargement reportent alors la charge sur la zone matricielle.

Analyse des premiers endommagements : Comme pour le modèle mésoscopique, quand le niveau de contrainte est suffisant pour activer les critères d'endommagement, un volume endommagé de taille conséquente apparaît pour chacun des modèles. La figure 4.9 illustre alors cet endommagement en représentant les déformations principales. Ces champs de déformations sont représentés sur une vue en coupe du modèle, et superposés à l'image de la méso-structure. Cela permet de faciliter l'analyse de la position de l'endommagement par rapport à la structure sous-jacente.

On observe premièrement que la position initiale de l'endommagement n'est conservée que jusqu'au modèle macro 2.5×. Ce résultat est alors cohérent avec l'analyse faite au paragraphe précédent. En effet, l'erreur de modélisation commise avec le filtre de plus grande taille est telle que l'interaction chargement / méso-structure n'est plus correctement représentée. La localisation de l'endommagement pour cette simulation s'apparente alors plus à ce que pourrait donner un modèle complètement homogénéisé, c.-à-d. qui dépend plus de la forme macroscopique de la pièce que de la méso-structure. Cette trop forte approximation se traduit par un endommagement situé au milieu de la zone matricielle.

Intéressons nous maintenant à la forme de la zone endommagée, particulièrement pour les trois modèles qui ont la même localisation du premier endommagement que celle du modèle méso. On constate qu'en fonction de la taille du filtre utilisée, cette zone s'étend plus ou moins en profondeur dans le matériau. Le modèle macro 1× arrive à reproduire quasiment le résultat méso. En effet, la zone endommagée arrive presque au niveau de la jonction des tissages. En comparant directement le choix de représentation des interfaces mésoscopiques (entre le méso et le macro 1×), on conclut que la forme de l'endommagement n'est due qu'à la considération (même implicite) de la méso-structure dans le modèle, et non pas à la discrétisation des entités méso par le maillage.

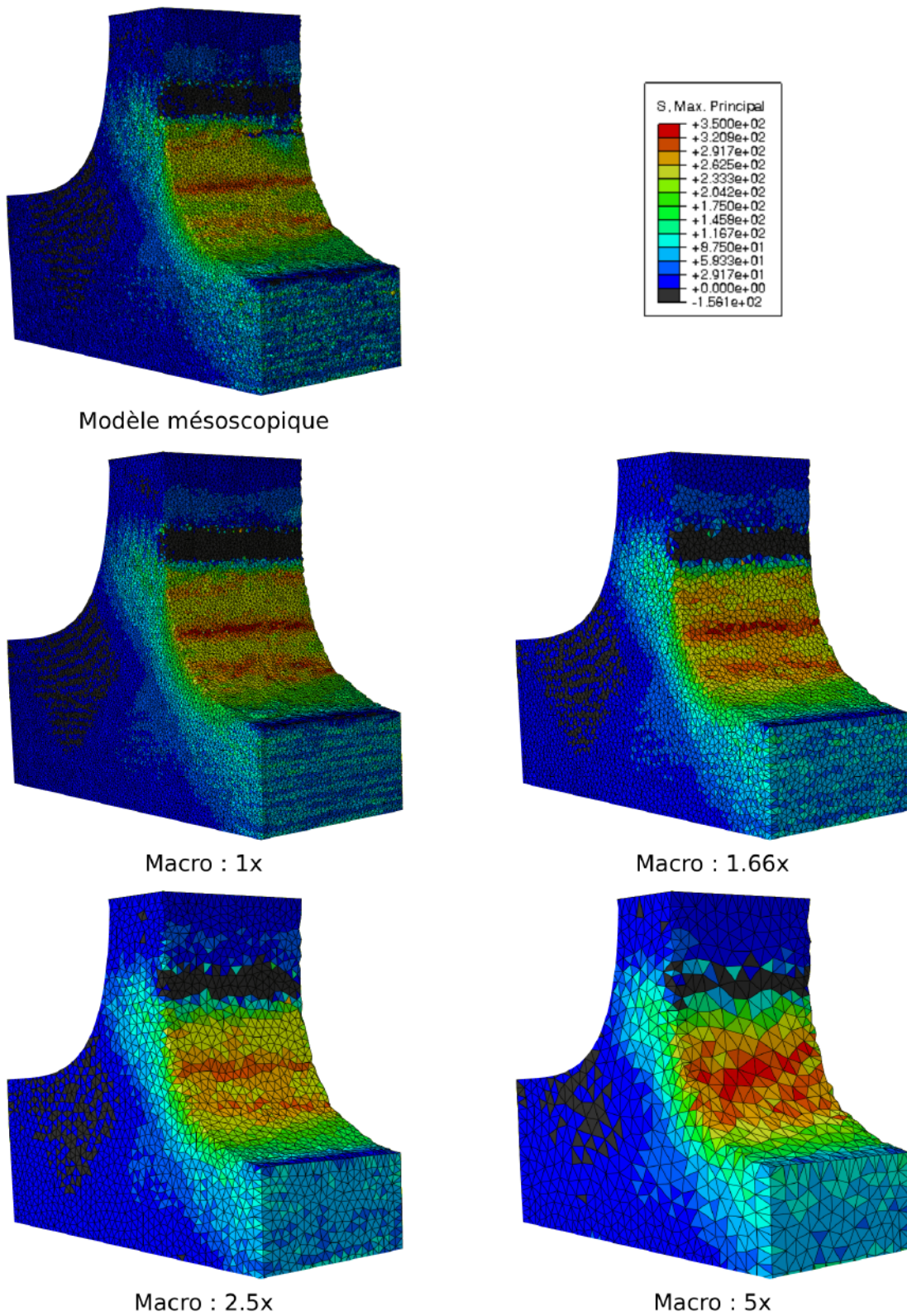


FIGURE 4.8 – Comparaison des champs de contraintes principales simulés avant l'apparition de l'endommagement : instant (*).

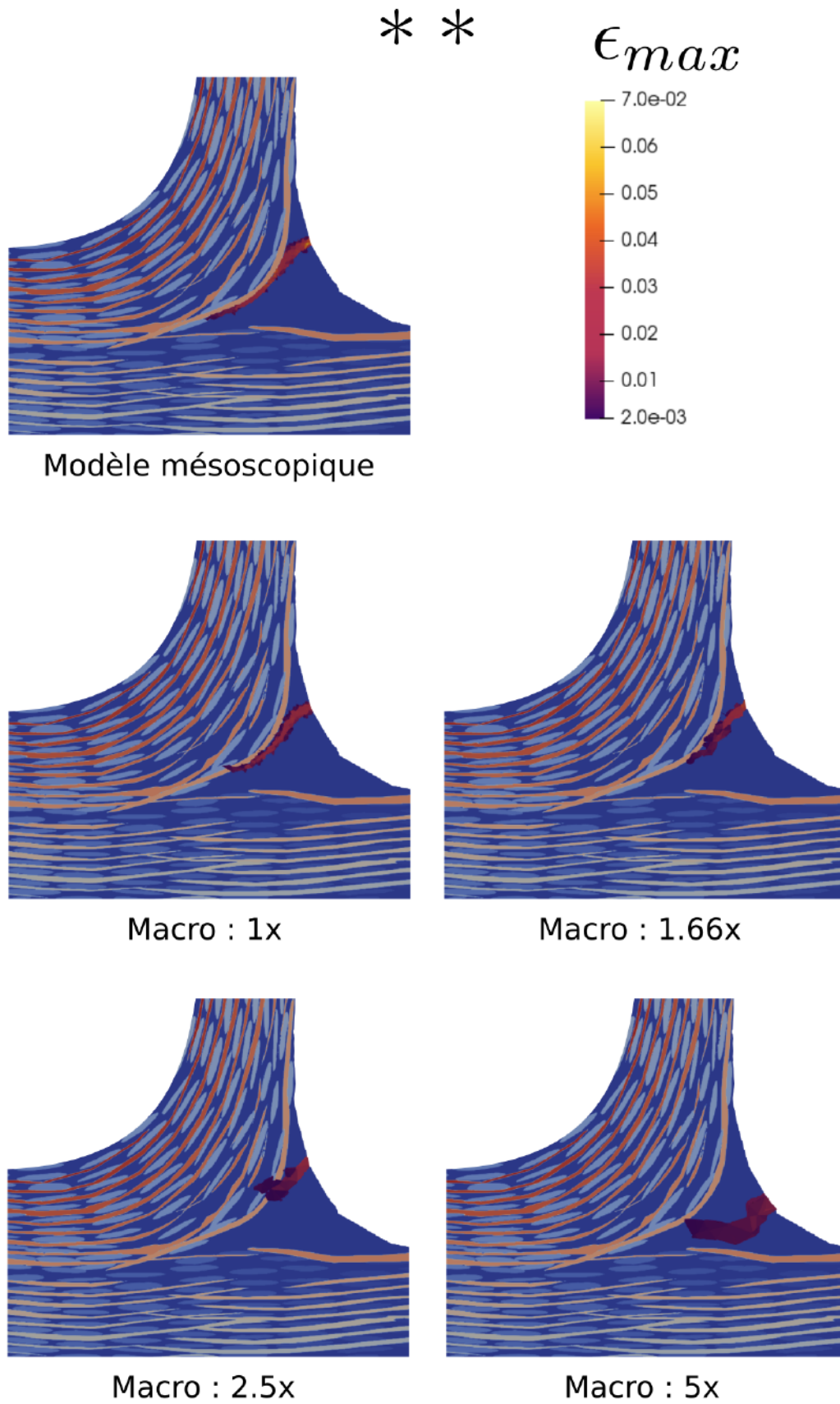


FIGURE 4.9 – Illustration des endommagements simulés à l’instant (**) du calcul (cf. figure 4.7). Les déformations principales sont représentées au dessus de l’image du jumeau numérique de la pièce.

En revanche, pour les deux derniers modèles, cette zone pénètre moins loin vers la zone de jonction. Cette différence peut s'expliquer par une mauvaise description des reports de charge entre fils et matrice au fur et à mesure que l'on augmente la taille des éléments macro.

La position exacte de l'arrêt de la zone matricielle endommagée explique aussi pourquoi les efforts de reprise sont différents entre les modèles (figure 4.7). En effet, en front de la zone endommagée, deux choix s'offrent pour propager la zone endommagée : soit progresser le long du fil de trame, soit progresser vers le tissage fléchi. On verra dans le paragraphe suivant que les deux progressions peuvent coexister. Pour le second choix, le matériau ne va pas être sollicité au même endroit en fonction de la progression du premier endommagement, et donc en fonction de la taille du filtre macro. Moins la progression initiale de l'endommagement est profonde, plus la zone de matériau sollicitée ensuite est importante, et donc plus l'effort de reprise l'est lui aussi.

Analyse de la propagation de l'endommagement : Comme cela est visible sur la courbe de la figure 4.7, les modèles macroscopiques enrichis permettent de simuler des événements avancés de l'endommagement, comme sa propagation au sein du matériau, et plus particulièrement dans la zone de tissage fléchi. La figure 4.10 présente l'état de l'endommagement aux derniers incréments de calculs de chaque modèle macro (repère * * *).

Concernant le cas macro 5×, étant donné la position du premier endommagement, sa progression se démarque des autres modèles macro. On constate cependant que l'endommagement est dévié par la présence du tissage. Cela prouve que ce modèle rend compte de l'influence de la structure tissée même si l'interaction initiale chargement / méso-structure n'était pas bien représentée.

Dans les autres cas, on constate tout d'abord que l'endommagement prend la direction du tissage en flexion. On voit sur cette vue en coupe que la densité de fil de trame dans cette zone est moins importante. De plus, les simulations présentent toutes une propagation de l'endommagement "en escalier" à cœur de matériau, comme cela a pu être observé grâce à des essais *in-situ* sur une pièce similaire [168]. En effet, on voit que l'endommagement progresse perpendiculairement à un fil quand il le franchit, puis qu'il est dévié par la rangée de fils suivante, se poursuit le long du fil jusqu'à ce qu'il le franchisse lui aussi. Les modèles sont donc capables de représenter les reports de charges locaux à chaque franchissement de fil.

On constate également que l'endommagement est beaucoup mieux localisé pour le modèle macro le plus fin. Il y a bien sûr un effet de la taille de maille, mais ceci n'explique pas complètement ces différences : on voit en effet que dans tous les cas, la zone endommagée a une épaisseur de plusieurs éléments. La localisation pathologique des modèles d'endommagement dans une bande préférentielle d'élément n'est donc pas la seule cause de cette différence de comportement, d'autant plus que les lois de comportement sont régularisées et donc, théoriquement, insensibles à la taille des éléments. Ces différences de localisation proviennent plus probablement du fait que dans le modèle macro enrichi, le pli représentant la matrice ne permet la fissuration que dans une seule direction préférentielle, celle normale à la contrainte maximale lors de l'amorçage du critère. Si cette hypothèse est acceptable pour l'élément de petite taille — on suppose qu'il ne peut y avoir qu'une seule fissure rectiligne dans l'élément —, cela l'est sûrement moins pour les éléments plus grand où, en réalité, plusieurs fissures matricielles, éventuellement de direction différente, peuvent coexister. En n'autorisant qu'une seule direction de fissuration matricielle par élément, on augmente donc artificiellement la ténacité apparente des éléments de grande taille dans les autres directions, ce qui peut modifier sensiblement les reports de charge locaux.

Plusieurs méthodes ont été proposées dans la littérature pour pallier ce problème. On note premièrement qu'il existe des modèles qui permettent de re-orienter le plan de fissuration pendant le calcul [84, 8]. On peut aussi envisager de représenter plusieurs plans de fissuration dans chaque élément. Dans ce formalisme, plusieurs variables d'endommagement sont associées à chaque élément, chacune d'entre elles correspondant à une direction de fissuration prédéfinie [10]. On pourrait enfin plus simplement opter pour une perte de rigidité isotrope des strates matricielles des éléments.

Malgré cette considération pragmatique de la fissuration dans le modèle, on s'aperçoit que les

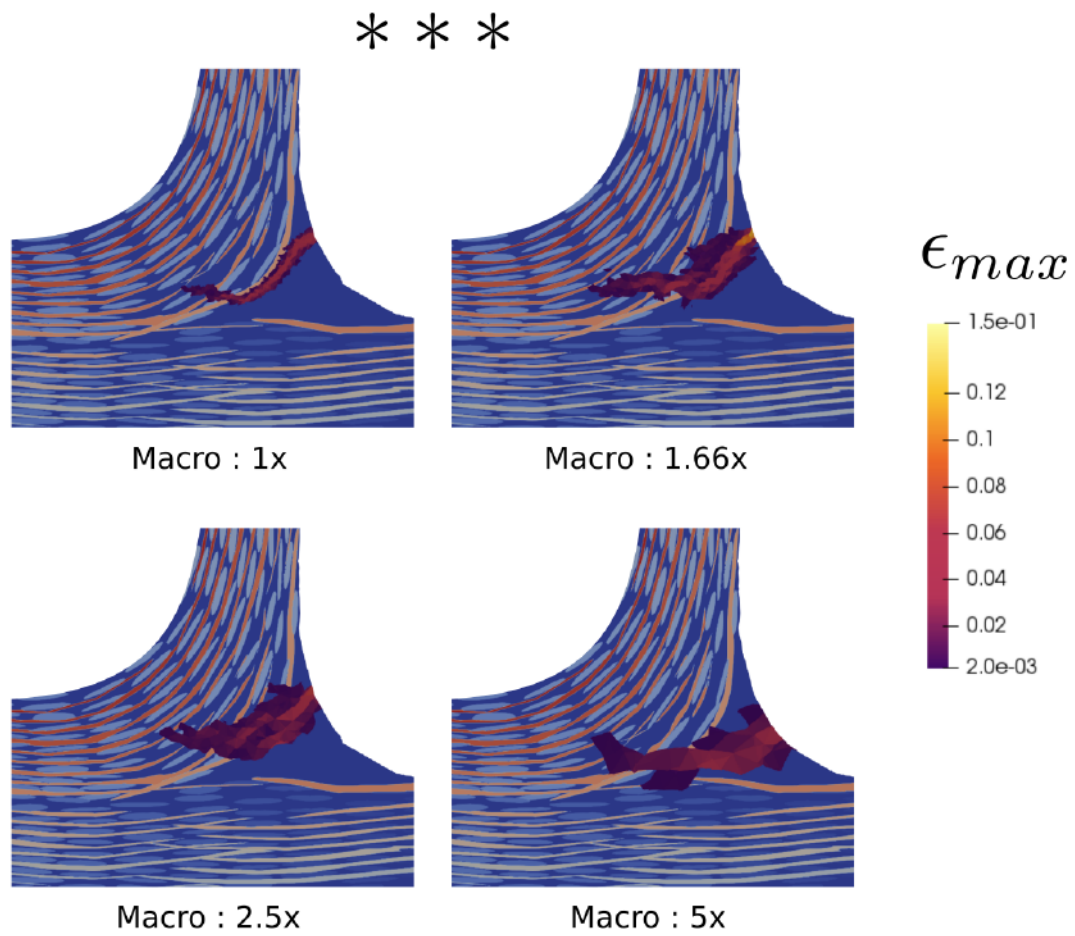


FIGURE 4.10 – Illustration des endommagements simulés à l’instant (***) du calcul (cf. figure 4.7) : Déformations principales représentées au dessus de l’image du jumeau numérique de la pièce.

modèles macro enrichis permettent de simuler des phases très avancées de l'endommagement de la jonction, et ce, même pour le modèle 2.5×. Il correspond alors aux exigences de performance fixées en début de chapitre. En effet, il est représentatif, au moins par rapport au modèle mésoscopique, des premiers endommagements en terme de couple force / déplacement atteint ainsi que sur leur localisation, avec des temps de calcul raisonnable. En effet, le gain sur la durée du calcul est très important : < 1 heure pour le macro 2.5× contre plusieurs jours avec le modèle mésoscopique. Ce modèle pourra donc être aisément appliqué à de plus grande taille de pièce. Finalement, il est aussi capable de représenter les stades avancés de la progression de l'endommagement. C'est pourquoi il a été sélectionné dans la suite du manuscrit (**chapitre 5**) pour la confrontation des résultats de simulation aux données expérimentales.

4.2.3 Distinction des erreurs de discrétisation et de modélisation

Pour aller plus loin dans l'analyse de l'erreur commise par le modèle macro enrichi, nous avons mis en place une dernière étude visant à distinguer l'erreur de modélisation, c.-à-d. aux hypothèses de modèle et en particulier ici à l'approximation locale du matériau par un stratifié équivalent, de celle liée à la discrétisation du problème, c.-à-d. à la taille des éléments du maillage. Jusqu'ici, ces deux aspects étaient confondus, la taille de filtrage étant choisie égale à celle de l'élément. Nous avons dissocié les deux en imposant une taille de filtrage indépendante de celle de l'élément. Le principe de l'enrichissement reste le même, si ce n'est qu'il est fait de manière non-locale en considérant un volume de matériau centré autour de l'élément en question, mais dont la taille peut être plus grande ou plus petite que celui-ci. Nous avons alors associé la taille de maille macro la plus fine (1×) avec la taille du filtre le plus grand (5×). Pour ce faire, on attribue aux éléments du maillage fin des stratifiés équivalents construit sur des domaines de l'image qui dépassent le volume des éléments, comme l'illustre les schémas de la figure 4.11a. On notera ce modèle : 5/1. Le résultat de la simulation est alors présenté sur la figure 4.11(b et c) au centre, entouré des résultats du modèle macro fin (1/1) à gauche et macro grossier (5/5) à droite, à titre de comparaison. On analyse, comme dans la section précédente, les contraintes principales avant la force maximale ainsi que la forme de l'endommagement via les déformations principales après la reprise de l'effort. Le champ élastique (fig 4.11b) nous incite à penser que l'erreur provient principalement de la discrétisation du problème : les macro-éléments grossiers ne peuvent discerner les bandes de localisation des maxima de contraintes, expliquant l'allure de l'endommagement. En revanche, on constate ensuite que la répartition de l'endommagement est hybride pour le modèle 5/1 (fig 4.11c), montrant deux bandes d'endommagement. Ces deux endommagements sont situés aux mêmes endroits que ceux des modèles macro fin et grossier, reproduisant alors les deux résultats. On en conclut que c'est effectivement à cause de sa taille de maille que le modèle macro 5× ne peut pas du tout représenter l'endommagement localisé au haut de la zone riche en matrice comme les autres modèles. Les éléments du centre de la zone matricielle dissipent trop d'énergie. En revanche, c'est bien uniquement à cause de l'erreur de modélisation que le site d'amorçage au centre de la zone matricielle apparaît. Ce qui veut dire que l'homogénéisation locale de la structure méso est effectivement trop importante, et que l'interaction du chargement et de la méso-structure caractéristique de la jonction étudiée, n'est plus correctement représentée. La taille de filtre grossière (5×) constitue ainsi la limite de l'utilisation du modèle macro enrichi.

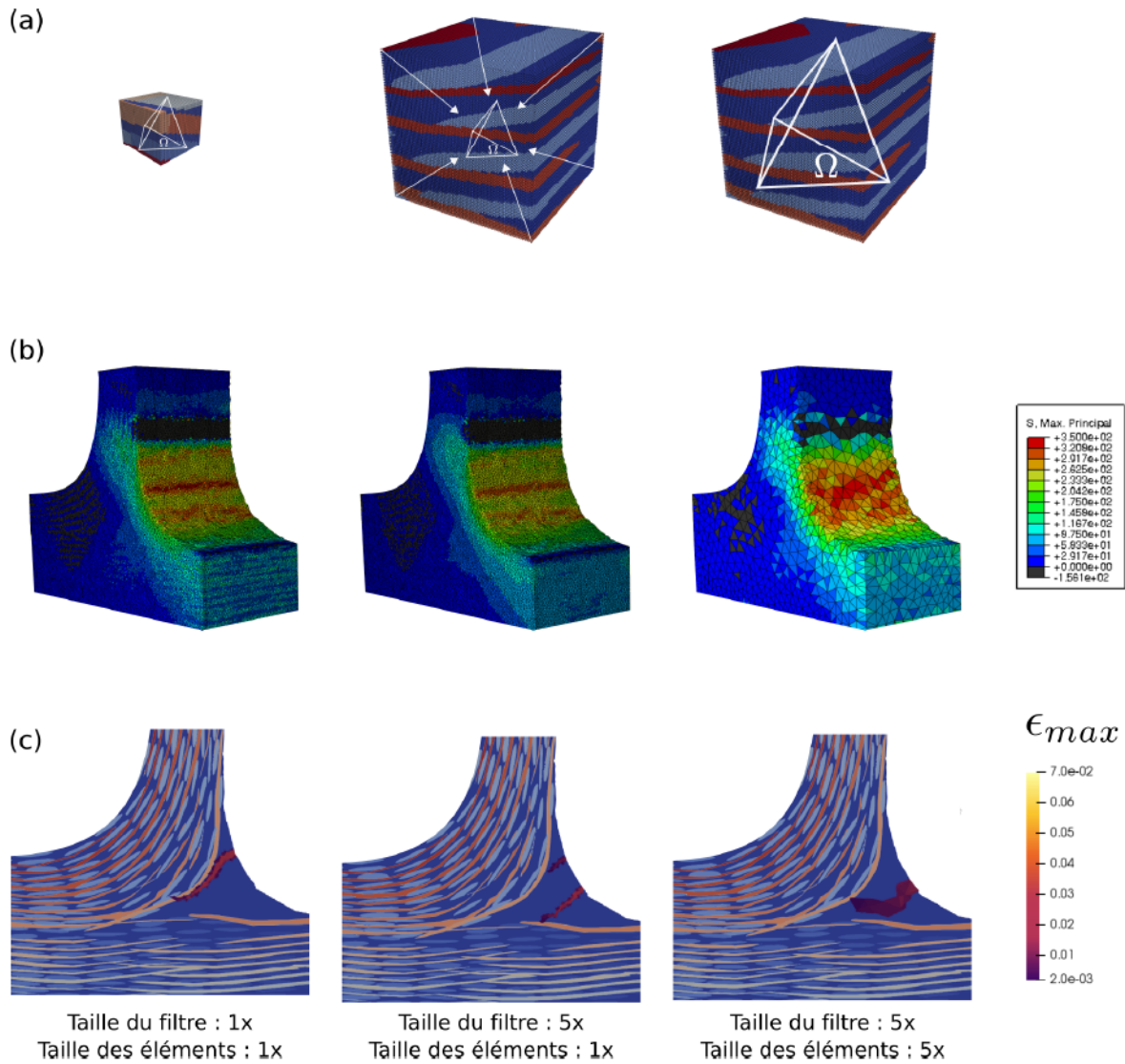


FIGURE 4.11 – Distinction des erreurs de modélisation et de discrétisation comisent avec le modèle macroscopique enrichi : schématisation de la méthode pour associer aux éléments un volume de filtre plus important (a). Trois cas sont considérés : le maillage fin (1x) et le maillage grossier (5x) associés à des tailles de filtre correspondantes à leurs tailles de maille respectives (resp. à gauche et à droite), et un cas intermédiaire possédant la taille de maille fine et la taille de filtre grossière (au centre). Les contraintes principales avant l'amorçage de l'endommagement (b) et les déformations principales obtenues après l'amorçage de l'endommagement (c) correspondantes à chaque cas sont visibles en dessous.

4.3 Conclusion

Nous avons proposé dans ce chapitre un modèle macroscopique enrichi de l'information de la structure méso sous-jacente. Ce modèle constitue un pont entre les échelles mésoscopique et macroscopique, pour allier la précision d'un modèle à l'échelle mésoscopique et le faible coût de calcul d'un modèle macroscopique homogénéisé.

La démarche d'enrichissement de modèle macroscopique nous a permis de quantifier le niveau de détails mésoscopiques à conserver pour reproduire le comportement de la jonction tissée, c.-à-d. non seulement le comportement élastique de la structure, mais aussi sa séquence d'endommagement. Une description lissée des propriétés aux interfaces de la méso-structure permet de plus de simuler des phases avancées de l'endommagement, qui n'ont pu être simulées à l'échelle méso. La conclusion de cette étude est que le modèle enrichi arrive à reproduire la séquence d'endommagement de la jonction tant que la taille du filtre est comparable à l'épaisseur des fils de la préforme. Le modèle 2.5× avait en effet une taille de filtre d'environ une fois et demi l'épaisseur des fils de la préforme, alors que la taille de filtre du modèle 5× lui était trois fois supérieure. Sans pour autant avoir déterminé la taille de filtre optimal, cette étude nous a permis de borner la taille nécessaire pour son utilisation dans le cas de la jonction étudiée. On note alors que cette taille de filtre est spécifique au textile de la jonction étudiée. Pour une autre définition textile, cette taille pourrait évoluer. De plus, nous avons aussi essayé de distinguer l'effet des erreurs de modélisation et de discrétisation commises avec les modèles macroscopiques. Cela a permis de mieux comprendre de quel choix de modélisation provenait la défaillance du modèle macro grossier, et ainsi de mieux maîtriser l'utilisation du modèle stratifié équivalent.

On a ainsi sélectionné le modèle 2.5× pour la dernière partie de ce travail. Car ce niveau de filtrage permet de conserver l'interaction chargement/architecture que l'on souhaite simuler, avec un temps de calcul très raisonnable. On peut dès lors envisager son application à des pièces de tailles plus importantes. Il sera notamment utilisé dans le **chapitre 5** pour simuler l'endommagement des tronçons, dont l'analyse expérimentale a été faite au **chapitre 1**.

Chapitre 5

Confrontation numérique et expérimentale

Sommaire

5.1 Application de la démarche de modélisation au cas de l'éprouvette B1	110
5.1.1 Construction du modèle	110
5.1.2 Définition des quantités d'intérêts	112
5.1.3 Premières confrontations essai / calcul	113
5.1.4 Premier bilan	116
5.2 Sensibilité de la simulation aux conditions aux limites	116
5.2.1 Conditions aux limites issues de la CIN	116
5.2.2 Étude paramétrique des conditions aux limites	119
5.2.3 Influence de la position du poinçon	119
5.2.4 Influence du désalignement du poinçon	122
5.2.5 Influence de l'inclinaison du poinçon	123
5.2.6 Influence de l'épaisseur de la zone de contact poinçon / pièce	125
5.2.7 Bilan sur les conditions limites	126
5.3 Sensibilité de la simulation à l'arrangement local du tissage	127
5.4 Sensibilité de la simulation à la présence d'un pore dans la matrice, localisé au sein du renfort fibreux	128
5.5 Sensibilité à un endommagement initial	131
5.5.1 Endommagement initial à l'intersection entre la zone matricielle et le renfort	132
5.5.2 Endommagement initial situé au centre de la zone riche en matrice	134
5.5.3 Cas particulier des éprouvettes C1 et B1	135
5.6 Conclusion	141
5.6.1 Résumé de l'étude paramétrique	141
5.6.2 Synthèse	142

Dans les **chapitres 2, 3 et 4**, la chaîne d'outils méso- et macroscopique développée au cours de la thèse a été présentée. On dispose ainsi d'une famille de modèles qui permettent d'appréhender le comportement de structures composites complexes. Nous avons vu qu'en représentant suffisamment la méso-structure de la jonction, on peut simuler son comportement sous sollicitation mécanique. On peut mentionner par exemple que les reports de charge, dus à la méso-structure et à l'apparition de l'endommagement, peuvent être représentés avec une vision filtrée de l'information méso. De plus, ces modèles diminuent significativement la complexité du problème EF. Ils sont donc applicables à des pièces de plus grandes dimensions.

Dans un premier temps, nous allons utiliser la démarche telle qu'elle est présentée dans les chapitres précédents sur le cas du modèle de l'éprouvette B1. Cela nous permettra de réaliser une première comparaison des résultats numériques et expérimentaux. Nous allons ensuite étudier la sensibilité des résultats numériques à divers paramètres matériaux et expérimentaux. Les conditions aux limites seront analysées dans une deuxième section. Puis, quelques paramètres matériaux seront en particulier analysés, pour montrer les capacités de nos approches. Finalement, on étudiera numériquement l'influence des pré-endommagements qui ont été identifiés sur les éprouvettes durant la campagne d'essai.

5.1 Application de la démarche de modélisation au cas de l'éprouvette B1

5.1.1 Construction du modèle

Avant de réaliser les essais de flexion présentés au **chapitre 1**, la pièce, dont sont extraites les éprouvettes, a été tomographiée. Cela nous a permis de construire leur jumeau numérique, puis des modèles EF aux échelles méso et macro. Ces modèles permettent une comparaison essai / calcul directe. Cependant, quelques précautions ont été prises pour assurer cette comparaison. On rappelle alors que les μ CT ont été réalisées à un stade de fabrication du matériau où la matrice n'était pas encore complètement densifiée, ce qui est nécessaire pour segmenter et individualiser la structure tissée. La μ CT a été donc réalisée sur la pièce complète, et le tronçonnage des éprouvettes n'est réalisé que sur le composite final. Il faut donc premièrement prêter attention à retrouver la position exacte des éprouvettes dans la μ CT global de la pièce. Cette opération nécessite de cartographier au microscope la surface des éprouvettes. Ces cartographies permettent de repérer le tissage des éprouvettes dans la μ CT. On se repose sur le fait que la forme du tissage n'évolue plus après sa consolidation. On note cependant que, comme le motif de tissage est assez régulier, cette opération peut être difficile à réaliser. En revanche, si l'on connaît *a priori* la position approximative de l'éprouvette au sein de la pièce, cette opération est simplifiée.

Sur la figure 5.1 à gauche, on peut voir plusieurs vues de la μ CT correspondante à l'éprouvette B1. On observe dès lors que l'éprouvette B1, et *a fortiori* son modèle, est plus grand que ceux étudiés aux **chapitres 3 et 4**. La figure 5.1 présente les visualisations correspondantes du modèle géométrique généré en utilisant notre approche de segmentation (décrite au **chapitre 2**). Cet exemple illustre une nouvelle fois les capacités de notre méthode de segmentation. Au même titre que la méthode de segmentation, le reste de la chaîne d'outils développés au cours de la thèse s'enchaînent et s'appliquent sans problème aux cas de l'éprouvette B1. Les visualisations des maillages méso et macro générés sont alors visibles sur la figure 5.2. Comme nous l'avons vu lors des chapitres précédents, le modèle méso ne sera pas directement utilisable pour simuler l'endommagement de la pièce B1. Il comporte en effet un nombre trop important de ddl (≈ 20 millions pour celui visible sur la figure 5.2 à gauche) par rapport aux moyens de calcul à notre disposition. Cela démontre néanmoins la possibilité de générer ce type de modèle une fois que l'on possède le jumeau numérique de la μ CT. Si des simulations pourraient sans nul doute être effectuées prochainement sur ces modèles, notamment grâce à des méthodes HPC, nous avons choisi ici de n'utiliser que les modèles macro enrichis.

Au **chapitre 4**, nous avons déterminé la taille de maille maximale pour la méthode de filtrage afin

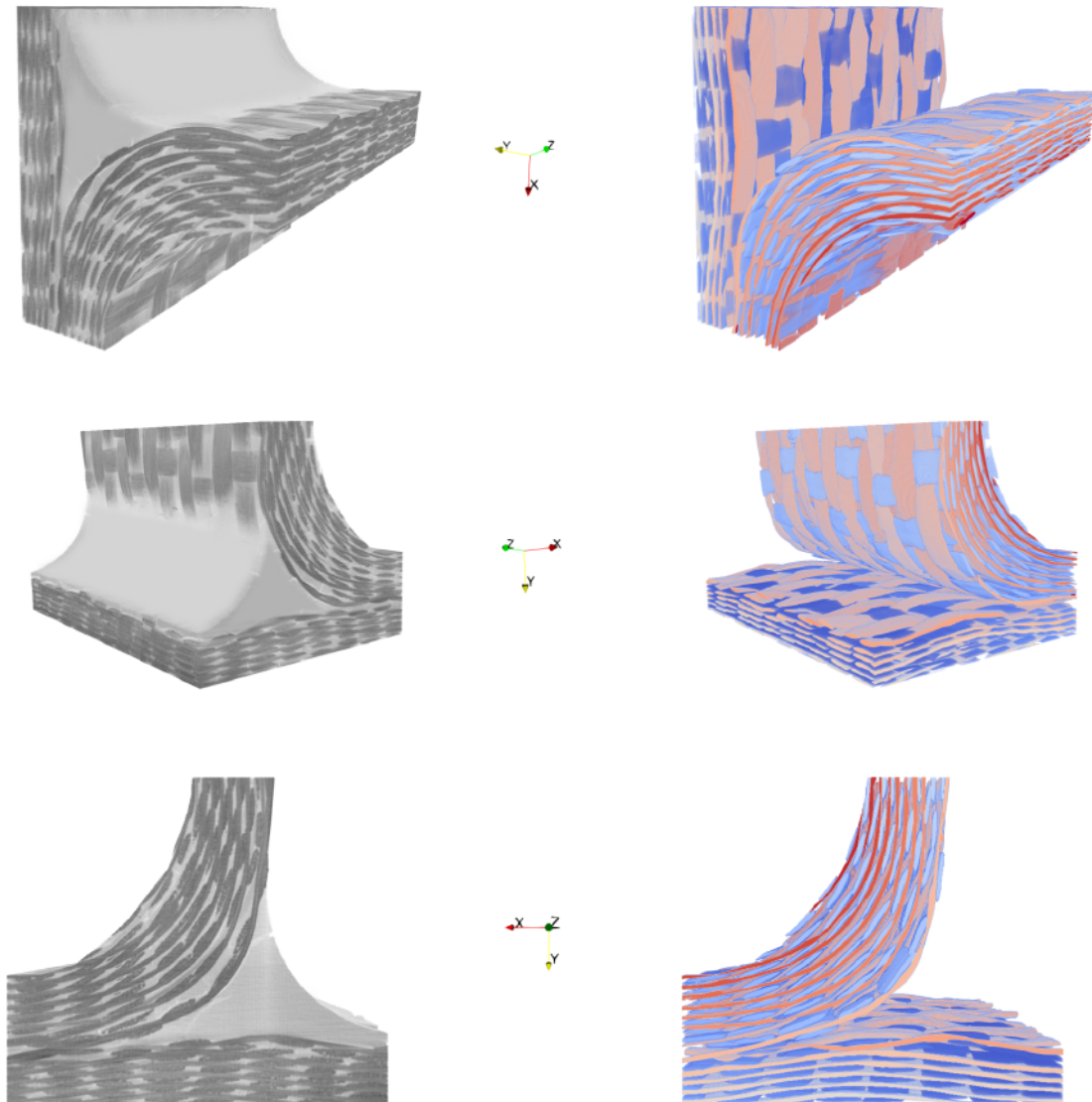


FIGURE 5.1 – Illustration de l'éprouvette considérée dans ce chapitre : la B1 (cf. **chapitre 1**). Plusieurs vues de la μ CT de la pièce sont à gauche et les vues correspondantes du modèle géométrique segmenté avec notre approche sont présentées à droite.

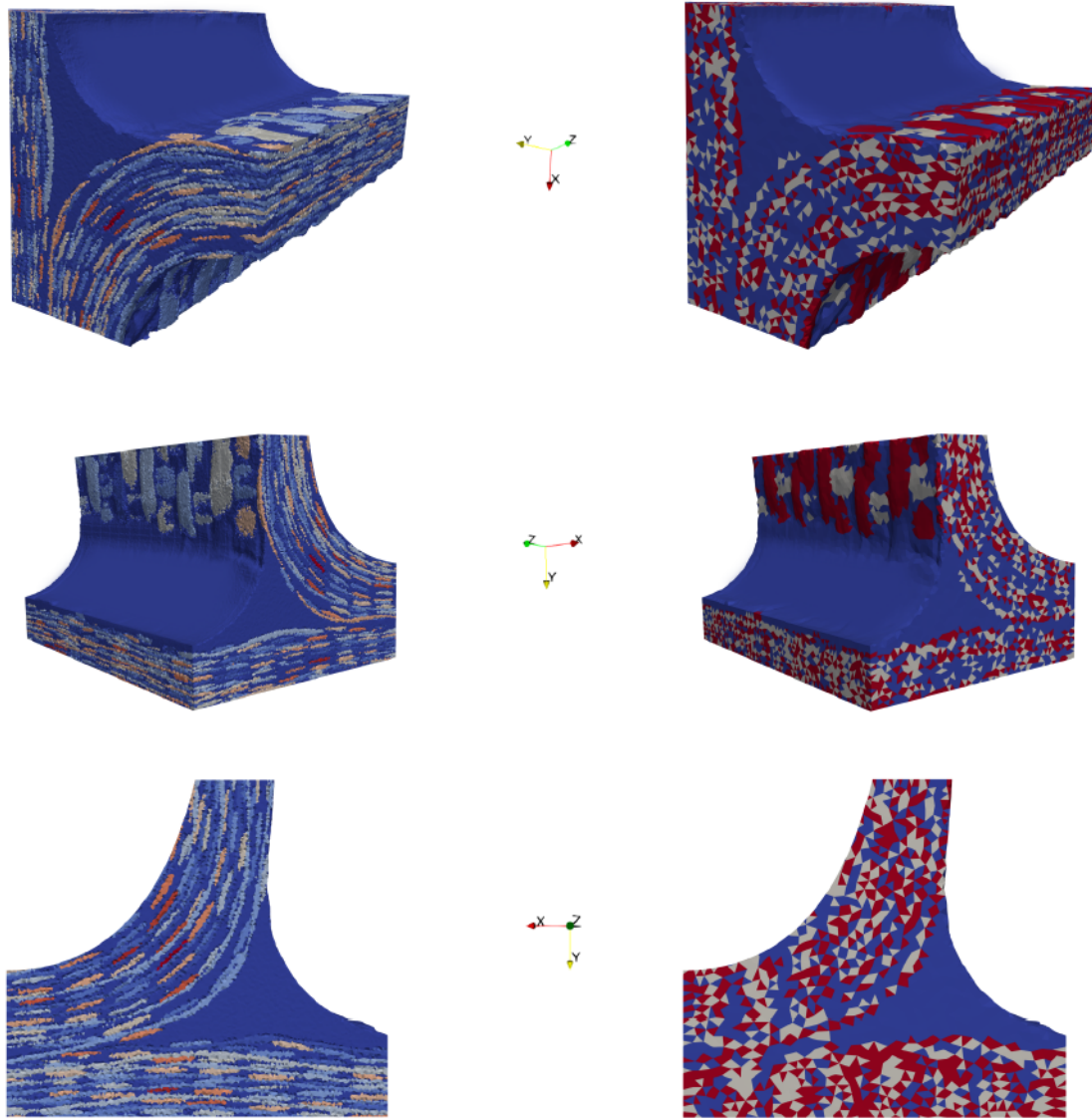


FIGURE 5.2 – Modèles éléments finis de l'éprouvette considérée dans ce chapitre (B1) : modèle mésoscopique à gauche et modèle macroscopique enrichi 2.5× à droite. Les éléments macroscopiques sont labellisés en fonction de leur constituant principal : chaîne (blanc), trame (rouge) ou matrice (bleu).

de simuler efficacement le scénario d'endommagement d'une jonction tissée. Nous allons donc poursuivre l'étude de ce chapitre en utilisant le choix de modélisation et la taille de maille déterminés précédemment. Les éléments macroscopiques utilisés ont donc une taille caractéristique de 0.225mm, correspondant à une fois et demi celle de l'épaisseur moyenne des fils du tissage.

N.B. : Sur la figure 5.2 et les suivantes qui représentent un maillage macro, les couleurs des éléments représentent les constituants principaux : rouge pour les fils de trame, blanc pour ceux de chaîne et bleu pour la matrice. On remarque alors que ce choix de taille de maille permet de conserver une notion de la position du tissage.

5.1.2 Définition des quantités d'intérêts

Les simulations menées dans ce chapitre ont pour objectif d'offrir une nouvelle lecture des résultats d'essais. Tout au long du chapitre, nous allons donc comparer des résultats numériques avec les résultats expérimentaux. Trois critères seront utilisés pour assurer cette comparaison. Les deux premiers sont les niveaux de déplacement imposés et de force nécessaires pour faire ap-

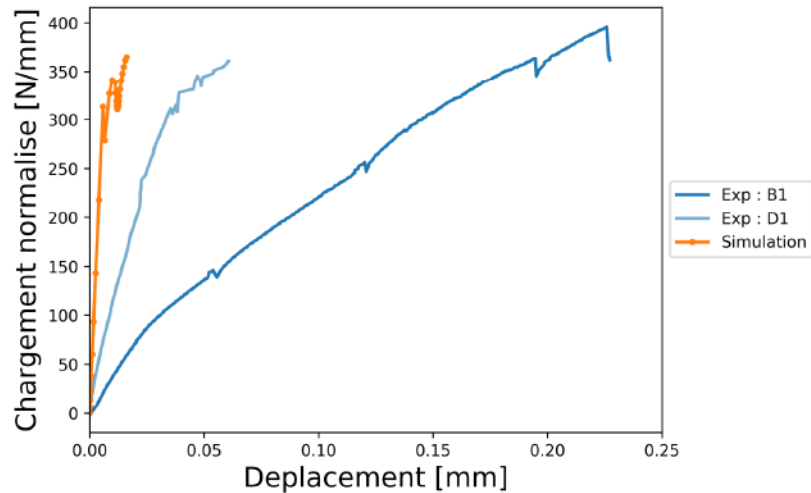


FIGURE 5.3 – Courbe force normalisée / déplacement simulé avec le modèle macroscopique enrichi, superposée aux résultats expérimentaux des éprouvettes B1 et D1. Les deux courbes expérimentales choisies forment l'enveloppe de la dispersion des résultats expérimentaux.

paraître l'endommagement. Pour le troisième, nous allons analyser les événements d'endommagement simulés. Nous nous intéresserons non seulement à leur localisation (comme au chapitre précédent), mais aussi à leur nature. On différenciera par exemple les événements matriciels des événements fils. Ceci nous permettra de classer l'apparition de chaque événement pour ensuite les comparer aux scénarios d'endommagement proposés dans le **chapitre 1**. Enfin, on quantifiera précisément les événements d'endommagement à chaque étape du calcul EF. Cela nous permettra d'obtenir un point de vue global et volumique de l'endommagement simulé. Ce point de vue peut être assimilé à celui de l'émission acoustique enregistrée durant les essais.

5.1.3 Premières confrontations essai / calcul

Une première confrontation des résultats globaux est présentée sur la figure 5.3. La courbe force normalisée / déplacement du modèle de l'éprouvette B1 est comparée aux résultats expérimentaux. Plus précisément, deux courbes expérimentales figurent sur le graphique, celles des essais B1 et D1 (cf. **chapitre 1**). Ce choix a été fait car elles enveloppent les autres résultats expérimentaux. Sur le graphique, les échelles des axes sont ajustées pour laisser apparaître l'intégralité des courbes, c.-à-d. jusqu'à la rupture de l'éprouvette B1. On constate alors que l'effort final simulé par le modèle numérique est très proche de ceux nécessaires pour rompre les éprouvettes. On note une différence maximale d'environ 20N/mm par rapport à la moyenne expérimentale, ce qui correspond à $\approx 5\%$ de l'effort maximal simulé.

Le modèle permet ainsi de reproduire avec précision le niveau de force qui conduit à l'endommagement de la jonction. Ce résultat a été produit en ne considérant qu'une représentation lissée de la méso-structure et une modélisation continue des principaux mécanismes d'endommagement.

En revanche, on constate sur la figure 5.3 que le niveau de déplacement simulé est assez éloigné de ceux mesurés expérimentalement. En effet, il y a un facteur dix entre les déplacements simulés et les déplacements mesurés durant les essais. Ce point particulier sera détaillé plus loin dans la section 5.2.

La figure 5.4 représente l'évolution des volumes endommagés au cours de la simulation. Ces courbes sont superposées à la courbe force normalisée / déplacement (visible aussi sur la figure 5.3) pour permettre leurs analyses combinées. On distingue cinq familles d'endommagement, qui correspondent aux variables d'endommagement utilisées dans les lois de comportement du modèle : l'endommagement matriciel, l'endommagement transverse des fils de chaîne et

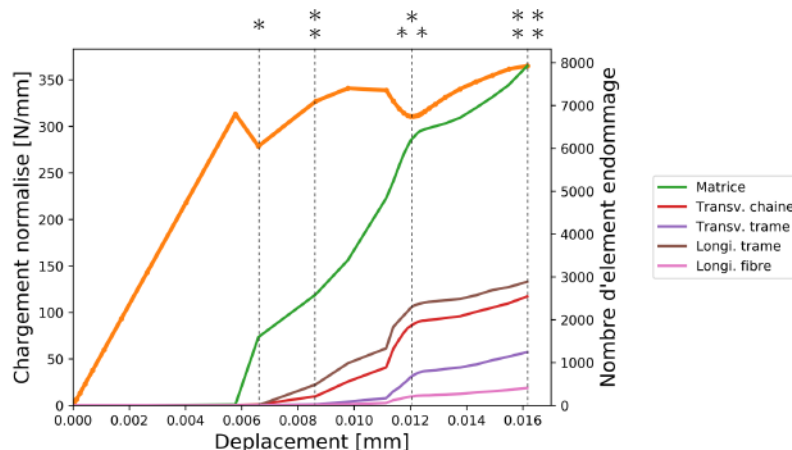


FIGURE 5.4 – Représentation des événements d'endommagement qui ont lieu au cours de la simulation : les cinq mécanismes modélisés sont représentés en nombre d'apparitions cumulées. L'activité d'endommagement cumulée est superposée à la courbe force normalisée / déplacement (orange).

les endommagements transverse et longitudinal ainsi que la rupture de fibres des fils de trame. En complément, la figure 5.5 représente en 3D les volumes endommagés associés à chaque variable d'endommagement, tracés à quatre incréments de calcul indiqués sur la figure 5.3. Pour simplifier la lecture, ils sont ordonnés (a,b,c,d,e) de la même façon que la légende de la figure 5.4. Les endommagements simulés sont de plus superposés à l'image du jumeau numérique de l'éprouvette B1, afin de les localiser par rapport à la méso-structure. On rappelle que dans ce modèle, la méso-structure n'est pas représentée explicitement par le maillage, elle n'est prise en compte qu'à travers la loi de comportement des éléments macro.

Au premier instant sélectionné (*), qui correspond à la première chute de force, on remarque que seul de l'endommagement matriciel est actif. Ce premier endommagement fragilise la zone matricielle, le premier transfert de charge s'opère ensuite (cf. figure 5.6). Les fils reprennent le chargement, jusqu'à ce que les premiers événements associés aux fils apparaissent. On remarque que suite à ce premier endommagement, la rigidité de la structure a un peu diminué.

Au deuxième instant analysé (*), l'endommagement matriciel a progressé, mais on voit surtout apparaître des endommagements longitudinaux dans les fils de trame et transverses dans les fils de chaîne. Ces endommagements apparaissent au niveau de l'extrémité de l'endommagement matriciel existant. Ces endommagement traversent toute l'épaisseur du modèle. La position de cette bande d'éléments endommagés traduit alors la position de la zone d'effort maximal avant l'incrément (*), qui est décrit sur la figure 5.6.

Bien que la réaction ne faisait qu'augmenter depuis la première rupture matricielle, on remarque qu'à l'instant (*), une nouvelle chute (plus douce) de l'effort est prédite par le modèle. On associe cette nouvelle chute aux premières ruptures de fibres. Celles-ci conduisent à un nouveau transfert de charge, guidé par les fils de trame, et accompagné d'une multiplication des événements matriciels intra-fil (trans. chaîne et longi. trame). On voit même apparaître à cet incrément des endommagements matriciels intra-fil transverses dans les fils de trame. Au cours de la simulation, les fils de trame ne sont donc pas exclusivement sollicités dans le sens fibre. Ces derniers endommagements sont les marqueurs d'un nouveau transfert de charge. Ils démontrent qu'à cet instant, le chargement doit correspondre à une ouverture de la démarcation entre la zone matricielle et le renfort textile (cf. figure 5.6).

À la fin du calcul (**), on remarque que l'ensemble des événements se multiplie et progressent vers la zone où le tissage est en flexion. Cela donne lieu à un dernier transfert de charge. Les endommagements progressent maintenant à travers le renfort. Au-delà de ce niveau d'endommagement, il n'a malheureusement pas été possible de poursuivre les simulations, faute de convergence

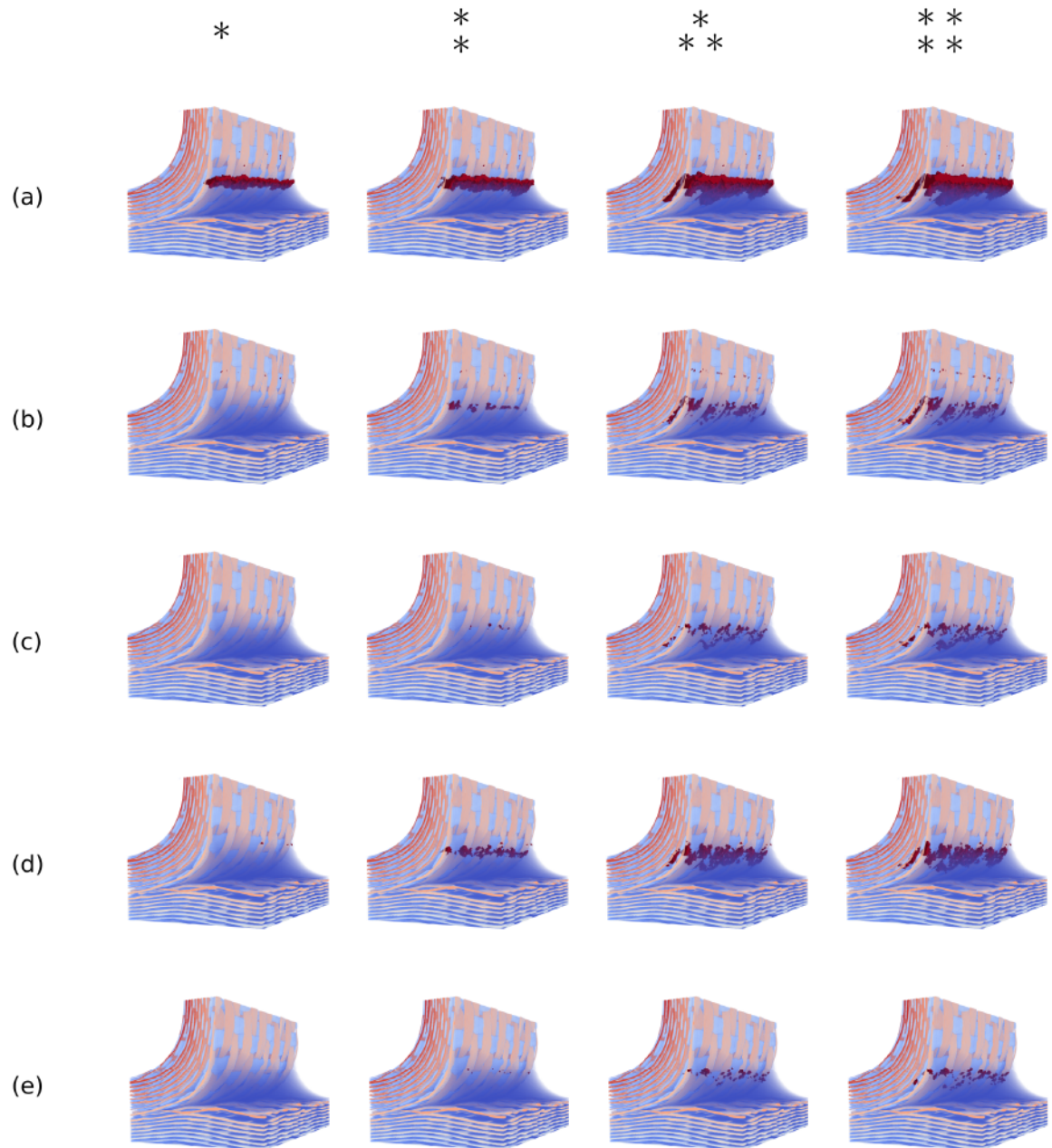


FIGURE 5.5 – Illustration des événements d'endommagement qui ont lieu au cours de la simulation : endommagement matriciel (a), endommagement matriciel intra-fil transverse des fils de chaîne (b), endommagement matriciel intra-fil transverse des fils de trame (c), endommagement matriciel intra-fil longitudinal des fils de trame (d) et ruptures de fibres des fils de trame (e) sont représentés pour quatre incréments du calcul EF.

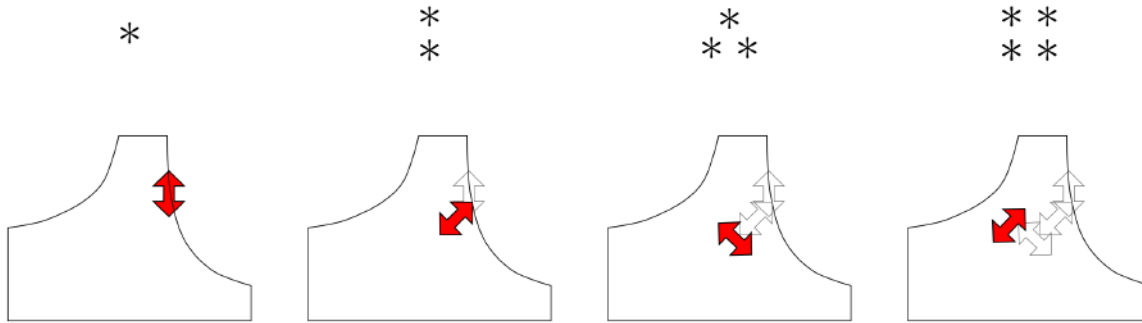


FIGURE 5.6 – Schématisation de l'évolution de l'effort maximal à chaque instant du calcul sélectionné sur le graphique de la figure 5.4.

du solveur.

5.1.4 Premier bilan

Le modèle macro enrichi de l'éprouvette B1 permet de reproduire les événements même avancés de la séquence d'endommagement supposée de la jonction tissée (décrite au **chapitre 1**). Cette constatation est valable aussi bien en termes de chronologie que de localisation de l'endommagement. Le modèle reproduit aussi les niveaux de force mis en jeu au cours des essais, et permet même de simuler à deux reprises le rechargement de la structure. Cependant, en comparant directement la forme de l'endommagement final simulé avec l'état *post-mortem* de l'éprouvette B1 (rappelée à la fin du chapitre sur la figure 5.40), nous constatons que des considérations supplémentaires sont nécessaires pour reproduire exactement les résultats des essais.

En outre, un facteur dix subsiste entre les déplacements mesurés expérimentalement et les déplacements simulés. Bon nombre d'hypothèses simplificatrices, tant au niveau numérique qu'au niveau expérimental, peuvent expliquer les différences rémanentes entre la simulation et les essais.

La principale source d'erreur semble néanmoins être la différence entre les conditions limites simplifiées utilisées jusque là et la sollicitation réelle de la pièce.

Nous avons vu au **chapitre 1** que la cinématique réelle de la pièce était complexe avec un déplacement rigide et une rotation de l'échantillon au cours de l'essai, en plus de la sollicitation locale due au poinçon. Cela se traduit par une différence notable entre le déplacement de la traverse de la machine, et le déplacement relatif du poinçon par rapport à la pièce estimé par CIN.

Nous allons dans un premier temps nous intéresser aux conditions aux limites du modèle numérique. Dans la section 5.2, nous allons étudier la possibilité d'utiliser directement le champ de déplacement acquis par CIN comme condition limite des simulations. Nous constaterons alors l'incompatibilité entre le modèle EF volumique et le champ cinématique mesuré en surface de l'échantillon. Sur ce constat, nous étudierons numériquement la sensibilité des résultats de simulation aux variations de positionnement du poinçon par rapport à la jonction.

5.2 Sensibilité de la simulation aux conditions aux limites

5.2.1 Conditions aux limites issues de la CIN

Pour améliorer les conditions limites numériques présentées au **chapitre 3**, nous avons naturellement cherché à utiliser la corrélation d'images numérique. En effet, le champ de corrélation

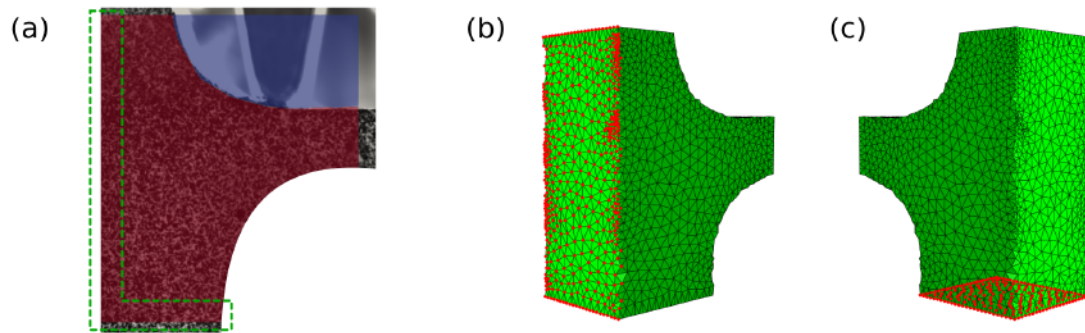


FIGURE 5.7 – Superposition de l’image de l’enveloppe matricielle du modèle et de la surface de la pièce sur laquelle est réalisée la CIN (a). L’objectif est de récupérer les champs cinématiques pour les ré-appliquer sur les bords du modèle. Deux bords sont considérés : la surface opposée au tissage en flexion (b) et la surface de transition de la zone modélisée et du centre de la pièce (c).

apparaît représentatif des variations du chargement qu’a réellement subies la pièce durant l’essai. Ces variations sont dues à l’interaction complexe entre la pièce et le poinçon. Par exemple, un mouvement parasite peut faire évoluer le chargement : les éprouvettes basculent pendant les essais. Ce basculement fait évoluer la direction du chargement durant l’essai. L’objectif est alors de capturer directement, grâce à la CIN, cette évolution.

Récupération des conditions limites issues de la CIN : L’idée est de récupérer localement les champs de déplacements au niveau des bords du modèle EF. Pour cela, nous avons ajusté l’échelle du modèle pour qu’elle soit en phase avec celle de l’image de la caméra, comme le montre la figure 5.7a. On peut alors superposer le masque du jumeau numérique (en rouge) avec la surface mouchetée de l’éprouvette. On définit ensuite les zones (entourées en vert) sur lesquelles on récupère les déplacements de la pièce pour qu’ils soient appliqués aux nœuds de bord du maillage 3D (figure 5.7b et c).

Méthodes d’application des conditions limites extraites de la CIN : Nous n’avons pas pu utiliser directement les nœuds de surfaces du modèle 3D EF pour effectuer le calcul de CIN. En effet, la résolution de l’image et la taille du motif de corrélation (mouchetis) ne permettent pas d’utiliser un maillage à pas fin (celui du modèle EF par exemple) pour effectuer le calcul de CIN. Il serait trop sensible au bruit de l’image. En effet, on déplore que les paramètres expérimentaux (résolution de l’image et motif de corrélation) n’aient pas été optimisés pour effectuer un calcul précis du champ cinématique de surface. Le champ de déplacement est donc récupéré sur un maillage moins dense, créé spécifiquement pour la CIN. Il faut ensuite interpoler le champ de déplacement pour l’appliquer aux nœuds du modèle EF.

Nous avons testé deux options pour utiliser ce déplacement en tant que condition limite des simulations numériques. On peut dans un premier temps discrétiser ce champ en fonction de la position des nœuds de bord du modèle, comme l’illustre la figure 5.8a. Cette méthode consiste ensuite à créer une table d’amplitude de déplacement pour chaque nœud en fonction de sa position le long de la ligne où le champ a été mesuré.

Pour la seconde méthode, on estime les paramètres de déplacement moyen (U et θ) de la zone sur laquelle est appliqué le calcul de CIN, comme le schématise la figure 5.8b. Ce champ moyen est ensuite appliqué à un nœud maître lié aux nœuds de surface du modèle EF de manière distribuée. Cela permet de répartir le chargement en fonction des rigidités locales des éléments du modèle.

Comme le poinçon n’est pas dans le plan focal de la caméra, on ne peut pas réaliser de CIN directement dessus. On ne peut donc pas mesurer directement les déplacements du poinçon durant les essais. Nous avons alors encore utilisé le déplacement de la surface située sous le poinçon.

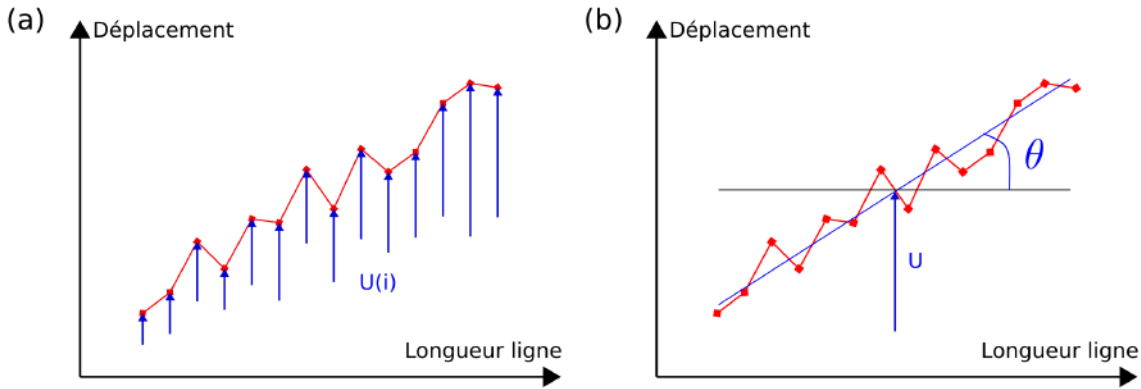


FIGURE 5.8 – Schémas des deux méthodes considérées : application du champ cinématique interpolé directe en chaque nœud du modèle (a) et application d'un champ moyen sur un nœud maître lié de manière distribuée aux nœuds de surface (b).

Cela impose de faire l'hypothèse que le poinçon et l'éprouvette restent solidaires tout au long de l'essai.

Avec cette hypothèse supplémentaire, nous avons testé l'application des conditions aux limites issues de la CIN avec les deux méthodes décrites ci-dessus. Les résultats sont illustrés sur la figure 5.9. On voit apparaître plusieurs pathologies au niveau des conditions aux limites. Notamment, les conditions aux limites interagissent avec le développement de l'endommagement car les zones d'application des conditions aux limites sont trop proches de la zone d'intérêt (figure 5.9b). En effet, la taille du modèle empêche l'éloignement suffisant des conditions aux limites. Cette interaction (conditions limites et endommagement) est alors retrouvée pour les deux surfaces sur lesquelles on impose les déplacements mesurés (elles sont décrites sur la figure 5.7b et c).

Ces résultats remettent en cause les hypothèses que l'on a faites en testant des conditions limites issues de la CIN :

- Les variations locales du champ de déplacement mesuré ne peuvent être représentatives que de la surface des éprouvettes.
- Le poinçon peut être désaligné avec l'éprouvette dans l'épaisseur. Cela peut faire évoluer la sollicitation de la jonction dans son épaisseur. Cette possible variation du chargement n'est pas visible en surface.
- L'extrusion du champ mesuré en surface n'est pas compatible avec les rigidités locales des éléments du modèle. Les pathologies visibles sur la figure 5.9 apparaissent quelle que soit la méthode d'application du déplacement utilisée.
- L'alignement de la pièce avec le plan focal de la caméra n'est pas parfait. Des déplacements hors plan apparaissent durant les essais. Ces déplacements perturbent le calcul de CIN, et ne peuvent être mesurés.
- Le poinçon n'est pas solidaire de l'éprouvette durant les essais. Il fléchit, et peut même glisser le long de l'éprouvette. Ces mouvements parasites n'étant pas mesurables, il est difficile d'estimer la part réelle du déplacement du poinçon qui sert effectivement à solliciter le matériau.

Ces erreurs sont néfastes pour le calcul de CIN, qui ne reste fiable que pour détecter des déplacements importants, comme les ouvertures de fissure.

La comparaison du déplacement issu de la CIN et celui du modèle est donc impossible compte tenu des limites expérimentales actuelles. Une incertitude importante, qui ne peut être quantifiée précisément, existe au niveau de la mesure expérimentale. Ce résultat malheureux est un fait, qui ne pourra être amélioré sur la base des essais actuels. Une nouvelle campagne d'essai, préférentiellement *in situ* sous tomographe, pourrait fiabiliser ce résultat.

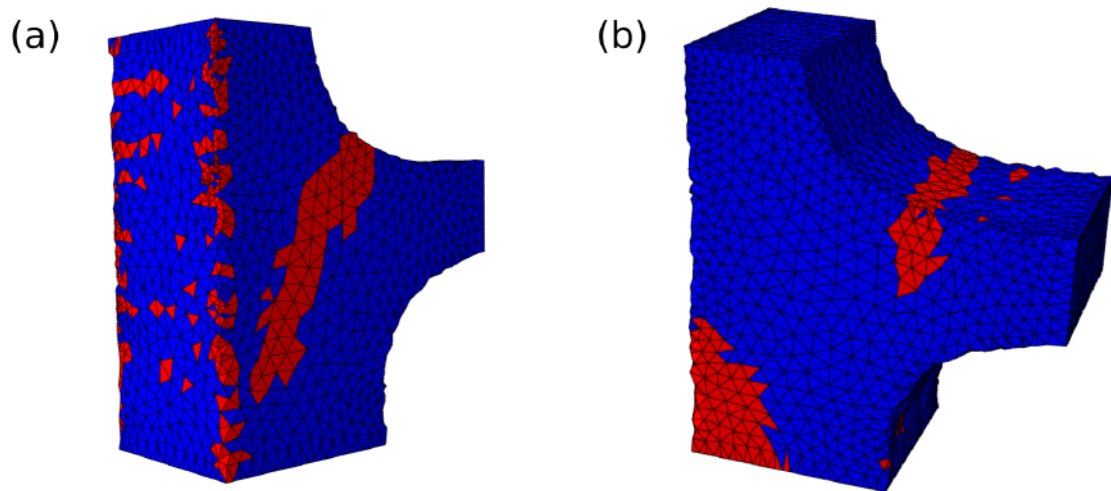


FIGURE 5.9 – Illustrations des pathologies rencontrées lors de l'application des conditions aux limites issues de la CIN.

5.2.2 Étude paramétrique des conditions aux limites

Ne pouvant nous reposer sur la mesure expérimentale, nous avons décidé de poser le problème différemment. Au lieu de chercher à reproduire exactement le chargement qu'ont subi les éprouvettes pendant la campagne d'essai, nous avons choisi d'étudier l'effet des variations potentielles des conditions aux limites numériquement. Cela permettra directement de déterminer la sensibilité des simulations vis-à-vis des conditions limites et d'anticiper les points d'améliorations du montage expérimental pour de futurs essais. Pour cela, nous utiliserons la version simplifiée des conditions aux limites de l'essai de flexion proposée au **chapitre 3** comme conditions de références. L'étude expérimentale nous a permis d'estimer la nature des variations du chargement au cours d'un essai. Nous allons étudier quatre sources de variation de ce chargement. Dans un premier temps, nous allons nous intéresser au glissement éventuel du poinçon le long de l'éprouvette. Ensuite nous étudierons l'effet d'un désalignement du poinçon dans l'épaisseur de l'éprouvette. Puis, nous évaluerons l'effet du basculement de l'éprouvette pendant l'essai. Finalement, nous analyserons l'influence d'un éventuel écrasement du poinçon dans la pièce.

5.2.3 Influence de la position du poinçon

Pour analyser l'effet du glissement du poinçon durant le chargement, nous avons sollicité le modèle en plusieurs positions, comme l'illustre la figure 5.10. Ainsi, nous pouvons étudier l'évolution de l'interaction chargement / méso-structure en fonction de la position initiale de la sollicitation du modèle. Quatre positions ont été testées et comparées à la position de référence, dont les résultats ont été analysés dans la section 5.1. Les ensembles de nœuds sur lesquels le déplacement est appliqué sont visibles sur la figure 5.12a. Nous avons choisi de décaler l'application du chargement de $\pm 0.15\text{mm}$ dans un premier temps. Ce déplacement correspond à l'épaisseur d'un fil. La seconde variation de position correspond à la taille d'un élément macro grossier ($\pm 0.45\text{mm}$). En effet, ces grandeurs étaient déterminantes dans le choix de la taille du filtre de la méso-structure par le modèle macro enrichi. De plus, elles encadrent la taille du filtre macro utilisé dans ce chapitre. On évaluera à quel point ces grandeurs (propres à la jonction étudiée) sont déterminantes pour l'interaction chargement initial / méso-structure. Sur le graphique de la figure 5.11, on remarque que dès le début du chargement de la structure, la rigidité apparente est différente. L'écart relatif de ce module par rapport à notre référence est donné dans le tableau 5.1. Il a été calculé au

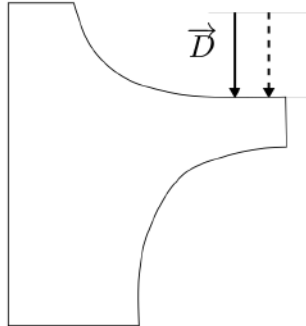


FIGURE 5.10 – Schéma de l'étude paramétrique concernant la variation de la position du poinçon.

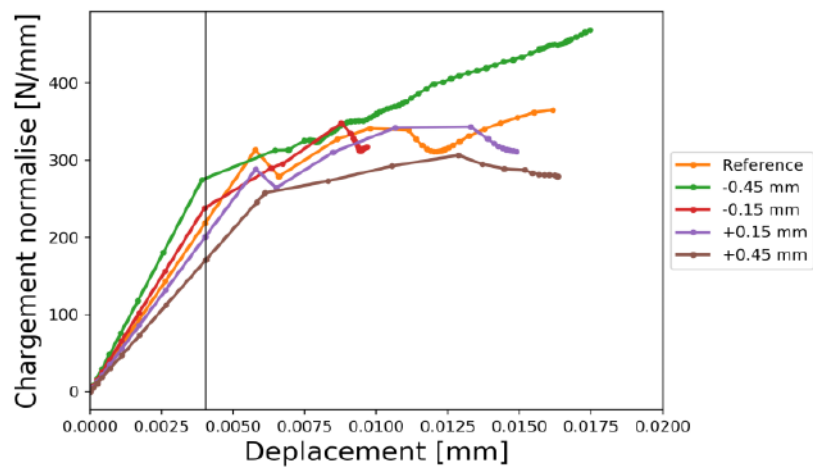


FIGURE 5.11 – Courbes force normalisée / déplacement des simulations réalisées avec des positions de poinçon variables.

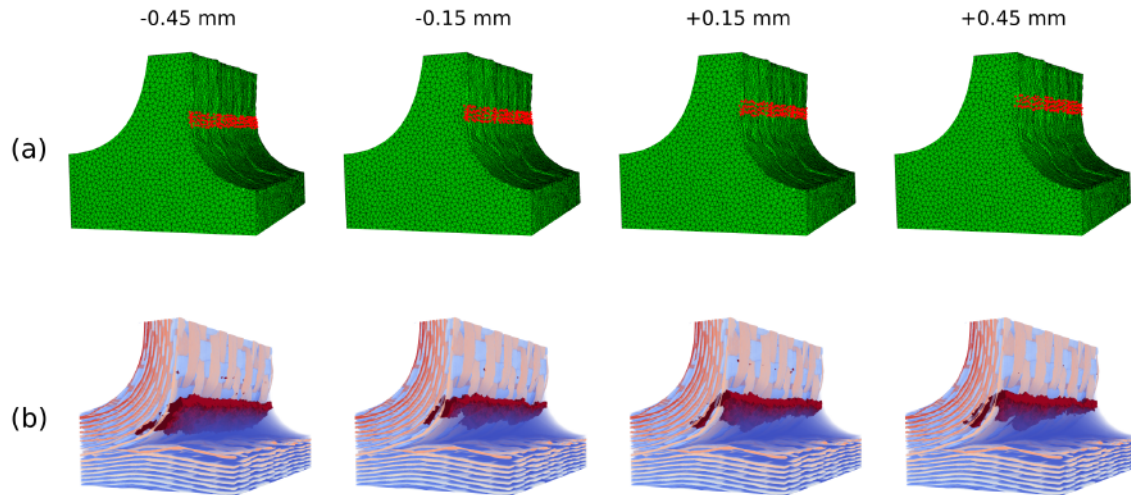


FIGURE 5.12 – Représentation des volumes matriciels endommagés à la fin de chaque simulation (b) pour les positions du poinçon simulées (a).

dernier instant pour lequel tous les modèles restent élastiques (marqué sur la figure 5.11). On remarque alors que cette variation n'est pas symétrique (centrée sur la position de référence). Cela est dû au fait que l'interaction chargement / méso-structure n'évolue pas linéairement, même avant que les endommagements (intrinsèquement non-linéaires) apparaissent. Le chargement

Position	-0.45mm	-0.15mm	+0.15mm	+0.45mm
Écart relatif	-26%	-9%	8%	21%

TABEAU 5.1 – Évolution de la rigidité apparente en fonction de la position de l'application du chargement.

augmentant, les critères d'endommagement des éléments des modèles commencent à s'activer. On remarque que les premières ruptures de pentes apparaissent pour les positions (du chargement) proches de la zone matricielle. Le haut de la zone matricielle y est plus sollicité, il rompt prématurément. En revanche, on constate paradoxalement que le chargement de reprise est plus intense. Cela est très prononcé pour la position du chargement la plus basse : -0.45mm . L'interaction chargement / méso-structure évolue alors beaucoup. On simule même, avec cette position du chargement, le plus haut effort transmis au modèle à la fin de la simulation : 468.6N/mm . On remarque, de plus, que le volume matriciel endommagé est différent de ceux des autres positions du chargement (figure 5.12b). Le franchissement du fil de trame par l'endommagement se trouve ainsi plus en profondeur dans le matériau.

Concernant les positions du chargement $+0.15\text{mm}$ et $+0.45\text{mm}$, on remarque un affaiblissement de la rigidité de la structure tout au long de la simulation. L'interaction chargement / méso-structure entraîne un premier endommagement matriciel toujours au même endroit. C'est donc le même que celui du cas de référence, qui est décrit sur la figure 5.5a*. Ainsi, les premiers reports de charges sont identiques au cas de référence, ce qui veut dire que les fils de trame vont supporter le chargement de la même manière pour différentes positions du chargement initial. La distance [point d'application du chargement; fils qui supportent la charge] augmente inévitablement. Plus cette distance augmente, plus la charge supportée par les fils est importante. Cela accélère la rupture des éléments, et fragilise donc l'ensemble la structure.

On en conclut que la sensibilité du comportement de la structure à la position du chargement n'est pas négligeable. On a constaté que plus le chargement est déplacé vers la zone matricielle, plus son interaction avec la méso-structure évolue. Pour la variation la plus importante dans

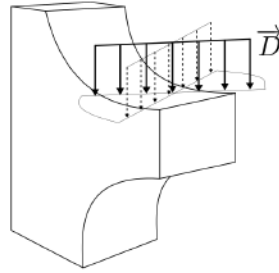


FIGURE 5.13 – Schéma de l'étude paramétrique concernant la variation de l'orientation du poinçon par rapport à la pièce.

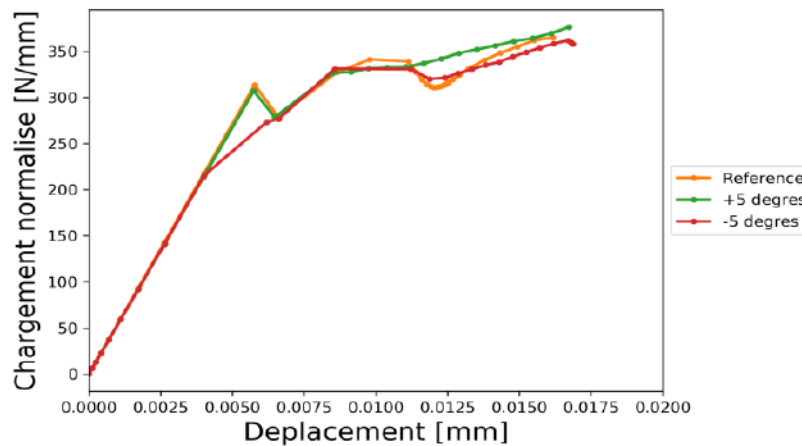


FIGURE 5.14 – Courbes force normalisée / déplacement des simulations pour différentes orientations du poinçon.

ce sens, c'est toute la séquence d'endommagement qui évolue. Elle présente une première rupture prématurée et un rechargement très important de la structure. On remarque alors que notre choix de modélisation arrive à capturer ces variations relativement fines de l'interaction chargement / méso-structure, alors que la taille du filtre macro est supérieure à la variation de positionnement du chargement.

5.2.4 Influence du désalignement du poinçon

Le deuxième paramètre que nous avons étudié est l'alignement du poinçon le long de l'épaisseur du modèle (figure 5.13). Cette rotation de la zone d'application du chargement est centrée au milieu de l'éprouvette. Cela permet d'assurer que le chargement est en moyenne situé à la même position que celle du calcul de référence. Le matériau est, en revanche, sollicité localement en différentes positions. Cela revient localement aux cas du paragraphe précédent. On constate que sur la courbe force normalisée / déplacement, la réponse du modèle n'est globalement pas modifiée par l'orientation du chargement (figure 5.14). Même en fin de simulation, la variation de l'effort transmis à la structure n'excède pas 3% (par rapport aux résultats utilisant les conditions aux limites de référence). En revanche, on constate que cette observation n'est pas vraie localement. La disposition de la zone endommagée est très dépendante de la position du chargement initial, comme le montre la figure 5.15. En effet, on observe une dissymétrie du volume endommagé, qui suit exactement la position de la zone de chargement. De plus, on remarque que les modèles étudiés -5° et 5° , présentent des états d'endommagement localement différents. Par exemple, l'endommagement du modèle -5° est plus prononcé que celui du modèle 5° aux endroits où leurs

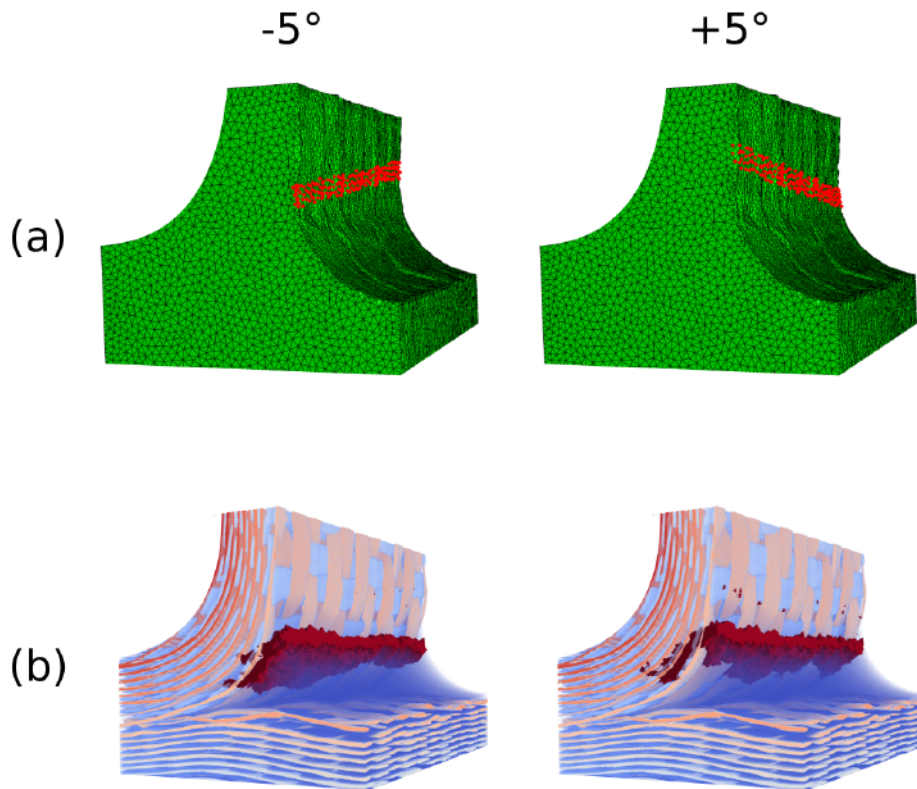


FIGURE 5.15 – Représentation du volume matriciel endommagé à la fin de la simulation (b) pour chaque orientation du poinçon (a).

chargements initiaux sont les plus bas. Il y a donc un effet local de la méso-structure, qui varie dans l'épaisseur du modèle.

5.2.5 Influence de l'inclinaison du poinçon

Nous souhaitons maintenant étudier l'influence du basculement de l'éprouvette durant l'essai. Celui-ci a pu être mesuré avec les images acquises durant le chargement. On a alors identifié un basculement maximal de 3° des éprouvettes pendant la campagne d'essai. Ce basculement revient à l'inclinaison du poinçon dans le référentiel de l'éprouvette. Nous avons alors étudié l'effet de cette inclinaison, comme le schématise la figure 5.16. On ne peut imposer un déplacement incliné au modèle. La composante (faible) dans le sens \vec{Y} (cf. figure 5.1) du vecteur déplacement que l'on souhaite imposer a l'effet opposé de rendre statique les nœuds sur lesquels la condition est appliquée. En effet, pour les conditions en déplacement utilisées, seule la direction \vec{X} (cf. figure 5.1) est contrôlée. Les directions \vec{Y} et \vec{Z} restent libres, ce qui occasionne de plus grands déplacements dans ces directions durant la simulation. Nous sommes donc passés à une simulation en force imposée. La courbe obtenue en déplacement imposé est tout de même rappelée sur la figure 5.17. Cela permet par ailleurs de vérifier la concordance des résultats entre les problèmes en force et en déplacement imposé. On utilisera ainsi, dans la suite, le modèle noté 0° comme solution de référence pour cette étude.

N.B. : Sur les courbes force déplacement de ce chapitre, c'est bien l'amplitude des efforts qui est tracée et non pas sa composante suivant \vec{X} .

On remarque alors que pour toutes les inclinaisons testées, les rigidités apparentes sont identiques. La seule différence entre ces simulations est que l'effort nécessaire pour activer l'endommagement diminue. On remarque alors un écart maximal de 7% entre la simulation à 3° et la référé-

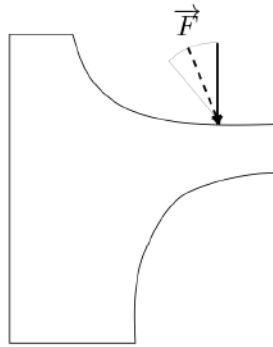


FIGURE 5.16 – Schéma de l'étude paramétrique concernant la variation de l'inclinaison du poinçon.

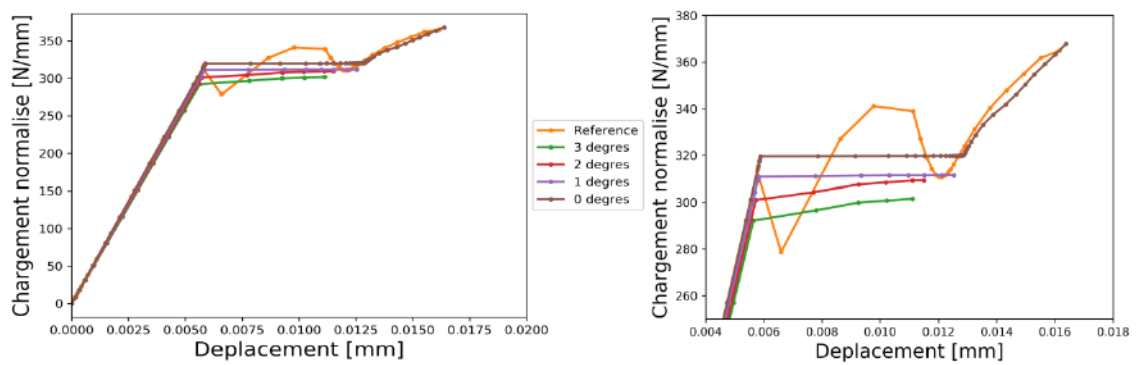


FIGURE 5.17 – Courbes force normalisée/déplacement des simulations pour différentes inclinaisons du poinçon.

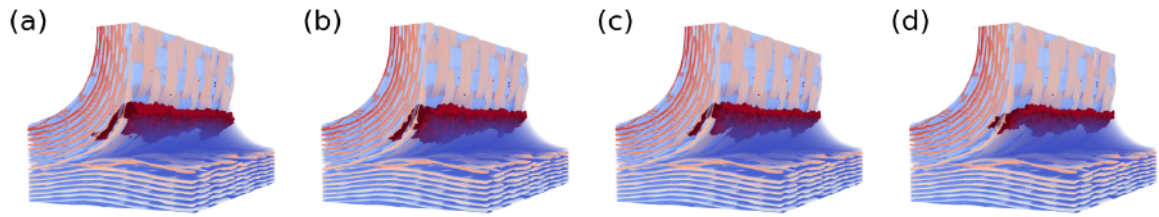


FIGURE 5.18 – Représentation du volume matriciel endommagé à la fin de la simulation pour chaque inclinaison du poinçon : 0° (a), 1° (b), 2° (c) et 3° (d).

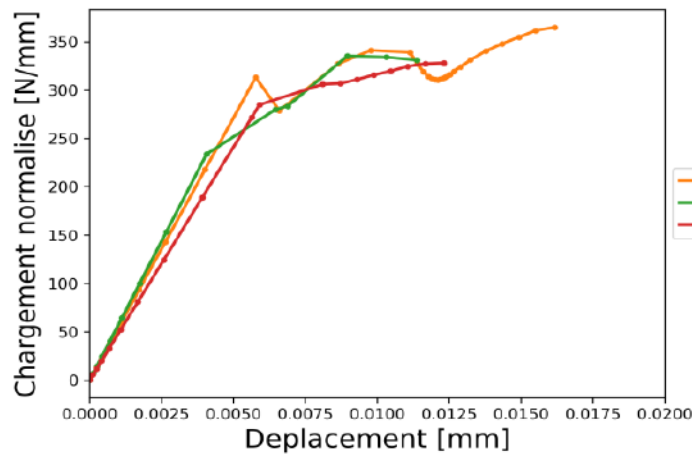


FIGURE 5.19 – Courbes force normalisée / déplacement des simulations pour deux épaisseurs de zone d'application de la condition limite illustrées sur la figure 5.20a.

rence. En s'intéressant plus en détails aux positions des volumes endommagés, on constate qu'ils

Inclinaison	1°	2°	3°
Écart relatif	3%	5%	7%

TABLEAU 5.2 – Évolution de l'effort à rupture en fonction de l'inclinaison du chargement.

sont tous similaires entre eux. Ils sont aussi similaires à celui de la référence en déplacement imposé, qui est visible sur la figure 5.5a(**). Ce paramètre est donc assez peu influent sur le résultat de simulation de l'essai de flexion.

5.2.6 Influence de l'épaisseur de la zone de contact poinçon / pièce

La dernière étude paramétrique sur les conditions aux limites que nous avons menée concerne l'écrasement local du poinçon ou de la surface de l'éprouvette à la hauteur de leur interaction. Cet écrasement entraîne nécessairement une surface d'appui plus ou moins grande, qui peut varier suivant les essais. Nous avons testé deux nouvelles épaisseurs de zone d'application de la condition limite. Une épaisseur est plus fine de 0.15mm (correspondant à l'épaisseur d'un fil) et l'autre est plus large de 0.6mm que celle choisie dans le modèle de référence (0.3mm). On constate que dans la partie élastique des courbes force normalisée / déplacement, il y a une différence entre les rigidités apparentes simulés. On l'attribue à la position des nœuds les plus proches de la zone matricielle de la bande de nœuds sélectionnés. Cela revient au cas d'un changement de positionnement de la condition limite, qui a été traité dans la section 5.2.3. En revanche, quand on analyse

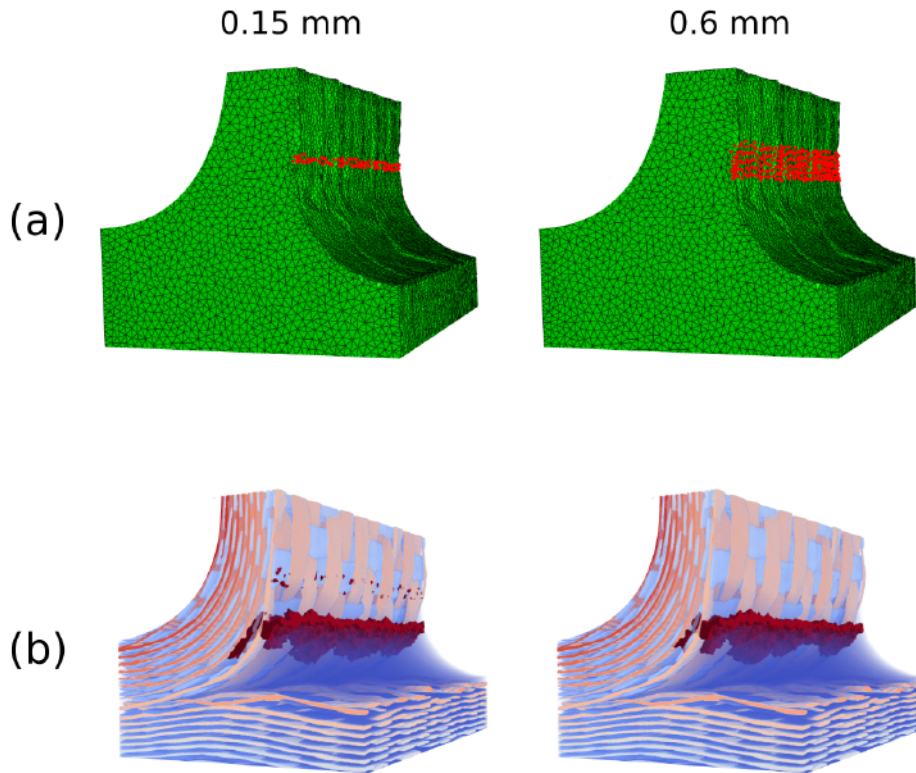


FIGURE 5.20 – Représentation du volume matriciel endommagé à la fin de la simulation (b) pour chaque épaisseur de poinçon (a).

les états avancés de l'endommagement du point de vue global mais aussi au regard de la position du volume endommagé, on constate que les trois épaisseurs donnent des résultats similaires. Le chargement étant centré à la même distance de la zone matricielle, il interagit de la même manière avec la méso-structure. On constate cependant que l'épaisseur la plus fine engendre un endommagement localisée sous le poinçon. Elle apparaît pour les éléments qui possèdent un nœud sur lequel la condition est appliquée. Le modèle de référence en présentait peu, et la simulation avec la condition limite où l'épaisseur vaut 0.6mm n'en présente pas du tout. Il est numériquement plus intéressant de répartir l'effort sur une grande surface pour éviter les extremums de contraintes locaux. En revanche, on voit que cela change l'interaction avec la méso-structure au départ du calcul. Il est donc préférable d'admettre quelques erreurs localisées aux niveaux des conditions aux limites plutôt que de commettre une erreur sur la rigidité apparent. Ce paramètre n'a malgré tout que peu d'influence. La variabilité des résultats correspond à des considérations numériques.

5.2.7 Bilan sur les conditions limites

Les études d'influence précédentes nous montrent que les simulations ne sont finalement que peu sensibles à une petite perturbation de l'imposition des conditions limites, et notamment de la manière dont est imposé le déplacement du poinçon.

Ce ne sont en tout cas pas ces perturbations qui peuvent expliquer la différence entre les déplacements simulés et ceux déterminés expérimentalement. L'explication est plus probablement à trouver du côté des incertitudes de mesure de la CIN, ou tout du moins de l'incapacité avec le montage actuel de réaliser des mesures de déplacement suffisamment précises.

Il paraît donc vain de vouloir comparer les résultats en terme de déplacement relatif du poinçon, la

nature du déplacement numérique et de celui estimé expérimentalement étant différente. Outre ce point regrettable, les simulations réalisées permettent néanmoins de reproduire correctement les niveaux de force nécessaire à l'amorçage de l'endommagement, ainsi que la localisation et le scénario de propagation de cet endommagement, comme le prouvent les résultats des **chapitres 3 et 4**. On peut donc accorder aux modèles proposés une certaine confiance. Ils semblent en tout cas suffisamment réalistes et performants pour envisager une étude de sensibilité matériau.

Pour la fin de ce travail, et pour montrer les possibilités offertes par les modèles proposés, nous nous sommes intéressés à l'influence de plusieurs paramètres matériau sur le développement de l'endommagement dans la jonction tissée. Nous avons tout d'abord regardé l'influence de l'arrangement textile (section 5.3), puis celle d'un défaut de santé matière générique (section 5.4) avant d'étudier plus en détails l'effet des pré-endommagements constatés sur les échantillons testés (section 5.5).

5.3 Sensibilité de la simulation à l'arrangement local du tissage

Nous avons donc d'abord cherché à caractériser la sensibilité de la simulation à l'arrangement local du tissage. Ayant à disposition l'intégralité de la pièce tomographiée, nous avons segmenté plusieurs portions de cette μ CT avec notre approche. La figure 5.21 en est un exemple. Cette partie de la μ CT ne correspond pas à l'une des pièces testées, elle a été sélectionnée sans *a priori*. Ce jeu-meu numérique d'une partie de la structure a quand même été dimensionné pour correspondre aux dimensions du modèle de la pièce B1, visible à gauche de la figure 5.21. Nous avons ensuite appliqué la démarche numérique pour en obtenir un modèle macroscopique enrichi.

On voit alors que les tissages considérés sont globalement très similaires. On remarque qu'ils ne présentent pas de particularités (position aberrante d'un fil par exemple). On peut observer cependant quelques différences. D'une part, bien qu'ils aient les mêmes dimensions et qu'ils sont composés du même nombre de fils de trame dans l'épaisseur, nous n'avons pas cherché à reproduire le même motif de tissage dans ces deux modèles. On compte alors onze fils de trame sur le plan de tissage qui est à la frontière avec la zone matricielle.

D'autre part, des variations de sections locales des fils sont visibles. Elles peuvent être dues à la variabilité matériau (compaction locale des fils), et capturées directement avec la méthode de segmentation. On mentionne aussi que des différences peuvent être induites par notre méthode de segmentation. En effet, des défauts de convergences locaux ou des interpénétrations rémanentes peuvent subsister. Provenant de μ CT différentes, ces dernières variations seront alors forcément localisées à des endroits différents pour chaque segmentation. Ainsi, leurs distinctions sont locales et les deux modèles possèdent globalement les mêmes taux de constituants (fil de chaîne, fil de trame et matrice).

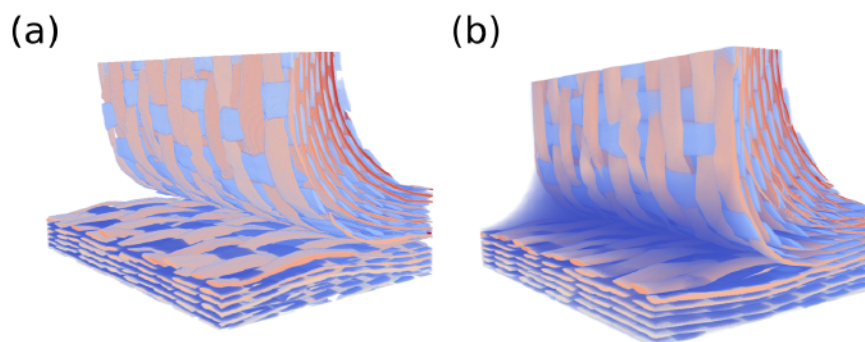


FIGURE 5.21 – Second tissage étudié segmenté à partir d'une autre portion de la μ CT de la même pièce de structure (b) comparé visuellement au tissage de la pièce B1 (a).

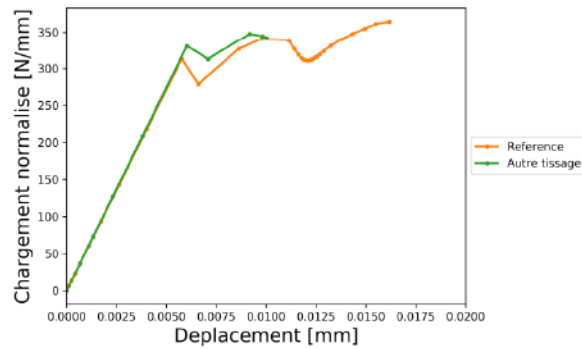


FIGURE 5.22 – Courbes force normalisée / déplacement des deux tissages considérés (cf. figure 5.21).

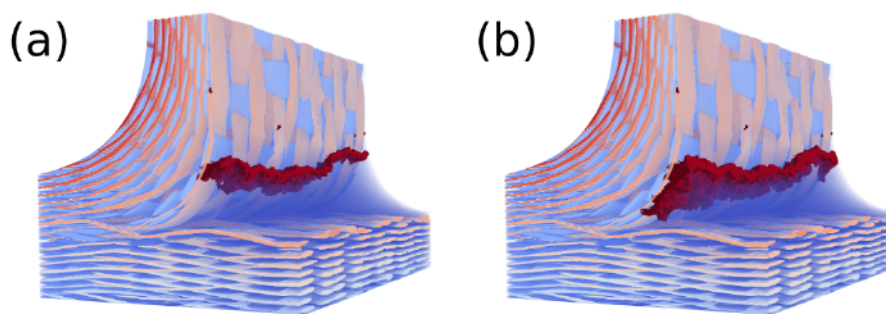


FIGURE 5.23 – Analyse des événements d'endommagement. Les localisations des endommagements matriciels sont représentées pour deux instants : juste après le domaine élastique (a) et pour la dernière étape du calcul (b) (étapes visibles sur la figure 5.22).

On remarque premièrement que la rigidité apparente n'évolue pas entre les deux modèles (figure 5.22). D'un point de vue élastique, ces deux modèles ont les mêmes taux de constituants et donc la même rigidité. On constate en revanche que ce nouveau modèle présente un effort transmis avant d'amorcer l'endommagement plus élevé de 6%. De même, l'effort de reprise est lui aussi plus élevé. On remarque que l'endommagement n'est pas du tout uniforme le long de l'éprouvette, comme le montre la figure 5.23. La variation locale du tissage induit une forte variation du volume endommagé simulé en comparaison du modèle de référence (figure 5.5a^(**)). Malgré cette variation importante de la zone endommagée, cela ne se ressent pas au vue de la courbe globale de force normalisée en fonction du déplacement. **On en conclut alors que pour deux portions de tissages différentes, la méso-structure influence au premier ordre la disposition de l'endommagement à l'échelle de la structure interne du matériau. En revanche, à l'échelle plus globale de l'éprouvette, les quantités macroscopiques simulées avec ces deux modèles ne sont pas influencées outre mesure par la disposition locale de la méso-structure. Ainsi, tant que la structure est suffisamment bien décrite (modèle macro avec une taille de filtre pas trop grande) il n'est peut être pas nécessaire de représenter exactement toute la variabilité locale du textile.**

5.4 Sensibilité de la simulation à la présence d'un pore dans la matrice, localisé au sein du renfort fibreux

Un autre type de variabilité matériau que l'on souhaitait étudier est la présence de porosité matricielle dans la structure. Ce type de défaut est courant pour les matériaux composites, même

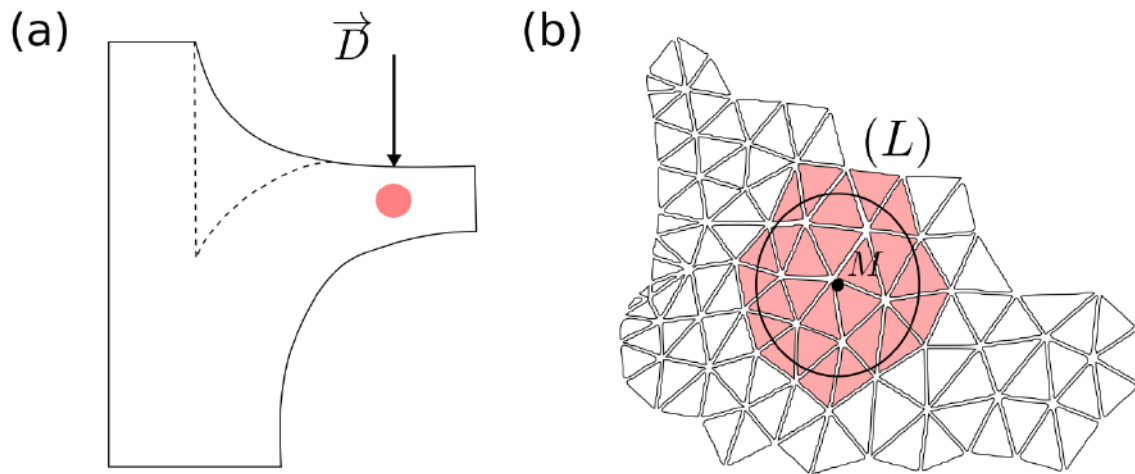


FIGURE 5.24 – Schéma de l'étude paramétrique concernant la présence d'un pore (a) et schéma de la méthode de représentation de la porosité (b).

si les éprouvettes que nous avons étudiées n'en présentaient pas. Nous avons cherché à en introduire un numériquement, pour vérifier sa nocivité sur le comportement de la structure. Notre objectif est de montrer que l'interaction chargement / méso-structure propre à la jonction que l'on étudie prévaut sur l'influence d'un défaut matriciel situé sous le poinçon. Nous l'avons donc placé dans une zone qui ne présente pas d'endommagement dans le modèle de référence, mais où il peut potentiellement interagir avec le chargement. Ce pore est schématisé sur la figure 5.24a. Cet exemple nous permet aussi de démontrer la compatibilité de la démarche numérique proposée pour évaluer la nocivité de ce type de défaut. Comme nous avons opté pour une représentation continue de l'endommagement, nous sommes restés fidèles à ces concepts pour représenter la porosité. Le principe consiste à initialiser à une valeur non nulle les variables d'endommagement de certains éléments. On sélectionne alors les éléments avec un descripteur géométrique paramétré. Dans cette courte étude, nous avons utilisé un ellipsoïde, comme le schématise la figure 5.24b et le montre la figure 5.26a. Il peut être généralisé à des formes plus complexes comme par exemple des surfaces de Lamé [110]. De même, on pourrait multiplier le nombre de pores générés, et rendre leurs positionnements ainsi que leurs paramètres géométriques aléatoires.

Pour représenter la baisse de rigidité de la structure due au pore, on diminue la rigidité de la strate matricielle des éléments situés dans le pore. Cela permet d'activer initialement les critères d'endommagement des éléments. Contrairement à l'endommagement matriciel proposé au **chapitre 3**, nous n'avons pas de plan de fissuration à définir, la rigidité des strates matricielles des éléments est donc affaiblie de manière isotrope.

Comme le jumeau numérique de la structure est une image 3D voxelisée du matériau, on aurait pu introduire le défaut matriciel directement dans cette image. On aurait alors simplement pu le démarquer du domaine matriciel avec un autre label. Cette méthode nous aurait obligés de refaire les dernières étapes de la chaîne d'outils, c.-à-d. la détection des entités mésoscopiques pour les éléments du modèle macro enrichi.

La méthode utilisée est donc plus simple à mettre en place et permet de considérer l'effet de défauts matriciels sans devoir les représenter par le maillage. On peut ainsi représenter un grand nombre de cas de défauts fictifs avec un seul maillage. Intéressons nous maintenant à la simulation de l'essai simplifié de flexion en présence de ce pore fictif. On s'aperçoit globalement qu'il n'a aucun effet sur la réponse mécanique élastique de la structure. De même, il n'influence pas le premier rechargement (figure 5.25). Le volume endommagé (figure 5.26) est aussi très similaire à celui du modèle de référence. On commence à percevoir des variations de comportements mécaniques à la fin du calcul. À cet instant, l'endommagement simulé commence à atteindre la zone de tissage, et peut interagir avec le volume pré-endommagé. **En présence d'un défaut de santé**

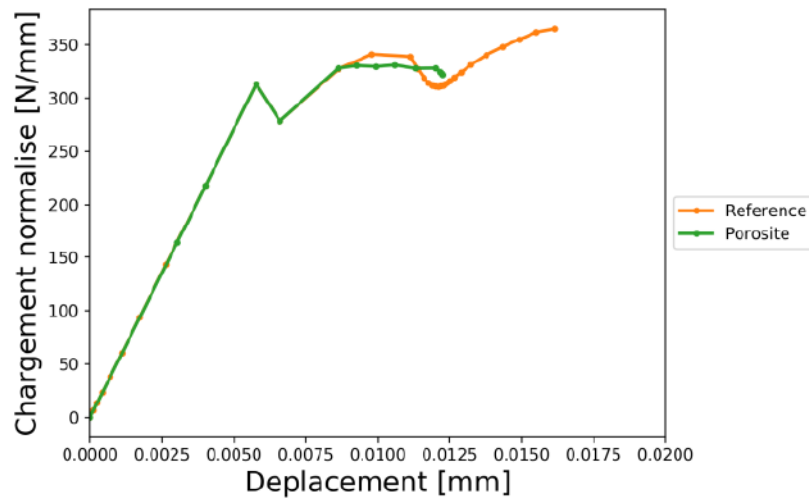


FIGURE 5.25 – Courbe force normalisée / déplacement pour le modèle comportant un pore initial positionné au centre du tissage et sous l'application de la condition limite en déplacement (cf. figure 5.26a).

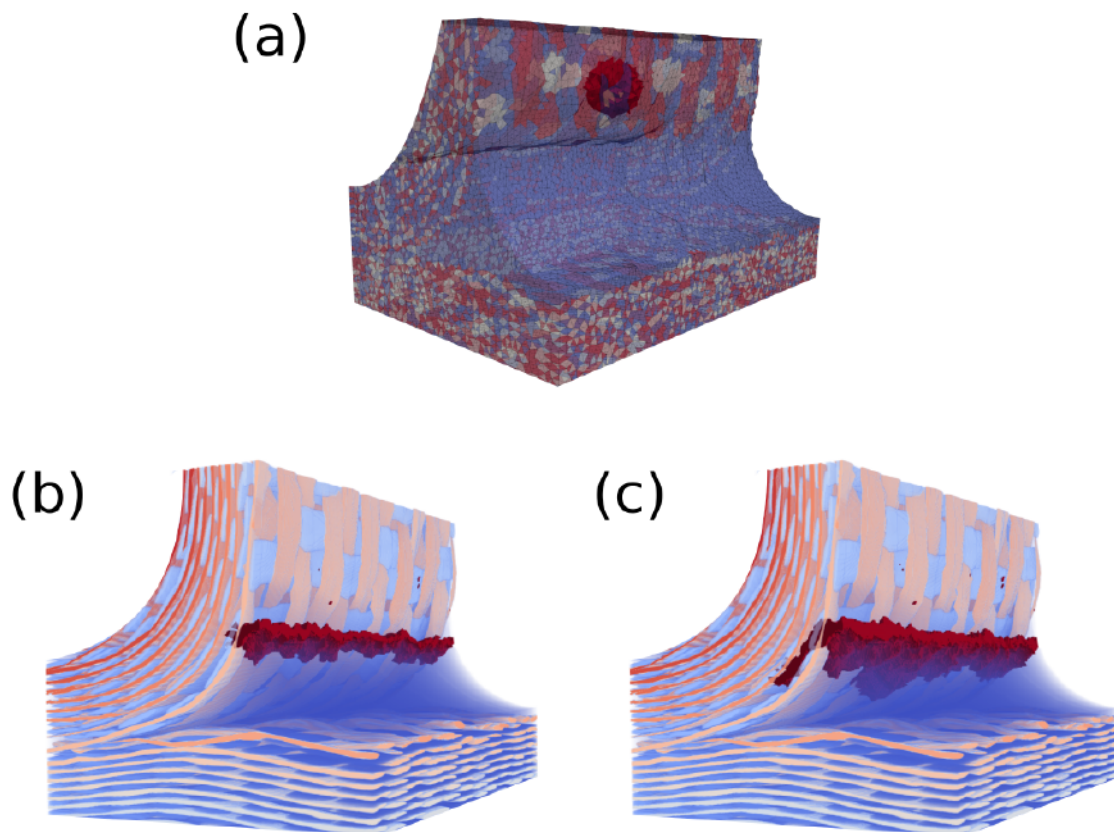


FIGURE 5.26 – Analyse des événements d'endommagement. La position du pore initiale est illustrée en (a) et les localisations des endommagements matriciels sont représentées pour deux instants : juste après le domaine élastique (b) et pour la dernière étape du calcul (c) (étapes visibles sur la figure 5.25).

matière localisé à un endroit où il peut interagir avec le chargement, c'est quand même la zone riche en matrice qui concentre les premiers endommagements.

5.5 Sensibilité à un endommagement initial

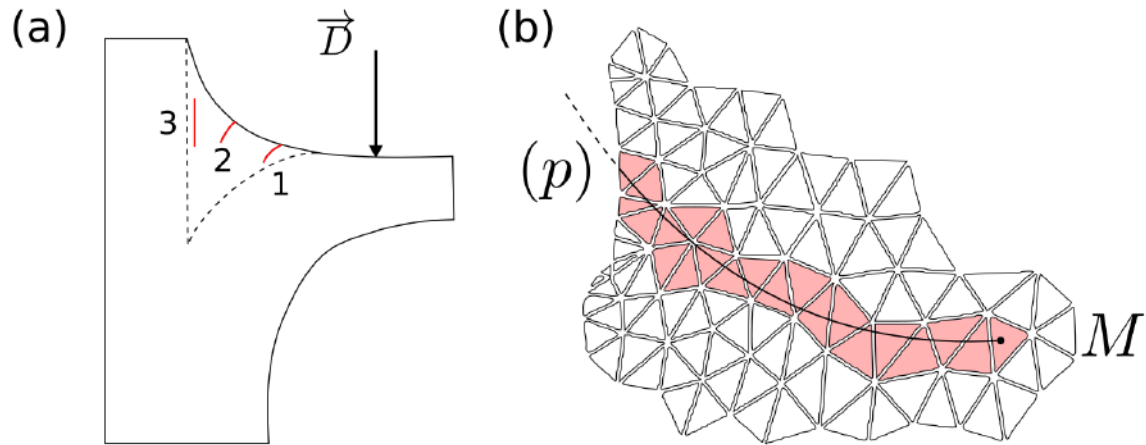


FIGURE 5.27 – Positionnement des endommagements initiaux étudiés dans cette section (a) et schéma de la méthode de modélisation d'un endommagement initial qui s'inscrit dans la démarche de modélisation utilisée (b).

L'un des points marquants de la campagne d'essai que nous avons menée au cours de la thèse est que toutes les éprouvettes présentaient un état d'endommagement initial important, qui se situaient dans la zone riche en matrice. Nous les avons repéré en différents endroits dans la zone matricielle. Ils pouvaient être débouchants ou non sur l'enveloppe extérieure de l'éprouvette. On a aussi estimé, au vu des résultats expérimentaux, que certaines fissures étaient présentes dans le volume du matériau et n'apparaissaient pas sur la surface polie.

L'objectif de cette section est d'étudier numériquement l'effet d'un état d'endommagement initial pour appuyer, avec la simulation, les hypothèses avancées à la fin du **chapitre 1**. Nous nous sommes intéressés à trois positions d'endommagement initial, décrites sur la figure 5.27a. La position 1 représente l'endommagement initial le plus observé expérimentalement. Il correspond, de plus, au premier endommagement simulé sur le modèle de référence (visible sur la figure 5.5a(*)). Le deuxième est situé au centre de la zone matricielle, comme c'était le cas pour l'éprouvette B2 (cf. **chapitre 1**). Moins courant, nous avons vu qu'il perturbait la séquence d'endommagement de l'éprouvette. En effet, la fissure créée durant l'essai s'est initiée dans la continuité de l'endommagement existant. Pour le troisième cas, cet endommagement initial n'a pas été observé sur les surfaces polies des éprouvettes. En revanche, il a été supposé pour expliquer les séquences d'endommagement des éprouvettes B1 et C1.

Comme cela a été discuté au **chapitre 3**, nous avons choisi de représenter l'endommagement des modèles de manière continue. Pour rester cohérent avec l'étude menée jusqu'à présent, nous avons écarté le choix des zones cohésives, bien qu'elles sont adaptées à la représentation de fissures dont on connaît (ou dont on suppose) la position initiale. De plus, les zones cohésives auraient nécessitées un remaillage. Celui-ci irait à l'encontre du concept d'enrichissement de modèle macroscopique, dont l'intérêt est de ne pas devoir représenter explicitement les détails de structure.

Nous avons alors opté (comme dans la section précédente) pour une représentation de l'endommagement pré-existant en initialisant les variables d'endommagement de certains éléments à des valeurs non-nulles. Nous n'avons pas sélectionné les éléments pré-endommagés en utilisant des

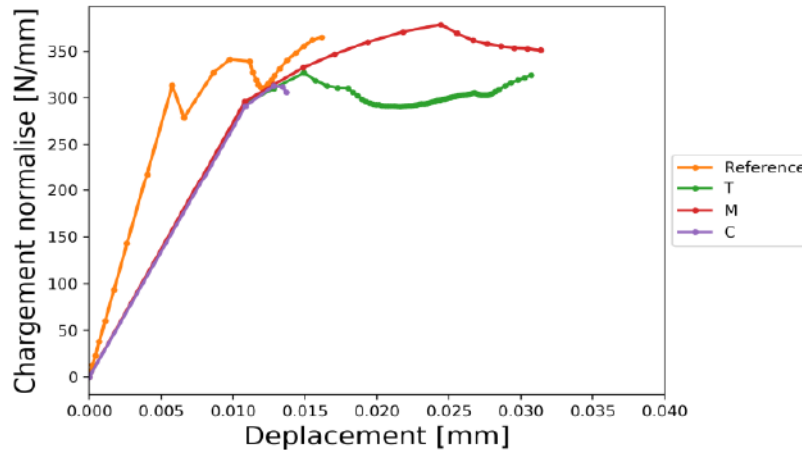


FIGURE 5.28 – Courbe force normalisée / déplacement pour trois fissures initiales positionnées à l'intersection entre la zone matricielle et le tissage fléchi : la première est traversante (T) (cf. figure 5.29a), la deuxième n'est présente que sur la moitié de l'éprouvette (M) (cf. figure 5.31a) et la troisième est située au centre de l'éprouvette (C) (cf. figure 5.31c).

volumes finis paramétrés comme dans la section précédente. On utilise ici une surface paramétrée (noté p) qui est schématisée sur la figure 5.27b. Comme pour la représentation de la porosité, nous avons donc opté pour un endommagement initial isotrope des éléments intersectés par la surface paramétrée.

5.5.1 Endommagement initial à l'intersection entre la zone matricielle et le renfort

Dans un premier temps, nous nous sommes intéressés à un endommagement initial situé en position (1), localisé sur la figure 5.27. Trois pré-endommagements ont été testés. Ils sont différenciés par leur localisation dans l'épaisseur du modèle. Nous allons tout d'abord étudier en détail l'influence de ce pré-endommagement quand il est traversant (figure 5.29a). Puis, nous allons étudier le cas où la fissure est disposée uniquement sur la moitié du modèle (figure 5.31a). Enfin le pré-endommagement testé sera centré au milieu de l'éprouvette (figure 5.31c).

Les réponses globales (courbes force normalisée / déplacement) des trois modèles pré-endommagés sont visibles sur la figure 5.28. On constate premièrement que ces trois modèles pré-fissurés présentent exactement la même rigidité apparente. Les premières distinctions n'apparaissent qu'après l'apparition de nouveaux endommagements. Le niveau de force auquel s'initie l'endommagement est similaire à celui du modèle de référence. De plus, ce niveau de force reste dans le domaine [300–350]N/mm jusqu'à la fin des calculs, comme pour le modèle de référence. En revanche, on constate que le niveau de déplacement simulé augmente considérablement. En fin de simulation, ce déplacement atteint 0.03mm, soit quasiment le double du déplacement atteint avec le modèle de référence.

Endommagement traversant : En regardant plus en détail les volumes endommagés, on s'aperçoit que l'endommagement simulé (exclusivement matriciel jusqu'à l'instant $(*)$) s'amorce en front du pré-endommagement imposé au modèle. Comme l'endommagement initial est calqué sur les premiers événements simulés avec le modèle de référence, la poursuite de l'endommagement est similaire. On observe, sur le graphique de la figure 5.29b, que l'endommagement dans les fils n'apparaît qu'après les premiers événements matriciels. En revanche, tous les endommagements des fils (trans. chaîne, longi. et trans. trame) apparaissent simultanément, contrairement au cas de référence. En effet, la profondeur des endommagements matriciels atteinte dès l'instant $(*)$ (figure 5.29c) modifie le report de charge qui s'opère après les premiers endommagements matriciels. Les fils sont donc plus rapidement sollicités en profondeur du modèle, ce qui active des

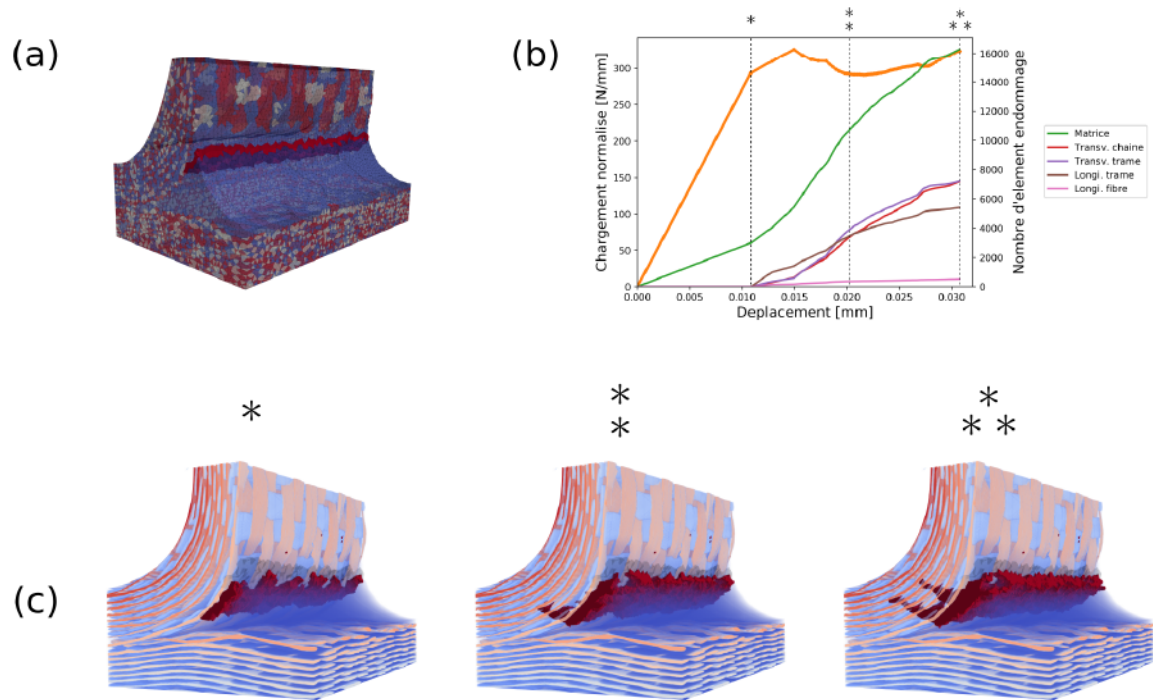


FIGURE 5.29 – Analyse des événements d’endommagement : la position de la fissure initiale est décrite en (a), l’évolution des volumes endommagés est détaillée en (b), et les localisations des endommagements matriciels sont représentés en (c) pour les trois étapes du calcul repérées sur le graphique (b).

mécanismes différents.

On remarque qu’en fin de simulation, l’endommagement est plus prononcé dans la zone de tissage. On peut même observer une scission de la progression de l’endommagement en deux bandes. Cela traduit alors une interaction complexe entre le chargement et la méso-structure. Les résultats finaux du modèle pré-endommagé sont plus avancés dans la structure que ceux du modèle de référence. La seule considération qui les différencie est la représentation des premiers endommagements matriciels. On remarque alors qu’une représentation isotrope de l’endommagement matriciel, appliquée seulement aux tout premiers événements, permet au calcul d’atteindre des événements très avancés des scénarios proposés dans le premier chapitre. En comparant cet endommagement final au faciès *post mortem* de la surface d’une éprouvette (par exemple l’éprouvette E1 visible sur la figure 5.30), on s’aperçoit qu’en termes de morphologie de l’endommagement, la modélisation reproduit de manière très satisfaisante le résultat expérimental.

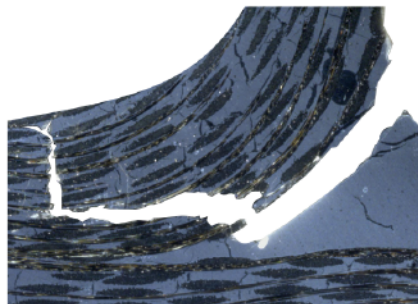


FIGURE 5.30 – Faciès de rupture de l’éprouvette E1.

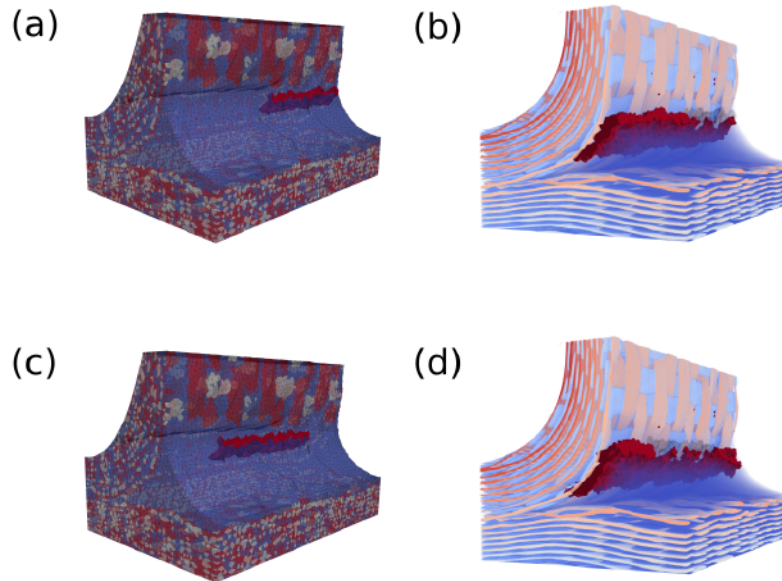


FIGURE 5.31 – Analyse des événements d'endommagement. Les positions des endommagements initiaux sont décrites en (a et c) et les localisations des endommagements matriciels sont représentées en (b et d) juste après le pseudo domaine élastique.

Endommagement non traversant : Quand la fissure initiale n'est pas traversante et qu'elle est située dans la zone critique (interface entre la zone matricielle et le tissage), on remarque que cette fissure devient traversante très rapidement. Cela a été constaté quelle que soit la position initiale de l'endommagement pré-existant. La figure 5.31 illustre l'endommagement créé juste après le domaine élastique. On remarque que localement, le volume endommagé est lui aussi identique entre les deux modèles.

5.5.2 Endommagement initial situé au centre de la zone riche en matrice

Dans cet exemple, la fissure initiale est située au centre de la zone matricielle. C'est la deuxième configuration donnée par le schéma de la figure 5.27a. Ce cas rappelle l'état initial de l'éprouvette B2, étudiée au chapitre 1. Premièrement, l'allure globale de la courbe change complètement par rapport au cas de référence. Ce modèle apparaît alors moins rigide et moins tenace. Le niveau de force transmis par le modèle est plus faible que dans le cas de référence. Il ne dépasse pas

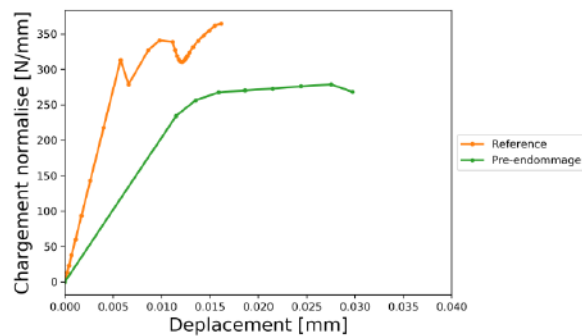


FIGURE 5.32 – Courbe force normalisée / déplacement pour la fissure initiale positionnée au centre de la zone riche en matrice (cf. figure 5.33).

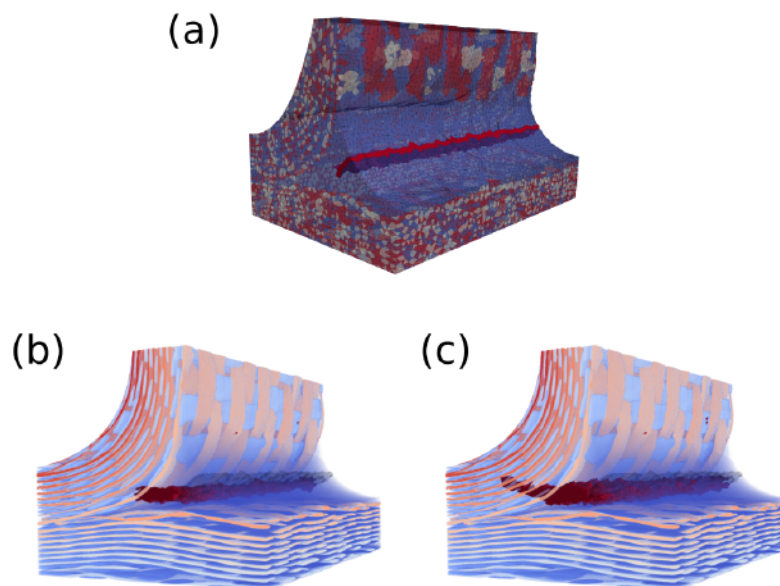


FIGURE 5.33 – Analyse des événements d'endommagement. La position de la fissure initiale est décrite en (a) et les localisations des endommagements matriciels sont représentées pour deux instants : juste après le domaine élastique (b) et pour la dernière étape du calcul (c) (étapes visibles sur la figure 5.28T).

275N/mm (sur le graphique de la figure 5.32). De plus, comme pour l'emplacement de pré-fissure précédent, le déplacement simulé atteint 0.03mm.

En regardant plus précisément les volumes endommagés au cours de la simulation (figure 5.33b et c), on remarque que la séquence d'endommagement est complètement différente. Sans surprise, l'endommagement progresse à partir de la zone pré-endommagée, et se propage rapidement dans la zone matricielle, c.-à-d. vers le tissage. Toutes les étapes de propagation d'endommagement accompagnées de report de charge du cas de référence n'apparaissent pas ici. Cela s'explique car il n'y a pas de rechargement de la structure. Le front d'endommagement après le domaine linéaire atteint le tissage en profondeur (près de la jonction des tissages). Comme nous l'avons vu au chapitre précédent, les fils sont sollicités à une plus grande distance de la condition limite représentant le poinçon : cela entraîne un effort local imposé aux fils plus important, ils rompent alors prématurément.

5.5.3 Cas particulier des éprouvettes C1 et B1

Dans le dernier cas d'étude de la thèse, nous avons cherché à expliquer par la modélisation le comportement particulier et la faible rigidité des éprouvettes C1 et B1 (dont les séquences d'endommagement ont été détaillées au début de la partie résultat du chapitre 1). Bien qu'elles ne présentaient pas en surface de pré-endommagement conséquent, ces éprouvettes ont rompu pour des niveaux de forces sensiblement plus faibles que pour les autres éprouvettes.

Au vue de la forme de la rupture finale des éprouvettes C1 et B1, rappelée sur la figure 5.34, nous avons supposé que seul un pré-endommagement ayant la même forme pouvait engendrer ce type de rupture. Nous allons vérifier ici cette hypothèse. Un pré-endommagement traversant a alors été placé dans la position (3) (figure 5.27a) au sein du modèle. Il est aussi visible sur la figure 5.36a. Sur le graphique de la figure 5.35, le résultat de cette simulation est noté (T) dans la légende. On voit que la rigidité initiale des modèles avec et sans pré-fissure est la même, contrairement aux simulations des cas pré-fissurés précédents. Cela veut dire que ce pré-endommagement est suffisamment éloigné du chargement au début de la simulation pour ne pas le perturber. Il faut attendre que la méso-structure interagisse avec le chargement pour que le domaine pré-fissuré

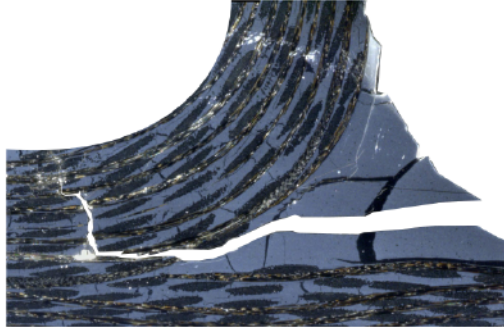


FIGURE 5.34 – Représentation post-mortem de la surface de l'éprouvette C1.

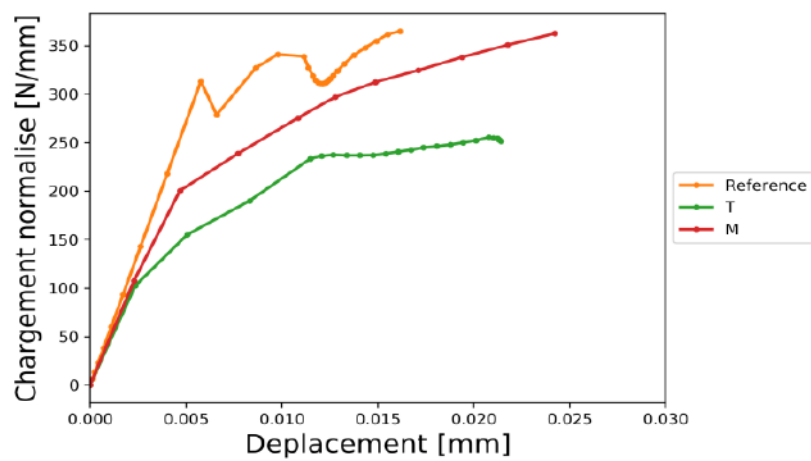


FIGURE 5.35 – Courbe force normalisée / déplacement pour trois fissures initiales plongées dans la zone matricielle (repère 3 sur la figure 5.27) : la première est traversante (T) (cf. figure 5.36a) et la deuxième n'est présente que sur la moitié de l'éprouvette (M) (cf. figure 5.37).

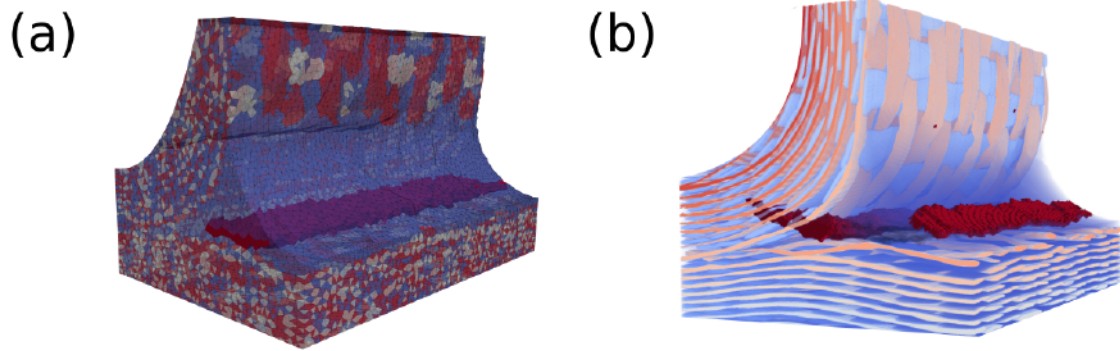


FIGURE 5.36 – Analyse des événements d'endommagement. La position de la fissure initiale est décrite en (a) et la localisation des endommagements matriciels juste après le pseudo domaine élastique en (b) (étape visible sur la figure 5.35T).

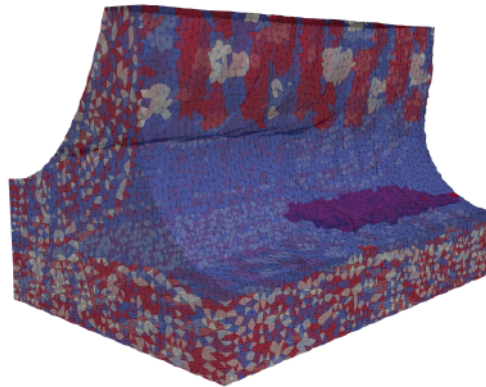


FIGURE 5.37 – Positionnement de la fissure initiale plongée dans la zone matricielle et positionnée sur la moitié de l'éprouvette.

ait un effet sur le comportement de la structure. L'endommagement atteint ensuite la structure tissée en profondeur du matériau. L'analyse faite pour la pré-fissure située au centre de la zone matricielle (section 5.5.2) est valable encore ici, en ce qui concerne la propagation de l'endommagement. On note tout de même que l'effort atteint avec ce modèle n'excède jamais 250N/mm . Ce modèle présente le plus faible effort transmis à la structure de toute l'étude paramétrique. Finalement, la rupture du modèle, visible sur la figure 5.36b, rappelle celle observée expérimentalement sur les pièces C1 et B1.

Nous avons réussi à trouver une hypothèse qui permet d'expliquer la forme finale des ruptures des éprouvettes C1 et B1. En revanche, pour ces deux éprouvettes, nous avons observé un endommagement progressif en surface avant leur rupture finale. L'hypothèse émise dans le **chapitre 1** était que l'endommagement dans la zone matricielle n'était pas traversant. Ainsi, le côté non fissuré (correspondant à la surface polie et visualisée au microscope) a montré un endommagement progressif en haut de la zone matricielle. Nous avons alors simulé l'effet d'un endommagement plongé dans la zone matricielle et qui n'est pas traversant, comme l'illustre la figure 5.37. La réponse globale de ce dernier modèle figure sur le graphique 5.35 (noté (M)), en comparaison avec la pré-fissure traversante (T). On voit alors que la rigidité de la structure est mieux préservée, ce modèle atteint même un effort équivalent à celui du modèle sans pré-endommagement à la fin de

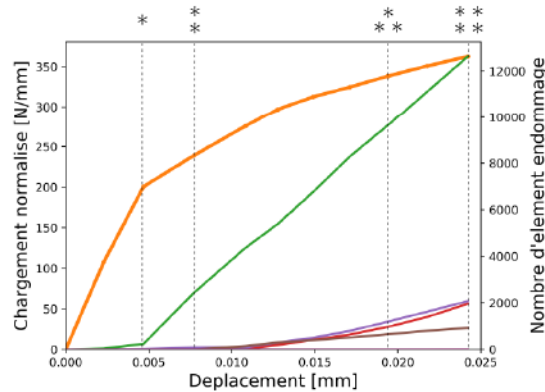


FIGURE 5.38 – Représentation des événements d'endommagement qui ont lieu au cours de la simulation : les cinq mécanismes modélisés sont représentés en nombre d'apparitions cumulées. L'activité d'endommagement cumulée est de plus superposée à la courbe force normalisée / déplacement (orange).

la simulation. La figure 5.38 présente de plus la nature des différents endommagements qui ont lieu durant la simulation. On s'aperçoit que très peu d'endommagements apparaissent au sein des fils, au profit de bien plus d'endommagements matriciels. Pour mieux comprendre comment, avec ce modèle pré-fissuré, on peut obtenir un niveau de force équivalent à celui du modèle de référence, de plus grands déplacements globaux, sans activer l'endommagement des fils du tissage, il faut étudier plus en détail le volume matriciel endommagé au cours de la simulation. Ce volume est alors illustré sur la figure 5.39.

Au niveau du premier instant sélectionné sur la figure 5.38(*), on constate qu'il n'y a que très peu d'endommagement. Il se crée dans le domaine linéaire, ceux-ci viennent juste raccorder le pré-endommagement au bord extérieur de la matrice (figure 5.39a(*)). Initialement, le pré-endommagement n'a donc pas un effet important sur la structure, ce qui se traduit par une rigidité apparente proche du modèle de référence (figure 5.35). En revanche, au même instant, on observe une dissymétrie importante des contraintes principales dans la matrice (figure 5.39b(*)). En effet, le pré-endommagement relaxe les contraintes d'un côté du modèle.

On arrive ensuite à l'instant (*), pour lequel l'endommagement matriciel commence à se développer. On observe alors que l'endommagement possède une forme particulière. Il apparaît en deux endroits. Dans la suite de l'explication, on parlera du bord visible du modèle, il correspond à la surface de l'échantillon qu'on aurait observée dans le cas d'un essai réel. Du côté non pré-fissuré du modèle, la pré-fissure n'influe donc pas au premier ordre sur le développement de l'endommagement. Elle ne l'empêche pas de se développer en haut de la zone matricielle. Au contraire, la dissymétrie du chargement favorise et accélère le développement de l'endommagement du côté du bord visible. En revanche, dans le volume du matériau, on constate qu'une autre bande d'éléments endommagés se développe en direction du bord visible. À cet instant du calcul, la matrice du bord visible du matériau (sur une faible profondeur) est la seule partie matricielle à supporter le chargement, comme le montre la figure 5.39b(*). Si on imagine alors ce que l'on pourrait observer au cours d'un essai réel à cet instant, on verrait l'endommagement s'amorcer prématurément (car le niveau de force global alors imposé est plus faible que celui nécessaire pour amener la première rupture du modèle de référence) en surface du matériau.

Ensuite, au troisième instant sélectionné (**), on voit que l'endommagement issu du volume finit par apparaître sur le bord visible du modèle. Du fait de la présence d'un autre endommagement (en haut de la zone matricielle), on remarque que l'endommagement provenant du volume est dévié à plusieurs reprises le long de l'épaisseur du modèle. Sa position finale sur le bord visible ne correspond donc pas à celle du pré-endommagement, elle n'est due qu'à l'interaction locale du chargement, de la méso-structure et des endommagements. Une fois de plus, en imaginant ce

que l'on observerait dans un essai réel, une fissure conséquente apparaîtrait dans la zone matricielle, sans lien avec l'endommagement qui est apparu avant en surface.

Finalement, c'est l'endommagement du bas de la zone matricielle qui atteint le renfort. Il conduit ensuite à l'apparition d'endommagements dans les fils et à la rupture du matériau. Si l'on compare maintenant la morphologie de la rupture de l'éprouvette B1, visible sur la figure 5.40, avec ce que l'on a modélisé avec ce modèle pré-fissuré, visible sur la figure 5.39a(**), on constate la reproduction très fidèle du résultat expérimental par la modélisation. On a donc pu à la fois reproduire le faciès final de l'endommagement visualisé expérimentalement, mais aussi respecter sa chronologie d'apparition sur le bord visible du modèle. Cette dernière simulation souligne à quel point l'interaction chargement / méso-structure / endommagement est importante dans le cas de la jonction composite tissée. Le modèle macroscopique enrichi est capable de capturer cette interaction.

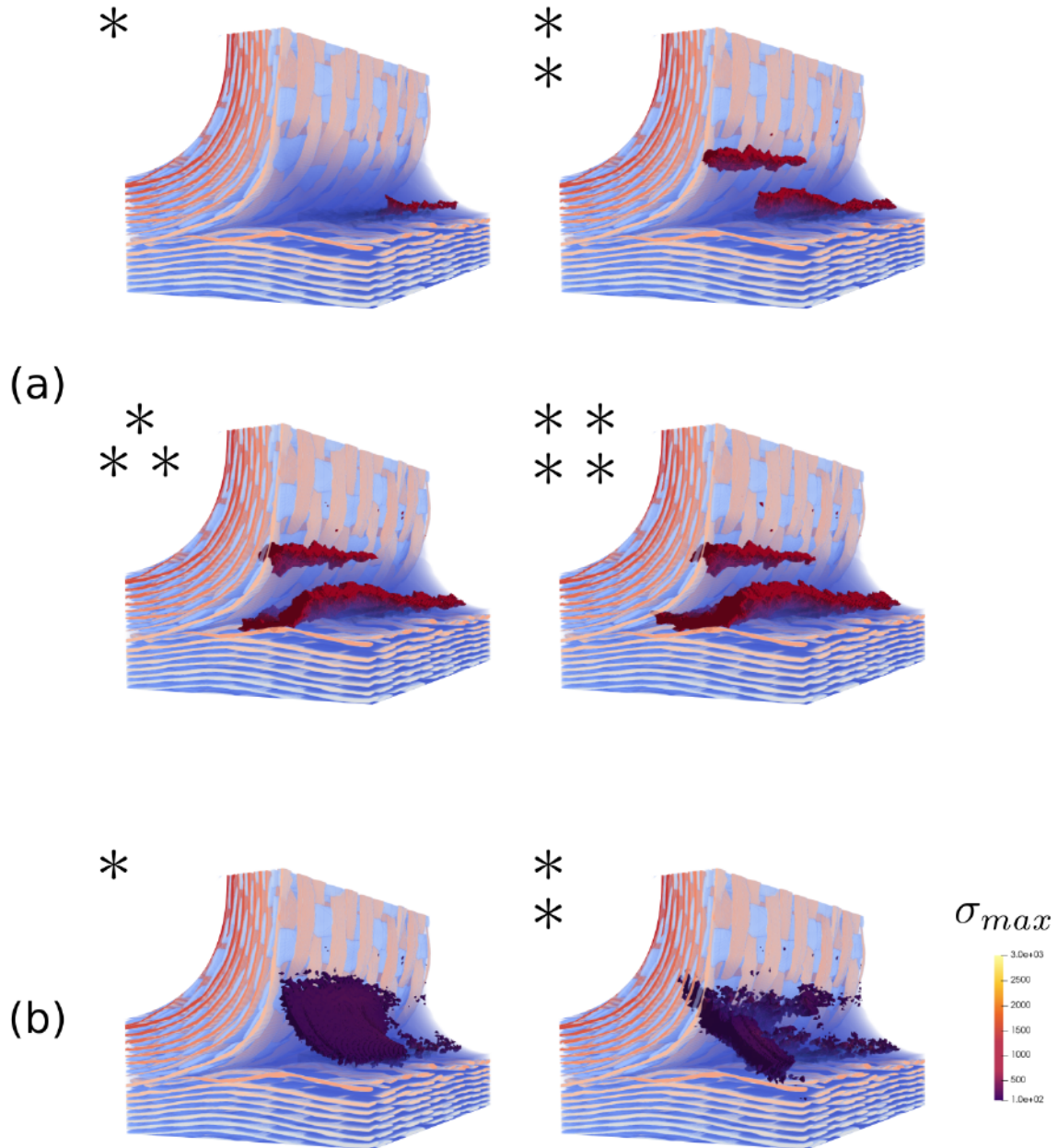


FIGURE 5.39 – Analyse des événements d’endommagement. Les localisations des endommagements matriciels sont représentées pour quatre instants visibles sur la figure 5.38) en (a) et la représentation du champ de contraintes principales pour les deux premiers instants considérés est visible en (b).

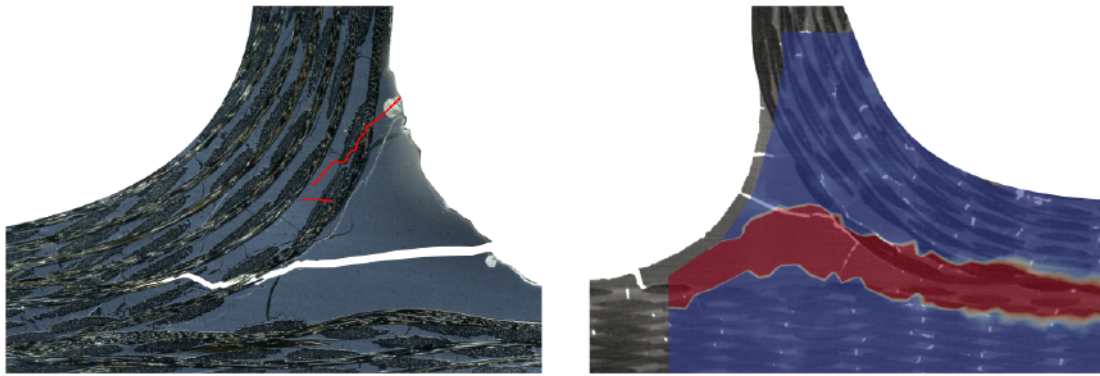


FIGURE 5.40 – Représentation du faciès de rupture de l'éprouvette B1 à partir des moyens de mesure décrits au **chapitre 1** : cartographie au microscope à gauche d'une des surface de l'éprouvette et calcul de CIN à droite de l'autre surface.

5.6 Conclusion

5.6.1 Résumé de l'étude paramétrique

Pour conclure sur l'étude paramétrique d'un point de vue sensibilité du comportement de la jonction aux divers paramètres testés, le tableau 5.3 résume et classe les différents paramètres. La variabilité des résultats est maximale pour les ajouts virtuels d'endommagements pré-existants.

Paramètres étudiés		Influence	cf. section
Conditions aux limites	Position	++	5.2.3
	désalignement	=	5.2.4
	inclinaison	+	5.2.5
	épaisseur	=	5.2.6
Variabilité matériau	Tissage (sain)	+	5.3
	Santé mat.	=	5.4
Endommagement initial	F1	++	5.5.1
	F2	+++	5.5.2
	F3	+++	5.5.3

TABLEAU 5.3 – Classement des sensibilités aux paramètres étudiés : pas d'influence (=), peu d'influence (+), influence constaté jusqu'au changement potentiel de la séquence d'endommagement (++) , influence forte sur les trois quantités d'intérêt sélectionnées de cette étude (+++).

Les pré-fissures de la zone matricielle situées hors du chemin de fissuration du modèle de référence, changent de façon drastique les quantités d'intérêts observées dans cette étude. Les deux derniers éléments du tableau 5.3 sont donc les plus influents pour le comportement de la jonction.

Vient ensuite le pré-endommagement situé le long du chemin de fissuration du modèle de référence. Celui-ci accélère la perte de rigidité et augmente le déplacement global du modèle. En revanche, elle ne fait varier ni la séquence d'endommagement, ni l'effort transmis à la structure. De plus, les pré-endommagements situés sur une partie du modèle conduisent rapidement à un endommagement uniforme dans son épaisseur. Cette localisation de pré-fissure est donc moins influente que les autres. La modification du modèle d'endommagement proposé dans le **chapitre 4**, qui revient à rendre l'endommagement matriciel isotrope, permettrait au modèle de référence

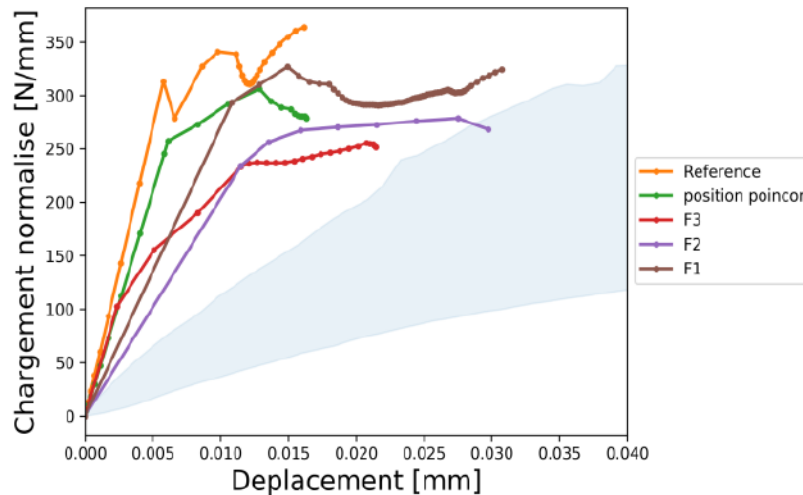


FIGURE 5.41 – Courbes force normalisée / déplacement des modèles ayant le plus d'influence sur le comportement de la jonction tissée : la position la plus critique du poinçon et les trois fissures initiales traversantes, repérées (1, 2 et 3) sur la figure 5.27a. Les résultats sont superposés à la dispersion expérimentale (représentée en bleu clair).

d'accéder à un tel avancement de la séquence d'endommagement même si cette modification est plus motivée par des aspects pratiques que par une justification physique.

Nous avons remarqué ensuite que la position initiale du chargement était la plus influente sur les résultats de simulation. Au même titre que le dernier pré-endommagement évoqué, cette variation du modèle conduit à des changements dans l'interaction chargement / méso-structure. Elle peut, dans le cas où le chargement est proche de la zone matricielle, conduire à des variations de la séquence d'endommagement simulée. Toujours dans ce cas, nous avons obtenu l'effort le plus élevé.

L'inclinaison du chargement a un faible effet sur l'effort transmis à la structure, la séquence d'endommagement est, quant à elle, restée inchangée. Concernant l'arrangement local du tissage, nous avons vu qu'il a un effet considérable sur la position des endommagements. En revanche, cet effet est globalement lissé, et la réponse macroscopique de la structure n'était pas influencée. Finalement, les derniers paramètres abordés pour les variations des conditions aux limites, le désalignement et l'épaisseur fictive du poinçon n'influaient pas sur la réponse de la structure. De même, la présence d'un pore situé dans une zone du matériau où il ne peut interagir avec la zone matricielle, n'a aucun effet sur le comportement de la structure.

5.6.2 Synthèse

Sur la figure 5.41, on a tracé les courbes de comportement des modèles avec les paramètres les plus influents. Ces courbes sont directement comparées aux résultats expérimentaux. On remarque premièrement que les paramètres sélectionnés vont dans le sens d'un rapprochement des résultats numériques et expérimentaux. En effet, les déplacements montrent une tendance à augmenter et les efforts à diminuer. On note aussi que la dispersion des résultats numériques est comparable à celle des résultats expérimentaux.

En revanche, les résultats de cette étude montrent que numériquement, les paramètres étudiés n'influent pas suffisamment sur les déplacements simulés pour atteindre ceux observés expérimentalement. Cela peut nous inciter à penser que le matériau réel possédait encore plus d'endommagement initiaux, ou des combinaisons de ceux étudiés dans ce chapitre. Cette hypothèse est probable, même si dans ce cas, le mécanisme d'endommagement des éprouvettes B1 et C1 n'auraient pu être simulé en présence d'autres pré-endommagements.

Cela nous pousse à remettre en cause la fiabilité de la mesure des déplacements expérimentaux

avec la CIN surfacique. Celle-ci est capable de capter la cinétique de fissuration et de limiter fortement la prise en compte de la complaisance du système, mais est-elle capable de retranscrire précisément (aux dizaines de μm près) les déplacements de la structure? Nous avons évoqué bon nombre de sources d'incertitudes de cette mesure dans ce chapitre. Maintenant, face aux résultats numériques, on peut affirmer que cette mesure, telle qu'elle a été réalisée dans notre campagne d'essai, n'est pas fiable. On ne peut donc pas directement estimer l'erreur commise par les simulations numériques.

Pour plus de précision, la voie principale envisagée (plusieurs fois dans le manuscrit) est l'utilisation d'essai *in situ* sous tomographe. Avec une résolution suffisante, on pourrait réellement estimer le déplacement imposé à la structure, et le différencier des déplacements parasites relatif à l'interaction poinçon / pièce.

Finalement, on conclut que le choix de modélisation adopté dans ce chapitre, c.-à-d. le modèle macro enrichi avec la taille de filtrage de 0.225mm, parvient à capturer des variations très fines de l'interaction chargement / méso-structure / endommagement. Il permet de retranscrire l'effet de variations de conditions aux limites inférieures à sa taille du filtre, et de capturer des cinétiques d'endommagement très complexes, comme celle des modèles pré-endommagés. Tous les calculs EF menant aux résultats présentés dans ce chapitre ont été réalisés en peu de temps, chaque calcul ne consommant que quelques heures.

Conclusion générale

Bilan des travaux réalisés

Le point de départ de la thèse a été le constat que des modèles macroscopiques homogénéisés manquaient de représentativité pour les détails de structure de pièces aéronautiques en composite à matrice céramique. Nous avons étudié le cas particulier d'une jonction de tissage. Avant de chercher à modéliser son comportement, nous avons commencé par examiner en quoi il se différenciait de celui d'une zone courante de matériau, et ainsi comprendre pourquoi les modèles homogénéisés n'étaient pas suffisants.

Nous avons mené une campagne d'essai portant sur la flexion de la jonction. Cette campagne nous a d'abord permis de retrouver les mécanismes élémentaires d'endommagements qui caractérisent les CMC. Nous avons aussi constaté que la méso-structure étudiée modifiait la chronologie des événements du scénario d'endommagement classique d'un CMC. En effet, la structure interne du matériau et les endommagements interagissent avec le chargement au cours de l'essai. Cela occasionne des reports de charge complexes qui sont impossibles à prévoir avec une vision complètement homogénéisée. Nous avons donc démontré expérimentalement le besoin de représenter la structure interne de la jonction dans les modèles numériques pour être capable de simuler son comportement.

Dès lors, nous avons choisi de traiter le problème à l'échelle inférieure, en décrivant l'architecture de la préforme à l'échelle mésoscopique. L'objectif était de représenter l'anisotropie des fils de l'armure du matériau tout en restant fidèle au matériau réel, pour assurer *in fine* la confrontation des résultats numériques et expérimentaux. Nous avons donc cherché à construire le modèle méso directement à partir du matériau réel, en utilisant sa μ CT. Une méthode de segmentation variationnelle a été développée. Elle permet la labellisation et l'individualisation de chaque fil de la préforme, en utilisant des informations extraites de la μ CT et des considérations sur la topologie initiale de la structure tissée. Cette méthode nous a permis de créer un modèle géométrique de la préforme à même de répondre aux exigences de représentativités que nous avons fixées après la campagne expérimentale.

En voxelisant le modèle géométrique, et en y ajoutant virtuellement le domaine matricielle, nous avons pu construire le jumeau numérique du matériau. Il est représenté sous la forme d'une image 3D labellisée compatible avec les besoins des méthodes numériques que l'on a développées ensuite.

L'utilisation la plus intuitive de ce jumeau numérique a d'abord été de le transformer en un maillage 3D, qui discrétise et individualise chaque entité méso. Appelé modèle mésoscopique, il a été généré directement à partir de l'image 3D de la jonction. Combiné avec des modèles continus d'endommagement, décrivant un à un les mécanismes élémentaires des CMC, le modèle élément finis (EF) ainsi construit est capable de reproduire le scénario d'endommagement de la jonction. Cela nous a permis d'affirmer que l'association de lois matériau simples et d'une représentation détaillée de l'architecture textile de la jonction suffirait pour appréhender son comportement.

En revanche, cette précision a un coût de calcul important. Pour une application sur des pièces de grandes tailles, le modèle mésoscopique ne peut être utilisé qu'avec des méthodes de calcul haute performance (HPC) ou via l'utilisation d'un zoom structural. Dans ce travail, nous nous sommes plutôt demandés si nous n'étions pas allés trop loin dans la description de l'architecture interne

du matériau. La représentation fidèle de la méso-structure est en effet suffisante mais n'est peut être pas absolument nécessaire. L'objectif suivant que nous nous sommes fixés était de concilier une vision macro, adaptée à de grande structure mais incapable de représenter correctement le comportement des zones singulières, avec la vision méso précédemment développée. Nous avons mis en place un pont entre les échelles caractéristiques du matériau (méso et macro) en développant un enrichissement de modèle macroscopique. Ce modèle permet de conserver l'information de la texture du matériau en informant la loi de comportement de ces éléments. En fonction de la taille de maille choisie, ce modèle est capable de plus ou moins filtrer l'information mésoscopique. Nous avons ainsi pu déterminer la quantité d'information nécessaire et suffisante pour simuler le comportement de la jonction.

L'autre intérêt de cette méthode est qu'elle permet de diminuer sensiblement la taille des maillages, et donc le nombre de degrés de libertés du modèle EF correspondant. Nous avons donc pu l'appliquer à une structure de taille plus importante, correspondante à celle des éprouvettes testées dans la partie expérimentale. Cela nous a amené au dernier point abordé dans la thèse, la confrontation des modèles aux résultats expérimentaux. Une première comparaison nous a permis de montrer que le niveau de force, ainsi que la séquence d'endommagement, étaient bien représentés par le modèle macro enrichi. Une seconde étude analysant numériquement les conditions limites expérimentales, a permis de conclure que les déplacements numériques et expérimentaux ne pouvaient pas être directement comparés. La fin de ce travail a consisté à montrer les possibilités offertes par les modèles proposés. Nous avons donc étudié l'influence de plusieurs paramètres matériau (l'arrangement textile local, un défaut générique et les pré-endommagements des éprouvettes testées) sur le développement de l'endommagement dans la jonction tissée.

Principaux résultats académiques

- Riche en ce qui concerne les CMC en zone courante, la littérature ne mentionnait pas encore d'étude expérimentale de zone singulière de pièce en CMC. La séquence d'endommagement de la jonction tissée se différencie d'une zone courante de matériau, car elle présente des reports de charge qui sont spécifiques à la forme de la méso-structure. L'interaction chargement / méso-structure / endommagement, spécifique à la jonction, n'aurait pu être anticipée avec des essais sur éprouvettes standards.
- Une méthode de segmentation variationnelle de préforme textile à partir de μ CT a été développée. Cette méthode originale a permis l'obtention du jumeau numérique de structures tissées réelles, et ce, même pour des textures complexes.
- Dans le cas de la jonction étudiée, la représentation détaillée de sa méso-structure dans un modèle, associée à des lois d'endommagement pragmatiques, c.-à-d. ne représentant que les principaux mécanismes d'endommagement, suffit à reproduire fidèlement son scénario d'endommagement.
- La connaissance de la méso-structure est nécessaire pour appréhender le comportement de la zone singulière, mais elle ne peut être utilisée que de manière approchée pour enrichir un modèle macroscopique dans le but d'augmenter les performances de la modélisation.
- L'application des démarches développées sur des pièces composites, fortement hétérogènes et multi-échelles, a permis de montrer la faisabilité d'associer des modèles non-linéaires avec des maillages de structures complexes.

Cette thèse s'inscrit dans la continuité de travaux menés au LCTS depuis plusieurs années. Une chaîne complète d'outils numériques de modélisation multi-échelles de composites à matrice céramique tissés est maintenant opérationnelle. Initiée par la thèse de Couégnat [30] et complétée

plus récemment par celle de Mazars [113] et maintenant par ce travail, elle permet de construire des modèles virtuels, comme basés image, de composites à matrice céramique tissés aux échelles micro, méso et macro. Ces modèles permettent de réaliser des calculs non-linéaires, endommageables, aux trois échelles et sont adaptés à plusieurs solveurs EF.

Apport pour l'industriel

Outre une meilleure compréhension du comportement des CMC et de la jonction tissée étudiée, le modèle macro enrichi du matériau offre un compromis intéressant entre représentativité et coût de calcul. Il est potentiellement utilisable dans un cadre industriel. Son intégration au bureau d'étude a été entreprise au cours d'un stage réalisé conjointement à Safran Ceramics et au LCTS. Les démarches de modélisation et expérimentale développées au cours de cette thèse ont pu être mises en œuvre sur une autre définition textile, montrant une fois de plus l'effet de la structure interne du matériau sur son comportement. On espère qu'à l'avenir, les outils développés seront utiles au développement matériau du partenaire industriel, et pourront par exemple aider à la justification de pièces non nominales.

Perspectives

Si les principaux objectifs fixés en début de thèse ont été atteints, les perspectives de ce travail restent nombreuses, autant en termes d'amélioration des méthodes utilisées que d'utilisation des outils développés.

Perspectives expérimentales :

D'autres techniques expérimentales pourraient permettre de confirmer ou infirmer certaines hypothèses du premier chapitre, notamment sur l'influence des pré-endommagements des éprouvettes. Des essais réalisés *in situ* sous tomographe permettraient la visualisation volumique du réseau d'endommagement initial. Un calcul par corrélation d'image volumique (DVC) [146] permettrait aussi de vérifier si les conditions limites ne sont pas déséquilibrées, et surtout l'influence réelle des pré-endommagements.

Des essais *in situ* sous tomographe de flexion de jonctions tissées s'inscrivent d'ores et déjà dans la continuité de la thèse, avec les travaux de Turpin [168]. Les modèles EF méso et macro, jumeaux numériques du composite tissé, seront utilisés pour analyser les résultats expérimentaux.

En effet, Mazars [113] a montré l'intérêt de coupler essai *in situ* et modélisation multi-échelle basée image pour ces matériaux. Le modèle numérique peut aussi servir directement comme support de calcul de corrélation d'images numériques volumique intégrées, et d'enrichir la régularisation du problème de DVC avec la connaissance des rigidités locales des éléments [21].

Concernant la démarche expérimentale proposée dans le premier chapitre, les essais réalisés, puis la confrontation aux modèles numériques ont mis au jour les faiblesses du montage actuel. L'idéal serait de travailler avec des pièces dédiées aux essais [181, 73]. Afin d'assurer des liaisons de type encastrement entre la pièce et les mors, suffisamment loin de la zone d'intérêt. L'idée serait d'empêcher le basculement de l'éprouvette durant l'essai. Néanmoins, au vu du procédé de fabrication de la pièce étudiée, cela paraît difficilement réalisable. Une solution plus réaliste serait de coller l'éprouvette au montage avec le risque de localiser les endommagements dans cette zone. L'autre point d'amélioration de la démarche expérimentale concerne une utilisation plus judicieuse de la corrélation d'image. Plusieurs acquisitions simultanées d'images, sous différents angles, de la surface mouchetée des éprouvettes durant l'essai permettraient d'effectuer de la stéréocorrélation d'image [55]. Cela permettrait notamment de pouvoir mesurer les mouvements hors plan de l'éprouvette, et ainsi de réduire les incertitudes de mesure.

Perspectives numériques :

Amélioration des modèles de comportement : Même si les modèles construits au cours de la thèse permettent de représenter fidèlement la séquence d'endommagement observée expérimentalement, il reste des différences entre les résultats expérimentaux et numériques. En effet, plusieurs hypothèses simplificatrices ont été faites dans notre représentation des mécanismes d'endommagement.

La représentation (uniforme) de la micro-structure des fils est, par exemple, une hypothèse forte pour notre matériau. On pourrait utiliser l'information de l'aire ou de la forme de la section transverse des fils issues du modèle géométrique pour ajuster les propriétés des fils localement [152, 137]. En zone courante de matériau, Mazars [113] avait montré que la dispersion des propriétés micro sur le comportement à l'échelle méso, n'influence l'endommagement que manière marginale. Mais son matériau ne présentait pas de variation des sections des fils aussi importante que pour les fils du tissage de la jonction. L'idée serait alors d'augmenter le domaine de variation de la composition des micro-structures utilisées pour obtenir les propriétés méso des fils, et d'attribuer ces propriétés en fonction de la géométrie des fils, capturée par l'algorithme de segmentation. Cela permettrait de relier les propriétés des fils à leur géométrie locale et d'aller encore plus loin dans la description du matériau sans augmenter sensiblement la complexité du modèle.

La seconde hypothèse du modèle concerne le critère d'initiation de la rupture longitudinale des fils (matrice intra-fil et rupture de fibre). Nous ne considérons, dans les modèles proposés, que la contrainte suivant l'axe des fibres pour amorcer les deux endommagements longitudinaux des fils. Plusieurs auteurs utilisent, quant à eux, des critères couplés de traction et de cisaillement, basés sur le critère de Hashin, pour amorcer l'endommagement longitudinal des fils [88, 193]. Nous n'avons pas utilisé de critère couplé car il nécessite un paramètre supplémentaire qui permet de régler l'importance des contraintes de cisaillement par rapport aux contraintes de traction. Ce critère ne peut avoir un sens physique que s'il est identifié expérimentalement, ce qui est difficile étant donné les dimensions des fils du CMC étudié. Néanmoins, on peut retrouver les contraintes de cisaillement atteintes dans les fils au cours de la simulation. Dans le cas de la jonction étudiée, la contrainte suivant l'axe des fibres est très largement supérieure à sa composante de cisaillement, justifiant le choix d'un critère en traction. On note aussi que des auteurs ont choisi les contraintes à rupture des fils en fonction de la courbure locale des fils [47]. Finalement, on rappelle qu'aucun ajustement des propriétés élastiques ou à rupture des constituants du modèle n'a été effectué. Tous les constituants possèdent des propriétés moyennes issues de la littérature ou identifiées en zone courante. Une étude de sensibilité aux paramètres associés aux lois de comportement pourrait aussi être réalisée.

Proposition d'utilisation du modèle macroscopique enrichi : Une perspective d'utilisation de l'enrichissement macroscopique pourrait se faire dans le cadre du zoom structural [48]. On rappelle que cette méthode consiste à représenter finement un détail structurel, plongé dans une structure de plus grandes dimensions modélisée avec des propriétés homogénéisées. La jonction tissée au milieu de la pièce de structure forme alors un cadre d'utilisation tout à fait adapté du zoom structural.

Cette méthode consiste à coupler les champs mécaniques de deux échelles : l'échelle locale détaillant la structure et l'échelle globale adaptée à la pièce. Par analogie avec notre étude, l'échelle mésoscopique et l'échelle macroscopique formeraient alors les échelles à faire dialoguer. Le problème est que le champ hétérogène local et le champ homogénéisé global ne sont pas compatibles. La difficulté de raccorder des domaines très hétérogènes constitue l'un des enjeux des travaux de Wangermez [175].

C'est sur ce point que le modèle macro enrichi peut servir à simplifier le couplage. L'idée serait de substituer le modèle macro homogène par un modèle macro enrichi, comme le schématise la fi-

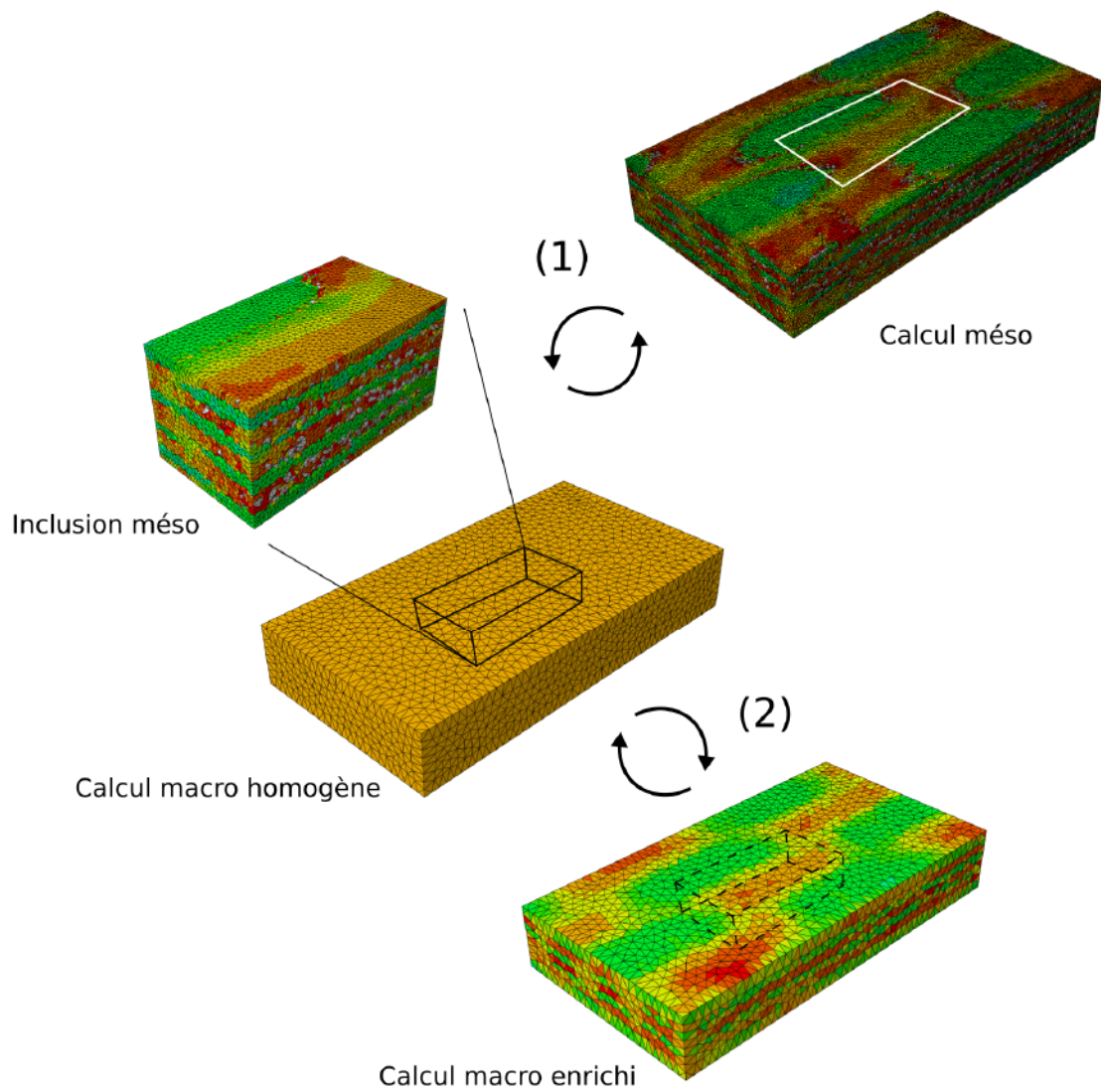


FIGURE 5.42 – Principe de la méthode de zoom structurale (1) et intérêt de l'utilisation d'un calcul macro enrichi dans le cadre de cette méthode (2).

gure 5.42(2). Ceci permettrait d'obtenir un champ macro beaucoup plus proche du résultat méso, et donc d'améliorer le conditionnement du problème de raccordement méso / macro. Le modèle macro enrichi pourrait être utilisée pour tout le problème macro, ou seulement dans une zone de transition autour de la partie zoomée. Il serait alors intéressant de déterminer le niveau de filtrage nécessaire pour obtenir un couplage optimal.

Cette méthode peut être vu comme un double zoom structural : le premier apporterait l'information de texture en enrichissant les propriétés macroscopiques, tandis que le second permettrait de représenter très fidèlement le détail structurel.

Bibliographie

- [1] ACARE. Aviation in europe : A vision for 2050. 2014. [1](#)
- [2] P. Alliez, C. Jamin, L. Rineau, S. Tayeb, J. Tournois, and M. Yvinec. 3d mesh generation, in cgal user and reference manual. *CGAL Editorial Board, 4.11.1 edition*, 2018. [64](#)
- [3] O. Allix and J.-F. Deü. Delayed-damage modelling for fracture prediction of laminated composites under dynamic loading. *Engineering transactions*, 45(1) :29–46, 1997. [75](#)
- [4] P. Arbenz and C. Flaig. On smoothing surfaces in voxel based finite element analysis of trabecular bone. In *International Conference on Large-Scale Scientific Computing*, pages 69–77. Springer, 2007. [64](#)
- [5] M. R. Bache, C. D. Newton, J. P. Jones, S. Pattison, L. Gale, P. I. Nicholson, and E. Weston. Advances in damage monitoring techniques for the detection of failure in sic/sic ceramic matrix composites. *Ceramics*, 2(2) :347–371, 2019. [15](#)
- [6] H. Bale, M. Blacklock, M. R. Begley, D. B. Marshall, B. N. Cox, and R. O. Ritchie. Characterizing three-dimensional textile ceramic composites using synchrotron x-ray micro-computed-tomography. *Journal of the American Ceramic Society*, 95(1) :392–402, 2012. [36](#), [38](#)
- [7] M. K. Ballard and J. D. Whitcomb. Prediction of progressive damage at the fiber/matrix scale using cohesive zone elements. In *56th AIAA/ASCE/AHS/ASC Structures, Structural Dynamics, and Materials Conference*, page 0391, 2015. [73](#)
- [8] Z. P. Bažant and E.-B. Lin. Nonlocal smeared cracking model for concrete fracture. *Journal of Structural Engineering*, 114(11) :2493–2510, 1988. [103](#)
- [9] Z. P. Bažant and B. H. Oh. Crack band theory for fracture of concrete. *Matériaux et construction*, 16(3) :155–177, 1983. [74](#)
- [10] Z. P. Bažant and P. C. Prat. Microplane model for brittle-plastic material : I. theory. *Journal of Engineering Mechanics*, 114(10) :1672–1688, 1988. [103](#)
- [11] E. Bedogni, D. Ivanov, S. V. Lomov, A. Pironi, M. Vettori, and I. Verpoest. Creating finite element models of 3d woven fabrics and composites : Semi-automated solution of interpenetration problem. In *15th European Conference on Composite Materials (ECCM-15). Venice, Italy2012*, 2012. [60](#)
- [12] E. Belogay, C. Cabrelli, U. Molter, and R. Shonkwiler. Calculating the hausdorff distance between curves. *Information Processing Letters*, 64, 1997. [41](#)
- [13] J. Bénézech and G. Couégnat. Variational segmentation of textile composite preforms from x-ray computed tomography. *Composite Structures*, page 111496, 2019. [36](#)
- [14] J. E. Bishop, J. M. Emery, R. V. Field, C. R. Weinberger, and D. J. Littlewood. Direct numerical simulations in solid mechanics for understanding the macroscale effects of microscale material variability. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 287 :262–289, 2015. [91](#)

- [15] P.-O. Bouchard, F. Bay, and Y. Chastel. Numerical modelling of crack propagation : automatic remeshing and comparison of different criteria. *Computer methods in applied mechanics and engineering*, 192(35-36) :3887–3908, 2003. 73
- [16] S. K. Boyd and R. Müller. Smooth surface meshing for automated finite element model generation from 3d image data. *Journal of Biomechanics*, 39(7) :1287–1295, 2006. 64, 65
- [17] J. Bronson, J. A. Levine, and R. Whitaker. Lattice cleaving : A multimaterial tetrahedral meshing algorithm with guarantees. *IEEE Transactions on Visualization and Computer Graphics*, 20(2) :223–237, Feb 2014. 65
- [18] L. P. Brown, S. Yan, X. Zeng, and A. C. Long. Mesoscale geometric modelling of bifurcation in 3d woven t-beam preforms. 2015. xi, 7, 36, 54, 58
- [19] T. Brox, J. Weickert, B. Burgeth, and P. Mrázek. Nonlinear structure tensors. In J. Weickert and H. Hagen, editors, *Visualization and processing of tensor fields*, volume 24, pages 41–55. Elsevier BV, 2006. 38, 42
- [20] B. Budiansky, J. W. Hutchinson, and A. G. Evans. Matrix fracture in fiber-reinforced ceramics. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 34(2) :167–189, 1986. 11
- [21] A. Buljac, T. Taillandier-Thomas, T. F. Morgeneyer, L. Helfen, S. Roux, and F. Hild. Slant strained band development during flat to slant crack transition in aa 2198 t8 sheet : in situ 3d measurements. *International Journal of Fracture*, 200(1-2) :49–62, 2016. 147
- [22] V. Calard and J. Lamon. Failure of fiber bundles. *Composites Science and Technology*, 64(5) :701–710, 2004. 6, 11, 80
- [23] P. Camanho, A. Arteiro, A. Melro, G. Catalanotti, and M. Vogler. Three-dimensional invariant-based failure criteria for fibre-reinforced composites. *International Journal of Solids and Structures*, 55 :92–107, 2015. 76
- [24] M. Cervera, L. Pelà, R. Clemente, and P. Roca. A crack-tracking technique for localized damage in quasi-brittle materials. *Engineering Fracture Mechanics*, 77(13) :2431–2450, 2010. 75
- [25] C. Chapoullié, J.-P. Da Costa, M. Cataldi, G. L. Vignoles, and C. Germain. Orientation-guided two-scale approach for the segmentation and quantitative description of woven bundles of fibers from three-dimensional tomographic images. *Journal of Electronic Imaging*, 24(6) :061113, 2015. xii, 38, 39
- [26] M. Charron. *Modélisation basée images du comportement thermomécanique de composite C/C*. PhD thesis, Bordeaux, 2017. 61, 92
- [27] X.-D. Chen, W. Ma, G. Xu, and J.-C. Paul. Computing the hausdorff distance between two b-spline curves. *Computer-Aided Design*, 42(12) :1197–1206, 2010. 41
- [28] V. Chiaruttini, V. Riolo, and F. Feyel. Advanced remeshing techniques for complex 3d crack propagation. In *Icf13*, 2013. 73
- [29] B. Cossou. *Elaboration par CVI/CVD et caractérisation de dépôts dans le système Si-N (-O)*. PhD thesis, Université de Bordeaux, 2018. 8
- [30] G. Couégnat. *Approche multiéchelle du comportement mécanique de matériaux composites à renfort tissé*. PhD thesis, 2008. xiii, 59, 60, 65, 67, 73, 146
- [31] G. Couégnat, H. Ayadi, C. Saurat, and E. Rohmer. Towards realistic geometric modeling of woven fabrics. In *19th International Conference on Composite Materials (ICCM19)*, Montréal, Canada, 2013. xi, 7, 36, 65

- [32] B. N. Cox, H. A. Bale, M. Begley, M. Blacklock, B.-C. Do, T. Fast, M. Naderi, M. Novak, V. P. Rajan, R. G. Rinaldi, and et al. Stochastic virtual tests for high-temperature ceramic matrix composites. *Annual Review of Materials Research*, 44(1) :479–529, 2014. [36](#)
- [33] B. N. Cox, G. Nilakantan, O. Sudre, and D. B. Marshall. Generating virtual specimens for complex non-periodic woven structures by converting machine instructions into topological ordering rules. *Composite Structures*, 141 :63–78, 2016. [41](#), [54](#), [55](#)
- [34] J. Crookston, W. Ruijter, A. Long, N. Warrior, and I. Jones. A comparison of mechanical property prediction techniques using conformal tetrahedra and voxel-based finite element meshes for textile composite unit cells. *Proceedings of finite element modeling of textiles and textile composites*, pages 26–28, 2007. [63](#)
- [35] H. E. Daniels. The statistical theory of the strength of bundles of threads. i. *Proceedings of the Royal Society of London. Series A. Mathematical and Physical Sciences*, 183(995) :405–435, 1945. [11](#), [80](#)
- [36] J. Dardenne, S. Valette, N. Siauve, N. Burais, and R. Prost. Variational tetrahedral mesh generation from discrete volume data. *The Visual Computer*, 25(5-7) :401–410, 2009. [65](#)
- [37] N. De Carvalho, S. Pinho, and P. Robinson. Reducing the domain in the mechanical analysis of periodic structures, with application to woven composites. *Composites Science and Technology*, 71(7) :969–979, 2011. [xiii](#), [63](#)
- [38] A. Desenfant. *Dépôt chimique en phase vapeur (CVD) de carbure de silicium (SiC) à partir de vinyltrichlorosilane (VTS) et de méthylsilane (MS)*. PhD thesis, Université de Bordeaux, 2018. [8](#)
- [39] I. Dias, J. Oliver, and O. Lloberas-Valls. Strain-injection and crack-path field techniques for 3d crack-propagation modelling in quasi-brittle materials. *International Journal of Fracture*, 212(1) :67–87, 2018. [73](#)
- [40] A. Doitrand, C. Fagiano, N. Carrere, V. Chiaruttini, and M. Hirsekorn. Damage onset modeling in woven composites based on a coupled stress and energy criterion. *Engineering Fracture Mechanics*, 169 :189–200, 2017. [73](#)
- [41] A. Doitrand, C. Fagiano, V. Chiaruttini, F. Leroy, A. Mavel, and M. Hirsekorn. Experimental characterization and numerical modeling of damage at the mesoscopic scale of woven polymer matrix composites under quasi-static tensile loading. *Composites Science and Technology*, 119 :1–11, 2015. [73](#)
- [42] A. Doitrand, C. Fagiano, E.-X. Irisarri, and M. Hirsekorn. Comparison between voxel and consistent meso-scale models of woven composites. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 73 :143–154, 2015. [xiii](#), [63](#)
- [43] S. Dong, G. Chollon, C. Labrugere, M. Lahaye, A. Guette, J. Bruneel, M. Couzi, R. Naslain, and D. Jiang. Characterization of nearly stoichiometric sic ceramic fibres. *Journal of Materials Science*, 36(10) :2371–2381, 2001. [11](#)
- [44] A. Drach, B. Drach, and I. Tsukrov. Processing of fiber architecture data for finite element modeling of 3d woven composites. *Advances in Engineering Software*, 72 :18–27, 2014. [xii](#), [xiii](#), [36](#), [37](#), [38](#), [59](#), [60](#)
- [45] C. Dupin. *Etude du comportement mécanique des matériaux composites à matrice céramique de faible épaisseur*. PhD thesis, Université de Bordeaux, 2013. [91](#), [92](#)
- [46] D. Durville. Simulation of the mechanical behaviour of woven fabrics at the scale of fibers. *International Journal of Material Forming*, 3(S2) :1241–1251, 2010. [36](#)

- [47] C. El Hage, R. Younes, Z. Aboura, M. Benzeggagh, and M. Zoaeter. Analytical and numerical modeling of mechanical properties of orthogonal 3d cfrp. *Composites Science and Technology*, 69(1) :111–116, 2009. 148
- [48] B. El Said, F. Daghia, D. Ivanov, and S. R. Hallett. An iterative multiscale modelling approach for nonlinear analysis of 3d composites. *International Journal of Solids and Structures*, 132 :42–58, 2018. 61, 148
- [49] B. El Said, D. Ivanov, A. C. Long, and S. R. Hallett. Multi-scale modelling of strongly heterogeneous 3d composite structures using spatial voronoi tessellation. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 88 :50–71, 2016. 61, 91, 92
- [50] S. Essongue-Boussougou. *Méthode des éléments finis augmentés pour la rupture quasi-fragile : application aux composites tissés à matrice céramique*. PhD thesis, Bordeaux, 2017. 74
- [51] A. Evans and F. Zok. The physics and mechanics of fibre-reinforced brittle matrix composites. *Journal of Materials science*, 29(15) :3857–3896, 1994. xi, 11, 12
- [52] G. Fang, B. El Said, D. Ivanov, and S. R. Hallett. Smoothing artificial stress concentrations in voxel-based models of textile composites. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 80 :270–284, 2016. 63
- [53] N. Faraj, J.-M. Thiery, and T. Boubekour. Multi-material adaptive volume remesher. *Computers & Graphics*, 58 :150–160, Aug 2016. 65
- [54] C. Farhat and F.-X. Roux. A method of finite element tearing and interconnecting and its parallel solution algorithm. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, 32(6) :1205–1227, 1991. 90
- [55] P. Feissel, I. Tekaya, N. Tableau, Z. Aboura, and P. Villon. Reconstruction de déformation par approximation diffuse : Application à la stéréo-corrélation d’images. 2013. 147
- [56] D. A. Field. Laplacian smoothing and delaunay triangulations. *Communications in applied numerical methods*, 4(6) :709–712, 1988. 65
- [57] W. Gauthier and J. Lamon. Delayed failure of hi-nicalon and hi-nicalon s multifilament tows and single filaments at intermediate temperatures (500–800 c). *Journal of the American Ceramic Society*, 92(3) :702–709, 2009. 11
- [58] M. Genet, G. Couégnat, A. P. Tomsia, and R. O. Ritchie. Scaling strength distributions in quasi-brittle materials from micro-to macro-scales : A computational approach to modeling nature-inspired structural ceramics. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 68 :93–106, 2014. 81, 92
- [59] T. Gereke and C. Cherif. A review of numerical models for 3d woven composite reinforcements. *Composite Structures*, 209 :60–66, 2019. 36
- [60] A. Gillard. *Caractérisation et modélisation du comportement thermomécanique d’un composite 3D carbone/carbone : étude du comportement aux interfaces à haute température*. PhD thesis, 2017. 73
- [61] P. Gosselet and C. Rey. Non-overlapping domain decomposition methods in structural mechanics. *Archives of computational methods in engineering*, 13(4) :515, 2006. 90
- [62] J. E. Grady. Cmc technology advancements for gas turbine engine applications. 2013. 2

- [63] G. Grail, M. Hirsekorn, A. Wendling, G. Hivet, and R. Hambli. Consistent finite element mesh generation for meso-scale modeling of textile composites with preformed and compacted reinforcements. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 55 :143–151, 2013. [36](#), [38](#), [60](#)
- [64] S. Green, A. Long, B. El Said, and S. Hallett. Numerical modelling of 3d woven preform deformations. *Composite Structures*, 108 :747–756, 2014. [xi](#), [7](#), [36](#)
- [65] S. Green, M. Matveev, A. Long, D. Ivanov, and S. Hallett. Mechanical modelling of 3d woven composites considering realistic unit cell geometry. *Composite Structures*, 118 :284–293, 2014. [61](#)
- [66] A. A. Griffith. Vi. 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(582-593) :163–198, 1921. [74](#)
- [67] N. Guel. *Comportement mécanique de composites oxydes : Relations procédé-microstructure-propriétés*. PhD thesis, Lyon, INSA, 2018. [xi](#), [7](#), [18](#)
- [68] P.-A. Guidault. *Une stratégie de calcul pour les structures fissurées : Analyse locale-globale et approche multiéchelle pour la fissuration*. PhD thesis, École normale supérieure de Cachan-ENS Cachan, 2005. [91](#)
- [69] F. Guo-dong, L. Jun, and W. Bao-lai. Progressive damage and nonlinear analysis of 3d four-directional braided composites under unidirectional tension. *Composite Structures*, 89(1) :126–133, 2009. [75](#)
- [70] J. Halpin, K. Jerine, and J. Whitney. The laminate analogy for 2 and 3 dimensional composite materials. *Journal of Composite Materials*, 5(1) :36–49, 1971. [92](#)
- [71] A. Hansbo and P. Hansbo. A finite element method for the simulation of strong and weak discontinuities in solid mechanics. *Computer methods in applied mechanics and engineering*, 193(33-35) :3523–3540, 2004. [73](#)
- [72] F. Hélénon, M. Wisnom, S. Hallett, and R. Trask. Numerical investigation into failure of laminated composite t-piece specimens under tensile loading. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 43(7) :1017–1027, 2012. [9](#)
- [73] F. Hélénon, M. Wisnom, S. Hallett, and R. Trask. Investigation into failure of laminated composite t-piece specimens under bending loading. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 54 :182–189, 2013. [14](#), [147](#)
- [74] F. Hild and S. Roux. Correliq4 : A software for finite element displacement field measurements by digital image correlation. *Rapport interne LMT Cachan*, 269 :195, 2008. [17](#)
- [75] A. Hillerborg, M. Modéer, and P.-E. Petersson. Analysis of crack formation and crack growth in concrete by means of fracture mechanics and finite elements. *Cement and concrete research*, 6(6) :773–781, 1976. [73](#)
- [76] G. Hivet and P. Boisse. Consistent 3d geometrical model of fabric elementary cell. application to a meshing preprocessor for 3d finite element analysis. *Finite Elements in Analysis and Design*, 42(1) :25–49, 2005. [36](#), [58](#)
- [77] O. Hoffman. The brittle strength of orthotropic materials. *Journal of Composite Materials*, 1(2) :200–206, 1967. [74](#)
- [78] J. Hsieh, R. C. Molthen, C. A. Dawson, and R. H. Johnson. An iterative approach to the beam hardening correction in cone beam ct. *Medical physics*, 27(1) :23–29, 2000. [50](#)

- [79] L. Huang, Y. Wang, Y. Miao, D. Swenson, Y. Ma, and C.-F. Yen. Dynamic relaxation approach with periodic boundary conditions in determining the 3-d woven textile micro-geometry. *Composite Structures*, 106 :417–425, 2013. [36](#), [55](#)
- [80] H. Ichikawa. Recent advances in nicalon ceramic fibres including hi-nicalon type s. *Annales de Chimie Science des Matériaux*, 25(7) :523 – 528, 2000. [6](#)
- [81] N. Isart, B. El Said, D. Ivanov, S. Hallett, J. Mayugo, and N. Blanco. Internal geometric modelling of 3d woven composites : A comparison between different approaches. *Composite Structures*, 132 :1219–1230, 2015. [58](#)
- [82] T. Ishikawa and T.-W. Chou. Stiffness and strength behaviour of woven fabric composites. *Journal of Materials Science*, 17(11) :3211–3220, 1982. [92](#)
- [83] H. Jin and R. Tanner. Generation of unstructured tetrahedral meshes by advancing front technique. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, 36(11) :1805–1823, 1993. [64](#)
- [84] M. Jirásek and T. Zimmermann. Rotating crack model with transition to scalar damage. *Journal of engineering mechanics*, 124(3) :277–284, 1998. [103](#)
- [85] B. Kawecki and J. Podgórski. Numerical analysis and its laboratory verification in bending test of glue laminated timber pre-cracked beam. *Materials*, 12(6) :955, 2019. [75](#)
- [86] A. Koumpias, K. Tserpes, and S. Pantelakis. Progressive damage modelling of 3d fully interlaced woven composite materials. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 37(7) :696–706, 2014. [61](#)
- [87] P. Ladevéze and G. Lubineau. On a damage mesomodel for laminates : micro–meso relationships, possibilities and limits. *Composites Science and Technology*, 61(15) :2149–2158, 2001. [74](#)
- [88] I. Lapczyk and J. A. Hurtado. Progressive damage modeling in fiber-reinforced materials. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 38(11) :2333–2341, 2007. [75](#), [148](#)
- [89] F. Laurin, J.-S. Charrier, D. Lévêque, J.-F. Maire, A. Mavel, and P. Nunez. Determination of the properties of composite materials thanks to digital image correlation measurements. *Procedia IUTAM*, 4 :106–115, 2012. [22](#)
- [90] D.-T. Lee and B. J. Schachter. Two algorithms for constructing a delaunay triangulation. *International Journal of Computer & Information Sciences*, 9(3) :219–242, 1980. [65](#)
- [91] B. Legin. Caractérisation de l'endommagement des matériaux composites à matrice céramique tissés 3d sous diverses sollicitations mécaniques. 2017. [14](#), [15](#)
- [92] D. Leguillon. Strength or toughness? a criterion for crack onset at a notch. *European Journal of Mechanics-A/Solids*, 21(1) :61–72, 2002. [73](#)
- [93] J. Lemaitre and J.-L. Chaboche. Aspect phénoménologique de la rupture par endommagement. *J Méc Appl*, 2(3), 1978. [74](#)
- [94] J. Lewis. Fast normalized cross-correlation, industrial light and magic. *unpublished*, 2005. [17](#)
- [95] X. Liang and Y. Zhang. An octree-based dual contouring method for triangular and tetrahedral mesh generation with guaranteed angle range. *Engineering with Computers*, 30(2) :211–222, Sep 2013. [65](#)

- [96] M. Lienkamp and P. Schwartz. A monte carlo simulation of the failure of a seven fiber microcomposite. *Composites science and technology*, 46(2) :139–146, 1993. 80
- [97] H. Lin, L. P. Brown, and A. C. Long. Modelling and simulating textile structures using texgen. In *Advanced Materials Research*, volume 331, pages 44–47. Trans Tech Publ, 2011. 58
- [98] N. Lissart and J. Lamon. Damage and failure in ceramic matrix minicomposites : experimental study and model. *Acta Materialia*, 45(3) :1025–1044, 1997. 11
- [99] Y. Liu, I. Straumit, D. Vasiukov, S. V. Lomov, and S. Panier. Prediction of linear and non-linear behavior of 3d woven composite using mesoscopic voxel models reconstructed from x-ray micro-tomography. *Composite Structures*, 179 :568–579, 2017. 61
- [100] O. Lloberas-Valls, A. E. Huespe, J. Oliver, and I. Dias. Strain injection techniques in dynamic fracture modeling. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 308 :499–534, 2016. 73
- [101] R. Löhner and P. Parikh. Generation of three-dimensional unstructured grids by the advancing-front method. *International Journal for Numerical Methods in Fluids*, 8(10) :1135–1149, 1988. 64
- [102] S. Lomov, A. Gusakov, G. Huysmans, A. Prodromou, and I. Verpoest. Textile geometry pre-processor for meso-mechanical models of woven composites. *Composites Science and Technology*, 60(11) :2083–2095, 2000. 36
- [103] S. V. Lomov, D. S. Ivanov, I. Verpoest, M. Zako, T. Kurashiki, H. Nakai, and S. Hirosawa. Meso-fe modelling of textile composites : Road map, data flow and algorithms. *Composites Science and Technology*, 67(9) :1870–1891, 2007. 58, 74
- [104] A. C. Long. *Design and manufacture of textile composites*. Elsevier, 2005. 6
- [105] W. E. Lorensen and H. E. Cline. Marching cubes : A high resolution 3d surface construction algorithm. In *ACM siggraph computer graphics*, volume 21, pages 163–169. ACM, 1987. 64
- [106] A. Madra, P. Breitkopf, A. Rassineux, and F. Trochu. Image-based model reconstruction and meshing of woven reinforcements in composites. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, 112(9) :1235–1252, 2017. xiii, 55, 56
- [107] E. Maire and P. J. Withers. Quantitative x-ray tomography. *International materials reviews*, 59(1) :1–43, 2014. 38
- [108] A. Marchais. *Etude des mécanismes de montée capillaire du silicium liquide au sein d'une préforme en carbure de silicium*. PhD thesis, Université de Bordeaux, 2016. 8
- [109] L. Marcin. *Modélisation du comportement, de l'endommagement et de la rupture de matériaux composites à renforts tissés pour le dimensionnement robuste de structures*. PhD thesis, 2010. 14, 74
- [110] Mathcurve. Surface de lamé. <https://www.mathcurve.com/surfaces/lame/lame.shtml>. 129
- [111] A. Matveeva, D. Garoz, R. Sevenois, M. Zhu, L. Pyl, W. Van Paeppegem, and L. Farkas. Effect of intra-ply voids on the homogenized behavior of a ply in multidirectional laminates. In *IOP Conference Series : Materials Science and Engineering*, volume 406, page 012009. IOP Publishing, 2018. 71
- [112] M. May, G. Ganzenmüller, J. Wolfrum, and S. Heimbs. Analysis of composite t-joint designs for enhanced resistance to hydrodynamic ram. *Composite Structures*, 125 :188–194, 2015. 14

- [113] V. Mazars. Étude des endommagements sur cmc par une approche de modélisation micro-méso alimentée par des essais in-situ. 2018. [xi](#), [xiii](#), [11](#), [13](#), [14](#), [15](#), [64](#), [65](#), [67](#), [68](#), [71](#), [73](#), [75](#), [76](#), [77](#), [78](#), [147](#), [148](#)
- [114] V. Mazars, O. Caty, G. Couégnat, A. Bouterf, S. Roux, S. Denneulin, J. Pailhès, and G. L. Vignoles. Damage investigation and modeling of 3d woven ceramic matrix composites from x-ray tomography in-situ tensile tests. *Acta Materialia*, 140 :130–139, 2017. [xi](#), [12](#), [38](#)
- [115] J. M. Melenk and I. Babuška. The partition of unity finite element method : basic theory and applications. *Computer methods in applied mechanics and engineering*, 139(1-4) :289–314, 1996. [73](#)
- [116] A. Mendoza, J. Schneider, E. Parra, E. Obert, and S. Roux. Differentiating 3d textile composites : A novel field of application for digital volume correlation. *Composite Structures*, 208 :735–743, 2019. [41](#), [52](#), [55](#)
- [117] C. Miehe, F. Welschinger, and M. Hofacker. Thermodynamically consistent phase-field models of fracture : Variational principles and multi-field fe implementations. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, 83(10) :1273–1311, 2010. [74](#)
- [118] S. K. Mital, B. A. Bednarczyk, S. M. Arnold, and J. Lang. Modeling of melt-infiltrated sic/sic composite properties. 2009. [xix](#), [71](#)
- [119] N. Moës and T. Belytschko. Extended finite element method for cohesive crack growth. *Engineering fracture mechanics*, 69(7) :813–833, 2002. [73](#)
- [120] S. Mohammadzadeh. A novel augmented finite element method for modeling arbitrary cracking in solids. 2013. [73](#)
- [121] G. Morscher and J. Gyekenyesi. Room temperature tensile behavior and damage accumulation of hi-nicalon reinforced sic matrix composites. 2008. [11](#)
- [122] G. N. Morscher. Comparison of matrix cracking in melt-infiltrated sic/sic composites with 3d and 2d-woven orthogonal architectures. 2003. [11](#)
- [123] G. N. Morscher. Matrix cracking in four different 2d sic/sic composite systems. 2003. [11](#), [14](#)
- [124] G. N. Morscher. Stress-dependent matrix cracking in 2d woven sic-fiber reinforced melt-infiltrated sic matrix composites. *Composites Science and Technology*, 64(9) :1311–1319, 2004. [xi](#), [10](#), [11](#), [15](#), [71](#)
- [125] G. N. Morscher, M. Singh, J. D. Kiser, M. Freedman, and R. Bhatt. Modeling stress-dependent matrix cracking and stress–strain behavior in 2d woven sic fiber reinforced cvi sic composites. *Composites Science and Technology*, 67(6) :1009–1017, 2007. [11](#)
- [126] C. Mulat, M. Donias, P. Baylou, G. Vignoles, and C. Germain. Optimal orientation estimators for detection of cylindrical objects. *Signal, Image and Video Processing*, 2(1) :51–58, 2007. [42](#)
- [127] S. Murakami. Mechanical modeling of material damage. *Journal of Applied Mechanics*, 55(2) :280–286, 1988. [74](#), [76](#)
- [128] H. H. Nagel and A. Gehrke. Spatiotemporally adaptive estimation and segmentation of of-fields. In *European Conference on Computer Vision*, pages 86–102. Springer, Springer Berlin Heidelberg, 1998. [38](#), [42](#)
- [129] N. Naik and V. Ganesh. An analytical method for plain weave fabric composites. *Composites*, 26(4) :281–289, 1995. [92](#)

- [130] N. Naouar, E. Vidal-Sallé, J. Schneider, E. Maire, and P. Boisse. Meso-scale fe analyses of textile composite reinforcement deformation based on x-ray computed tomography. *Composite Structures*, 116 :165–176, 2014. [xiii](#), [38](#), [64](#)
- [131] N. Naouar, E. Vidal-Salle, J. Schneider, E. Maire, and P. Boisse. 3d composite reinforcement meso f.e. analyses based on x-ray computed tomography. *Composite Structures*, 132 :1094–1104, 2015. [xi](#), [7](#), [38](#)
- [132] R. Naslain, O. Dugne, A. Guette, J. Sevely, C. R. Brosse, J.-P. Rocher, and J. Cotteret. Boron nitride interphase in ceramic-matrix composites. *Journal of the American Ceramic Society*, 74(10) :2482–2488, 1991. [8](#)
- [133] R. R. Naslain. The design of the fibre-matrix interfacial zone in ceramic matrix composites. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 29(9-10) :1145–1155, 1998. [8](#)
- [134] F. Naya, C. González, C. Lopes, S. Van der Veen, and F. Pons. Computational micromechanics of the transverse and shear behavior of unidirectional fiber reinforced polymers including environmental effects. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 92 :146–157, 2017. [76](#)
- [135] T. T. Nguyen, J. Yvonnet, Q.-Z. Zhu, M. Bornert, and C. Chateau. A phase field method to simulate crack nucleation and propagation in strongly heterogeneous materials from direct imaging of their microstructure. *Engineering Fracture Mechanics*, 139 :18–39, 2015. [74](#)
- [136] G. Nicoletto and E. Riva. Failure mechanisms in twill-weave laminates : Fem predictions vs. experiments. *Composites Part A : applied science and manufacturing*, 35(7-8) :787–795, 2004. [74](#)
- [137] G. Pierreux, D. Van Hemelrijck, and T. J. Massart. Automated generation of 3d orthogonal woven composites rves including yarn cross-section variations. *Composites science and technology*, 176 :90–102, 2019. [60](#), [71](#), [148](#)
- [138] G. Pijaudier-Cabot and Z. P. Bažant. Nonlocal damage theory. *Journal of engineering mechanics*, 113(10) :1512–1533, 1987. [75](#)
- [139] P. Pineau, G. Couégnat, and J. Lamon. Virtual testing applied to transverse multiple cracking of tows in woven ceramic composites. *Mechanics Research Communications*, 38(8) :579–585, 2011. [73](#)
- [140] E. Potter, S. Pinho, P. Robinson, L. Iannucci, and A. McMillan. Mesh generation and geometrical modelling of 3d woven composites with variable tow cross-sections. *Computational Materials Science*, 51(1) :103–111, 2012. [61](#)
- [141] D. Prell, Y. Kyriakou, and W. A. Kalender. Comparison of ring artifact correction methods for flat-detector ct. *Physics in Medicine & Biology*, 54(12) :3881, 2009. [50](#)
- [142] R. G. Rinaldi, M. Blacklock, H. Bale, M. R. Begley, and B. N. Cox. Generating virtual textile composite specimens using statistical data from micro-computed tomography : 3d tow representations. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 60(8) :1561–1581, 2012. [36](#), [38](#), [58](#)
- [143] L. Rineau and M. Yvinec. A generic software design for delaunay refinement meshing. *Computational Geometry*, 38(1-2) :100–110, 2007. [64](#)
- [144] E. Riva and G. Nicoletto. Modeling and prediction of the mechanical properties of woven laminates by the finite element method. *WIT Transactions on State-of-the-art in Science and Engineering*, 21, 2005. [74](#)

- [145] F. Robitaille, A. Long, I. Jones, and C. Rudd. Automatically generated geometric descriptions of textile and composite unit cells. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 34(4) :303–312, 2003. 36
- [146] S. Roux, F. Hild, P. Viot, and D. Bernard. Three-dimensional image correlation from x-ray computed tomography of solid foam. *Composites Part A : Applied science and manufacturing*, 39(8) :1253–1265, 2008. 147
- [147] Z. Sápi, R. Butler, and A. Rhead. High fidelity analysis to predict failure in t-joints. *Composite Structures*, page 111143, 2019. 9
- [148] C. Sauder, A. Brusson, and J. Lamon. Mechanical properties of hi-nicalon s and sa3 fiber reinforced sic/sic minicomposites. *Mechanical Properties and Processing of Ceramic Binary, Ternary, and Composite Systems : Ceramic Engineering and Science Proceedings, Volume 29, Issue 2*, pages 89–99, 2008. 11
- [149] C. Sauder and J. Lamon. Tensile creep behavior of sic-based fibers with a low oxygen content. *Journal Of The American Ceramic Society*, 90(4) :1146–1156, 2007. 11
- [150] J. Schindelin, I. Arganda-Carreras, E. Frise, V. Kaynig, M. Longair, T. Pietzsch, S. Preibisch, C. Rueden, S. Saalfeld, B. Schmid, and et al. Fiji : an open-source platform for biological-image analysis. *Nature Methods*, 9(7) :676–682, 2012. 41
- [151] J. Schneider, G. Hello, Z. Aboura, M. Benzeggagh, and D. Marsal. A meso-fe voxel model of an interlock woven composite. In *Proceeding of the international conference in composite materials 17th (ICCM17), Edinburgh, Scotland*, 2009. 61
- [152] R. Sevenois, D. Garoz, E. Verboven, S. Spronk, F. Gilabert, M. Kersemans, L. Pyl, and W. Van Paepegem. Multiscale approach for identification of transverse isotropic carbon fibre properties and prediction of woven elastic properties using ultrasonic identification. *Composites Science and Technology*, 168 :160–169, 2018. 71, 148
- [153] M. Sherburn. *Geometric and mechanical modelling of textiles*. PhD thesis, University of Nottingham, 2007. xii, 36, 37, 58
- [154] C. Smith and G. Morscher. Electrical resistance changes of melt infiltrated sic/sic loaded in tension at room temperature. *Ceramics International*, 44(1) :183–192, 2018. 15
- [155] F. Stig and S. Hallström. A modelling framework for composites containing 3d reinforcement. *Composite Structures*, 94(9) :2895–2901, 2012. 58
- [156] F. Stig and S. Hallström. Spatial modelling of 3d-woven textiles. *Composite Structures*, 94(5) :1495–1502, 2012. 36
- [157] I. Straumit, S. Lomov, F. Bensadoun, and M. Wevers. Automatic transformation of 3d micro-ct images into finite element models with anisotropic local properties. In *ECCM 16 : European conference on composite materials*, pages 22–26, 2014. 61, 67
- [158] I. Straumit, S. V. Lomov, and M. Wevers. Quantification of the internal structure and automatic generation of voxel models of textile composites from x-ray computed tomography data. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 69 :150–158, 2015. 38
- [159] T. Strouboulis, K. Copps, and I. Babuška. The generalized finite element method. *Computer methods in applied mechanics and engineering*, 190(32-33) :4081–4193, 2001. 73
- [160] B. Sugun and D. Sandeep. Integral weaving of orthogonal 3d tiffeners based on pleat weaving concept. *Journal of Industrial Textiles*, 47(7) :1626–1644, 2018. 7

- [161] A. A. Taha and A. Hanbury. Metrics for evaluating 3d medical image segmentation : analysis, selection, and tool. *BMC Medical Imaging*, 15(1), 2015. 45
- [162] T. Taillandier-Thomas, S. Roux, T. F. Morgeneyer, and F. Hild. Localized strain field measurement on laminography data with mechanical regularization. *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B : Beam Interactions with Materials and Atoms*, 324 :70–79, 2014. 17
- [163] X. Tang and J. D. Whitcomb. Progressive failure behaviors of 2d woven composites. *Journal of Composite Materials*, 37(14) :1239–1259, 2003. 74
- [164] A. Thionnet, H. Chou, and A. Bunsell. Fibre break processes in unidirectional composites. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 65 :148–160, 2014. 80
- [165] J. Tournois, C. Wormser, P. Alliez, and M. Desbrun. Interleaving delaunay refinement and optimization for practical isotropic tetrahedron mesh generation. In *ACM Transactions on Graphics (TOG)*, volume 28, page 75. ACM, 2009. 65
- [166] J. M. Tracy. Multi-scale investigation of damage mechanisms in sic/sic ceramic matrix composites. 2014. 11
- [167] B. Tranquart, P. Ladevèze, E. Baranger, and A. Mouret. A computational approach for handling complex composite microstructures. *Composite Structures*, 94(6) :2097–2109, 2012. 73
- [168] L. Turpin. *Étude des endommagements sur CMC par une approche de expérimentale in situ sous sollicitations multiaxiales*. PhD thesis, Universit de Bordeaux, 2020. 15, 103, 147
- [169] S. van der Walt, J. L. Schönberger, J. Nunez-Iglesias, F. Boulogne, J. D. Warner, N. Yager, E. Gouillart, T. Yu, and the scikit-image contributors. scikit-image : image processing in Python. *PeerJ*, 2 :e453, 6 2014. 17
- [170] A. Vanaerschot, B. N. Cox, S. V. Lomov, and D. Vandepitte. Stochastic multi-scale modeling of textile composites based on internal geometry variability. *Computers & Structures*, 122 :55–64, 2013. 38
- [171] A. Vanaerschot, B. N. Cox, S. V. Lomov, and D. Vandepitte. Experimentally validated stochastic geometry description for textile composite reinforcements. *Composites Science and Technology*, 122 :122–129, 2016. 36, 55
- [172] G. Vigueras, F. Sket, C. Samaniego, L. Wu, L. Noels, D. Tjahjanto, E. Casoni, G. Houzeaux, A. Makradi, J. M. Molina-Aldareguia, et al. An xfm/czm implementation for massively parallel simulations of composites fracture. *Composite Structures*, 125 :542–557, 2015. 73
- [173] J. Wang and Z. Yu. Feature-sensitive tetrahedral mesh generation with guaranteed quality. *Computer-Aided Design*, 44(5) :400–412, May 2012. 65
- [174] Y. Wang and X. Sun. Digital-element simulation of textile processes. *Composites Science and Technology*, 61(2) :311–319, 2001. 36
- [175] M. Wangermez. *Simulation non-intrusive à deux échelles de pièces industrielles avec des détails structuraux issus de tomographies*. PhD thesis, ENS Paris-Saclay, 2019. 148
- [176] M. Wangermez, O. Allix, P.-A. Guidault, O. A. Ciobanu, and C. Rey. Non-intrusive structural zoom with interfacial coupling for non-compatible heterogeneous material models. 2019. 91
- [177] A. Wendling, J. L. Daniel, G. Hivet, E. Vidal-Sallé, and P. Boisse. Meshing preprocessor for the mesoscopic 3d finite element simulation of 2d and interlock fabric deformation. *Applied Composite Materials*, 22(6) :869–886, 2015. 38, 58

- [178] J. Whitcomb. Three-dimensional stress analysis of plain weave composites. In *Composite Materials : Fatigue and Fracture (Third Volume)*, pages 417–417–22. ASTM International, 1991. 36
- [179] J. D. Whitcomb. Iterative global/local finite element analysis. *Computers & structures*, 40(4) :1027–1031, 1991. 90
- [180] K. Woo and J. Whitcomb. Global/local finite element analysis for textile composites. *Journal of Composite Materials*, 28(14) :1305–1321, 1994. 90
- [181] M. D. Wood, L. Tong, Q. Luo, X. Sun, A. Katzos, and A. R. Rispler. Failure of stitched composite l-joints under tensile loading experiment and simulation. *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, 28(6) :715–742, 2009. 14, 147
- [182] D. Xenos, D. Grégoire, S. Morel, and P. Grassl. Calibration of nonlocal models for tensile fracture in quasi-brittle heterogeneous materials. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 82 :48–60, 2015. 75
- [183] S. Yan, X. Zeng, L. Brown, and A. Long. Geometric modeling of 3d woven preforms in composite t-joints. *Textile Research Journal*, 88(16) :1862–1875, 2018. 9, 36
- [184] S. Yan, X. Zeng, and A. Long. Experimental assessment of the mechanical behaviour of 3d woven composite t-joints. *Composites Part B : Engineering*, 154 :108–113, 2018. 14
- [185] S. Yan, X. Zeng, and A. Long. Meso-scale modelling of 3d woven composite t-joints with weave variations. *Composites Science and Technology*, 171 :171–179, 2019. 61
- [186] C. Yang, Y. Ohtake, M. Moriguchi, and H. Suzuki. Generation of segmented triangular meshes from ct images based on centroidal voronoi tessellation and the graph cut method. *Journal of Computing and Information Science in Engineering*, 14(1) :011009, Jan 2014. 65
- [187] Q. Yang and M. Naderi. A new augmented finite element method (a-fem) for progressive failure analysis of advanced composite materials. In *Numerical Modelling of Failure in Advanced Composite Materials*, pages 265–308. Elsevier, 2015. 73
- [188] Z. Yousaf, P. Potluri, P. Withers, D. Mollenhauer, E. Zhou, and S. Duning. Digital element simulation of aligned tows during compaction validated by computed tomography (ct). *International Journal of Solids and Structures*, 2017. 36
- [189] J. Yvonnet and G. Bonnet. A consistent nonlocal scheme based on filters for the homogenization of heterogeneous linear materials with non-separated scales. *International Journal of Solids and Structures*, 51(1) :196–209, 2014. 91
- [190] M. Zako, Y. Uetsuji, and T. Kurashiki. Finite element analysis of damaged woven fabric composite materials. *Composites Science and Technology*, 63(3-4) :507–516, 2003. 74
- [191] X. Zeng, A. Endruweit, L. P. Brown, and A. C. Long. Numerical prediction of in-plane permeability for multilayer woven fabrics with manufacture-induced deformation. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 77 :266–274, 2015. xii, 37
- [192] C. Zhang, J. L. Curiel-Sosa, and T. Q. Bui. Meso-scale finite element analysis of mechanical behavior of 3d braided composites subjected to biaxial tension loadings. *Applied Composite Materials*, 26(1) :139–157, 2019. 74, 75
- [193] C. Zhang, N. Li, W. Wang, W. K. Binienda, and H. Fang. Progressive damage simulation of triaxially braided composite using a 3d meso-scale finite element model. *Composite Structures*, 125 :104–116, 2015. 148

- [194] D. Zhang, G. Feng, M. Sun, S. Yu, Y. Gu, X. Liu, and K. Qian. Finite element analysis of mesh size effect of 3d angle-interlock woven composites using voxel-based method. *Applied Composite Materials*, 25(4) :905–920, 2018. [61](#)
- [195] Y. Zhang and X. Zhuang. Cracking elements : A self-propagating strong discontinuity embedded approach for quasi-brittle fracture. *Finite Elements in Analysis and Design*, 144 :84–100, 2018. [73](#)
- [196] J.-X. Zhao, T. Coupez, E. Decencière, D. Jeulin, D. Cárdenas-Peña, and L. Silva. Direct multi-phase mesh generation from 3d images using anisotropic mesh adaptation and a redistancing equation. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 309 :288–306, Sep 2016. [65](#)
- [197] F. Zok and C. Hom. Large scale bridging in brittle matrix composites. *Acta Metallurgica et Materialia*, 38(10) :1895–1904, 1990. [11](#)

