



HAL
open science

Description et modélisation de l'endommagement d'un composite à matrice céramique sous sollicitations thermomécaniques

Anthony Vassalié

► **To cite this version:**

Anthony Vassalié. Description et modélisation de l'endommagement d'un composite à matrice céramique sous sollicitations thermomécaniques. Mécanique [physics]. Université de Bordeaux, 2024. Français. NNT : 2024BORD0259 . tel-04928953

HAL Id: tel-04928953

<https://theses.hal.science/tel-04928953v1>

Submitted on 4 Feb 2025

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 PHYSIQUES ET DE
L'INGÉNIEUR

Spécialité doctorale : MÉCANIQUE

Par **ANTHONY VASSALIÉ**

Ingénieur des Arts et Métiers

**DESCRIPTION ET MODÉLISATION DE L'ENDOMMAGEMENT
D'UN COMPOSITE À MATRICE CÉRAMIQUE SOUS
SOLLICITATIONS THERMOMÉCANIQUES**

Sous la direction de : **GUILLAUME COUÉGNAT**

Soutenue le *19 Novembre 2024*

Membres du jury :

M. Emmanuel BARANGER	Directeur de recherche, ENS Paris-Saclay	Président du jury
M. Christophe BOUVET	Professeur, ISAE-SUPAERO	Rapporteur
M. Frédéric LAURIN	Ingénieur de recherche, ONERA	Rapporteur
Mme Delphine BRANCHERIE	Professeure, UTC	Examinatrice
Mme Anita CATAPANO-MONTEMURRO	Professeure, Bordeaux-INP	Examinatrice
M. Sébastien DENNEULIN	Ingénieur, Safran Ceramics	Examinateur
M. Guillaume COUÉGNAT	Ingénieur de recherche, LCTS	Directeur de thèse

Rermerciements

Les premières lignes de ce manuscrit sont dédiées aux remerciements de l'ensemble des personnes qui m'ont permis de réaliser ces travaux de thèse, tant sur le plan scientifique qu'humain. Ces quelques lignes sont d'une grande importance à mes yeux, car on ne prend que trop peu de temps pour remercier ceux qui nous permettent d'avancer, et qui font de nous ce que l'on est.

Mes premiers remerciements sont adressés à Safran Ceramics, pour le financement de ces travaux et la proposition d'un sujet à la fois ambitieux et passionnant. Je remercie donc l'ensemble de mes collègues Safran Ceramics pour les nombreuses discussions. Je n'aurais probablement pas fait cette thèse sans l'appuis de Benjamin LACOMBE : tu m'as beaucoup appris lors du stage qui a précédé la thèse. Merci. Je remercie également M. Éric BOUILLON pour l'ensemble des échanges au cours de la thèse. J'espère sincèrement vous avoir apporté de nouvelles connaissances sur les matériaux développés à Safran. Enfin, mes remerciements vont à Sébastien DENNEULIN, qui a suivi avec beaucoup d'intérêt l'ensemble de ces travaux. Je suis sûr qu'en ce qui concerne la modélisation des CMC, ils donneront matière à travailler pour les prochaines années.

Je remercie les membres du jury d'avoir accepté d'évaluer mon travail : Mme Delphine BRANCHE-RIE, Mme Anita CATAPANO-MONTEMURRO, M. Christophe BOUVET, M. Frédéric LAURIN, ainsi que M. Emmanuel BARANGER. Vos nombreuses questions me permettent de prendre un recul supplémentaire sur mes travaux, et reflètent tout l'intérêt qui est porté sur ces derniers. Je vous en suis donc très reconnaissant.

Cette thèse a été réalisée au LCTS. Un grand merci à l'ensemble du personnel, les "permanents", qui rendent la réalisation d'une thèse possible au sein du laboratoire. En ce qui concerne ma thèse, j'adresse des remerciements particuliers à Bruno pour la réalisation des essais mécaniques d'une très grande qualité. Véritable couteaux suisse de la mécanique, la partie expérimentale de ces travaux n'aurait pas été la même sans toi. 3, 2, 1, Top! J'en profite au passage pour remercier Mia, qui a très largement aidé à la réalisation de ces essais (et qui a su endurer les journées enfermés dans la salle méca...)! Je remercie également Chrystel et Hervé, qui m'ont tous deux beaucoup appris sur la vie et la mort des fibres SiC. J'ai énormément apprécié chaque discussion avec vous, autant quand elles étaient scientifiques que quand elles ne l'étaient pas...

Après les "permanents", je dois également remercier les "non-permanents" que j'ai eu le plaisir de rencontrer de manière plus ou moins brève lors de ma thèse et qui sont à l'origine de l'ambiance quotidienne du laboratoire. Ceux avec qui j'ai partagé le bureau 305, Marina, Housseem et plus récemment Eric. Ceux avec qui j'ai partagé ces trois années de thèse : Arnaud, Abouab, Victor et Lallie (et Thomas). Vous êtes les bienvenus dans le Sud, pour tout débat sur de la gestion de projet ou pour reconsidérer l'appellation "rosé piscine"! Merci aux habitués de la Contrée du midi : Victor (1 et 2), Abouab, Guillaume, Caillus, Gaby, Timothé! Enfin, merci aux fous de la salle calc : Théo et Alexandre (a.k.a. Bébou), les écoutes de nombreuses musiques clairement sous-côtées me manqueront; la seule consolation est que la playlist nous survivra! Je souhaite évidemment du courage à tous ceux qui soutiendrons dans les années qui arrivent.

Je me dois d'exprimer la plus grande gratitude envers Guillaume. Tu as dirigé ces travaux avec patience, bienveillance et disponibilité, certes, mais pas seulement. Tu m'as apporté un grand nombre de connaissances, dans des domaines variés, de la modélisation à la mécanique, et dont je ne risquerait pas une énumération ici. Tu m'as également encouragé à explorer des voies encore peu connues pour modéliser ces matériaux, là où tu aurais simplement pu vouloir rester sur les bonnes vieilles approches multi-échelles. Quand peu croyaient que ce serait possible en un temps réduit, tu m'as permis de mettre en oeuvre un changement de paradigme, vers une approche holistique, pragmatique et frugale (C'est bon j'ai un bingo?). J'espère que nous aurons l'occasion de travailler de nouveau ensemble un jour (même si ce n'est que pour mieux rôder nos imitations). Encore merci.

Mes remerciements vont ensuite à mes amis, essentiels pour décompresser. Si je ne devais garder qu'une chose de la région Bordelaise (au-delà de son vin et sa pluie), c'est bien évidemment la rencontre de Lallie et Nicolas. Vous avez été un soutien plus qu'important dans notre installation et notre quotidien à Bordeaux. Un grand merci! Paul, Gros Nico, Max, Margaux, Brubru, Quentin, Clém, Arnaud... Ça fait quelques années qu'on fait les 400 coups ensemble, et j'espère que ça continuera longtemps! Chaque moment passé avec vous est systématiquement bien plus rempli de blagues que de sérieux... Et qu'est ce que ça fait du bien! Bon, forcément, petite mention spéciale pour Clément : après ces presque 15 années depuis un Fort Boyard quelque peu douteux en Italie ("euh... vous venez pour les toilettes?"), j'espère sincèrement n'être qu'au début de notre amitié!

Merci à ma belle-famille. Chez les JALLADE comme chez les ROGER, j'ai apprécié chaque moment. Denise, Michel, je me sens avec vous comme avec des grands-parents que je n'aurais rencontrés qu'un peu plus tard dans ma vie. Flo, Jean, que ce soit pour déménager des meubles, préparer un barbecue, couper du bois ou bronzer sur la plage, chaque moment à vos côtés est précieux. Léa, Yoan, je suis persuadé que le temps n'épuisera jamais nos rires. À mon frère et ma soeur : même si les choses n'ont pas toujours été simples, poursuivez vos rêves et ne renoncez jamais, car vous le méritez! Je vous souhaite à tous le meilleur pour la suite. Enfin, merci à mes parents. Vous avez grandement contribué à faire de moi ce que je suis aujourd'hui, et j'espère vous rendre fiers.

Mes derniers remerciements vont évidemment à la personne la plus chère à mon cœur : Julie. Tu m'as permis d'affronter cette thèse, comme tant d'autres épreuves, avec la plus grande sérénité. Je n'aurais simplement pas assez de mots pour te remercier d'être à mes côtés... *Je t'aime.*

*Saisi par la beauté du monde, l'Homme cherche à en comprendre
les lois. Pourquoi le monde est-il beau ? Il n'y était pas obligé. . .*

Trinh Xuan Thuan

Table des matières

Introduction	1
Contexte général	1
Objectifs et structure du manuscrit	2
I Caractérisation expérimentale	5
1 Matériaux d'étude : structure, comportement mécanique et méthodes de caractérisation	7
1.1 Elaboration et microstructure du composite	8
1.1.1 Structure et composition générales	8
1.1.2 Matériaux étudiés	11
1.2 Mécanismes d'endommagement des CMC	12
1.2.1 Endommagements élémentaires	12
1.2.2 Endommagements à l'échelle du tissage	15
1.2.3 Spécificités des SiC/SiC MI	16
1.3 Complémentarité des échelles sur l'endommagement	20
1.3.1 Phénomènes de report de charge	20
1.3.2 Interactions fibre/interface/chargement	21
1.4 Techniques expérimentales de caractérisation de l'endommagement	22
1.4.1 Observations <i>post mortem</i>	22
1.4.2 Observations <i>in situ</i>	24
1.4.3 Choix sur les méthodes expérimentales	28
1.5 Conclusion	29
2 Essais <i>in situ</i>	31
2.1 Essais de traction cyclés	32
2.1.1 Description de l'instrumentation	32
2.1.2 Eprouvettes et conditions d'essai	33
2.2 Observations macroscopiques	35
2.2.1 Courbes contrainte/déformation	35
2.2.2 Corrélation d'images numériques macroscopiques	40
2.2.3 Emissions acoustiques	44
2.2.4 Synthèse	47
2.3 Endommagement à l'échelle micro- et mésoscopique	47
2.3.1 Observations générales	47
2.3.2 Corrélation d'images numériques microscopiques	50
2.3.3 Quantification de la fissuration matricielle	52
2.3.4 Synthèse	55
2.4 Compléments sur l'endommagement des SiC/SiC MI	56
2.4.1 Longueur de décohésion et considérations énergétiques	56
2.4.2 Scénario d'endommagement	58
2.5 Conclusion	60

3	Caractérisation des phases	61
3.1	Introduction	62
3.2	Essais de push-out	62
3.2.1	Principe général	62
3.2.2	Montage et résultats expérimentaux	63
3.2.3	Modèle éléments finis et identification des paramètres	65
3.3	Faciès de rupture des éprouvettes	69
3.3.1	Principe général	69
3.3.2	Longueurs d'extraction mesurées	71
3.3.3	Modèle analytique de calcul des longueurs d'extraction	71
3.3.4	Comparaison avec les résultats expérimentaux	74
3.4	Faciès de rupture des fibres	76
3.4.1	Principe et limites	76
3.4.2	Résultats	77
3.5	Conclusion	78
3.5.1	Approche expérimentale	78
3.5.2	Modèles analytiques	79
3.5.3	Vers la modélisation éléments finis	80
II	Modélisation	81
4	Méthodes de modélisation	83
4.1	Position du problème	84
4.1.1	Rappels sur les SiC/SiC MI	84
4.1.2	Problématiques liées à la modélisation	86
4.2	Modèles d'endommagement	86
4.2.1	Approche discrète de la fissuration	87
4.2.2	Modèles d'endommagement continu	90
4.2.3	Synthèse	95
4.3	Méthodes de modélisation	95
4.3.1	Méthodes de décomposition de domaine	95
4.3.2	Approche macroscopique et homogénéisée	97
4.3.3	Méthodes multi-échelles	98
4.3.4	Méthodes de superposition de domaines	101
4.4	Construction des modèles	103
4.4.1	Introduction	103
4.4.2	A l'échelle microscopique	104
4.4.3	A l'échelle de la structure tissée (mésoscopique)	106
4.4.4	A l'échelle des pièces (macroscopique)	108
4.5	Conclusion	108
4.5.1	Approches multi-échelles et limites	108
4.5.2	Vers l'approche par fibres intégrées	110
5	Approche par fibres intégrées	113
5.1	Modèle proposé	114
5.1.1	Contexte	114
5.1.2	Comportement de l'élément de liaison	114
5.1.3	Représentation des constituants	117
5.1.4	Application éléments finis	119
5.1.5	Convergence des calculs	120
5.1.6	Synthèse	122
5.2	A l'échelle microscopique	122
5.2.1	Génération de cellules représentatives	122
5.2.2	Validation du modèle de liaison	123

5.2.3	Modèle complet et amorçage de la décohésion	124
5.2.4	Discussions et limites de l'approche	128
5.3	A l'échelle mésoscopique	129
5.3.1	Utilisation de macro-fibres	129
5.3.2	Génération des structures tissées	132
5.3.3	Génération des maillages éléments finis	134
5.3.4	Validation à l'échelle mésoscopique	136
5.4	Conclusion	137
6	Application de l'approche par fibres intégrées pour la simulation des matériaux d'étude	139
6.1	Simulations de l'endommagement et de la rupture de modèles mésoscopiques	140
6.1.1	Introduction	140
6.1.2	Validation de l'approche sur un stratifié 0°/90°	141
6.1.3	Simulation de matériaux d'étude jusqu'aux premiers endommagements	145
6.1.4	Simulation des matériaux d'étude jusqu'à rupture	149
6.1.5	Synthèse	160
6.2	Etude paramétrique préliminaire	160
6.2.1	Rôle global des phases	160
6.2.2	Effet des fibres	162
6.2.3	Bilan sur l'étude paramétrique	163
6.3	Possibilités d'utilisation du modèle à fibres intégrées pour l'étude des SiC/SiC MI .	164
6.3.1	Considérations générales	164
6.3.2	Exemples d'applications	165
6.4	Limites de l'approche	169
6.4.1	Limites pratiques de mise en œuvre	169
6.4.2	Limites du modèle	170
6.5	Conclusions	171
	Conclusions et perspectives	173
	Rappel du contexte	173
	Conclusions générales	173
	Perspectives	176
	Perspectives expérimentales	176
	Perspectives de modélisation	177
	Annexe 1 : Formulation 3D de l'élément de liaison	181
	Annexe 2 : Application éléments finis de l'élément de liaison	183
	Annexe 3 : Liste des propriétés utilisées dans les simulations	187
	Bibliographie	189

Introduction

Contexte général

Le transport aérien est un domaine en forte croissance depuis les premiers vols commerciaux au début du XX^e siècle. Avec environ 5 % de croissance du nombre de passagers chaque année, le secteur croît plus que la majorité des autres grands modes de transport. Ainsi, à l'heure où la question de l'impact climatique de l'être humain devient de plus en plus centrale dans nos sociétés, l'aéronautique civile n'échappe pas à la problématique de réduction des émissions de polluants.

En 2009, [Lee09] estime que le forçage radiatif dû à l'aviation représente environ 5 % du forçage radiatif anthropique pour l'année 2005, soulignant l'impact d'un mode de transport concernant pourtant moins de 10 % de la population mondiale avant 2018. Face à ce constat, des objectifs ambitieux sont proposés aux acteurs du secteur : dans un rapport de la commission européenne [ACA11] faisant des projections pour 2050, on peut par exemple voir une volonté de réduire les émissions de CO_2 de 75 %, de NO_x de 90 % et du bruit perçu de 65 % par rapport à l'année 2000.

De nombreuses réponses à ces enjeux résident donc du côté des motoristes, qui ont plusieurs leviers à leur disposition pour répondre à ces objectifs : réduction de la masse des éléments de moteur, réduction de la consommation en kérosène, réduction des émissions de polluants, etc... Augmenter les températures dans la chambre de combustion est par exemple une voie possible d'optimisation. Le rendement des moteurs en est augmenté, limitant la consommation de carburant, et la combustion qui en résulte est plus complète diminuant les espèces polluantes produites. Néanmoins l'obtention de températures plus élevées est aujourd'hui principalement limitée par les matériaux utilisés dans les parties chaudes des moteurs d'avion.

Dans ce contexte, le développement et l'utilisation de composites à matrice céramique (CMC) dans de futurs moteurs d'avions civils semble un choix crédible. En effet, les matériaux CMC présentent à la fois des densités inférieures à celles des superalliages actuellement utilisés (densité inférieure à $3\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$), mais ils conservent surtout de très bonnes propriétés thermomécaniques à haute température (figure 1a). Ils permettent donc d'envisager aussi bien des applications pour réduire la masse des parties froides, que d'augmenter les températures admissibles dans les parties chaudes.

D'abord employés dans des applications spatiales et militaires, les matériaux CMC sont de plus en plus intégrés aux applications civiles. Le 6 octobre 2014, le moteur LEAP (co-produit par Safran et General Electric, présenté en figure 1b) fait un premier vol de certification avec à son bord plusieurs pièces de la partie haute pression en CMC. Depuis 2016, ce moteur est largement déployé sur de multiples appareils, et les constructeurs promettent une réduction du bruit, de 15 % des émissions de CO_2 et de 50 % des émissions de NO_x par rapport aux moteurs précédant le LEAP.

Malgré leur utilisation dans un nombre croissant d'applications, avec par exemple cette intégration au moteur LEAP, les matériaux CMC restent actuellement un sujet de recherche très actif. En effet, leur structure tissée complexe et multi-échelle engendre des comportements mécaniques complexes, et de nombreux verrous subsistent avant de permettre une utilisation bien plus prolifique de ces derniers, comme cela a pu être observé avec les composites à matrice organique par exemple.

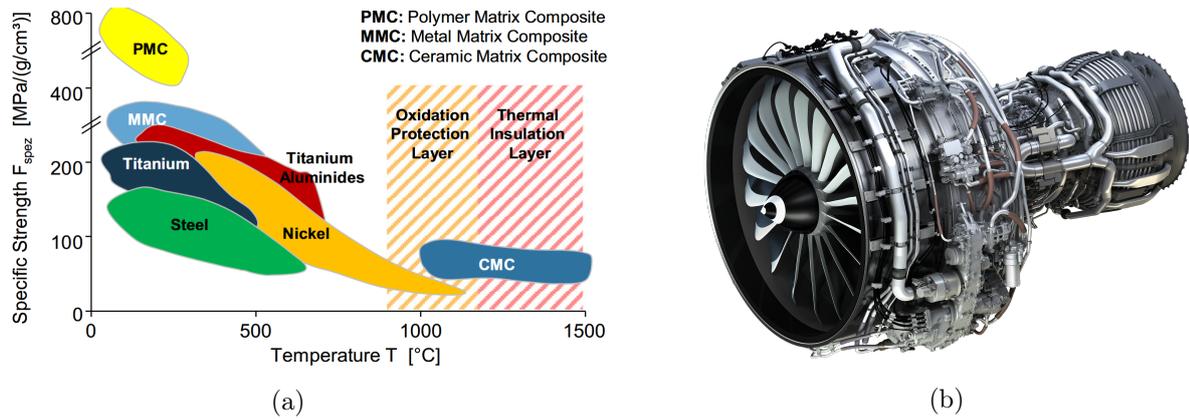


FIGURE 1 – (a) Résistance spécifique de matériaux en fonction de la température d'utilisation pour des composants de turbomachines [Klo14]. (b) Moteur LEAP-1C (pour Leading Edge Aviation Propulsion) développé par le consortium CFM International (Safran Aircraft Engines et General Electric)

Même si les CMC sont maintenant étudiés depuis plusieurs décennies, ces derniers sont encore en constante évolution, et de nouvelles méthodes d'élaboration sont mises au point ou améliorées constamment. Ainsi, les CMC évoluent encore régulièrement, et restent au coeur d'une recherche très active, avec la promesse de matériaux avec les propriétés réfractaires des céramiques, mais défragilisés.

En effet, l'utilisation de cette catégorie de matériaux est en grande partie permise par l'aspect endommageable des composites produits. La défragilisation est obtenue par l'agencement des différentes phases de la microstructure, et une bonne maîtrise des phénomènes mécaniques et chimiques qui permettent l'établissement d'un endommagement sans rupture brutale est donc primordiale. C'est donc tout naturellement que la recherche reste active dans la caractérisation des phénomènes d'endommagement des CMC, suivant rapidement chaque nouveau développement dans l'élaboration et la conception de ces derniers.

De nombreux travaux de modélisation sont également réalisés afin de faciliter le dimensionnement des pièces et la compréhension des CMC. Toujours à cause de la nature multi-échelle de ces matériaux, les approches de modélisation proposées dans le domaine sont souvent complexes, et sont également au coeur d'une recherche très active pour trouver ou adapter de nouvelles méthodes aux problématiques rencontrées dans les CMC.

Objectifs et structure du manuscrit

C'est dans ce contexte global que les matériaux CMC SiC/SiC (carbure de silicium pour les renforts et la matrice) destinés aux parties chaudes des moteurs d'avions ont largement été étudiés et améliorés ces dernières années, passant de matériaux dits SiC/SiC CVI (pour Chemical Vapor Infiltration), très poreux et bien connus dans la littérature, à des matériaux bien plus densifiés qui présentent des avantages indéniables (meilleure raideur mécanique, blocage de la diffusion des espèces oxydantes, etc...), mais également des phénomènes mécaniques encore mal compris.

Ainsi, ces travaux de thèse ont pour objectifs principaux : (i) d'améliorer la compréhension des phénomènes mécaniques présent dans les SiC/SiC MI (pour Melt Infiltration) destinés aux parties chaudes des moteurs d'avion, (ii) mais également de proposer un modèle numérique capable d'aider à la compréhension de ces phénomènes et de leurs effets sur la tenue mécanique des matériaux. Ce manuscrit est donc découpé en deux parties, suivant de manière logique les deux objectifs énoncés précédemment. La première partie concerne l'étude et la description des phénomènes d'endommagement au sein des CMC SiC/SiC via une étude expérimentale. Dans la deuxième partie, un modèle éléments finis est proposé pour permettre des simulations numériques de la famille de matériaux étudiée, et les résultats obtenus sont comparés aux observations expérimentales réalisées plus tôt.

Le premier chapitre décrit la structure de cette famille de composites, et les phénomènes d'endommagement qui peuvent être attendus dans ces matériaux. Leur nature multi-échelle est ainsi mise en évidence, soulignant par la même occasion l'importance et le rôle de chacune des échelles étudiées dans le comportement mécanique obtenu. Les techniques expérimentales permettant de mettre en lumière ces différents types d'endommagement sont enfin présentées et sont mises en perspective avec les objectifs de ces travaux, justifiant ainsi les choix faits dans la suite du manuscrit.

Les essais *in situ* réalisés durant la thèse sont ensuite traités. Le deuxième chapitre permet de décrire en détail les conditions d'essai utilisées, et de discuter des résultats obtenus. Ces derniers sont dissociés en fonction de l'échelle d'observation afin de faciliter la compréhension, séparant ainsi ce qui peut être observé dans des essais macroscopiques, de ce qui ne peut être traité qu'avec des observations plus fines, aux échelles inférieures. Enfin, un scénario d'endommagement jusqu'à rupture est proposé, notamment en fonction des différentes propriétés microscopiques testées.

Les discussions sur la partie expérimentale de ces travaux s'achèvent dans le troisième chapitre, dédié principalement à la détermination des propriétés des fibres et des systèmes interfaciaux au sein des matériaux. Dans cette optique, des essais de micromécanique et des observations *post mortem* sont traités pour compléter les essais de traction du chapitre précédent. Des essais de push-out, ainsi que des observations des faciès des éprouvettes et des fibres sont donc présentés dans ce chapitre. Ce dernier permet également de dresser des premières conclusions vis-à-vis des résultats expérimentaux.

Les questions liées à la modélisation de ces matériaux sont introduites dans le quatrième chapitre. La position du problème à traiter est explicitée en s'appuyant sur les chapitres précédents, en s'appuyant en particulier sur la nature des phénomènes mécaniques à représenter. Les choix sur les modèles permettant de décrire ces endommagements, ainsi que les méthodes de génération des maillages, y sont donc discutés. D'abord envisagées pour modéliser cette famille de matériaux, les approches multi-échelles sont abordées plus en détail en conclusion du chapitre, permettant de souligner les limites pouvant être rencontrées dans le contexte de cette étude et permettant de justifier l'approche proposée dans la suite.

Le cinquième chapitre se concentre donc sur le développement d'une nouvelle approche de modélisation, capable de surpasser les différents problèmes identifiés dans ces travaux. Le fonctionnement d'un élément central du modèle est dans un premier temps validé aux échelles microscopiques, afin de s'assurer que ce dernier donne des résultats cohérents avec les modèles pré-existants. Une méthode numérique de génération des maillages est également proposée, afin de permettre le passage du modèle à l'échelle supérieure. Enfin, le modèle complet est mis en place et comparé avec des résultats de la littérature.

Le sixième et dernier chapitre permet de faire le lien entre les deux parties du manuscrit. Il propose d'effectuer des comparaisons entre les essais réels et les simulations numériques, avant de discuter des limites observées, ainsi que des perspectives d'évolution possibles. Une étude de sensibilité préliminaire est menée, permettant de mettre en lumière le rôle des différentes phases dans le comportement résultant. L'approche de modélisation est ensuite utilisée pour proposer une ouverture sur l'utilisation de cette famille de matériaux, permettant d'envisager son utilisation dans le cadre de la prédiction de la durée de vie des pièces en conditions réelles. Enfin, les limites de l'approche sont discutées dans une dernière partie.

Première partie

Caractérisation expérimentale

Chapitre 1

Matériaux d'étude : structure, comportement mécanique et méthodes de caractérisation

Sommaire

1.1	Elaboration et microstructure du composite	8
1.1.1	Structure et composition générales	8
1.1.2	Matériaux étudiés	11
1.2	Mécanismes d'endommagement des CMC	12
1.2.1	Endommagements élémentaires	12
1.2.2	Endommagements à l'échelle du tissage	15
1.2.3	Spécificités des SiC/SiC MI	16
1.3	Complémentarité des échelles sur l'endommagement	20
1.3.1	Phénomènes de report de charge	20
1.3.2	Interactions fibre/interface/chargement	21
1.4	Techniques expérimentales de caractérisation de l'endommagement	22
1.4.1	Observations <i>post mortem</i>	22
1.4.2	Observations <i>in situ</i>	24
1.4.3	Choix sur les méthodes expérimentales	28
1.5	Conclusion	29

Ce premier chapitre présente la famille de composites étudiée, sa micro-structure et les phénomènes d'endommagement qui peuvent être attendus dans ces matériaux à température ambiante. Leur nature multi-échelle est discutée et les techniques expérimentales permettant de mettre en évidence les endommagements à ces différentes échelles sont présentées.

1.1 Elaboration et microstructure du composite

Les composites à matrice céramique sont des matériaux réfractaires, constitués d'une matrice et d'un renfort fibreux en céramique. Leur mise en application est rendue possible par l'introduction d'un élément entre les fibres et la matrice, appelé "interphase". C'est cette interphase qui permet d'éviter la rupture brutale des matériaux élaborés, en jouant un rôle de fusible mécanique entre la matrice et les fibres qui sont pourtant deux phases avec un comportement individuellement fragile. Les fibres, la matrice et l'interphase peuvent être de différentes natures en fonction des applications visées : durée et température d'utilisation, présence de phases oxydantes, etc. Nous allons donc par la suite détailler la composition des différents matériaux modèles SiC/SiC développés par le groupe Safran qui intéressent cette étude.

1.1.1 Structure et composition générales

Les différents matériaux qui sont étudiés dans ces travaux appartiennent tous à la même famille de SiC/SiC et partagent un grand nombre de caractéristiques communes quant à leur composition et leur micro-structure. Cette sous-section est donc dédiée à la description générale des matériaux.

Structure mésoscopique

A grande et moyenne échelle, les matériaux d'étude peuvent être résumés simplement par deux constituants élémentaires : les fils et la matrice. Les fils (ou torons) sont chacun constitués d'environ 500 fibres et sont tissés entre eux pour former ce que l'on nomme la préforme. La matrice est ensuite élaborée suivant différentes étapes, permettant de combler les zones laissées vides lors du tissage. La figure 1.1 présente une microtomographie d'une préforme, avant ajout de la matrice.

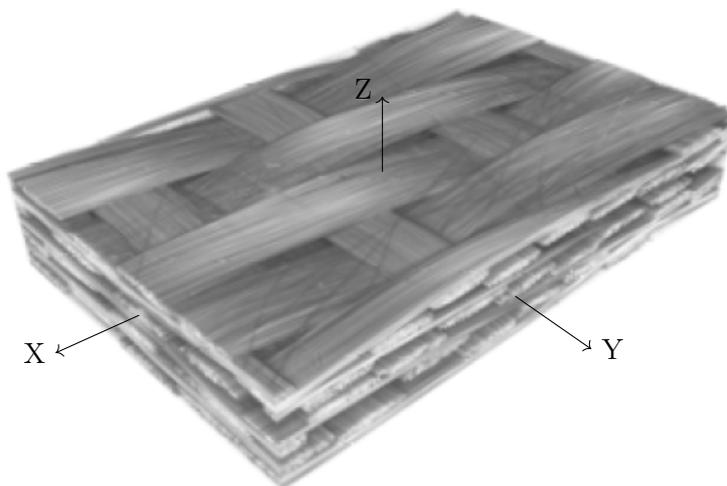


FIGURE 1.1 – Exemple d'une préforme obtenue en micro-tomographie [Cou13].

Le tissage s'effectue sur des métiers à tisser et permet d'obtenir différents motifs plus ou moins complexes en fonction des besoins. Le choix de tissage est primordial car il détermine certaines propriétés mécaniques du matériau en fonction de l'orientation et du taux de fibres par rapport à la direction de sollicitation. Plus localement, [Maz18] a notamment mis en évidence le lien très clair entre l'apparition des premiers endommagements et la structure tissée. Les matériaux qui intéressent cette étude présentent un tissage type interlock 3D (figure 1.1), plus difficile à mettre en œuvre que les superpositions de plis 2D, mais qui offre généralement de bien meilleures propriétés hors plan [Lom10]. Il est à noter que les fils n'étant pas découpés lors du tissage, les fibres ne sont pas discontinues et le CMC produit est donc dit "à fibres longues", par opposition à certaines applications utilisant des fibres courtes (ou discontinues) ou des poudres comme renfort mécanique.

Une fois la préforme obtenue, différentes étapes d'élaboration sont mises en œuvre, permettant *in fine* l'obtention des phases qui forment la matrice. Ces nombreuses étapes résultent en une matrice hétérogène composée de SiC CVI, de poudres de SiC et de Si (silicium). Néanmoins, à grande échelle, cette dernière peut être considérée comme homogène via une simple loi des mélanges. Dans nos cas d'application, la matrice comble en quasi intégralité tous les pores laissés entre et dans les fils lors du tissage. Le matériau ainsi obtenu présente donc un taux de porosité faible, en général inférieur à 2 %, donnant une rigidité importante pour une même surface apparente.

Structure microscopique

La figure 1.2 présente les différentes phases qui composent la micro-structure des matériaux étudiés. Cette section détaille chacune d'entre elles et leur méthode d'élaboration dans le matériau. Les systèmes interfaciaux entre la fibre et la matrice sont traités dans un second temps, car ils présentent à eux seuls un élément clé dans l'élaboration et le comportement des CMC.

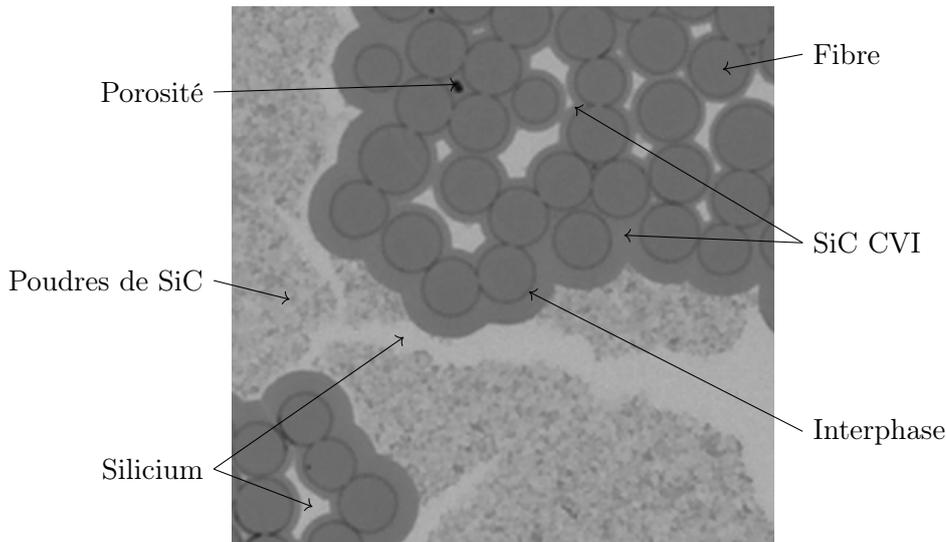


FIGURE 1.2 – Image de la micro-structure des composites étudiés.

Fibres : Les différentes fibres utilisées sont en carbure de silicium. Les propriétés des fibres SiC ont largement évolué entre les premières et les dernières générations, qui présentent maintenant de très bonnes propriétés thermomécaniques de manière stable jusqu'à haute température [Bun06]. Toutes ces fibres présentent un module de Young d'environ 360 *GPa*. De part le tissage effectué, le matériau final présente un taux de fibres équilibré entre la direction X et la direction Y (figure 1.1).

SiC CVI : Après le dépôt de l'interphase, une couche de SiC- β de quelques μm est déposée par Chemical Vapor Infiltration (CVI). En plus d'apporter de la rigidité supplémentaire à la matrice (le SiC- β a un module de Young d'environ 420 *GPa*), son rôle est également de protéger les fibres et l'interphase de potentielles dégradations lors des étapes d'élaboration ultérieures. Le dépôt étant réalisé sur la préforme, et non sur les fibres individuellement, ce dernier peut se retrouver hétérogène entre les fils et au sein des fils, en fonction des chemins d'accès disponibles pour les espèces chimiques. De manière assez logique, de plus grosses épaisseurs de SiC CVI peuvent alors être observées en bordure de fils.

Poudres de SiC : Une fois la texture fibreuse pré-densifiée, le matériau est introduit dans un moule, et une suspension de poudres de SiC est injectée sous pression lors de l'étape de "Slurry Cast" (SC). Ces poudres de SiC s'agrègent après évaporation du liant, remplissant ainsi en grande partie les macro-pores présents jusqu'alors entre les fils. Des fissures de retrait résultent néanmoins de cette étape, générant de nouveaux macro-pores de bien plus faibles dimensions. L'introduction de cette poudre présente un avantage majeur dans l'élaboration du matériau : plutôt que de directement passer à l'étape suivante et de remplir intégralement les pores de silicium, les poudres de SiC permettent d'obtenir une matrice bien plus rigide en profitant des propriétés du SiC.

Silicium : La dernière étape d'élaboration consiste à introduire du silicium liquide dans les derniers pores présents après injection des poudres de SiC. Cette étape se fait par Melt Infiltration (qui donne ainsi son nom aux SiC/SiC MI, par opposition aux matériaux qui voient leur élaboration stoppée avant cette étape), en faisant pénétrer le silicium fondu par capillarité dans le matériau [Mar16]. Comme indiqué précédemment, l'introduction du silicium permet d'obtenir un matériau ne présentant pratiquement plus de porosités (généralement moins de 2 %), puisque ce dernier se propage entre les poudres de SiC, dans les macro-pores, mais également dans les pores intra-fils.

Porosités : Malgré l'étape de MI, certains pores peuvent subsister dans l'intra-fil ou dans l'inter-fil. Leur présence est liée à un manque de chemins d'accès pour le silicium. Ces derniers ont globalement des diamètres inférieurs à la dizaine de micromètres.

Systèmes interfaciaux

Le système interfacial entre la fibre et la matrice est un point clé dans le fonctionnement des CMC. La capacité de ce dernier à dissiper de l'énergie et à ainsi dévier les fissurations matricielles permet d'éviter les ruptures prématurées de fibres. C'est ainsi ce qui permet de différencier les CMC de simples céramiques multi-phasées, en leur donnant leur comportement endommageable.

Les propriétés du système interfacial doivent être judicieusement choisies, puisqu'elles déterminent grandement les propriétés thermomécaniques du composite. Ainsi, leur rôle dans le comportement macroscopique et l'optimisation de leur structure sont très largement étudiés dans la littérature [Mar84 ; Hsu93 ; Gre14b]. Ce rôle crucial dans le bon comportement des CMC entraîne donc des contraintes fortes sur l'élaboration des systèmes interfaciaux. Une grande variété de structures et de compositions chimiques ont ainsi été proposées dans la littérature, présentant des mécanismes de rupture variables qui font également l'objet de nombreuses recherches.

Quatre types d'interfaces fibre/matrice sont couramment référencés [Nas98 ; Cam16] : (Type I) simple interface faible, qui introduit usuellement un fusible mécanique entre la fibre et l'interphase ; (Type II) l'interphase présente une structure cristalline en couches parallèles à la surface de la fibre et faiblement liées entre elles ; (Type III) l'interface présente une structure multi-couche à l'échelle nano- ou micrométrique, par l'empilement de phases successives ; (Type IV) l'interphase est poreuse, type moins utilisé car supportant mal la fatigue cyclique. Ces quatre types de systèmes interfaciaux sont schématisés dans la figure 1.3 ci-dessous.

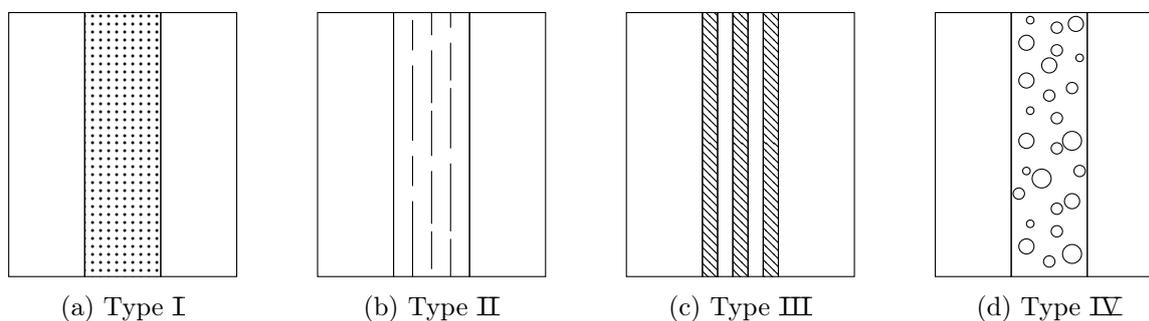


FIGURE 1.3 – Types courants de systèmes interfaciaux dans les CMC.

1.1.2 Matériaux étudiés

Comme abordé dans le préambule, un des objectifs de ces travaux consiste à améliorer la compréhension des phénomènes d'endommagement jusqu'à rupture des SiC/SiC MI, ainsi que d'obtenir des résultats permettant d'alimenter des modèles éléments finis. Cela passe notamment par une quantification des phénomènes mécaniques et des propriétés des phases et du composite. Cette quantification reste néanmoins un vrai challenge, que ce soit à cause de la nature même des phases qui constituent ces matériaux (qui peuvent présenter des comportements variables), ou des interactions complexes et multi-échelles qui interviennent dans les matériaux. Ces différents aspects seront présentés en détail dans la suite de ce chapitre.

Dans ce contexte, l'introduction volontaire de variabilités dont les critères et la nature sont contrôlés est une stratégie intéressante pour obtenir une meilleure interprétation des mécanismes en jeu et une quantification de leur importance sur la réponse mécanique. Des matériaux modèles ont donc été élaborés pour ces travaux, dans l'objectif d'améliorer la compréhension des phénomènes d'endommagement jusqu'à rupture et leur lien avec les propriétés des constituants élémentaires. Ces matériaux modèles présentent donc des fibres et systèmes interfaciaux aux propriétés variables.

Ainsi, quatre matériaux modèles sont traités dans ces travaux. L'enveloppe des courbes contrainte/déformation de ces derniers sont présentées en figure 1.4. Ils seront dénommés de la façon suivante :

- **Matériau A** : matériau de référence.
- **Matériau B** : matériau avec des propriétés de fibres proches du matériau A, mais présentant un système interfacial différent.
- **Matériau C** : matériau avec des propriétés interfaciales proches du matériau A, mais au propriétés de fibres différentes.
- **Matériau D** : matériau avec des propriétés de fibres et interfaciales très différentes des matériaux A, B et C, avec un comportement éloigné de ce qui peut être classiquement attendu d'un CMC.

Pour les matériaux A, B et C, deux éprouvettes sont étudiées et seront notées -B et -H (par exemple matériau A-B et matériau A-H). Ces deux éprouvette sont prélevées l'une au dessus de l'autre dans une même plaque (-B pour Bas et -H pour Haut).

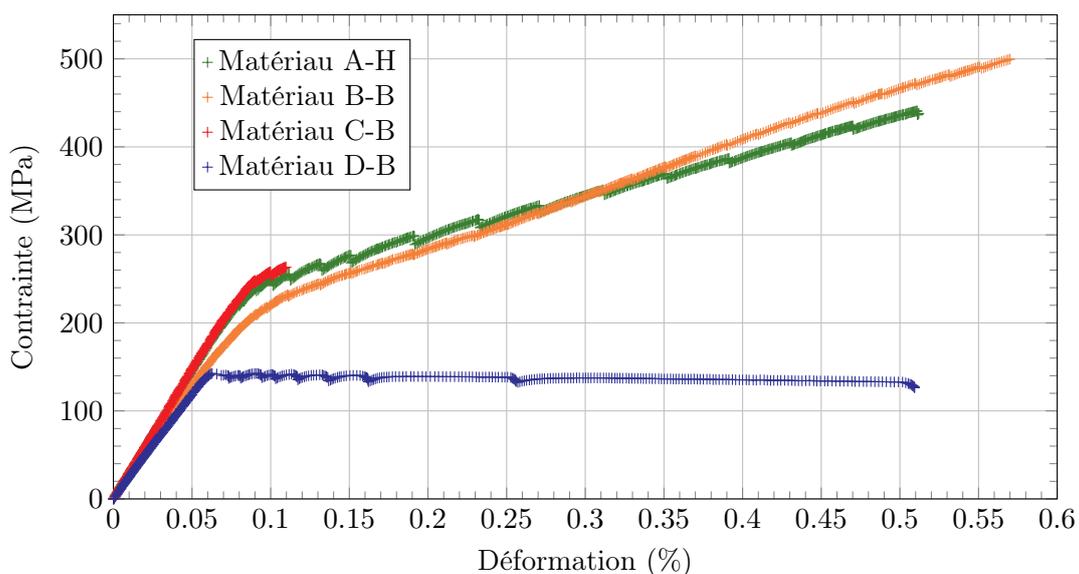


FIGURE 1.4 – Enveloppe des courbes contrainte/déformation pour une traction sens chaîne : pour les quatre matériaux étudiés, une seule éprouvette est présentée ici par souci de lisibilité.

1.2 Mécanismes d'endommagement des CMC

1.2.1 Endommagements élémentaires

Comportement individuel des phases

Le SiC possède de très bonnes propriétés thermomécaniques ; on peut notamment mentionner sa grande rigidité, sa tenue à haute température, sa résistance au fluage [Car84] et à l'oxydation [Gul72]. Néanmoins, comme cela a déjà été souligné, ce dernier a un comportement élastique fragile [Kik05], le rendant impropre aux applications aéronautiques sous une forme monolithique.

Les propriétés à rupture du SiC présentent une variabilité importante à l'échelle microscopique [Zay19], qui peut être observée sur les fibres comme sur la matrice, mais cette variabilité s'estompe néanmoins avec l'augmentation de l'échelle d'observation. Pour les fibres, ce comportement est intimement lié à la micro-structure et au taux de défauts critiques surfaciques [Maz21], engendrant des propriétés à rupture souvent décrites par une loi de Weibull [Wei51 ; Gau09 ; Bar23]. Cette caractéristique est d'une importance majeure pour comprendre le comportement à rupture des fibres dans les CMC. La figure 1.5 permet d'illustrer le fort effet de volume sur la rupture des fibres : au plus la longueur de jauge considérée – qui est proportionnellement liée au volume de fibre – est importante, au moins la contrainte à rupture est dispersée mais au plus sa moyenne baisse. La loi de Weibull est décrite par l'équation suivante :

$$P_w(\sigma) = 1 - \exp(-V/V_0 \times (\sigma/\sigma_0)^m) \quad (1.1)$$

avec V le volume sollicité, σ la contrainte à rupture, m et σ_0 respectivement le module de Weibull et la contrainte de référence, pour un volume de référence V_0 .

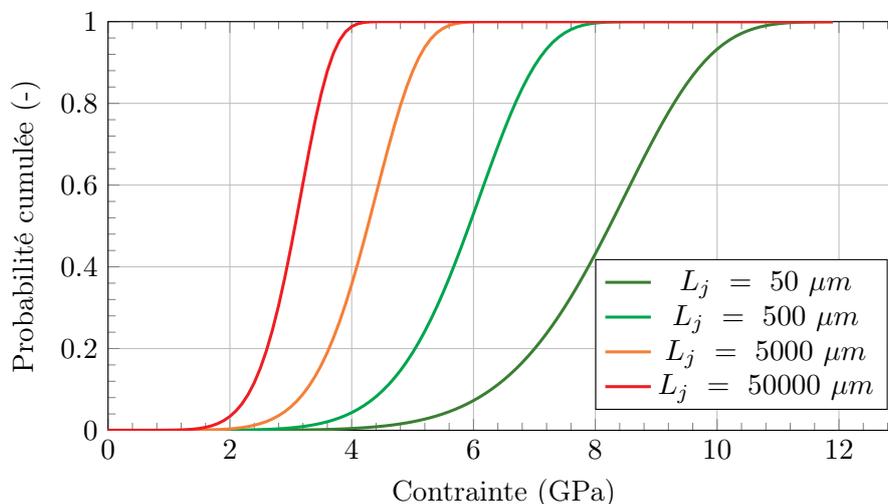


FIGURE 1.5 – Probabilité cumulée de rupture des fibres en fonction de la contrainte appliquée et de la longueur de jauge considérée (L_j). Les propriétés des fibres sont issues des travaux de [Bén19] ($m = 7$, $\sigma_0 = 80$ MPa pour $V_0 = 1$ m³).

Cette loi de Weibull permet également de comprendre les comportements de rupture en cascade des lots de fibres. En effet, lorsqu'une fibre rompt dans un lot, la charge jusqu'alors supportée par cette dernière se retrouve répartie sur les fibres voisines. Si le surplus de chargement est supérieur à la contrainte à rupture d'une autre fibre, cette dernière va également rompre. Cet effet atteint un seuil critique à partir d'un certain taux de fibres, pour lequel le lot entier va rompre sous l'effet des différents reports de charge. La loi de Weibull permet de calculer le taux critique théorique de rupture en cascade, via l'équation :

$$P_w(\sigma) = 1 - \exp(-1/m) \quad (1.2)$$

Pour ce qui est des systèmes interfaciaux, ils présentent des mécanismes d'endommagement variables en fonction notamment du type d'interface utilisé. Deux types de ruptures peuvent apparaître (figure 1.6) : (a) les ruptures adhésives, où la déviation de la fissure se fait à l'interface fibre/interphase (plus rarement à l'interface matrice/interphase), engendrées par les interfaces de type I; (b) les ruptures cohésives, où la déviation de la fissure se fait au sein de l'interphase, plus généralement engendrées par les interfaces de type II ou IV. Les systèmes interfaciaux de type III peuvent présenter des comportements associant ruptures cohésives et adhésives en fonction des couches sollicitées lors de la rupture.

La nature de l'interface et le type d'endommagement résultant impactent grandement le comportement du CMC dans son ensemble. Cette dernière peut en effet engendrer une liaison plus ou moins forte entre les fibres et la matrice, mais également générer des frottements variables une fois l'interface rompue.



FIGURE 1.6 – Mécanismes de déviation des fissures dans les systèmes interfaciaux.

Déviations et pontage des fissures

Le mécanisme le plus élémentaire des CMC – qui leur donne leur comportement endommageable – est la déviation des fissures par les systèmes interfaciaux [Eva94]. Lorsqu'une fissure matricielle en mode I apparaît dans un toron dont les fibres sont orientées dans l'axe de chargement, l'interface fibre/matrice permet la déviation de la fissure en mode II. La fibre et la matrice se retrouvent décohérées sur des longueurs plus ou moins importantes, entraînant des frottements interfaciaux. Le système interfacial transfère alors la charge de la matrice vers les fibres, qui pontent ainsi la fissure et limitent sa propagation en diminuant les concentrations de contraintes en pointe de fissure. C'est ce mécanisme de base qui permet la défragilisation du matériau par dissipation d'énergie.

Néanmoins ce scénario (figure 1.7a) n'est possible que lorsque les propriétés interfaciales sont choisies de manière adéquate par rapport aux propriétés des phases employées par ailleurs. Une interface trop forte entraîne généralement une propagation de la fissure en mode I dans la fibre (figure 1.7b), engendrant ainsi des matériaux au comportement fragile. Inversement, l'utilisation d'interfaces trop faibles provoque des décohésions de grandes dimensions, qui limitent le transfert de charge entre les fibres et la matrice. Les fibres récupèrent alors la charge entière seules, permettant une déformation à rupture relativement importante. Cela abaisse également la contrainte à rupture de manière prononcée à cause du comportement à rupture des fibres vu précédemment (figure 1.5).

Toutes choses égales par ailleurs, l'introduction d'interphases trop faibles, trop fortes ou intermédiaires peut donc se traduire par des comportements macroscopiques très variables. La figure 1.8 présente des courbes de contrainte/déformation typiques pour les trois propriétés interfaciales considérées : (i) le comportement nominal d'un CMC qui sera présenté plus en détail par la suite ; (ii) le comportement du même CMC, avec des interfaces trop fortes qui engendrent une rupture fragile ; (iii) le comportement du même CMC avec des interfaces trop faibles, la partie élastique se trouve réduite à cause de la décohésion précoce des fibres transverses, le matériau se déforme de manière importante, mais la contrainte à rupture est faible.

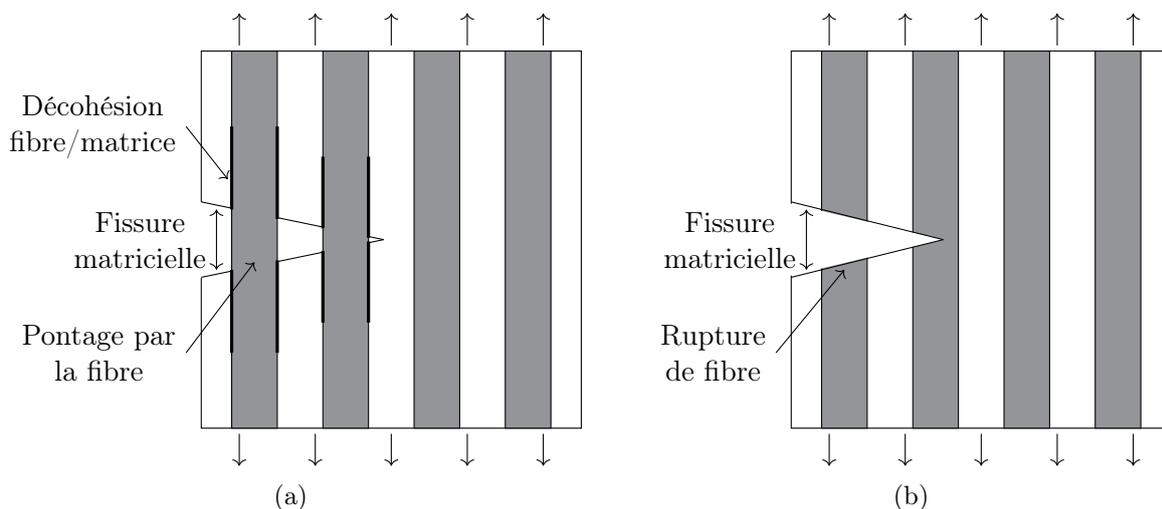


FIGURE 1.7 – Mécanisme de propagation en mode I des fissures matricielles : (a) dans un cas nominal de propagation, avec déviation en mode II, décohésion et pontage de la fissure par les fibres longitudinales au chargement (b) dans un cas où l'interface est trop forte, avec rupture des fibres lors de la propagation.

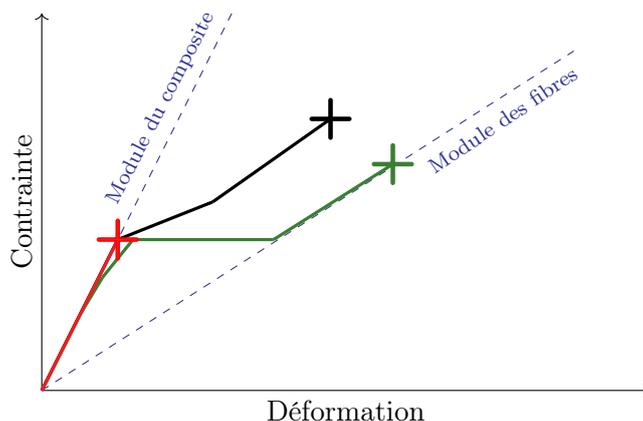


FIGURE 1.8 – Courbes contrainte/déformation typiques pour différentes propriétés interfaciales : en noir propriétés nominales, en rouge interface trop forte et en vert interface trop faible. Pour chaque cas, la rupture est indiquée par une croix de la même couleur.

Décohésion fibre/matrice

Les phénomènes liés à la décohésion fibre/matrice et aux reports de charge entre ces phases font l'objet de nombreux travaux depuis le début des CMC [Ave71 ; Ave73]. Lorsque la rupture de la matrice est déviée en mode II, la fibre reprend localement la charge seule. Néanmoins, à cause des phénomènes dissipatifs présents dans le système interfacial, la fibre ne reprend pas cette charge sur la longueur totale de décohésion. Cette dernière transfère progressivement sa charge vers la matrice, jusqu'à atteindre une zone de cisaillement nul entre les deux phases, qui marque la fin de la décohésion interfaciale. La figure 1.9a présente un exemple de répartition de charge entre la fibre et la matrice. C'est précisément ce phénomène qui permet la multi-fissuration à plus grande échelle.

Ce comportement de multi-fissuration a notamment été décrit par des approches type "shear lag" qui permettent une bonne prédiction des taux de fissuration dans les matériaux en fonction de l'effet du transfert de charge entre la fibre et la matrice. En effet, puisque la matrice est rechargée progressivement à partir d'une fissure matricielle déjà existante (figure 1.9a), une nouvelle fissure ne peut pas apparaître à proximité. En s'éloignant de cette fissure, la matrice devient suffisamment chargée pour voir une nouvelle fissure se produire (figure 1.9b). La répétition de ce phénomène dans les composites permet la multi-fissuration de la matrice.

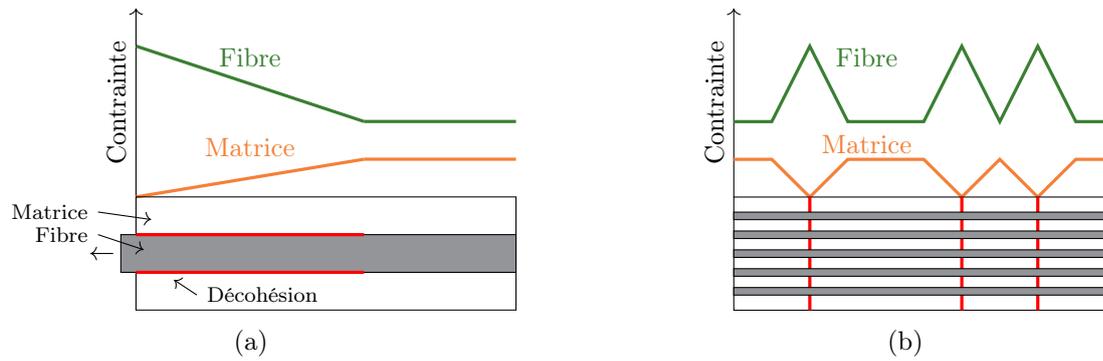


FIGURE 1.9 – Exemple des mécanismes de décohésion et de transfert de charge de la fibre vers la matrice : (a) sur une seule fibre, (b) multi-fissuration dans un composite.

1.2.2 Endommagements à l'échelle du tissage

Les CMC sont des matériaux inverses (la matrice s'endommage avant les fibres) et leur architecture (l'arrangement des fibres en leur sein) en font également des matériaux anisotropes. Au regard des phénomènes élémentaires décrits dans la section précédente, il est possible de noter deux types de sollicitations principales, qui permettent globalement de comprendre leur endommagement macroscopique : (a) la direction longitudinale et (b) la direction transverse aux fibres.

Dans la direction des fibres (figure 1.10a), le comportement endommageable obtenu sur les matériaux est généralement découpé en trois phases : (i) un domaine linéaire élastique ; (ii) un domaine de forte perte de module, produit par la fissuration matricielle, ayant lieu de l'apparition des premières fissures jusqu'à la saturation de la fissuration ; (iii) un domaine de nouveau relativement linéaire, durant lequel la charge est alors principalement portée par les fibres, et qui s'achève par la rupture finale du matériau. Les comportements longitudinaux des unidirectionnels (UD) sont très largement étudiés dans la littérature depuis le début des composites [Ave71 ; Ave73 ; Eva94 ; He94], et forment une base solide pour la compréhension des phénomènes même sur des matériaux plus complexes.

Dans le sens transverse aux fibres, les matériaux ont un comportement mécanique bien moins souhaitable. Le système interfacial, introduit pour permettre l'endommagement dans le sens longitudinal, entraîne dans cette direction une perte importante du module et de la tenue mécanique. Ainsi, lors d'une sollicitation en traction, les fibres et la matrice se décohèrent et la rupture brutale de la matrice se produit, sans qu'aucun mécanisme de défragilisation ne soit activé (figure 1.10b). Ces deux mécanismes peuvent se produire dans un ordre variable en fonction des propriétés des phases : la matrice peut par exemple fissurer avant la décohésion transverse dans le cas d'une interface forte. Pour la majorité des applications on préfère donc naturellement utiliser des empilements de plis UD dans différentes directions, des tissages 2D ou des tissages 3D, pour limiter les axes dans lesquels il n'y a que des fils transverses et où leur comportement fragile se manifeste.

Dans le cas des matériaux tissés, des fibres se retrouvent donc dans des directions multiples par rapport aux axes de sollicitation. Les deux phénomènes énoncés précédemment sont alors couplés : les fibres transverses au chargement ont tendance à générer les premières fissures à cause de la faiblesse de l'interface, tandis que les fibres longitudinales reprennent la charge et permettent un comportement endommageable du matériau résultant. Même si cette description permet une première approche simple sur la compréhension des mécanismes d'endommagement des CMC tissés, il existe néanmoins de nombreuses subtilités à prendre en compte pour avoir une approche plus réaliste sur les phénomènes qui se produisent dans les matériaux, en fonction du type de matrice, de système interfacial, de fibres, d'architecture tissée, etc.

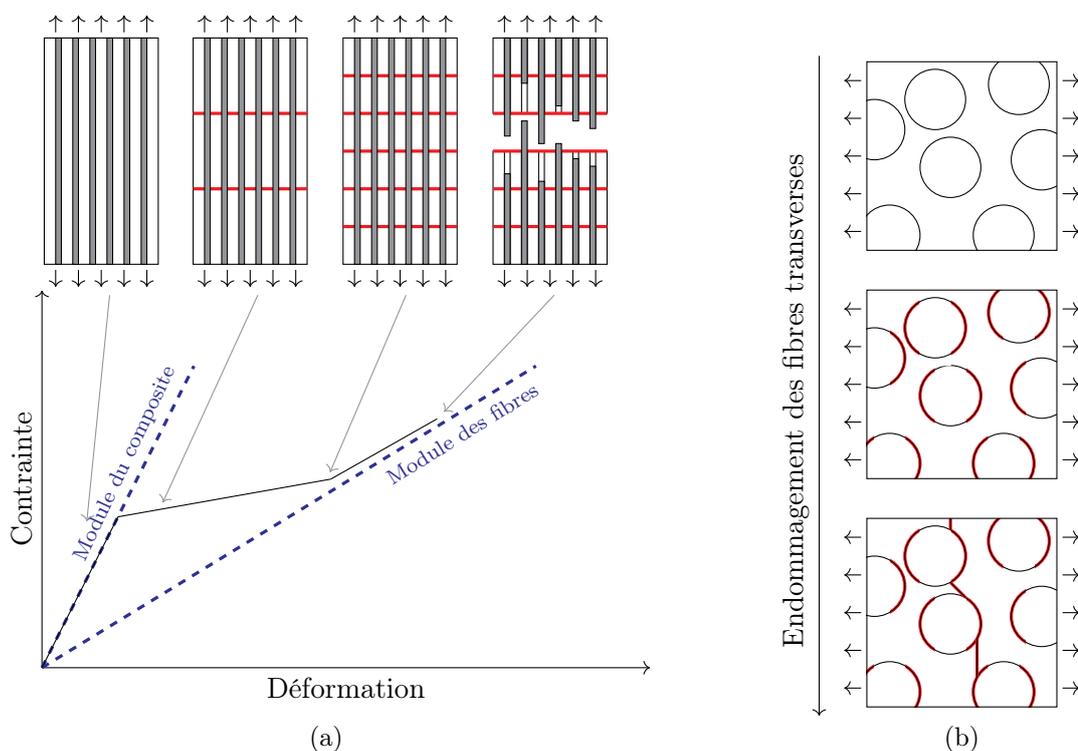


FIGURE 1.10 – Courbe contrainte/déformation et mécanismes d'endommagement élémentaires associés pour un UD en traction : (a) dans le sens longitudinal aux fibres, (b) dans le sens transverse aux fibres.

La matrice a également un impact important sur le comportement endommageable des matériaux à l'échelle du tissage. Les propriétés mécaniques de la matrice contrôlent au premier ordre le comportement élastique du CMC. Cette dernière représente en général une proportion importante de phase dans le matériau et lui donne en grande partie son module de Young, mais elle contrôle également la fin de cette partie élastique, puisque ses propriétés à rupture sont à l'origine des premières fissures dans le matériau. Une matrice très poreuse présente ainsi un module abaissé et les macropores ont un rôle de concentrateurs de contraintes qui entraînent généralement une partie élastique raccourcie [Gui94].

Une forte différence de coefficient de dilation thermique avec les fibres peut générer de l'endommagement préliminaire lors de l'élaboration (qui restreint la partie linéaire) mais peut aussi être à l'origine de précontraintes dans le matériau. Sur les courbes contrainte/déformation, l'impact de ces précontraintes s'observe sur les essais cyclés. A force nulle sur les pièces, les fissures peuvent ainsi se refermer sur la matrice si cette dernière est initialement en compression, ou au contraire rester ouvertes si elle est en traction. Ces précontraintes peuvent également jouer un rôle sur les frottements aux interfaces, en générant des contraintes de compression ou de traction radiales sur les fibres.

La matrice a ainsi un impact sur le comportement global du CMC : sur la partie élastique de par ses propriétés intrinsèques, mais également sur la partie endommageable via l'interaction avec les autres phases qui composent le matériau.

1.2.3 Spécificités des SiC/SiC MI

L'endommagement de SiC/SiC MI à interphase BN a d'abord été traité par Morscher [Mor04 ; Mor06] de manière très prolifique. Néanmoins, depuis quelques années, les travaux sur les SiC/SiC MI se multiplient. Ainsi, des études ont été menées plus largement sur des matériaux présentant de grandes similitudes avec les matériaux traités dans cette étude, notamment sur les premiers

endommagements par [Maz18] et sur le traitement des informations acoustiques par [Leg17]. La figure 1.11 présente une courbe contrainte/déformation classique pour un matériau SiC/SiC MI avec interphase BN, ainsi que la courbe d'évènements acoustiques cumulés associée. Les différents phénomènes d'endommagement qui peuvent être observés dans ces matériaux vont par la suite être explicités, de manière chronologique lorsque ce sera possible.

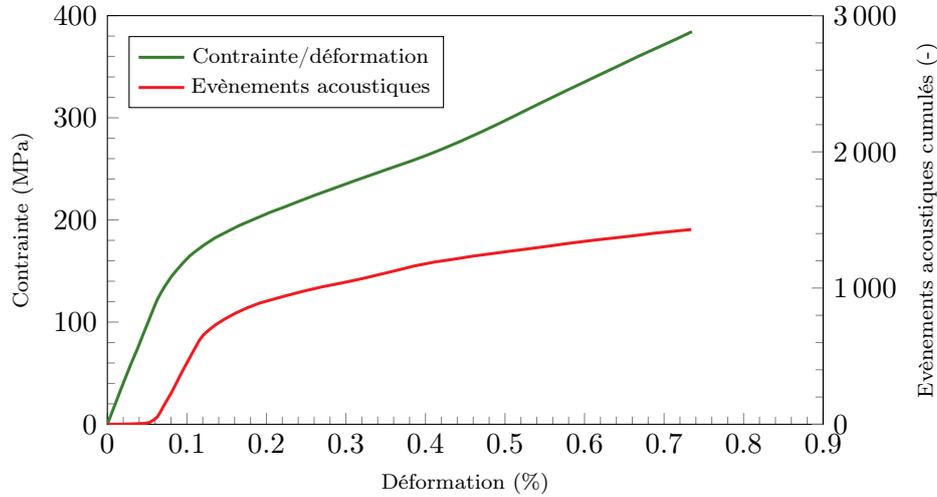


FIGURE 1.11 – Courbes classiques pour un SiC/SiC BNMI obtenues par [Mor88].

Décohésions transverses

Le premier évènement à se produire dans les SiC/SiC MI à interphase BN (qui seront nommés BNMI par la suite) d'après [Leg17 ; Maz18] est la décohésion des fibres transverses au chargement. Cette observation n'est néanmoins pas partagée sur tout les matériaux BNMI car elle dépend fortement des propriétés interfaciales du matériau qui peuvent se retrouver très différentes en fonction des choix d'élaboration. Ces décohésions s'accompagnent d'une légère perte de module initiale, diminuant fortement la zone de comportement élastique pur du matériau.

Fissuration matricielle

L'observation du matériau à l'échelle microscopique a permis de conclure que malgré la présence de deux phases dans la matrice (poudres de SiC et silicium) et des fils transverses, les fissures matricielles se propagent indifféremment dans ces phases, sans évolution des mécanismes ou déviation notable. Cette constatation, partagée par [Leg17 ; Maz18] sur les BNMI, permet une considération bien plus simple du matériau. La matrice ne nécessite donc pas de considérations complexes vis-à-vis des poudres de SiC, du silicium, des poches de silicium ou des fils transverses, simplifiant grandement la description des mécanismes en jeu. Pour cette raison, Morscher a proposé d'introduire la notion de "mini-matrix" (qui sera également notée "mini-matrice"), qui désigne toutes les phases qui ne font pas partie des fils longitudinaux.

Ainsi, les premières fissures matricielles apparaissent dans la mini-matrice en bordure de matériau. Dans les fils transverses, ces fissures se propagent en percolant les décohésions fibre/matrice transverses si elles se sont produites en amont. Dans le cas contraire, la fissure se propage autour des fibres, créant ainsi sur son passage les décohésions transverses. En rentrant en contact avec les fils longitudinaux, elles sont à l'origine de la décohésion fibre/matrice, par déviation des fissures du mode I au mode II. Dans les BNMI étudiés par Morscher [Mor88], ce mécanisme se produit jusqu'à environ 0.4 % de déformation, où la saturation de la fissuration matricielle est atteinte et où un point d'inflexion peut également être observé sur la courbe contrainte/déformation. La saturation de la fissuration matricielle se produit pour environ $10 \text{ fissure.mm}^{-1}$ dans les travaux de Morscher.

Ces fissures produisent une perte progressive du module tout au long de leur apparition et sont reliées à la production de signaux acoustiques très énergétiques (voir figure 1.12). Une relation de proportionnalité est communément admise entre le taux de fissuration de la mini-matrice et l'énergie acoustique cumulée [Mor04; Mor14], rendant l'utilisation des signaux acoustiques très commune dans ce type de matériau. Ainsi, ils sont généralement employés pour déterminer l'évolution du taux de fissuration *a posteriori*, en connaissant le taux de fissuration final du matériau.

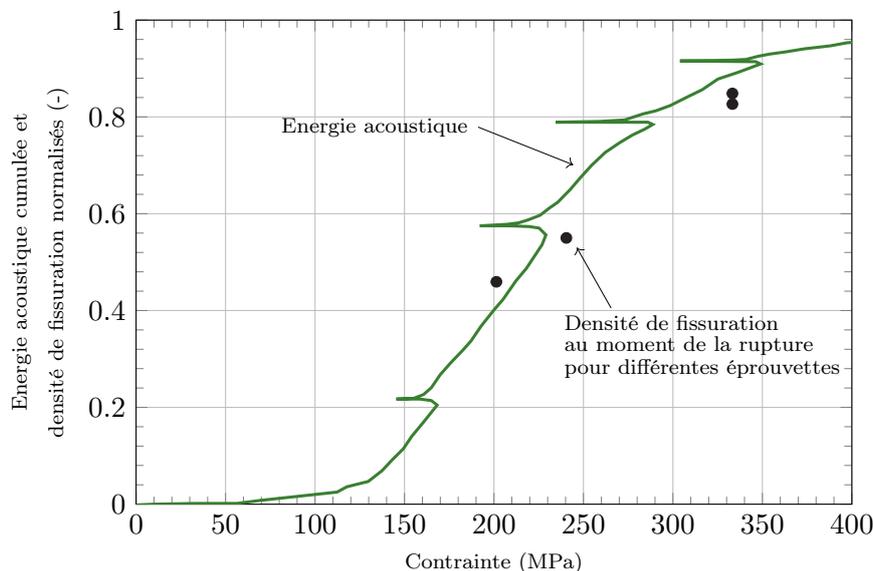


FIGURE 1.12 – Exemple d'évolution de l'énergie acoustique cumulée et relation avec la densité de fissuration par [Mor14].

L'étude approfondie de [Maz18] sur l'apparition des premiers endommagements dans le matériau a notamment mis en évidence l'impact de la structure tissée sur les zones d'amorçage préférentielles des fissurations matricielles. Ce résultat a été rendu possible grâce à une modélisation du matériau par une méthode multi-échelle éléments finis qui a également permis de démontrer que les variabilités locales des propriétés des torons n'ont pas ou peu d'impact sur cet amorçage.

Un dernier point notable sur les fissurations matricielles est lié à la présence de précontraintes dans les matériaux SiC/SiC. En l'occurrence, ces matériaux présentent des précontraintes mettant la matrice en compression. Ainsi, lorsque le matériau n'est plus chargé mécaniquement, ce dernier voit ses fissures se refermer sous l'effet des contraintes initiales. Ce point est crucial et doit être pris en compte dans l'optique de faire des observations des fissures dans le matériau.

Décohésions et rupture des fibres

Parallèlement à la fissuration de la matrice, des décohésions entre les fibres longitudinales et la matrice se produisent. Ces décohésions voient leur longueur augmenter progressivement tout au long du chargement, sous l'effet du cisaillement apparaissant entre les fibres et la matrice. Contrairement au cas d'un UD, les BNMI ne présentent pas des fibres parfaitement dans l'axe du chargement, à cause de l'ondulation des fibres produite lors du tissage. L'effet du désaxage des fibres – qui se traduit donc par un chargement couplé en longitudinal et en transverse – n'est cependant pas bien quantifié dans ces matériaux.

Contrairement à la courbe théorique présentée en figure 1.10a les BNMI n'ont *a priori* jamais montré une capacité à recharger uniquement les fibres après une multi-fissuration totale de la matrice, dû à de trop forts frottements dans le système interfacial. Ces mêmes frottements interfaciaux engendrent généralement des matériaux avec des déformations à rupture plus faibles que les SiC/SiC CVI pour une contrainte à rupture équivalente.

Scénario d'endommagement et limites

Le scénario d'endommagement global des SiC/SiC MI à interphase BN qui a été décrit précédemment est résumé par la figure 1.13. Malgré le nombre croissant de travaux sur ces matériaux, de nombreuses questions persistent encore sur leurs mécanismes d'endommagement et les phénomènes menant à leur rupture finale. Les études sont en effet souvent concentrées sur un seul type de matériau, apportant ainsi une compréhension très précise des phénomènes, mais sans garantie de pouvoir transposer ces connaissances si des variations sont introduites, notamment sur le système interfacial. La compréhension des matériaux SiC/SiC MI dans leur ensemble reste donc relativement incomplète, l'impact des différentes variabilités étant souvent traité en considérant soit un UD équivalent, soit en comparant avec des SiC/SiC CVI, sans certitude sur l'applicabilité des conclusions et des modèles aux SiC/SiC MI tissés.

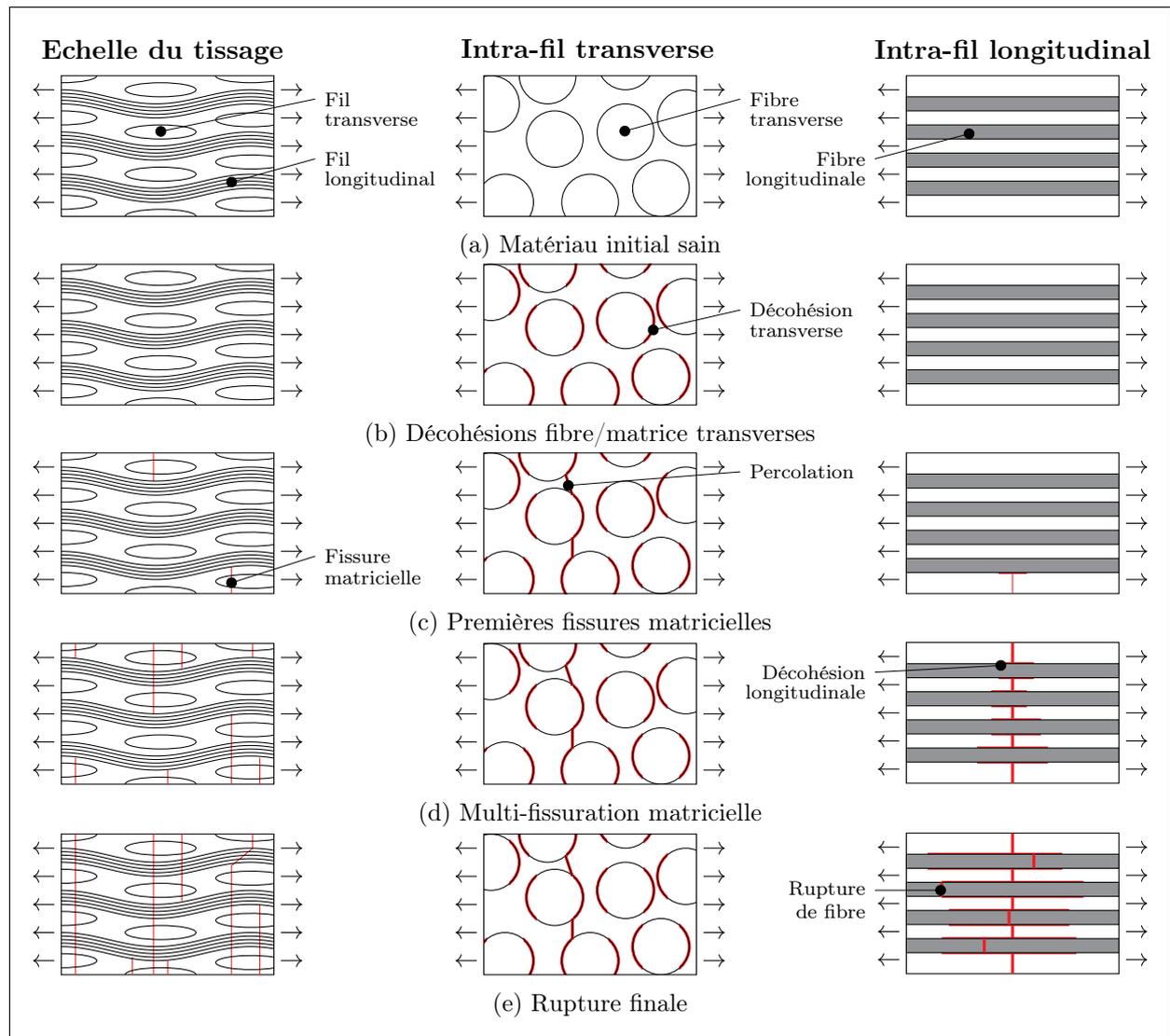


FIGURE 1.13 – Scénario d'endommagement type proposé pour les matériaux BNMI par [Leg17; Maz18]. Pour chaque étape trois schémas sont proposés : à gauche, une vision mésoscopique du tissage, au centre, les phénomènes d'endommagement dans les fils transverse au chargement, enfin à droite, les phénomènes dans les fils longitudinaux au chargement.

1.3 Complémentarité des échelles sur l'endommagement

Le manque de données quantitatives sur le lien entre les propriétés des phases et le comportement macroscopique laisse subsister un certain nombre de problématiques qui n'ont pas ou peu été adressées dans la littérature. On peut notamment citer :

- L'absence de prise en compte de l'angle qui peut exister entre le chargement et les fibres dites "longitudinales", qui engendre sur le système interfacial une sollicitation couplée entre le mode I et le mode II.
- Le fait que les fissures matricielles sont souvent traitées comme traversantes, sans prendre en compte les effets qui peuvent se produire en pointe de fissure par concentration de contraintes.
- Le fait que les contraintes dans les fils sont couramment considérées comme homogènes, sans connaître réellement l'état de chargement dans les matériaux.
- Une prise en compte relativement limitée de l'interaction entre le chargement local des fibres et le chargement à l'échelle supérieure.
- etc.

Ces différentes problématiques sont intimement liées à la complémentarité qui existe entre les échelles caractéristiques présentes dans ces matériaux. Il est ainsi extrêmement complexe de traiter les phénomènes microscopiques et mésoscopiques de manière couplée et d'en faire une analyse globale, de l'apparition des premiers phénomènes dissipatifs à la rupture finale du matériau. Cette constatation est mise en exergue dans les travaux de modélisation qui s'intéressent aux CMC, qui se limitent globalement à deux grandes catégories d'approches : i) une description très fine des phénomènes mécaniques, mais limitée à des situations très spécifiques (de géométries ou de chargements) [El 16; Maz18; Bén19]; ii) une approche plus globale, mais très simplificatrice dans ses hypothèses (approche par un matériau uni-directionnel équivalent, chargements homogènes, etc.) [Ave73; Cha11; Cor14].

1.3.1 Phénomènes de report de charge

Parmi les phénomènes ayant lieu entre les différentes échelles citées précédemment, la question de l'effet des reports de charge peut apparaître comme un phénomène central dans la fissuration et la rupture des matériaux. En effet, lors de la rupture d'une phase (aussi bien des fibres que de la matrice), l'effort qui était jusque là supporté par cette dernière se retrouve alors redistribué sur les parties non-rompues du matériau. Or, de la même manière que des propriétés interfaciales variables peuvent modifier les phénomènes de rupture des fibres (figure 1.7), à plus grande échelle, il est légitime de se demander comment les propriétés des fils longitudinaux et transverses peuvent modifier les phénomènes de report de charge à l'échelle supérieure, et inversement.

Ce couplage fort entre les mécanismes à l'échelle de la structure tissée et de la micro-structure, ainsi que la potentielle apparition de gradients de contrainte dans les fils, rendent la compréhension des phénomènes d'endommagement complexe. Ces effets, qui ne peuvent pas être facilement quantifiés de manière expérimentale, sont donc souvent considérés comme ayant un impact négligeable sur le comportement du matériau, notamment sur les phénomènes de rupture. Ils engendrent une grande difficulté à considérer l'endommagement comme une somme d'effets individuels plutôt que comme un tout, ce qui impacte nécessairement la manière de comprendre et d'interpréter leurs effets dans les matériaux.

Ces reports de charge étant largement impactés par la structure tissée du matériau, il est également nécessaire de considérer avec beaucoup d'importance le volume de matériau observé. En effet, les architectures tissées peuvent avoir des motifs de grandes dimensions, qui peuvent ainsi nécessiter des volumes élémentaires représentatifs (VER) avec des dimensions importantes. Ces

phénomènes de report de charge ont largement été mis en évidence de manière expérimentale, par exemple vis-à-vis des ruptures de lots de fibres [Lam17], mais également via diverses approches de modélisation des CMC tissés [Lis97].

1.3.2 Interactions fibre/interface/chargement

Le type de liaison interfaciale et les frottements associés déterminent la répartition des chargements à l'échelle supérieure, mais ils déterminent également l'état de chargement des fibres. La fibre quant à elle, à cause de la loi de Weibull, peut rompre de manière très variée en fonction des propriétés interfaciales. Ainsi, la rupture des fibres est conditionnée à la fois par le chargement à l'échelle méso/macrosopique, par les propriétés microscopiques du système interfacial et logiquement par ses propriétés à rupture intrinsèques, démontrant encore une fois la complémentarité des échelles sur l'endommagement de ces matériaux.

La rupture des fibres en fonction des différents paramètres cités précédemment a déjà été étudiée par [Wel85] par une approche statistique. Le modèle analytique proposé permet de déterminer les zones de rupture des fibres en fonction de l'état de chargement local sur le système fibre interface, et donc de construire une probabilité de rupture en fonction de la distance à la fissuration matricielle. Ce type de modèle permet dans une certaine mesure d'interpréter les faciès de rupture des matériaux. En effet, en fonction des propriétés des constituants, il est possible d'avoir des extractions plus ou moins longues et donc des faciès plus ou moins accidentés. La figure 1.14 présente des exemples de longueurs d'extraction obtenues via le modèle probabiliste pour un même chargement sur différents jeux de propriétés interfaciales et de fibres.

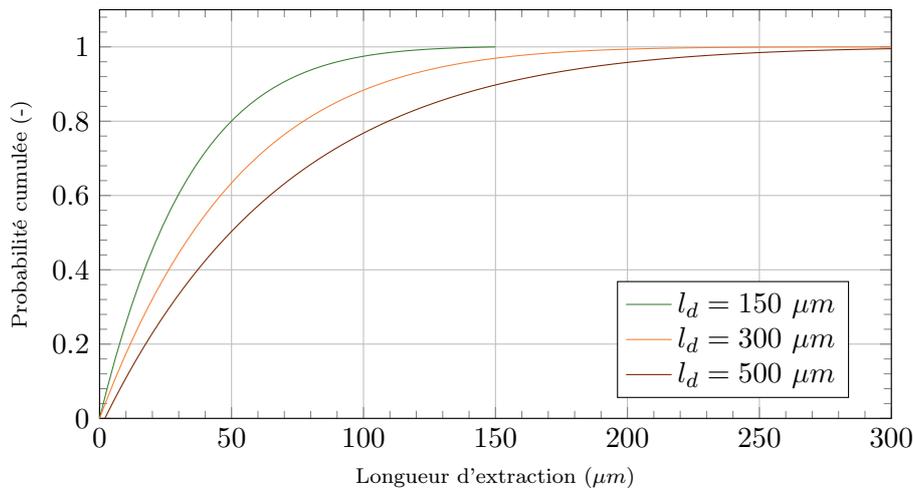


FIGURE 1.14 – Cumul des longueurs d'extraction obtenues par le modèle de [Wel85] pour différentes longueurs de décohesion.

La construction de ce modèle sera abordée plus en détail au chapitre 3, dans lequel il sera réutilisé. L'utilisation de ce dernier pour des comparaisons avec des ruptures de fibres dans les CMC présente néanmoins quelques limites facilement identifiables :

- L'approche proposée ne prend pas en compte une évolution du chargement et permet seulement de déterminer une probabilité pour un état de chargement donné. Incidemment, cela implique que le modèle donnera toujours une répartition de probabilité pour un chargement donné, même lorsque les fibres auraient probablement déjà rompu pour des chargements plus faibles.
- Le modèle considère une unique fibre et ne prend donc pas en compte les effets de ruptures en cascade discutés dans la section 1.2.1, qui peuvent intervenir à l'échelle de paquets de fibres, des fils ou plus globalement du tissage.
- Les hypothèses faites sur le modèle ne permettent pas de considérer les effets de contrainte en pointe de fissure pouvant entraîner des ruptures brutales dans les matériaux.

1.4 Techniques expérimentales de caractérisation de l'endommagement

L'observation de l'endommagement dans les matériaux SiC/SiC MI peut donc s'effectuer à différentes échelles, avec des phénomènes qui interviennent aussi bien au niveau de la structure tissée qu'à l'échelle des interphases. Parmi les nombreuses méthodes pour suivre et caractériser l'endommagement dans ces matériaux, celles qui semblent les plus pertinentes seront donc présentées au regard de la problématique visée. Ces travaux se concentrent sur la compréhension et la description de l'endommagement pour une sollicitation en traction sur les matériaux. Ainsi, les techniques de suivi de l'endommagement décrites par la suite seront donc considérées au regard de cette problématique.

1.4.1 Observations *post mortem*

La caractérisation de l'endommagement dans les matériaux peut s'effectuer après l'application de chargements mécaniques sur les pièces ou les éprouvettes. Ces observations, souvent nommées "*post mortem*" lorsqu'elles sont réalisées après rupture, sont en général plus simple à mettre en place. Dans le contexte de ces travaux, deux aspects sont néanmoins à prendre en compte vis-à-vis de ces méthodes. Dans un premier temps, l'observation *post mortem* peut s'avérer limitante pour réaliser un réel suivi de l'endommagement dans le matériau au cours du chargement. Des essais interrompus peuvent être envisagés, mais ils impliquent une multiplication du nombre d'essais et des post-traitements associés. Il est également important de prendre en compte la refermeture des fissures matricielles lors du déchargement des matériaux. Cette problématique, issue des précontraintes dans le matériau, engendre une difficulté supplémentaire lors des observations *post mortem*. Les différentes techniques de caractérisations les plus adaptées aux observations *post mortem* dans ces conditions sont donc présentées par la suite.

Faciès des éprouvettes

Les faciès de rupture des éprouvettes peuvent à eux seuls renseigner sur une grande quantité de paramètres et de propriétés matériau. Ces faciès sont en effet plus ou moins accidentés, avec des fibres présentant des longueurs d'extraction qui peuvent être variables d'un matériau à un autre. Comme souligné dans la partie précédente (avec le modèle décrit par [Wel85]) ces faciès sont notamment guidés par les propriétés à rupture des fibres, les propriétés des systèmes interfaciaux et les frottements dans les matériaux. Les longueurs d'extraction des fibres permettent par exemple de déterminer une longueur d'extraction minimale lors de la rupture. Ces faciès peuvent également être révélateurs de phénomènes de rupture brutale des fibres dans les matériaux.

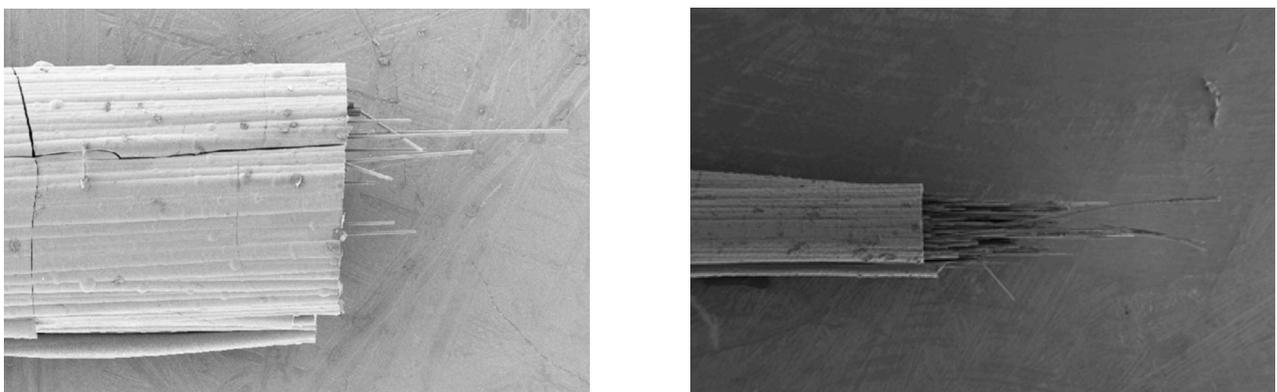


FIGURE 1.15 – Exemple de faciès de rupture sur des minicomposites par [Nag22].

Faciès des fibres

A une échelle plus fine, les faciès de rupture des fibres peuvent également être observés. Ces derniers présentent des formes caractéristiques qui permettent de remonter au type de rupture en fonction de la fibre utilisée. Dans certains cas, il est même envisageable de remonter à une contrainte à rupture en analysant les motifs présents sur les faciès [You01 ; Sha06 ; Maz21]. En effet, la contrainte à rupture σ_r des fibres peut être reliée à un rayon miroir r_m par l'équation 3.8, qui dépend du coefficient A_m . Ce coefficient, qui dépend de la ténacité des fibres, peut être trouvé dans la littérature, ou déterminé par un grand nombre d'observations *post* traction monofilamentaires. La figure 1.16 présente un schéma de faciès de rupture, tandis que des faciès typiques obtenus sur différentes fibres SiC sont présentés en figure 1.17.

$$\sigma_r = \frac{A_m}{\sqrt{r_m}} \quad (1.3)$$

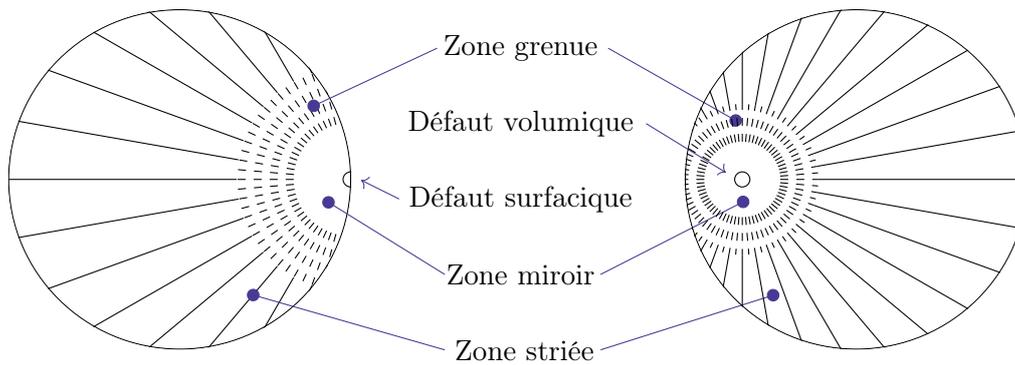


FIGURE 1.16 – Schéma de faciès de rupture de fibres céramiques.

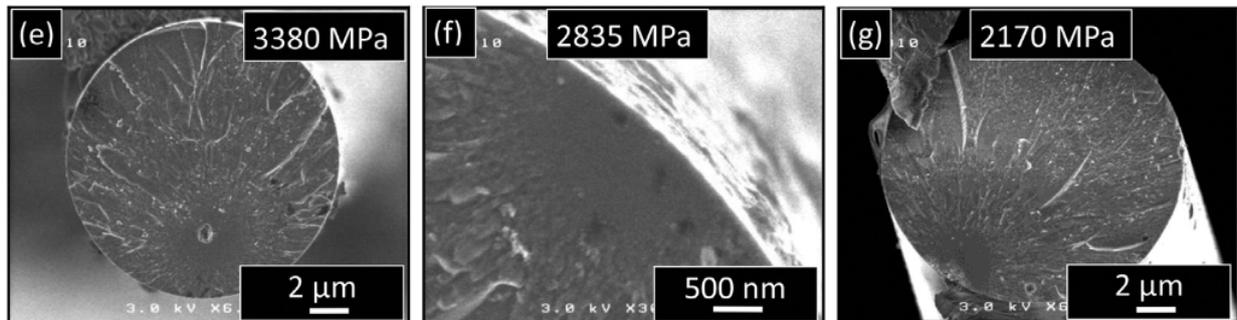


FIGURE 1.17 – Exemple de faciès de rupture et contrainte associée pour différentes fibres SiC par [Maz21] : (e) HiNicalon, (f) NL102, (g) NL207.

Révélation des fissures

La caractérisation de l'endommagement *post mortem* suppose également d'être capable de visualiser les réseaux de fissures dans le matériau. Comme indiqué dans les sections précédentes, la matrice des matériaux SiC/SiC MI est initialement en compression. Il en résulte une refermeture pratiquement complète des fissures après déchargement mécanique. Néanmoins, plusieurs techniques peuvent être employées afin de révéler les fissures dans ces conditions.

La première méthode consiste simplement à remettre un chargement mécanique sur l'éprouvette lors de l'observation. Selon la méthode d'observation employée cette stratégie peut néanmoins s'avérer complexe à mettre en place. Par exemple pour faire des observations sous microscope électronique à balayage (MEB), des problèmes d'encombrement par rapport au montage mécanique de chargement peuvent rapidement être rencontrés. Pour pallier ce problème, il est possible de réaliser un enrobage sous charge, afin de conserver les fissures ouvertes via l'introduction de la résine [Lam92].

Si cette technique permet de s'affranchir du montage mécanique de maintien du chargement, elle nécessite un outillage adapté. En effet, il s'agit alors de placer un moule étanche autour de l'éprouvette, puis lorsque la déformation désirée est atteinte, d'introduire la résine à l'aide d'une pompe à vide. Cette technique présente néanmoins un inconvénient majeur : la charge doit être maintenue pendant toute la durée de polymérisation de la résine, ce qui peut engendrer une évolution de l'endommagement.

La méthode qui est probablement la plus couramment utilisée est l'attaque par Murakami. Cette dernière consiste à réaliser une attaque chimique de la surface des échantillons après polissage pour révéler les fissures. Cette méthode a initialement été mise en place par Murakami pour les métaux, mais a été utilisée à plusieurs reprises sur les CMC SiC/SiC depuis [Gui94 ; Lis97 ; Cha11 ; Cha14]. Elle présente l'avantage de permettre une analyse tridimensionnelle du matériau en réalisant des phases de polissages et attaques successives. Le désavantage de cette méthode est la dégradation qu'elle induit sur le silicium, rendant les interprétations potentiellement biaisées [Mor04].

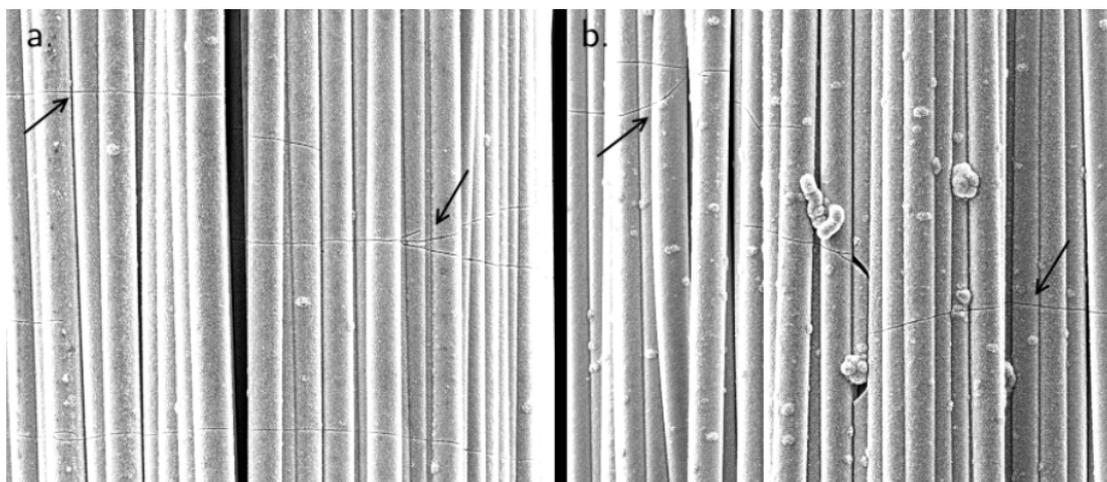


FIGURE 1.18 – Exemple de révélation de fissures par attaque Murakami par [Cha11].

Éprouvettes à géométrie spécifique

L'utilisation d'éprouvettes avec des géométries spécifiques peut être envisagée pour faciliter et améliorer les observations *post mortem*. Ce type d'approche introduit néanmoins de nouvelles problématiques, qui s'ajoutent à celles déjà évoquées précédemment. La géométrie employée doit judicieusement être choisie et est notamment limitée par la micro-structure du composite, à cause des motifs de tissage. Par exemple, l'utilisation d'éprouvettes de forme trapézoïdales peut permettre de visualiser l'endommagement pour différents niveaux de contraintes en ne réalisant qu'un seul essai. La géométrie doit cependant permettre que la contrainte locale n'évolue pas trop rapidement, auquel cas il deviendrait impossible de bien associer un état d'endommagement avec une contrainte/déformation donnée. L'utilisation d'éprouvettes avec des géométries spécifiques peut donc apparaître utile dans des situations particulières, mais peut également s'accompagner de difficultés supplémentaires de mise en place.

1.4.2 Observations *in situ*

Souvent plus complexe à mettre en œuvre, les techniques d'observation *in situ* sont naturellement plus adaptées pour effectuer un suivi de l'endommagement au cours des chargements mécaniques. En général, la difficulté de ces observations est d'autant plus grande que les dimensions observées diminuent. Par souci de clarté, les méthodes d'observation *in situ* vont donc être présentées en fonction de l'échelle d'observation : sur des éprouvettes macroscopiques (plusieurs millimètres), à des échelles intermédiaires (quelques centaines de micromètres à quelques millimètres) et enfin à

l'échelle des constituants élémentaires (quelques nanomètres à quelques micromètres). Il est également important de noter qu'à cause des dimensions des motifs de tissage, les volumes élémentaires représentatifs ont des dimensions importantes (quelques millimètres) qui peuvent rapidement être incompatibles avec les méthodes d'observation les plus fines. Ce sujet sera donc également discuté.

A l'échelle macroscopique

Les observations *in situ* à l'échelle d'éprouvettes macroscopiques sont en général les plus utilisées, car elles sont souvent les plus simples à mettre en place. Il existe à cette échelle une grande quantité d'informations qui peuvent être récupérées, mais majoritairement de manière indirecte (en reliant des grandeurs physiques à un état d'endommagement). En effet, en travaillant sur des éprouvettes de grandes dimensions, il est naturellement plus complexe de faire un suivi précis de l'endommagement qui se situe principalement à l'échelle du tissage ou des constituants. Les observations les plus basiques consistent bien évidemment à employer des extensomètres ou des jauges de déformation, pour permettre un suivi global du comportement de l'éprouvette, et déterminer ensuite des courbes de contrainte en fonction de la déformation. La réalisation de cycles lors des essais permet de relier différentes propriétés de ces cycles au comportement endommageable du matériau de manière indirecte [Dom95].

La déformation des éprouvettes peut également être suivie à l'aide d'une caméra. Cette dernière peut suivre le déplacement d'une grande zone de l'éprouvette et à l'aide de la variation de niveaux de gris naturellement présente sur le matériau ou introduite par un mouchetis (figure 1.19a), il est possible de faire de la corrélation d'images numériques (CIN) sur les images produites. La CIN permet un suivi bien plus local de la déformation. Lorsque la résolution de la caméra est suffisante et suivant les types d'endommagement, il est parfois possible de réaliser un suivi de la fissuration en surface de l'éprouvette. De la stéréo-corrélation peut être employée pour faire un suivi 3D des déplacements sur la surface lorsque cela est nécessaire.

Une méthode indirecte largement utilisée pour le suivi de l'endommagement des CMC est la mesure des émissions acoustiques (EA) [Mai12; Mor14]. Les ondes acoustiques produites par le matériau sont détectées par des capteurs piézoélectriques qui permettent de récupérer une grande quantité d'informations : énergie acoustique, nombre de coups, fréquence du signal, amplitude, etc. Ces données peuvent être reliées à différents mécanismes d'endommagement dans le matériau, à l'aide de post-traitements plus ou moins complexes à mettre en place. Par exemple, l'énergie acoustique est classiquement reliée à la fissuration matricielle de manière directe et nécessite peu de traitement. Au contraire, il est possible d'utiliser l'ensemble des données acoustiques pour effectuer une classification des signaux et relier chaque signal à un type d'endommagement particulier [God04; Leg17].

Il est également possible d'utiliser plusieurs capteurs acoustiques, placés en différents endroits de l'éprouvette, afin de localiser l'endommagement dans l'éprouvette, en calculant la différence temporelle lors de la détection des signaux. Il faut tout de même noter que de manière générale, l'analyse des signaux acoustiques reste un travail complexe. Particulièrement dans le cas de la classification des signaux, qui nécessite de connaître *a priori* les types d'endommagement qui peuvent être rencontrés, avant de pouvoir déterminer quelle famille de signaux peut être reliée à un type d'endommagement donné.

Une autre méthode indirecte moins employée est la mesure de la résistivité électrique. Elle permet de relier certains endommagements à la résistivité du matériau via des modèles électro-mécaniques. C'est de la phase la plus conductrice du matériau que vont dépendre ces modèles ; incidemment, la mesure de résistivité va donc renseigner sur l'état d'endommagement de cette phase. Dans le cas des matériaux SiC/SiC CVI à interphase PyC, c'est le PyC qui est le meilleur conducteur, et l'étude de la résistivité va donc renseigner sur l'état d'endommagement de l'interphase [Sim17a; Sim17b]. Par contre, dans le cas d'un matériau SiC/SiC MI, si l'interphase employée est moins conductrice que le silicium, la résistivité renseignera sur l'endommagement de la matrice SiC/Si [Suj14; Sin17; Smi18].

A l'échelle macroscopique, d'autres techniques indirectes bien moins employées peuvent être envisagées. On peut noter la mesure par ultrason [Gri13], qui permet de remonter à la rigidité du matériau, ou bien les approches basées sur la thermographie infrarouge [Nav22], qui permet de suivre l'endommagement via la production de chaleur des phénomènes dissipatifs.

Il est néanmoins possible de faire des observations directes de l'endommagement à l'échelle d'éprouvettes de plusieurs dizaines de millimètres. L'utilisation d'un microscope optique sur une surface polie du matériau est en effet une méthode très répandue, au départ utilisée sur les CMO [Lom08], elle est depuis quelques années déployée pour l'observation des CMC [Leg17 ; Ham21]. Cette méthode permet le suivi de l'endommagement sur la surface via l'observation des fissures matricielles et de leur interaction avec les différentes phases. Dans les matériaux SiC/SiC MI, les niveaux de gris permettent de faire de la CIN sur les images microscopique, afin de remonter à des informations quantitatives sur ces petites échelles.

Ces observations surfaciques sont en général suffisantes, puisque représentatives des phénomènes pouvant se dérouler dans le volume de l'éprouvette [Gui94]. Cette méthode est donc particulièrement adaptée pour suivre l'endommagement sur des éprouvettes aux dimensions supérieures au VER du tissage. Néanmoins, elle peut s'avérer insuffisante pour observer en détail des phénomènes à plus faible échelle, par exemple l'apparition des premières décohésions transverses, ou bien pour déterminer l'ouverture des fissures matricielles.

Un avantage supplémentaire à travailler à ces échelles, et donc de réduire les problématiques d'encombrement, réside dans le fait que ces différentes techniques d'observation peuvent être mise en place simultanément sur un même essai. Ainsi, il n'est pas rare de voir des essais fortement multi-instrumentés, qui peuvent rassembler des capteurs d'émission acoustique, des caméras ainsi qu'un microscope optique (figure 1.19b).

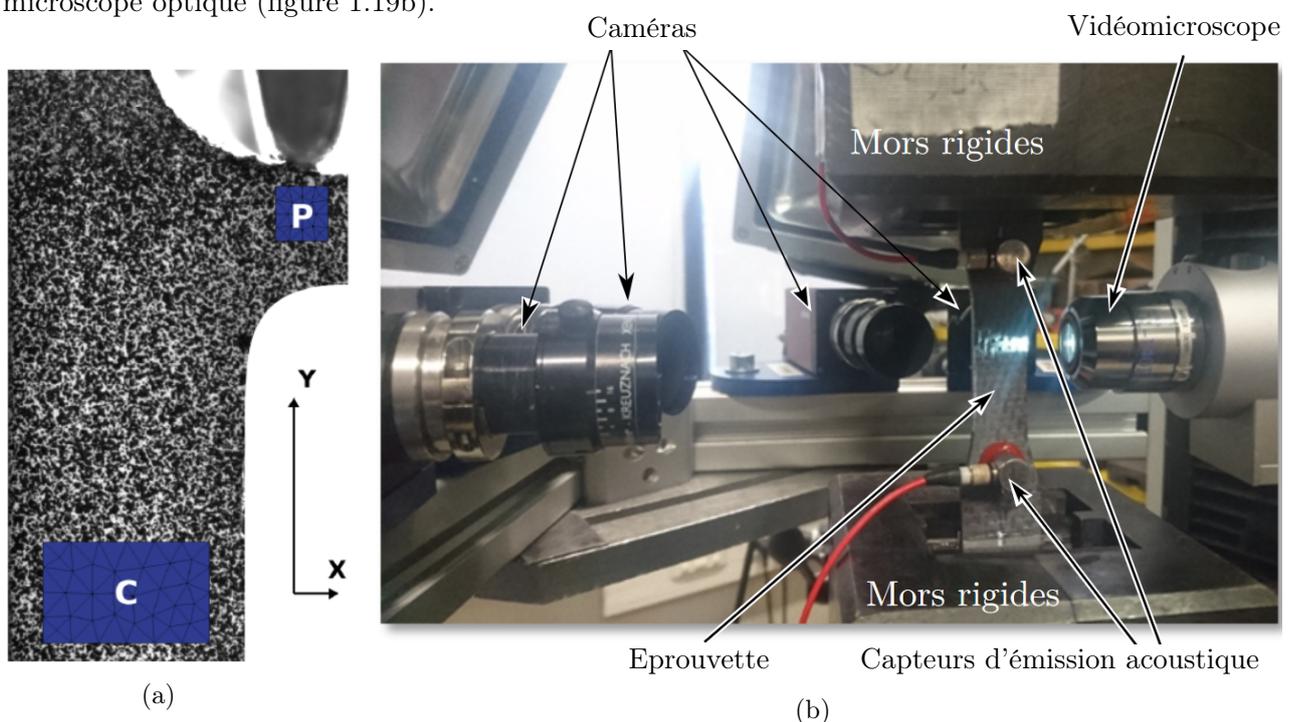


FIGURE 1.19 – (a) Exemple de mouchetis pour faire de la corrélation d'images numériques sur une éprouvette par [Bén19]. (b) Essai multi-instrumenté par [Leg17].

A l'échelle mésoscopique

Si les méthodes disponibles à l'échelle macroscopique s'avèrent insuffisantes, il est possible de passer à des observations plus fines. L'obtention de résultats à l'échelle inférieure s'accompagne en général d'une diminution des dimensions des éprouvettes, induite par les moyens d'observation utilisés. De la même manière qu'une face polie peut être observée par microscope optique sur un banc de traction, il est possible d'introduire un montage de traction dans un MEB, pour faire des observations avec des résolutions bien plus fines sur la face polie. Les observations *in situ* sous MEB ont donc déjà été employées sur les CMC pour caractériser de manière plus précise les mécanismes d'endommagement [Cha11 ; Sev17 ; Maz18]. Cette méthode reste néanmoins limitée à des observations surfaciques, ce qui peut dans certains cas s'avérer limitant.

Lorsque les observations surfaciques ne sont pas suffisantes, l'utilisation de la micro-tomographie X (μ CT) *in situ* permet d'obtenir une information volumique sur les éprouvettes. Les dimensions des éprouvettes utilisées dépendent de la résolution souhaitée et restent donc globalement inférieures aux VER du tissage. Plusieurs études ont démontré la richesse des observations des SiC/SiC sous micro-tomographe, malgré le contraste limité par la composition chimique très peu variée des matériaux [Cha11 ; Cat14 ; Maz18 ; Tur21]. Ces différents travaux ont permis une meilleure compréhension sur l'apparition des fissures matricielles, leur morphologie et leur répartition dans les matériaux.

Ces deux techniques peuvent ensuite être utilisées pour réaliser de la corrélation d'images, en surfacique (CIN) ou en volumique (DVC). Encore une fois, ce type de post-traitement permet d'apporter des informations quantitatives aussi bien sur les déformations du matériau que sur la fissuration. La figure 4.29 montre un exemple de détection des fissures par micro-tomographie *in situ* en température par [Maz17].

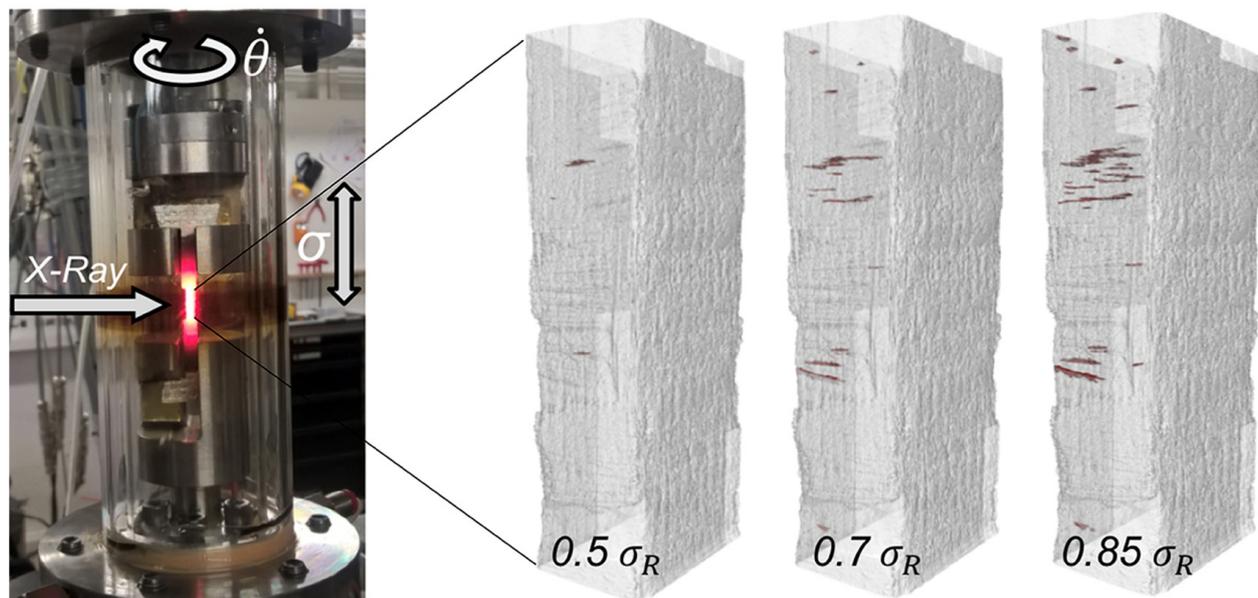


FIGURE 1.20 – A gauche, un montage de traction en température avec micro-tomographie *in situ*. A droite, détection des fissures par DVC. Issu de [Maz17].

A l'échelle microscopique

La caractérisation des phases individuelles peut également présenter un intérêt dans la compréhension générale des mécanismes d'endommagement des CMC. Parmi les informations intéressantes à cette échelle, on peut en particulier citer les propriétés à rupture des fibres et les propriétés des systèmes interfaciaux. De nombreux travaux se sont intéressés à la caractérisation des fibres SiC hors du composite [Lam17 ; Bar23], mais peu ont été capable de le faire une fois les fibres intégrées au composite. Les travaux de [Zay19] et de [Dia20] ont tout de même démontré la faisabilité et l'intérêt de ce type de caractérisation *in situ* des fibres (figure 5.13a).

La caractérisation des systèmes interfaciaux est tout aussi complexe à cause des échelles en jeu. De nombreux travaux ont néanmoins été réalisés sur le sujet à cause de leur importance capitale dans le composite. Il existe plusieurs méthodes de caractérisation des interfaces, qui présentent toutes des avantages et des inconvénients divers [Fig97]. Ainsi les essais de micro-indentation (figure 5.13b) sont régulièrement employés dans ce contexte [Her12; De 21; Roh21], mais peuvent mener à surestimer la force de liaison à cause des effets Poisson. Les essais d'extraction sont plus adaptés à déterminer les propriétés de la liaison par rapport aux sollicitations réelles dans le composite, mais sont en général plus complexes à mettre en place dans les matériaux SiC/SiC. Ils sont donc largement moins répandus dans la littérature.

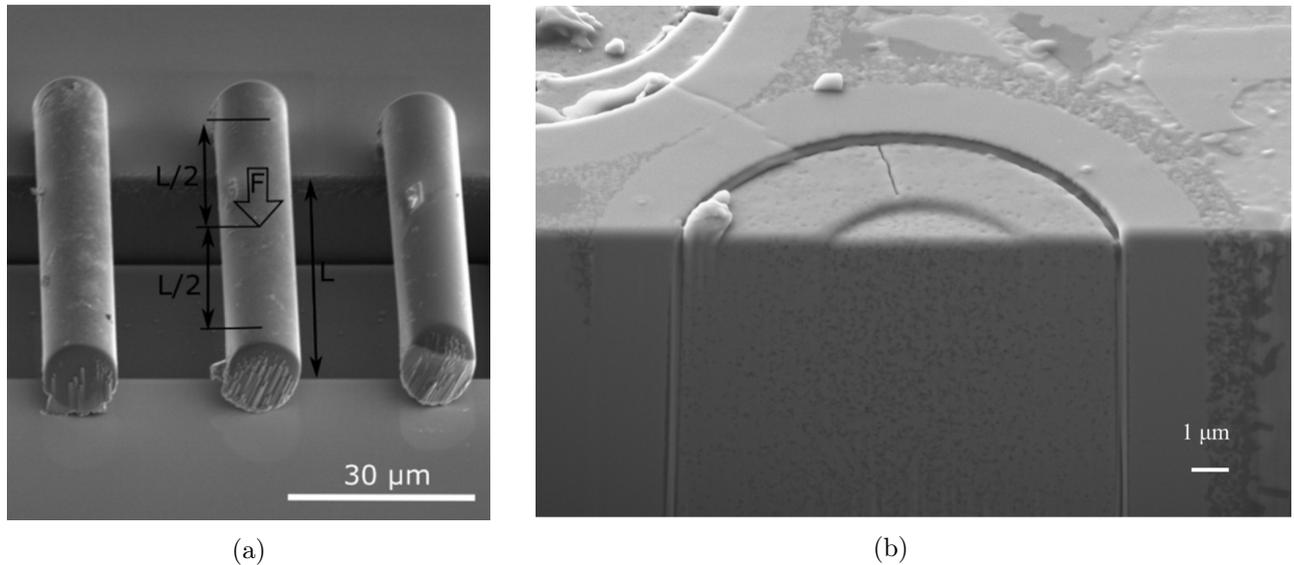


FIGURE 1.21 – (a) Exemple de flexion sur des fibres issues d'un composite par [Dia20]. (b) Observation MEB d'une section de fibre préalablement testée en push-out par [De 22].

1.4.3 Choix sur les méthodes expérimentales

Les sections précédentes ont permis de dresser une liste large de techniques destinées à caractériser l'endommagement des CMC SiC/SiC MI ou des propriétés mécaniques clés dans leur comportement endommageable. Cette liste, bien que non exhaustive, rend compte d'une large gamme de méthodes qui ne pourront bien évidemment pas toutes être mise en place dans le cadre de ces travaux. Nous nous proposons ici de faire le bilan des techniques qui seront employées.

Pour rappel, un des objectifs principaux de ces travaux consiste à améliorer la compréhension des phénomènes mécaniques présents dans les SiC/SiC MI, notamment vis-à-vis de leur comportement endommageable jusqu'à rupture. Les travaux se concentreront sur des sollicitations de traction avec des fibres à 0° et 90° , à température ambiante. Les phases de premiers endommagements ayant déjà largement été explorées dans les travaux de [Maz18], le but est ici d'avoir une vision plus globale des phénomènes d'endommagement en fonction des propriétés intrinsèques des constituants employés et notamment de mieux cerner les mécanismes en lien avec la rupture des matériaux.

Dans cette optique, il a été décidé de réaliser des essais de traction sur des éprouvettes de grande échelle (quelques dizaines de millimètres) multi-instrumentés. En effet, les informations obtenues par les émissions acoustiques et de la microscopie *in situ* devraient permettre de caractériser l'endommagement de manière suffisante. Les observations *in situ* sous MEB ou micro-tomographe ont été écartées, car l'apport de ces méthodes a été jugé insuffisant par rapport aux différentes contraintes qu'elles engendrent.

Des essais de micro-indentation réalisés dans le cadre de travaux au LCTS permettront d'obtenir des informations sur les système interfaciaux. En supplément, des observations *post mortem* pourraient être utilisées, notamment sur les faciès des éprouvettes, car ils apportent des connaissances supplémentaires sur les propriétés des fibres et des systèmes interfaciaux. D'autres observations plus ponctuelles pourront éventuellement être mise en place pour des besoins spécifiques.

1.5 Conclusion

Les SiC/SiC MI sont des matériaux qui présentent un comportement endommageable jusqu'à rupture complexe. Si la séquence d'endommagement de ces derniers est globalement comprise, le lien précis avec les propriétés intrinsèques des constituants élémentaires est encore mal déterminé. Plus particulièrement, les phénomènes liés à la rupture des éprouvettes ne sont pas reliés de manière quantitative aux propriétés des phases ou de l'architecture tissée. Déterminer avec précision le comportement à rupture de ces matériaux semble pourtant primordial dans l'optique de choisir au mieux les propriétés des phases souhaitées, notamment afin d'orienter les choix d'élaboration.

Les difficultés rencontrées vis-à-vis de cette problématique sont liées à la complexité de ces matériaux : ils sont fortement multi-échelle, tant dans leur structure que dans leur endommagement. Ainsi, il est nécessaire de mettre en place des méthodes expérimentales qui permettent un suivi de l'endommagement tout au long des essais et capables de donner des informations diverses sur les mécanismes qui se produisent dans les éprouvettes. Les essais multi-instrumentés à l'échelle macroscopique semblent particulièrement adaptés à cette problématique, avec la possibilité d'observer plusieurs grandeurs d'intérêt simultanément lors des essais.

Il est important de noter que les observations réalisées devront à la fois alimenter la compréhension des phénomènes mécaniques jusqu'à rupture, mais seront également employées pour alimenter ou valider le modèle éléments finis qui sera développé dans ces travaux. La mise en place des essais et l'analyse des résultats sont présentés dans le chapitre suivant.

Chapitre 2

Essais *in situ*

Sommaire

2.1	Essais de traction cyclés	32
2.1.1	Description de l'instrumentation	32
2.1.2	Eprouvettes et conditions d'essai	33
2.2	Observations macroscopiques	35
2.2.1	Courbes contrainte/déformation	35
2.2.2	Corrélation d'images numériques macroscopiques	40
2.2.3	Emissions acoustiques	44
2.2.4	Synthèse	47
2.3	Endommagement à l'échelle micro- et mésoscopique	47
2.3.1	Observations générales	47
2.3.2	Corrélation d'images numériques microscopiques	50
2.3.3	Quantification de la fissuration matricielle	52
2.3.4	Synthèse	55
2.4	Compléments sur l'endommagement des SiC/SiC MI	56
2.4.1	Longueur de décohesion et considérations énergétiques	56
2.4.2	Scénario d'endommagement	58
2.5	Conclusion	60

Ce chapitre se concentre sur les résultats obtenus via les essais de traction in situ sur les différents matériaux étudiés. La méthodologie ainsi que les différents instruments utilisés lors des essais résultent d'une suite de choix interdépendants. Le processus ayant mené au montage final est décrit dans la première partie. Les résultats sont ensuite présentés en fonction de l'échelle d'observation. Un traitement des informations macroscopiques de l'éprouvette est ainsi proposé dans un premier temps, avant de s'intéresser aux résultats obtenus à l'échelle de la microstructure. Enfin, des informations supplémentaires sur les matériaux sont proposées en faisant une analyse croisée des observations du chapitre.

2.1 Essais de traction cyclés

2.1.1 Description de l'instrumentation

Pour rappel, les essais qui sont réalisés dans le cadre de ces travaux sont des tractions sur des éprouvettes avec des fils tissés à 0° et 90° . Il a été déterminé dans le chapitre précédent, au regard de la bibliographie et des travaux existants, que des essais sur des éprouvettes de dimensions supérieures au VER du tissage étaient les plus adaptés pour approfondir les connaissances sur l'endommagement jusqu'à rupture de cette famille de matériaux. Il a notamment été noté la possibilité de multi-instrumenter ces essais, rendant la méthode particulièrement adaptée pour capturer un ensemble varié de paramètres au cours des essais. Les différents instruments et capteurs qui sont utilisés dans ces essais vont donc être présentés, ainsi que le processus qui a mené à leur choix.

L'objectif étant de faire un suivi de l'endommagement, l'utilisation de la microscopie *in situ* s'avère centrale dans le montage expérimental. Le choix a été fait de réaliser l'observation par microscopie sur les tranches des éprouvettes, c'est-à-dire que l'axe optique du microscope est dans le plan de tissage des éprouvettes (voir figure 2.1). Cette orientation du microscope est justifiée par deux raisons principales :

- En premier lieu, cela permet de ne pas modifier l'état de surface des éprouvettes et les couches de tissage en peau du matériau. En effet, l'observation par microscope optique demande un polissage des surfaces. Puisque [Maz18] a très clairement souligné l'importance de la microstructure locale sur l'initiation des endommagements, il a été jugé judicieux de ne pas modifier l'état de surface sur les faces des éprouvettes.
- Cette orientation permet également un suivi plus complet de l'endommagement (phénomènes de décohésion et de percolation) dans les fils transverses au chargement. Effectivement, l'observation sur les faces ne permettrait pas un tel suivi, puisque les fils transverses apparaîtraient alors dans le plan d'observation.

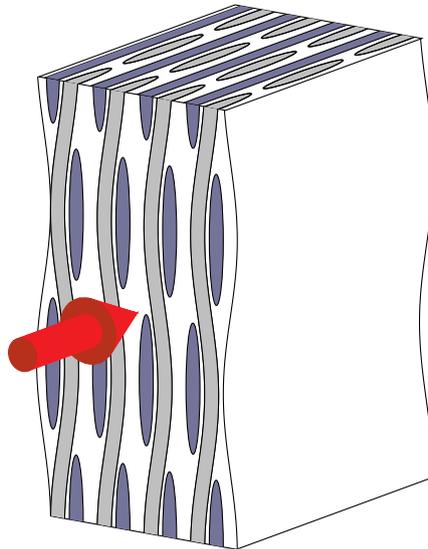


FIGURE 2.1 – Schéma de l'orientation du microscope par rapport au tissage.

La déformation des éprouvettes est suivie par deux méthodes : via deux extensomètres de 25 mm, qui seront positionnés sur les faces des éprouvettes et qui permettront de faire un suivi en direct ; mais également par une caméra filmant une tranche avec du mouchetis, qui *a posteriori* permettra de remonter aux déformations par CIN. Puisque les niveaux de gris le permettent, de la CIN peut également être mise en place sur les images réalisées au microscope, dans le but de suivre les déformations sur cette tranche. Puisque rien ne garantit que la mise en place de l'essai permette d'obtenir une traction parfaite dans l'axe de la machine de traction, cette multiplication du suivi des déformations sur les différentes faces et tranches présente donc un avantage majeur.

Enfin, un suivi des émissions acoustiques complète l'instrumentation. L'objectif n'étant ni de faire une classification des signaux, ni de faire une détection spatiale de l'endommagement, les émissions acoustiques sont suivies par un seul capteur qui peut être placé librement sur l'éprouvette en fonction des problématiques d'encombrement des autres capteurs et instruments. En l'occurrence, il sera collé avec une colle cyanoacrylate sur la partie basse de la tranche sur laquelle le mouchetis est réalisé. Le capteur est réglé avec un seuil de détection à 40 dB, le rapport étant calculé par :

$$L_{EA}(U) = 20 * \log(U/U_0), U_0 = 10^{-6} V \quad (2.1)$$

Matériel	Référence
Machine de traction	Instron 4505
Microscope	VHX-1000E, Keyence
Caméra	ZWO ASI1600MM PRO
Capteur EA	PICO Sensor, Mistras
2x Extensomètres	Instron 2620-603

TABLE 2.1 – Liste des capteurs et instruments utilisés lors des essais de traction.

2.1.2 Eprouvettes et conditions d'essai

La mise en place d'un suivi par microscopie *in situ* implique le polissage d'au moins une des tranches des éprouvettes testées. Cette étape de polissage est primordiale puisqu'elle détermine grandement la qualité des images obtenues lors des essais. La stratégie qui a été proposée dans ces travaux consiste à employer des éprouvettes en forme de barreau, avec pour objectif de grandement faciliter le polissage des faces. Le principal inconvénient à l'utilisation d'un barreau est la perte de la "zone utile", qui permet classiquement de localiser les zones de fortes contraintes dans un espace réduit, permettant ainsi un meilleur suivi et une plus grande prévisibilité des essais. Pour pallier ce problème, les dimensions des barreaux sont réduites au maximum de ce qui est permis par l'encombrement des capteurs et de la machine de traction, diminuant ainsi la zone d'observation. Les barreaux font donc environ 100 mm de longueur.

Puisqu'une seule caméra est installée sur la seconde tranche, cette dernière est également polie avant application du mouchetis. Cela permet de limiter les effets indésirables – introduits par la rugosité de surface – qui peuvent apparaître lors du post-traitement par CIN 2D (ce point sera abordé plus en détail ultérieurement dans ce chapitre). Des talons en aluminium de 10 mm × 25 mm sont collés aux extrémités du barreau, laissant une zone utile d'éprouvette d'environ 50 mm. Ces derniers permettent une meilleure transmission de la charge par les mors, en remplaçant la surface accidentée des éprouvettes par un plan plus lisse. La largeur de l'éprouvette est d'environ 10 mm, ce qui correspond à la largeur du motif de tissage, permettant ainsi d'avoir une éprouvette d'au moins une fois le VER dans la largeur. L'épaisseur peut néanmoins légèrement varier à cause des étapes de polissage, qui peuvent être répétées jusqu'à l'obtention d'un état de surface satisfaisant. Enfin, l'épaisseur des barreaux dépend du tissage et est d'environ 3 mm, puisqu'aucun surfacage n'est effectué. Une éprouvette est présentée en figure 2.2.



FIGURE 2.2 – Eprouvette barreau avec polissage des tranches.

Même si toutes les éprouvettes ont comme largeur cible 10 mm, la réalisation du polissage a entraîné des largeurs variables entre les éprouvettes. Le polissage étant manuel, cela a également généré une variation de largeur le long des éprouvettes, rendant ces dernières légèrement trapézoïdales. Les dimensions des éprouvettes, relevées à l'aide d'un pied à coulisse, sont présentées dans le tableau 2.2 :

Référence	Longueur (mm)	Largeur (mm)
A-B	95.5 ± 0.1	$[9.89, 9.90] \pm 0.01$
A-H	98.5 ± 0.1	$[9.98, 10.09] \pm 0.01$
B-B	97 ± 0.1	$[9.66, 9.70] \pm 0.01$
B-H	96 ± 0.1	$[9.95, 9.97] \pm 0.01$
C-B	98 ± 0.1	$[9.77, 9.80] \pm 0.01$
C-H	96 ± 0.1	$[9.72, 9.72] \pm 0.01$
D-B	98 ± 0.1	$[9.88, 9.92] \pm 0.01$

TABLE 2.2 – Dimensions des éprouvettes étudiées dans ces travaux.

Les observations par microscopie sont réalisées avec un grossissement de $\times 300$, sur des zones de $3 \text{ mm} \times 6 \text{ mm}$, ce qui doit permettre de trouver un compromis entre des dimensions suffisamment grande pour le post-traitement et le temps nécessaire à la prise des images. Cette prise de vue est constituée de 4×9 images, pour différents niveaux de déformation. Les essais de traction sont donc cyclés, à la fois dans le but de récupérer des informations sur les boucles d'hystérésis, mais également car chaque cycle doit permettre de réaliser les observations par microscopie. En effet, même si les matériaux étudiés ne présentent normalement pas de phénomènes de viscosité, un très clair effet de "dérive" a été noté lors du maintien du chargement des éprouvettes au maximum de chargement atteint [Maz18]. Ainsi, pour éviter que l'état d'endommagement du matériau n'évolue au cours de la prise des 36 images, cette dernière est effectuée lors d'un palier vers 85 % de la déformation maximale, au déchargement du cycle (figure 2.3).

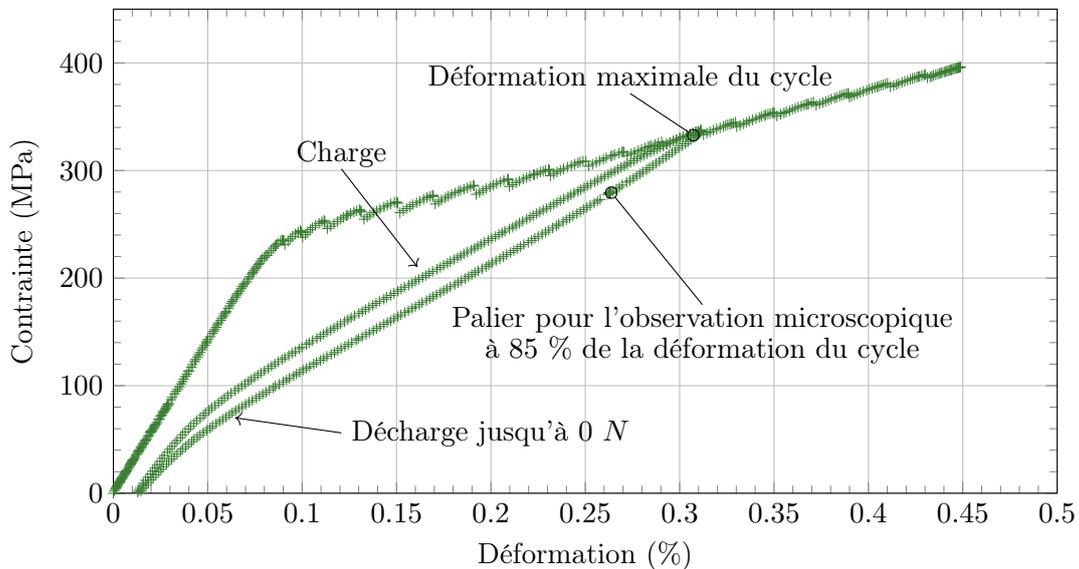


FIGURE 2.3 – Exemple de cycle de charge décharge à $\varepsilon = 0.31 \%$ pour l'éprouvette A-B.

La caméra qui filme la tranche opposée à celle du microscope est activée lors des charges et décharge de l'éprouvette. Cette dernière est néanmoins désactivée lors des paliers, car l'éclairage du microscope gêne la prise de vue. En parallèle, les extensomètres et le capteur d'émissions acoustiques enregistrent en permanence. La machine de traction est pilotée en déplacement à 0.05 mm/min soit en moyenne 0.10% /min, ce qui doit permettre de limiter tout effet dynamique non désiré. Le montage global de l'essai ainsi qu'un schéma sont présentés en figure 2.4.

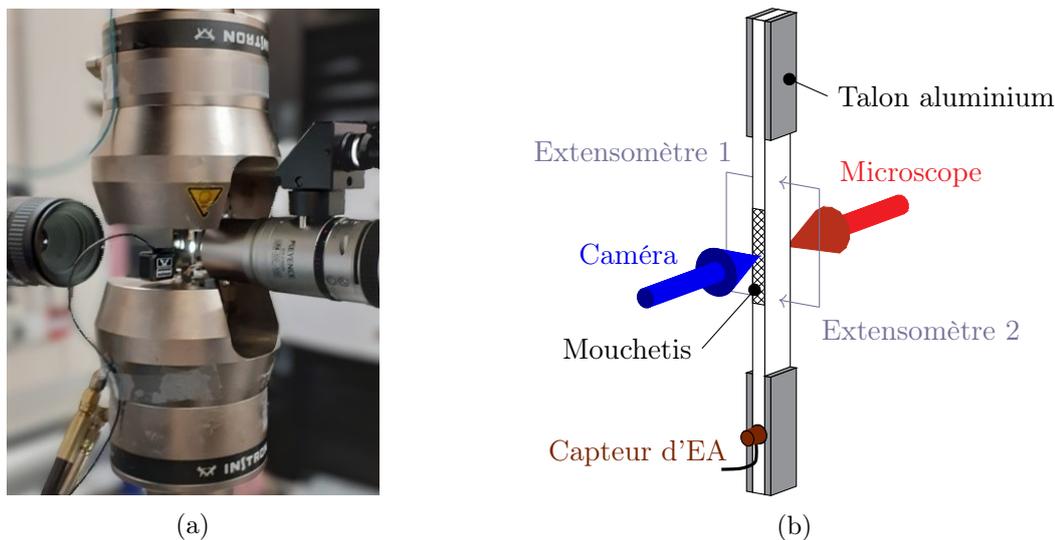


FIGURE 2.4 – (a) Photo du montage expérimental de traction. (b) Schéma du montage.

2.2 Observations macroscopiques

2.2.1 Courbes contrainte/déformation

L'objectif de cette partie est de présenter le comportement macroscopique de chaque matériau par l'analyse des courbes contrainte/déformation. Elles sont tracées via la moyenne de déformation des deux extensomètres placés en vis-à-vis pour les sept essais étudiés dans ces travaux, avec seulement quelques cycles réalisés lors des essais. Pour rappel, les matériaux étudiés possèdent tous la même matrice. L'ensemble des résultats sera reporté dans le tableau 2.3 à la fin de cette section.

Les boucles d'hysteresis formées par le cyclage des essais sont étudiées en décomposant l'énergie en deux contributeurs : l'énergie élastique et l'énergie dissipée par auto-échauffement. Lors du chargement du matériau, l'énergie dissipée entre deux cycles est également décomposée en deux contributeurs : une partie dissipée par friction et l'autre par l'endommagement (car les matériaux étudiés ne présentent pas de comportement plastique). La figure 2.5 présente les différentes contributions lors d'un cycle de décharge/recharge et entre deux cycles. Lorsque cela est possible, l'analyse de ces énergies est réalisée sur l'ensemble des cycles des différents essais.

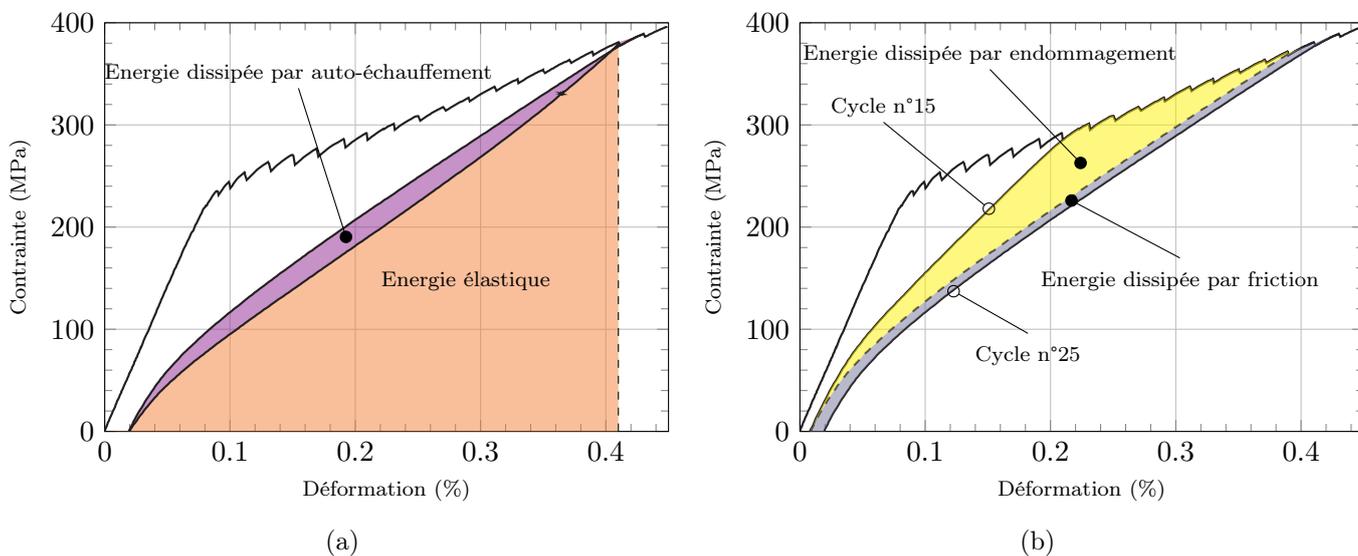


FIGURE 2.5 – Contributions énergétiques : (a) lors des cycles de décharge/recharge et (b) entre les cycles.

Par la suite, les différentes énergies étudiées seront tracées en conservant le même code couleur que dans la figure 2.5 (orange : énergie élastique, violet : énergie dissipée par auto-échauffement, jaune : énergie dissipée par endommagement et bleu : énergie dissipée par friction).

Matériau A :

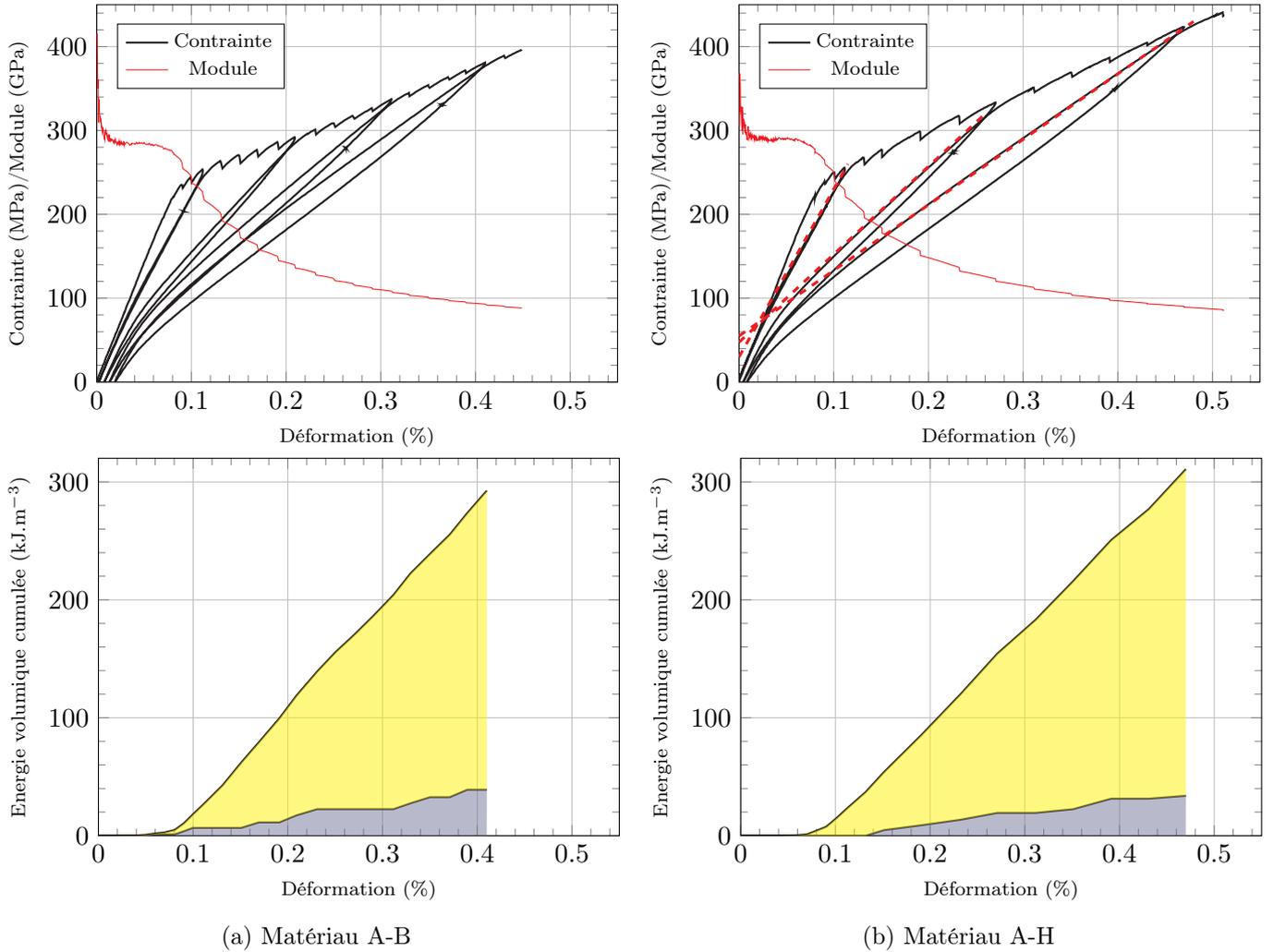


FIGURE 2.6 – Courbes contrainte/déformation et énergies dissipées lors des essais du matériau A.

Le matériau A exhibe un comportement classique de SiC/SiC MI. Ce dernier présente une déformation élastique jusqu'à environ $\varepsilon = 0.07\%$ et $\sigma = 200$ MPa, puis une perte progressive de module qui est associée classiquement à la multi-fissuration progressive de la matrice. Malgré une déformation à rupture jusqu'à 0.45% (A-B) et 0.51% (A-H) et une contrainte à rupture de 400 MPa et 440 MPa, le module des fibres n'est pas atteint, comme cela avait été souligné au chapitre précédent.

Les éprouvettes affichent une énergie dissipée d'environ 300 kJ.m^{-3} au moment de la rupture, dont 40 kJ.m^{-3} sont dissipés par frottement, ce qui indique bien une proportion importante d'énergie dissipée dans l'endommagement du matériau (matriciel ou interfacial). L'énergie élastique au moment de la rupture est de 750 kJ.m^{-3} (A-B) et 1000 kJ.m^{-3} (A-H). L'énergie dissipée par auto-échauffement permet de déterminer un ordre de grandeur de l'augmentation de température du matériau lors d'un cycle. Vers 0.40% cette énergie vaut $\Gamma_f \approx 60 \text{ kJ.m}^{-3}$. Si $C_p \approx 750 \text{ J.kg}^{-1}.\text{K}^{-1}$ et $\rho_{SiC} \approx 3200 \text{ kg.m}^{-3}$:

$$\Delta T = \frac{\Gamma_f}{C_p \times \rho_{SiC}} \approx 0.025 \text{ K} \quad (2.2)$$

Ce résultat soutient le choix de ne pas employer des méthodes d'observations par thermographie infrarouge, qui seraient particulièrement inefficaces sur les essais réalisés dans ces travaux.

Les boucles d'hystérésis permettent également de mettre en évidence l'état de précontrainte en compression de la matrice, notamment via le point d'intersection des droites de rechargement, comme par exemple sur le matériau A-H de la figure 2.6. Ce résultat est cohérent avec le fait que les fissures se referment si aucune contrainte n'est appliquée sur le matériau et est observable sur l'ensemble des matériaux testés dans cette étude.

Matériau B :

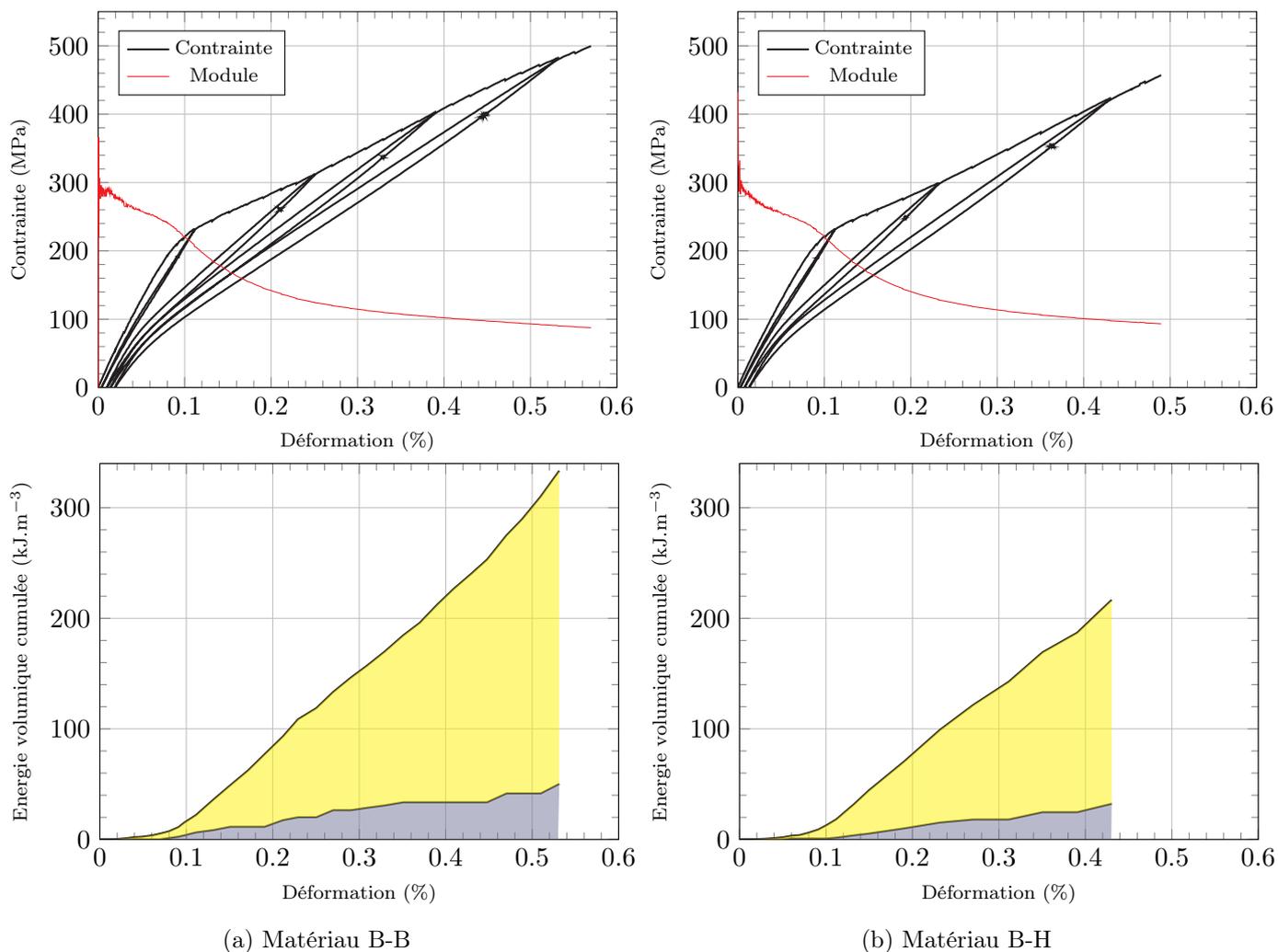


FIGURE 2.7 – Courbes contrainte/déformation et énergies dissipées lors des essais du matériau B.

Les éprouvettes B et H ont respectivement des contraintes à rupture de 499 MPa et 456 MPa pour des déformations de 0.57 % et 0.49 %. Pour rappel, le matériau B possède des propriétés à rupture de fibres similaires au matériau A, mais des propriétés interfaciales plus faibles, aussi bien en terme de module que de propriétés à rupture. Les courbes présentent une zone élastique réduite jusqu'à $\varepsilon < 0.03$ % (bien visible via le module sécant). Cette perte de module précoce est *a priori* reliée aux décohésions des fibres transverses (dûes aux faibles propriétés interfaciales) qui précèdent les premières fissures matricielles.

A iso-déformation, les énergies dissipées lors des essais sont plus faibles que dans le matériau A. Ainsi, pour 0.40 % de déformation, l'énergie dissipée dans le matériau B est d'environ 200 kJ.m^{-3} , contre 300 kJ.m^{-3} dans le matériau A. L'énergie dissipée par frottement est d'environ 40 kJ.m^{-3} pour cette même déformation. L'énergie élastique accumulée au moment de la rupture est de 1300 kJ.m^{-3} (B-B) et 900 kJ.m^{-3} (B-H). Toujours pour 0.40 % de déformation, l'énergie interne de friction dissipée dans un cycle est d'environ 50 kJ.m^{-3} .

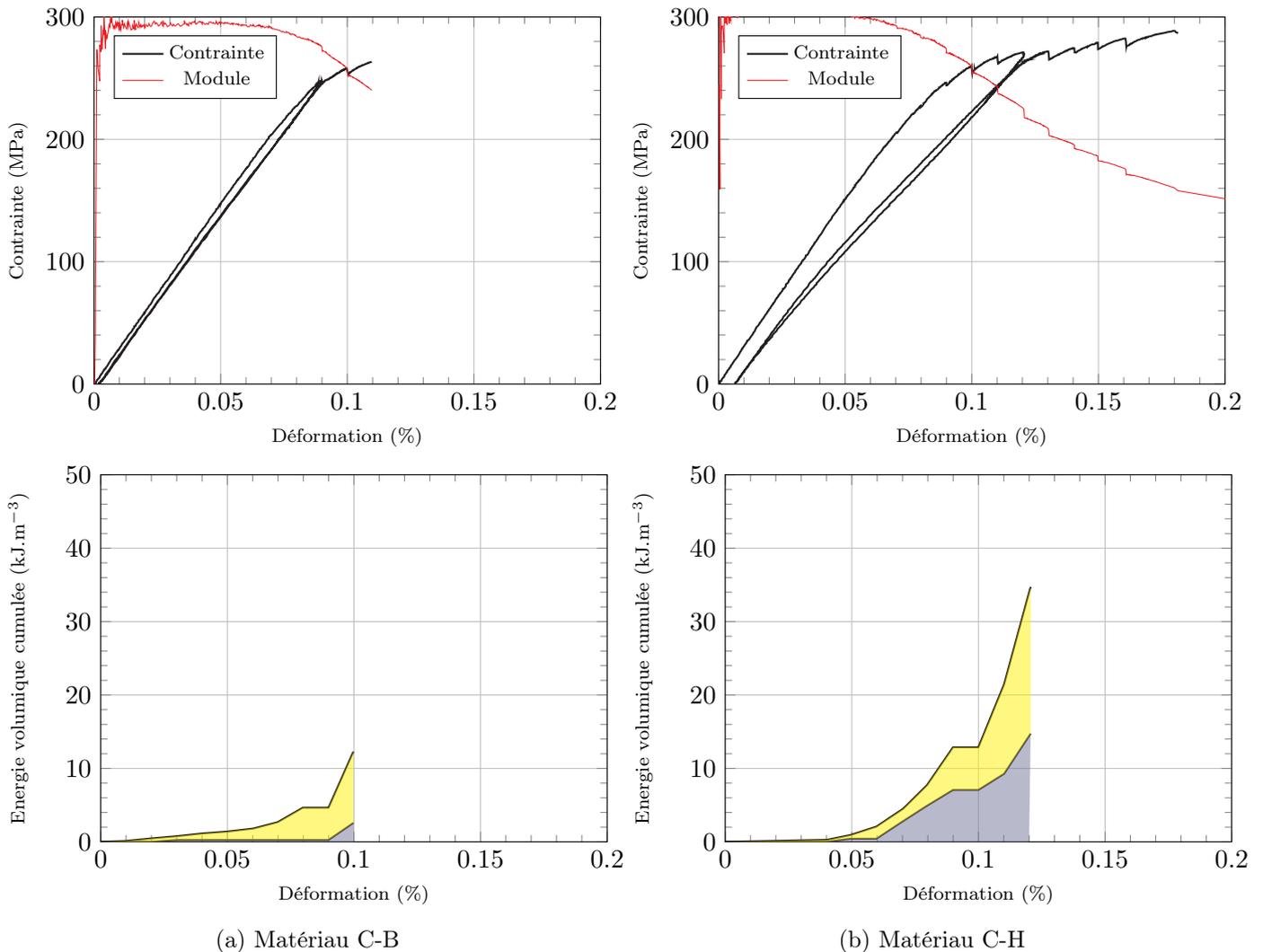
Matériau C :

FIGURE 2.8 – Courbes contrainte/déformation et énergies dissipées lors des essais du matériau C.

Le matériau C possède un comportement endommageable réduit. Malgré une différence notable de déformation à rupture entre l'éprouvette B et H (respectivement 0.11 % et 0.18 %), leur rupture intervient pour des contraintes proches : 263 MPa et 288 MPa. Par rapport au matériau A, le matériau C présente en principe des fibres aux propriétés à rupture plus faibles. Ainsi même si le matériau C rompt plus tôt, son comportement est proche du matériau A avant la rupture : leur module et l'apparition des fissures matricielles sont semblables.

L'exploitation des résultats sur ces éprouvettes est nécessairement limitée par des déformations à rupture très faibles, notamment sur l'éprouvette C-B. Pour l'éprouvette C-H, l'énergie dissipée est en grande proportion due aux frottements dans le matériau, avec à 0.12 % de déformation 15 kJ.m^{-3} sur un total de 35 kJ.m^{-3} issus des frottements, ce qui semble indiquer des phénomènes de frictions plus importants que dans les matériaux A et B. L'observation des déformations résiduelles (lorsque la force est nulle) mène au même constat.

Matériau D :

Ce matériau présente un comportement très éloigné de ce qui est attendu d'un CMC. En effet, les propriétés à rupture des fibres et du système interfacial sont faibles par rapport aux autres matériaux. Sur la courbe contrainte/déformation, cette différence se traduit par un plateau de frottements qui suit directement l'apparition des premières fissures matricielles. Ce comportement s'observe également sur l'énergie dissipée, qui n'est alors pratiquement produite que par les phénomènes de frottements, avec à $\varepsilon = 0.25 \%$, 240 kJ.m^{-3} sur 260 kJ.m^{-3} dissipés issus des frottements.

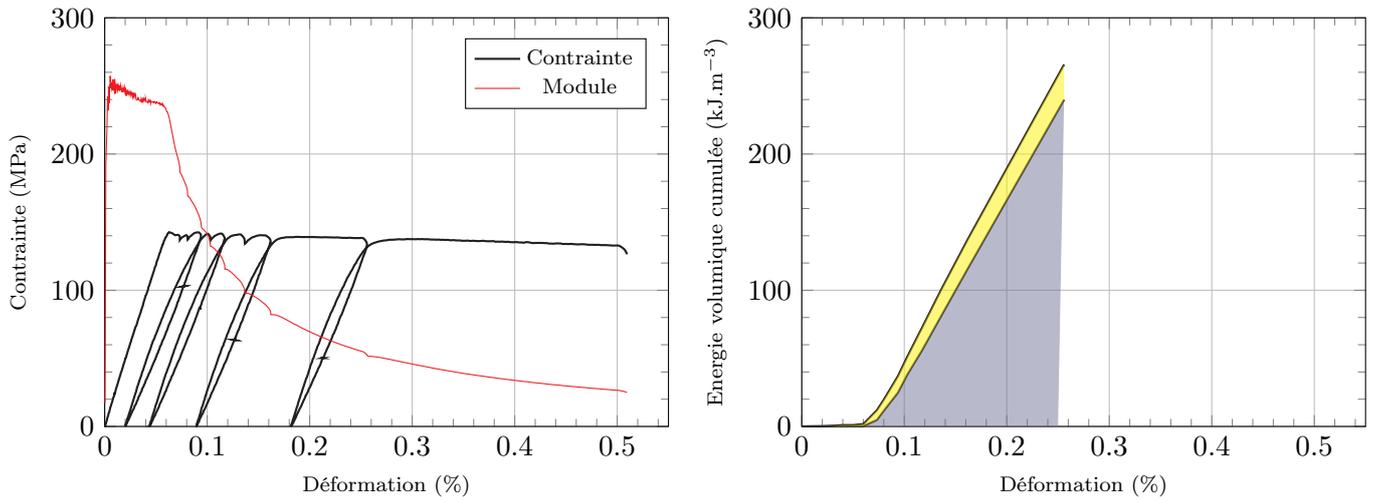


FIGURE 2.9 – Courbes contrainte/déformation et énergies dissipées lors de l’essai de l’éprouvette D-B.

Il est également intéressant de noter que malgré une matrice inchangée par rapport aux autres matériaux, le module initial est relativement faible avec seulement 254 GPa, qui traduit probablement le faible module du système interfacial dans les fils transverses. L’enregistrement des différents capteurs a été stoppé à 0.50 % de déformation car la suite de l’essai ne présente aucun intérêt particulier, avec une décroissance très lente des frottements à mesure que les fibres sont extraites de la matrice.

L’intérêt principal de ce matériau réside à la fois dans sa capacité à alimenter les modèles éléments finis avec un comportement extrême, mais également dans le fait de permettre une analyse plus claire de la compétition ayant lieu entre les phénomènes de décohésion et les propriétés à rupture des fibres sur la rupture finale du matériau. En effet, sans observation supplémentaire, il n’est pas possible de savoir si ce comportement résulte de grandes longueurs de décohésion avec peu de frottements, ou bien de longueurs de décohésion plus faibles avec des frottements importants.

Le tableau 2.3 résume les données issues des courbes contrainte/déformation pour l’ensemble des éprouvettes traitées dans ces travaux (avec Γ_e , Γ_i , Γ_f et Γ_p respectivement l’énergie élastique, l’énergie interne de friction, l’énergie dissipée par friction et l’énergie dissipée par l’endommagement) :

Référence	Module (GPa)	Contrainte à rupture (MPa)	Déformation à rupture (%)	Rapport $\Gamma_f/(\Gamma_f + \Gamma_p)$ (%)	$\Gamma_f + \Gamma_p$ au dernier cycle (kJ.m^{-3})
A-B	285	396	0.45	14.0 ± 3.0	292.6
A-H	290	440	0.51	9.0 ± 4.4	310.8
B-B	281	499	0.57	17.7 ± 3.7	333.4
B-H	280	456	0.49	13.8 ± 1.3	216.7
C-B	295	263	0.11	–	12.2
C-H	300	288	0.18	42.8 ± 0.4	34.7
D-B	254	140	0.06	76.2 ± 9.6	–

TABLE 2.3 – Propriétés des éprouvettes tirées des courbes contrainte/déformation.

L'étude de deux éprouvettes élaborées avec une grande proximité pour chaque matériau démontre bien la présence déjà connue d'une variabilité importante dans le comportement à rupture des CMC. Ainsi, les éprouvettes A, B et C présentent respectivement des écarts de déformation à rupture de 0.06 %, 0.08 % et 0.07 % entre les deux éprouvettes testées, ainsi qu'un écart de contrainte à rupture. Cette variabilité intrinsèque souligne l'importance d'étudier des matériaux affichant des variabilités volontairement supérieures, à la fois pour mieux comprendre les phénomènes qui pilotent l'endommagement et la rupture des SiC/SiC MI avec plus de précision, mais également car cela permet une validation plus large des modèles éléments finis qui seront développés par la suite.

Malgré la richesse des informations obtenues simplement avec deux extensomètres sur les essais cyclés, il apparaît clairement que la caractérisation des endommagements dans les matériaux et des phénomènes à l'origine de la rupture nécessitent des observations supplémentaires, via les différentes méthodes qui ont été proposées au début de ce chapitre. Les éprouvettes et leurs spécificités ayant été présentées dans cette partie, les parties suivantes sur la CIN, les émissions acoustiques et la microscopie ne seront plus découpées entre les différents matériaux, mais se concentreront sur les apports spécifiques de chacune des méthodes.

2.2.2 Corrélation d'images numériques macroscopiques

La mesure de champs cinématiques par CIN est une méthode largement répandue depuis quelques années [Hil06]. Elle consiste à déterminer la transformation entre deux images, en faisant l'hypothèse que le flux optique est conservé. Ces travaux ne s'étant pas attelés au développement ou à l'amélioration des approches de corrélation d'images, seule une brève description de leur fonctionnement est proposée par la suite. Ainsi, si Ω est la zone d'intérêt observée et f et g représentent les niveaux de gris de deux images, alors la conservation du flux optique s'exprime $f(x) = g(x + u(x))$ avec $u(x)$ le champ de déplacement d'une image à l'autre. La CIN consiste donc à minimiser le résidu de corrélation $r(x) = f(x) - g(x + u(x))$, par exemple par une méthode des moindres carrés :

$$\Phi_u = \int_{\Omega} (r(x))^2 dx \quad (2.3)$$

Sous cette forme, le problème est mal posé et présente trop d'inconnues par rapport au nombre d'équations. Pour pallier ce problème, le champ de déplacement est généralement recherché comme une combinaison de fonctions définies Ψ_i . Une des solutions possibles consiste notamment à subdiviser le domaine Ω en sous-domaines Ω_i , sur lesquels le champ est décrit comme une combinaison linéaire de fonctions de forme Ψ_i portées par un maillage. Le code de corrélation d'image Kintsugi – développé au LCTS – qui est employé dans ces travaux est basé sur une approche globale et régularisée par un comportement mécanique, de sorte que la fonctionnelle à minimiser est :

$$\Phi = \Phi_u + \alpha_{reg} \Phi_{reg} \quad (2.4)$$

avec $\Phi_{reg} = u^T K^T K u$ qui correspond à la minimisation de l'écart au comportement élastique, avec K le tenseur de rigidité (ce qui correspond donc à une forme particulière de la régularisation de Tikhonov). Ce terme permet d'assurer la convergence numérique. Avec ce formalisme, l'application de la CIN implique donc de choisir à la fois la dimension des sous-domaines (ici une taille de maille) et une longueur de régularisation mécanique l_{reg} (qui est reliée à α_{reg}).

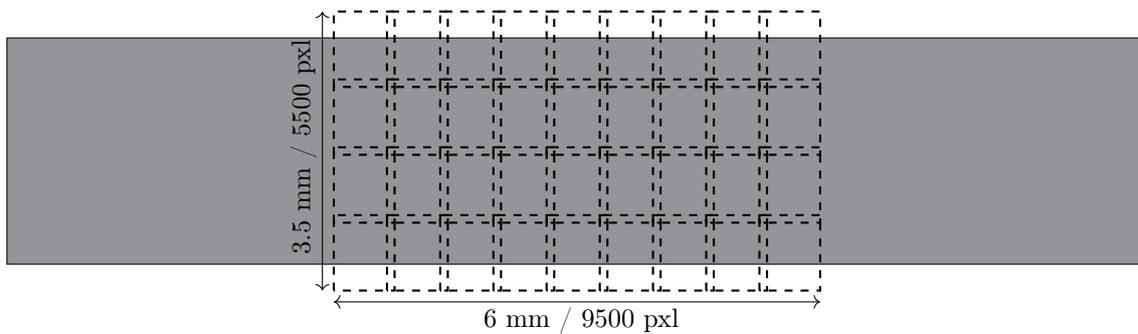
Il est important de noter que dans le cadre de ces travaux, la CIN est réalisée en deux dimensions. Ainsi, tout mouvement hors plan – c'est-à-dire dans l'axe optique de la caméra – peut entraîner une modification des niveaux de gris. Une telle modification des niveaux de gris peut ainsi engendrer des déformations parasites dans le plan d'observation, qui ne peuvent pas facilement être identifiées ou corrigées. Si l'utilisation de deux caméras permet de réaliser de la CIN 3D pour limiter ces problématiques, elle s'accompagne également de difficultés supplémentaires de mise en œuvre et n'a donc pas été mise en place dans le cadre de ces travaux.

Le choix de longueur de régularisation et de taille de maille repose sur un compromis entre l'observation des déformations et la mise en évidence des phénomènes locaux. En effet, lorsque la taille de maille et la longueur de régularisation augmentent, l'incertitude sur le champ de déplacement diminue, mais parallèlement, les phénomènes locaux sont alors masqués. La détermination de ces deux paramètres dépend donc en grande partie du résultat souhaité :

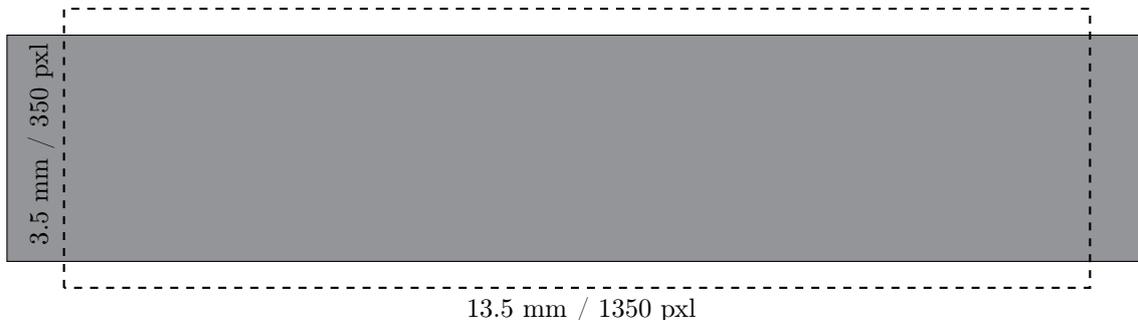
- Si le but est de connaître la déformation locale avec précision, il faut privilégier des incertitudes faibles et en général, l'objectif est donc de trouver un couple de taille de maille et de longueur de régularisation tel que l'incertitude de mesure soit inférieure à la déformation minimale à mesurer.
- Inversement, si le but est de mettre en évidence des phénomènes locaux (par exemple l'apparition de fissures), il faut alors privilégier des mailles de petite taille et des longueurs de régularisation faibles, afin de ne pas lisser le résultat localement.

Dans le cadre de ces travaux, la CIN doit être employée sur les deux tranches. La double observation n'a pas pour but d'être redondante, les deux tranches devant servir des objectifs distincts :

- Du côté du microscope, qui va être traité dans la prochaine section du manuscrit, la résolution est telle que l'objectif principal est de récupérer des informations locales d'endommagement. En effet, sur cette tranche, un total de 9500×5500 pixels pour un ensemble de 9×4 images sont obtenus avec une résolution de $0.64 \mu\text{m}/\text{pixel}$ (voir figure 2.10a). Avec une telle définition, il est possible de s'attendre à voir les fissures (car elles sont de toute manière visibles à l'œil nu), mais aussi potentiellement les décohésions fibre/matrice sur les cartographies de résidus.
- Du côté de la caméra, traité dans cette section, la résolution est bien moins bonne, d'environ $10 \mu\text{m}/\text{pixel}$ (voir figure 2.10b) et la présence du mouchetis masque probablement les phénomènes locaux sous-jacents. L'objectif est donc bien plus d'obtenir un extensomètre virtuel, ajoutant de l'informations en hors plan et permettant également de quantifier des déformations plus locales que les extensomètres de manière relativement précise.



(a) Tranche côté microscope



(b) Tranche côté caméra

FIGURE 2.10 – Schéma des zones sur lesquelles la CIN est effectuée dans ces travaux : chaque image est représentée par un cadre pointillé par rapport à la tranche de l'éprouvette.

Pour rappel, la caméra installée sur le montage expérimental filme un mouchetis sur une tranche des éprouvettes (voir figure 2.12). Puisque les matériaux étudiés se déforment peu (moins de 1 %), la résolution des images et les choix sur les paramètres de CIN vont jouer un rôle majeur sur la capacité à détecter les déformations les plus faibles. Dans l'optique de maximiser la résolution en gardant une zone d'observation d'au moins un VER de tissage, le mouchetis est réalisé sur une hauteur légèrement supérieure à 10 mm et sur la largeur complète de la tranche. Afin de déterminer un couple taille de maille et longueur de régularisation dans le cadre des observations sur mouchetis, l'incertitude de mesure du champ de déplacement est déterminée via deux images successives du mouchetis ou une image déplacée numériquement d'un demi pixel pour différents couples de ces paramètres. Le résultat de cette étude sur les images obtenues sur la tranche avec la caméra sont présentés en figure 2.11.

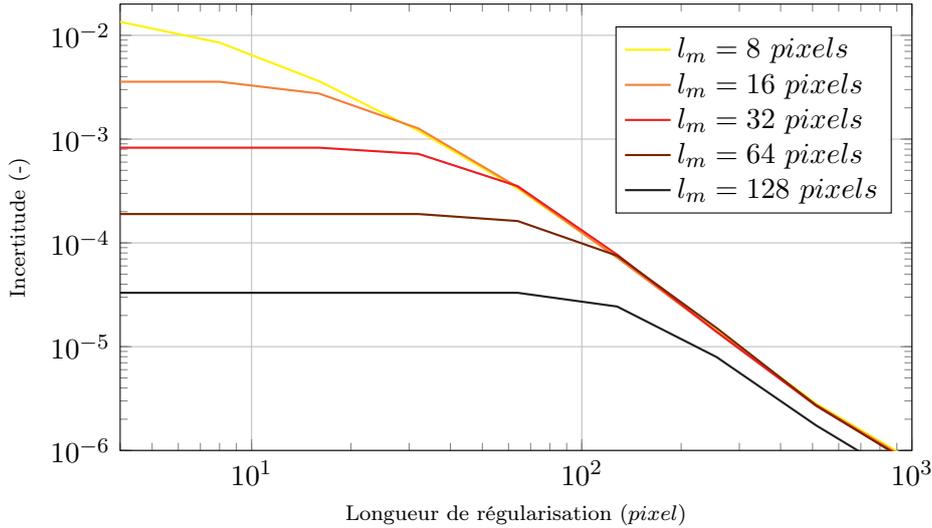


FIGURE 2.11 – Exemple de calcul d'incertitude sur les champs de déformation pour différentes tailles de maille et longueurs de régularisation pour l'éprouvette A-H.

Le but étant d'observer des déformations minimales de 10^{-4} , l'incertitude attendue doit en théorie être inférieure à cette valeur, soit d'environ 10^{-5} . Puisque l'incertitude calculée théoriquement risque de sous-estimer l'incertitude réelle, une marge supplémentaire est prise et l'incertitude théorique visée sera d'environ 5×10^{-6} . Au regard des calculs d'incertitude, un maillage de 128 *pixels* et une longueur de régularisation de 400 *pixels* ont été sélectionnés, ce qui correspond au maillage présenté dans la figure 2.12.

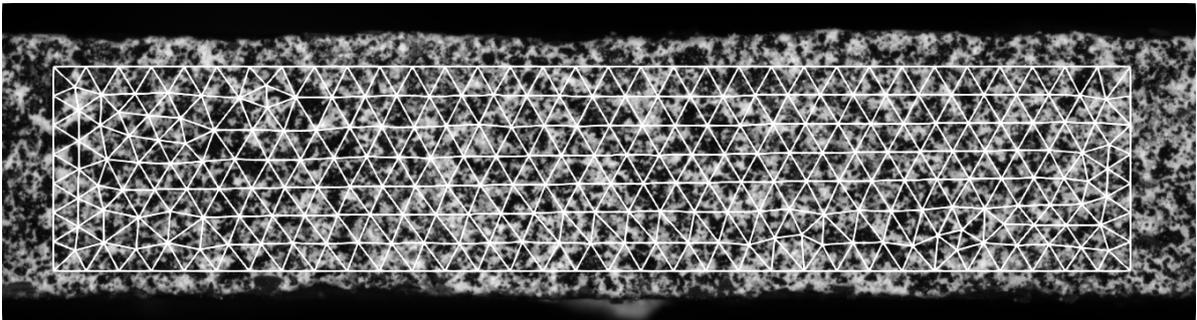


FIGURE 2.12 – Mouchetis et maillage associé sur la tranche d'une éprouvette.

La figure 2.13 présente l'histogramme moyen des déformations mesurées par CIN pour des déformations de l'éprouvette inférieures à l'apparition des premiers endommagements. Ainsi, l'ensemble des images avec une déformation inférieure à 0.05 % sont prises, et la valeur moyenne de déformation est centrée sur zéro. Cet histogramme permet de valider que la valeur d'incertitude est suffisante pour observer des déformations de 10^{-4} , car l'écart type ainsi obtenu est de 2.5×10^{-5} . Ce résultat confirme également que le calcul théorique d'incertitude réalisé précédemment sous-estime largement l'incertitude réelle lors des essais.

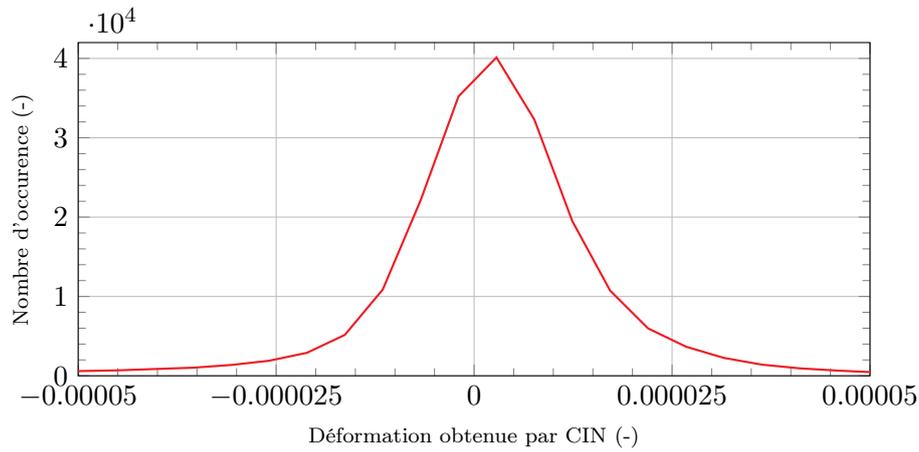


FIGURE 2.13 – Histogramme des déformations mesurées sur l'éprouvette A-H dans la partie élastique.

Les résultats de CIN pour les différents matériaux permettent d'obtenir des courbes de contrainte/déformation similaires à celles obtenues via les extensomètres (par exemple pour l'essai A-H sur la figure 2.14), ce qui permet également de vérifier si les conditions de sollicitation des essais sont des tractions relativement pures dans l'axe des éprouvettes. Dans le cas d'un écart important entre les deux extensomètres, la CIN permet de vérifier si cet écart est également présent sur les champs de déplacement.

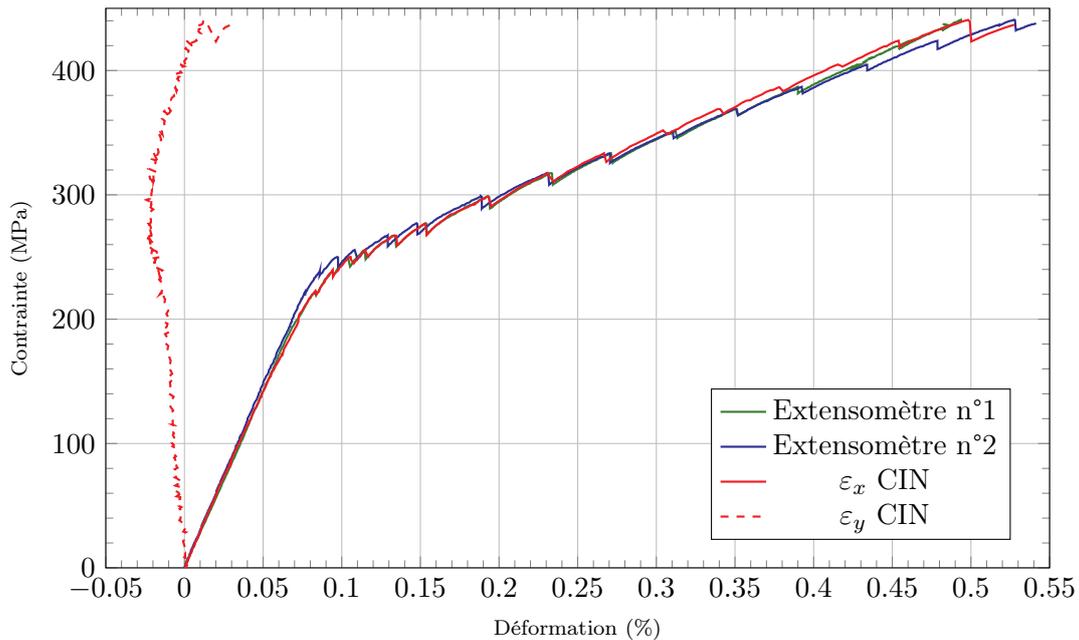


FIGURE 2.14 – Enveloppe des courbes contrainte/déformation de l'éprouvette A-H pour les extensomètres et la CIN.

Les écarts au moment de la rupture sont répertoriés dans le tableau 2.4 ; il apparaît que la totalité des essais présentent un écart entre les différentes déformations mesurées. Cet écart reste faible face aux écarts entre matériaux ou éprouvettes. Il est néanmoins complexe de savoir si ce dernier est dû à une sollicitation qui ne soit pas en traction pure, ou bien s'il est le signe d'une déformation locale fortement influencée par la micro-structure sous-jacente des éprouvettes et son endommagement. Les champs de déformations présentent en général des motifs de déformation marqués (figure 2.15) ; à cause des faibles déformations en jeu et des contraintes sur les tailles de maille, il n'est néanmoins pas possible de mettre en évidence les potentiels phénomènes d'endommagement locaux qui pourraient expliquer les écarts de déformation observés dans les éprouvettes.

Référence	$\varepsilon_r \pm \Delta\varepsilon$ (%)
A-B	–
A-H	0.517 ± 0.025
B-B	0.557 ± 0.019
B-H	0.499 ± 0.015
C-B	0.118 ± 0.013
C-H	0.187 ± 0.011
D-B	–

TABLE 2.4 – Déformation à rupture moyenne (extensomètres + CIN) et écart type.

FIGURE 2.15 – Exemple de champ de déformation obtenu par CIN sur l'éprouvette A-H pour une déformation moyenne de $\varepsilon = 0.25$ %. Le facteur de déformation est de $\times 100$ pour faciliter l'observation.

La CIN apporte également des informations supplémentaires suivant le second axe observé (figure 2.14). Ainsi, il est possible de remonter aux déformations dans l'épaisseur de l'éprouvette, au cisaillement ainsi qu'à une estimation du coefficient de Poisson du composite. Comme attendu pour ces matériaux, le coefficient de Poisson apparent est d'abord positif (environ 0.17 lorsque le matériau est sain), puis diminue progressivement lorsque l'endommagement du matériau commence à devenir important, jusqu'à devenir négatif.

Dans ce contexte, la corrélation d'images numériques est limitée à une observation relativement globale de la déformation, à cause de la résolution et de la présence du mouchetis, qui masque les phénomènes sous-jacents. Comme cela a déjà été souligné précédemment, ce résultat n'est pas étonnant : dans la mesure où le suivi de l'endommagement par CIN peut déjà être effectué sur les images microscopiques, il était ici question de filmer une zone plus grande durant la totalité de l'essai (car les images microscopiques ne sont faites qu'à chaque palier). Elle est donc principalement utilisée afin de vérifier l'état de sollicitation obtenu par les extensomètres, tout en ajoutant une information hors plan.

2.2.3 Emissions acoustiques

Les observations par extensomètres et CIN sont complétées par un traitement des signaux acoustiques. Les capteurs d'émissions acoustiques permettent la collecte d'une grande quantité de données. Pour chaque signal, il est possible de récupérer la fréquence, l'amplitude, la durée, le nombre de coups, l'énergie, etc. L'objectif de ces travaux n'étant pas de réaliser une classification approfondie des émissions acoustiques, seuls le nombre de coups et les énergies acoustiques seront post-traités.

Pour rappel, les travaux de la bibliographie ont permis d'établir plusieurs relations intéressantes entre les émissions acoustiques et l'endommagement des CMC [Mor14]. Par exemple, un lien entre l'énergie acoustique émise lors d'un essai et l'apparition de fissures dans la matrice a été établi.

Cette relation rend l'utilisation des signaux acoustiques très intéressante, même dans le cas d'exploitations basiques, dans la mesure où cela permet de remonter à l'état d'endommagement de la matrice de manière indirecte. Il faut tout de même noter que les ruptures de fibres – tout comme les fissures matricielles – produisent des signaux acoustiques très énergétiques, ce qui peut donc entraîner une incertitude sur l'origine précise des signaux. Inversement, les signaux les moins énergétiques sont associés – au moins au premier ordre – aux phénomènes de friction dans le matériau.

Dans ces travaux, les mesures d'émissions acoustiques sont réalisées avec un seul capteur, et aucune étape de calibration n'est effectuée avant l'essai (par exemple par rupture de mine sur l'éprouvette). Cela induit deux conséquences importantes sur les mesures acoustiques réalisées : (i) il n'est pas possible de différencier les signaux émis dans la zone utile de ceux émis dans les mors ; (ii) sans post-traitement supplémentaire, il n'est pas possible de faire une comparaison directe des énergies acoustiques entre les essais, puisque les systèmes CMC/colle/capteur peuvent être différents d'un essai à l'autre. Les capteurs étant systématiquement collés à la même position sur les éprouvettes, les effets de perte d'énergie sur le trajet du signal ne devraient quant à eux pas poser de problème.

Les enveloppes des courbes d'énergie acoustique cumulée sont présentées sur la figure 2.16 pour les différents matériaux. Toutes les courbes sont normalisées par rapport à l'énergie maximale cumulée, puisque comme souligné précédemment, aucune énergie captée lors d'un essai n'est directement comparable à une autre. Comme observé à de multiples reprises dans la littérature, les énergies acoustiques cumulée présentent une forme de sigmoïde, au moins pour les éprouvettes des matériaux A, B et D. Ce résultat permet de découper le comportement endommageable en deux parties : (i) une zone de multi-fissuration importante, où la perte de module est principalement guidée par la création et la propagation de nouvelles fissures, (ii) une zone où la fissuration a atteint la saturation et où la perte de module provient alors de la propagation des décohésions fibre/matrice. Les essais sur le matériau C présentent une fois de plus des résultats plus difficiles à analyser, puisque le maximum d'émissions acoustiques n'atteint pas l'asymptote supérieure de la sigmoïde.

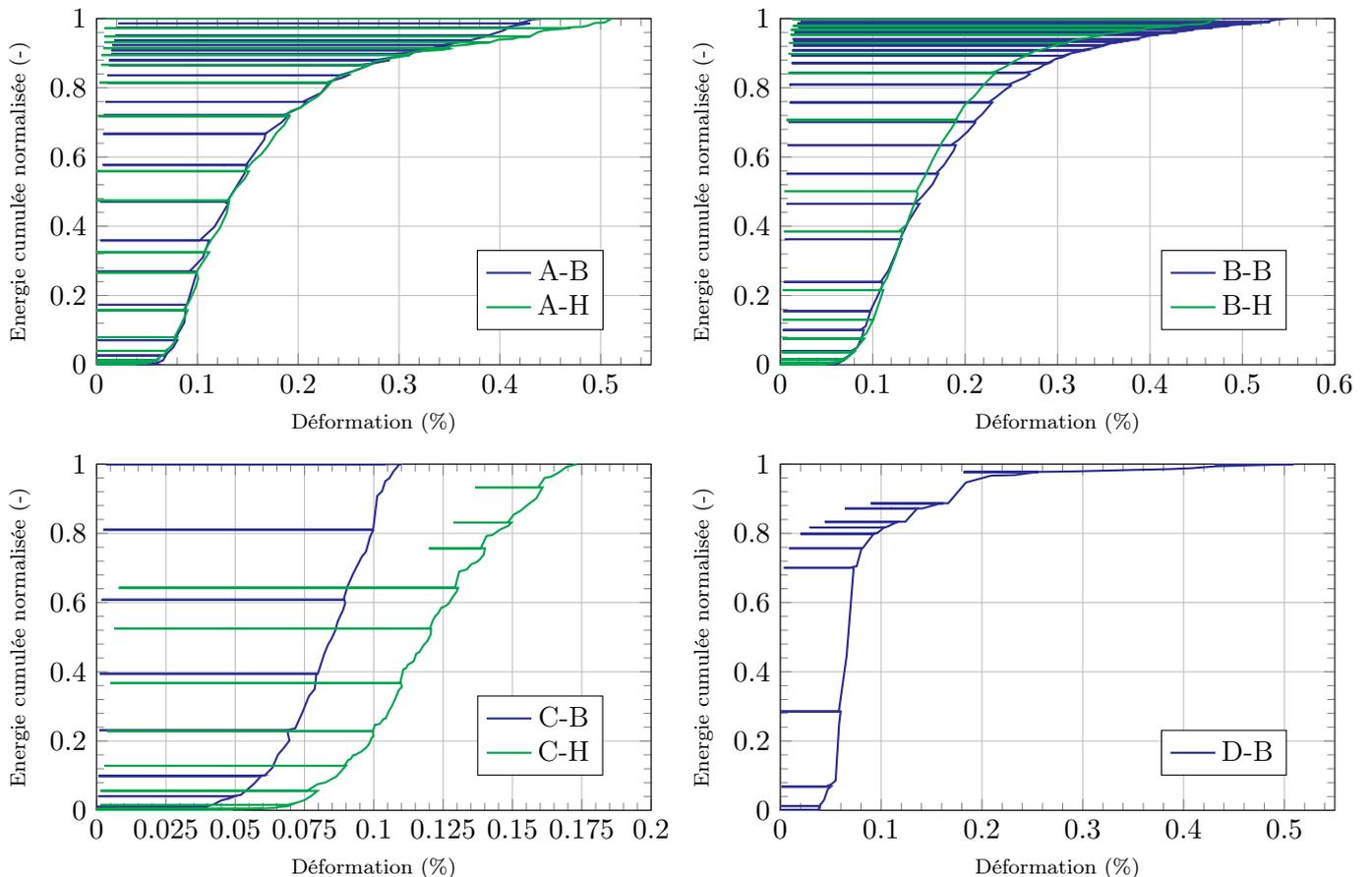


FIGURE 2.16 – Courbes contrainte/déformation et énergies dissipées lors de l'essai de l'éprouvette D-B.

La différence de forme entre les énergies acoustiques et les énergies volumiques dissipées tirées des courbes de contrainte/déformation cyclées peut poser question. Il apparaît assez nettement que les émissions acoustiques ne permettent pas de rendre compte de l'ensemble des phénomènes dissipatifs ayant lieu dans les matériaux. En effet, les différents auteurs de la littérature ayant traité les énergies acoustiques ont très largement révélé une corrélation entre ces dernières et le taux de fissuration matricielle, mais n'ont pour autant jamais mis en évidence de lien avec d'autres phénomènes d'endommagement. Il est possible – à l'aide des émissions acoustiques – de tracer l'évolution du module en fonction de l'état de fissuration de la matrice. Au premier ordre, il est possible de considérer que le module sécant doit suivre un comportement de la forme donnée par l'équation 2.5, où E sont les modules, τ le taux de fissuration matricielle et A un coefficient à identifier :

$$E_{eq}(\tau) = \frac{1}{1 + A\tau^2} \times E_{initial} \quad (2.5)$$

En effet, il s'agit ici de considérer que l'énergie acoustique est reliée uniquement à la fissuration matricielle de manière proportionnelle, et que chaque fissure crée une longueur de décohesion qui évolue elle-même de manière proportionnelle à l'énergie acoustique (c'est-à-dire qu'au plus la déformation est grande, au plus la décohesion est importante, ce qui entraîne pour chaque fissure une zone de perte de module plus grande). Cette approximation, bien que basique, donne des courbes théoriques très proches des résultats d'essais pour les matériaux A et B (voir l'exemple pour l'éprouvette A-B et B-B sur la figure 2.17). Les écarts aux courbes théoriques se situent principalement en deux zones :

- en début de courbe, lorsque des décohésions se produisent en amont de la fissuration matricielle (ce qui engendre une perte de module sans signaux acoustiques énergétiques) ;
- en fin de courbe, probablement lorsque des ruptures de fibres se produisent en grand nombre.

Par exemple, le matériau B illustre très bien la perte de module entraînée par la décohesion transverse de manière précoce, puisque pour des déformations faibles, il n'y a pas d'émissions acoustiques énergétiques alors même qu'une forte perte de module se produit.

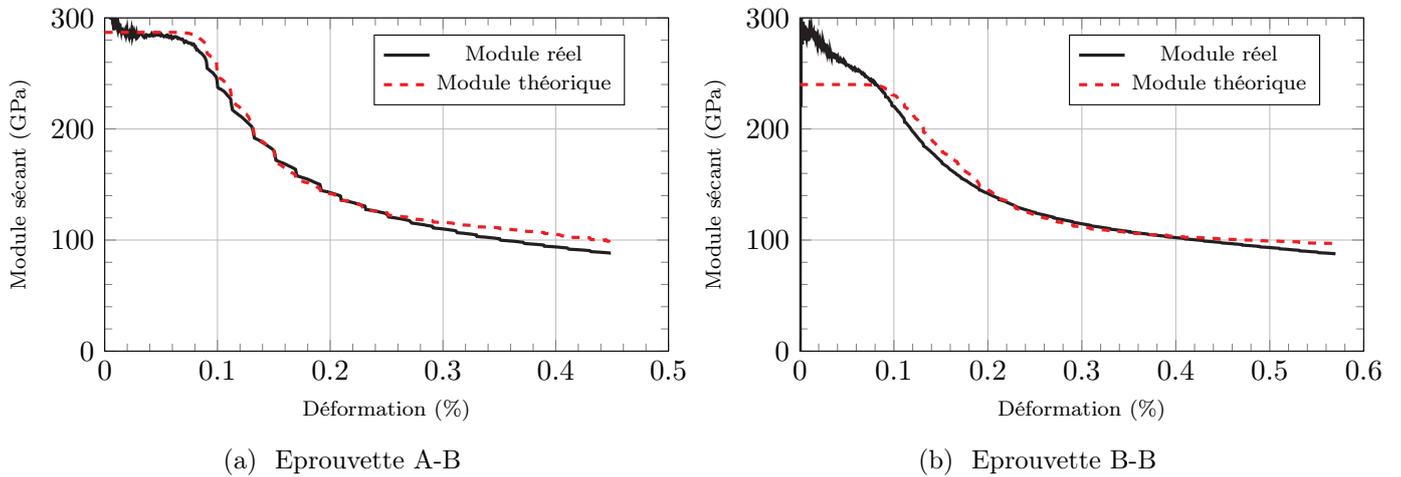


FIGURE 2.17 – Module sécant et module sécant théorique calculé à partir de l'équation 2.5.

Ces résultats soulignent bien la corrélation qui existe entre la fissuration matricielle et les émissions de signaux acoustiques énergétiques. Néanmoins, ils ne permettent d'obtenir aucun renseignement quantitatif sur les fissurations et les décohésions : la même courbe peut être due à un grand nombre de fissures matricielles avec peu de décohésions, ou seulement quelques fissures plus largement décochées. De plus, les émissions acoustiques ne révèlent pas le développement de ces mécanismes au sein des différentes phases du matériau. Enfin, il apparaît également utile de noter que les émissions acoustiques s'avèrent bien moins utiles une fois l'asymptote haute de la courbe d'énergie atteinte, alors même que les matériaux continuent à s'allonger et à s'endommager.

2.2.4 Synthèse

Les observations par extensométrie sont nécessaires au bon déroulement des essais et permettent également de comprendre les principaux mécanismes de dissipation d'énergie durant les essais. Parallèlement, la CIN mise en place durant ces essais permet de confirmer les résultats par extensomètres, tout en apportant une information sur l'ensemble des phénomènes hors plans jusqu'alors inaccessibles. Comme indiqué précédemment, cette dernière n'avait pas pour but de révéler l'endommagement local, qui sera observé sur les images microscopiques. Les émissions acoustiques à un seul capteur non calibré s'avèrent quant à elles – malgré leur simplicité apparente – riches en informations sur l'endommagement se produisant dans les différents matériaux.

En se basant sur les travaux antérieurs de la bibliographie, ces différents capteurs permettent une observation indirecte des phases principales d'endommagement déjà connues : phase élastique, décohésions transverses et multi-fissuration matricielle. Ces informations se révèlent toutefois bien plus limitées dans l'analyse des phases succédant la multi-fissuration matricielle et allant jusqu'à la rupture ; à la fois car la littérature est moins riche sur le sujet, mais également car il n'existe à ce jour aucun descripteur macroscopique pour la quantification de la décohésion fibre/matrice longitudinale ou la rupture des fibres.

Pour compléter les observations, l'utilisation de la microscopie *in situ* a été proposée comme un élément central du montage expérimental, dans le but d'obtenir des informations directes sur l'endommagement. La prochaine section du chapitre est dédiée à l'exploitation des résultats de microscopie et est recroisée avec les résultats indirects déjà obtenus par les autres capteurs et instruments.

2.3 Endommagement à l'échelle micro- et mésoscopique

2.3.1 Observations générales

L'observation par microscopie *in situ* permet de suivre l'endommagement de manière directe à la surface du matériau. Il est possible d'y observer la fissuration matricielle, la rupture des fibres, ainsi que – dans une moindre mesure – les décohésions fibre/matrice et d'en tirer des informations quantitatives sur l'endommagement. La figure 2.18 présente une image rassemblant les différents phénomènes mécaniques cités précédemment.

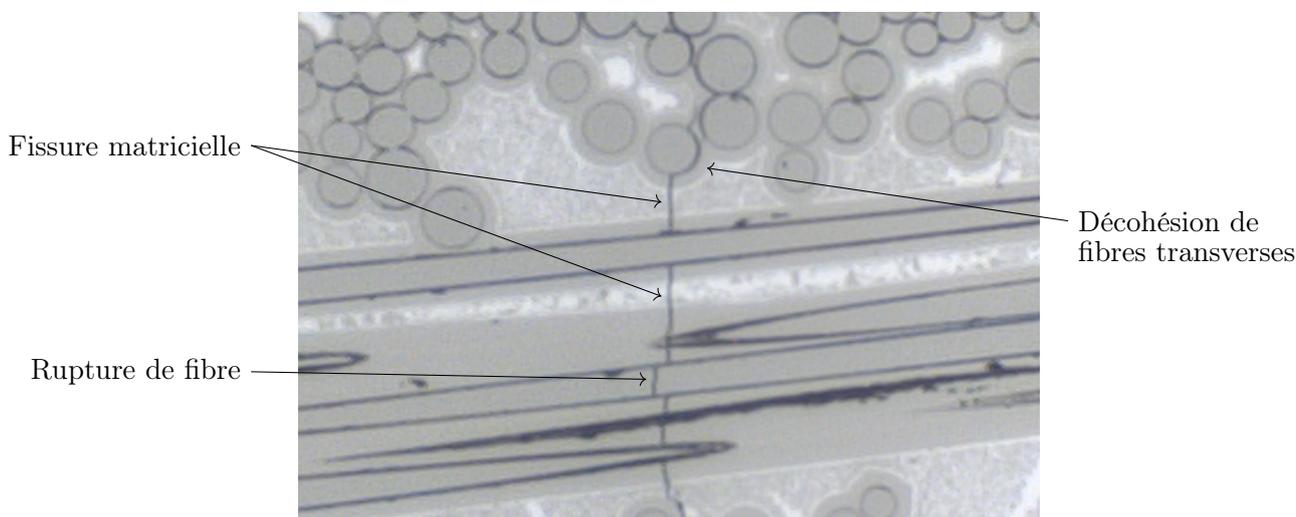


FIGURE 2.18 – Image des phénomènes d'endommagement observables à l'aide de la microscopie *in situ*.

Les chemins empruntés par les fissures matricielles sont facilement identifiables avec le grossissement utilisé. Les observations permettent de dresser un scénario d'apparition et de propagation des fissures matricielles, qui est en accord avec les travaux précédents de la littérature, qui va être décrite par la suite et illustrée par la figure 2.19 qui présente des cartographies de résidus de CIN :

- (a) Les premières fissures matricielles se produisent en surface d'éprouvette. Lorsqu'elles traversent les fils transverses, les fissures suivent les interphases en rompant ces dernières où en percolant les fissures déjà existantes en fonction des propriétés interfaciales.
- (b) Les fissures déjà existantes se propagent dans le matériau, tandis que de nouvelles fissures se créent progressivement, à distance des autres fissures.
- (c) Au bout d'une certaine déformation globale de l'éprouvette, pratiquement plus aucune fissure traversante ne se crée. Des fissures intra-fils continuent néanmoins à apparaître de manière très localisée dans les fils longitudinaux, avec un pas de fissuration plus faible que les fissures traversantes.

Si les images ainsi obtenues ont une résolution suffisante pour observer la fissuration matricielle, cette dernière est globalement insuffisante pour quantifier leur ouverture au cours des chargements avec une incertitude acceptable, comme cela est par exemple proposé dans [Det23]. La quantification de la fissuration matricielle passe donc par la détermination d'un taux de fissuration moyen (l'inverse du pas de fissuration moyen), qui est traité en détail dans la section 2.3.3.

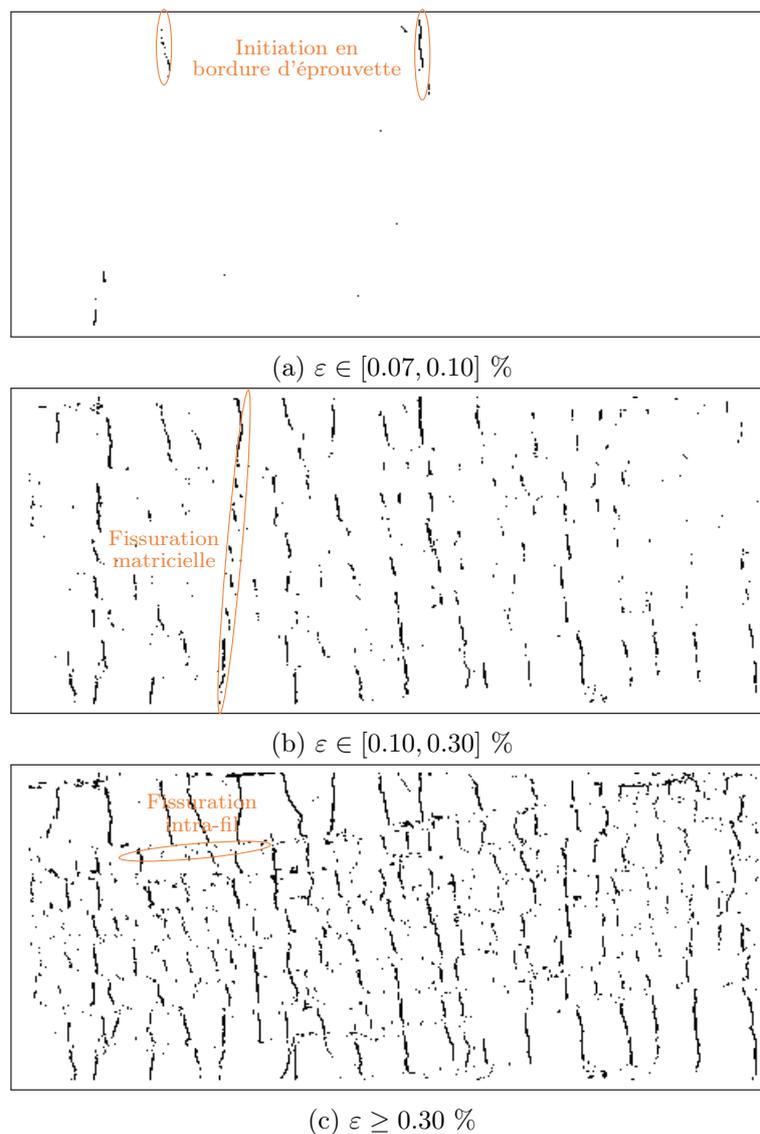


FIGURE 2.19 – Résidus de CIN (post-traités) mettant en évidence la fissuration matricielles au cours du chargement. Pour rappel, la zone observée est présentée en figure 2.10a.

Ces observations par microscopie *in situ* permettent également d'observer plusieurs phénomènes notables sur la fissuration matricielle :

- Comme observé dans la littérature, les fissures matricielles se propagent indifféremment dans les différentes phases qui constituent la matrice. Notamment, les poches de silicium n'entraînent pas de modification du chemin de fissuration, ou d'autres phénomènes notables.
- Une fois les premiers endommagement passés, la fissuration matricielle se produit de manière relativement homogène dans le matériau.
- Les fissures matricielles se propagent également dans la matrice intra-fil longitudinale sans changement de mécanisme. En d'autres termes, seuls les fils longitudinaux (via les inter-phases) sont source de discontinuité dans la fissuration matricielle.

Ce dernier point permet de préciser la notion de "mini-matrice" introduite au chapitre précédent (Chapitre 1) : l'ensemble des phases de la matrice, les fils transverses au chargement, ainsi que la matrice intra-fil des fils longitudinaux peuvent être considérés dans la mini-matrice. *In fine*, seules les fibres longitudinales au chargement sont exclues de cette définition.

La prise d'une cartographie après rupture permet également de mettre en évidence la refermeture des fissures matricielles et l'avantage que présente l'observation *in situ*. La figure 2.20 présente une même zone, avec une cartographie du cycle précédant la rupture et une après rupture (donc une fois l'éprouvette complètement déchargée).

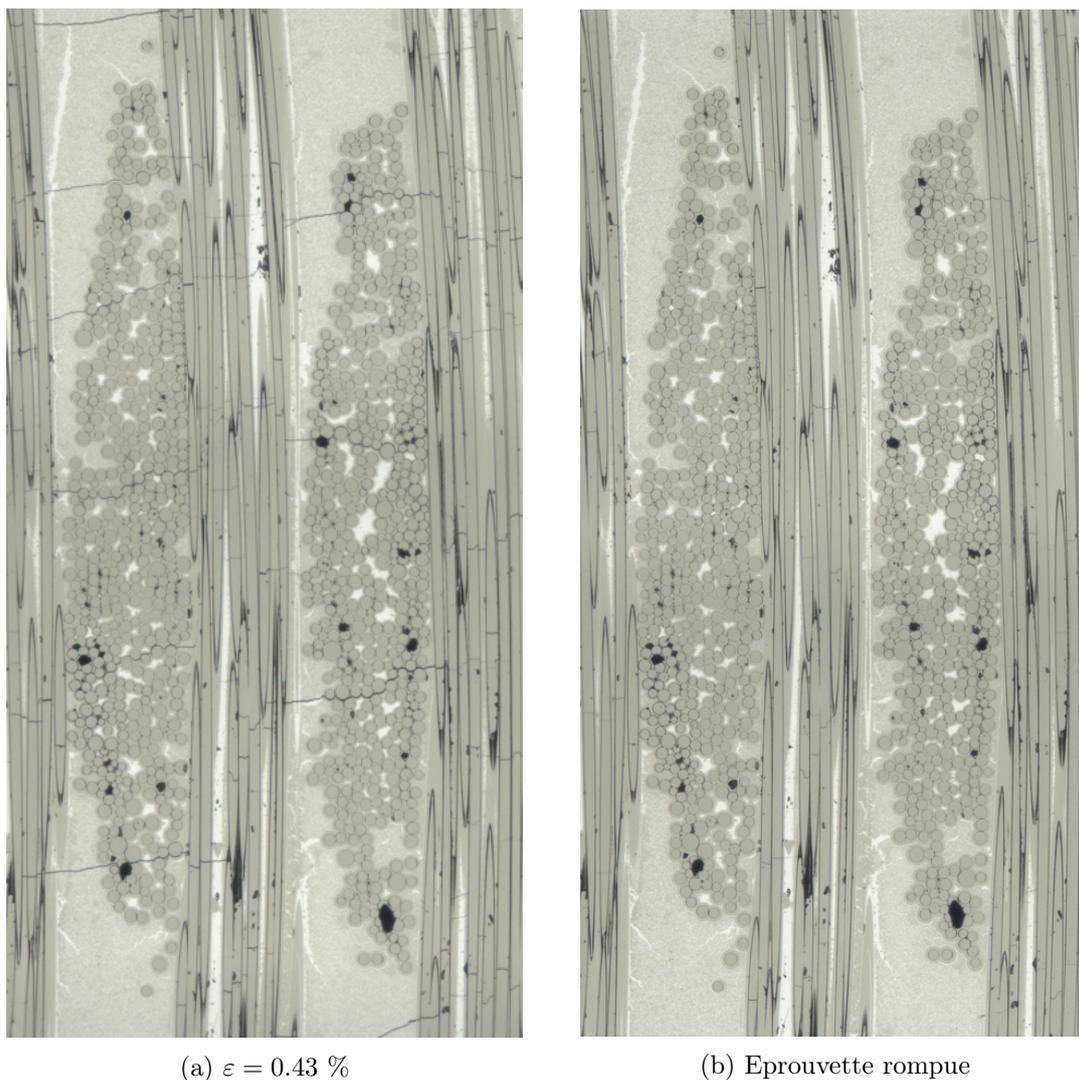


FIGURE 2.20 – Cartographie (a) avant et (b) après rupture mettant en évidence la refermeture des fissures matricielles sur l'éprouvette A-B.

Comme signalé plus haut, les ruptures de fibre sont également visibles sur les images de microscopie. Ces dernières n'ont néanmoins qu'une valeur qualitative. Il serait en effet assez hasardeux de déterminer un taux de rupture de fibre via ces observations, car rien ne permet d'affirmer que les fibres conservent un comportement nominal et/ou homogène lors du polissage des éprouvettes. Pour les mêmes raisons les décohésions fibre/matrice longitudinales, bien que pouvant parfois être observées (notamment sur les résidus de corrélation d'images en section 2.3.2), ne sont pas nécessairement représentatives du comportement réel des interfaces dans le volume et n'ont donc qu'une valeur qualitative.

Les décohésions transverses peuvent également être observées. Cela permet notamment de valider l'hypothèse proposée pour expliquer la perte de module initiale observée sur les matériaux B et D. La figure 2.21 présente trois images successives d'un même fil dans l'éprouvette pour différents niveaux de déformation. Pour ce matériau, les décohésions transverses apparaissent très clairement par un changement de niveau de gris des interfaces, qui deviennent plus sombres.

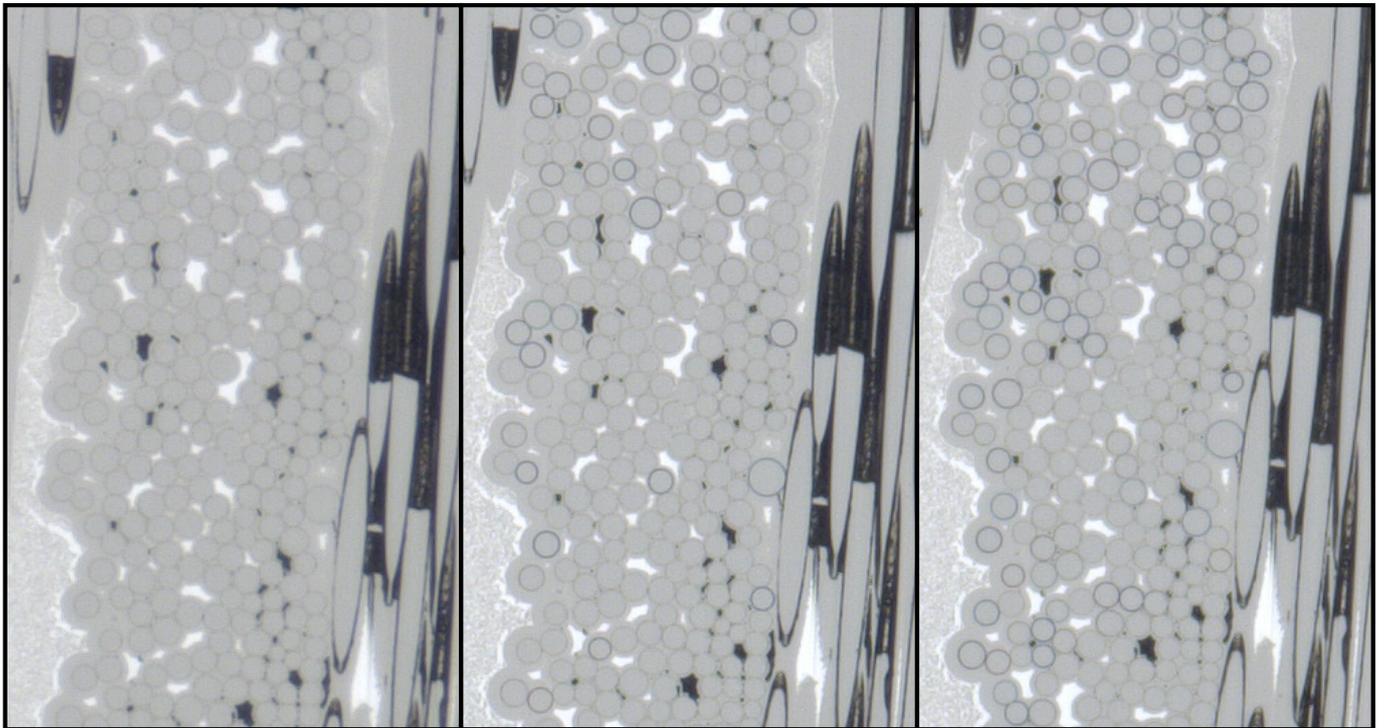


FIGURE 2.21 – Fil dans l'éprouvette D-B. De gauche à droite : $\varepsilon = 0.00 \%$, $\varepsilon = 0.03 \%$, $\varepsilon = 0.05 \%$. La décohésion peut être observée au niveau des interphases qui s'assombrissent.

2.3.2 Corrélation d'images numériques microscopiques

La CIN sur les images microscopiques est mise en place avec la même méthode que sur les images macroscopiques de la caméra. La détermination des incertitudes est plus délicate dans cette situation, car les niveaux de gris peuvent varier d'une zone à l'autre en fonction des phases en présence. Les études d'incertitude sont ici réalisées sur une image quelconque de la cartographie en prenant la valeur moyenne obtenue. L'avantage de la CIN microscopique est qu'elle permet de remonter directement aux déformations des phases ou des structures mésoscopiques du matériau. Il est ainsi possible de différencier quantitativement l'impact des fils transverses de celui des zones de matrice sur les déformations résultantes des éprouvettes. Ces informations tirées de la CIN pourront également être utilisées pour comparer les résultats des modèles éléments finis aux résultats réels de manière quantitative.

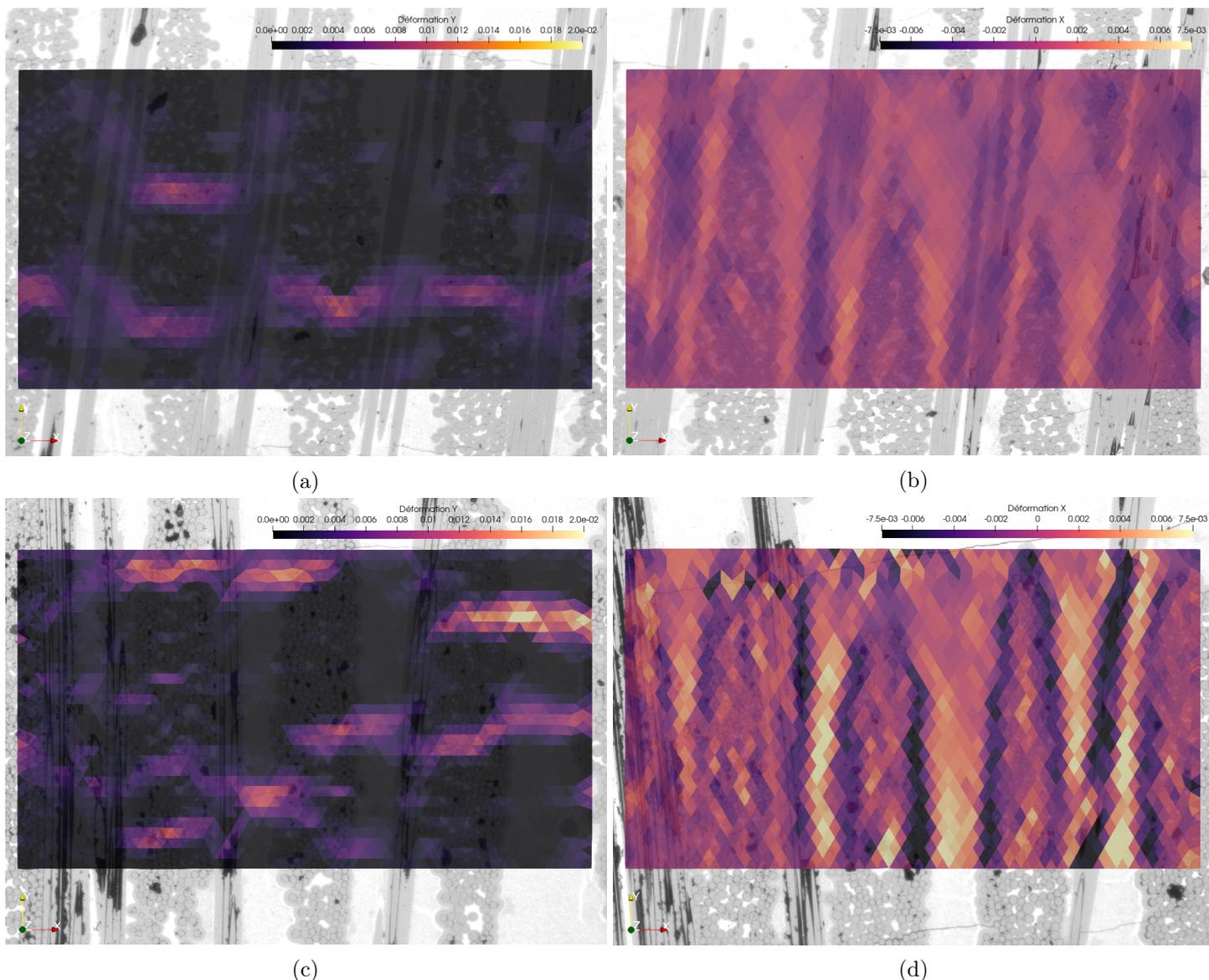


FIGURE 2.22 – Champs de déformation calculés par CIN sur des images de microscopie *in situ* : (a) et (b) sur le matériau A, (c) et (d) pour le matériau B. A gauche dans la direction de chargement et à droite transverse au chargement, pour une déformation moyenne de 0.21 % sur les éprouvettes.

Pour les matériaux A et C (figure 2.22), les résultats de corrélation mettent en évidence le fait que les déformations dans le sens de chargement sont principalement permises par l'endommagement du matériau. En effet, les déformations des zones saines sont négligeables face à la déformation moyenne de l'éprouvette, ainsi que face aux déformations induites par les fissurations matricielles. Seules les quelques zones de silicium présentent des déformations notables dans la direction de chargement, de part leur rigidité plus faible que le reste du matériau. Ce résultat souligne que la rigidité des fils transverses reste plus importante que celle du silicium après l'apparition des premières fissures, ce qui indique que les interphases sont certainement non-rompues dans ces matériaux.

Les déformations transverses au sens de chargement (figure 2.22b) permettent quant à elles de mettre en évidence les effets à l'échelle de la structure tissée : les fibres longitudinales présentent des déformations négatives, tandis que le reste du matériau présente des déformations positives. Ces déformations transverses marquées sont principalement dues aux effets Poisson des différentes phases. Les fibres – qui transmettent le chargement – sont en traction et réduisent de diamètre par effet Poisson. Dans un même temps la matrice, qui non seulement est moins rigide, mais n'est également plus chargée sur son ensemble à cause des fissures matricielles se retrouve alors mise en traction transverse au chargement.

Pour les matériaux B et D, les champs de déformation sont différents et permettent de mettre en évidence l'endommagement des interphases transverses précédant les premières fissures matricielles. Il est ainsi intéressant de noter que malgré une déformation à l'échelle de la microstructure très différente, les matériaux A et B présentent des comportements macroscopiques très proches.

Comme cela a déjà été montré précédemment, la CIN permet également de mettre en évidence les phénomènes d'endommagement via les résidus de corrélation. La figure 2.23 présente une image de résidus avec un zoom plus important que les images de la figure 2.19, elle permet de faire apparaître de manière plus nette l'ensemble des phénomènes déjà décrits précédemment : fissuration matricielle, décohésions transverses, décohésions longitudinales ainsi que rupture des fibres.

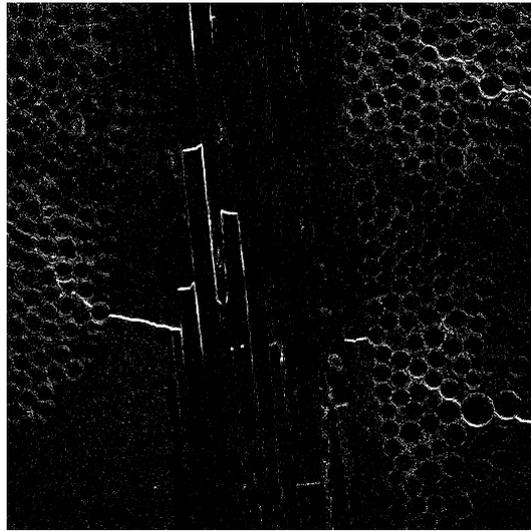


FIGURE 2.23 – Images de résidus de corrélation où les différents phénomènes d'endommagement intervenant dans les matériaux peuvent être observés.

2.3.3 Quantification de la fissuration matricielle

Pour rappel les cartographies sont réalisées sur des zones d'environ $6 \text{ mm} \times 3 \text{ mm}$, ce qui permet de déterminer un taux de fissuration moyen en fonction de la déformation dans les différents matériaux. Puisque les fissures ne traversent pas nécessairement les éprouvettes de part en part, la comptabilisation des fissures est effectuée par "zone" de tissage (voir figure 2.24). En pratique, les fissures ne sont ni parfaitement rectilignes ni totalement traversantes même dans une zone de tissage, raison pour laquelle les résultats de taux de fissuration sont présentés avec une barre d'erreur.



FIGURE 2.24 – Indication des "zones" utilisées pour la comptabilisation des fissures.

Les taux de fissuration matricielle normalisés sont présentés avec les courbes d'énergies acoustiques normalisées cumulées en figure 2.25. Comme cela a été proposé dans la bibliographie via des observations *post mortem*, il apparaît très clairement que le taux de fissuration matricielle mesuré de manière *in situ* est relié proportionnellement aux énergies acoustiques.

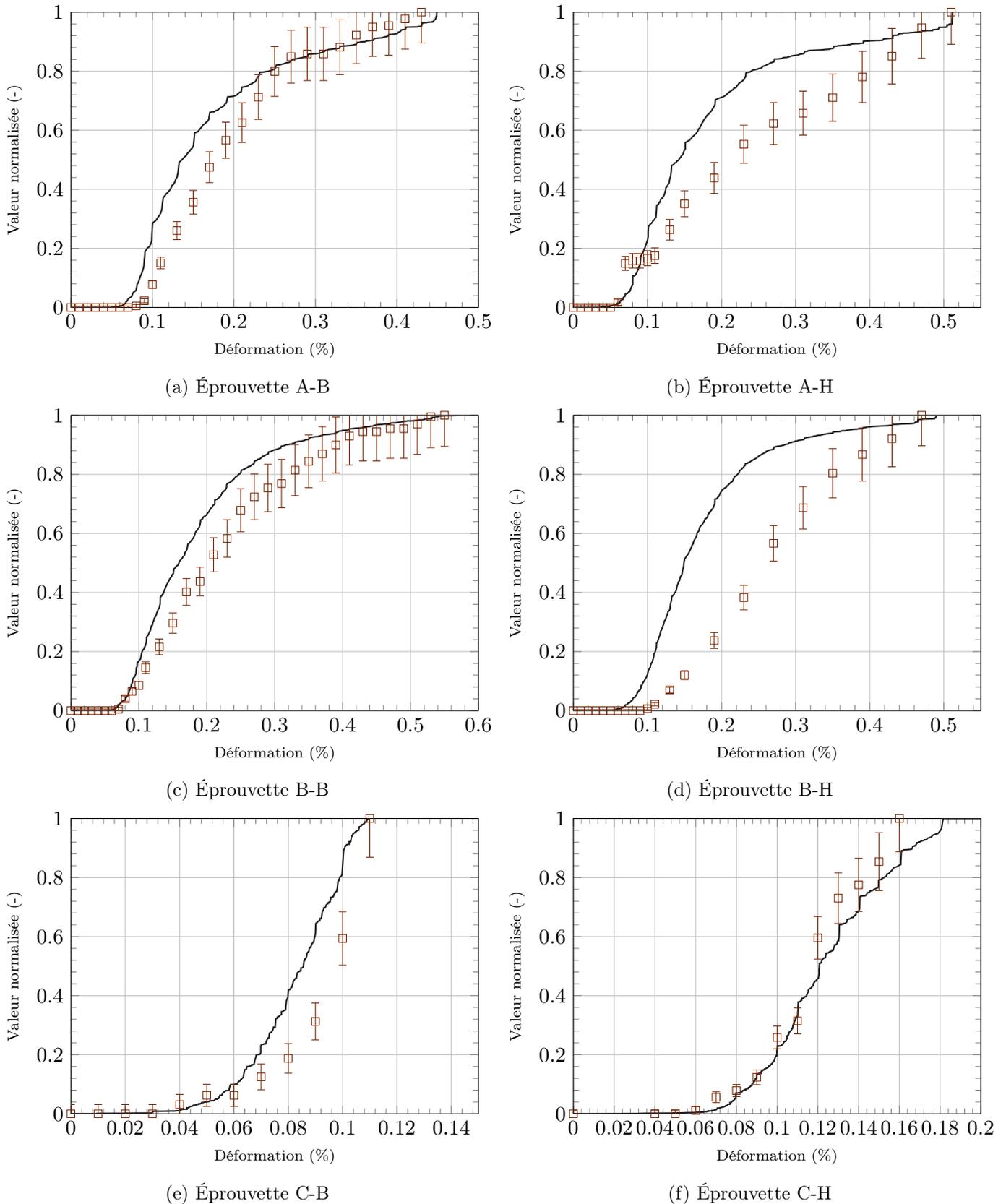


FIGURE 2.25 – Taux de fissuration (marron) et énergies acoustiques cumulées (noir) normalisés pour les éprouvettes des matériaux A, B et C.

Les observations permettent également de mieux comprendre la rupture du matériau D, qui n'est pas traitée dans la figure 2.25. Ce dernier présente en effet une unique fissure matricielle, qui a pu être observée dans la zone de cartographie microscopique. Il apparaît clairement que la fissure en question est à l'origine de la rupture finale du matériau (figure 2.26) et que ce dernier présente alors de grandes longueurs de décohé- sion.

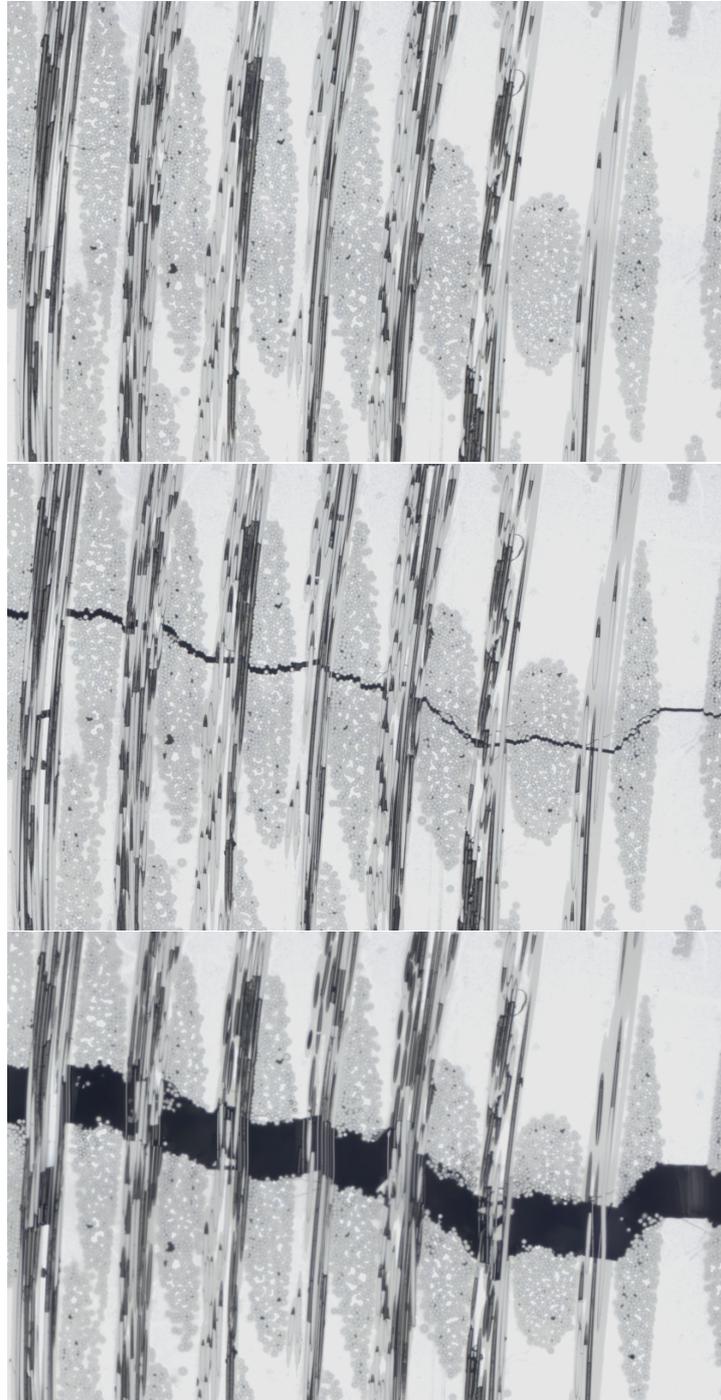


FIGURE 2.26 – Rupture de l'éprouvette D-B, de haut en bas : $\varepsilon = 0.06\%$, $\varepsilon = 0.10\%$, $\varepsilon = 0.50\%$. Couleurs modifiées pour des raisons de confidentialité.

L'information seule des taux de fissuration ne permet néanmoins pas de renseigner sur les zones préférentielles d'apparition des fissures dans le cadre d'une bonne compréhension du scénario d'endommagement de ces matériaux. En l'occurrence, il est intéressant de constater que les matériaux A et C présentent des fissures qui s'initient majoritairement dans les zones pauvres en torons transverses (figure 2.27a), là où dans le matériau B, elles ont d'avantage tendance à s'initier au cœur de ces derniers (figure 2.27b).

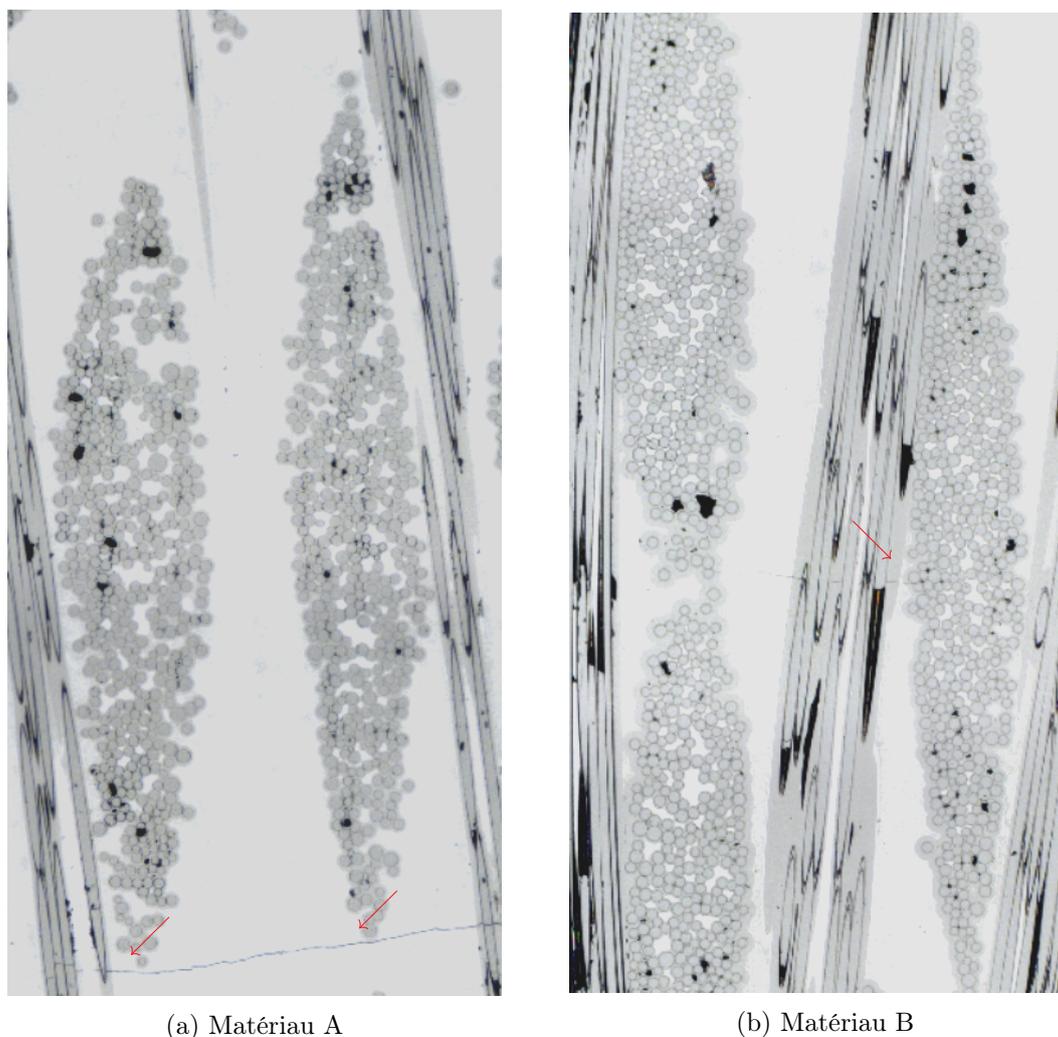


FIGURE 2.27 – Illustration des zones préférentielles d'initiation des fissures pour les matériaux A et B. Couleurs modifiées pour des raisons de confidentialité.

Cette observation est logique avec les propriétés attendues dans les différents matériaux : la variante B ayant des interphases bien plus faibles, elles vont en général créer des zones de faiblesse là où les fibres transverses sont les plus nombreuses. Il apparaît sur la figure 2.26 que la fissure finale de l'éprouvette D-B suit d'ailleurs le centre des différents fils transverses qu'elle traverse, ce matériau présentant également des interphases très faibles, confortant l'idée que le centre des fils transverses est dans cette situation la zone de propagation de plus faible énergie.

2.3.4 Synthèse

Les observations par microscopie *in situ* permettent de révéler un ensemble important d'informations sur l'endommagement des matériaux au cours des essais. Contrairement aux observations qualifiées de "macroscopiques" présentées précédemment, le suivi de l'endommagement est réalisé de manière directe et permet non seulement de remonter à des informations qualitatives, mais également de quantifier l'évolution du taux de fissuration matricielle. Néanmoins, l'observation uniquement en surface limite nécessairement les conclusions sur certains aspects : la validité des observations de ruptures de fibres et de décohésions transverses semble par exemple incertaine.

Couplées aux informations macroscopiques, il est néanmoins envisageable de récupérer des informations plus complètes sur l'état d'endommagement des matériaux. Par exemple, avec une information quantitative du taux de fissuration dans les matériaux, il est possible de revoir les exploitations qui étaient proposées sur l'évolution du module sécant, ou encore sur les énergies dissipées lors des essais. C'est ainsi ce qui est proposé dans cette dernière section du chapitre.

Enfin, ces résultats soulignent une fois de plus la difficulté persistante à obtenir des informations quantitatives sur l'ensemble des phénomènes d'endommagement dans ces matériaux. Ainsi, l'ajout d'observations supplémentaires, notamment *post mortem*, semble nécessaire pour compléter les données déjà acquises de manière *in situ*.

2.4 Compléments sur l'endommagement des SiC/SiC MI

2.4.1 Longueur de décohésion et considérations énergétiques

Longueur équivalente de décohésion

La quantification du taux de fissuration permet de reconsidérer plusieurs résultats précédents. Par exemple, il a été proposé d'associer l'évolution du module sécant aux énergies acoustiques cumulées, mais dans la mesure où le nombre de fissures est maintenant connu, il est possible d'en tirer de nouvelles informations. Notamment, plutôt que d'utiliser l'équation 2.5 pour décrire l'évolution du module sécant, il est possible d'employer l'équation suivante :

$$E_{eq}(\tau_f, l_d) = \frac{1}{\frac{1 - \tau_f \times l_d}{E_{initial}} + \frac{\tau_f \times l_d}{\nu_{fibre} \times E_{fibre}}} \quad (2.6)$$

avec τ_f le taux de fissuration matricielle en mm^{-1} , l_d la longueur équivalente de décohésion en mm et ν_{fibre} le taux de fibre dans la direction de sollicitation. En réécrivant l'équation 2.6, il est alors possible d'obtenir la longueur équivalente de décohésion en fonction du taux de fissuration et du module sécant, qui sont tout deux connus :

$$l_d(\tau_f, E_{eq}) = \frac{\frac{1}{E_{eq}} - \frac{1}{E_{initial}}}{\tau_f \times \left(\frac{1}{\nu_{fibre} \times E_{fibre}} - \frac{1}{E_{initial}} \right)} \quad (2.7)$$

Les longueurs de décohésion équivalentes calculées pour les différentes éprouvettes au cours des essais sont répertoriées dans la figure 2.28 ci-dessous. Ces courbes mettent assez nettement en évidence les différences de propriétés interfaciales entre les matériaux A (ou C) et B.

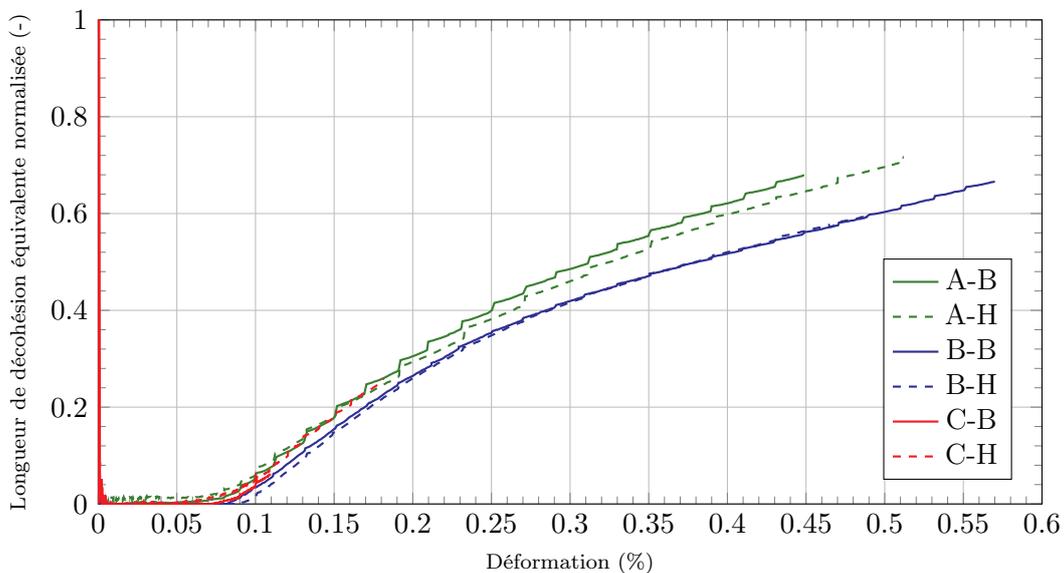


FIGURE 2.28 – Evolution des longueurs de décohésion équivalentes pour l'ensemble des éprouvettes.

Si ce calcul peut paraître pratique dans certain cas, il est important de noter que la longueur de décohésion ainsi déterminée n'est qu'une longueur de décohésion équivalente et qu'elle ne représente en réalité qu'une borne inférieure à la longueur réelle de décohésion. En effet, si des frottements ont lieu entre la fibre et la matrice alors le transfert de charge induit une longueur de décohésion plus importante à iso-charge et iso-déformation. En effet, si $\sigma_0(x)$ et $\sigma_1(x)$ sont les contraintes dans la fibre en fonction de la distance à une fissuration matricielle, respectivement sans frottement et avec frottements, alors l'égalité suivante doit être vraie :

$$\begin{aligned} \int_0^l \varepsilon_0(x) dx = \int_0^l \varepsilon_1(x) dx &\Leftrightarrow \int_0^l \frac{\sigma_0(x)}{E_f} dx = \int_0^l \frac{\sigma_1(x)}{E_f} dx \\ &\Leftrightarrow \int_0^l \sigma_0(x) dx = \int_0^l \sigma_1(x) dx \end{aligned} \quad (2.8)$$

Si x_0 et x_1 sont les longueurs de décohésion respectives, alors $\sigma_0(0) = \sigma_1(0)$ et $\sigma_0(x_0^+) = \sigma_1(x_1^+)$. Puisque pour tout $x \in [0, x_0^-]$, $\sigma_0(x) = \sigma_0(0)$ et pour tout $x \in [0, x_1^-]$, $\sigma_1(x) \leq \sigma_1(0)$, alors il en résulte que $x_1 \geq x_0$.

Approche énergétique

Pour rappel, les énergies dissipées avant rupture au cours des essais ont été calculées précédemment à partir des courbes contrainte/déformation. Comme cela pouvait être supposé et au regard des phénomènes observés par microscopie *in situ*, il apparaît que l'énergie dissipée par endommagement provient majoritairement de la fissuration matricielle et de la décohésion des interphases. On fait ici l'hypothèse que la rupture de fibres est négligeable par rapport aux deux phénomènes précédents. La quantification de la fissuration matricielle et l'estimation des longueurs de décohésion au cours des essais permet donc d'estimer la répartition de l'énergie dissipée dans ces différents mécanismes d'endommagement.

L'énergie volumique dissipée par la mini-matrice peut être exprimée par $E_m(\varepsilon) = \tau_f(\varepsilon) \times G_m$ avec τ_f le taux de fissuration matricielle et G_m le taux de restitution d'énergie de la matrice. De la même manière, l'énergie volumique dissipée par les interphases peut être calculée via $E_i(\varepsilon) = l_d(\varepsilon) \times S_f \times G_i$ avec l_d la longueur de décohésion, S_f la surface d'interphase par unité de longueur et G_i le taux de restitution d'énergie des interphases. Le taux de fissuration matricielle ainsi qu'une longueur de décohésion apparente ont été déterminés dans les sections précédentes et la surface d'interphase par unité de longueur peut facilement être estimée dans les matériaux. Les taux de restitution d'énergie s'avèrent plus compliqués à déterminer, avec des données de la littérature souvent limitées et parfois même contradictoires.

Le taux de restitution d'énergie de la mini-matrice peut être estimé entre 5 et 15 J.m⁻² [Pit15]. La borne supérieure sera *a fortiori* limitée par les résultats obtenus lors des essais, puisque l'énergie dissipée par la fissuration matricielle ne peut pas dépasser l'énergie totale dissipée par endommagement qui est calculée via les courbes de contrainte/déformation. Le taux de restitution d'énergie des différents systèmes interfaciaux peut ainsi être estimé en calculant l'énergie totale dissipée dans les interphases, qui sera en toute logique la différence entre l'énergie dissipée totale et l'énergie dissipée dans la fissuration matricielle.

La figure 2.29a présente la répartition d'énergie dissipée par endommagement entre la fissuration matricielle et la rupture des interfaces pour l'éprouvette A-B. La fissuration matricielle est présentée avec une incertitude qui cumule l'incertitude sur la mesure de la fissuration matricielle et l'incertitude sur la valeur à attribuer au taux de restitution d'énergie. Le taux de restitution d'énergie du système interfacial est également présenté au cours de l'essai en figure 2.29b. Puisque ce dernier n'a pas de raison de varier au cours de l'essai, la plage de valeur est alors d'environ 3.6 à 5.8 J.m⁻² ce qui semble cohérent avec les valeurs communes obtenues pour les phases employées.

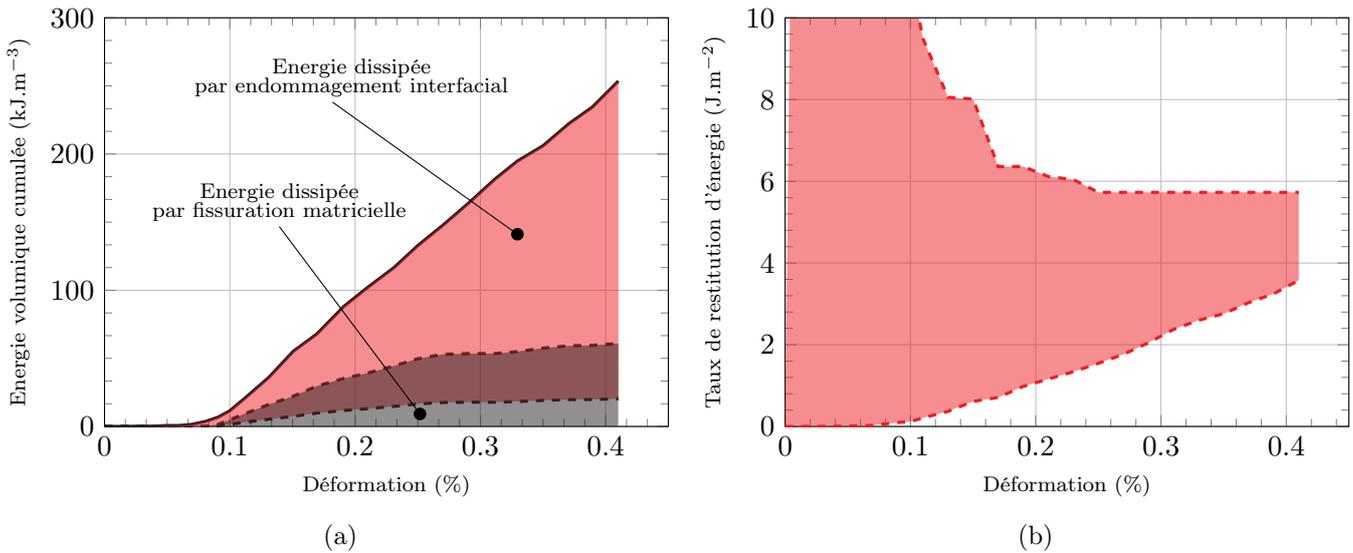


FIGURE 2.29 – (a) Répartition de l'énergie dissipée par endommagement et (b) estimation du taux de restitution d'énergie du système interfacial (G_i) au cours de l'essai A-B.

L'analyse des énergies dissipées par les matériaux permet de mieux comprendre l'impact des différents phénomènes d'endommagement. Bien qu'étant un phénomène particulièrement visible sur la microscopie *in situ*, la fissuration matricielle joue en réalité un rôle assez limité dans la dissipation d'énergie du matériau. En pratique, sur une énergie dissipée d'environ 300 kJ.m⁻³, environ 50 kJ.m⁻³ sont dissipés par frottement, autant par fissuration matricielle, et les 200 kJ.m⁻³ restants sont dissipés par l'endommagement du système interfacial, soulignant le rôle majeur des interfaces dans les CMC déjà largement connu dans la littérature.

2.4.2 Scénario d'endommagement

Les essais *in situ* réalisés sur différentes variantes de SiC/SiC MI ont permis de mettre en évidence l'évolution de l'endommagement de ces matériaux, notamment en fonction des propriétés des fibres et des systèmes interfaciaux. Les observations menées dans la bibliographie ont pu être confirmées et parfois approfondies. Enfin, les phases d'endommagement succédant à la fissuration matricielle ont été explorées plus en détail. Ainsi, à l'aide de la bibliographie et des résultats obtenus, un scénario d'endommagement est proposé en figure 2.30 pour les différentes variantes de propriétés explorées.

Quelques points d'intérêt sur le scénario proposé dans le cadre de ces travaux peuvent être notés :

- Les propriétés interfaciales contribuent très largement au comportement macroscopique des matériaux, notamment avant l'apparition des premières fissures matricielles : si les systèmes interfaciaux sont peu rigides, ils diminuent grandement la rigidité globale de l'éprouvette (c.f. matériau D) ; si leur propriété à rupture est faible, les fils transverses vont décohérer tôt et le module global va également diminuer avant l'apparition des premières fissures matricielles (c.f. matériau B).
- Des systèmes interfaciaux faibles modifient également les zones d'initiation de l'endommagement matriciel. Ainsi, si leur contrainte à rupture devient supérieure à un certain seuil, les fissures matricielles apparaissent préférentiellement dans les zones riches en matrice au lieu d'apparaître dans les fils transverses (c.f. matériaux A et B).
- La compétition entre les phénomènes d'endommagement des fibres, de la matrice et des systèmes interfaciaux peut entraîner des évolutions différentes au cours des chargements, menant pourtant à des contraintes et allongement à rupture similaires (c.f. matériaux A et B), soulignant l'importance primordiale des propriétés à rupture des fibres sur la bonne tenue des matériaux.

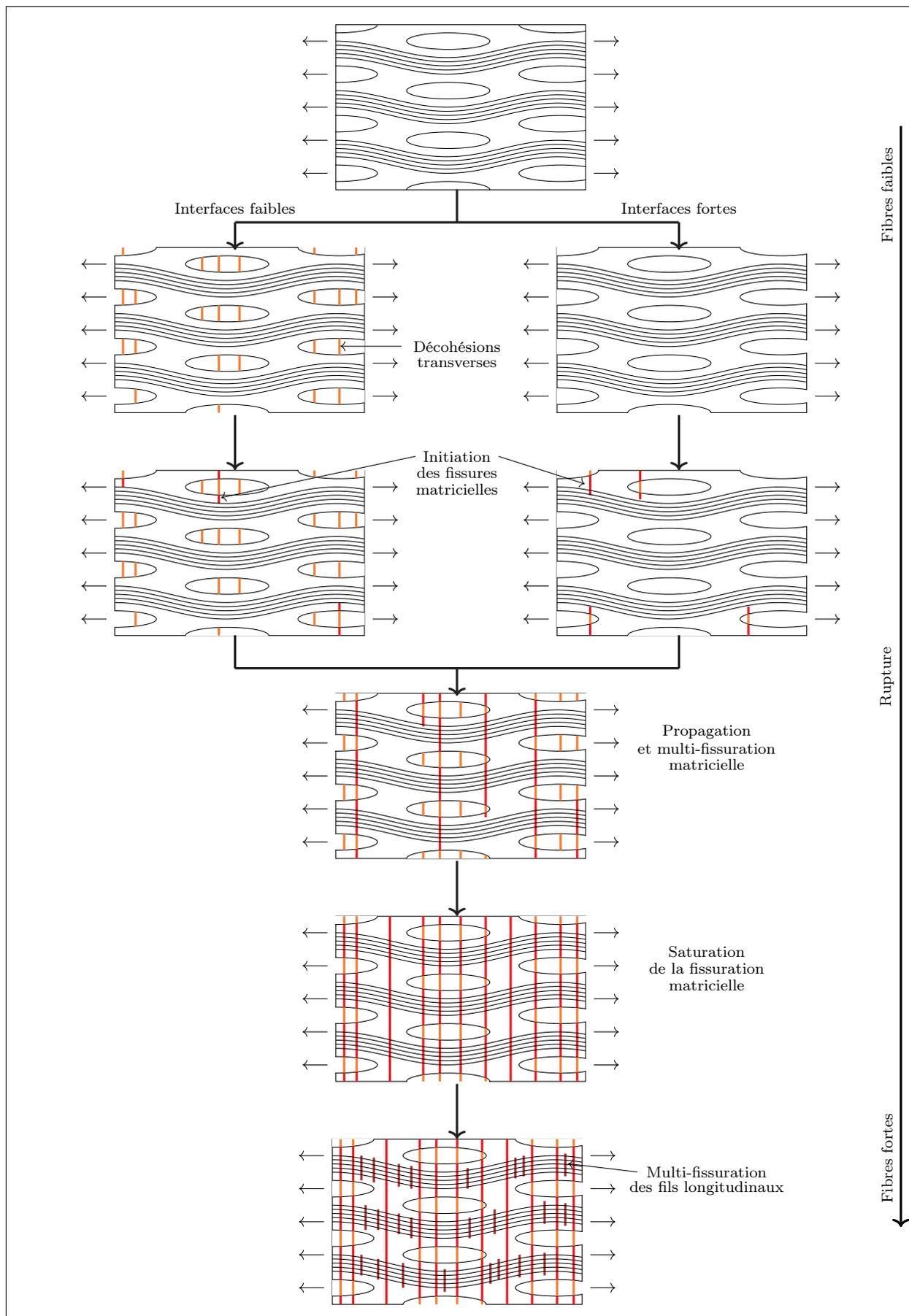


FIGURE 2.30 – Scénario d'endommagement proposé pour les matériaux SiC/SiC MI.

2.5 Conclusion

Les essais de traction cyclée réalisés sur les différents matériaux traités dans cette étude ont permis, à l'aide de l'ensemble d'instruments et de capteurs utilisés, de déterminer les séquences d'endommagement et de quantifier certains des phénomènes en jeu. L'apport de l'étude de matériaux aux propriétés variables doit être souligné. Elle permet en effet une meilleure compréhension de l'impact de certaines phases sur le comportement mécanique des SiC/SiC MI. Additionnellement, les observations permettront par la suite d'orienter les choix pour la modélisation éléments finis du matériau.

Le recoupage des informations tirées des différentes observations s'avère particulièrement utile et permet une meilleure compréhension des phénomènes d'endommagement. L'étude approfondie des énergies dissipées dans les matériaux permet notamment de souligner les phénomènes principaux ainsi que de quantifier – au moins approximativement – l'importance relative de ces derniers dans leur endommagement.

La quantification d'une majorité de phénomènes liés à l'endommagement reste néanmoins une vraie difficulté. Notamment, la rupture des fibres n'est que peu abordée dans ce chapitre et s'avère pourtant centrale dans le comportement et la rupture finale des éprouvettes. Les propriétés interfaciales, bien que plus étudiées au travers des longueurs équivalentes de décohesion ou par une approche énergétique, restent néanmoins assez mal connues. Pour ces raisons, des observations complémentaires sont proposées dans le chapitre suivant et sont mises en perspective par rapport aux résultats obtenus dans ce chapitre.

Chapitre 3

Caractérisation des phases

Sommaire

3.1	Introduction	62
3.2	Essais de push-out	62
3.2.1	Principe général	62
3.2.2	Montage et résultats expérimentaux	63
3.2.3	Modèle éléments finis et identification des paramètres	65
3.3	Faciès de rupture des éprouvettes	69
3.3.1	Principe général	69
3.3.2	Longueurs d'extraction mesurées	71
3.3.3	Modèle analytique de calcul des longueurs d'extraction	71
3.3.4	Comparaison avec les résultats expérimentaux	74
3.4	Faciès de rupture des fibres	76
3.4.1	Principe et limites	76
3.4.2	Résultats	77
3.5	Conclusion	78
3.5.1	Approche expérimentale	78
3.5.2	Modèles analytiques	79
3.5.3	Vers la modélisation éléments finis	80

Ce dernier chapitre sur les travaux expérimentaux s'intéresse à divers résultats de micro-mécanique et en post mortem qui doivent permettre de compléter la compréhension des phénomènes menant à la rupture finale des matériaux. La première partie de ce chapitre présente le traitement d'essais de push-out, afin d'obtenir une meilleure caractérisation des systèmes interfaciaux dans les matériaux. Dans la deuxième partie, les faciès de rupture des éprouvettes sont observés et quantifiés. Ce travail est également fait sur les faciès des fibres, dans le but d'obtenir une meilleure connaissance sur les propriétés à rupture de ces dernières dans les matériaux. Les différents résultats liés à ces phénomènes de rupture sont finalement discutés dans une dernière partie.

3.1 Introduction

Le chapitre précédent a permis de mettre en évidence un scénario d'endommagement pour les SiC/SiC MI en traction, ainsi que de quantifier la fissuration matricielle et l'énergie dissipée par les différents phénomènes en présence. La quantification des phénomènes mécaniques liés à la rupture s'avère néanmoins limitée. Si les propriétés des fibres sont *a priori* déterminantes dans le comportement à rupture des matériaux, elles sont en pratique mal connues, à la fois à cause de leur variabilité intrinsèque, mais également car ces dernières peuvent évoluer lors de l'élaboration [Bha03; Bha22].

Dans ces circonstances, l'analyse des résultats et la détermination de l'influence de certaines propriétés peuvent se révéler complexes pour répondre à des questions pourtant cruciales dans le comportement jusqu'à rupture des matériaux :

- Comment s'assurer que seules les propriétés des fibres sont déterminantes sur la rupture des éprouvettes ?
- Comment vérifier que les hypothèses qui sont posées ne sont pas trop simplificatrices vis-à-vis des propriétés intrinsèques des phases ?
- Comment prendre en compte les effets de couplage entre les paramètres qui guident le comportement des matériaux ?

Pour compléter les informations obtenues *in situ* lors des essais de traction cyclés, plusieurs observations et traitements supplémentaires sont proposés : des essais de push-out réalisés au LCTS en parallèle de ces travaux de thèse sont post-traités dans le but de quantifier les propriétés interfaciales des matériaux ; les faciès de rupture des éprouvettes testées en traction sont observés, quantifiés et comparés à des modèles analytiques ; dans une moindre mesure, quelques observations des faciès de rupture des fibres sont réalisées. L'objectif de ces observations est bien évidemment d'obtenir une meilleure connaissance des propriétés des systèmes interfaciaux et des fibres des matériaux étudiés, à la fois pour mieux comprendre leur rupture, mais également car ces informations permettront d'alimenter les modèles éléments finis traités dans la seconde partie de ce manuscrit.

3.2 Essais de push-out

3.2.1 Principe général

La détermination des propriétés des systèmes interfaciaux peuvent être réalisées via une grande diversité de méthodes expérimentales, de manière directe (en appliquant une sollicitation directement sur le système à étudier) ou indirecte (par identification inverse des paramètres des modèles sur des sollicitations plus complexes). Les avantages et inconvénients des différentes méthodes ne seront pas discutés ici, car il est question d'exploiter des résultats d'essais de push-out réalisés en dehors de ces travaux de thèse au LCTS.

Dans la situation considérée, les essais de push-out consistent à extraire une fibre du volume du matériau à l'aide d'un indenteur à tête plate. La compression appliquée sur la fibre génère une décohésion de l'interface qui se propage alors en mode II ; cette phase est qualifiée de push-in (figure 3.1a). Lorsque l'interface est complètement rompue, la fibre glisse hors du matériau, et le push-out est alors effectué (figure 3.1b). L'essai de push-out est de par sa nature influencé par un ensemble important de paramètres : bien évidemment par les propriétés à rupture du système interfacial, mais également par les propriétés élastiques des phases en présence (fibre, interface, matrice intra-fil), par les précontraintes dans le matériau qui jouent un rôle sur les frottements post-décohésion, ainsi que les conditions limites appliquées expérimentalement.

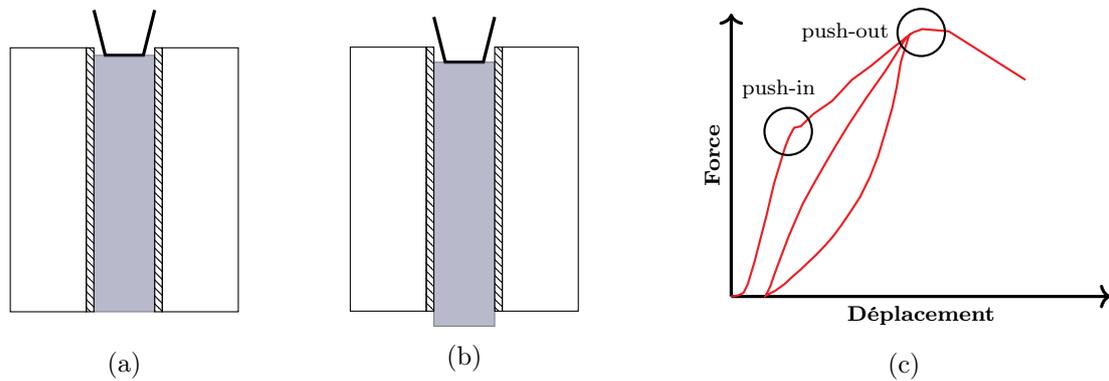


FIGURE 3.1 – (a) et (b) schéma du push-in et du push-out, (c) courbe force/déplacement type d'un push-out cyclé issue de [Mue13].

Les principaux inconvénients aux essais de push-out sont le risque de sur-estimer de manière importante la contrainte de cisaillement maximale (notamment à cause des effets Poisson) ainsi qu'une forte variabilité des résultats (car les essais peuvent présenter une mixité de modes de chargement en fonction notamment de l'alignement de l'indenteur et de la fibre).

3.2.2 Montage et résultats expérimentaux

Les lames de matériau destinées à l'indentation font une centaine de micromètre d'épaisseur et sont collées sur un support qui présente une rainure (figure 3.2). Les indentations sont réalisées sur des fibres au dessus de cette rainure, de sorte que la lame de matériau puisse être considérée comme seulement encastrée sur les cotés et libre en dessous. Pour chaque matériau testé, plusieurs indentations sont réalisées, aussi bien en push-out monotone – c'est-à-dire sans phase de décharge – que cyclé. L'indenteur est piloté en force ce qui peut rendre l'interprétation des résultats plus compliquée, notamment sur l'observation des paliers de frottement. La complaisance du montage expérimental est corrigée en réalisant des indentations sur des phases de la matrice dont les propriétés sont connues.

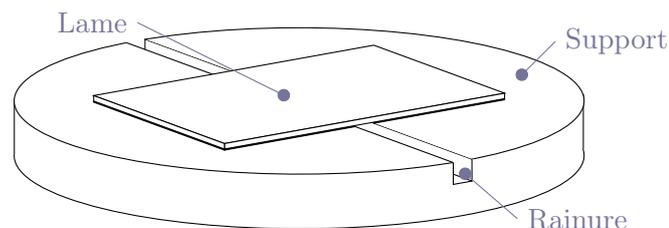


FIGURE 3.2 – Schéma du montage expérimental de push-out.

La figure 3.3a présente un ensemble de résultats de push-out monotones pour le matériau A. Une dispersion importante des résultats apparaît très clairement, mais comme cela a déjà été souligné, l'origine des écarts n'est pas évidente : cela peut aussi bien venir de conditions d'essai mal maîtrisées que d'une variabilité intrinsèque des propriétés interfaciales. Une courbe pour le matériau B est également présentée sur ce même graphique et permet une fois de plus de justifier l'importance de travailler sur des matériaux aux propriétés variables. En effet, comme cela a été souligné à de multiples reprises, la variabilité entre les matériaux est supérieure à la variabilité dans les matériaux, ce qui permet d'apporter une meilleure compréhension sur l'impact des propriétés des phases sur le comportement endommageable jusqu'à rupture. La figure 3.3b présente quant à elle un exemple de courbe de push-out cyclé. Le cyclage des essais permet d'obtenir des informations sur les frottements, ainsi que sur les déplacements résiduels avant push-out.

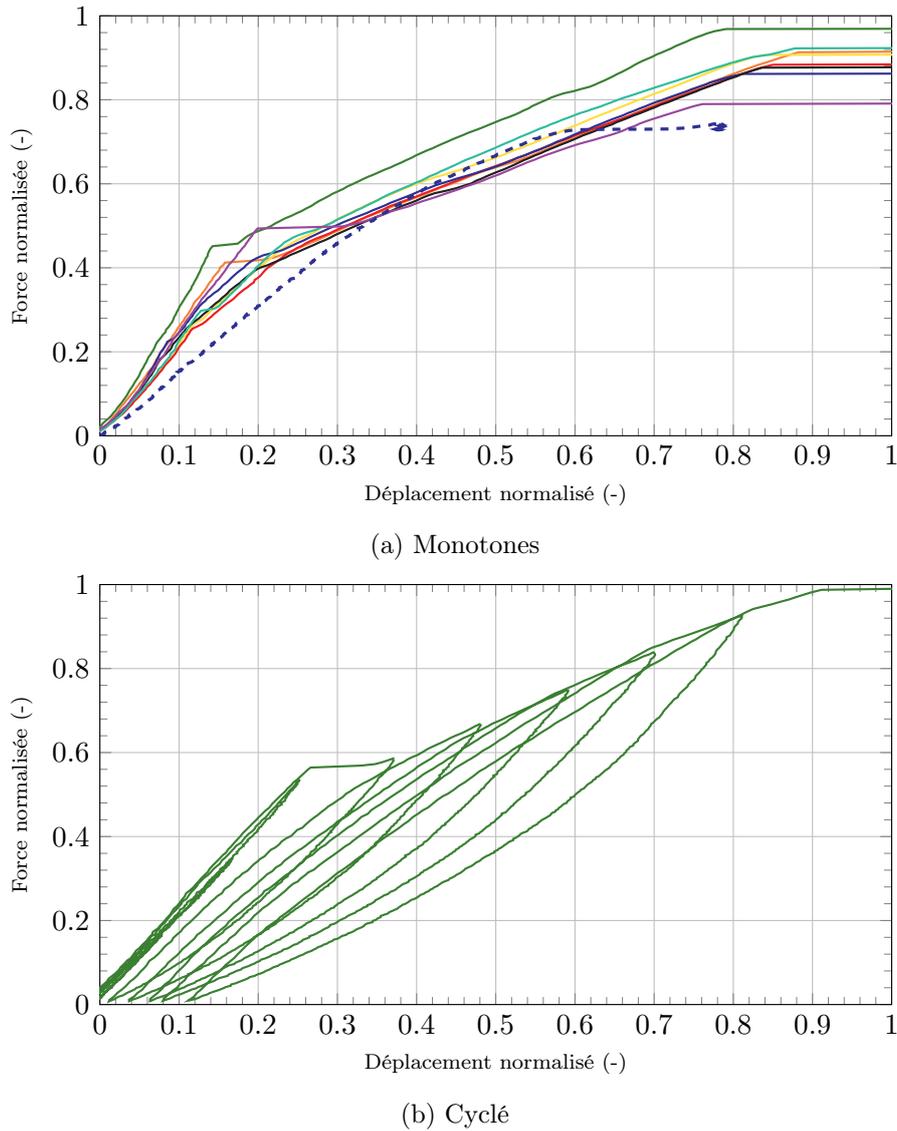


FIGURE 3.3 – Résultats de push-out sur le matériau A. En figure (a), un push-out monotone sur matériau B est présenté en pointillé à titre de comparaison. En figure (b) un essai cyclé sur le matériau A.

De la même manière que les courbes contrainte/déformation des essais macroscopiques *in situ* permettent de calculer des énergies dissipées, il est possible de déterminer les énergies dissipées lors des essais de push-out avec les courbes force/déplacement. L'exploitation des courbes force/déplacement donne directement des énergies (en Joule donc), contrairement aux courbes contrainte/déformation qui permettent de remonter à des énergies volumiques (donc en Joule par mètres cubes). Puisque les conditions d'essai sont relativement bien connues par des observations MEB et microscopiques pre- et post-push-out, il est possible de faire l'hypothèse que cette énergie n'est dissipée que par le système interfacial (pas d'endommagement de la matrice ou de la fibre), ce qui permet de remonter à l'énergie dissipée par la surface d'interface via les frottements ou l'endommagement.

Comme pour les essais *in situ*, l'énergie est découpée en une énergie d'endommagement et une énergie de friction. Ces différentes sources de dissipation sont calculées pour chaque cycle et sont présentées dans la figure 3.4 pour l'essai cyclé de la figure 3.3. En l'occurrence, la totalité de l'énergie dissipée est d'environ 140 nJ. Cette énergie est principalement issue de la friction à l'interface, qui génère 113 nJ, pour seulement 27 nJ dissipés par l'endommagement. Cette énergie due à l'endommagement permet pour chaque essai de retomber sur une valeur de taux de restitution d'énergie de l'interface. Sur un ensemble de 7 essais, la valeur moyenne de taux de restitution d'énergie est de $G_c = 5.15 \pm 1.46 \text{ J.m}^{-2}$, ce qui est cohérent avec les résultats du chapitre précédent ($G_c \in [3.6, 5.8] \text{ J.m}^{-2}$).

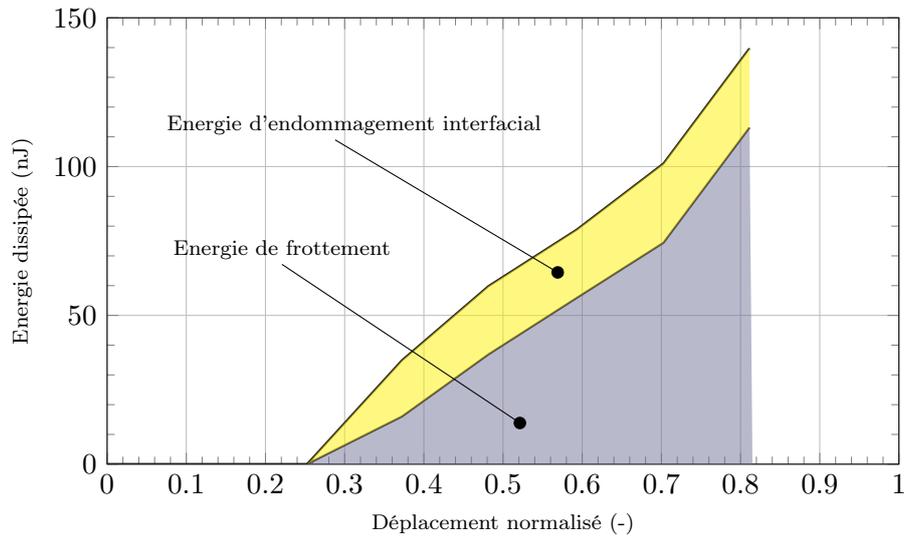


FIGURE 3.4 – Energie dissipée lors du push-out cyclé présenté en figure 3.3b. En bleu l'énergie dissipée par friction de l'interface et en jaune l'énergie dissipée par l'endommagement.

3.2.3 Modèle éléments finis et identification des paramètres

Il existe en pratique plusieurs méthodes d'exploitation des résultats de push-out. L'hypothèse la plus classiquement faite est que l'interface est sollicitée en cisaillement pur et que la contrainte de cisaillement est alors exprimée par :

$$\tau_{max} = F_{max}/S \quad (3.1)$$

avec F_{max} la force appliquée par l'indenteur et S la surface totale de fibre sollicitée. Néanmoins, puisque l'objectif de ces travaux est notamment de mettre en place un modèle éléments finis des matériaux, les essais sont ici post-traités en réalisant une identification sur un modèle éléments finis avec des zones cohésives telles que décrites dans [Alf06]. Les détails sur les choix de modélisation éléments finis seront plus amplement détaillés dans la seconde partie de ce manuscrit, mais en résumé, ce modèle de zone cohésive est choisi car il présente l'avantage de combiner à la fois l'endommagement des interfaces, ainsi que les effets du frottement. La fibre indentée ainsi que la matrice sont représentées par des éléments volumiques élastiques, car l'hypothèse est faite que ces phases ne s'endommagent pas lors des essais de push-out.

Le modèle EF représente seulement une portion de lame, qui est donc encadrée sur les côtés et – pour limiter les dimensions du modèle – une étude de la convergence en fonction de la largeur de la lame est effectuée. La figure 3.5 présente un schéma 2D du modèle éléments finis utilisé.

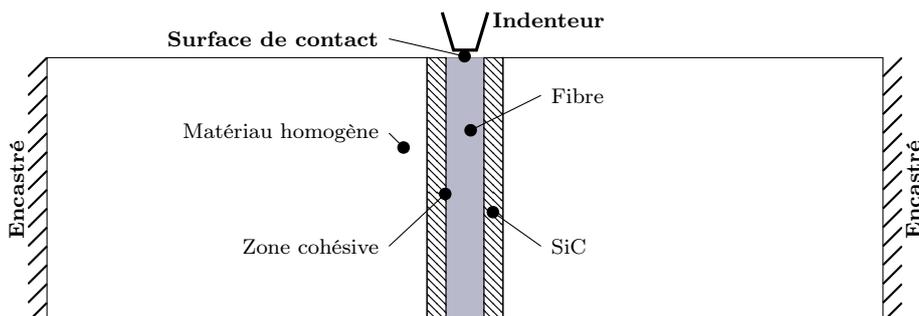


FIGURE 3.5 – Schéma du modèle éléments finis employé pour l'identification des propriétés interfaciales.

Étude de sensibilité

Plusieurs simulations ont été réalisées pour étudier la sensibilité à certaines modifications sur le modèle, et ainsi s'assurer que les hypothèses faites ne génèrent pas trop d'écart avec les résultats réels. Par exemple, le modèle est réalisé en considérant un environnement homogène autour de la fibre indentée, ce qui n'est en réalité pas le cas. Les simulations avec ou sans représentation du voisinage de la fibre permettent de vérifier la faible influence de l'environnement de la fibre sur les résultats (voir la figure 3.6a). Même si la présence de fibres voisines génère un écart négligeable dans le résultat de push-out, la figure 3.6b laisse néanmoins apparaître un endommagement des interfaces voisines. Si l'importance de cet endommagement est nécessairement dépendante des propriétés interfaciales, il est intéressant de le prendre en compte dans le cas d'un second push-out sur une des fibres voisines. En effet, le résultat de push-out peut s'en retrouver modifié plus ou moins fortement en fonction de la surface d'interface affectée, comme l'a déjà observé [De 21] de manière expérimentale.

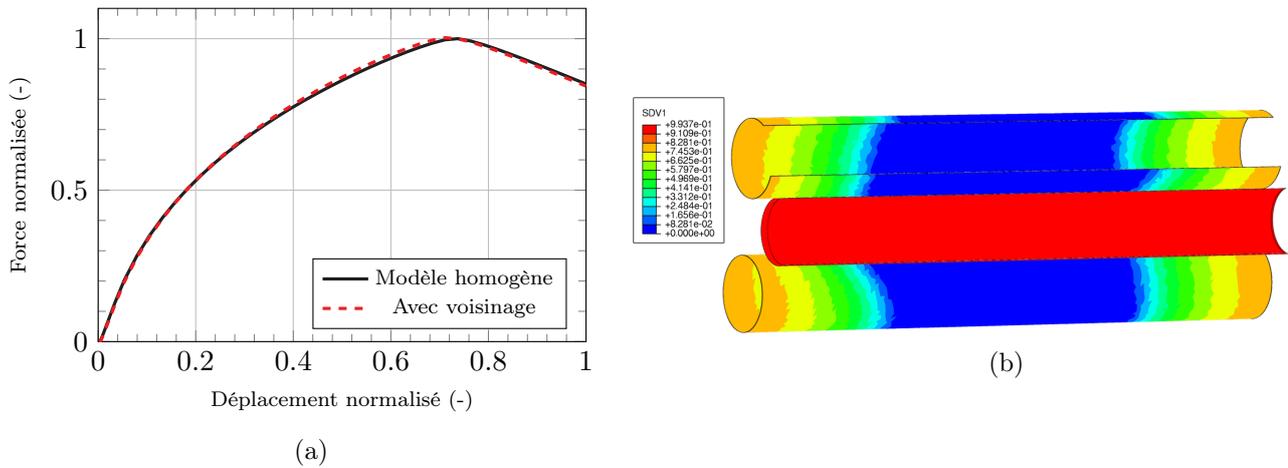


FIGURE 3.6 – (a) Courbe force/déplacement avec et sans représentation du voisinage et (b) état d'endommagement des zones cohésives après push-out d'une fibre (SDV1 correspond à la variable interne d'endommagement : 1 totalement endommagé, 0 sain).

Une autre vérification d'importance est la prise en compte des précontraintes au niveau de l'interface, puisque des phénomènes de frottements ont lieu lors du push-out. Au chapitre précédent, il a été souligné que les résultats de traction cyclé mettent en évidence la présence de précontraintes dans le matériau. La matrice se trouve en compression, ce qui doit indiquer que les fibres sont initialement en traction longitudinale et en compression radiale. L'introduction d'une précontrainte de traction sur la fibre a une influence très prononcée sur les boucles d'hystérésis de charge/décharge, comme le montre la figure 3.7, ce qui souligne l'importance de bien prendre en compte ce paramètre lors de l'identification des propriétés du système interfacial. Additionnellement, l'étude classique de la convergence à la taille de maille est bien évidemment effectuée, mais n'est pas détaillée ici.

De manière plus systématique, une étude de sensibilité a été menée sur l'ensemble des paramètres qui doivent être recalés lors des identifications avec les essais. La figure 3.8 présente la matrice de corrélation de ces paramètres. Cette dernière est calculée sur la base d'un essai cyclé afin de maximiser les informations disponibles. Il apparaît très clairement que ces derniers possèdent une corrélation relativement importante, impliquant ainsi qu'il existe une infinité de jeux de paramètres qui permettent de recalibrer une même courbe expérimentale. En pratique, il est donc primordial de connaître certaines propriétés matériau, qui permettent donc de fixer ou de borner les valeurs de ces paramètres, limitant ainsi les possibilités lors du recalage des modèles et de l'identification des paramètres.

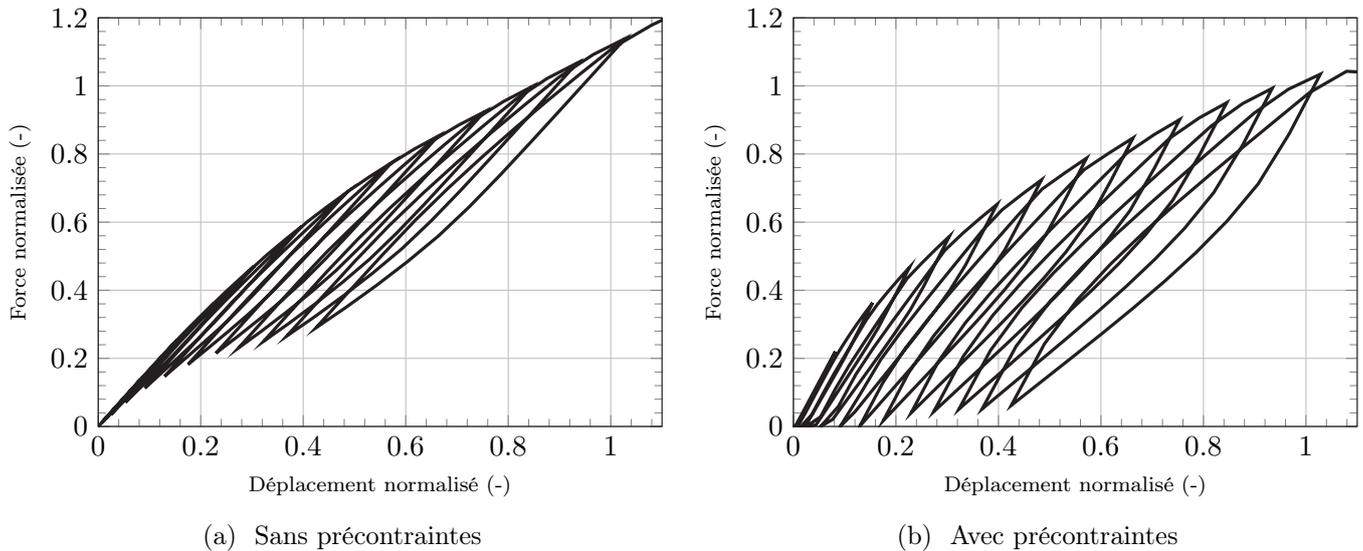


FIGURE 3.7 – Exemple de simulation de push-out cyclé avec ou sans prise en compte de précontraintes dans le matériau.

	K	σ_0	G_c	σ_r	σ_a
K	1.00	-0.22	0.37	0.26	0.66
σ_0	-0.22	1.00	-0.44	-0.56	-0.36
G_c	0.37	-0.44	1.00	0.74	0.87
σ_r	0.26	-0.56	0.74	1.00	0.57
σ_a	0.66	-0.36	0.87	0.57	1.00

FIGURE 3.8 – Matrice de corrélation des paramètres du modèle de push-out, avec K : raideur, σ_0 : contrainte à rupture, G_c : taux de restitution d'énergie, σ_r : contraintes radiales et σ_a : contraintes axiales.

Identification des paramètres

Les différentes variables qui doivent être recalées sont les propriétés de l'interface du modèle d'Alfano sont au nombre de trois (raideur, contrainte à rupture et taux de restitution d'énergie), auxquelles s'ajoute un paramètre pilotant les frottements. Même si les valeurs de ces paramètres sont inconnues, il est évident que les travaux de la littérature permettent de déterminer des ordres de grandeur pour la majorité de ces derniers. En particulier le chapitre précédent – via l'étude des énergies dissipées – permet de remonter à une valeur approximative du taux de restitution d'énergie pour les systèmes interfaciaux. Cela permet de grandement restreindre la plage de recherche de ce paramètre lors du recalage des essais. En dehors des propriétés liées à l'interface, les propriétés élastiques des autres phases sont quant à elles fixées.

En ce qui concerne le paramètre pilotant les frottements et puisqu'il n'est pas question ici de simuler les étapes d'élaboration permettant d'obtenir les contraintes résiduelles sur les différentes phases, il n'y a alors pas de paramètre privilégié lors de l'identification des frottements. Il est en effet possible d'obtenir un même frottement avec différents jeux de paramètres, en modifiant de manière arbitraire le palier de température, le coefficient de frottement ou encore les coefficients d'expansion thermique des différentes phases. Dans cette situation, il a été choisi de faire varier les coefficients d'expansion thermique axial et radial de la fibre, ce qui permet de facilement dissocier les deux effets.

Les identifications sont effectuées sur les essais cyclés, dans la mesure où ces derniers permettent un meilleur recalage des effets liés aux précontraintes dans le matériau. Comme le montre la figure 3.9, le modèle avec zones cohésives permet un recalage correct des résultats de push-out, aussi bien au niveau des forces appliquées, qu'au niveau des charges/décharges et des déformations résiduelles observées.

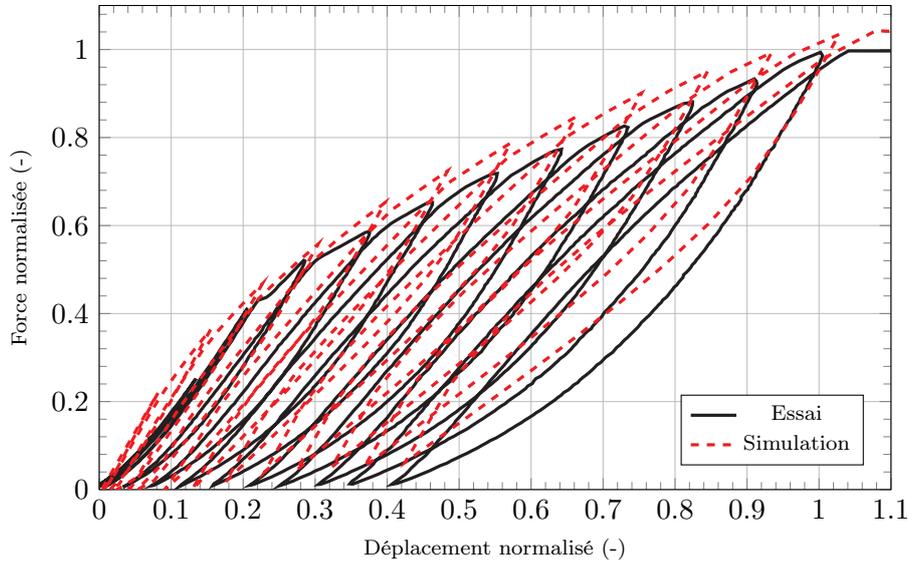


FIGURE 3.9 – Exemple de recalage d'un essai de push-out cyclé.

Les propriétés issues des identifications des différents systèmes interfaciaux ainsi que les précontraintes radiales et axiales sur la fibre sont présentées dans le tableau 3.1 ci-dessous. Toutes les valeurs sont normalisées par rapport au matériau A. Le matériau C affichant les mêmes propriétés interfaciales, il est présenté dans la même ligne. Il est important de noter que ces propriétés sont tirées d'un essai considéré comme représentant le comportement moyen des interfaces de chaque matériau. L'incertitude sur les résultats reste donc importante mais difficilement quantifiable. Le but est donc principalement d'obtenir les ordres de grandeur des paramètres pour chaque matériau. Le matériau D présente des propriétés interfaciales trop faibles pour effectuer des push-out (les fibres sont décohérées puis extraites lors des phases de préparation des lames). Les propriétés sont donc extrêmement faibles mais pas quantifiables directement. Des push-out sur des matériaux avec des propriétés faibles mais supérieures au matériau D permettent néanmoins de déterminer des bornes supérieures. Logiquement, la raideur ainsi que les contraintes sur la fibre ne sont donc pas déterminées puisque les push-out ne sont pas réalisés.

Matériau	Propriétés interfaciales (Alfano)			Précontraintes	
	Raideur	Contrainte à rupture	Taux de restitution d'énergie	Contrainte axiale sur la fibre	Contrainte radiale sur la fibre
A / C	1	1	1	1	1
B	0.7	0.65	0.65	1	1
D	–	< 0.05	< 0.05	–	–

TABLE 3.1 – Propriétés interfaciales normalisées issues de l'identification des push-out.

3.3 Faciès de rupture des éprouvettes

3.3.1 Principe général

Lors de la rupture d'une éprouvette, les fibres ne rompent pas systématiquement au même niveau que la matrice. Comme cela avait été souligné au chapitre 1, ce comportement est principalement guidé par les propriétés des fibres et du système interfacial. En principe, l'observation et la mesure des faciès de rupture doit donc permettre de remonter à des informations quantitatives sur les propriétés de ces phases.

Les matériaux étudiés dans ces travaux ont des propriétés de fibres et de systèmes interfaciaux variés, qui affichent donc des faciès de rupture eux aussi variés, présentés en figure 3.10 ci-dessous :

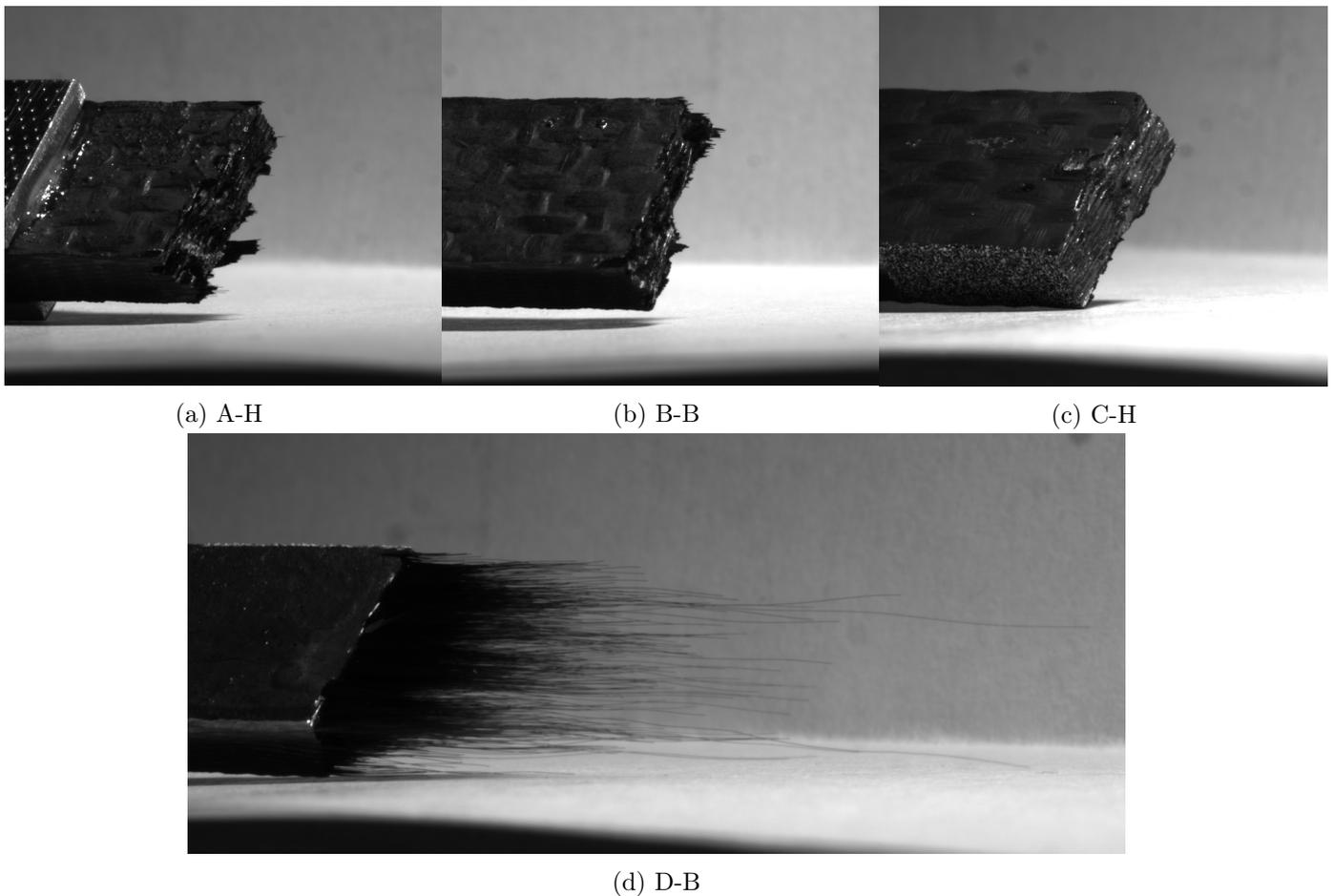


FIGURE 3.10 – Faciès de rupture des différents matériaux testés.

Effectuer une mesure quantitative sur les faciès de rupture consiste à mesurer les longueurs des fibres extraites du matériau, c'est-à-dire la distance entre la fissure matricielle et la zone de rupture de la fibre. Ce relevé est difficile à mettre en œuvre dans la mesure où les fibres ont à la fois des diamètres faibles (de l'ordre de la dizaine de micromètres) et des longueurs d'extraction importantes (de quelques dizaines de micromètres à plusieurs millimètres).

La méthode de mesure proposée dans ces travaux repose sur la mesure par cartographie 3D proposée par le microscope numérique Keyence déjà utilisé pour l'observation *in situ* de l'endommagement. La mesure de hauteur est obtenue en détectant la hauteur de l'image présentant le meilleur focus, comme décrit dans [Dan11]. Néanmoins, à cause de la méthode utilisée, les fibres ont des dimensions inférieures à la résolution obtenue et la mesure effectuée n'est alors qu'une valeur interpolée et moyenne de la hauteur locale des fils.

Par mesure de précaution, les résultats obtenus sur une éprouvette avec un relief important ont alors été comparés à des mesures réalisées avec un MEB (MEBe FEI Quanta 450 FEG). Les hauteurs obtenues par le MEB ont été projetées sur l'image 3D du Keyence en minimisant l'écart des moindres carrés (figure 3.11). L'écart entre les deux techniques, de seulement 0.85 % par rapport à la hauteur maximale mesurée, a été jugé suffisamment faible pour utiliser les topographies du Keyence dans la suite de l'étude.

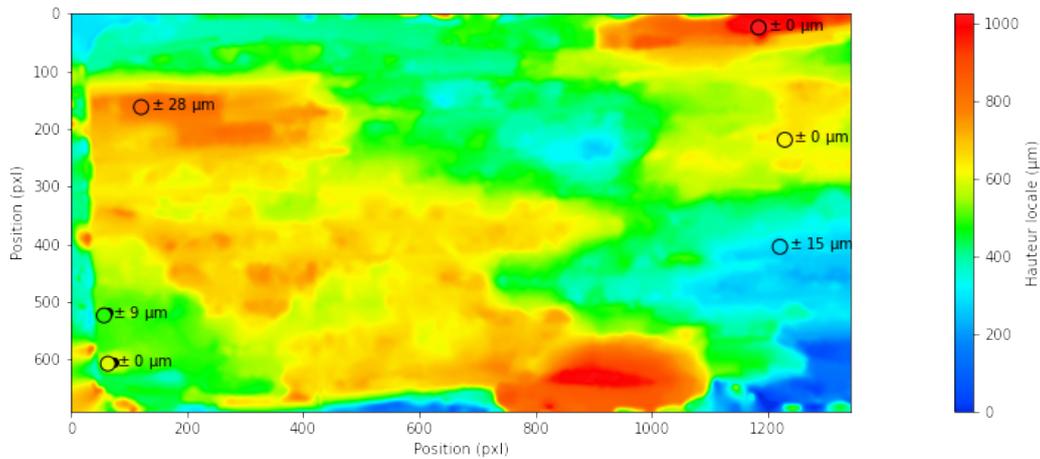


FIGURE 3.11 – Estimation de l'écart entre les hauteurs mesurées par cartographie Keyence 3D et MEB. L'écart entre les deux hauteurs est affiché pour chaque mesure effectuée au MEB.

Pour obtenir une mesure des longueurs d'extraction à l'aide de la topographie des faciès de rupture, les étapes suivantes (illustrées sur la figure 3.12) sont effectuées :

- (a) Les positions des fils doivent être déterminées sur la zone cartographiée.
- (b) La hauteur locale de la matrice est calculée.
- (c) La distance entre la rupture de fibre et la fissure matricielle est obtenue en soustrayant la hauteur locale de la matrice à la hauteur mesurée initialement, uniquement sur les zones de fil.

Ce travail n'est pas réalisé pour l'ensemble des éprouvettes testées dans ces travaux. Il n'est notamment plus possible de mettre en place la méthode par cartographie 3D lorsque les longueurs d'extraction dépassent la centaine de micromètre, car cette dernière devient bien trop imprécise. Certains faciès sont également jugés trop dégradés lors de la rupture pour que la mesure ne puisse réellement refléter les longueurs d'extraction réelles des fibres.

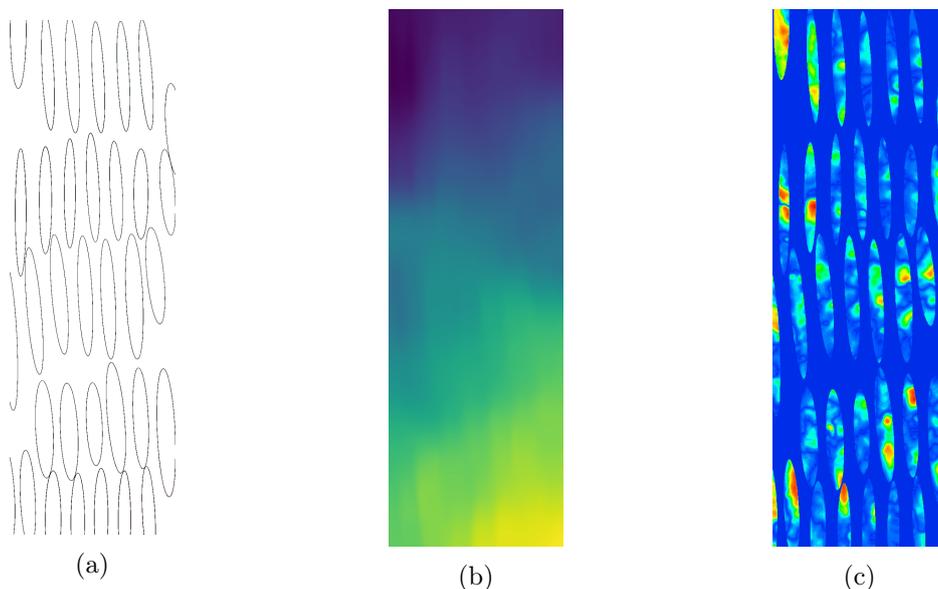


FIGURE 3.12 – Illustration des étapes de détermination des longueurs d'extraction en partant des topographies Keyence 3D.

3.3.2 Longueurs d'extraction mesurées

Les longueurs d'extraction ont ainsi été mesurées sur les faciès des matériaux A, B et C (lorsque le faciès le permettait). Les topographies sont réalisées sur des demi-faciès, qui représentent des zones d'environ $3\text{mm} \times 5\text{mm}$ afin d'obtenir un compromis entre le temps de traitement global et la représentativité des résultats. Les résultats pour les faciès mesurés sont présentés sous forme de cumul des longueurs d'extraction sur la figure 3.13. C'est-à-dire que pour chaque longueur, l'axe des ordonnées affiche la probabilité que la longueur d'extraction soit égale ou inférieure à cette valeur (avec $0 \mu\text{m}$ représentant donc une fibre rompue au niveau de la matrice).

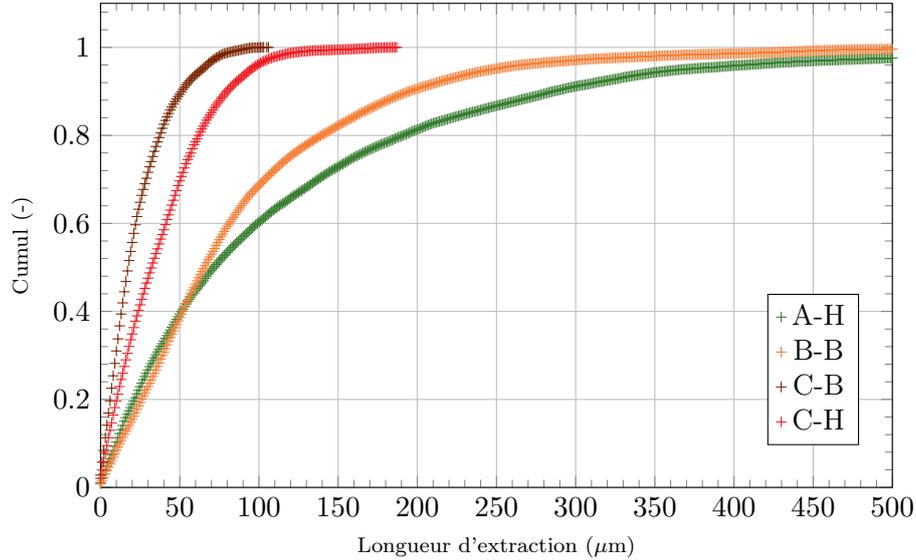


FIGURE 3.13 – Longueur d'extraction cumulée des fibres pour certaines éprouvettes testées dans ces travaux.

Les cumuls de longueur d'extraction permettent d'observer des écarts dans les différents faciès, qui ne peuvent pas être mis en évidence par une observation qualitative seule. Il apportent donc une valeur quantitative sur les faciès de rupture ce qui permet à la fois de comparer les matériaux entre eux, mais permet également d'alimenter les modèles.

3.3.3 Modèle analytique de calcul des longueurs d'extraction

Situation considérée

Dans un composite, une fibre parallèle à la direction de chargement est considérée. Une fissure matricielle, perpendiculaire à la fibre, engendre la contrainte $\sigma(x)$ sur la fibre, où x désigne la position par rapport à la fissuration matricielle suivant l'axe de la fibre (Fig. 3.14), *i.e.* $x = l_d$ la longueur de décohérence fibre/matrice, et $x = 0$ la position de la fissuration matricielle.

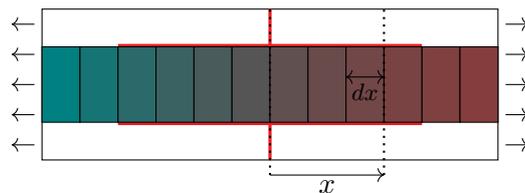


FIGURE 3.14 – Schéma de la situation considérée pour la fibre.

La fibre est discrétisée en sections de longueur dx , et la probabilité que la fibre rompe sur une section quelconque est notée $P_w(\sigma)$. Dans les exemples qui suivent, $P_w(\sigma)$ suit une loi de weibull : $P_w(\sigma) = 1 - \exp(-V/V_0 \times (\sigma/\sigma_0)^m)$, et $\sigma(x)$ est sous la forme $\sigma(x) = \tau \times x + \sigma_c$.

Modèle de Wells-Beaumont

Pour chaque position x , la probabilité de rupture (P_S) peut être exprimée via l'équation (3.2). La probabilité de rupture à une position est définie par la probabilité de rupture pour une contrainte σ , conditionnée au fait que la fibre n'ait pas rompu plus proche de la fissuration matricielle.

$$P_S(x, l_d) = \lim_{dx \rightarrow 0} \frac{1}{dx} \times P_w(\sigma(x)) \times \prod_{n=0}^{(x-dx)/dx} (1 - P_w(\sigma(n \times dx))) \quad (3.2)$$

Ainsi, dans [Wel85], la probabilité cumulée des longueurs de décohesion à une position x , pour une longueur de décohesion l_d est calculée par :

$$P_{WB}(x, l_d) = \int_0^x P_S(x, l_d) dx / \int_0^{l_d} P_S(x, l_d) dx \quad (3.3)$$

Cette formulation est indépendante de l'évolution de la longueur d'extraction au cours d'un chargement réel. La figure 3.15 montre différentes répartitions de cumul de longueurs d'extraction en fonction de la longueur l_d considérée.

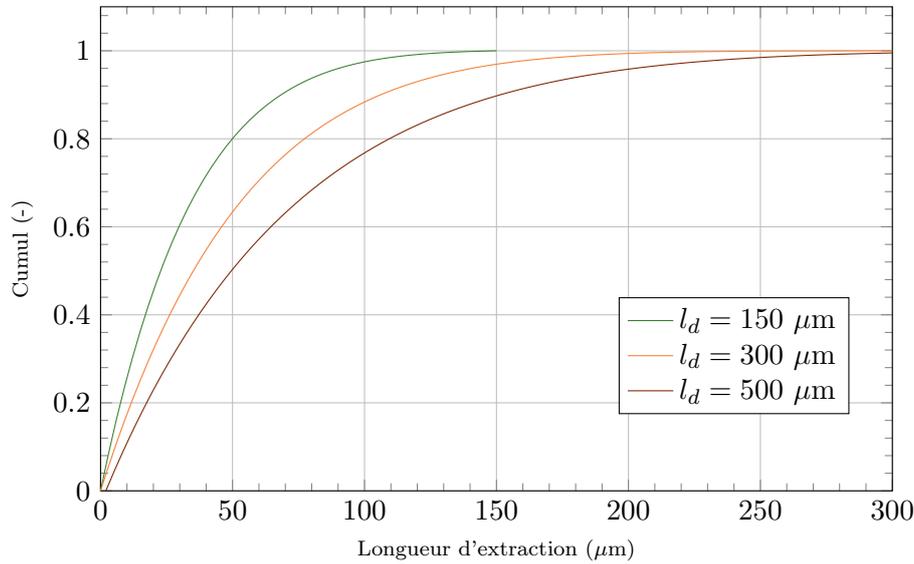


FIGURE 3.15 – Probabilité/Comptage cumulé des longueurs d'extraction des fibres pour différentes longueurs de décohesion considérées, à iso-propriétés interfaciales, via le modèle de Wells et Beaumont.

Rupture de la fibre

On note maintenant $P_f(l_d)$ la probabilité que la fibre rompe pour une longueur de décohesion l_d :

$$P_f(l_d) = \int_0^{l_d} P_S(x, l_d) dx \quad (3.4)$$

La probabilité que la fibre rompe en position x , pour une longueur de décohesion l_d , sachant que la fibre n'a pas encore rompu (donc a survécu pour des longueurs de décohesion évoluant entre 0 et $l_d - dl$), est alors notée $P_t(x, l_d)$:

$$P_t(x, l_d) = \lim_{dl \rightarrow 0} P_S(x, l_d) \times \prod_{l=0}^{l_d-dl} (1 - P_f(l) \times dl) \quad (3.5)$$

Il est alors possible de tracer l'évolution de la probabilité de rupture en fonction de la longueur de décohesion fibre/matrice. La figure 3.16 permet de constater un phénomène logique : au-delà d'une certaine longueur de décohesion (ici comprise entre 200 μm et 250 μm), la fibre a une probabilité de rupture qui décroît, car la probabilité qu'elle ait déjà rompu plus tôt augmente.

La formule (3.6) permet donc de calculer la probabilité cumulée de rupture de la fibre en position x (donc d'une longueur de décohesion ayant évolué de 0 à l_d).

$$P_r(x, l_d) = \int_0^{l_d} P_t(x, l) dl \quad (3.6)$$

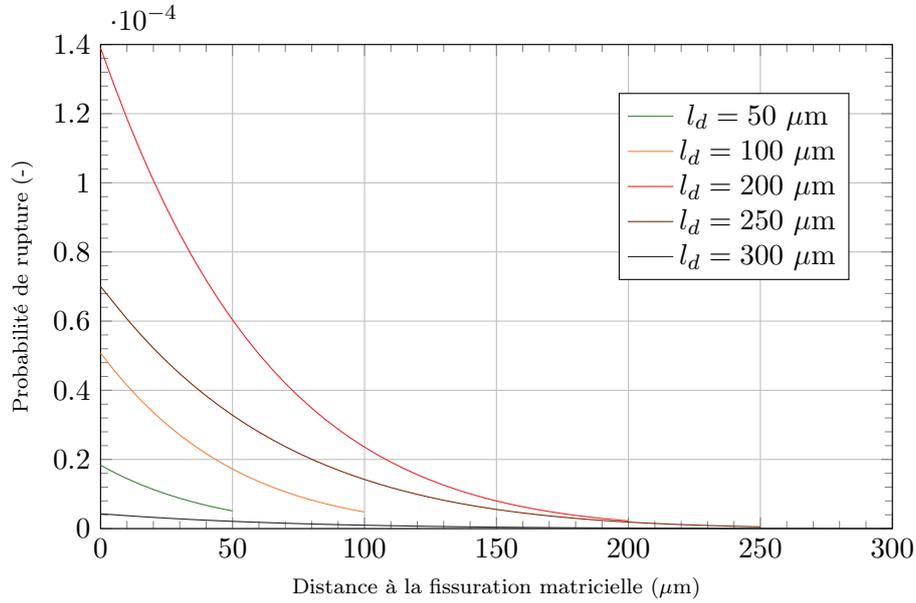


FIGURE 3.16 – Probabilité de rupture en fonction de la position dans la fibre, et en fonction de la longueur de décohesion atteinte. Calculé avec l'équation (3.5).

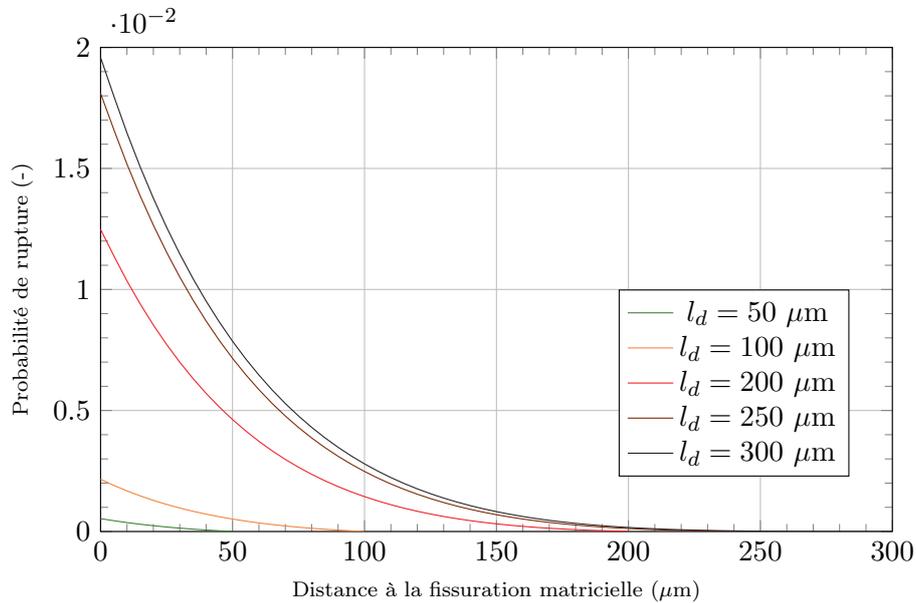


FIGURE 3.17 – Probabilité cumulée de rupture de la fibre en fonction de la position et de la longueur de décohesion. Calculé avec l'équation (3.6).

Calcul de la longueur d'extraction

Avec ce nouveau modèle, on calcule alors le cumul de longueur d'extraction, pour une position l et longueur d'extraction l_d données, via la formule :

$$P_F(l) = \int_0^l P_r(x, l_d) dx \quad (3.7)$$

La figure 3.18 permet d'observer la convergence du résultat lorsque la longueur d'extraction dépasse une certaine valeur. A partir d'un moment, la répartition des longueurs d'extraction n'évolue plus, car la fibre aura déjà rompu pour un cas de chargement précédent.

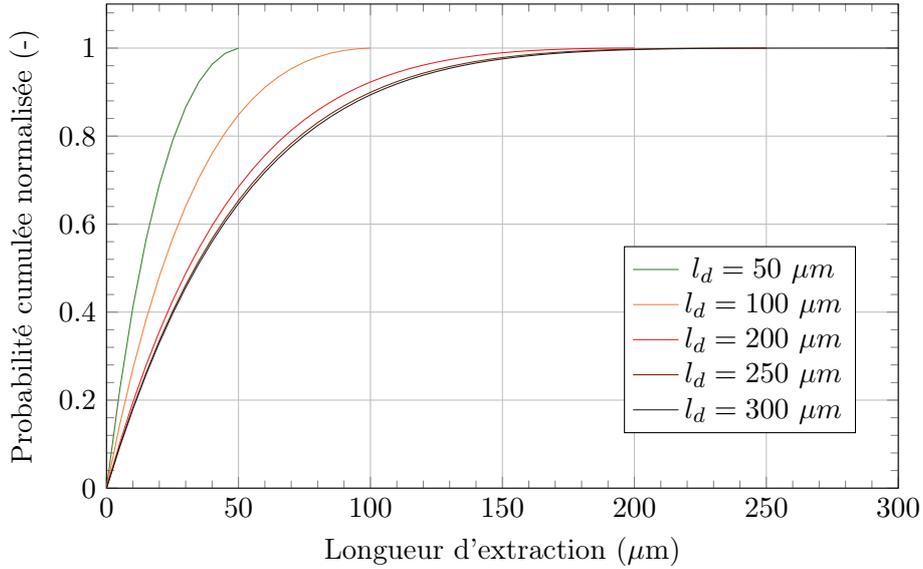


FIGURE 3.18 – Probabilité cumulée de longueur d'extraction de la fibre. Calculé avec l'équation (3.7).

La formule complète est explicitée ci-dessous :

$$P_F(l) = \int_0^l \int_0^{l_d} \left(\left(\frac{1}{dx} \times P_w(\sigma(x)) \times \prod_{n=0}^{(x-dx)/dx} (1 - P_w(\sigma(n \times dx))) \right) \times \prod_{l=0}^{l_d-dl} \left(1 - \left(\int_0^{l_d} \frac{1}{dx} \times P_w(\sigma(x)) \times \prod_{n=0}^{x-dx} (1 - P_w(\sigma(n))) dx \right) \right) \right) dl dx$$

3.3.4 Comparaison avec les résultats expérimentaux

Le modèle analytique qui vient d'être proposé précédemment peut être employé pour identifier les propriétés des fibres ou des systèmes interfaciaux via le recalage des cumuls de longueur d'extraction obtenus de manière expérimentale. En principe, le modèle présente deux paramètres variables pour les propriétés à rupture des fibres (m et σ_0) et deux autres pour les propriétés interfaciales (τ et σ_c), si le modèle décrivant les contraintes dans la fibre est celui employé dans la section précédente (c'est-à-dire $\sigma(x) = \tau \times x + \sigma_c$).

Dans la pratique, ces quatre paramètres présentent des covariances trop importantes pour les identifier de manière unique. La figure 3.19 présente l'évolution des courbes issues du modèle pour une variation vraisemblable de chaque paramètre. Sans information supplémentaire, il existe donc une infinité de jeux de paramètres qui permettent tous de recalage la même courbe. Afin de pallier ce problème et pour limiter le nombre d'inconnues, les propriétés du système interfacial sont déterminées à l'aide des résultats obtenus par push-out.

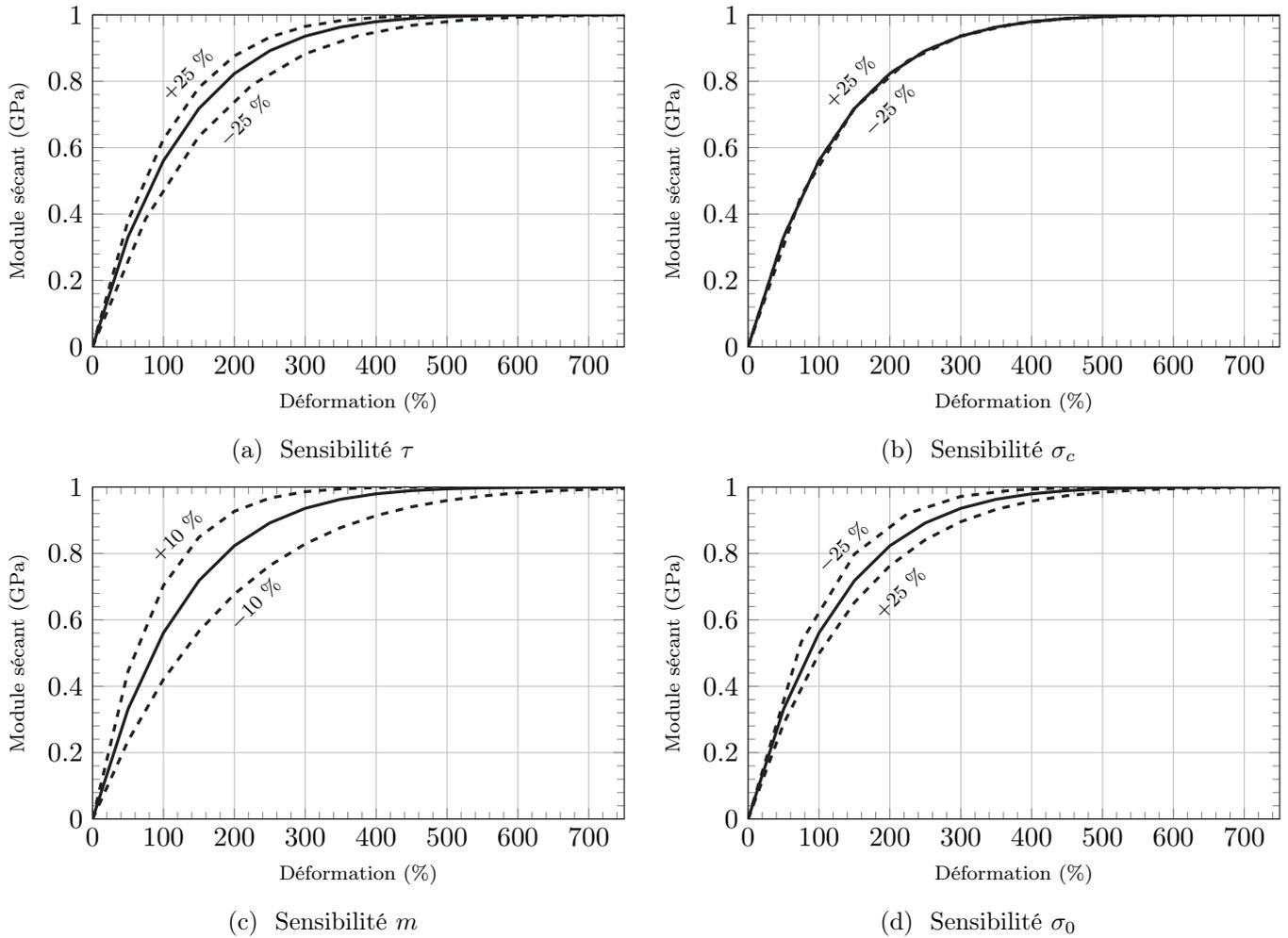


FIGURE 3.19 – Sensibilité aux différents paramètres du modèle de calcul des longueurs d'extraction.

Les courbes théoriques obtenues via le modèle analytique sont présentées avec les cumuls obtenus expérimentalement sur la figure 3.20. Quelques écarts entre les résultats expérimentaux et les courbes théoriques peuvent être observés. Ces derniers peuvent probablement être expliqués soit par l'incertitude de mesure générée par la mesure 3D par microscope, soit par les différentes hypothèses faites dans la construction du modèle :

- La loi de contrainte en fonction de la position de la fibre peut ne pas être parfaitement appropriée pour décrire les vraies contraintes vues par les fibres.
- La rupture des fibres n'est permise que dans la zone décohérée, ce qui n'est pas nécessairement le cas dans la réalité.
- La longueur de décohésion est calculée comme si le matériau ne présentait qu'une seule fissure avec une décohésion partant de cette dernière. En pratique, le matériau est multi-fissuré, ce qui peut entraîner des extractions provenant de décohésions "voisines".
- Les contraintes à rupture des fibres sont considérées comme bien décrites par une loi de Weibull, mais rien ne peut garantir que la description soit appropriée, ni même que les contraintes ne soient pas un cumul de plusieurs lois de Weibull...

Malgré ces écarts, le modèle permet globalement un bon recalage des résultats expérimentaux.

Le tableau 3.2 répertorie les valeurs normalisées de contrainte à rupture des fibres identifiées par le modèle analytique de longueur d'extraction. Les valeurs moyennes de chaque matériau sont normalisées par rapport à la valeur moyenne du matériau A, pour une même longueur de jauge. Même si les valeurs de contrainte déterminées par ce modèle analytique ne sont pas totalement celles des matériaux réels, elles mettent en évidence les différences de propriétés de fibres entre le matériau A et le matériau C, et la proximité entre le matériau A et le matériau B.

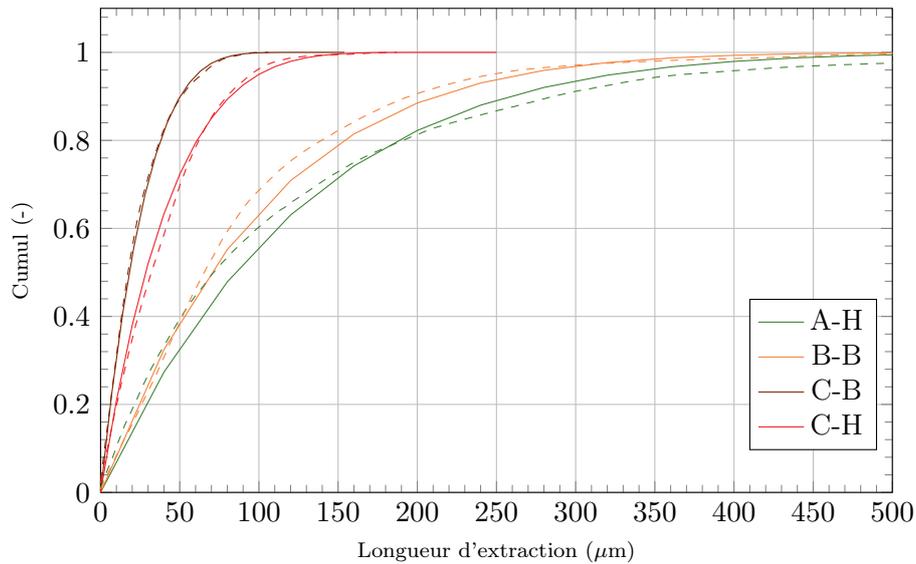


FIGURE 3.20 – Cumuls des longueurs d'extraction des fibres pour certaines éprouvettes testées dans ces travaux (pointillé) et modèle associé (trait plein).

Matériau	Contrainte à rupture moyenne normalisée
A	1
B	0.8
C	0.25 ± 0.05

TABLE 3.2 – Propriétés à rupture moyennes des matériaux indentifiées par le modèle analytique de longueur d'extraction.

3.4 Faciès de rupture des fibres

3.4.1 Principe et limites

Comme abordé dans le premier chapitre, il est possible de remonter à des informations sur les contraintes à rupture des fibres en analysant les faciès des ces dernières et en mesurant la taille des zones miroirs résultant de la rupture. Pour rappel, la taille du rayon miroir r_m est reliée de manière indirecte à la ténacité de la fibre par l'équation 3.8 suivante :

$$\sigma_r = \frac{A_m}{\sqrt{r_m}} \quad (3.8)$$

La comparaison de rayons miroirs de fibres qui n'auraient pas la même ténacité passe donc nécessairement par un post-traitement des résultats : pour deux ténacités différentes, les rayons miroirs ne sont pas directement comparables puisqu'ils ne correspondent pas à une même contrainte à rupture de la fibre. En principe, la comparaison de deux matériaux aux ténacités différentes passe donc par l'équation 3.8 qui requiert une valeur de A_m . Cette valeur peut être déterminée expérimentalement, ou trouvée dans la littérature, comme par exemple dans [You01 ; Maz21]. Il apparaît assez clairement que la comparaison de matériaux aux ténacités variées est nécessairement accompagnée d'une incertitude importante, puisqu'au carré de A_m , rendant donc sa détermination primordiale dans cet exercice.

En plus de l'incertitude sur la valeur de A_m , deux autres difficultés lors de l'observation des faciès miroirs doivent être notées. La première concerne directement la mesure des rayons miroirs : sur les fibres SiC, il n'y a en réalité pas de délimitation claire entre la zone miroir et la zone grenue [Qui16] et la zone miroir n'est pas nécessairement bien circulaire, résultant en une mesure relativement subjective et à une incertitude dans la détermination des rayons miroirs (voir figure 3.21). Additionnellement, si les rayons miroirs sont mesurés sur des longueurs de jauge différentes, les contraintes à rupture ne seront alors pas comparables entre elles. Incidemment, si les rayons miroirs sont mesurés sur des faciès de rupture d'éprouvettes avec des longueurs de décohésions très différentes, les résultats ne sont en principe pas directement comparables. Les différents points cités précédemment poussent donc à une grande prudence vis-à-vis des résultats obtenus par analyse des faciès miroirs.

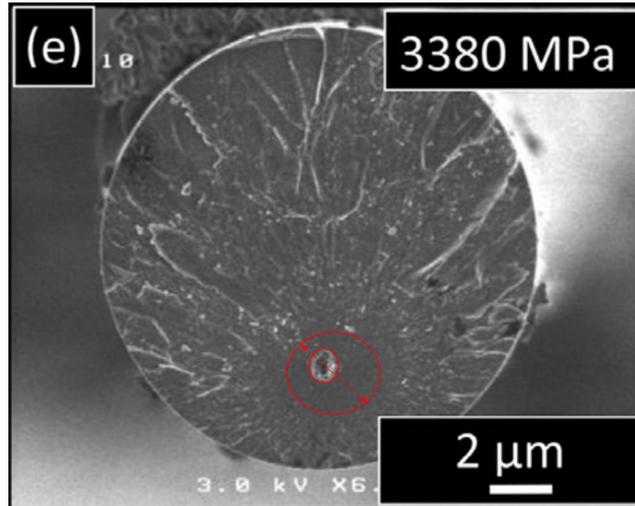


FIGURE 3.21 – Exemple de faciès de rupture sur fibre HiNicalon (image issue de [Maz21]) : deux interprétations du rayon miroir sont indiquées sur l'image.

3.4.2 Résultats

Il faut noter que dans le cadre d'observation sur des faciès d'éprouvettes, les fibres avec des faciès miroirs doivent en théorie représenter seulement une portion de toutes les fibres rompues. En principe, seules les fibres qui sont à l'origine d'un amorçage de fissure doivent afficher ce type de faciès. Si les propriétés de Weibull des fibres utilisées dans le matériau ont été identifiées, le pourcentage de fibres amorçant la rupture peut être calculée par l'équation 3.9. Toutes les autres fibres qui sont rompues par effet de report de charges ne doivent normalement pas présenter de faciès miroir.

$$P_w(\sigma) = 1 - \exp(-1/m) \quad (3.9)$$

Les résultats des observations des faciès des fibres sur les éprouvettes A-H, C-B et D-B sont présentés en figure 3.22. Ces derniers sont tracés en contrainte normalisée (c'est-à-dire par rapport à une valeur σ_0 identique entre tous les matériaux) à l'aide des valeurs de A_m proposées par [Maz21]. Les barres d'erreur sont placées à $\pm 1\sigma$ par souci de lisibilité.

Les faciès des fibres laissent apparaître des différences importantes dans leur contrainte à rupture dans les matériaux, cohérente avec ce qui est attendu au regard des résultats macroscopiques. On constate notamment pour le matériau C une dispersion importante des contraintes à rupture, avec certaines proches de celles du matériau A et d'autres similaires à celles obtenues sur le matériau D, démontrant l'importance des propriétés de l'ensemble des fibres dans le matériau pour obtenir de bonnes propriétés à rupture des éprouvettes.

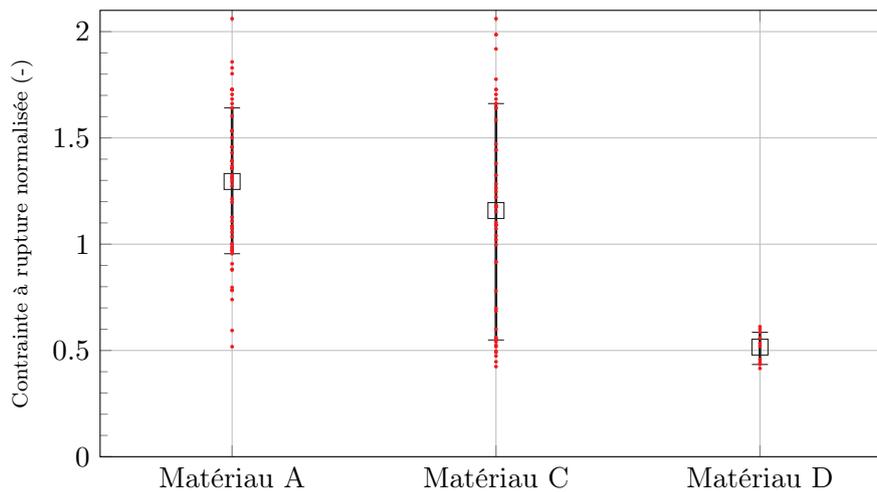


FIGURE 3.22 – Contraintes à rupture des fibres obtenues par mesure des rayons miroirs pour les différents matériaux.

Malgré un écart évident avec les contraintes à rupture normalisées obtenues par le modèle d'extraction (pour rappel, il y a été déterminé que $\sigma_C \approx 0.25 \times \sigma_A$), ces résultats permettent de confirmer les tendances obtenues par ce modèle avec des observations directes et expérimentales. Comme annoncé précédemment, les matériaux C et D affichent en moyenne des propriétés à rupture des fibres plus faibles que celles du matériau A. Il faut également noter que les longueurs d'extraction étant différentes entre les matériaux, les contraintes affichées en figure 3.22 devraient en principe être corrigées en fonction des longueurs de jauge sollicitées. Ramenée à la longueur de jauge équivalente du matériau A, cela se traduirait globalement par une diminution des contraintes à rupture du matériau C et une augmentation pour le matériau D. Cette correction, qui n'est pas triviale, engendre de grandes incertitudes et n'a donc pas été jugée utile dans le cadre de ces travaux.

3.5 Conclusion

Cette dernière section conclut les travaux expérimentaux sur l'observation des mécanismes liés à la rupture finale des matériaux SiC/SiC MI. L'objectif est de récapituler les observations expérimentales s'intéressant aux phénomènes de rupture, avant de discuter des apports des différents modèles analytiques qui ont été utilisés pour voir dans quelle mesure il est possible de répondre aux questions posées en introduction de ce chapitre. Enfin, cette section permettra également de faire une brève introduction aux modèles éléments finis et à leurs avantages potentiels sur les problématiques liées à l'endommagement et la rupture des matériaux.

3.5.1 Approche expérimentale

Expérimentalement, les phénomènes en lien avec la rupture finale des éprouvettes ont été observés via différentes approches. Les résultats et points clés de ces observations peuvent être résumés ainsi :

- Si la microscopie *in situ* couplée aux autres méthodes d'observation permet d'observer directement la rupture des fibres en fonction de l'état de chargement de l'éprouvette, il est relativement complexe d'en tirer des conclusions dans la mesure où le bon état des fibres en surface ne peut être garanti. Les décohésions fibre/matrice, bien que mises en évidence même dans les interfaces longitudinales au chargement, ne sont pas quantifiables pour les mêmes raisons. Le comportement mécanique de la mini-matrice à quant à lui été caractérisé et quantifié, notamment via les taux de fissuration matricielle.

- Les faciès des éprouvettes permettent d’observer le lien entre longueur d’extraction et propriétés des constituants. Les différentes éprouvettes affichent des faciès variés, qui témoignent certainement de mécanismes de rupture également variés. Néanmoins, sans hypothèses fortes sur le comportement physique lors de la rupture et sans modèle analytique associé, les observations restent simplement qualitatives.
- Les faciès miroirs des fibres permettent de directement calculer une contrainte à rupture des fibres. Elles s’accompagnent néanmoins d’une liste importante de sources d’incertitude qui a été discutée dans la section précédente, ainsi que d’une difficulté à comparer les matériaux entre eux à cause des différentes longueurs de jauge rencontrées. Ainsi l’exploitation reste qualitative et ne permet pas de faire une identification des propriétés des fibres.
- Des résultats d’essais de push-out ont été présentés et permettent de déterminer des énergies dissipées par différents phénomènes mécaniques, ce qui s’avère particulièrement intéressant pour remonter à un taux de restitution d’énergie des systèmes interfaciaux. Pour autant, ces résultats expérimentaux ne permettent pas de mettre en évidence un rôle particulier des systèmes interfaciaux sur le comportement à rupture des éprouvettes.

Si toutes ces observations permettent donc de mettre en évidence le rôle prépondérant des fibres sur les mécanismes de rupture finale, comme cela peut être attendu, elles ne permettent pas de voir dans quelle quantité et si d’autres paramètres influencent également le comportement à rupture au premier ordre. Globalement, sans modèle physique associé, les observations sont insuffisantes pour quantifier les phénomènes à l’origine de la rupture des matériaux.

3.5.2 Modèles analytiques

L’utilisation de modèles analytiques, même simples, permet d’apporter des informations quantitatives sur les propriétés des phases dans les matériaux. Ces modèles ont été employés à plusieurs reprises dans ces travaux, mais ils s’accompagnent souvent d’hypothèses très lourdes et parfois encore non vérifiées dans la littérature. Cette section doit résumer les résultats importants de ces modèles sur le comportement à rupture des différentes phases ainsi que des matériaux, mais doit également revenir sur les limites de ces derniers :

- Le modèle proposé pour calculer les longueurs de décohésion en fonction du taux de fissuration et du module sécant permet ensuite de spécifier l’origine des énergies dissipées par endommagement, puis de déterminer un taux de restitution d’énergie pour la matrice et pour l’interface. Ce modèle repose néanmoins sur l’hypothèse que les longueurs de décohésion sont en moyenne toutes équivalentes, ce qui ne va pas de soi dans des matériaux tissés. En effet, cette hypothèse sous-entend donc que les effets locaux dans les matériaux tissés sont négligeables, alors même qu’il a été observé un fort impact du tissage sur l’amorçage des fissures et que la CIN permet d’observer des effets multiaxiaux évidents lors des essais. Les résultats obtenus par la suite via les essais de push-out permettent néanmoins de retrouver des taux de restitution d’énergie similaires, ce qui permet *a posteriori* de valider les valeurs obtenues.
- Les observations des faciès de rupture des éprouvettes sont également accompagnées d’un modèle analytique de calcul des longueurs d’extraction. Ce modèle repose sur des hypothèses encore plus fortes : en plus de celles déjà formulées précédemment, il faut ajouter une hypothèse sur la répartition des contraintes au sein des fibres décohérées, ainsi qu’une hypothèse sur l’indépendance des ruptures de fibres entre elles (pas de rechargement localisé et de ruptures en cascade). Si le modèle permet de calculer des cumuls de longueurs d’extraction

cohérents avec les observations, les identifications des propriétés des phases n'en sont donc pas moins incertaines. Les propriétés des fibres ont néanmoins pu être recroisées avec les résultats obtenus sur les faciès miroirs des fibres, qui confirment *a minima* les tendances observées, mais qui ne permettent pas nécessairement de déterminer les paramètres d'une distribution de Weibull.

Dans leur ensemble, les modèles analytiques permettent un gain important d'informations quantitatives sur les essais. Les hypothèses faites – surtout celles qui ne trouvent aucune validation concrète dans la littérature – limitent néanmoins largement la confiance à accorder à ces derniers. C'est donc la multiplication d'observations, ou le recroisement d'expériences entre elles, qui permettent d'obtenir une meilleure fiabilité des résultats de ces modèles, comme dans le cas de la détermination des taux de restitution d'énergie des interfaces, qui peuvent être déterminés par deux méthodes. Au regard des différents résultats, l'effet prépondérant des propriétés à rupture des fibres sur le comportement à rupture macroscopique des éprouvettes est également mis en évidence par les approches analytiques.

Dans la perspective d'améliorer la compréhension des matériaux, l'intérêt majeur des modèles est en principe qu'ils apportent une capacité prédictive et quantitative sur les comportements matériau, comme par exemple avec des études de sensibilité. Des modèles analytiques d'UD équivalents sont souvent proposés dans la littérature pour reproduire des courbes macroscopiques et réaliser ces études de sensibilité, mais sans validation correcte des hypothèses, les capacités prédictives des modèles doivent être prises avec prudence. La recherche de modèles avec des hypothèses moins contraignantes apparaît donc comme essentielle dans l'optique de construire des modèles prédictifs pour les CMC.

3.5.3 Vers la modélisation éléments finis

Les modèles éléments finis sont régulièrement utilisés afin de pallier les limites inhérentes aux modèles analytiques. Ces derniers permettent en général une description réaliste de l'état de chargement et d'endommagement local des matériaux étudiés, présentant ainsi un avantage majeur vis-à-vis des hypothèses souvent trop simplificatrices proposées dans la construction des modèles analytiques pour représenter les composites tissés. Les trois prochains chapitres s'intéresseront donc à la mise en place et à l'utilisation de tels modèles sur les matériaux étudiés :

- Le quatrième chapitre fait l'état de l'art des différentes méthodes rencontrées dans la modélisation éléments finis des CMC, de la représentation de l'endommagement, aux méthodes de génération des structures et des maillages.
- Le cinquième chapitre détaille la mise en place de l'approche éléments finis proposées dans le cadre de ces travaux, ainsi que la vérification du bon comportement physique de ce dernier.
- Enfin le dernier chapitre de ce manuscrit permet de confronter les résultats du modèle avec les résultats des essais décrits dans ces trois premiers chapitres.

L'ambition de ces travaux de modélisation est donc claire : déterminer de manière quantitative l'effet des variations de propriétés des phases constitutives du matériau sur les comportements mécaniques microscopiques comme macroscopiques.

Deuxième partie

Modélisation

Chapitre 4

Méthodes de modélisation

Sommaire

4.1	Position du problème	84
4.1.1	Rappels sur les SiC/SiC MI	84
4.1.2	Problématiques liées à la modélisation	86
4.2	Modèles d'endommagement	86
4.2.1	Approche discrète de la fissuration	87
4.2.2	Modèles d'endommagement continu	90
4.2.3	Synthèse	95
4.3	Méthodes de modélisation	95
4.3.1	Méthodes de décomposition de domaine	95
4.3.2	Approche macroscopique et homogénéisée	97
4.3.3	Méthodes multi-échelles	98
4.3.4	Méthodes de superposition de domaines	101
4.4	Construction des modèles	103
4.4.1	Introduction	103
4.4.2	A l'échelle microscopique	104
4.4.3	A l'échelle de la structure tissée (mésoscopique)	106
4.4.4	A l'échelle des pièces (macroscopique)	108
4.5	Conclusion	108
4.5.1	Approches multi-échelles et limites	108
4.5.2	Vers l'approche par fibres intégrées	110

Ce chapitre fait l'état de l'art des différentes méthodes de modélisation des CMC. La première partie permet de récapituler les différents phénomènes à prendre en compte, ainsi que les problématiques associées à leur modélisation. La deuxième fait un bilan des différents modèles d'endommagements disponibles. Les différentes approches proposées pour modéliser les CMC sont ensuite discutées, avant de s'intéresser aux méthodes de génération des structures complexes rencontrées dans ces matériaux.

4.1 Position du problème

La modélisation des CMC présente un vrai challenge, car ce sont des matériaux complexes dans leur structure et dans leur comportement mécanique. Dans le cadre de ces travaux, l'objectif de la modélisation est d'apporter une connaissance plus complète du lien existant entre les propriétés de la microstructure – aussi bien de la structure que des propriétés intrinsèques des phases – et le comportement macroscopique du composite. Il convient donc de déterminer les phénomènes mécaniques qui influent sur ce comportement, et de trouver une méthode numérique appropriée à représenter ces phénomènes microscopiques à l'échelle supérieure.

4.1.1 Rappels sur les SiC/SiC MI

Structure des matériaux

Comme cela a été plus largement abordé dans les chapitres précédents traitant des aspects expérimentaux de ces travaux, les SiC/SiC MI étudiés présentent une structure complexe : ils sont multi-échelle, architecturés et hétérogènes. Cet aspect est important à prendre en compte dans les travaux de modélisation et va donc être décrit plus en détail dans cette section.

Les hétérogénéités qui nous intéressent dans le cadre de ces travaux peuvent être décrites à différentes échelles, et se présenter sous plusieurs formes. A l'échelle microscopique, la nature même du matériau, aussi bien des fibres que de la matrice, rend ce dernier fortement hétérogène. La matrice est constituée d'un mélange de silicium et de SiC sous forme de poudres, tandis que les fils sont constitués de fibres, d'interphases, de SiC et de silicium (voir figure 4.1). A l'échelle de la microstructure, des porosités peuvent également être présentes dans ces matériaux. Si la matrice présente une répartition aléatoire des poudres de SiC, les fils sont quant à eux architecturés, avec un ordre bien défini des phases en présence. Les fibres sont réparties uniformément au sein des fils.

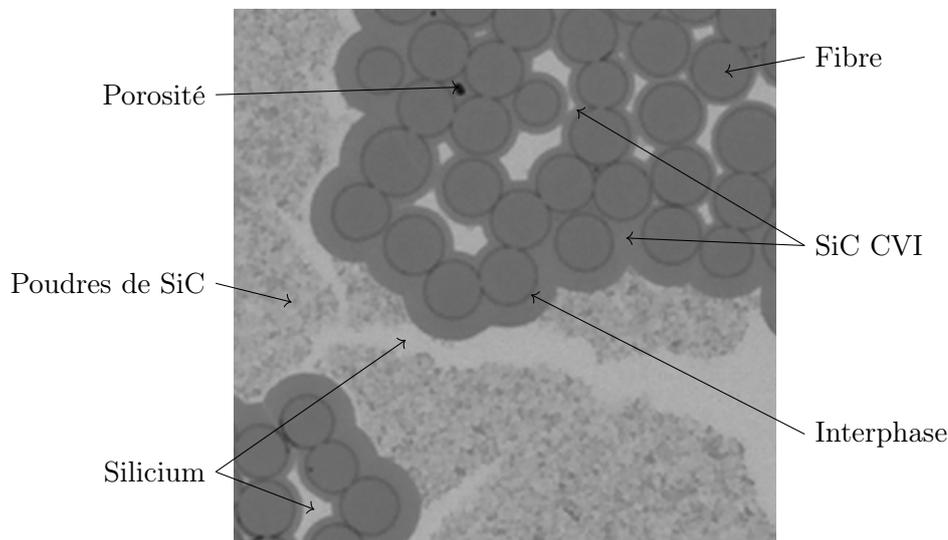


FIGURE 4.1 – Image de la micro-structure des composites étudiés.

A plus grande échelle, les fils représentent eux-mêmes une hétérogénéité vis-à-vis de la matrice. A cette échelle, le matériau présente une architecture bien définie, qui va dépendre du motif de tissage utilisé. En pratique, des irrégularités sont souvent introduites lors de l'étape de tissage et ce dernier n'est donc pas totalement régulier dans les pièces et éprouvettes réelles (figure 4.2).

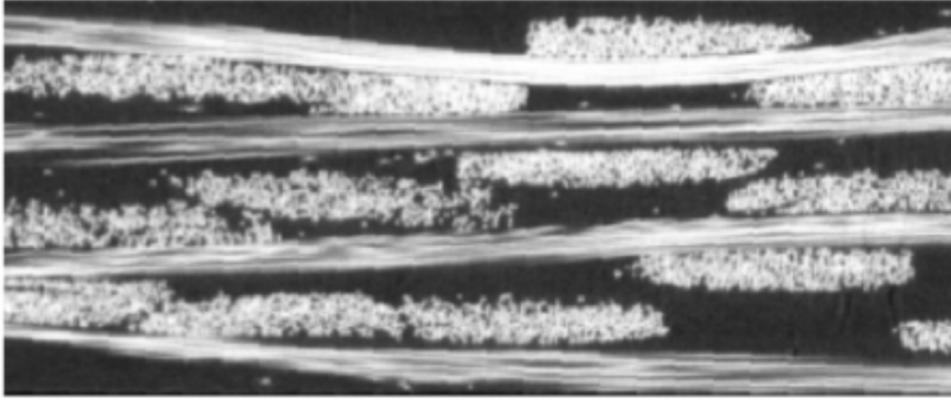


FIGURE 4.2 – Image de la micro-structure des composites étudiés, par [Bén19].

Le matériau présente donc des hétérogénéités à deux échelles (micro- et mésoscopique), tout en ayant une structure architecturée. A plus grande échelle – qui ne sera pas traitée dans ces travaux –, ce dernier peut également présenter des structures plus complexes qui entraînent également des hétérogénéités et des variations d’architecture. Cela rend le traitement du comportement de ces matériaux non trivial, même dans des situations qui pourraient être intuitivement imaginées comme homogènes à grande échelle par rapport à la structure du matériau. Ce cas est particulièrement bien mis en lumière dans les travaux de [Bén19], qui travaille à l’échelle d’une pièce, et doit pourtant considérer la structure sous-jacente de cette dernière.

Mécanismes d’endommagement

Les phénomènes d’endommagement se produisant dans le matériau sont les suivants :

- **La fissuration de la mini-matrice** : Comme vu dans les chapitres précédents, cette dernière se produit de manière continue entre les différentes phases, sans être affectée de manière notable par les hétérogénéités en présence. Dans la situation des chargements avec des orientations $0^\circ/90^\circ$, les fissures peuvent être considérées transverses au chargement. Dans le cas de chargements plus complexes, ces dernières ne sont néanmoins pas aussi simples à décrire (voir par exemple les essais à 45° dans [Maz18], ou les essais sur cornière de [Bén19]).
- **La décohésion des systèmes interfaciaux** : Cette dernière se produit aux interfaces fibre/matrice, sur des distances variables qui dépendent des propriétés matériau. Ce phénomène est particulièrement complexe à considérer, car il combine des effets d’endommagement, de frottements et transcende en général la séparation classique qui est faite entre l’échelle microscopique et mésoscopique en intervenant aux deux échelles.
- **La rupture des fibres** : Ce mécanisme est plus simple à considérer. Les fibres SiC ont une ténacité faible, ce qui engendre des ruptures fragiles de ces dernières. Comme dit au chapitre 1, la contrainte d’amorçage est guidée par les défauts en présence, ce qui à petite échelle engendre des contraintes à rupture très variées, souvent décritent par une loi de Weibull.
- Les matériaux étudiés ne sont pas concernés par des effets de délaminage, puisque leur tissage crée un lien suffisamment fort entre les couches de tissage.

La question de la représentation de la fissuration matricielle se pose forcément. Un modèle destiné à simuler les comportements $0^\circ/90^\circ$ seuls ne sera pas pensé de la même manière qu’un modèle plus flexible, capable de représenter des chargements plus complexes et dans lequel des fissures pourraient apparaître dans des directions variées. Il en est de même pour la décohésion fibre/matrice : nos différents matériaux présentant des longueurs de décohésions variées, il faut soit des modèles différents pour chaque matériau, soit un modèle flexible capable de représenter des systèmes interfaciaux variés. La prochaine section s’intéresse donc plus amplement aux problématiques liées à la modélisation des matériaux.

4.1.2 Problématiques liées à la modélisation

Le premier point concerne le choix de la méthode de modélisation. S'il a déjà été indiqué qu'une méthode éléments finis allait être employée, cette méthode ne va pourtant pas de soit. Le matériau pourrait tout à fait être modélisé à l'aide d'un modèle analytique, d'une approche des éléments sans frontière [Ali97], d'une approche sans maillage [Bel04] ou encore d'une approche iso-géométrique [Hug05], et cette liste n'est pas exhaustive. La méthode des éléments finis est de toute évidence la plus employée dans le monde académique, industriel et est la mieux maîtrisée au sein du LCTS. Dans le cadre de cette thèse, cette dernière est également la plus adaptée pour le partenaire industriel.

Même dans le contexte de la méthode éléments finis, de nombreuses méthodes différentes de représentation de la structure du matériau ou de l'endommagement sont possibles. L'hétérogénéité des phases ou de la structure doivent-elles être représentées explicitement ? Est-il *a contrario* possible de considérer une représentation homogénéisée du matériau ? Des méta-variables peuvent-elles être adaptées pour représenter l'endommagement de manière globale dans le matériau ? Ou au contraire faut-il prendre en compte l'endommagement de chaque phase individuellement ? Parmi toutes les méthodes de représentation de l'endommagement dans le cadre des éléments finis, laquelle choisir ? etc. Autant de questions qui permettent d'expliquer la grande diversité d'approches rencontrées dans la littérature, et qui justifient à elles seules un chapitre dédié à choisir les méthodes les plus adaptées à la problématique.

Bien que très nombreuses, les différentes méthodes de modélisation de la structure ou de l'endommagement ne sont pas sans contraintes et couplages entre elles. Par exemple, tous les types d'éléments ne sont pas compatibles avec toutes les approches de représentation de l'endommagement. Cet aspect là sera également discuté dans la suite de ce chapitre. Ainsi la prochaine section de ce chapitre s'intéresse aux modèles de représentation de l'endommagement, tandis que la suivante se concentre sur les approches de résolution globales (c'est-à-dire des méthodes de représentation de la structure et de l'endommagement, pour contruire un modèle de représentation de l'ensemble du matériau). Enfin la dernière section de ce chapitre permet de discuter des méthodes de construction de ces modèles – d'un point de vue géométrique – aux différentes échelles d'intérêt.

4.2 Modèles d'endommagement

Il est décidé ici de séparer les méthodes de représentation de l'endommagement en deux familles, en fonction de la représentation continue ou discrète de la fissuration. Le découpage aurait pu être fait d'une autre manière, comme par exemple entre les méthodes introduisant un enrichissement de l'espace d'approximation et celles ne le faisant pas. Néanmoins le découpage proposé ici s'avèrera plus approprié aux discussions futures dans le cadre de l'approche de modélisation proposée. Les parties suivantes vont faire l'état de l'art des méthodes les plus couramment utilisées, sans nécessairement se vouloir exhaustive. Cette partie est très largement inspirée du travail bibliographique très complet de [Ess17] sur le sujet.

Il faut également noter que l'aspect discontinu du champ de déplacement est considéré vis-à-vis du modèle éléments finis global. Par exemple, des éléments AFEM (Augmented Finite Element Method) ou EFEM (Embedded Finite Element Method) intègrent bien une discontinuité forte du champ de déplacement du point de vu interne à l'élément, à l'aide de nœuds internes supplémentaires. L'information de ces derniers n'est néanmoins pas accessible en externe, et la discontinuité ne peut alors pas être considérée comme forte d'un point de vue du modèle global.

4.2.1 Approche discrète de la fissuration

Cette famille de méthodes permet d'introduire une discontinuité forte du champ de déplacement. Ces dernières permettent une représentation plus fidèle des fissures dans les matériaux, mais sont en général plus complexes à mettre en œuvre.

Dédoublage des nœuds

La méthode de dédoublement des nœuds (ou déboutonnage) est probablement la plus ancienne à avoir été proposée pour représenter des discontinuités fortes dans les modèles [Clo62]. Elle consiste à dédoubler les nœuds sur le chemin de la fissure, de sorte que les éléments de part en part de la discontinuité ne soient plus reliés (figure 4.3).

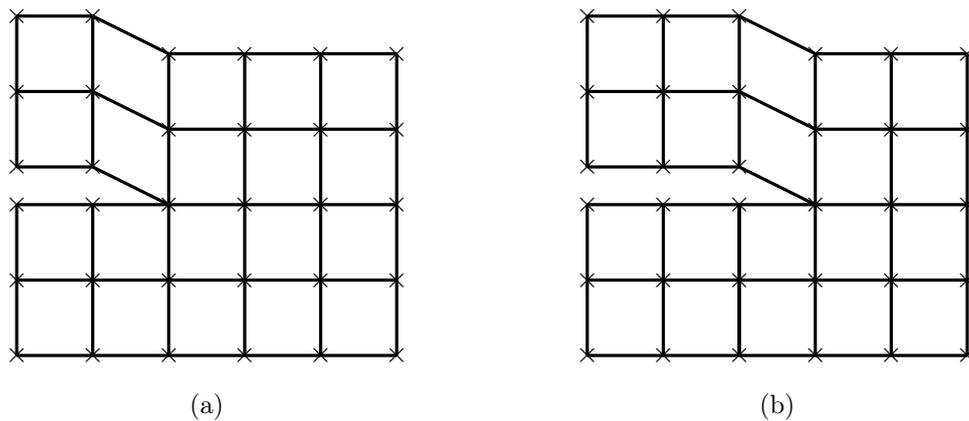


FIGURE 4.3 – Exemple de dédoublement des nœuds (a) avant propagation et (b) propagation sur la longueur d'un élément.

La principale limite de cette approche réside dans le chemin de propagation de la fissure, qui se trouve donc contraint par la géométrie du maillage. Cela impose donc de ne pas employer des maillages trop grossiers, afin de ne pas engendrer des irrégularités trop importantes sur le trajet de la fissure. Dans les situations où les chemins de fissuration sont connus (par exemple dans le cas du délaminage) cela ne pose pas de problème, dans la mesure où il est possible de mailler ces zones spécifiquement afin de générer un chemin adapté pour la fissure. L'application au CMC s'avère déjà plus complexe, dans la mesure où les zones de fissuration peuvent ne pas être connues selon les cas de chargement. Des résultats très convaincants ont néanmoins été obtenus sur CMC dans [Gui96].

Remaillage adaptatif

La méthode de remaillage adaptatif propose de surmonter la difficulté rencontrée dans la méthode de dédoublement des nœuds en réalisant un remaillage de la zone où la fissure se propage (figure 4.4). De nombreux exemples existent dans la littérature comme [Bou03; Aza11] en 2D, ou [Chi13] en 3D.

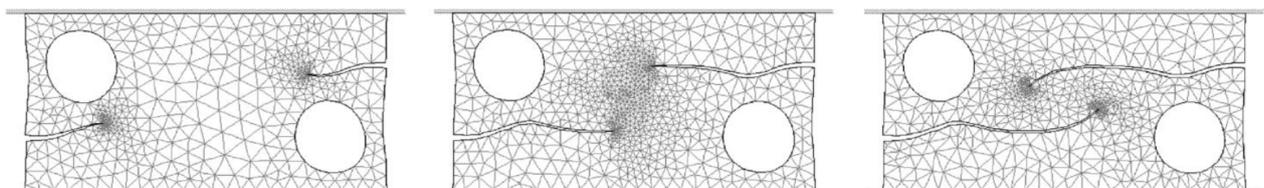


FIGURE 4.4 – Exemple de trajet de fissuration dans le cas de l'utilisation d'un algorithme de remaillage adaptatif par [Bou03].

Si elle permet d’apporter une solution au problème de la position des chemins de fissuration rencontré par la méthode de dédoublement des nœuds, cette dernière s’accompagne néanmoins de difficultés supplémentaires. Il est en effet important de noter que la mise en œuvre d’un remaillage 3D dans le cas d’un matériau hétérogène n’est pas évidente, comme par exemple dans le cas d’un CMC tissé. De plus, la propagation des fissures s’accompagne d’une augmentation importante du nombre de degrés de liberté des modèles, ce qui en fait une méthode probablement inadaptée à la représentation d’un grand nombre de fissures dans les matériaux. Enfin, il faut noter que ce type de méthode est particulièrement complexe à mettre en place dans les modèles où les propriétés des constituants peuvent dépendre de la taille de maille, voir inapplicable aux modèles dans lesquels la taille de maillage est fixée et constante, comme pour certains modèles multi-échelle ou fibres intégrées.

Méthode par zones cohésives

La représentation de la fissuration par l’introduction de zones cohésives (notées CZM pour *Cohesive Zone Model*) a été proposée par [Dug60 ; Bar62]. La méthode permet d’intégrer une énergie dissipée dans la fissure avec un effet dissipatif à l’interface (figure 4.5). Sur le concept, cette méthode fait néanmoins face aux mêmes problèmes que la méthode de dédoublement des nœuds. En effet, si le trajet de fissuration est déjà connu, alors il suffit de placer des éléments de zones cohésives sur son trajet, et la méthode s’avère particulièrement efficace [Cor14]. Dans le cas de fissures dont le trajet et la position ne sont pas connus, alors cette dernière peut s’avérer coûteuse à mettre en œuvre. Dans cette situation, les zones cohésives doivent être introduites entre chaque élément de maillage, augmentant drastiquement le nombre de degrés de liberté des modèles. Parallèlement, dans le cadre des zones cohésives dites intrinsèques, les zones cohésives doivent avoir une rigidité très grande (qu’on dit généralement "pénalisée") afin de ne pas assouplir le matériau réel.

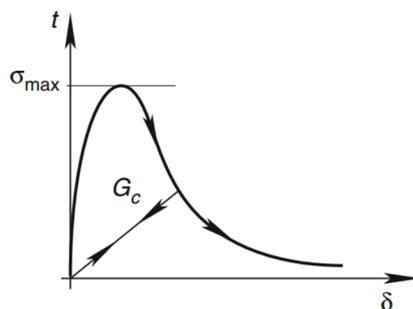


FIGURE 4.5 – Exemple de loi de comportement traction-séparation issue de [Ess17].

Pour pallier ce dernier problème, une méthode dite extrinsèque a été proposée par [Cam96]. Elle consiste en une sorte de méthode hybride avec le dédoublement de nœuds. Initialement, le modèle ne comporte pas de zones cohésives ; lorsqu’une fissure se produit, les nœuds sont dédoublés et une zone cohésive est introduite afin d’ajouter la partie dissipative. Cela permet de limiter l’ajout de degrés de liberté en ne plaçant des zones cohésives que sur le trajet de la fissure, et ne diminue pas artificiellement la rigidité du matériau puisque les zones cohésives ne sont pas présentes tant qu’il n’y a pas d’endommagement. Le trajet de la fissure reste néanmoins guidé par la géométrie du maillage, et la méthode nécessite une modification continue du maillage pour dédoubler les nœuds et introduire les zones cohésives progressivement.

Une autre formulation de type Galerkin Discontinue a également été proposée dans le cadre de la représentation de la fissuration par zones cohésives. Elle conserve néanmoins la problématique liée à l’ajout d’un nombre important de degrés de liberté dans les modèles. En définitive, même si ces méthodes permettent d’introduire une dissipation dans le phénomène de propagation de la fissuration, ce qui est un avantage certain, elles sont en général assez inadaptées à la représentation de fissures dont le trajet n’est pas connu *a priori*. Dans le cas des CMC, elles sont par exemple particulièrement adaptées pour représenter les systèmes interfaciaux et la décohérence fibre matrice, comme cela a été proposé dans [Leg22] (figure 4.6).

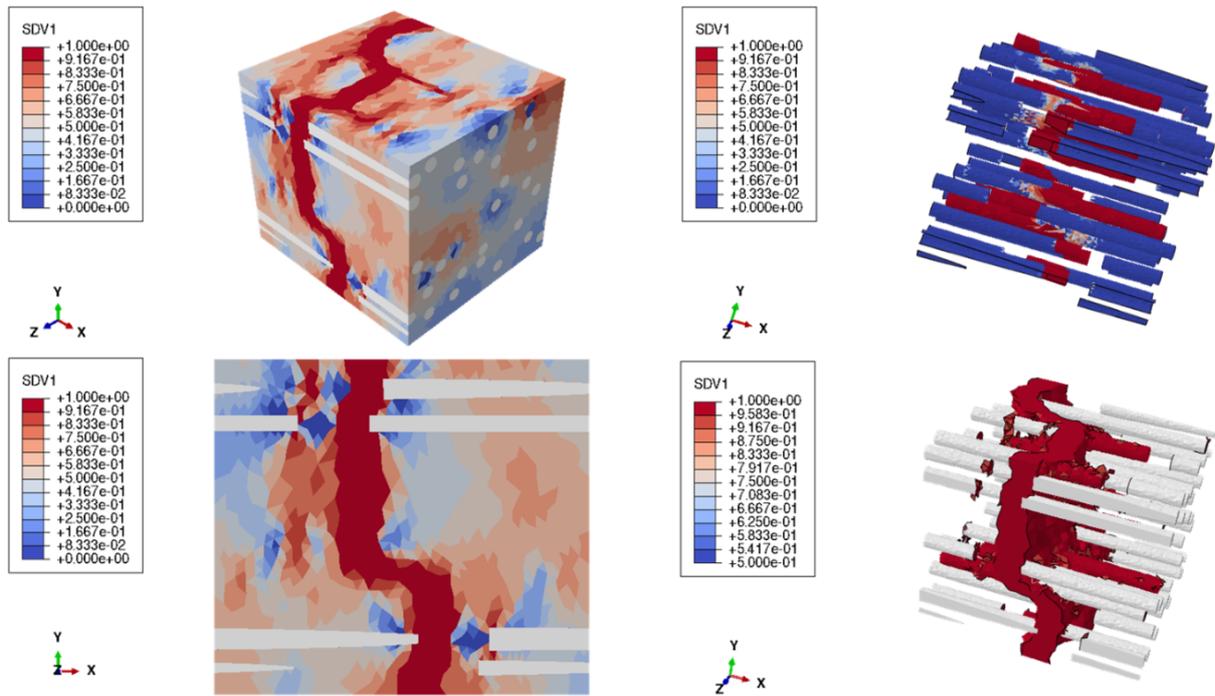


FIGURE 4.6 – Exemple de l'application de zones cohésives pour la représentation de systèmes interfaciaux dans un CMC unidirectionnel à fibres discontinues par [Leg22].

Méthode X-MESH couplée phase field

Cette méthode est particulièrement récente et très prometteuse dans la représentation discrète de la fissuration. En effet, contrairement aux autres méthodes citées précédemment, elle ne nécessite ni d'ajouter des nœuds et degrés de liberté supplémentaires, ni de remailler régulièrement sur le trajet de la fissure. L'approche X-MESH (pour eXtreme Mesh deformation approach), développée par [Moë23] consiste à redéfinir la position des nœuds du maillage de sorte que ces derniers soient en permanence sur le front de changement de phase. Couplée à une approche phase field, elle promet de représenter les fissures de manière discrète (figure 4.7), en s'affranchissant des difficultés mentionnées précédemment.

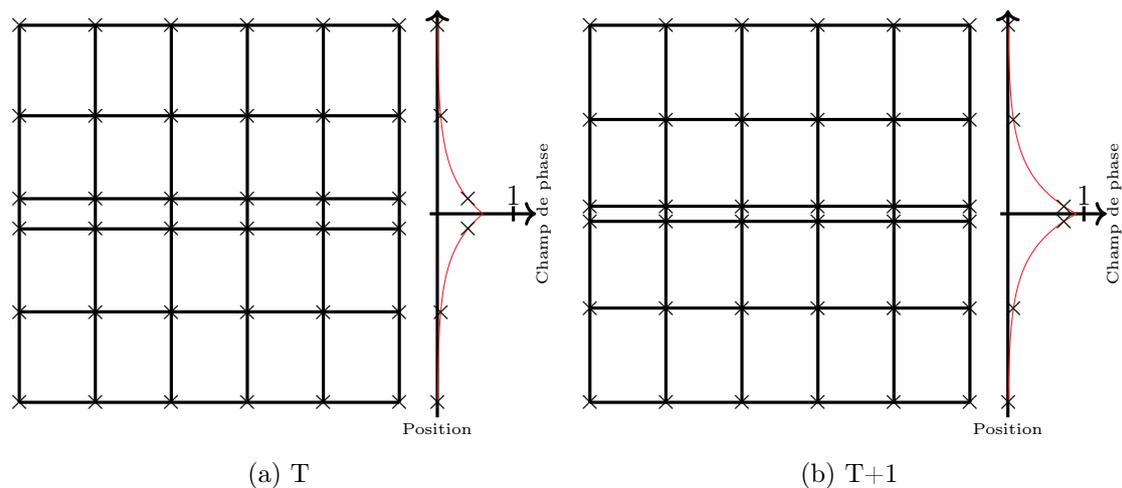


FIGURE 4.7 – Exemple d'évolution de la géométrie du maillage non déformé en fonction que le champ de phase évolue. Dans la situation finale (qui n'est pas représentée ici par souci de clarté), les deux rangées de nœuds centrales sont totalement superposées et représentent bien la singularité introduite par la fissure.

Dans le contexte de la description d'une fissure discrète, les nœuds se retrouvent donc progressivement rapprochés en direction du maximum de phase (zone de fissuration), jusqu'à être totalement superposés. Cela permet donc la représentation d'une singularité (la fissure) sans introduction de nouvelles mailles ou de nouveaux éléments dans le maillage. La principale difficulté de cette approche est la création d'éléments dégénérés à mesure que certains des nœuds sont déplacés dans le maillage. Les auteurs s'appuient sur des preuves de convergence de certaines configuration des mailles afin de s'assurer de la stabilité des calculs.

Les travaux sur cette approche, bien que très récents, affichent des résultats très prometteurs dans le cadre de l'étude de fluides multiphasiques ou de changements de phases (figure 4.8). La représentation de l'endommagement qui nous concerne ici n'est à l'heure actuelle pas encore publiée par les auteurs de l'approche X-MESH, mais les résultats préliminaires en 1D sont *a priori* très encourageants, en faisant une approche à suivre avec attention dans les prochaines années.

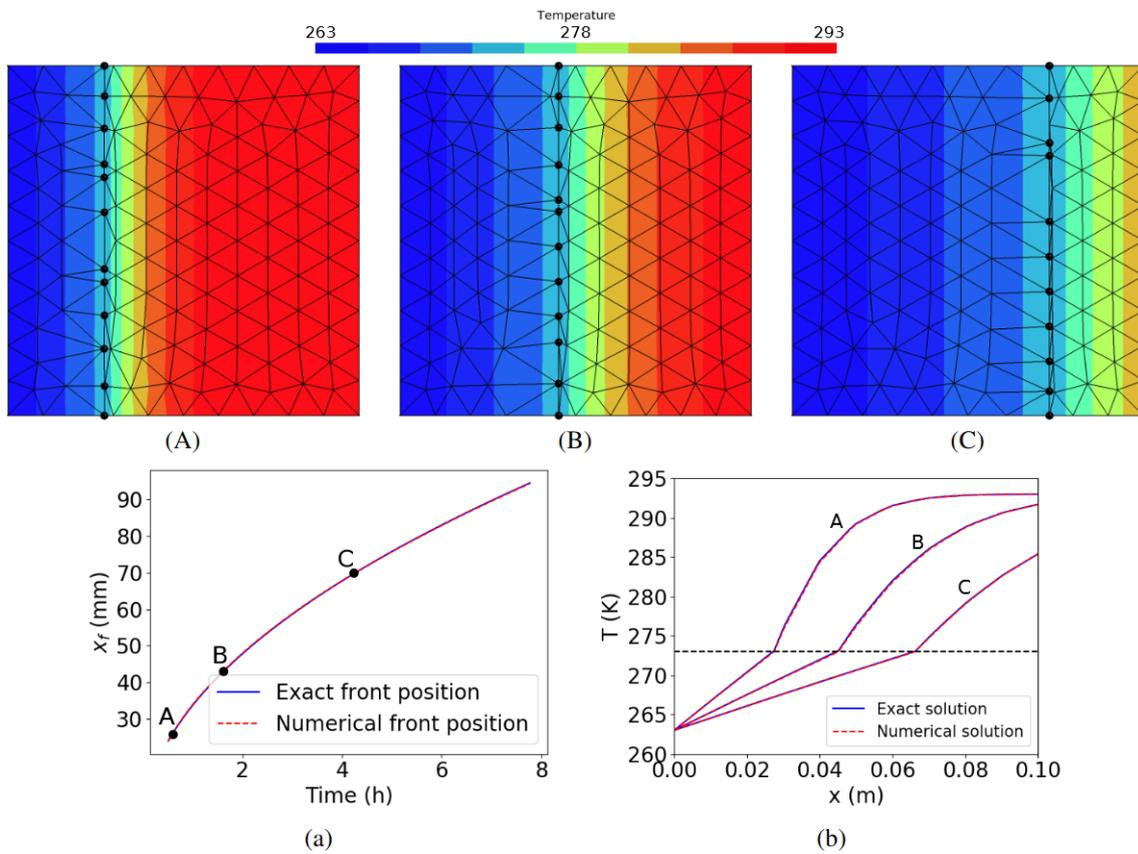


FIGURE 4.8 – Exemple de l'application de l'approche X-MESH au problème de Stefan dans [Moë23].

4.2.2 Modèles d'endommagement continus

Cette famille de méthodes propose de modéliser l'endommagement par une approche diffuse. Certaines de ces méthodes peuvent s'avérer particulièrement simple à mettre en place, d'où leur utilisation très répandue dans la littérature.

Méthode de suppression des éléments

La méthode de suppression des éléments (plus communément désignée sous son nom anglais *Element Deletion Method* ou l'abréviation EDM) est une des plus ancienne méthode de représentation de fissures par des éléments finis standards. Malgré le nom de l'approche, les éléments ne sont en général pas réellement supprimés du maillage.

Cette approche possède pratiquement autant de variantes que d'auteurs l'ayant utilisée, avec parfois des dénominations différentes. Le concept reste néanmoins toujours le même : le tenseur de rigidité de l'élément est dégradé (de manière uniforme ou non), permettant de représenter l'endommagement de l'élément. Peuvent par exemple être notées les méthodes Eigenfracture [Pan02], Continuum Damage Model [Son06], ou Finite Fracture Mechanics [Li18], pour ne nommer qu'elles.

Ces modèles d'endommagement requièrent en général : des critères d'amorçage, des variables d'endommagement et enfin des lois d'évolution de l'endommagement. Ces trois points permettent de décrire complètement le comportement mécanique sous endommagement des éléments. Les lois d'endommagement sont en général régularisées par rapport à la taille du maillage, afin d'éviter de créer un modèle qui en soit dépendant. En effet, pour une loi d'endommagement fixée, l'énergie dissipée décroît à mesure que la taille de maillage diminue, ce qui n'est bien évidemment pas souhaité. La méthode de régularisation "crack band", introduite par [Baž83], propose par exemple de réécrire la loi d'endommagement en contrainte/ouverture (comme pour les éléments cohésifs) via l'ajout d'une longueur caractéristique et du taux de restitution d'énergie comme nouveau paramètre matériau.

Les modèles d'endommagement continus avec dégradation du tenseur de rigidité ont largement été employés pour décrire les CMC au sein du LCTS (figure 4.9), avec notamment les travaux de [Maz18] sur l'étude des premiers endommagements des SiC/SiC MI, [Bén19] sur l'étude de l'endommagement d'une cornière en SiC/SiC MI, [Leg22] sur l'étude de CMC à fibres discontinues ou encore [Mar21] sur l'étude de CMC Ox/Ox, favorisant leur utilisation de par leur bonne maîtrise au laboratoire.

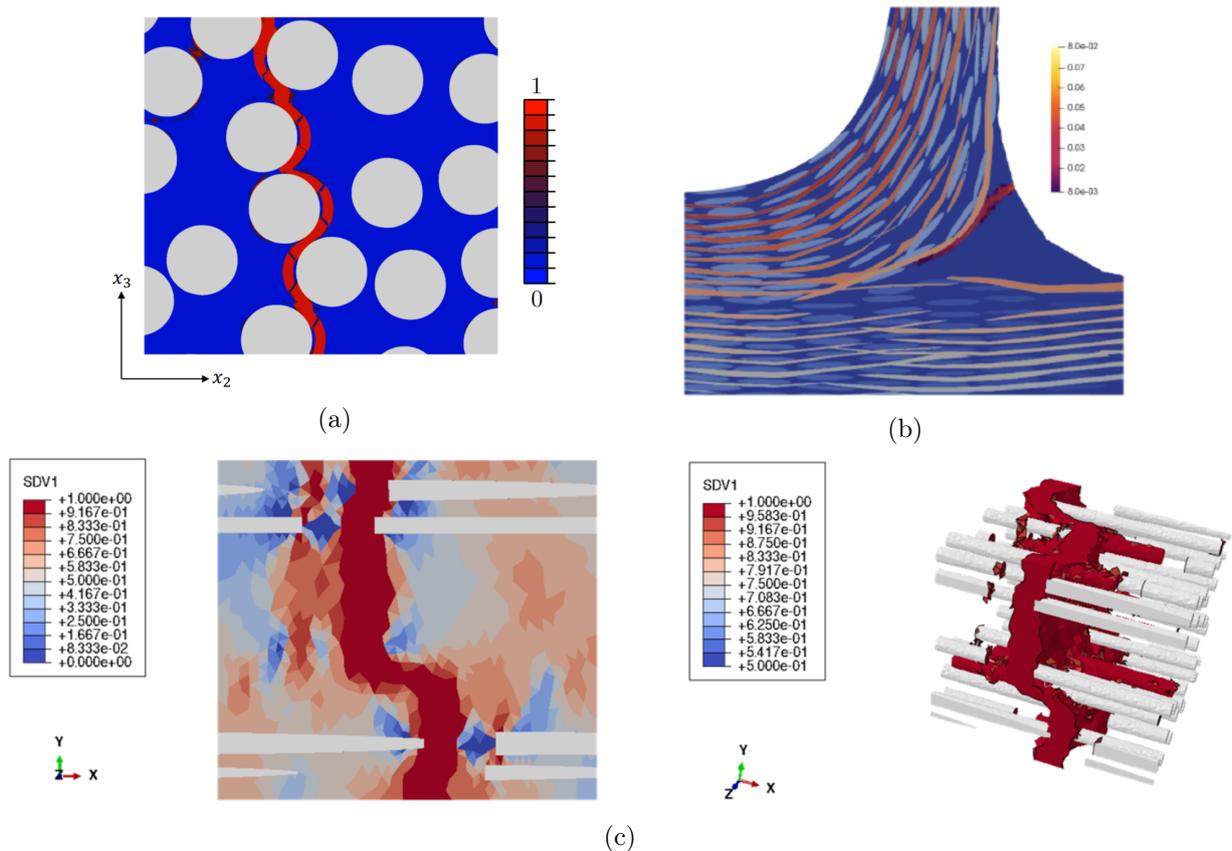


FIGURE 4.9 – Exemple d'utilisation de la méthode sur des travaux du LCTS sur les CMC : (a) par [Maz18], (b) par [Bén19] et (c) par [Leg22].

Méthode d'endommagement par phase field

La représentation de l'endommagement par phase field a été introduite par [Gri21], puis complétée par [Fra98] afin de rendre la méthode capable de simuler l'amorçage et la propagation des fissures. Cette méthode repose sur la minimisation de l'énergie potentielle de la structure. Un champ scalaire (qui n'est autre que le champ de phase ou phase field dont la méthode tire son nom) porte l'information de l'endommagement du matériau. Ce champ scalaire dépend d'une longueur caractéristique l_0 – qui sera discutée plus en détail par la suite –, qui pilote la diffusion du champ (figure 4.10), directement héritée de l'utilisation du phase field pour travailler sur des problèmes de diffusion/réaction. Contrairement à la méthode précédente, ce champ scalaire n'est pas pilotée par une loi de comportement, puisque c'est bien la minimisation de l'énergie potentielle qui entraîne son évolution. Le champ scalaire prend des valeurs entre 0 pour un matériau sain et 1 pour un matériau endommagé. L'information du champ est contenue aux nœuds du maillage et interpolée dans les éléments par une fonction de forme, générant bien des endommagements continus dans les modèles.

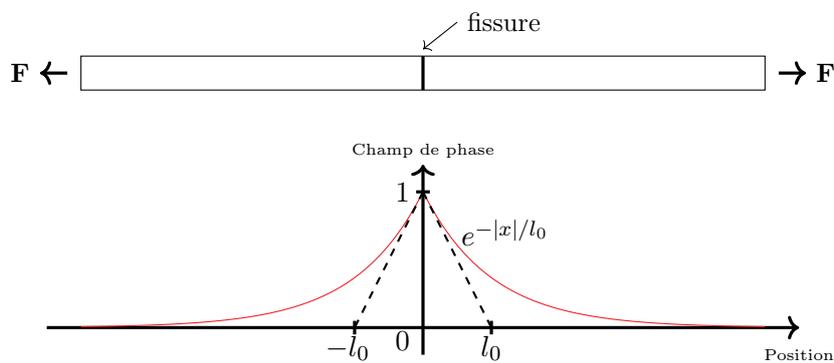


FIGURE 4.10 – Exemple de champ d'endommagement dans le cas d'une barre 1D fissurée en son centre. L'effet de la longueur caractéristique l_0 est bien visible.

Comme toutes les autres méthodes, la représentation de l'endommagement par phase field n'est pas exempte de certains désavantages. Premièrement, puisque l'information du champ est contenue aux nœuds des éléments, ces derniers ont donc des degrés de liberté en plus, ce qui entraîne un coût de calcul légèrement plus important. Néanmoins il ne s'agit que d'un unique degré de liberté par nœud, ce qui reste acceptable dans la majorité des situations. La vraie difficulté de l'approche réside dans le fait que la fissure est représentée de manière diffuse, en fonction d'une longueur caractéristique l_0 qui permet de piloter cette diffusion. Ainsi, la méthode dépend très fortement de la taille de maille, qui doit être choisie suffisamment petite par rapport au paramètre l_0 pour respecter la relation $h < \frac{l_0}{2}$, où h est la taille caractéristique du maillage. Pour que l'état d'endommagement de la structure soit bien représenté, il faut donc en général utiliser une taille de maille suffisamment petite (figure 4.11)

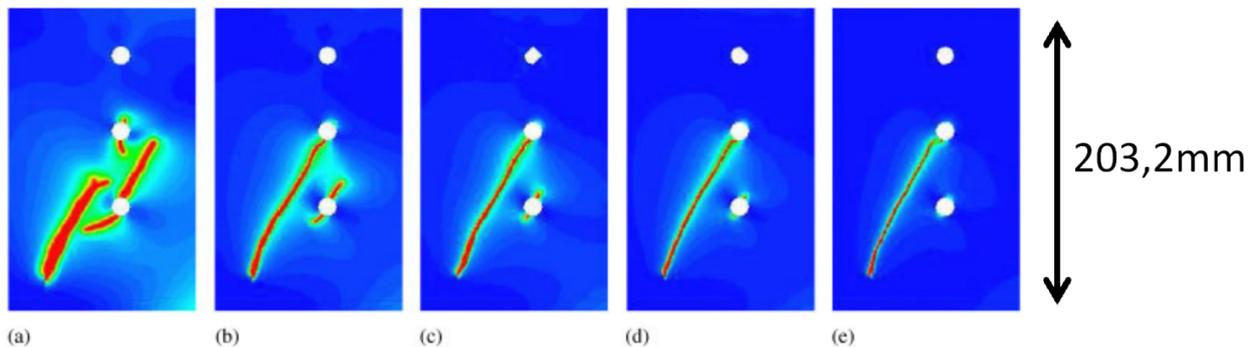


FIGURE 4.11 – Exemple d'effet de la taille de maillage sur l'état d'endommagement d'une éprouvette entaillée de flexion trois points par [Mie10], pour (a) $l_0 = 0.15$ mm, (b) $l_0 = 0.05$ mm, (c) $l_0 = 0.035$ mm, (d) $l_0 = 0.025$ mm, (e) $l_0 = 0.01$ mm

Partition de l'unité (XFEM - GFEM)

La méthode de partition de l'unité (MPU), issue de [Mel96 ; Bab97], propose d'enrichir l'espace d'approximation des éléments finis standards, sans modification du maillage. Si N_i sont les fonctions de forme standards des éléments finis classiques sur Ω_i (qui sont pour rappel nulles en dehors de ce domaine, comme le présente la figure 4.12), la méthode de partition de l'unité propose d'ajouter des fonctions N_j , qui ne sont plus nécessairement nulles en dehors de Ω_i , afin d'ajouter des degrés de liberté supplémentaires aux éléments.

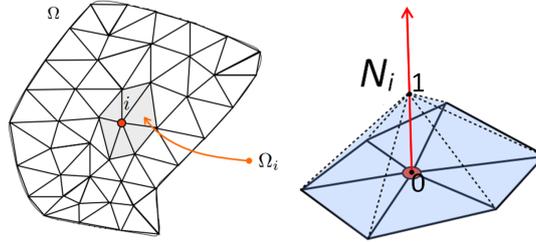


FIGURE 4.12 – Fonction de forme standards d'après [Tra12]

Les champs de déplacement à l'intérieur d'un de ces éléments enrichis sont donc sous la forme :

$$u(x) = \sum_{i \in \mathcal{N}} N_i(x) \bar{u}_i + \sum_{j \in \mathcal{M} \subseteq \mathcal{N}} \bar{N}_j(x) \Psi(x) \bar{a}_j \quad (4.1)$$

avec \bar{a}_j les degrés de liberté supplémentaires du champ de déplacement.

La méthode de partition de l'unité présente plusieurs déclinaisons avec des dénominations différentes. La XFEM (pour eXtended Finite Element Method) est utilisée pour modéliser des discontinuités faibles ou fortes, les fronts de fissure [Moë99 ; Dau00], et permet de décrire un comportement cohésif dans les discontinuités [Moë02 ; Fer16]. D'après [Fri08], les caractéristiques principales de la méthode XFEM sont : (i) l'enrichissement extrinsèque et au travers de la partition de l'unité, (ii) l'enrichissement local, car seule une portion des nœuds est enrichie, (iii) l'enrichissement basé sur le maillage (c'est-à-dire que la partition de l'unité est construite par la moyenne des fonctions de forme standards des éléments finis), et (iv) l'enrichissement pour des discontinuités arbitraires est possible.

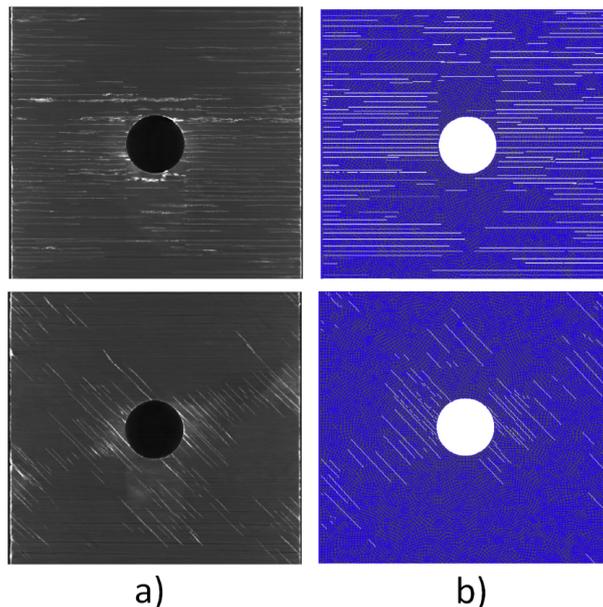


FIGURE 4.13 – Comparaison entre (a) expérience et (b) simulation XFEM sur un composite à matrice organique stratifié d'après [Vig15]

La GFEM (pour Generalized Finite Element Method) est – au moins au départ –, différente de la XFEM car elle propose un enrichissement global de l'espace avec des fonctions issues de calculs numériques. En pratique, les deux méthodes (XFEM et GFEM) sont devenues assez semblables et peuvent être utilisées de manière identique pour modéliser la fissuration [Bel09; Fri10]. On peut également ajouter dans cette catégorie la PNM (pour Phantom Node Method) qui, bien que n'ayant pas été élaborée à partir de la MPU, présente une cinématique similaire aux méthodes précédentes. Seule l'implémentation présente une différence avec la XFEM.

Toutes ces méthodes sont très largement représentées dans la littérature et profitent d'un cadre théorique et mathématique solide. Néanmoins, leur utilisation dans le cadre de la multi-fissuration des composites nécessite une optimisation importante et passe généralement par l'utilisation de solveurs *ad hoc*. Leur application dans le cadre de codes de calcul industriels n'est absolument pas directe dans la mesure où ces derniers permettent en général moins de flexibilité dans l'implémentation.

EFEM - AFEM

Les méthodes EFEM (pour *Embedded Finite Element Methods*) proposent – comme les méthodes de partition de l'unité – un enrichissement de l'espace d'approximation. Au lieu que ce dernier soit porté par les nœuds, l'EFEM introduit cet enrichissement au sein des éléments. Ces méthodes sont issues des travaux de [Dvo90; Kli91; Sim93]. Les méthodes EFEM permettent de conserver le même nombre de degrés de liberté des modèles, car seule la matrice de rigidité locale se trouve modifiée pour intégrer l'effet de l'endommagement. Néanmoins, ces dernières nécessitent de calculer des modes de déformations *a priori* [Man06; Arm07; Wu15], afin d'enrichir la cinématique d'endommagement et de leur permettre de présenter un réel avantage par rapport aux modèles d'endommagement classiques.

La méthode AFEM (pour Augmented Finite Element Method) est issue de [Lin09] et dérive de l'EFEM, mais présente plusieurs particularités par rapport à cette dernière : (i) plusieurs discontinuités peuvent être représentées dans un élément, (ii) le calcul *a priori* de modes de déformations n'est plus nécessaire et (iii) elle ne requiert pas de sous-itérations locales. Cette méthode a déjà été mise en place au LCTS dans le cadre des travaux de [Ess17], pour l'étude de la durée de vie de CMC tissés.

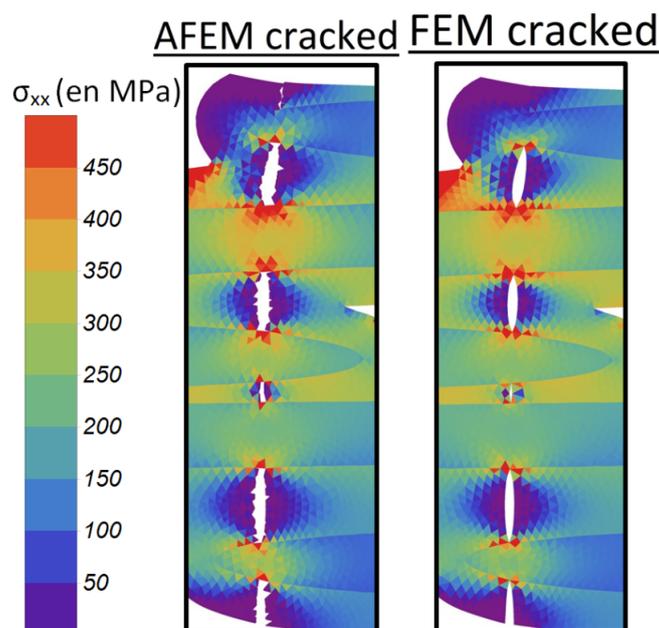


FIGURE 4.14 – Comparaison de l'état de contrainte dans une portion de structure de CMC tissé d'après [Ess17]

Même si la méthode s'est avérée satisfaisante pour la représentation de l'endommagement de ce type de matériaux (figure 4.14), il est possible de noter plusieurs inconvénients récurrents dans le cadre de l'AFEM. [Ess17] note par exemple l'importance de l'utilisation d'un algorithme de crack-tracking afin de garantir l'indépendance du trajet de fissuration à la géométrie du maillage. De plus, comme dans la majorité des applications de l'AFEM, l'implémentation est réalisée dans un code de calcul *ad hoc*, car son application dans un solveur industriel reste un vrai challenge, notamment vis-à-vis de l'optimisation de la convergence.

4.2.3 Synthèse

Différentes méthodes de modélisation de l'endommagement ont été abordées, séparées en deux familles selon si la représentation engendrait une discontinuité discrète ou non du champ de déplacement. Même si certaines méthodes peuvent pratiquement être éliminées d'emblée à cause de leur difficulté de mise en place ou de leur inadéquation avec certains des phénomènes étudiés, le choix reste néanmoins vaste. Chacune présente en effet des avantages et des inconvénients dans la représentation des phénomènes d'intérêt, et seule une mise en perspective avec la stratégie de modélisation globale permettra de justifier de l'utilisation d'une méthode plutôt que d'une autre. La prochaine section va donc se concentrer sur les différentes méthodes de modélisation des CMC tissés, et doit notamment permettre de mettre en relation les modèles d'endommagement les plus adaptés en fonction des situations.

4.3 Méthodes de modélisation

Pour rappel, le comportement du matériau est déterminé par les phénomènes à l'échelle de la microstructure, ainsi que par la structure tissée à l'échelle mésoscopique. L'approche de modélisation la plus simple conceptuellement consiste donc à tout modéliser directement à l'échelle de la microstructure, sur des dimensions mésoscopiques. Au regard des dimensions en jeu, cette approche n'est actuellement pas applicable sur des stations de calcul individuelles, et peut même rester compliquée sur des clusters de calcul dédiés. En effet, une cellule microscopique de seulement $50\ \mu\text{m}$ de côté nécessite l'utilisation d'environ 50000 nœuds et 150000 degrés de liberté (DDL). L'appliquer à une structure mésoscopique de seulement $5\ \text{mm} \times 5\ \text{mm} \times 3\ \text{mm}$ demanderait donc environ 15 milliards de nœuds et 45 milliards de DDL, avec des lois de comportement non-linéaires complexifiant très largement la convergence des calculs.

Pour cette raison, des stratégies de modélisation doivent être employées afin de surmonter cette difficulté. Cette section a donc pour objectif de faire un état de l'art des méthodes de modélisation pouvant être employées sur les CMC. Comme pour les méthodes de représentation de l'endommagement, l'objectif n'est pas nécessairement de dresser une liste exhaustive, mais principalement de faire le tour des méthodes les plus employées et applicables dans le cadre de ces travaux.

4.3.1 Méthodes de décomposition de domaine

La méthode la plus proche d'une résolution directe est la méthode de décomposition de domaine. L'idée de base consiste à découper le problème général en sous-problèmes qui sont donc moins lourds à faire converger et peuvent donc être résolus en parallèle dans des temps raisonnables. La difficulté de la stratégie réside dans le raccordement des sous-domaines entre eux. En effet, il faut alors que chaque frontière commune des sous-domaines soit à l'équilibre afin d'obtenir une solution globale à l'équilibre. Si dans des situation purement élastiques cette difficulté est relativement simple à surmonter, elle devient particulièrement complexe à traiter dans le cas de matériaux hétérogènes et non-linéaires [Llo16].

La formulation de base de la décomposition de domaine est donnée par la suite. Soit $K_i u_i = f_i$ la relation force/déplacement dans un domaine Ω_i . Soit un domaine Ω , découpé en deux sous-domaines Ω_1 et Ω_2 , et dont on note le déplacement λ sur l'intersection $\Omega_1 \cap \Omega_2$. L'objectif de la méthode de décomposition de domaine est alors de trouver une solution à l'équation :

$$\begin{bmatrix} K_1 & 0 & B_1^T \\ 0 & K_2 & B_2^T \\ B_1 & B_2 & 0 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} u_1 \\ u_2 \\ \lambda \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} f_1 \\ f_2 \\ 0 \end{bmatrix} \quad (4.2)$$

En partant de cette description très simple de la situation, plusieurs solutions sont ensuite possibles et dépendent très largement de la stratégie employée. On distingue deux grandes familles de méthodes de décomposition de domaine : avec ou sans recouvrement. Les méthodes avec recouvrement, ou méthodes de Schwarz, considèrent une intersection $\Omega_1 \cap \Omega_2$ telle que $\dim(\Omega_1 \cap \Omega_2) = \dim(\Omega)$, tandis que les méthodes sans recouvrement considèrent, elles, une intersection telle que $\dim(\Omega_1 \cap \Omega_2) = \dim(\Omega) - 1$ (figure 4.15). La méthode sans recouvrement appliquée aux éléments finis la plus utilisée est probablement la méthode FETI, pour *Finite Element Tearing and Interconnecting* [Far91].

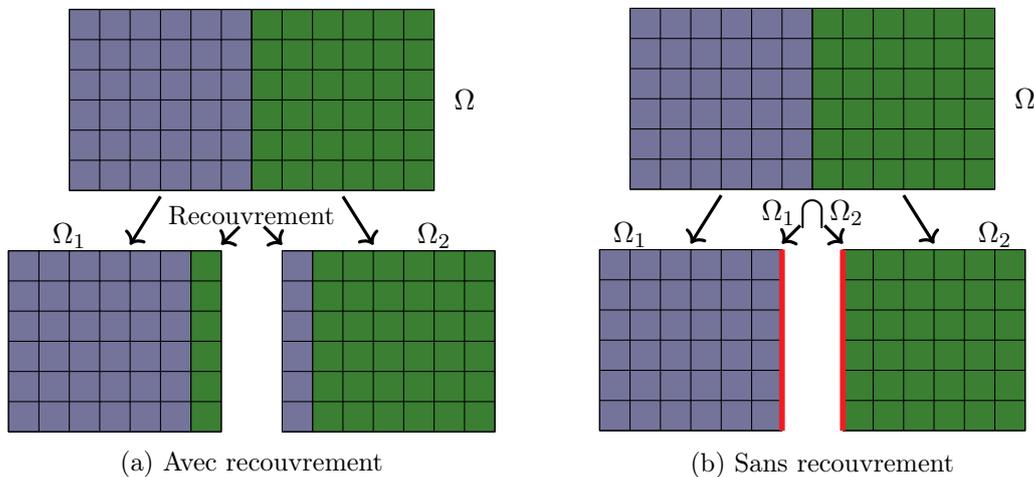


FIGURE 4.15 – Schéma illustrant les méthodes de décomposition de domaine.

Malgré l'avantage certain que présente une telle méthode – c'est-à-dire la modélisation directe des phases et de leurs mécanismes à des échelles supérieures –, elle semble peu adaptée à la modélisation des matériaux étudiés dans ces travaux. En effet, une grande quantité de problématiques sont associées à son utilisation. Premièrement, on peut noter que cette méthode n'a, à la connaissance de l'auteur, pour l'heure aucune application dans le cadre des CMC. Seules quelques applications traitent de composites à matrice organique [Wan20a; Mar20], mais aucune ne traite des problématiques d'endommagement dans ces derniers. L'appliquer pour modéliser des CMC sous endommagement jusqu'à rupture représenterait donc une vraie difficulté.

Il faut également noter que la mise en place d'une méthode de décomposition de domaine sous-entend de déjà avoir déterminé quel type de représentation des phases et des mécanismes est utilisé. Or, cette étape représente déjà à elle seule une problématique ouverte, toujours dans le contexte de la modélisation de l'endommagement jusqu'à rupture des CMC. Enfin, il faut noter que la méthode reste particulièrement coûteuse en puissance de calcul, et semble toujours inadaptée à une application sur de simples stations de calcul individuelles. Des travaux de couplage avec des algorithmes de *machine learning* sont en cours au LCTS, et pourraient permettre de largement diminuer la charge de calcul, mais ces derniers ne sont qu'à un stade préliminaire.

Il a donc été décidé que cette méthode ne serait pas choisie pour modéliser les matériaux d'étude, au regard du trop grand nombre de problématiques encore associées à son utilisation dans ce contexte.

4.3.2 Approche macroscopique et homogénéisée

Une méthode de modélisation de ces matériaux peut donc consister à ne pas essayer de modéliser la microstructure, en se contentant de travailler à des échelles supérieures au volume élémentaire statistiquement représentatif, malgré le fait que les matériaux soient hétérogènes, tissés et structurés. Les endommagements en présence sont alors représentés via des macro-descripteurs. Cette stratégie est particulièrement bien représentée par l'*Onera Damage Model* (souvent abrégé ODM) dans le cadre des CMC [Mar11 ; Lau14], mais n'est bien évidemment pas le seul modèle suivant cette logique sur des composites ou sur des matériaux endommageables [Hal02 ; Ber15].

Ces méthodes reposent en principe sur la réalisation d'un grand nombre d'essais, dans le but d'identifier toutes les variables du modèle. Malgré leur simplicité apparente, ces derniers sont très largement employés dans le monde industriel et permettent de travailler à l'échelle des pièces sans trop de difficultés, avec des résultats souvent satisfaisants (figure 4.16). Il faut tout de même noter que dans le cadre de géométries particulières, par exemple dans les travaux de [Bén19], ce type d'approche ne rend plus compte du comportement réel des matériaux et engendre des écarts importants de localisation de l'endommagement.

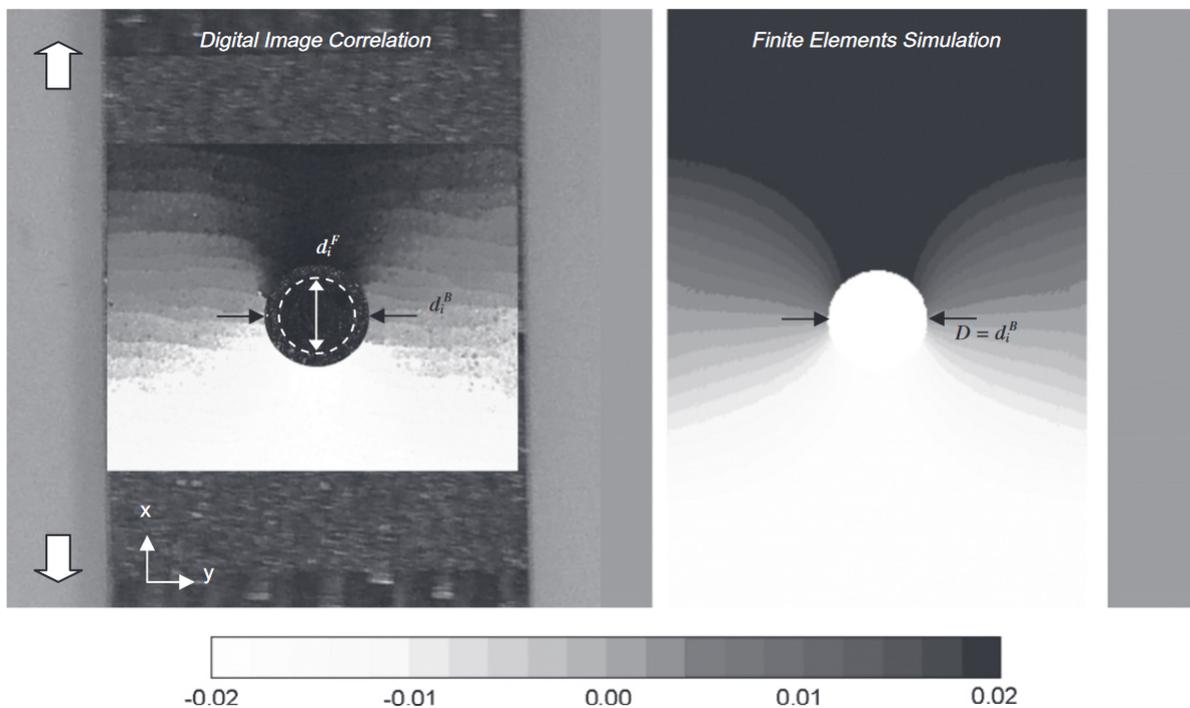


FIGURE 4.16 – Comparaison du champ de déplacement expérimental et simulé avec un modèle ODM sur un SiC/SiC CVI après impact par un indenteur, par [Her10].

Les limites de ces modèles s'avèrent néanmoins évidentes en ce qui concerne la problématique de ces travaux. En effet, si ces derniers permettent bien de prédire le comportement sous endommagement de pièces relativement homogènes après identification expérimentale, ils ne sont absolument pas capables de mettre en évidence le lien entre les propriétés intrinsèques des phases ou de la structure du matériau et le comportement macroscopique obtenu, à cause d'un manque inhérent de signification physique des variables d'endommagement. Plus gênant encore, la moindre modification d'une des propriétés du composite nécessite alors une réidentification complète des variables du modèle, le rendant impropre à rendre compte de la sensibilité aux différentes modifications possibles sur les matériaux, à cause de la difficulté d'identification de ces modèles.

Au regard des différents points cités ci-dessus, il est assez clair que ces approches sont inadaptées pour déterminer l'effet des propriétés intrinsèques de la microstructure sur le comportement jusqu'à rupture des SiC/SiC MI, et ne sera donc pas la méthode choisie dans le cadre de ces travaux.

4.3.3 Méthodes multi-échelles

Les méthodes multi-échelles proposent de séparer les échelles de travail, dans le but d'effectuer des simulations à une échelle donnée qui intègre les résultats d'une échelle inférieure. Le terme de "multi-échelle" désigne en réalité une grande variété d'approches et de stratégies de résolutions différentes, qui peuvent être classées en deux familles (voir [Bel10] et la figure 4.17) : (i) les méthodes hiérarchiques (ou séquentielles) dans lesquelles l'information n'est passée que de l'échelle inférieure vers l'échelle supérieure, et (ii) les méthodes concurrentes, dans lesquelles l'échelle inférieure est couplée avec l'échelle supérieure, qui fonctionnent alors toutes deux simultanément.

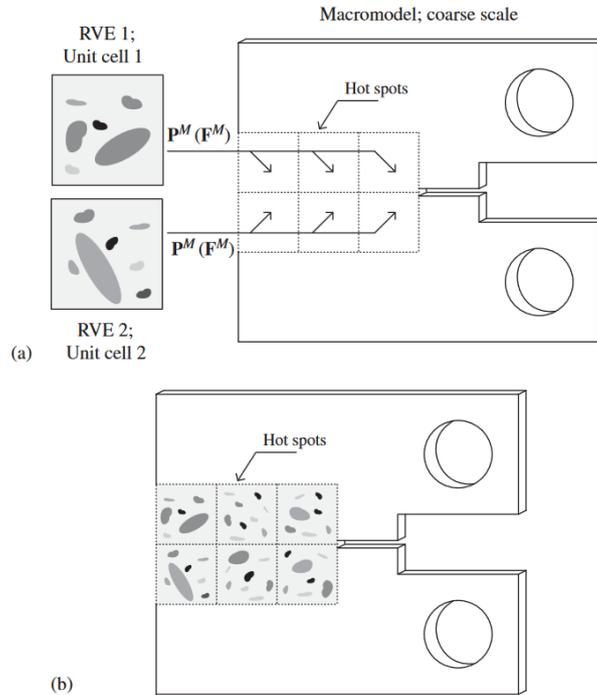


FIGURE 4.17 – Schéma : (a) des approches hiérarchiques, (b) des approches concurrentes par [Bel10].

Les méthodes concurrentes sont *stricto sensu* identiques aux méthodes de décomposition de domaine, et ont déjà été traitées dans une section dédiée. Ces méthodes ne seront donc pas traitées dans la suite de cette partie. Des méthodes intermédiaires (appelées semi-concurrentielles) sont en général bien plus utilisées et diffèrent des méthodes concurrentes pures dans la mesure où le raccordement entre les simulations à l'échelle inférieure n'est plus strictement respecté. Parmi ces méthodes, on peut en particulier noter les méthodes type FE^2 [Fey03], dans lesquelles les contraintes aux points d'intégration de l'échelle supérieure sont calculées par des simulations à l'échelle inférieure. Ces méthodes permettent globalement une bonne représentation de l'effet de la microstructure sous-jacente à l'échelle supérieure, mais sont en général très coûteuses en calcul car chaque point d'intégration nécessite un calcul à l'échelle inférieure. De nombreux travaux s'intéressent donc à des stratégies pour réduire cette charge de calcul, comme via de la clusterisation et l'utilisation de *machine learning* [Cha24].

A l'autre bout du spectre des approches multi-échelles, les méthodes hiérarchiques proposent un découplage total entre les échelles. Les simulations à l'échelle inférieure sont réalisées en premier pour déterminer leur comportement, puis les résultats sont utilisés à l'échelle supérieure (on dit souvent que les calculs sont fait en *offline*, car ils ne sont plus réalisés simultanément au calcul à l'échelle supérieure). L'avantage d'une telle approche est qu'elle permet de réaliser rapidement des simulations à l'échelle supérieure, en s'affranchissant de longs temps de calculs une fois les simulations à l'échelle inférieure effectuées.

Les méthodes multi-échelles se sont avérées particulièrement efficaces pour modéliser les CMC en surmontant leur hétérogénéité et leur structure architecturée multi-échelle, ce qui justifie de leur prêter un intérêt accru dans le cadre de ces travaux. Ces dernières ont notamment démontré de très bonnes capacités à représenter les premières phases d'endommagement des CMC [Maz18] (figure 4.18), l'endommagement dans des zones localisées [Bén19], mais également des phases d'endommagement plus avancées [Shi24] (avec des résultats de simulations tout de même plus éloignés des résultats expérimentaux). Il faut tout de même noter que ces travaux reposent sur des simulations des phénomènes intervenant majoritairement dans les fils transverses au chargement, et ne prennent pas réellement en compte les phénomènes longitudinaux, ou alors de manière approximée. Ce dernier point reste donc à compléter dans l'optique de modéliser entièrement le comportement jusqu'à rupture de ces matériaux.

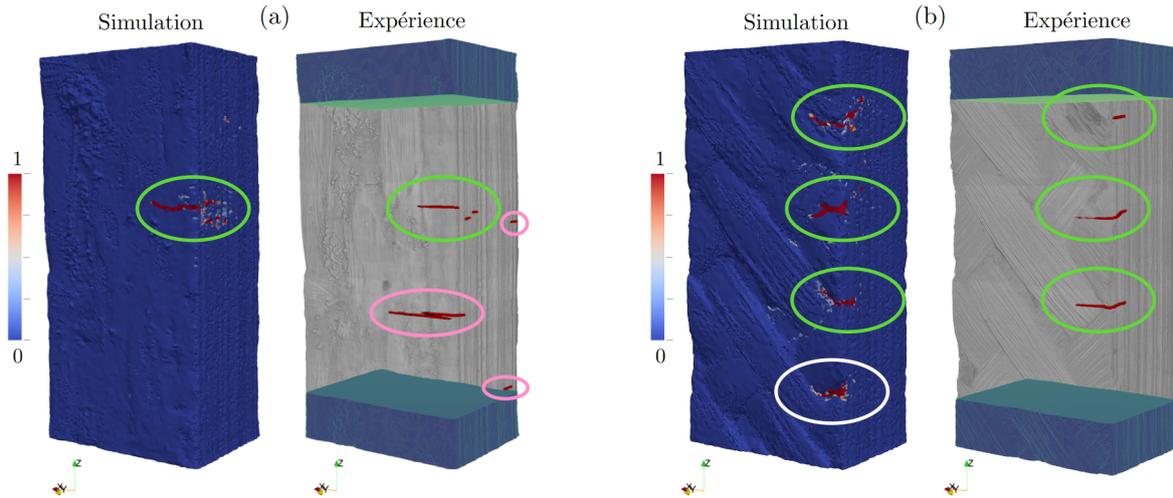


FIGURE 4.18 – Comparaison essai/calcul des zones d'apparition des premiers endommagements : (a) sur un essai sens chaîne, (b) sur un essai à 45° , par [Maz18].

Ces méthodes s'appuient toutes sur le concept de VER (Volume Élémentaire Représentatif) et sur le principe de séparabilité des échelles. Ces deux concepts peuvent être résumés de la manière suivante :

- La cellule à l'échelle inférieure doit respecter les dimensions du VER géométrique, de sorte que les propriétés homogénéisées n'aient pas un comportement stochastique à cause des hétérogénéités en présence (ce phénomène est bien illustré par la figure 4.19). Ce point est en général bien pris en compte de par la relative simplicité à déterminer sa dimension.
- La cellule à l'échelle inférieure doit également respecter une sorte de "VER phénoménologique", c'est à dire que les phénomènes mécaniques, et leurs effets locaux, doivent être contenus à l'intérieur de la cellule (illustration en figure 4.20). Ce second point est moins abordé dans la littérature et est pourtant crucial dans la capacité à construire les modèles multi-échelles. La difficulté repose ici sur le fait que, contrairement au VER géométrique, il faut dans ce cas connaître *a priori* les dimensions des phénomènes qui doivent être simulés.

Ce second point est bien évidemment ce qui est sous-entendu par le concept de "séparabilité des échelles". Si des phénomènes interviennent simultanément à plusieurs échelles, alors les approches multi-échelles ne peuvent plus être mises en place, ou en tout cas plus de manière aussi directe. En effet, dans son application la plus classique, le pont de l'échelle inférieure vers l'échelle supérieure n'est possible que lorsque l'homogénéisation du comportement de l'échelle inférieure est également possible. Or, ce dernier point n'est pas trivial.

Des méthodes proposent de s'affranchir de ces problématiques en effectuant les simulations de l'échelle inférieure sur des cellules de dimensions suffisamment grandes (donc respectant le VER géométrique et phénoménologique), puis de reprojeter le champ de déplacement ainsi obtenu sur les simulations à l'échelle supérieure. C'est par exemple ce que propose la méthode CMCM (pour *Coarse Mesh Condensation Multiscale Method*) issue des travaux de [Le20].

Malgré cela, l'application des modèles multi-échelles reste complexe dans ces circonstances. En particulier, l'utilisation de simulations de grandes dimensions à l'échelle inférieure s'accompagne d'une augmentation importante du nombre de degrés de liberté, et devient particulièrement questionnable dans le cas où les cellules atteignent des longueurs supérieures à la période de tissage. Se posent alors des questions sur les conditions limites à appliquer à de telles cellules pour représenter des cas de chargement représentatifs à l'échelle supérieure.

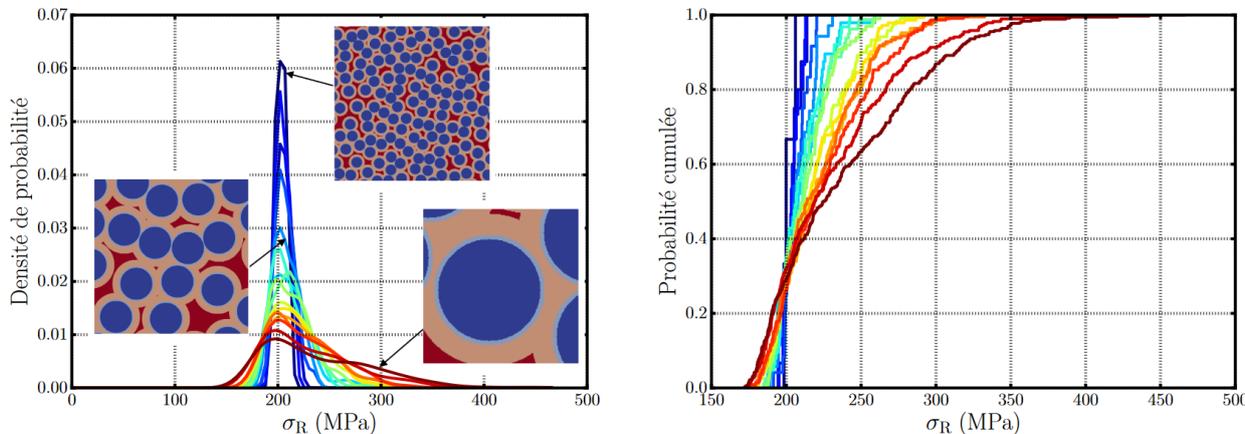


FIGURE 4.19 – Distribution des contraintes à rupture de cellules à l'échelle inférieure pour différentes dimensions caractéristiques par [Maz18].

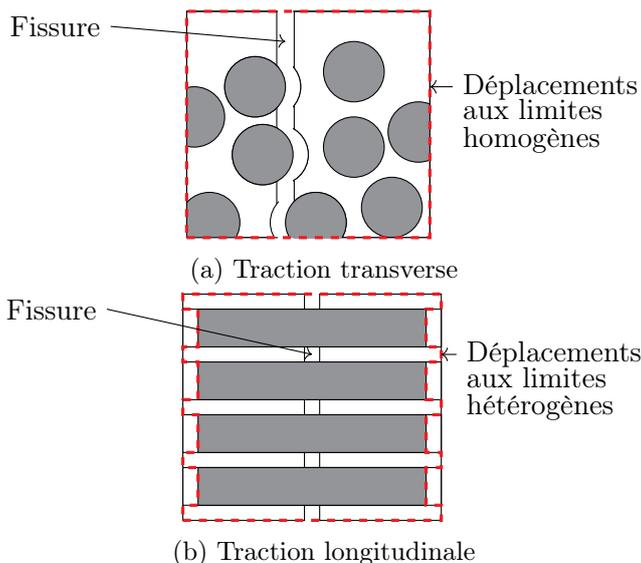


FIGURE 4.20 – (a) Cellule microscopique transverse fissurée : la localisation des sauts de déplacements est contenue dans la cellule, les bordures de la cellule conservent des déplacements homogènes. (b) Cellule microscopique longitudinale fissurée : la localisation des sauts de déplacements se font entre les fibres et la matrice, les déplacements aux bordures ne sont plus homogènes.

Bien qu'ayant initialement été pensée comme une méthode de modélisation de choix dans le cadre de ces travaux, notamment grâce à la bonne maîtrise de ces méthodes au LCTS [Cou08 ; Maz18], l'approche multi-échelle fait face à de nombreux problèmes de mise en place dans le contexte de cette étude. La difficulté à modéliser des phénomènes qui entraînent à la fois une localisation microscopique, mais qui se produisent sur des dimensions de l'échelle supérieure, reste importante pour ces approches. Dans le cas des CMC, cette problématique apparaît avec la décohésion des fibres longitudinales (voir figure 4.20), qui se produit à l'échelle microscopique, mais peut atteindre des longueurs de plusieurs millimètres, et se propage donc à l'échelle supérieure. Ce phénomène s'accompagne d'un différentiel important de déformation entre la fibre et la matrice dans des zones très localisées, rendant l'homogénéisation de potentielles cellules microscopiques complètement inappropriée.

Un enrichissement de la cinématique est envisageable à l'échelle inférieure et/ou supérieure pour surmonter cette problématique particulière, mais la méthode resterait coûteuse, et au final assez peu adaptée à une des contraintes fixée dans ces travaux, à savoir de construire un modèle capable d'explorer des variations de propriétés des phases dans des temps raisonnables. En effet, si les méthodes *offline* permettent de déterminer le comportement microscopique des fils une fois pour toute pour ensuite les injecter à l'échelle supérieure, chaque changement de propriétés des phases demande de refaire l'étape de calcul *offline* autant de fois qu'il y a de propriétés à modifier. L'approche multi-échelle a donc été abandonnée au cours de ces travaux, au profit d'une autre méthode de modélisation qui doit permettre de s'affranchir de certaines des problématiques soulignées ici.

4.3.4 Méthodes de superposition de domaines

Approche générale

Les méthodes de superposition de domaines permettent de s'affranchir des problématiques liées à l'hétérogénéité des contraintes et des déformations portées par les différentes phases microscopiques des matériaux à l'échelle supérieure, en les représentant de manière séparée dans les modèles. Dans cette approche, des sous-ensembles mécaniques, ou des phases, sont représentés par des maillages séparés qui se superposent (d'où le nom de superposition de domaines). Ces méthodes ont été employées sous diverses formes pour modéliser des composites tissés dans les travaux de [Jia07 ; Jia13] et même plus particulièrement sur des SiC/SiC [Tan21].

Toute la subtilité de la mise en place de ces méthodes repose sur la capacité à réaliser le couplage cinématique approprié entre les deux sous-ensembles. Dans un cas élastique, la formulation ne pose en général pas de problème particulier, néanmoins, suivant les phénomènes à représenter et la réponse mécanique d'un sous-ensemble sur un autre (endommagement, friction, etc.), la relation cinématique peut prendre des formes très variées et plus complexe à mettre en place. De plus, la capacité à coupler les deux sous-ensembles dépend également de la définition géométrique des deux maillages (afin de réaliser le couplage entre les nœuds), ce qui sous entend également une réflexion à avoir sur la génération des maillages dans ce type d'approche.



FIGURE 4.21 – Exemple de maillages superposés dans un tube SiC/SiC tissé, par [Tan21].

Les approches de superposition de domaines appliquées aux composites tissés font en général le choix de représenter d'une part les fils, et de l'autre la matrice (figure 4.21). Si ce choix est particulièrement adapté pour représenter les phénomènes de décohésion fil/matrice et un comportement mésoscopique des fils, sa mise en place peut être questionnable dans le cadre de ces travaux, où la partie expérimentale a très largement mis en lumière le rôle prépondérant de la rupture des fibres, de la décohésion fibre/mini-matrice, et l'inexistence de décohésions fil/matrice. Dans ce contexte, ce qui peut être vu comme une sous-famille des approches de superposition de domaines, qui semble bien plus adaptée aux problématiques citées précédemment, va donc être abordée plus en détail par la suite.

Fibres intégrées

Parmi les nombreuses méthodes de superposition de domaines, les approches par "fibres intégrées" proposent de simplifier la représentation de renforts (dans notre cas, des fibres), le plus souvent par l'utilisation d'éléments structuraux (par exemple poutres ou treillis). Cette représentation permet de réduire le nombre de degrés de liberté du maillage associé à ces renforts, ce qui permet d'envisager leur intégration à des échelles supérieures (figure 4.22). Ces méthodes sont très largement employées dans la modélisation des bétons armés [Bit19; Car20; Häu20; Ste20], mais ont également été proposées dans le cadre de la modélisation des CMC par [Cox94; Xu95; McG03], même si ces dernières n'ont peu ou pas été utilisées dans la littérature depuis.

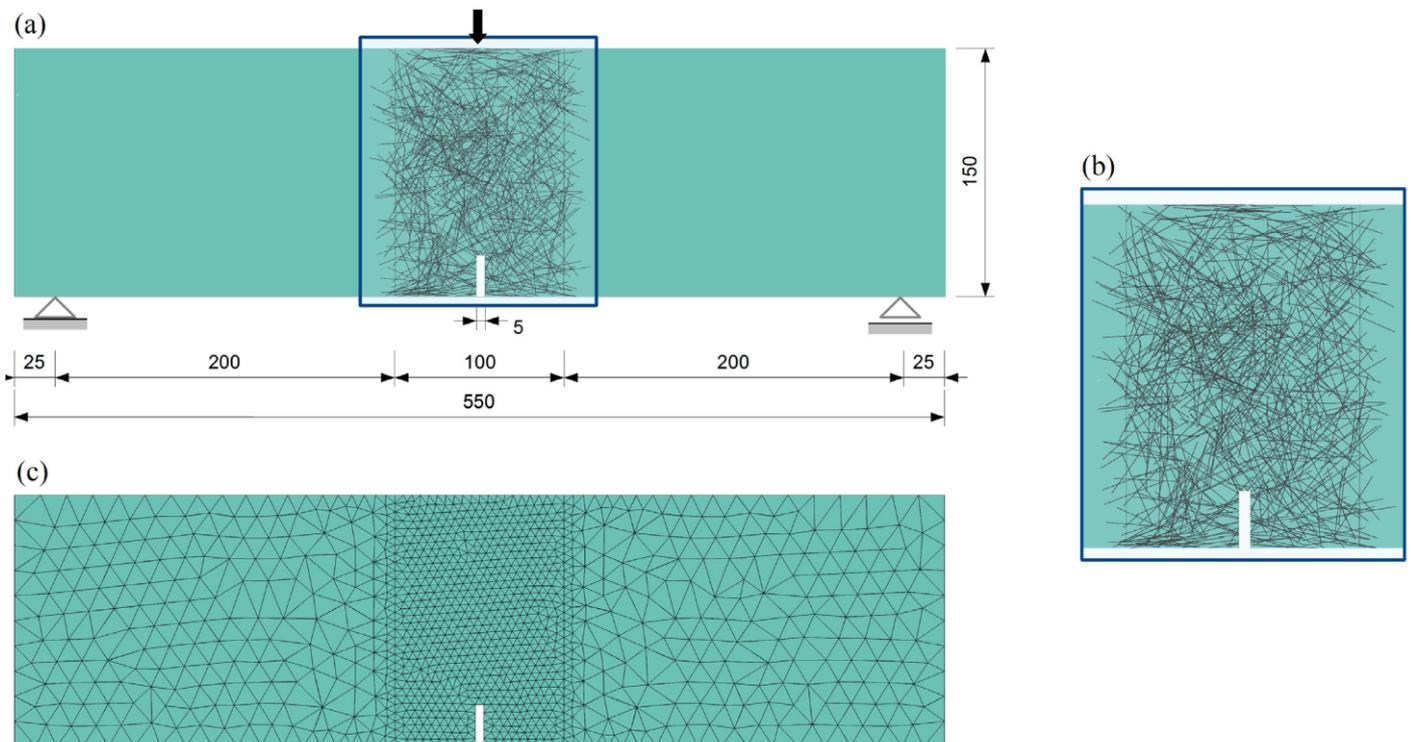


FIGURE 4.22 – Exemple d'un modèle avec des renforts (a) superposés au maillage (c) par [Bit19]. Les dimensions sont en mm.

La liaison entre le renfort et la matrice, qui est comme dit précédemment la pierre angulaire de ces approches, est la plupart du temps réalisée en couplant cinématiquement les nœuds des deux sous-domaines de manière forte (c'est-à-dire que les déplacements relatifs sont pénalisés par une rigidité très élevée), quand ces derniers ne sont pas directement liés par des maillages réguliers (c'est-à-dire que les deux maillages partagent leurs nœuds). Ces méthodes permettent en général une très bonne description des comportements élastiques des matériaux, voir des apparitions des premières non-linéarités, mais s'avèrent inadaptées en l'état pour simuler les phases d'endommagement plus avancées, notamment en présence de phénomènes de frottements.

Quelques approches permettent néanmoins d'aller plus loin en proposant une description plus complète des éléments faisant la liaison entre les renforts et les éléments volumiques. On peut en particulier noter les travaux dans le domaine des CMC introduits précédemment [Cox94; Xu95; McG03], ou dans le domaine des bétons armés [Bit19], où les éléments de liaison se voient attribuer un comportement type "shear lag" en longitudinal, pour représenter plus fidèlement les transferts de charge (figure 4.23). Ces approches permettent donc une bien meilleure description des phases avancées d'endommagement au regard des renforts longitudinaux. Toutefois, les différents travaux ne proposent pas de solution aux problématiques liées à l'application de chargements transverses aux renforts, ou à des sollicitations couplées, puisqu'ils appliquent systématiquement un couplage cinématique pénalisé en transverse.

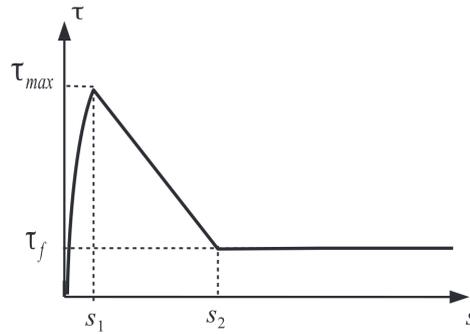


FIGURE 4.23 – Relation entre déplacement et cisaillement de la liaison fibre/matrice proposé par [Bit19].

Ce type d'approche représente donc un formalisme qui semble bien plus adapté à la modélisation macroscopique des SiC/SiC MI, tout en permettant de rendre compte des phénomènes à l'échelle des fibres, du système interfacial, en fonction de leurs propriétés, et d'intégrer leurs effets sur le comportement mécanique à l'échelle supérieure. Bien évidemment, de nombreuses problématiques n'ont pas encore été abordées dans la littérature et restent encore à traiter pour obtenir un modèle capable de simuler le comportement de SiC/SiC MI jusqu'à rupture complète du matériau :

- Comment générer des maillages avec une description géométrique des fibres adéquate, et qui permettent ensuite une description de la liaison fibre/matrice adaptée ?
- Quelle loi de comportement de la liaison adopter pour représenter le comportement longitudinal, avec l'endommagement, les frottements, l'ouverture, etc. ?
- Comment ajouter une composante transverse à ce comportement ?
- Quel modèle d'endommagement donner aux fibres ? A la matrice ? Qui soit compatible avec ce type d'approche ?
- etc.

Toutes ces questions seront traitées dans le chapitre suivant, qui se concentrera sur la mise en place d'un modèle à fibres intégrées pour la représentation des matériaux d'étude.

4.4 Construction des modèles

4.4.1 Introduction

Cette partie du chapitre s'intéresse aux méthodes de construction des maillages pour les modélisations éléments finis. En effet, puisque ces travaux se concentrent sur l'étude de matériaux architecturés et hétérogènes, de nombreuses problématiques peuvent apparaître dans la construction des modèles aux différentes échelles d'étude. Pour rappel, cette famille de matériaux est généralement découpée en trois échelles, présentées en figure 4.24. Même si dans la pratique, les phénomènes mécaniques peuvent s'étendre à plusieurs échelles et briser la séparation classiquement faite entre ces dernières, cette section s'intéresse exclusivement à l'aspect géométrique de la problématique.

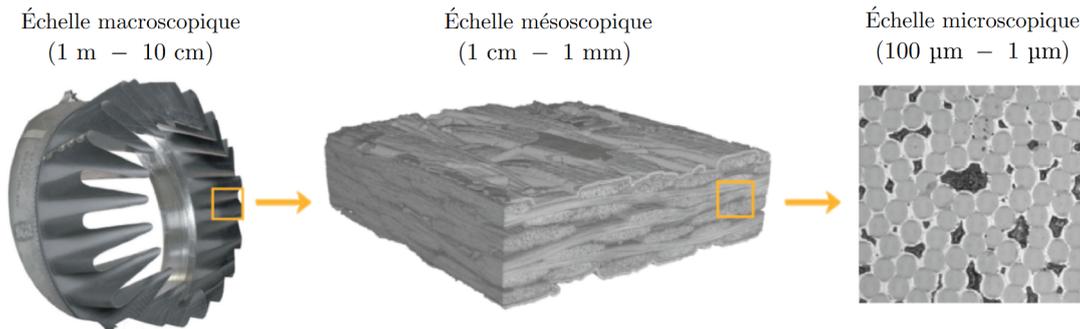


FIGURE 4.24 – Illustration des échelles classiquement utilisées sur les CMC par [Maz18].

Bien évidemment, et comme toutes les sections précédentes, l'idée n'est pas de faire un état de l'art exhaustif de toutes les méthodes de construction des modèles, mais simplement d'aborder les méthodes qui semblent les plus pertinentes dans ce contexte. Naturellement, la génération employée est souvent intrinsèquement liée à l'approche de modélisation choisie : une approche homogénéisée n'aura besoin que de la géométrie de la pièce, tandis qu'une approche multi-échelle nécessite en général une représentation de la microstructure sous-jacente.

Quelle que soit l'échelle d'intérêt, les méthodes de génération sont le plus souvent séparables en deux grandes catégories bien distinctes. D'une part, les générations dites "basées images", qui utilisent donc une image (ou une tomographie) réelle afin de générer un modèle correspondant. De l'autre, les générations dites "virtuelles", qui par opposition ne sont pas construites sur une architecture réelle, mais sur une description simplifiée de l'architecture, ou sur des méta-paramètres permettant de se rapprocher de la réalité. Des méthodes intermédiaires existent, par exemple en réalisant une génération d'une structure basée images, tout en supposant que certaines phases soient géométriquement idéales. Ces différentes catégories seront traitées dans les parties suivantes en fonction des échelles d'intérêt.

4.4.2 A l'échelle microscopique

La question de la génération de cellules microscopiques se pose particulièrement dans le contexte de la modélisation multi-échelle, ou de décomposition de domaines. Néanmoins, la génération de telles cellules peut être souhaitée pour étudier les comportements directement à cette échelle, et il apparaît donc intéressant de parcourir les méthodes de génération couramment employées. Les générations de cellules microscopiques font en général implicitement référence à l'étude de l'intra-fil, car la matrice présente un intérêt assez limité. Cette dernière est régulièrement homogène, et quand elle ne l'est pas, une loi des mélanges est souvent suffisante pour la traiter. Cette partie se concentre donc sur la génération des cellules de l'intra-fil uniquement.

Génération virtuelle

De nombreuses générations des composites à cette échelle se limitent souvent à une description très simplifiée de l'intra-fil, en générant des cellules symétriques centrées sur une fibre (figure 4.25a), via un arrangement carré ou hexagonal. Bien qu'ayant l'avantage d'être d'une extrême simplicité à mettre en place, ces méthodes sont en général assez peu représentatives des intra-fils réels, où des fibres sont à des distances variables les unes des autres, et génèrent donc des champs de contraintes hétérogènes.

Des méthodes proposent l'analyse préalable d'images réelles des intra-fils par des transformées de Fourier, afin d'obtenir une information de la covariance, qui permet de caractériser la fraction volumique moyenne de la phase, son arrangement morphologique et les distances caractéristiques de la microstructure. Cette méthode a par exemple été employée par [Cou08] pour la génération d'intra-fils de C/C en construisant des cellules dont la covariance correspond à l'analyse des images (figure 4.25b et 4.25c). Pour autant cette méthode peut difficilement être considérée comme "basée images", car les géométries générées, bien que représentant fidèlement l'intra-fil, ne correspondent pas à une géométrie réelle spécifique. Ce type de méthode permet d'obtenir des géométries bien plus réalistes, mais semble plus difficile à mettre en place avec des géométries plus complexes, par exemple pour représenter simultanément des fibres, des croissances de SiC et des pores sur un même modèle.

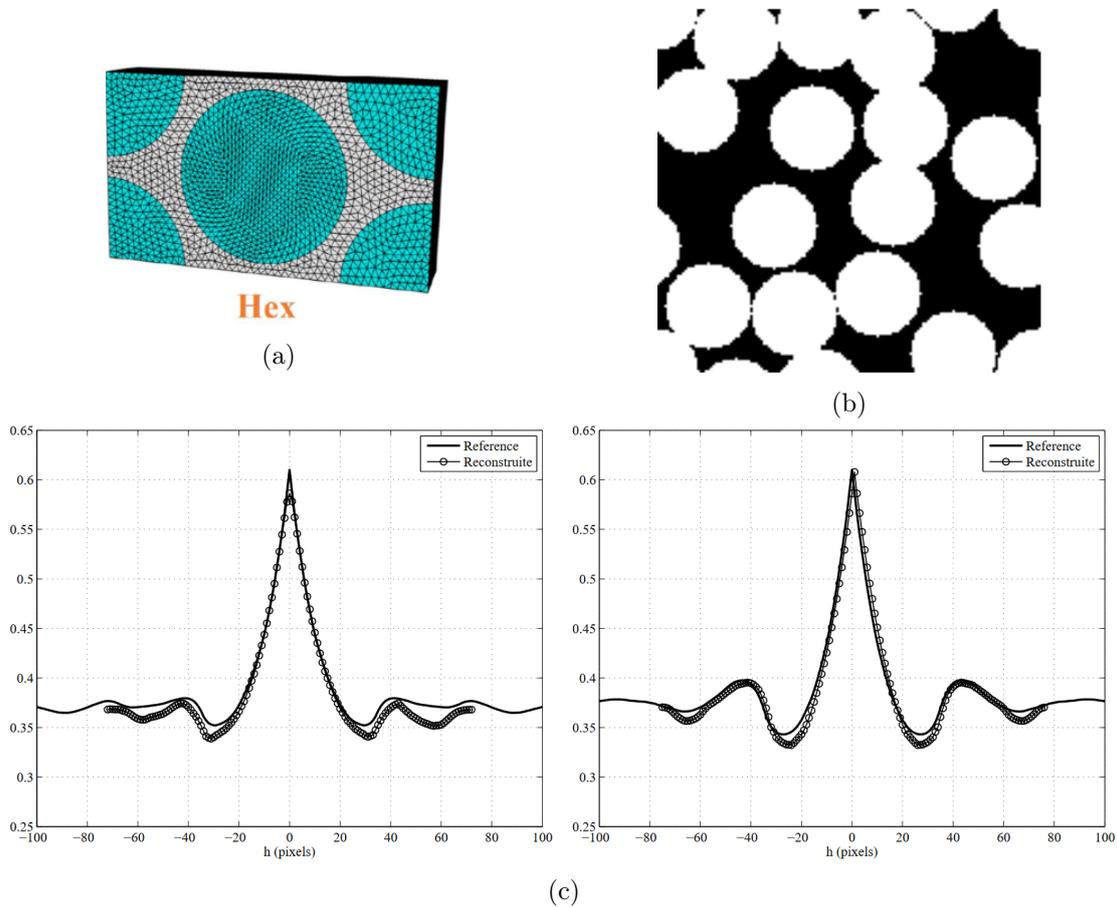


FIGURE 4.25 – (a) Exemple de cellule hexagonale par [Ge22], (b) cellule générée par étude de la covariance et (c) covariance associée, par [Cou08].

Génération basée images

La génération basée images est en général plus lourde à mettre en place, mais permet de générer des géométries bien plus complexes et multiphasées (figure 4.26). Malgré la grande variété de méthodes, deux points clés nécessaires à leur mise en place peuvent être notés dans tous les cas :

- La capacité à analyser l'image pour détecter et séparer les différentes phases.
- La traduction des phases en présence en un maillage voxélisé ou non, ou parfois en une description géométrique qui sera ensuite utilisée pour construire le maillage.

Comme cela a été souligné plus haut, certaines de ces méthodes peuvent être considérées comme hybrides. Par exemple, il est possible de considérer les fibres comme parfaitement circulaires (ce qui n'est pas toujours vrai), et de déterminer leur centre et leur rayon basés sur une image pour construire le maillage.

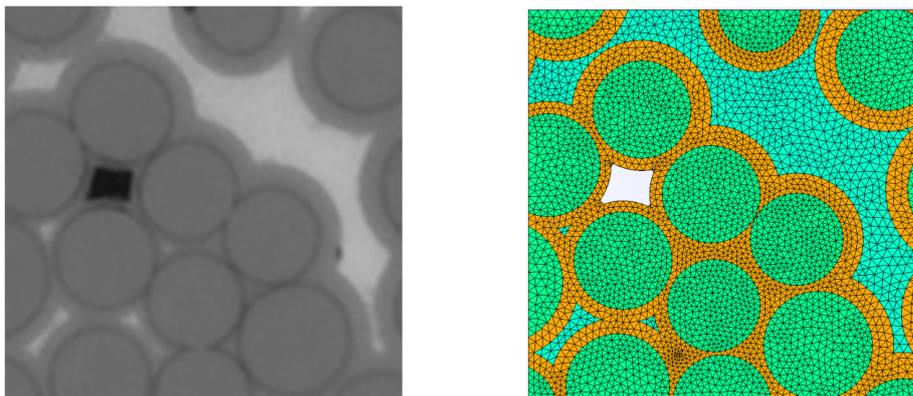


FIGURE 4.26 – Exemple de maillage basé images réalisé dans le cadre de ces travaux.

4.4.3 A l'échelle de la structure tissée (mésoscopique)

La génération à l'échelle de la structure tissée (mésoscopique) entraîne des problématiques différentes de l'échelle microscopique. La difficulté vient ici de l'architecture tissée des fils, qui sont en général entrelacés les uns avec les autres, et présentent des sections variables et mal définies géométriquement (contrairement aux fibres SiC qui sont pratiquement toujours circulaires). Dans le cas des SiC/SiC MI, il n'y a pas de problématiques liées à la présence de porosités dans la matrice inter-fil, simplifiant la génération.

Génération virtuelle

La génération virtuelle repose sur une simplification de la section et de la position relative des fils, basée sur la définition du motif de tissage. Les sections des fils sont en général considérées comme elliptiques ou lenticulaires, et ces derniers sont placés les uns par rapport aux autres de sorte à assurer la non-interpénétration. C'est par exemple ce que proposent les modèles dits "curvilignes", intégrés aux logiciels TexGen [Rob99] ou Wisetex [Lom03]. Ces modèles permettent à moindre coût la génération de modèles mésoscopiques (figure 4.27), mais les écarts avec les géométries réelles sont généralement importants.

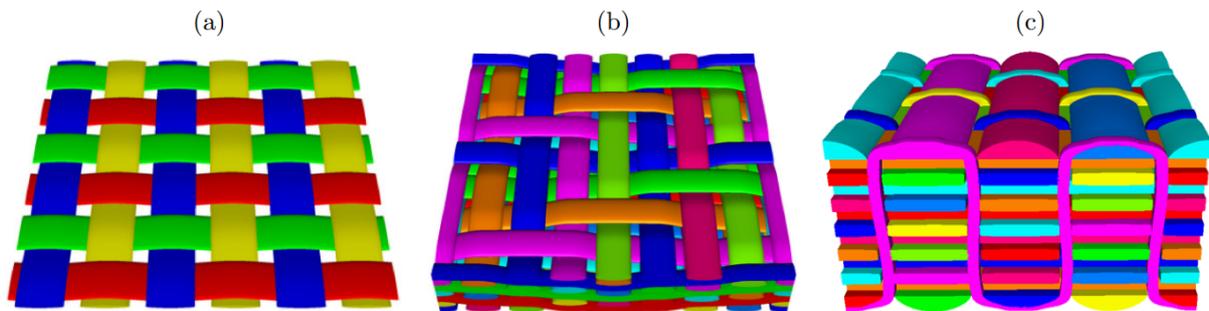


FIGURE 4.27 – Exemple de préformes générées par TexGen [She10] et repris de la thèse de [Maz18] : (a) tissage 2D, (b) tissage interlock 3D et (c) tissage 3D orthogonal.

Afin de limiter l'écart avec les tissages réels, des méthodes proposent de simuler les étapes de tissage en calculant les efforts de contact entre les fibres (ou le plus souvent des macro-fibres pour limiter les coûts de calcul) ou les fils. Les travaux de [Wan01] sont à l'origine de ces méthodes et ont largement inspiré d'autres travaux similaires [Mah10; Cou13; Gre14a; Dra14]. Ces dernières permettent généralement d'obtenir des structures tissées bien plus convaincantes (figure 4.28) tout en conservant une génération purement numérique, ne nécessitant que l'information du motif de tissage et de la géométrie moyenne de la section des fils.

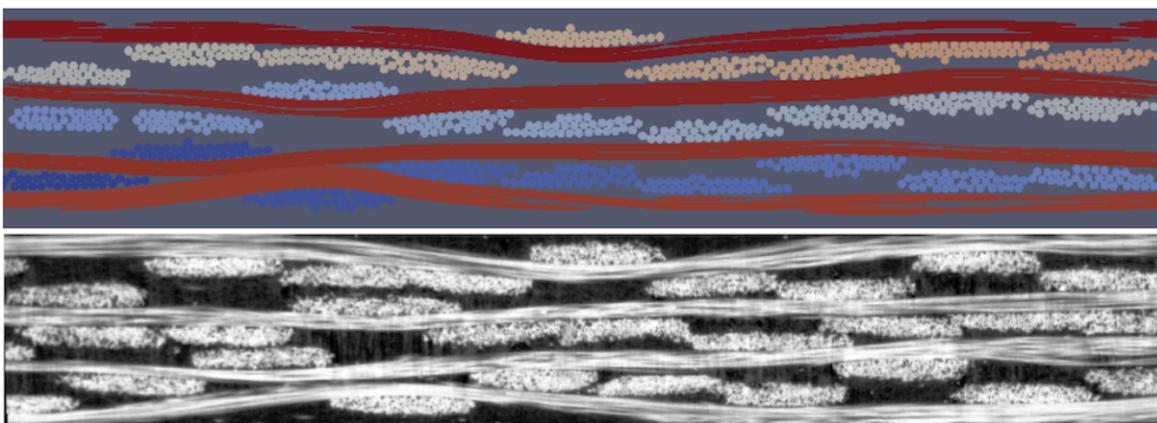


FIGURE 4.28 – Comparaison d'une vue en coupe entre un tissage réel et un modèle après relaxation numérique d'une structure tissée, par [Cou13].

Génération basée images

La génération de structures tissées basées sur une géométrie réelle est en général réalisée via des micro-tomographies. Cela est non seulement plus lourd à mettre en place, mais nécessite également de réaliser ces dernières en milieu d'élaboration sur les SiC/SiC MI, afin d'obtenir un contraste suffisant entre les fils et le reste du matériau. Ces difficultés sont bien souvent suffisantes pour justifier de se limiter à la génération virtuelle, malgré ses écarts évidents avec la réalité.

La génération via tomographie peut être faite suivant plusieurs méthodes, qui reposent toutes sur la capacité à déterminer la direction locale des fils. Cette étape peut être réalisée manuellement [Van13], mais la tâche s'avère souvent trop lourde au delà d'une certaine complexité de structure ou de trop grandes dimensions. Des automatisations du processus ont donc été proposées, souvent basées sur le gradient de la tomographie [Nag98]. Les méthodes les plus récentes permettent d'obtenir des résultats relativement satisfaisants [Pid22]. Une méthode renseignée par le motif de tissage a notamment été proposée au LCTS par [Ben19] afin de s'affranchir des problèmes apparaissant lorsque deux fils sont trop proches l'un de l'autre.

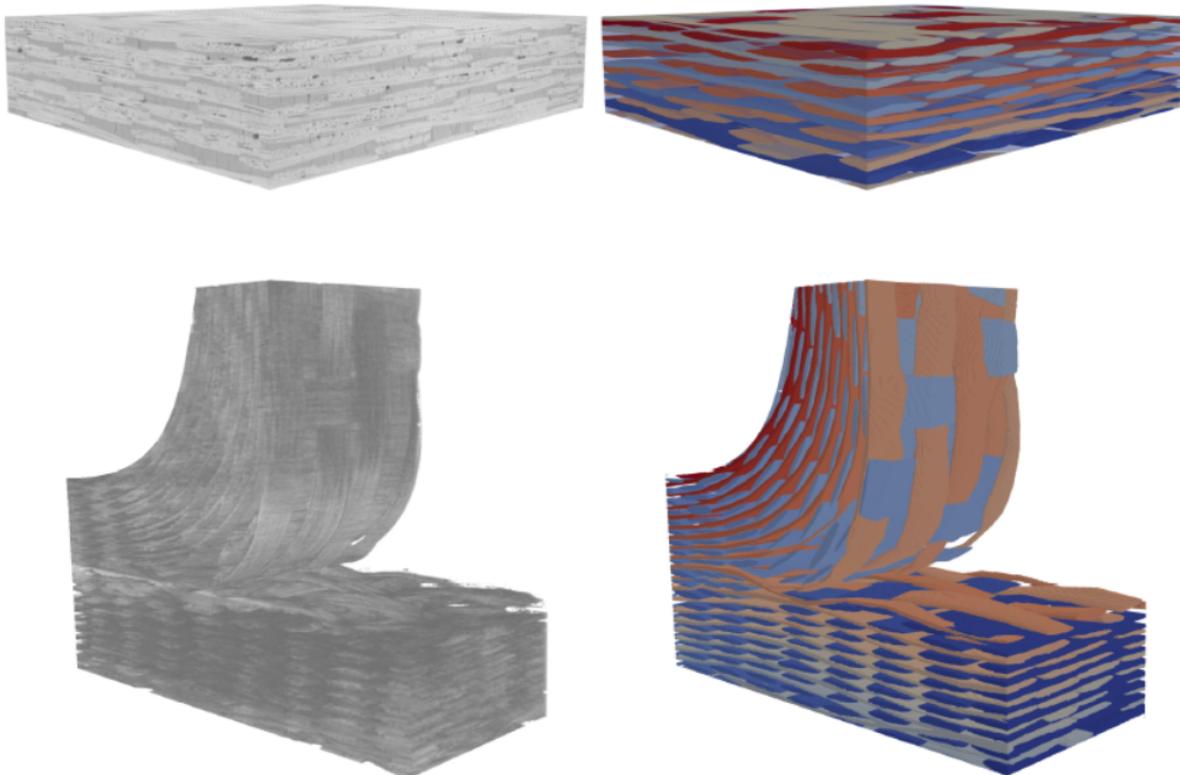


FIGURE 4.29 – Comparaison de tomographies (à gauche) avec les modèles segmentés correspondants (à droite) par [Bén19].

Comme dit précédemment, ces méthodes restent particulièrement lourdes à mettre en place, que ce soit à cause de la tomographie (problématique de taille des pièces et de résolution nécessaire, problématique de contraste, etc.) ou de la méthode numérique à déployer pour réaliser la segmentation. De plus, une fois la préforme obtenue par segmentation, des problématiques plus générales liées à la mise en place du maillage doivent encore être surmontées. Dans les faits, et comme cela a déjà été noté plus haut, l'utilisation de ces approches doit donc être motivée par des besoins spécifiques, afin de justifier de leur mise en place au regard des méthodes virtuelles qui s'avèrent bien plus simples.

4.4.4 A l'échelle des pièces (macroscopique)

La génération de pièces entières (donc de l'échelle macroscopique) présente des problématiques en général guidées par les aspects de concentration de contraintes dans des zones de singularités géométriques. Les modèles employés considèrent en général un matériau homogénéisé, même s'il est assez évident que des interactions avec la microstructure sous-jacente peuvent encore exister à ces échelles, comme dans les travaux de [Bén19].

En pratique, la génération de la structure tissée à ces échelles peut se faire strictement de la même manière que ce qui a été décrit dans les parties précédentes à l'échelle mésoscopique. Bien évidemment, au plus la pièce d'intérêt est grande, au plus les problématiques discutées en amont seront difficiles à traiter. La génération virtuelle de structures complexes de la taille de pièces entières reste *a priori* un challenge important, surtout pour la mise en place d'une relaxation numérique pour simuler les effets du tissage. Cette échelle ne sera néanmoins pas traitée dans ces travaux.

4.5 Conclusion

Cette partie permet de conclure sur les choix de modélisation faits durant cette thèse, au regard de ce qui est disponible dans la littérature, des avantages et inconvénients des différentes méthodes, et de leurs limites. Même si pour chaque méthode, des conclusions intermédiaires ont été faites, il est ici question de récapituler ces choix et de les recontextualiser dans les travaux de thèse.

Pour rappel, un des objectifs de cette thèse est de proposer un modèle éléments finis, capable de prédire le comportement jusqu'à rupture des SiC/SiC MI, en se basant sur les propriétés intrinsèques des constituants microscopiques, fonctionnant sur le solveur industriel Abaqus et pouvant fonctionner dans des temps raisonnables sur une station de calcul individuelle. L'ensemble de ces contraintes réduit fortement les méthodes pouvant être envisagées : les approches macroscopiques et homogénéisées ne sont pas prédictives et les méthodes de décomposition de domaine sont très peu adaptées à une utilisation en dehors de *clusters* de calculs, d'autant plus en utilisant un solveur industriel. Ces deux méthodes n'ont donc pas été envisagées pour ces travaux. Les méthodes multi-échelles hiérarchiques (ou *offline*) peuvent être considérées comme acceptables dans ce contexte, dans la mesure où l'ensemble des calculs à l'échelle inférieure peuvent être effectués une unique fois pour alimenter différents modèles à l'échelle supérieure, qui sont alors exécutables sur des stations de calcul individuelles.

4.5.1 Approches multi-échelles et limites

Les approches multi-échelles sont historiquement utilisées au LCTS depuis les travaux de [Cou08] et plus récemment, les thèses de [Maz18] et [Bén19] ont donné des résultats très satisfaisants, et sont donc autant d'arguments qui vont dans le sens d'utiliser ces approches en se basant sur l'expertise déjà acquise au laboratoire. Les premiers développements de la modélisation de ces travaux se sont donc concentrés sur la réalisation de calculs à l'échelle microscopique, employant des zones cohésives (développées par [Alf06]) pour représenter le comportement transverse et longitudinal des interfaces fibre/matrice, ainsi que les phénomènes de friction. Une problématique associée à la décohésion longitudinale a été identifiée très tôt dans les travaux : en fonction des propriétés interfaciales, la longueur de décohésion peut devenir supérieure à la taille des cellules microscopiques alors utilisées, ce qui entraîne une représentation erronée des mécanismes (figure 4.30). Malgré la présence de ce problème, il a été décidé de continuer le développement de l'approche jusqu'au passage à l'échelle supérieure. Il était alors question de voir si le problème pouvait se propager à l'échelle supérieure ou au contraire être masqué par les effets se produisant à cette échelle : multi-fissuration matricielle, reports de charge, rupture de fibres, etc.

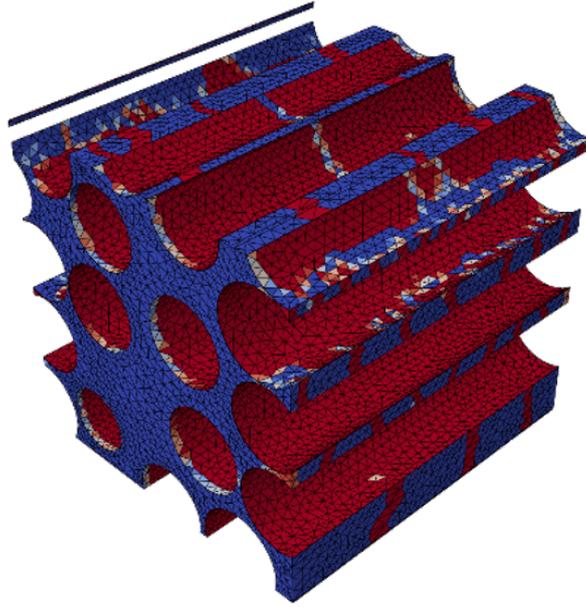


FIGURE 4.30 – Cellule microscopique (les fibres ont été retirée par souci de lisibilité) sur laquelle la décohesion, représentée en rouge, s'est produite sur la longueur totale de cette dernière. La décohesion, qui devrait normalement continuer à se propager, est alors bloquée.

Les résultats à l'échelle supérieure n'ont néanmoins pas permis de surmonter ce problème. L'effet observé à l'échelle microscopique est alors exacerbé et l'apparition d'une fissure matricielle engendre une répartition de contrainte non-conforme dans les fils longitudinaux qui entraîne une sorte de "multi-fissuration" avec un pas qui correspond au nombre d'éléments volumiques par unité de longueur : la fissure se diffuse au lieu de décharger localement le matériau (figure 4.31). Ce phénomène, induit par des lois de comportement inappropriées sur les éléments des fils, est dû au fait que l'hypothèse de séparabilité des échelle qui est nécessaire à l'utilisation des approches multi-échelles n'est alors plus respectée (figure 4.32).

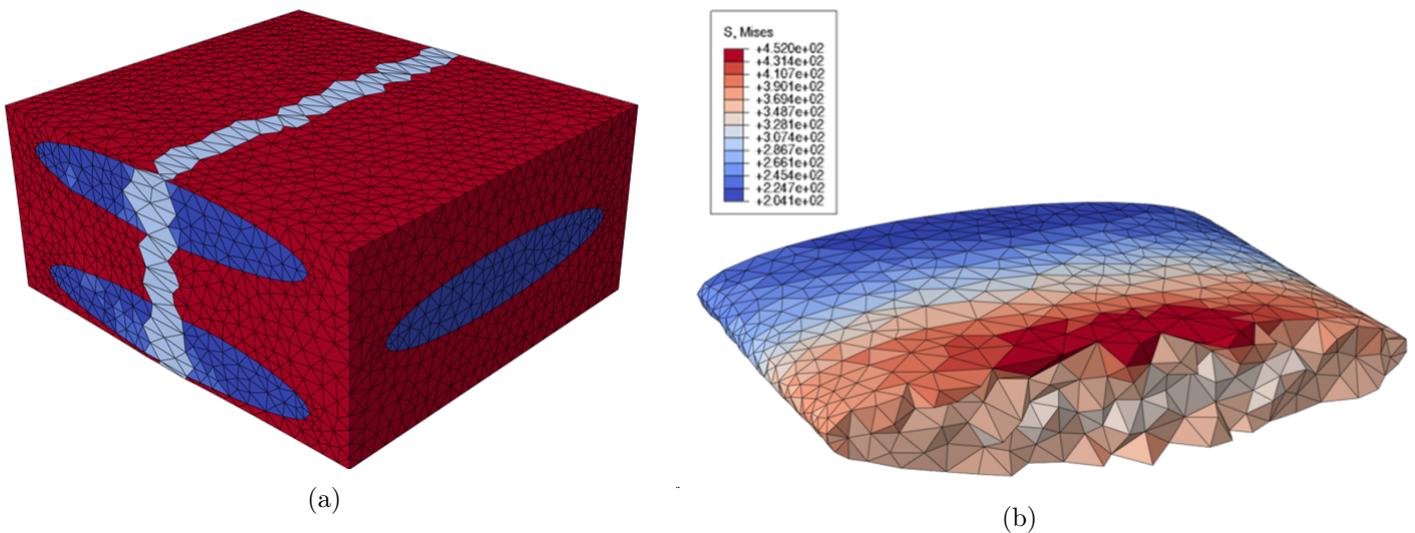


FIGURE 4.31 – (a) Modèle basique à l'échelle mésoscopique, avec deux fils transverses et un fil longitudinal au chargement. Une fissure est présente au centre du modèle. (b) Contraintes dans le fil longitudinal central. La diffusion du chargement au lieu de sa localisation est particulièrement visible.

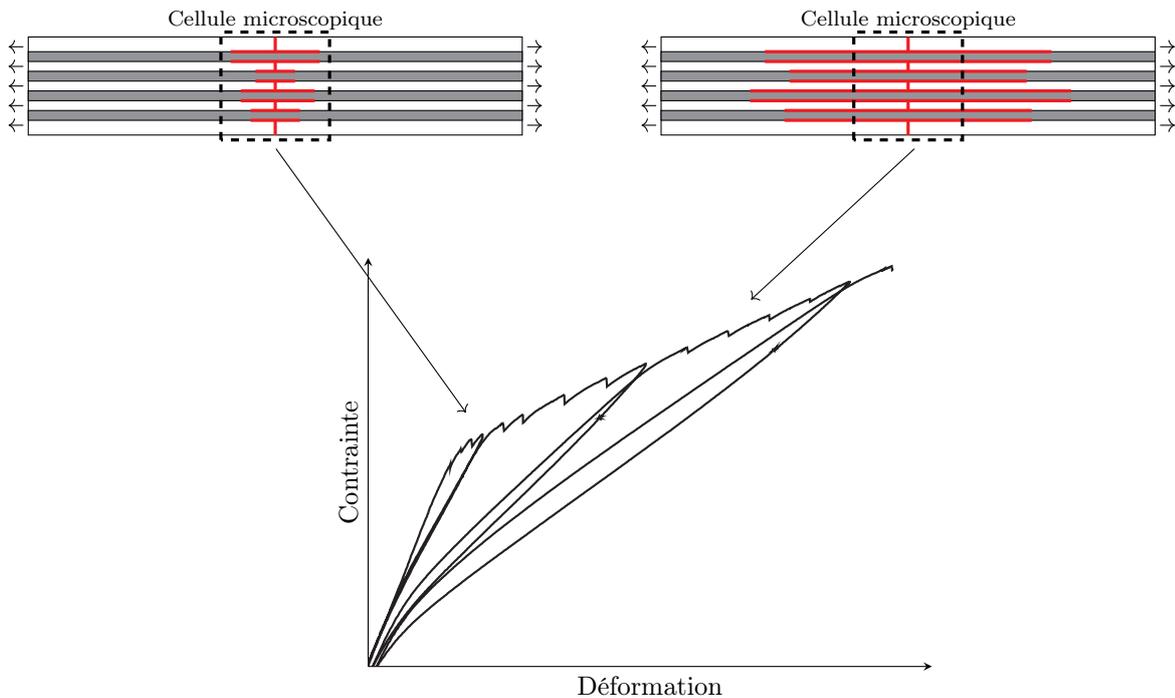


FIGURE 4.32 – Schéma montrant les décohésions se produisant pour différentes déformations. Lorsque les décohésions sont trop importantes, elles sont alors plus grandes que les longueurs des cellules à l'échelle microscopique. L'hypothèse de séparabilité des échelles n'est plus respectée.

Afin de pallier ce problème tout en conservant une approche multi-échelle, il a été proposé de compléter la base de chargement des cellules microscopiques par des conditions limites variables entre les fibres et la matrice. En pratique, l'idée proposée se rapproche d'une méthode FE^2 *offline*, où l'ensemble des chargements possibles sont calculés *a priori*. La méthode s'est néanmoins avérée particulièrement complexe à mettre en place, et peu satisfaisante vis-à-vis des contraintes citées au début : d'un point de vue technique, elle nécessite de mettre en place une communication inter-éléments, ce qui n'est pas trivial sur Abaqus ; d'un point de vue calculatoire, le nombre de simulations microscopiques est très largement démultiplié et la partie *offline* devient extrêmement lourde ; d'un point de vue théorique, la détermination des bases de chargement devient bien plus complexe que ce qui est classiquement fait pour ce type d'approche. Cette méthode ne garantissant pas *in fine* l'obtention d'une bonne représentation des phénomènes, et au regard du grand nombre de difficultés et contraintes associées, son développement n'a pas été poursuivi. Il a donc été décidé de se tourner vers un autre type d'approche, capable de surmonter le problème de séparabilité des échelles rencontré par la méthode jusqu'alors utilisée.

4.5.2 Vers l'approche par fibres intégrées

Dans ce contexte, une des dernières méthodes qui peut alors être envisagée est une approche de superposition de domaine : avec ce formalisme, les fibres et la matrice peuvent se déformer et supporter des contraintes très différentes, permettant de s'affranchir des problèmes de séparabilité des échelles. Plus spécifiquement, notre attention s'est tournée vers les méthodes par fibres intégrées, qui proposent de simplifier la description des renforts dans les matériaux composites, réduisant de manière importante le nombre de degrés de liberté des modèles. De nombreuses contraintes restent bien évidemment liées à ces méthodes : ces dernières ne sont pas employées au laboratoire, ce qui nécessite un développement complet (lois de comportement éléments finis, maillages, etc.) ; elles sont également peu employées dans la littérature, et encore moins sur les CMC ; de plus, il n'existe pas – à la connaissance de l'auteur – de méthode à fibres intégrées qui permette une représentation des phénomènes transverses. Des travaux préliminaires 2D (figure 4.33) ont permis de vérifier que les avantages potentiels de la méthode justifiaient bien les développements nécessaires, afin d'axer entièrement le travail de modélisation sur cette approche.

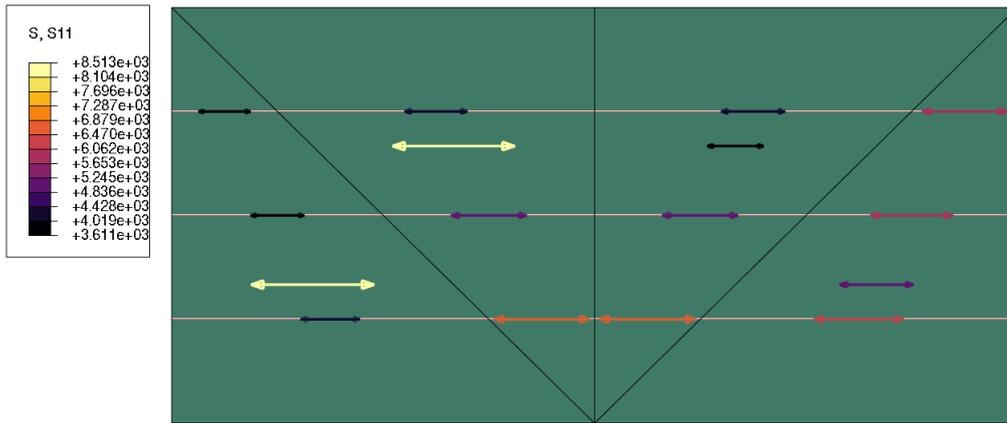


FIGURE 4.33 – Application 2D d’un modèle à fibres intégrées pour une simulation de *pull-out*. Les flèches représentent la contrainte dans les éléments : les fibres transfèrent progressivement le chargement vers la matrice, comme cela est classiquement attendu.

Le prochain chapitre décrit donc la mise en place de cette approche en 3D. La description d’une liaison fibre/matrice qui prenne en compte les phénomènes longitudinaux et transverses, et ce de manière couplée, sera un point de développement crucial dans ces travaux. La mise en œuvre d’une telle approche par fibres intégrées avec prise en compte d’un couplage transverse étant déjà d’une relative complexité, il a été décidé de conserver des modèles d’endommagements déjà employés au laboratoire (à savoir des modèles d’endommagement continus), afin de simplifier cet aspect du développement du modèle. Les problématiques liées à la description de l’endommagement par ces méthodes seront néanmoins largement abordées par la suite. La génération des maillages sera basée images pour la partie microscopique, et générée virtuellement avec relaxation numérique pour les structures tissées mésoscopiques. Ce dernier point, ainsi que l’intégration des fibres dans ces maillages, sera également discuté dans le chapitre suivant.

Chapitre 5

Approche par fibres intégrées

Sommaire

5.1	Modèle proposé	114
5.1.1	Contexte	114
5.1.2	Comportement de l'élément de liaison	114
5.1.3	Représentation des constituants	117
5.1.4	Application éléments finis	119
5.1.5	Convergence des calculs	120
5.1.6	Synthèse	122
5.2	A l'échelle microscopique	122
5.2.1	Génération de cellules représentatives	122
5.2.2	Validation du modèle de liaison	123
5.2.3	Modèle complet et amorçage de la décohesion	124
5.2.4	Discussions et limites de l'approche	128
5.3	A l'échelle mésoscopique	129
5.3.1	Utilisation de macro-fibres	129
5.3.2	Génération des structures tissées	132
5.3.3	Génération des maillages éléments finis	134
5.3.4	Validation à l'échelle mésoscopique	136
5.4	Conclusion	137

Ce chapitre présente l'approche de modélisation par fibres intégrées développée dans le cadre de ces travaux. L'élément permettant de faire la liaison entre les fibres et la matrice est dans un premier temps présenté, avant d'aborder la construction globale du modèle. La deuxième partie ainsi que la troisième partie sont dédiées à la mise en œuvre du modèle, respectivement à l'échelle microscopique, puis mésoscopique. Enfin, quelques résultats permettant de valider le modèle sont discutés.

5.1 Modèle proposé

Cette première partie expose le développement de l'approche par fibres intégrées. Elle se compose donc d'une partie sur les éléments qui représentent la matrice, les fibres, mais également les systèmes interfaciaux.

5.1.1 Contexte

Pour rappel, les approches par fibres intégrées sont peu utilisées dans la littérature, et encore moins dans le contexte des CMC. Afin de les appliquer aux matériaux d'étude, plusieurs problématiques doivent être traitées. Les éléments centraux permettant de comprendre la construction de l'approche de modélisation proposée dans ces travaux peuvent être résumés par les points suivants :

- L'existence d'une très grande hétérogénéité de contraintes et de déformations apparaissant après les premiers endommagements dans les phases microscopiques est prise en compte en séparant le maillage des fibres et de la matrice. Il faut néanmoins coupler cinématiquement ces deux maillages, au travers de ce qui est appelé par la suite des "éléments de liaison". Ces éléments doivent donc rendre compte des phénomènes qui se produisent au niveau du système interfacial : aussi bien l'endommagement que les frottements, en transverse comme en longitudinal. Comme dit au chapitre précédent, la bibliographie est très limitée sur ce sujet.
- Les éléments qui représentent les fibres et la matrice doivent tous deux pouvoir simuler l'endommagement des phases jusqu'à la rupture. Notre choix se porte sur des représentations continues de l'endommagement, déjà largement employées au laboratoire. Cette approche sera plus largement discutée dans la section 5.2.3 de ce chapitre.

5.1.2 Comportement de l'élément de liaison

L'élément de liaison doit représenter le système interfacial fibre/matrice. Ce dernier peut être considéré comme séparé en une partie saine A_u et une partie endommagée A_d (figure 5.1), sur laquelle des phénomènes de frottements peuvent avoir lieu. Si $A = A_u + A_d$ est la surface de cette interface, alors $D_i = A_d/A$ est la proportion de zone endommagée, et il est possible d'écrire la relation suivante :

$$A_u = (1 - D_i) \times A \text{ and } A_d = D_i \times A \quad (5.1)$$

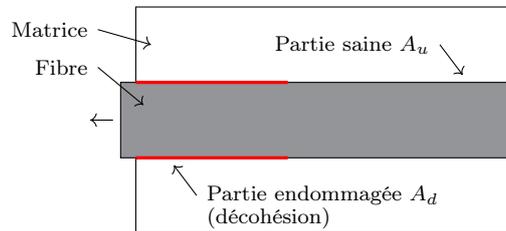


FIGURE 5.1 – Schéma du système interfacial entre la fibre et la matrice.

Contrairement aux travaux de la littérature, ce modèle de liaison doit combiner le comportement longitudinal et transverse du système interfacial, avec l'apparition d'un endommagement progressif, ainsi que les phénomènes de frottements résultants des effets de contraintes transverses appliquées sur l'interface. Le comportement général de cette liaison peut donc être vu comme découpé en deux parties principales : (i) une pour le comportement de la "matrice équivalente" formée par la mise en série de la fibre, l'interface et la matrice ; (ii) une pour la liaison fibre/matrice elle-même.

Dans la majorité des cas de la littérature, le comportement associé à la "matrice équivalente" n'est pas intégré dans l'élément de liaison. Cette approche ne permet pas de représenter l'endommagement des interfaces de manière cohérente, puisqu'il existe alors un descripteur de l'endommagement interfacial porté par l'élément de matrice, ainsi qu'un autre porté par l'élément de liaison. Ajouter cette "matrice équivalente" directement dans la liaison permet donc d'avoir un descripteur unique de l'état d'endommagement interfacial.

Le comportement physique des éléments de liaison va par la suite être décrit. Toutes les équations et les schémas vont être donnés en deux dimensions par souci de simplicité, mais les équations en trois dimensions utilisées dans le cadre de ces travaux sont données en Annexe 1.

Matrice équivalente

Le comportement transverse des fils (fibre, matrice et système interfacial) peut être décomposé en deux parties (figure 5.2). La première partie, qui sera nommée "matrice apparente", représente seulement le comportement de la matrice tel qu'il serait si le système interfacial et la matrice étaient retirés. Le comportement de cette "matrice apparente" est indépendant de l'état d'endommagement de l'interface, et est donc porté par l'élément volumique. La seconde partie, qui est donc nommée "matrice équivalente", représente quant à elle le comportement mécanique ajouté par le système interfacial et la matrice. Comme indiqué précédemment, cette partie du modèle doit nécessairement être intégrée à l'élément de liaison, dans la mesure où les propriétés de la "matrice équivalente" dépendent de l'endommagement interfacial.

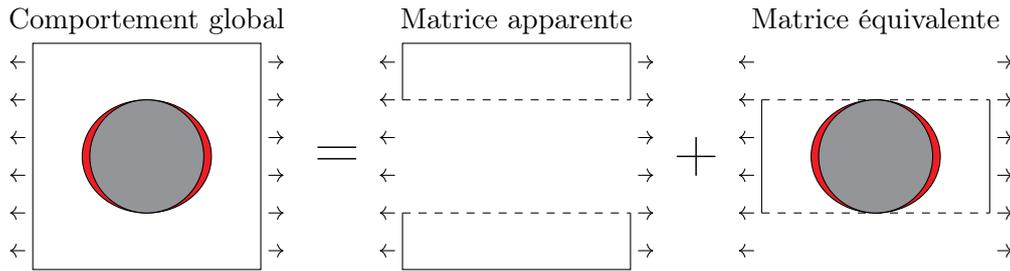


FIGURE 5.2 – Schema de la décomposition transverse entre la "matrice apparente" et la "matrice équivalente".

Le comportement de la "matrice équivalente" est simplement décrit par l'équation suivante :

$$\sigma_m = C(D_i)\varepsilon_m \quad (5.2)$$

avec σ_m la contrainte, ε_m la déformation de la matrice et $C(D_i)$ le tenseur de rigidité qui dépend évidemment de la variable d'endommagement de l'interface D_i . Lorsque D_i évolue, le tenseur de rigidité évolue également afin de représenter la perte de rigidité liée à la décohésion fibre/matrice. Par exemple, en traction, la matrice se comporte exactement comme si l'ensemble fibre/interface avait été remplacée par un trou.

En 2D, le tenseur de rigidité peut être exprimé comme suit :

$$C(D_i) = \begin{bmatrix} f_{1111}(D_i) \times C_{1111}^i & f_{1122}(D_i) \times C_{1122}^i & 0 \\ & f_{2222}(D_i) \times C_{2222}^i & 0 \\ \text{sym} & & f_{1212}(D_i) \times C_{1212}^i \end{bmatrix} \quad (5.3)$$

avec C_{ijkl}^i le coefficient initial du tenseur et $f_{ijkl}(D_i)$ la fonction qui détermine l'évolution de chacun de ces coefficients en fonction du taux d'interface endommagée. Dans la mesure où les rigidités longitudinales des systèmes interfaciaux des CMC sont considérées comme faibles par rapport aux autres phases, C_{1111} est nul et tous les effets Poisson sont négligés, ce qui donne :

$$C_{1111}^i = C_{1122}^i = 0 \quad (5.4)$$

Quand l'interface est décochée, le module de cisaillement ajouté par l'élément de liaison est considéré nul, ce qui donne $f_{1212}(D_i) = 1 - D_i$. La rigidité transverse n'est quant à elle pas considérée nulle dans le cas d'une compression, car les interfaces sont alors refermées et le contact fibre/matrice est rétabli, ce qui donne la relation suivante :

$$f_{2222}(D_i) = \begin{cases} (1 - D_i) & \text{si } \varepsilon_{22} \geq 0 \\ 1 & \text{sinon} \end{cases} \quad (5.5)$$

Dans le cas 3D, les systèmes interfaciaux peuvent être considérés isotropes transverses, ce qui donne des équations identiques pour les axes 2 et 3.

Liaison fibre/matrice

La section précédente se concentrait sur le comportement de "matrice équivalente" apporté par l'élément de liaison et sur la manière dont ce dernier affecte le comportement transverse des fils. Cette section s'intéresse à la deuxième partie du comportement des éléments de liaison, qui doit représenter l'effet du système interfacial entre la fibre et la matrice, et comment ces derniers sont affectés par des déplacements relatifs.

Cette partie du modèle est majoritairement inspirée par le modèle de zones cohésives proposé par Alfano dans [Alf06], dans la mesure où ce dernier propose un modèle capable de représenter l'endommagement et les phénomènes de frottements de manière simultanée. Cette section ne va donc pas s'attarder sur la construction du modèle ou sur l'obtention des équations, qui sont similaires à ce qui est décrit dans la publication citée précédemment.

Ainsi, si s est le champ scalaire du déplacement relatif entre la fibre et la matrice et K la raideur de l'interface, alors le comportement de l'élément de liaison est décrit en deux dimensions par les équations suivantes :

$$\begin{cases} \sigma_l = (1 - D_i)Ks_l + D_i\sigma_l^d \\ \sigma_t = (1 - D_i)Ks_t + D_i\sigma_t^d \end{cases} \quad (5.6)$$

avec,

$$\begin{aligned} \sigma_t^d = 0.5Ks_t, \quad \sigma_l^d = K(s_l - s_l^{di}), \quad s_l^{di} = \dot{\lambda} \frac{\sigma_l^d}{|\sigma_l^d|}, \\ \mu(\sigma_t^d + \sigma_m) + |\sigma_l^d| \leq 0, \quad \dot{\lambda} \geq 0, \quad \dot{\lambda}(\mu(\sigma_t^d + \sigma_m) + |\sigma_l^d|) = 0 \end{aligned} \quad (5.7)$$

Comme dans [Alf06], les indices \cdot_l et \cdot_t font référence respectivement au longitudinal et au transverse, tandis que \cdot^d et \cdot^i sont liés à la partie endommagée et plastique (pour *damaged* et *inelastic* en anglais), afin de conserver des notations similaires. Deux différences peuvent néanmoins être notées par rapport aux équations proposées pour les zones cohésives de Alfano. Premièrement, il est considéré que les déplacements sont suffisamment faibles pour que la fibre et la matrice soient toujours en contact avec au moins la demi-surface de fibre (voir figure 5.3), ce qui implique que $\sigma_t^d = 0.5 * K * s_t$ et n'est jamais nul. Deuxièmement, la contrainte σ_m est ajoutée aux équations qui régissent les frottements à l'interface, afin de prendre en compte correctement les effets de compression ou de traction de la matrice sur ces effets de frottements.

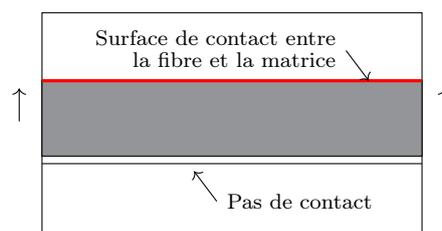


FIGURE 5.3 – Schema d'un déplacement de fibre au sein de la matrice.

Loi d'endommagement

Puisque $D_i = A_d/A$ représente le ratio d'aire endommagée d'interface, cela implique qu'il existe une loi d'endommagement pour décrire son évolution. De nombreuses lois ont été proposées dans la littérature, notamment pour les modèles de zones cohésives. La loi d'endommagement utilisée dans ces travaux reprend également la description faite dans [Alf06], décrite – toujours en 2D et en conservant les mêmes notations que dans les sections précédentes – par l'équation suivante :

$$D_i = \underset{\text{historique}}{\max} (\tilde{D}_i) \quad (5.8)$$

où,

$$\tilde{D}_i = \max \left(0, \min \left(1, \frac{\beta}{\eta \times (1 + \beta)} \right) \right), \quad \eta = 1 - \frac{\sigma_0^2}{2KG_c} \quad \text{et} \quad \beta = \sqrt{\left(\frac{s_l}{s_{l,0}} \right)^2 + \left(\frac{\langle \varepsilon_{m22} \rangle_+}{\varepsilon_{m22,0}} \right)^2} \quad (5.9)$$

avec G_c le taux de restitution d'énergie, σ_0 la contrainte à rupture de l'interface et $\langle \cdot \rangle_+$ la partie positive de \cdot . Avec cette description, l'hypothèse est faite que l'endommagement suit un critère quadratique entre les différents types de sollicitation. Bien évidemment, d'autres lois d'endommagement plus adaptées aux observations expérimentales peuvent être employées avec ce type de modèle.

5.1.3 Représentation des constituants

Matrice

Le choix de représentation des éléments de matrice s'est porté sur un modèle continu d'endommagement, avec une loi d'endommagement également bilinéaire. En intra-fil, les éléments de matrice affichent un comportement isotrope transverse aux fibres, la loi de comportement est donc écrite en conséquence dans les applications 3D. Les éléments de matrice hors des fils seront quant à eux isotropes, ce qui n'empêche pas d'employer les mêmes lois de comportement.

Si la direction 1 correspond à l'axe des fibres, alors le tenseur de rigidité des éléments de matrice est exprimé comme suit :

$$C_0 = \begin{bmatrix} \frac{1-\nu_2^2}{\Delta} \times E_1 & \frac{\nu_1 \times (1+\nu_2)}{\Delta} \times E_2 & \frac{\nu_1 \times (1+\nu_2)}{\Delta} \times E_2 & 0 & 0 & 0 \\ & \frac{1-\frac{E_2}{E_1} \times \nu_1^2}{\Delta} \times E_2 & \frac{\nu_2 + \frac{E_2}{E_1} \nu_1^2}{\Delta} \times E_2 & 0 & 0 & 0 \\ & & \frac{1-\frac{E_2}{E_1} \times \nu_1^2}{\Delta} \times E_2 & 0 & 0 & 0 \\ & & & \frac{E_1 \times E_2}{E_1 + 2\nu_1 E_1 + E_2} & 0 & 0 \\ & \text{sym} & & & \frac{E_1 \times E_2}{E_1 + 2\nu_1 E_1 + E_2} & 0 \\ & & & & & \frac{E_2}{1+\nu_2} \end{bmatrix} \quad (5.10)$$

avec,

$$\Delta = 1 - 2 \frac{E_2}{E_1} \times \nu_1^2 - \nu_2^2 - 2 \frac{E_2}{E_1} \times \nu_1^2 \times \nu_2 \quad (5.11)$$

Si D_m est la variable d'endommagement de l'élément, alors le tenseur de contrainte est exprimé :

$$\sigma = (1 - D_m) \times C_0 \times \varepsilon \quad (5.12)$$

Bien évidemment, $\sigma = C_0 \times \varepsilon$ si la déformation maximale principale est négative, ce qui signifie que l'élément est en compression et que la fissure est refermée.

Cette variable d'endommagement évolue en suivant l'équation :

$$D_m = 1 - \frac{\gamma_0}{\gamma} \frac{\gamma - \gamma_c}{\gamma_0 - \gamma_c} \quad (5.13)$$

avec γ l'énergie stockée dans l'élément, γ_0 et γ_c respectivement l'énergie d'amorçage et l'énergie dissipée totale. L'énergie d'amorçage se calcule simplement par un critère en déformation (ou en contrainte). Dans le cadre des modèles d'endommagement continu, l'énergie dissipée totale doit quand à elle être régularisée par la longueur caractéristique des maillages employés, afin de régulariser l'énergie dissipée dans la fissuration. Ainsi, ces énergies s'expriment :

$$\gamma_0^2 = \varepsilon_0 E_1 \varepsilon_0 \quad \text{et} \quad \gamma_c^2 = \varepsilon_c E_1 \varepsilon_c \quad (5.14)$$

avec ε_0 et ε_c respectivement la déformation d'amorçage et la déformation critique, et,

$$\varepsilon_c = \frac{G_c}{2E_1 \varepsilon_0 l_c} \quad (5.15)$$

où l_c est la longueur caractéristique de l'élément et G_c le taux de restitution d'énergie de la matrice. De l'évolution de γ dépend donc l'état d'endommagement de l'élément. En principe, l'effet d'anisotropie transverse peut être pris en compte dans l'évolution de l'endommagement par un coefficient α introduit dans les directions 2 et 3. Ce dernier permet de piloter une anisotropie transverse avec des taux de restitution d'énergie différents, par exemple si $G_{c,1} \neq G_{c,2}$, mais également via un critère d'amorçage variable. C'est la stratégie qui est employée ici, avec :

$$\gamma^2 = \varepsilon_\alpha^T C_0 \varepsilon_\alpha \quad \text{et} \quad \varepsilon_\alpha = \begin{bmatrix} \varepsilon_{11}^+ \\ \alpha \times \varepsilon_{22}^+ \\ \alpha \times \varepsilon_{33}^+ \\ \varepsilon_{12}^+ \\ \varepsilon_{13}^+ \\ \varepsilon_{23}^+ \end{bmatrix} \quad (5.16)$$

avec ε_{ij}^+ qui désigne le coefficient de la partie positive de la décomposition spectrale du tenseur de déformation ε de l'élément, car l'hypothèse est faite que ce dernier ne doit pas s'endommager en compression. En terme d'amorçage, le coefficient donne par exemple l'équation $\alpha = \frac{\varepsilon_0}{\varepsilon_{0,2}} \sqrt{\frac{E_1}{E_2}}$, avec $\varepsilon_{0,2}$ le critère d'amorçage dans la direction 2.

Il reste difficile *a priori* de savoir si la description de l'endommagement choisie convient au comportement réel à représenter. En effet, comme vu aux chapitres précédents, les taux de restitution ne sont pas évidents à déterminer pour les phases étudiées. Il semble donc bien complexe d'obtenir une quelconque validation expérimentale d'un tel critère. La bonne représentativité des simulations sera donc le seul moyen de vérifier la validité de ce dernier.

Fibres

En première approche, le comportement des fibres est bien plus simple à modéliser. En effet, les éléments des fibres ont un comportement 1D pur et ne portent aucune charge transverse. Additionnellement, ces derniers ne nécessitent pas de loi d'endommagement, dans la mesure où les fibres peuvent être considérées comme totalement fragiles. Ainsi, si D_f est la variable d'endommagement et E_f le module des fibres, la contrainte s'exprime simplement par :

$$\sigma_1 = (1 - D_f) \times E_f \times \varepsilon_1 \quad (5.17)$$

Dans cette situation, $\tilde{D}_f = 1$ si $\varepsilon_1 > \varepsilon_c$ en conservant évidemment

$$D_f = \max_{\text{historique}} (\tilde{D}_f) \quad (5.18)$$

Comme pour les deux modèles précédents, l'élément récupère sa rigidité initiale en compression. La section 5.3.1 permettra de revenir plus largement sur les spécificités associées aux fibres à l'échelle supérieure et à la méthode de représentation de l'endommagement.

5.1.4 Application éléments finis

L'application des différents modèles proposés à une approche éléments finis est maintenant discutée. Le solveur employé dans le cadre de ces travaux est Abaqus, avec une méthode de résolution implicite. Les comportements des fibres et de la matrice sont appliqués via des matériaux définis par l'utilisateur (UMAT Abaqus), respectivement sur des éléments truss et tétraèdres disponibles nativement dans le solveur. Les éléments de liaison sont quant à eux des éléments définis par l'utilisateur (UEL Abaqus), avec par conséquent six nœuds (puisque le tétraèdre en possède quatre et le truss deux). Les détails de mise en place de ce UEL est donné en Annexe 2

La première question qui se pose concerne la génération des éléments truss, leur position, longueur et une potentielle contrainte de position des nœuds entre les éléments de fibre et les éléments de matrice. Une idée qui consiste à découper les éléments truss aux bords de chaque tétraèdre pourrait sembler judicieuse, afin de simplifier la description faite dans les éléments de liaison. Dans la pratique, les éléments truss peuvent régulièrement intersecter les tétraèdres sur de très courtes distances, engendrant un mauvais conditionnement de la matrice Jacobienne et rendant la convergence plus difficile. Cette méthode n'a donc pas été choisie. Les éléments truss seront maillés avec une longueur définie et traverseront les éléments matriciels sans contrainte de position. La figure 5.4 présente la répartition de la longueur des éléments de fibre, dans le cas d'un découpage au bord des tétraèdres, ainsi qu'une illustration 2D du type de maillage proposé.

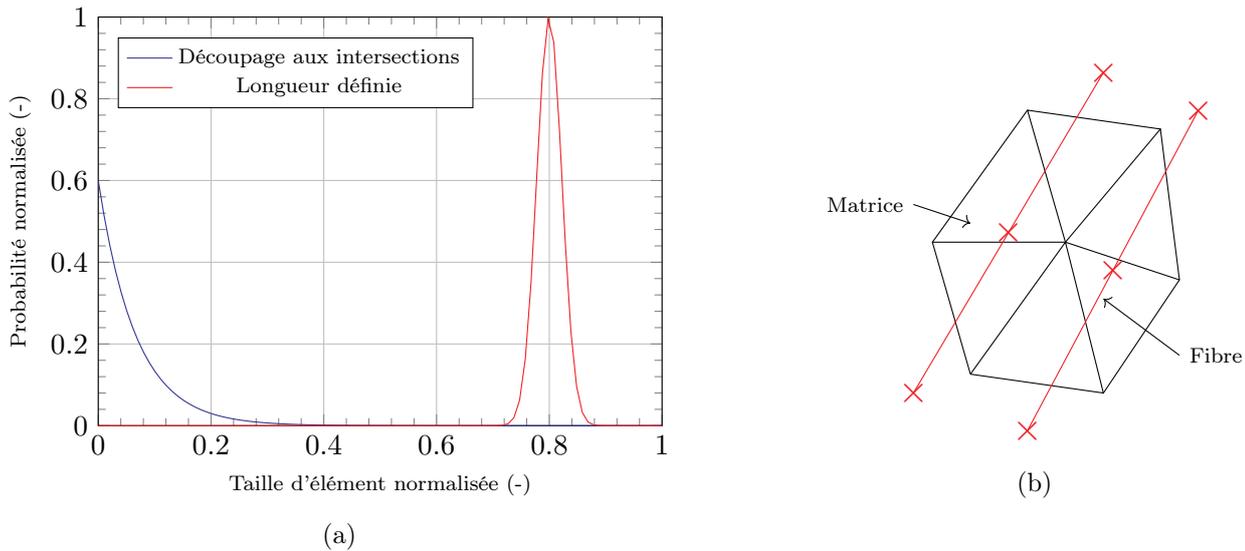


FIGURE 5.4 – (a) Répartition typique des longueurs de truss avec découpage aux intersections des éléments volumiques et sans. (b) Schéma d'un maillage 2D pour une longueur de truss fixée.

Ensuite se pose la question des éléments de matrice. Dans le cadre des fibres intégrées, il apparaît nécessaire de créer une condition sur le volume des tétraèdres. En effet, puisque ces derniers sont traversés par des truss qui représentent un certain volume de fibre, il paraît logique qu'une contrainte existe sur les tailles de mailles traversées. Ces dernières ne peuvent *a priori* pas présenter un volume inférieur au volume des fibres traversantes, mais peuvent avoir des dimensions quelconques du moment qu'elles sont donc supérieures à cette borne inférieure. Néanmoins, les propriétés des éléments de matrice comme celles des éléments de liaison dépendent de la taille de maillage. Afin de faciliter la définition des propriétés de chaque élément, et d'obtenir des propriétés identiques pour chacun d'entre eux, leur volume est défini de sorte qu'il représente systématiquement le taux volumique de matrice dans les fils. Ainsi, la taille des éléments est définie comme :

$$V_t = \tau_m \times V_m + \tau_f \times V_f \quad (5.19)$$

avec τ les taux de phases, V les volumes, les indices t , m et f représentant respectivement le tétraèdre, la matrice et les fibres.

Maillage employé

Dans l'application proposée ici, les maillages utilisés pour représenter les éléments volumiques ne sont pas réguliers, ce qui entraîne une légère erreur sur les propriétés affectées à la matrice intra-fil. Cette erreur relative peut être exprimée comme :

$$\varepsilon(V_t) = \frac{V_t - \tau_f \times V_f - \tau_m \times V_m}{\tau_m \times V_m} \quad (5.20)$$

Additionnellement, le conditionnement des maillages ne garanti pas que chaque élément volumique ne soit traversé que par un seul élément truss. En pratique, ces problèmes peuvent être évités par la réalisation de maillages réguliers. Cela ajoute néanmoins une complexité supplémentaire à la génération des maillages qui n'a pas été jugée utile dans cette application. Pour éviter d'entraîner une rigidité artificiellement trop importante, les propriétés des éléments de liaison peuvent simplement être modifiées dans les éléments volumiques traversés par au moins deux truss. L'erreur engendrée par l'irrégularité de la taille des maillages est ici considérée comme négligeable dans la mesure où les matériaux modélisés ne présentent pas une régularité parfaite de leur microstructure.

5.1.5 Convergence des calculs

Comme indiqué précédemment, la méthode de résolution employée est implicite. Les techniques de résolution disponibles dans Abaqus sont la méthode de Newton ou la méthode Quasi-Newton BFGS (Broyden, Fletcher, Goldfarb, Shanno). La convergence d'un calcul avec ces méthodes n'est donc pas garantie lorsque la fonction régissant le comportement de ce dernier ne présente pas une forme quadratique autour de la solution. Au regard des lois de comportement des différents éléments, cette condition n'est pas respectée, les calculs sont fortement non-quadratiques et la convergence ne peut pas être assurée, en particulier pour les éléments de liaison.

Il est proposé de réaliser un amortissement de l'endommagement des éléments de liaison dans le but de linéariser une partie de la loi de comportement et ainsi faciliter la convergence des modèles. L'avantage d'appliquer un amortissement sur l'endommagement et non sur le comportement mécanique est de ne pas augmenter artificiellement la rigidité des éléments. Ainsi, l'amortissement de l'endommagement permet d'obtenir une solution statique qui est toujours réaliste vis-à-vis de l'état d'endommagement calculé. L'approche proposée consiste à modifier le calcul de la variable d'endommagement de la liaison D_i par l'équation :

$$\tilde{D}_i = \max(0, \min(1, D_i^n)) \quad \text{avec} \quad D_i^n = D_i^{n-1} + \kappa \left(\frac{\beta}{\eta(1+\beta)} - D_i^{n-1} \right) \quad (5.21)$$

avec D_i^n l'endommagement calculé à la sous-itération n et κ le facteur d'amortissement. Le bon fonctionnement de cette stratégie consiste à trouver un facteur d'amortissement κ qui soit approprié au modèle mis en place. Un facteur trop fort risque de dénaturer l'endommagement des interfaces dans les modèles, tandis qu'un facteur trop faible risque de ne pas suffire et les calculs ne convergeront pas. Le facteur κ appliqué dans ces travaux est proposé variable au cours des sous itérations, sous la forme :

$$\kappa = \theta \exp \left(- \left(\frac{n}{n_c} \right)^\rho \right) + (1 - \theta) \quad (5.22)$$

avec θ le poids de l'amortissement, n_c un nombre d'itérations et ρ le coefficient d'intensité d'amortissement. Ces différents paramètres sont à définir par l'utilisateur en fonction du type d'application. Une telle approche permet d'appliquer un amortissement progressif. Au plus le nombre de sous-itération augmente, au plus l'amortissement est fort et doit stabiliser l'état d'endommagement des interfaces. Ainsi, le paramètre θ permet de piloter l'impact de l'amortissement (ce dernier est défini entre 0 et 1), et n_c et ρ permettent de régler la vitesse à laquelle l'amortissement s'intensifie.

Convergence à l'amortissement

Cet amortissement a bien évidemment un effet sur la solution à l'équilibre des simulations. Un amortissement trop important engendre un calcul quasi explicite et peut donc entièrement fausser les résultats de simulation si les paramètres utilisés ne sont pas bien maîtrisés. En pratique il est donc important de vérifier la convergence à l'amortissement. Il est ici proposé de vérifier la convergence avec $\theta = 1$, $\rho = 2$ et le paramètre n_c variable. Les courbes contrainte/déformation d'une même simulation sont tracées en figure 5.5 en fonction de la valeur de ce paramètre n_c .

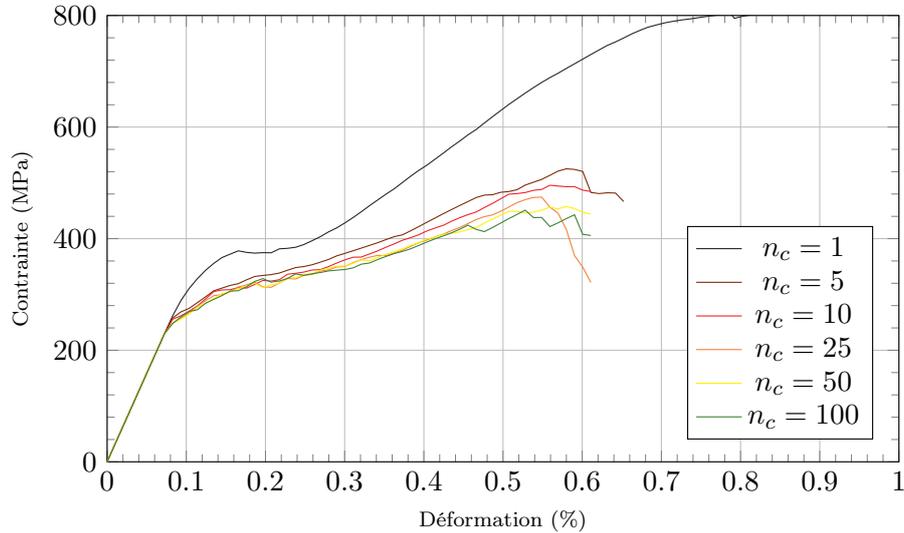


FIGURE 5.5 – Etude de la convergence au paramètre n_c pour $\theta = 1$ et $\rho = 2$.

La convergence au paramètre est assez nette, avec une évolution brutale entre $n_c = 1$ et $n_c = 5$. Il est également très clair que ce paramètre influence fortement les résultats de simulations, en particulier la contrainte à rupture finale de l'éprouvette, et que son utilisation doit se faire avec prudence pour ne pas fausser les interprétations. La figure 5.6 présente le nombre de sous-itérations nécessaires à la convergence ainsi que la contrainte à rupture en fonction de ce paramètre. Une valeur de $n_c = 10$ peut par exemple permettre d'effectuer des calculs dans des temps relativement courts, avec un écart à la rupture de moins de 10 %. Des valeurs de $n_c = 50$ ou plus semblent néanmoins plus raisonnables pour obtenir des résultats convergés.

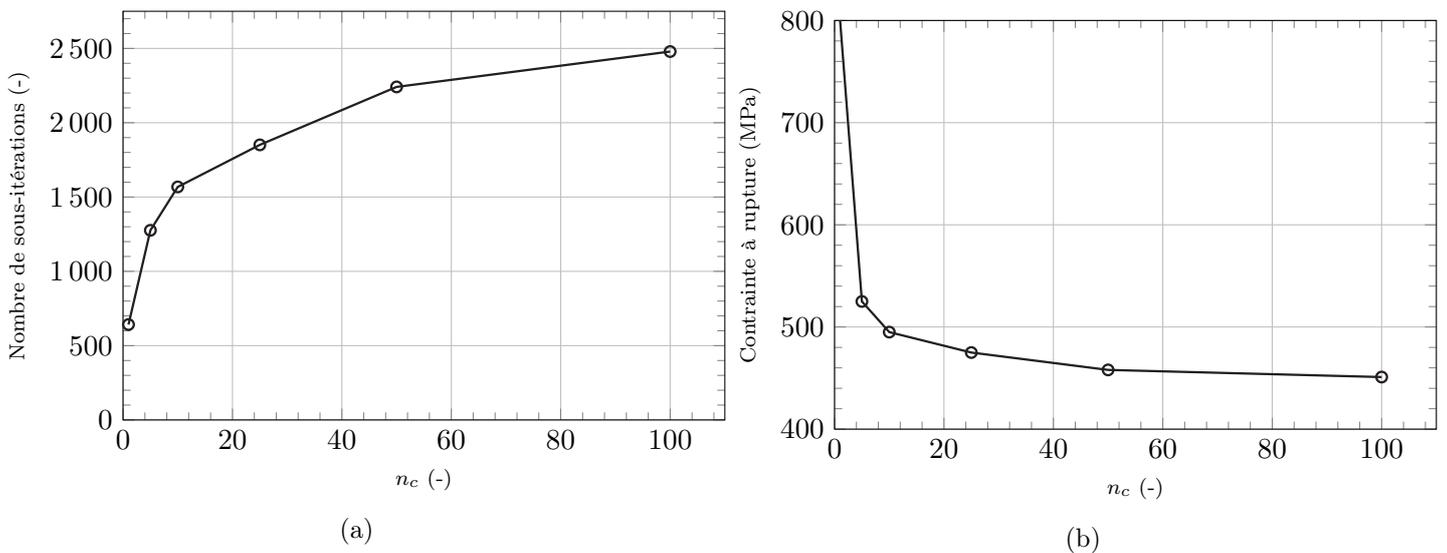


FIGURE 5.6 – (a) Evolution du nombre de sous-itération avant convergence en fonction de n_c , pour une portion équivalente de chaque simulation. Permet de remonter au temps de calcul nécessaire. (b) Evolution de la contrainte à rupture en fonction de n_c .

5.1.6 Synthèse

Le modèle à fibres intégrées proposé intègre un élément de liaison entre les fibres et la matrice capable de reproduire à la fois le comportement longitudinal endommageable et frottant des interfaces, mais également le comportement transverse endommageable. Cet élément de liaison raccorde des éléments volumiques représentant la matrice extra et intra-fil avec des éléments structuraux qui représentent les fibres. Ces deux derniers éléments ont eux aussi un comportement endommageable.

Ce modèle repose sur l'hypothèse que la représentation locale des fibres, de la matrice ou du système interfacial n'est pas nécessaire et qu'une approximation du comportement moyen de ces derniers est suffisante. Fatalement, cette simplification s'accompagne d'une perte d'information locale et le modèle semble inapproprié à des applications centrées sur la compréhension à l'échelle de la microstructure. En contrepartie, le modèle propose un gain indéniable sur le nombre de degrés de liberté des modèles et permet d'envisager une utilisation aux échelles supérieures, tout en conservant des paramètres liés aux phases individuelles, ainsi qu'une description phénoménologique des interactions entre les phases.

La suite de ce chapitre va donc se consacrer à démontrer la validité de l'approche, d'abord via une étude des éléments de liaison seuls, puis de l'ensemble des éléments. La génération des modèles sera également abordée, ainsi que certaines notions nouvelles sur la description des fibres aux échelles supérieures.

5.2 A l'échelle microscopique

5.2.1 Génération de cellules représentatives

Les modèles qui serviront à valider le comportement des éléments de liaison, puis de l'ensemble des éléments (avec l'endommagement de la matrice et des fibres) sont basés sur des microstructures réelles des matériaux étudiés. La construction de ces cellules élémentaires hérite directement de travaux qui concernaient préalablement le développement d'une approche multi-échelle, avant le développement du modèle à fibres intégrées proposé dans un second temps. Pour cette raison, la génération des microstructures est basée images, méthode qui peut sembler excessive dans le cas du modèle présenté ici.

La génération basée images proposée ici suppose une géométrie presque idéale de certaines phases : fibres circulaires, SiC CVI uniformément réparti autour des fibres. Grâce à cette hypothèse, l'identification des phases est grandement simplifiée. Les différentes étapes de génération des cellules élémentaires microscopiques sont détaillées ci-dessous et des illustrations associées sont disponibles en figure 5.7 :

- (b) La première étape consiste à faire identifier des gaussiennes sur l'histogramme des niveaux de gris des images (Gaussian Mixture Model). Chaque phase est associée à une gaussienne, ce qui permet de réaliser une segmentation de l'image par phase.
- (c) Les différentes phases passent ensuite par une transformée circulaire de Hough, la phase qui présente les zones les plus circulaires est associée au système interfacial et permet de retrouver les positions et diamètres de chaque fibre. Les fibres en bordure des images sont souvent mal détectées car incomplètes, raison pour laquelle les images doivent être de dimension supérieure à la cellule finale souhaitée.
- (d) Les épaisseurs de SiC CVI sont ensuite reconstruite par croissance autour de chaque fibre. Le but est de minimiser l'écart par rapport à la phase réelle déterminée lors de la segmentation, tout en gardant l'hypothèse que la croissance est uniforme pour chaque fibre.
- (e) Les porosités les plus grandes sont reconstruites par des arcs de cercle qui ont pour centre des fibres, car ces dernières apparaissent en général lors de la croissance du SiC CVI, entraînant des formes circulaires.

- (f) Les différentes informations géométriques sur les phases permettent ensuite de générer un maillage, ici avec GMSH. Le maillage n'est pas effectué sur l'ensemble de l'image pour éviter les effets de bord.

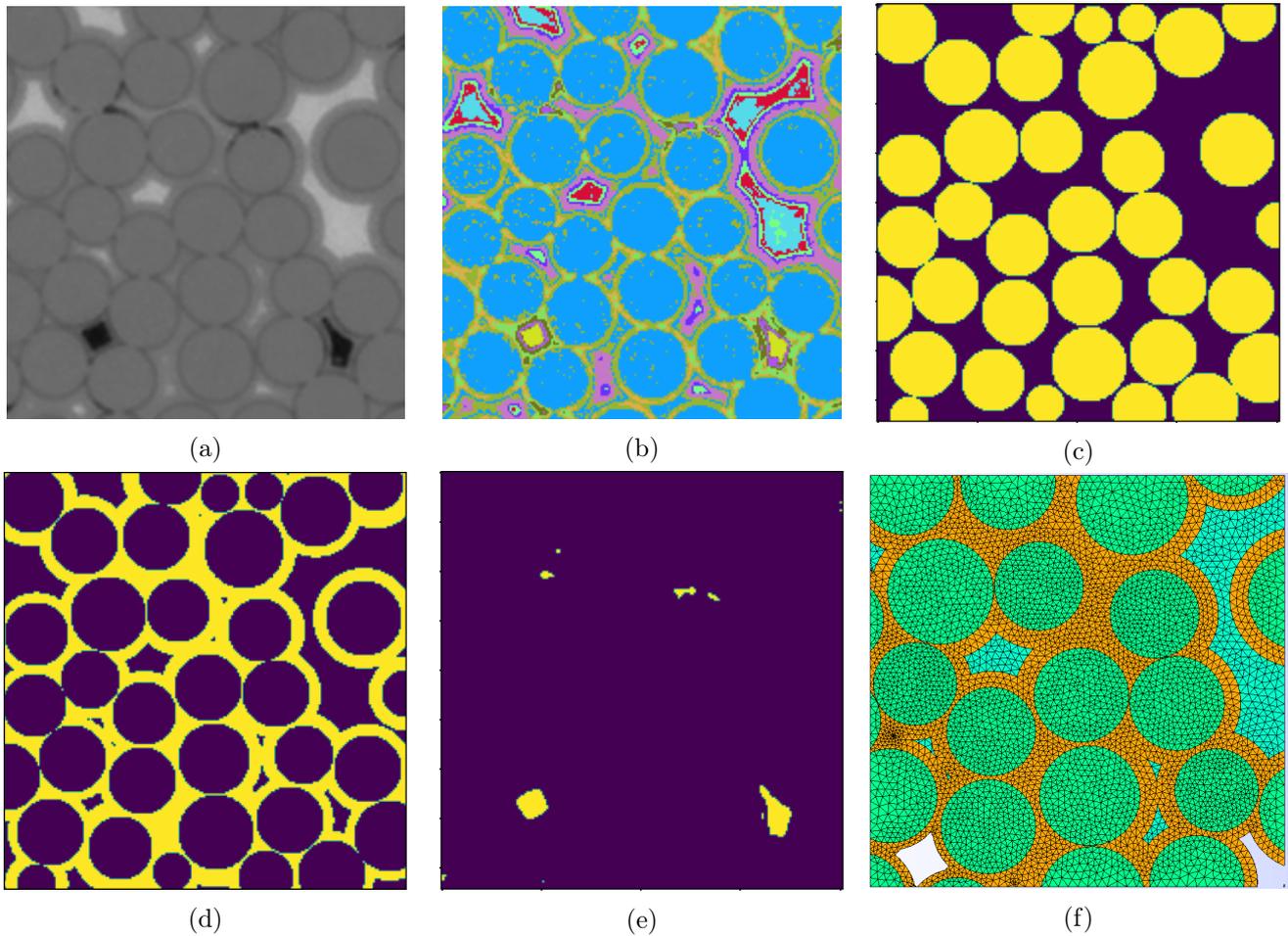


FIGURE 5.7 – Etapes de génération de cellules microscopiques basées images.

Comme indiqué précédemment, si une telle génération présente un intérêt dans le cadre d'une approche multi-échelle basée sur la détermination du comportement apparent de centaines de cellules représentatives, l'intérêt est plus limité dans le cas des modèles à fibres intégrées. Les informations géométriques sur les fibres obtenues par cette méthode permettent néanmoins de construire des modèles à fibres intégrées qui sont directement comparables à des modèles avec des fibres explicitement maillées et des zones cohésives. Cela permet d'envisager une validation du bon comportement des éléments de liaison par comparaison entre les deux modèles.

5.2.2 Validation du modèle de liaison

Le premier objectif des simulations présentées ici est la validation du bon comportement des éléments de liaison. Pour ce faire, les éléments qui représentent les fibres et la matrice ont un comportement élastique pur. Seuls les éléments de liaison et les zones cohésives ont un comportement endommageable. Puisque le comportement des éléments de liaison est principalement tiré des équations qui pilotent le comportement des zones cohésives de Alfano, il est légitime d'attendre un comportement similaire des deux modèles.

Les éléments vont être testés pour deux types de sollicitations, sélectionnés pour leur importance attendue dans nos matériaux d'étude : des simulations de pull-out (extraction des fibres de leur bloc de matrice) et des simulations de traction transverse au sens des fibres. Les résultats pour différentes propriétés interfaciales sont présentés en figure 5.8.

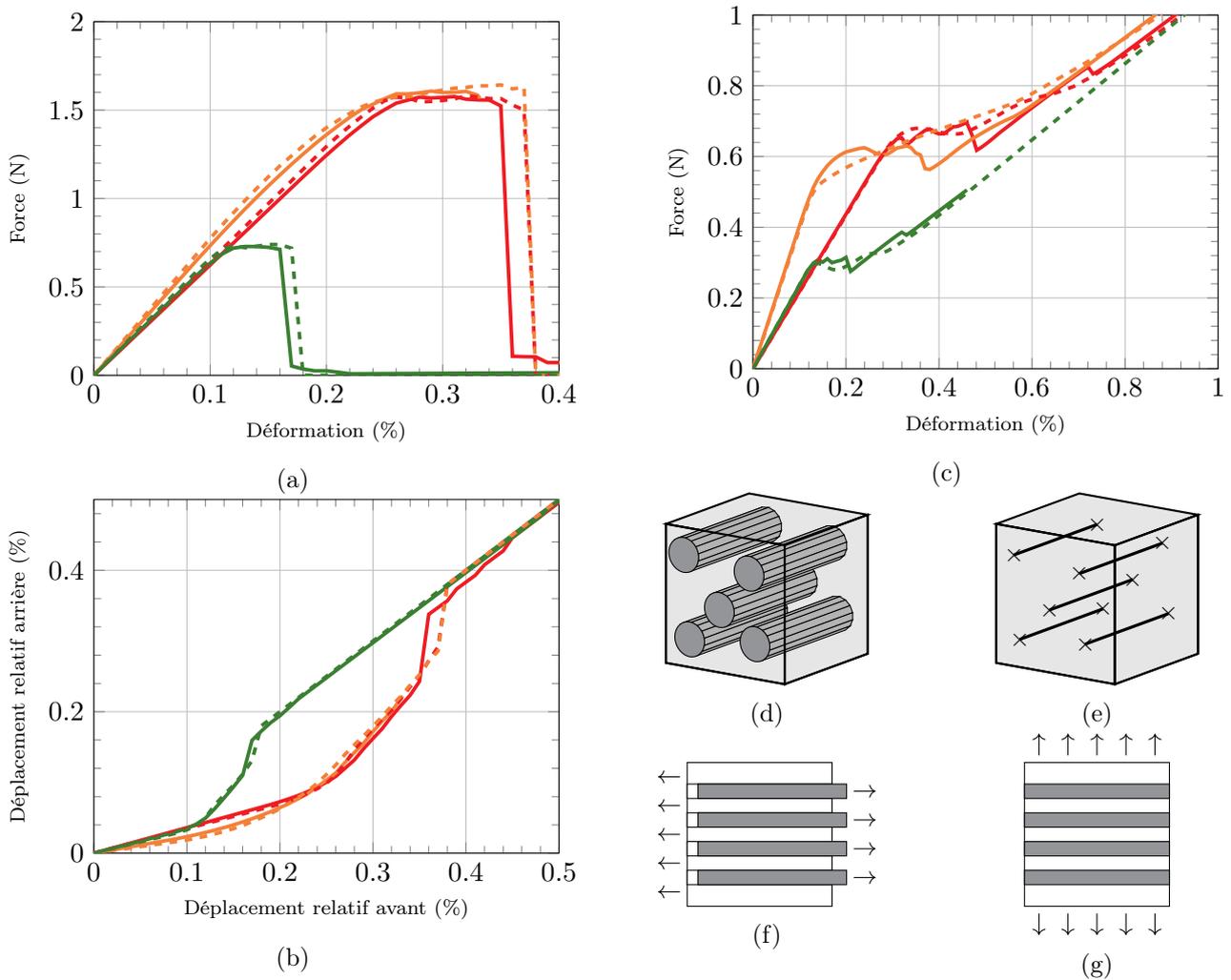


FIGURE 5.8 – Pour toutes les courbes, chaque couleur représente un jeu de paramètres, avec en traits pleins le modèle classique avec zones cohésives, et en pointillés le modèle à fibres intégrées. (a) Courbes force/déformation des pull-out. (b) Déplacements relatifs de l’arrière des fibres, par rapport à leur déplacement relatif imposé à l’avant des pull-out. (c) Courbes force/déformation des tractions transverses. (d) Schéma d’un modèle classique avec des fibres en 3D. (e) Schéma du même modèle en version fibres intégrées, où les fibres sont remplacées par des éléments truss. (f) et (g) schéma des sollicitations.

Les résultats obtenus via le modèle à fibres intégrées sont pleinement satisfaisants. Ils permettent de reproduire les courbes des modèles avec zones cohésives aussi bien pour des sollicitations de l’interface en mode I qu’en mode II. L’amorçage de l’endommagement des interfaces, la propagation ainsi que la rupture finale de ces dernières semblent donc indiquer que la simplification apportée par la description des éléments de liaison n’a qu’un effet mineur sur les résultats de simulation.

5.2.3 Modèle complet et amorçage de la décohésion

Cette section s’intéresse à l’ajout des comportements endommageables des fibres et de la matrice dans les modèles. Le but est de voir dans quelle mesure le modèle permet de conserver une bonne représentation des phénomènes une fois complètement mis en place, comme cela a été fait uniquement pour la liaison en section précédente.

Le premier test effectué est une comparaison de l’état de chargement fibre/matrice dans le cas de l’apparition d’une fissure dans un fil longitudinal. En effet, l’utilisation d’un endommagement continu entraîne naturellement un champ de déplacement très différent d’une fissure réelle qui est discrète, ce qui pose la question de la représentation de l’état de chargement de l’ensemble fibre/matrice avec ce modèle.

Problème d'amorçage des décohésions

Une cellule de $400 \mu\text{m}$ de long pour $50 \mu\text{m}$ de côté présentant une fissure en son centre est testée en traction. Un premier modèle considère une fissure discrète (figure 5.9a), c'est-à-dire une discontinuité du maillage, tandis qu'un deuxième modèle présente des éléments endommagés (figure 5.9b), tels qu'ils seront utilisés pour représenter la fissuration dans la suite des travaux. Les courbes contrainte/déformation de ces deux modèles sont présentées en figure 5.10, ainsi que l'état de contrainte des phases pour une déformation donnée.

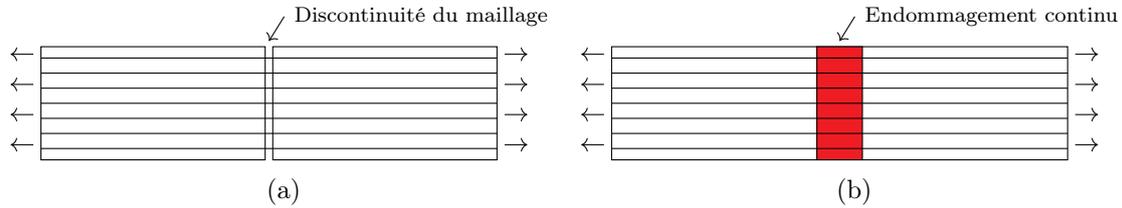


FIGURE 5.9 – Schéma des deux modèles testés.

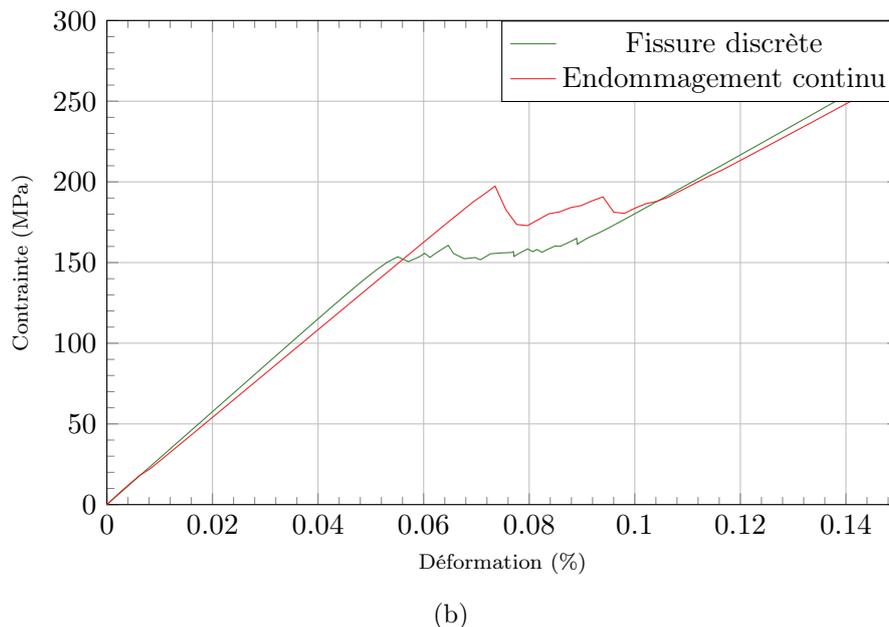
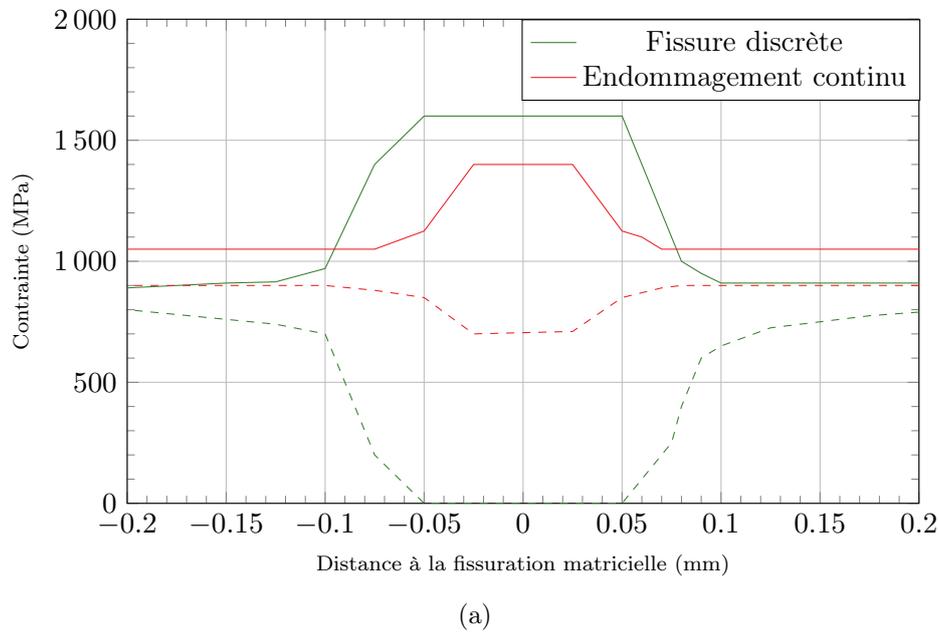


FIGURE 5.10 – (a) Etat de chargement des phases à iso-déformation et (b) courbes contrainte/déformation.

Les différentes courbes permettent clairement de mettre en évidence une différence de réponse entre les deux modèles. Le modèle avec endommagement continu ne produit pas le comportement attendu, avec une décohésion ne se produisant pas de manière nominale. La différence fondamentale entre les deux modèles provient de la description du champ de déplacement dans la matrice : dans le cas d'une fissure discrète, le champ est discontinu au niveau de la rupture ce qui entraîne un cisaillement fibre/matrice, ce qui n'est pas le cas avec l'endommagement continu. Les interfaces ne s'endommageant pas en traction pure, le modèle avec endommagement continu voit alors ses amorçages de décohésions bloqués, donnant des états de chargement et d'endommagement non conformes.

Solution proposée

Ce problème pourrait être résolu en modifiant l'approche faite de l'endommagement. En effet, il est tout à fait possible de modéliser les endommagements de manière discrète par plusieurs approches qui ont déjà été abordées au chapitre précédent, par exemple via l'utilisation de zones cohésives entre les mailles. Le principal problème à une telle solution provient de la description des endommagements dans les fils transverses. En effet, la méthode par fibres intégrées perdrait tout intérêt, puisqu'il ne serait alors plus possible de modéliser correctement le comportement transverse des fils. Les fissures pourraient seulement se produire dans les zones cohésives, sans jamais solliciter les systèmes interfaciaux transverses. Pour garder une description discrète de la fissuration, il faudrait alors se tourner vers des méthodes type remaillage adaptatif, mais la complexité ajoutée par ce type d'approche n'a pas été souhaitée dans ces travaux.

La solution proposée pour pallier ce problème consiste à forcer l'amorçage des décohésions dans les éléments endommagés. Cela sous-entend de donner des informations sur la matrice intra-fil aux éléments de liaison, pour que ces derniers soient en mesure d'amorcer la décohésion. L'inconvénient majeur de cette méthode est le fait que l'endommagement d'un élément s'accompagne donc nécessairement de la décohésion totale de l'interface associée. La figure 5.10 met néanmoins clairement en évidence le fait qu'une très grande partie de l'interface décohérée ne présente pas de transfert de charge entre la fibre et la matrice. Cela montre bien que décohérer directement l'interface sur l'entièreté de l'éléments de matrice ne devrait donc pas poser de problème majeur.

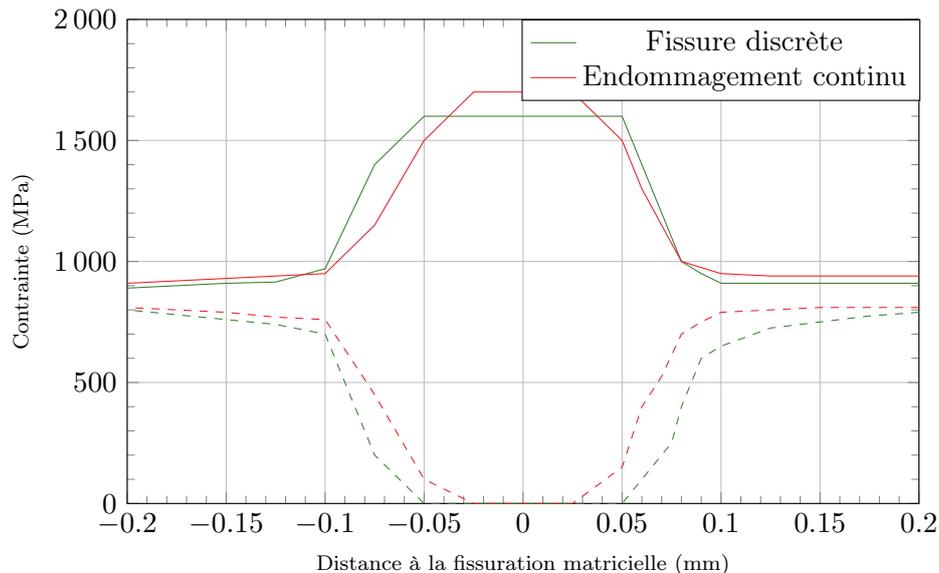


FIGURE 5.11 – Etat de chargement des phases pour les deux modèles à iso-déformation.

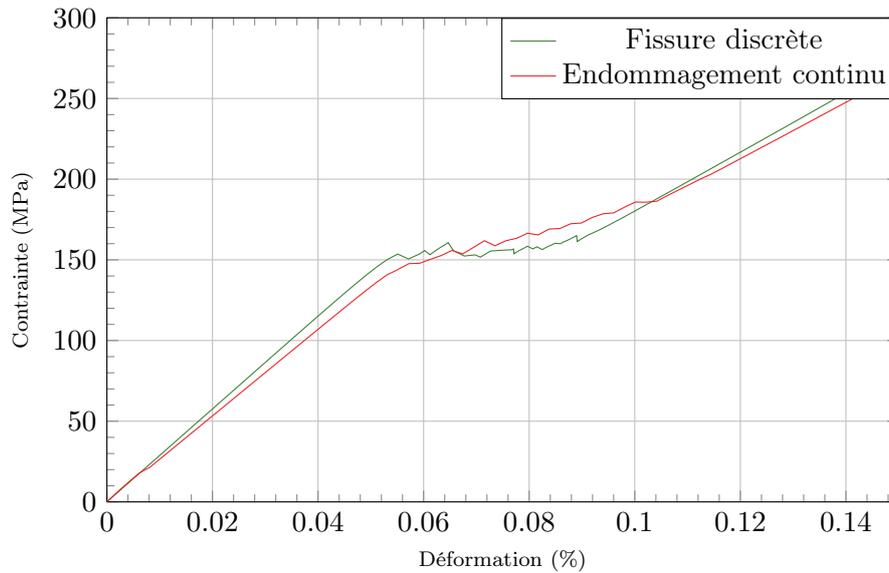


FIGURE 5.12 – Courbes contrainte/déformation des deux modèles.

Les courbes 5.11 et 5.12 présentent les mêmes courbes que dans la figure 5.10, une fois la correction proposée appliquée. Malgré quelques écarts subsistants entre les deux modèles, la correction permet clairement de retrouver une bonne description de la décohésion fibre/matrice et des contraintes dans les deux phases par rapport à ce qui était trouvé précédemment avec l'endommagement continu. Cette dernière sera donc naturellement utilisée dans la suite pour l'ensemble des simulations proposées dans ces travaux.

La méthode proposée semble clairement incompatible avec des propriétés interfaciales trop fortes qui s'accompagneraient de longueurs de décohésions inférieures à la taille des maillages. En pratique, l'approche par fibres intégrées ayant été proposée pour traiter les problèmes de séparabilité des échelles intervenant car les longueurs de décohésion sont régulièrement supérieures aux dimensions des éléments, cela ne doit pas poser de problème.

Modèle complet

L'évolution des coefficients du tenseur de rigidité du modèle complet (avec endommagement de l'ensemble des phases et correction de l'amorçage) est ensuite comparée à un modèle avec zones cohésives. Une cellule microscopique est sollicitée avec des chargements élémentaires homogénéisés en PMUBC (*Periodically Mixed Uniform Boundary Conditions*) et des étapes de perturbation élémentaires sont régulièrement effectuées pour déterminer les coefficients du tenseur de rigidité. La cellule microscopique est présentée avec les cas de chargement élémentaires en figure 5.13.

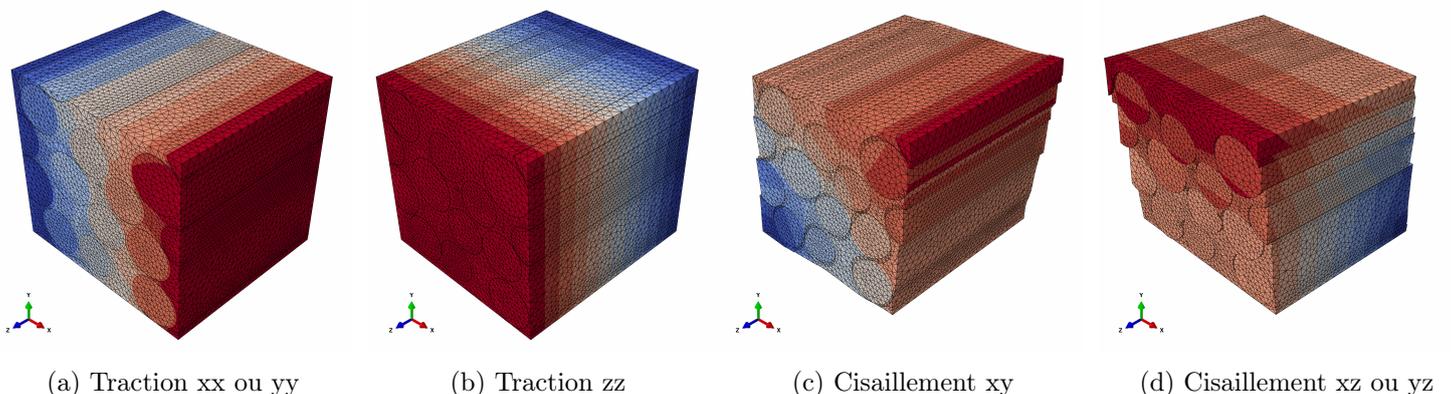


FIGURE 5.13 – Exemples de champs de déformation pour les cas de chargement élémentaires sur les cellules microscopiques.

L'évolution des coefficients ainsi que l'écart entre les deux modèles sont présentés en figure 5.14 :

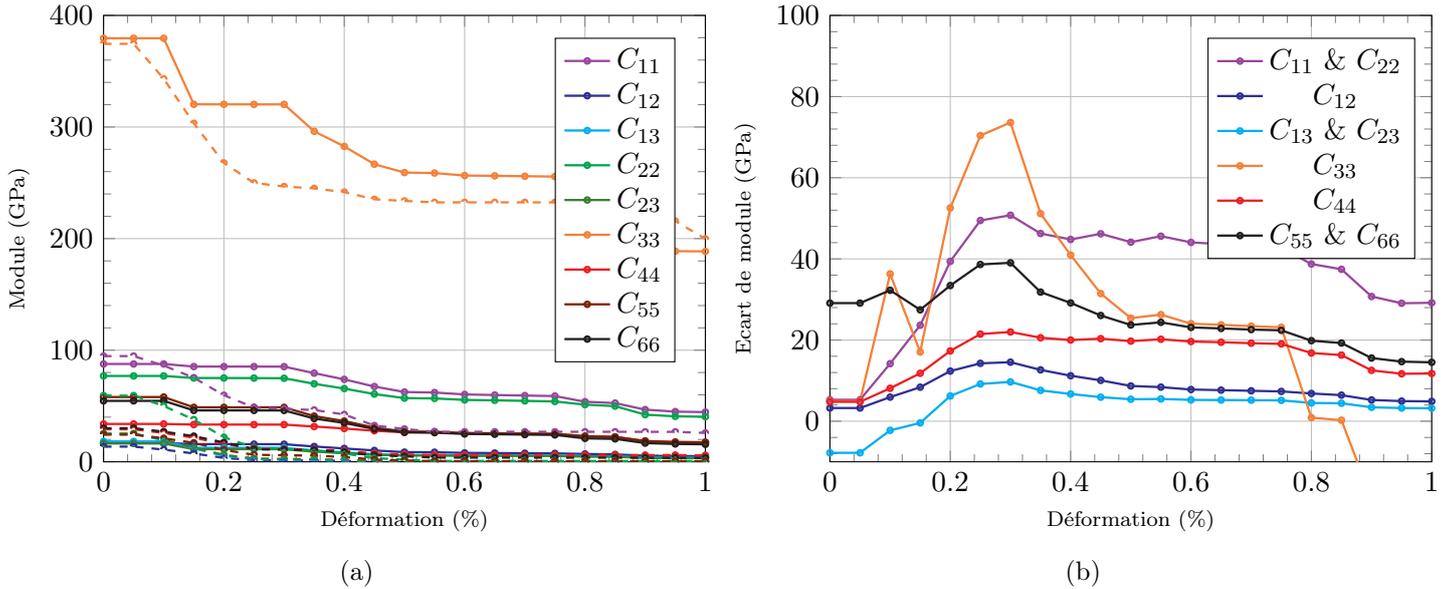


FIGURE 5.14 – (a) Evolution des coefficients du tenseur de rigidité. (b) Ecart entre les deux modèles. En traits pleins pour une simulation avec zones cohésives, en pointillés pour un modèle à fibres intégrées. Dans les deux cas, la direction 33 correspond à la direction des fibres.

Les valeurs initiales des coefficients sont bien décrites par le modèle à fibres intégrées, à l'exception des valeurs de C_{55} et C_{66} . Cet écart peut facilement être expliqué par l'absence de rigidité de la part des fibres lors d'un cisaillement dans les plans transverses à ces dernières. En effet, les éléments truss, contrairement à un maillage explicite des fibres, n'apportent aucune rigidité supplémentaire en cisaillement. Il est à noter qu'une modification des éléments de liaison pourrait aisément corriger cet écart, mais il a été considéré dans un premier temps que son impact serait probablement négligeable dans le comportement du matériau, au moins pour des sollicitations en traction.

Le deuxième écart observable intervient après environ 0.1 % de déformation, moment où l'endommagement de la matrice se produit. Une évolution plus brutale des coefficients du modèle à fibres intégrées est alors observable. Encore une fois, l'explication de l'origine de l'écart est assez directe. Dans le modèle à fibres intégrées, une discrétisation bien plus grossière du maillage est utilisée. Ainsi, lorsque les premières fissurations matricielles apparaissent, elles engendrent une perte bien plus importante de rigidité que dans un cas où la discrétisation est plus fine. Néanmoins, cet effet est également rencontré dans le cas du pont micro/méso classique : l'endommagement à l'échelle microscopique est attribué à tout l'élément mésoscopique (de taille supérieure), ce qui engendre une localisation plus forte. Ainsi l'écart est jugé acceptable pour la suite de l'étude, car il apparaît nécessairement dans le cadre des représentations non discrètes de la fissuration.

5.2.4 Discussions et limites de l'approche

Le modèle à fibres intégrées proposé dans le cadre de ces travaux permet une représentation des comportements de la microstructure similaire à ce qui peut être employé dans les modèles multi-échelle plus classiquement utilisés. Malgré les nombreuses simplifications engendrées par cette méthode, les éléments de liaison permettent globalement de simuler les comportements interfaciaux aussi fidèlement que ce qui est proposé par les zones cohésives dans des cas de chargement élémentaires. L'approche s'accompagne d'une diminution importante du nombre de degrés de liberté, ce qui permet d'envisager son utilisation dans des modèles de plus grandes dimensions et ainsi de s'affranchir de l'homogénéisation des modèles multi-échelle et de l'hypothèse de séparabilité des échelles qui l'accompagne.

L'utilisation de ce type d'approche directement à l'échelle de la microstructure doit néanmoins se faire avec beaucoup de prudence. Comme indiqué plus tôt, la simplification de la description des interfaces implique une perte importante d'informations locales et une description géométrique dégradée à ces échelles, notamment à cause des dimensions des éléments volumiques. Des méthodes de projection de champs pourraient probablement être envisagées afin de permettre un affinage des maillages et ainsi d'obtenir une meilleure description des phénomènes locaux, mais dans la description actuellement faite, il paraît imprudent d'employer ces modèles pour analyser des phénomènes locaux à l'échelle de la microstructure.

Le problème d'amorçage des décohésions entraîné par l'utilisation d'endommagement continu dans les éléments volumiques a été réglé en considérant une décohésion totale des interfaces dans les éléments endommagés. Si cette méthode permet de retrouver une description approximativement correcte de la décohésion locale, elle ne semble pourtant pas idéale et présente encore des écarts avec une représentation discrète des fissures matricielles. Ces écarts seront néanmoins considérés comme négligeables par la suite, notamment par rapport aux incertitudes expérimentales de détermination des propriétés interfaciales qui se sont révélées bien plus grandes. L'introduction d'une discontinuité forte du champ de déplacement dans les zones endommagées serait vraisemblablement un très bon axe d'amélioration de ces travaux.

5.3 A l'échelle mésoscopique

Le modèle à fibres intégrées a été validé à l'échelle de la microstructure. Malgré la diminution marquée du nombre de degrés de liberté, la représentation individuelle des fibres engendre toujours des maillages bien trop lourds pour permettre de simuler des tissages de tailles raisonnables (c'est-à-dire de quelques millimètres de côté). L'utilisation du modèle à l'échelle supérieure s'accompagne donc d'une simplification supplémentaire qui va être décrite dans cette section. La génération des maillages et des structures tissées est également discutée.

5.3.1 Utilisation de macro-fibres

La représentation des fibres peut être simplifiée par l'utilisation de "macro-fibres". L'idée consiste à n'utiliser qu'un seul élément structural pour représenter des lots de fibres, plutôt que de représenter les fibres individuellement. L'utilisation de macro-fibres implique une modification de la taille des mailles volumiques, qui doivent toujours présenter un volume permettant de conserver des taux de phases corrects. Ainsi, au plus les macro-fibres représentent un grand nombre de fibres, au plus les mailles volumiques sont grandes.

Cette méthode permet encore une fois de réduire le nombre de degrés de liberté des modèles et ainsi de les employer à des échelles plus importantes. Elle s'accompagne néanmoins d'une étude nécessaire sur la convergence des résultats. Ainsi, au plus le nombre de macro-fibres est faible (donc le nombre de fibres par macro-fibres), au moins les calculs permettent une description adéquate des chargements locaux mais au plus ils permettent de modéliser des dimensions importantes à même coup de calcul. En pratique il est donc nécessaire d'étudier la convergence au nombre de macro-fibres, comme cela est fait sur la convergence à la taille de maille des calculs éléments finis.

Une étude de convergence au nombre de macro-fibres a été menée sur un modèle représentant un matériau tissé de $1 \times 2 \times 3$ mm. Le tissage ainsi que les propriétés des phases utilisés sont proches des matériaux étudiés et identiques entre les simulations. Seul le nombre de macro-fibres (et donc de la taille de maille) est modifié entre les simulations. Les courbes contrainte/déformation sont présentées en figure 5.15 ci-dessous, tandis que l'apparition des premiers endommagements est présentée en figure 5.16.

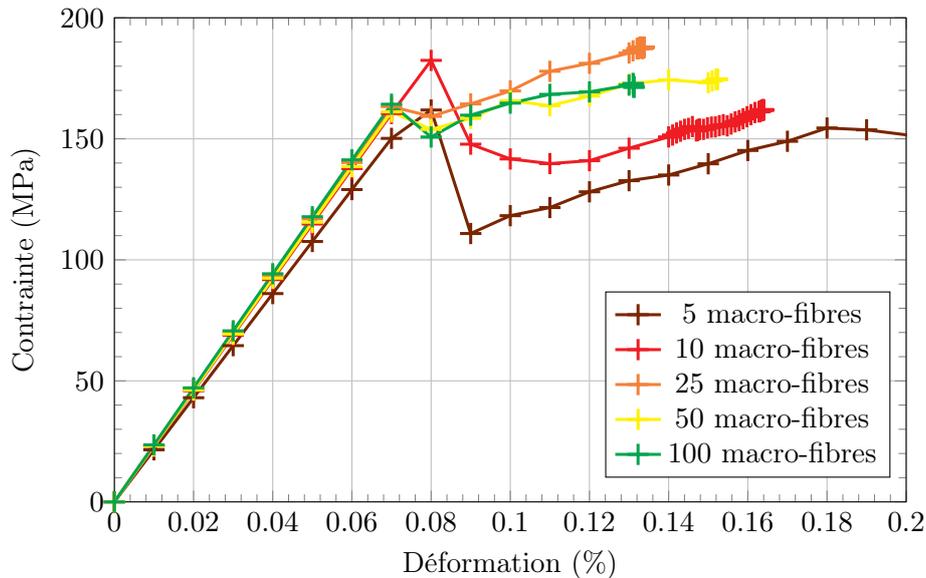


FIGURE 5.15 – Courbes contrainte/déformation pour une simulation avec un nombre de macro-fibres par fil variable, mais des propriétés matériau identiques. Le nombre de macro-fibres par fil est indiqué dans la légende.

La convergence du résultat arrive entre 25 et 50 macro-fibres par fil. Il apparaît très clairement avec cette étude que les résultats sont très sensibles au nombre de macro-fibres, aussi bien pour la courbe contrainte/déformation que pour l'aspect phénoménologique des endommagements, qui se retrouvent tout deux modifiés. Les effets les plus notables sont les suivants :

- Les différentes simulations ne présentent pas la même rigidité. Cet écart provient directement des macro-fibres. Moins il y a de macro-fibres par fil, plus il y a de chances qu'une macro-fibre originellement dans le maillage se retrouve en-dehors et que la rigidité soit modifiée en conséquence.
- A cause de ce même effet, couplé à l'augmentation de la taille de maillage, la répartition des contraintes dans les fils et la matrice peut ne pas être la même d'une simulation à une autre.
- Cela impacte l'apparition des fissures matricielles, qui peuvent avoir des localisations très différentes, comme le montre la figure 5.16, et affecte naturellement l'apparition des premières fissures.
- Additionnellement, la création d'une fissure génère une perte de module d'autant plus importante que la taille de maille est grande. Ainsi l'apparition d'une fissure matricielle n'aura pas le même effet en fonction du nombre de macro-fibres, ce qui est parfaitement observable sur le graphique 5.15.

L'utilisation de macro-fibres pose également la question de la représentation de la rupture des fibres. Si les mécanismes de rupture de fibres seules sont très simples à appréhender, la rupture de lots de fibres n'est souvent pas simplement la somme de la rupture de toutes les fibres du lot. Comme soulevé au chapitre 1, il est rarement judicieux de considérer les ruptures de fibres dans une situation de déplacement imposé, où chaque nouvelle rupture de fibre ramènerait à un nouvel équilibre statique. Les lots de fibres présentent le plus souvent des ruptures en cascade, où chaque nouvelle rupture va entraîner des reports de charge jusqu'à un stade critique qui est en théorie associé à l'équation suivante :

$$P_w(\sigma) = 1 - \exp(-1/m) \quad (5.23)$$

Cette situation est néanmoins complexe à vérifier dans les matériaux, où les effets de rupture en cascade peuvent potentiellement être influencés par le positionnement des fibres entre elles ainsi que par la structure tissée. Puisque les calculs éléments finis sont résolus par une approche statique, la rupture en cascade des fibres n'est pas nécessairement bien représentée. Pour toute la suite, et en l'absence d'information permettant de trancher sur le mode de représentation, la contrainte à

rupture va être déterminée de la manière suivante : Si N est le nombre de fibres que représente la macro-fibre, alors N valeurs de contraintes à rupture sont tirées aléatoirement dans la loi de Weibull et classées dans l'ordre croissant ; la contrainte de la fibre numéro $N \times (1 - \exp(-1/m))$ est ensuite prise comme contrainte à rupture de la macro-fibre globale.

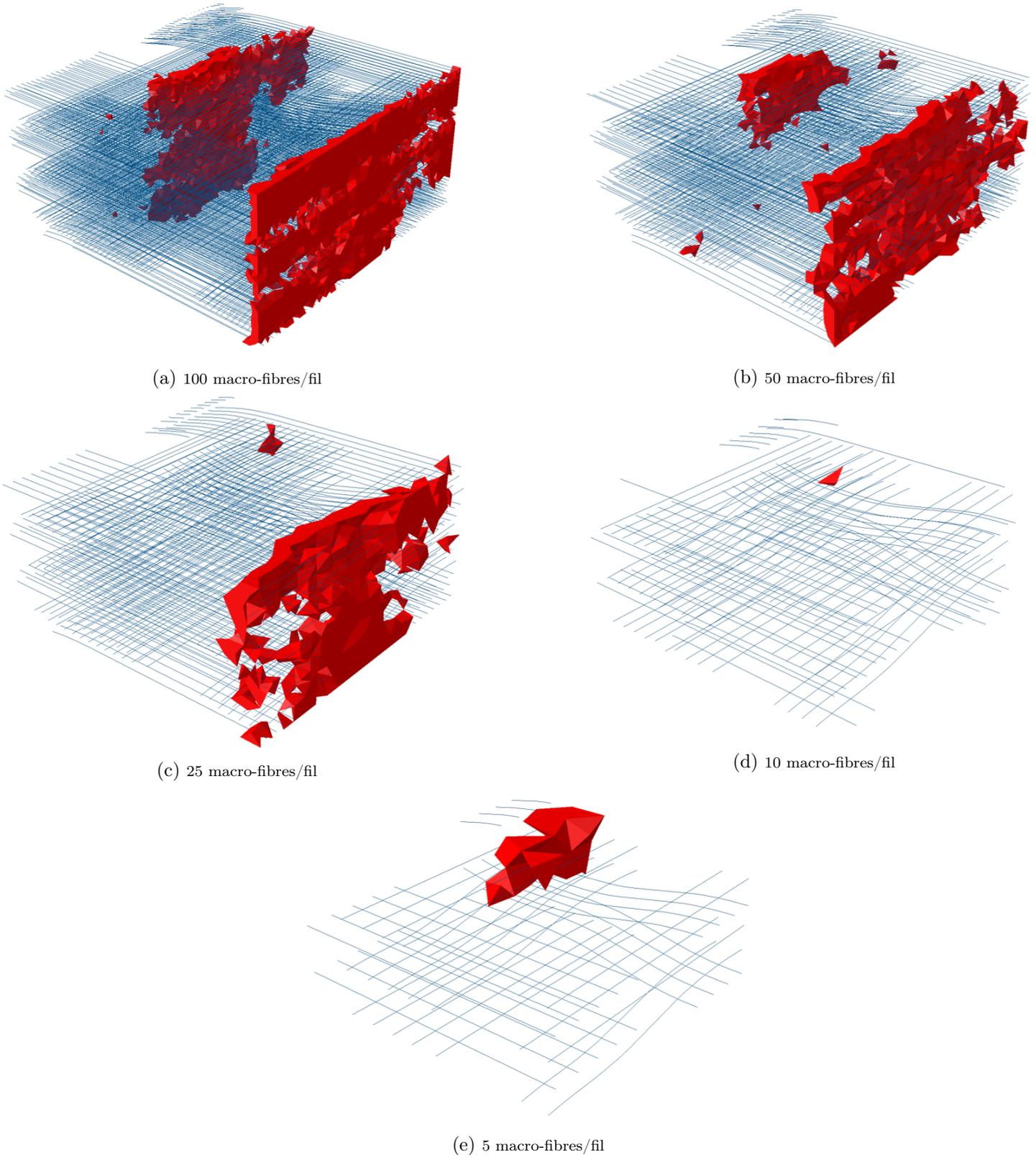


FIGURE 5.16 – Résultats de simulation pour X macro-fibres/fil pour $\varepsilon = 0.08\%$. Seules les macro-fibres et les éléments volumiques endommagés sont présentés sur ces images. Ces dernières correspondent aux courbes de la figure 5.15.

5.3.2 Génération des structures tissées

La réalisation de simulations mésoscopiques nécessite la génération des structures tissées à cette échelle. Une méthode de génération entièrement numérique est employée dans ces travaux, car comme discuté au chapitre précédent, cela permet d'obtenir des préformes relativement réalistes sans trop de difficultés. Plusieurs étapes sont nécessaires à l'obtention de structures qui soient cohérentes avec les tissages des matériaux étudiés. Ces dernières vont être décrites et illustrées dans les sous-sections suivantes.

Description géométrique du tissage

La première étape consiste à générer le motif de tissage des fils. La section des fils est considérée comme parfaitement elliptique, avec a et b respectivement les demi-grands et demi-petits axes de cette ellipse. Les motifs de tissage étudiés ne présentent pas de retour arrière des fils, ce qui simplifie grandement la description de la géométrie de tissage de ces derniers. Le tissage est donc décrit sous la forme d'une matrice pour chaque plan de tissage, sous un format proche de celui proposé dans [Cou08] :

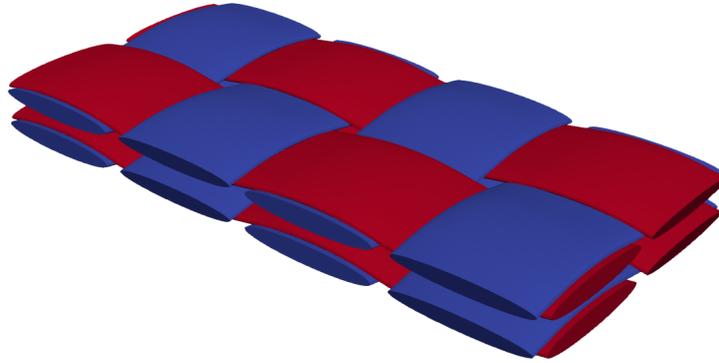


FIGURE 5.17 – Exemple de tissage géométriquement idéal.

où l'élément (i, j) de la matrice donne la couche de l'intersection du i -ème fil de chaîne avec le j -ème fil de trame en partant du haut. Dans l'exemple ci-dessus, le premier plan sens chaîne est décrit par la matrice suivante :

$$\begin{bmatrix} 0 & 1 & 0 & 1 \\ 1 & 2 & 1 & 2 \end{bmatrix} \quad (5.24)$$

La position des fils est ensuite calculée de sorte à minimiser l'espacement des fils tout en garantissant qu'aucune interpénétration ne se produise. Chaque axe du plan de tissage (sens trame ou chaîne) est donc séparé du suivant de la distance $2a + 2b$. La position du fil de chaîne est déterminée entre chaque fil de trame en fonction de l'écart entre les deux positions en suivant la description faite dans la figure 5.18.

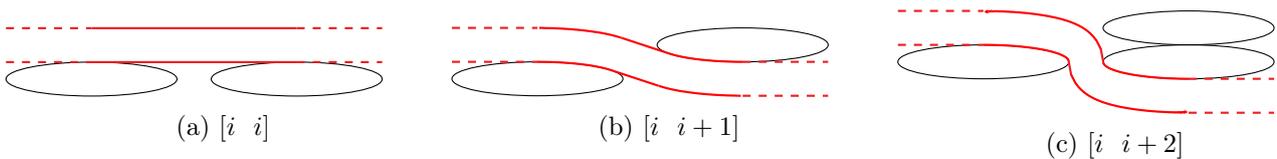


FIGURE 5.18 – Différentes configurations de passage des fils en fonction des valeurs de la matrice.

La position de la fibre neutre de chaque fil dépend de la position des fils perpendiculaires à ce dernier. Le cas (a) est le plus simple à traiter, puisqu'il est totalement droit. Le cas (c) est également relativement simple à traiter, puisque le fil est en contact tout le long des deux autres fils avec lesquels il est tissé. L'équation paramétrique de la fibre neutre du fil est donc la suivante :

$$\begin{cases} x = t + \sqrt{\frac{b^4 t^2}{b^2 t^2 + a^4 (1 - \frac{t^2}{a^2})}} \\ y = \frac{a^2 \times \sqrt{1 - \frac{t^2}{a^2}}}{bt} \sqrt{\frac{b^4 t^2}{b^2 t^2 + a^4 (1 - \frac{t^2}{a^2})}} + b \times \sqrt{1 - \frac{t^2}{a^2}} \end{cases} \quad (5.25)$$

Par souci de simplicité, cette équation paramétrique est donnée relativement à un fil dont le centre serait positionné en $x = 0$, $y = 0$ et pour $0 \leq t \leq 1$. Les équations dans le cas d'une fibre non centrée sur $x = 0$, $y = 0$ ou pour $t \leq 0$ sont évidentes et ne seront pas détaillées ici. La solution à la situation (b) est plus complexe. Dans cette situation, la fibre suit l'équation paramétrique décrite par l'équation 5.25 mais pour $0 \leq t < t_m$, avec t_m la racine de :

$$-\frac{bt_m}{a^2 \times \sqrt{1 - \frac{t_m^2}{a^2}}} (a+b-t_m - \sqrt{\frac{b^4 t_m^2}{b^2 t_m^2 + a^4 (1 - \frac{t_m^2}{a^2})}}) - \frac{a^2 \times \sqrt{1 - \frac{t_m^2}{a^2}}}{bt_m} \sqrt{\frac{b^4 t_m^2}{b^2 t_m^2 + a^4 (1 - \frac{t_m^2}{a^2})}} + b \times \sqrt{1 - \frac{t_m^2}{a^2}} - b = 0 \quad (5.26)$$

La solution explicite de cette équation n'est pas triviale et sera donc déterminée numériquement. Pour $t_m \leq t \leq 1$, la fibre neutre du fil suit simplement :

$$y = -\frac{bt_m}{a^2 \times \sqrt{1 - \frac{t_m^2}{a^2}}} (x - x_t) + y_t \quad (5.27)$$

avec x_t et y_t les valeurs de l'équation paramétrique 5.25 pour $t = t_m$.

Position des fibres

Une fois les positions des fils connues, les fibres doivent être placées dans ces derniers. La méthode employée dans ces travaux utilise un algorithme de Lloyd-Max afin d'obtenir une répartition relativement homogène en partant d'un positionnement aléatoire des fibres. Tous les fils de chaîne et les fils de trame présentant des sections identiques, une seule génération est nécessaire. Une fois l'algorithme convergé, les fibres sont placées dans tous les fils en suivant la position du fil calculée précédemment. Le nombre de fibres pour chaque fil est bien évidemment déterminé en fonction du nombre de macro-fibres souhaitées. La figure 5.19 présente la structure tissée précédente une fois les fils discrétisés avec 50 macro-fibres par fil.

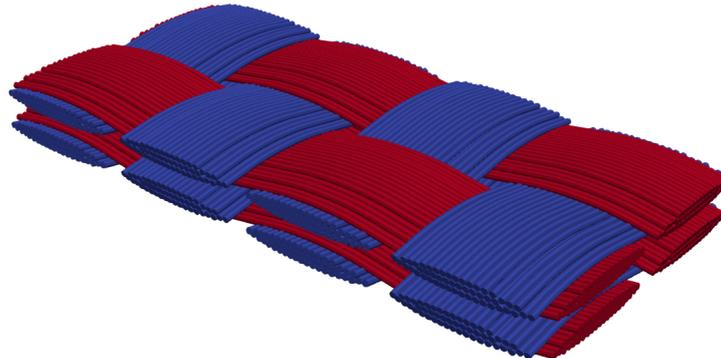


FIGURE 5.19 – Exemple de tissage avec les fils discrétisés en macro-fibres.

Etape de relaxation

Les générations purement numériques telles que celles décrites précédemment présentent l'inconvénient majeur d'être assez éloignées des géométries des fils réels. Les méthodes de relaxation proposent de simuler les efforts générés sur les fibres par le tissage et les contacts des fibres entre elles. L'algorithme proposé dans [Cou13] est donc utilisé dans ces travaux afin d'obtenir des tissages plus réalistes, aussi bien en terme de position moyenne des fils que de géométrie de leur section (figure 5.20).



FIGURE 5.20 – Exemple de tissage discrétisé et relaxé.

Limites de la génération

Cette approche de génération virtuelle présente quelques limites. Comme présenté au chapitre précédent, les approches virtuelles ne permettent généralement pas d'obtenir des géométries qui correspondent bien aux tissages réels, même en réalisant l'étape de relaxation. De plus, la génération mise en place dans le cadre de ces travaux est limitée à la construction de plaques de matériaux tissés. Il n'est pas possible de travailler sur des formes plus complexes, et le travail à mettre en place pour permettre l'obtention de ces dernières serait considérable, surtout si on souhaite conserver les étapes de relaxation. Malgré cela, cette approche est largement suffisante pour cette étude, car elle permet une génération rapide et à moindre coût des géométries des éprouvettes qui ont été traitées expérimentalement.

5.3.3 Génération des maillages éléments finis

Une fois la géométrie obtenue, quelques étapes sont encore nécessaires afin d'obtenir le maillage qui permettra d'effectuer les calculs éléments finis. L'objectif principal est ici de déterminer toutes les intersections entre les macro-fibres et les éléments volumiques dans lesquels elles sont intégrées, afin de définir l'ensemble des éléments de liaison dans le calcul.

Dans un premier temps, le passage d'une définition géométrique des macro-fibres à un ensemble d'éléments à deux nœuds doit être effectué. Il a été décidé dans ce cadre de générer des éléments de longueur régulière, comme cela est fait dans la majorité des approches par fibres intégrées de la littérature [Bit19; Häu20]. La longueur totale de la macro-fibre est subdivisée de sorte à obtenir des éléments de taille voulue. Puisque les macro-fibres n'ont pas une géométrie régulière, le découpage est fait de manière itérative. Les détails de cette étape ne seront pas abordés dans la mesure où la génération de maillages 2D ne présente, en principe, pas de difficultés particulières.

La seconde étape consiste donc à calculer les intersections des éléments structuraux (des macro-fibres) avec les éléments volumiques (de la matrice). Cette étape est en principe un pur problème de géométrie, même si, en pratique, sa mise en place s'accompagne de problèmes numériques.

La méthode employée est ici schématisée en 2D pour simplifier la lecture, mais elle est bien évidemment appliquée en 3D dans les travaux de génération des maillages. La figure 3 présente un exemple d'un élément truss traversant un élément triangle de manière aléatoire. Il s'agit de déterminer si l'élément truss (nœuds 1 et 2) passe bien dans l'élément triangle (nœuds 3, 4 et 5). Les intersections du truss et du triangle sont affichées ici (nœuds virtuels 6 et 7), mais ne sont pas calculées lors de la génération du maillage. Pour chaque superposition trouvée, un élément de liaison est ajouté dans le calcul éléments finis. C'est uniquement au sein des éléments de liaison que la position du ou des nœuds virtuels (ici 6 et 7) sont calculées, afin de déterminer une surface effective d'interface entre la macro-fibre et la matrice.

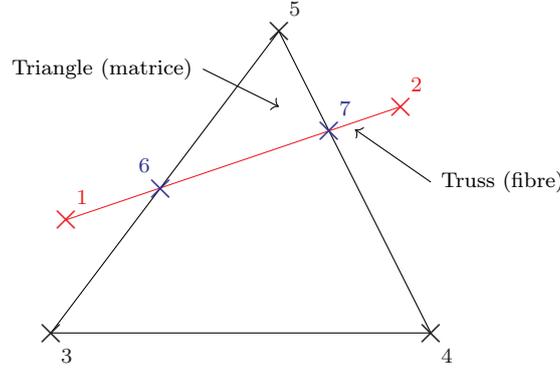


FIGURE 5.21 – Schéma 2D d'un truss intersectant un élément triangle.

En 3D, on note $\vec{p}_i = (x_i, y_i, z_i)$ les coordonnées du nœud i , avec les nœuds 1 et 2 qui définissent le truss, et 3, 4, 5 et 6 le tétraèdre. La méthode de détermination adoptée consiste à chercher de manière incrémentale s'il existe un paramètre t , tel que le point solution de l'équation paramétrique du truss 5.28 soit à l'intérieur du tétraèdre :

$$\vec{p}_t = \vec{p}_1 + (\vec{p}_2 - \vec{p}_1) \times t \quad (5.28)$$

Le point est considéré à l'intérieur du tétraèdre si pour toutes les surfaces de ce dernier, définie par trois des quatres nœuds du tétraèdre notés a , b et c , l'équation suivante est toujours vérifiée :

$$A \times (x_t - x_a) - B \times (y_t - y_a) - C \times (z_t - z_a) \geq 0 \quad (5.29)$$

avec

$$\begin{cases} A = (y_b - y_a) \times (z_c - z_a) - (y_c - y_a) \times (z_b - z_a) \\ B = (x_b - x_a) \times (z_c - z_a) - (x_c - x_a) \times (z_b - z_a) \\ C = (x_b - x_a) \times (y_c - y_a) - (x_c - x_a) \times (y_b - y_a) \end{cases} \quad (5.30)$$

L'étape de génération du maillage nécessite également la détermination de l'orientation des éléments de matrice traversés par des truss. Leur orientation permet de connaître la direction d'isotropie transverse de ces derniers. Elle est simplement déterminée par l'axe du truss, qui avec les notations précédentes est simplement le vecteur :

$$\vec{n} = \frac{\vec{p}_2 - \vec{p}_1}{\|\vec{p}_2 - \vec{p}_1\|} \quad (5.31)$$

Il est assez clair que l'étape de génération du maillage ne présente pas de difficulté majeure. Ainsi, cette étape ne semble absolument pas limitante pour travailler sur des structures plus complexes une fois leur géométrie obtenue (c'est-à-dire les coordonnées des macro-fibres de la structure tissée en question).

5.3.4 Validation à l'échelle mésoscopique

Une validation du modèle complet sur un matériau unidirectionnel (UD) en traction longitudinale a été menée. L'objectif est de voir si ce dernier permet de représenter correctement la courbe contrainte/déformation classique, ainsi que les phases d'endommagement attendues. Ce choix est fait car le comportement endommageable des composites UD inverses est particulièrement bien connu dans la littérature, de par sa simplicité théorique :

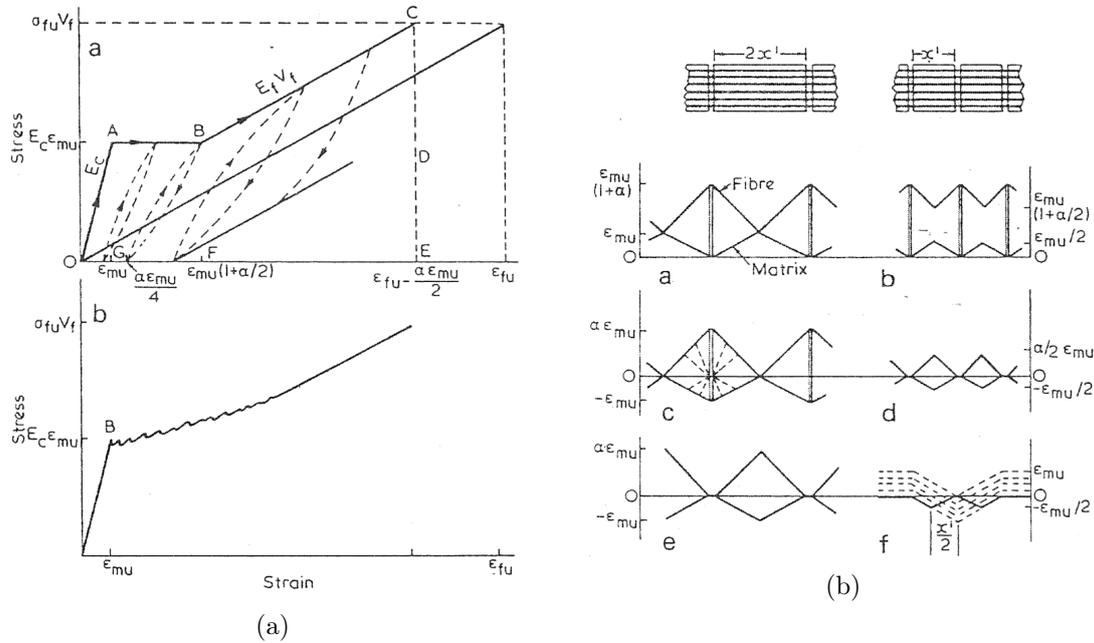


FIGURE 5.22 – (a) Courbes contrainte/déformation typiques d'un CMC UD en traction. En haut pour une matrice avec des contraintes à rupture parfaitement homogènes, en bas avec une hétérogénéité. (b) Schéma des contraintes dans les phases et des multi-fissurations possibles. Par [Ave71].

La simulation est réalisée sur un matériau avec des propriétés qui ne représentent pas nécessairement un matériau réel. En particulier, les propriétés interfaciales sont choisies de sorte à obtenir des longueurs de décohésion facilement observables pour l'exemple. La figure 5.23 présente la courbe contrainte/déformation obtenue ainsi que l'état d'endommagement de la matrice et de l'interface fibre/matrice pour différents niveaux de chargement.

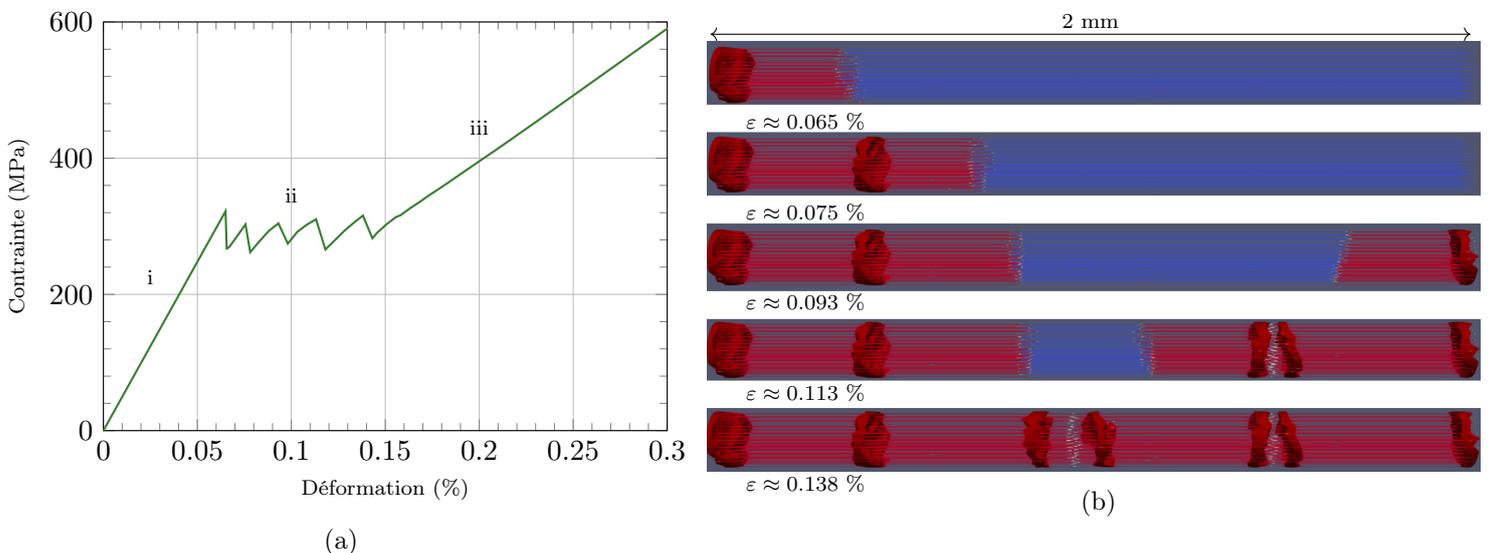


FIGURE 5.23 – (a) Courbe contrainte/déformation issue d'une simulation sur UD. (b) Endommagement de la matrice et décohésion des interphases pour différents niveaux de déformation.

Le résultat est satisfaisant, car similaire aux modèles classiquement utilisés pour représenter les UD (par exemple [Ave71]). Il permet de retrouver le comportement attendu, constitué de trois phases principales (notées sur le graphique) : (i) phase élastique, (ii) phase de fissuration de la matrice et (iii) reprise de la charge par les fibres. La phase de fissuration de la matrice ne forme pas un plateau car chaque nouvelle fissure entraîne une perte de module relativement importante à cause des dimensions du modèle. Il faudrait augmenter la longueur sollicitée pour masquer ces phénomènes. Un pas de fissuration régulier d'environ $500 \mu\text{m}$ est également visible sur la figure 5.23b. Cette multi-fissuration correspond bien au scénario de fissuration proposé dans la figure 5.22b, pour la situation dans laquelle les fissures apparaissent à la distance x' , c'est-à-dire en bout de décohésion.

5.4 Conclusion

L'approche par fibres intégrées propose un changement de paradigme total par rapport aux approches multi-échelles classiquement employées pour simuler les effets de la microstructure et des phases sur le comportement des CMC. La simplification de la description des systèmes interfaciaux et des fibres permet de réduire de manière drastique le nombre de degrés de liberté des modèles, tout en conservant une bonne description des phénomènes aux échelles supérieures. Les quelques écarts existants entre le modèle à fibres intégrées et les modèles avec zones cohésives s'avèrent acceptables, surtout dans la mesure où le changement d'échelle aurait de toute manière engendré des problématiques similaires dans les modèles multi-échelles. Malgré une réduction importante du nombre de degrés de liberté, une réduction du nombre de fibres est également proposée afin de représenter plus facilement des échelles suffisamment grandes. L'introduction de macro-fibres s'accompagne naturellement d'une vérification de la convergence des calculs, pour s'assurer de conserver une bonne description à la fois des courbes, mais également de la phénoménologie d'endommagement dans les matériaux.

Le modèle s'avère capable de reproduire un comportement endommageable classique de CMC unidirectionnel sous chargement longitudinal aux fibres, ce qui est encourageant quant à son utilisation sur des situations plus complexes. Le prochain chapitre s'intéresse donc à l'application de ce modèle à la famille de matériaux d'étude et permet de mettre en évidence l'importance des propriétés des différentes phases. Bien évidemment, les limites actuelles du modèle sont également abordées.

Chapitre 6

Application de l'approche par fibres intégrées pour la simulation des matériaux d'étude

Sommaire

6.1	Simulations de l'endommagement et de la rupture de modèles mésoscopiques	140
6.1.1	Introduction	140
6.1.2	Validation de l'approche sur un stratifié $0^\circ/90^\circ$	141
6.1.3	Simulation de matériaux d'étude jusqu'aux premiers endommagements . . .	145
6.1.4	Simulation des matériaux d'étude jusqu'à rupture	149
6.1.5	Synthèse	160
6.2	Etude paramétrique préliminaire	160
6.2.1	Rôle global des phases	160
6.2.2	Effet des fibres	162
6.2.3	Bilan sur l'étude paramétrique	163
6.3	Possibilités d'utilisation du modèle à fibres intégrées pour l'étude des SiC/SiC MI .	164
6.3.1	Considérations générales	164
6.3.2	Exemples d'applications	165
6.4	Limites de l'approche	169
6.4.1	Limites pratiques de mise en œuvre	169
6.4.2	Limites du modèle	170
6.5	Conclusions	171

Ce chapitre propose d'appliquer l'approche de modélisation par fibres intégrées développée au chapitre précédent aux matériaux d'étude. Une première section de ce chapitre est donc dédiée à la comparaison entre les résultats de simulation de structures mésoscopiques et les résultats expérimentaux obtenus dans les chapitres précédents. Le modèle est ensuite utilisé pour mener une étude paramétrique préliminaire, permettant de mettre en avant les effets des phases microscopiques sur le comportement matériau de manière quantitative. Une ouverture de la méthode à des questions d'utilisations plus générales de ces matériaux est également proposée. Enfin, les limites de l'approche, aussi bien vis-à-vis des difficultés de mise en place, que par rapport aux choix de modélisation, sont discutées dans une dernière partie.

6.1 Simulations de l'endommagement et de la rupture de modèles mésoscopiques

Cette section s'intéresse à l'application des modèles à fibres intégrées à des structures mésoscopiques de matériaux SiC/SiC MI. L'objectif est de voir dans quelle mesure cette nouvelle approche permet de représenter avec exactitude le comportement mécanique et la phénoménologie des endommagements, mais également de discuter de ses apports potentiels sur les méthodes multi-échelles qui étaient jusqu'alors employées pour étudier ces matériaux. Ce chapitre s'appuiera en particulier sur les résultats expérimentaux des chapitres 2 et 3, afin notamment d'effectuer des comparaisons essai/calcul.

6.1.1 Introduction

Plusieurs modèles vont être utilisés par la suite en fonction des objectifs à atteindre. Trois modèles vont néanmoins être utilisés de manière récurrente dans le chapitre. Chaque modèle présente un niveau de complexité croissant, avec une fidélité aux éprouvettes testées expérimentalement plus grande (en terme de dimensions, mais aussi par rapport au tissage utilisé), mais également un nombre de degrés de liberté plus important, rendant les calculs plus coûteux. Ces différents modèles sont présentés en figure 6.1. Ils sont classés du plus simple au plus complexe, et notés I, II et III pour tout le reste du chapitre. Un nombre de 50 macro-fibres par fil est utilisé pour ces trois modèles, conformément à l'étude de convergence réalisée au chapitre 5. La taille de maille est bien évidemment fixée par ce nombre de macro-fibres par fil – ou du moins par le taux volumique que chaque "truss" représente, comme expliqué au chapitre précédent –, et possède une longueur caractéristique de $80 \mu\text{m}$.

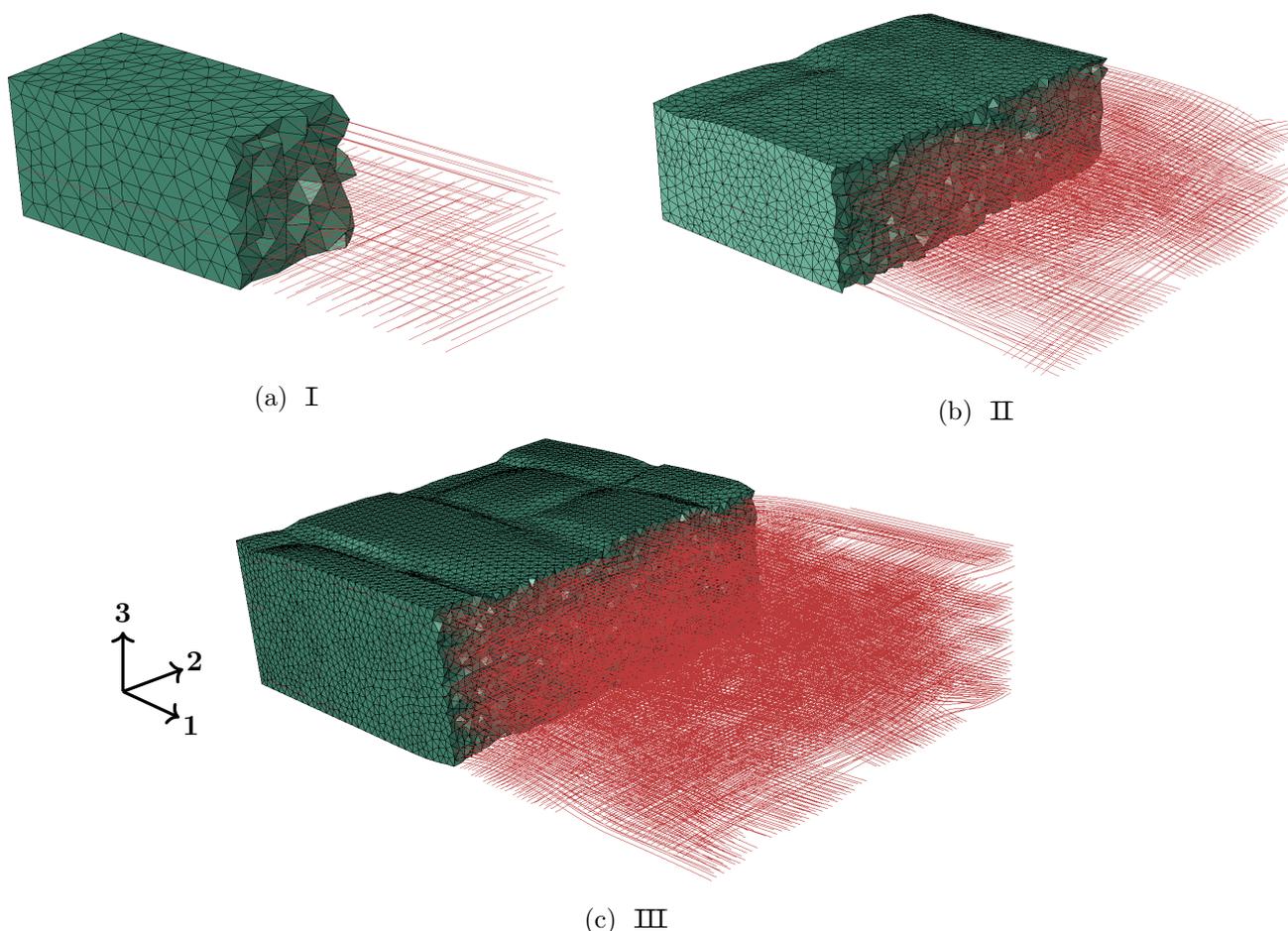


FIGURE 6.1 – Modèles éléments finis employés dans le reste du chapitre.

Le tableau 6.1 synthétise les propriétés des trois modèles présentés ci-dessus :

Référence	Structure	Dimensions	Nombre de DDL
		(épaisseur, largeur, longueur)	
I	stratifié $0^\circ/90^\circ$ 2 plis	$0.5 \times 0.5 \times 2 \text{ mm}^3$	26000
II	tissage Safran $0.3 \times$ épaisseur	$0.9 \times 3 \times 3.5 \text{ mm}^3$	165000
III	tissage Safran $0.5 \times$ épaisseur	$1.5 \times 4 \times 6 \text{ mm}^3$	624000
Eprouvette <i>in situ</i> [Maz18]	tissage Safran $1 \times$ épaisseur	$3 \times 4 \times 10 \text{ mm}^3$ (zone utile)	–
Eprouvette (ces travaux)	tissage Safran $1 \times$ épaisseur	$3 \times 10 \times 50 \text{ mm}^3$ (zone utile)	–

TABLE 6.1 – Description des trois principaux modèles utilisés dans le chapitre. Comparaison avec les éprouvettes *in situ* de [Maz18] et avec les éprouvettes utilisées dans ces travaux.

Les valeurs de $N \times$ épaisseur dans le tableau 6.1 font référence au nombre de couches de tissage comparé au nombre de couches des éprouvettes réelles. Les caractéristiques des éprouvettes réelles permettent de mettre en lumière l'écart qui existe encore entre leurs dimensions et celles des modèles (même pour les plus gros). Même si l'approche permet de réduire de manière importante le nombre de DDL des modèles, la représentation des phases et des phénomènes microscopiques à l'échelle supérieure reste un exercice coûteux, qui se justifie par la volonté de mieux comprendre leurs effets à cette échelle. La simulation directe des éprouvettes de $3 \times 10 \times 50 \text{ mm}^3$ reste inenvisageable sur des stations de calcul individuelles sans avoir recours à des méthodes de décomposition de domaine.

Les propriétés mécaniques initiales des différentes phases sont sélectionnées soit directement par rapport aux résultats expérimentaux obtenus dans ces travaux – en particulier via les caractérisations des phases individuelles –, soit par rapport à des travaux internes de Safran. Comme indiqué dans les chapitres expérimentaux, l'exploitation des résultats expérimentaux et l'identification des propriétés des phases restent complexes et accompagnées d'incertitudes importantes. Pour cette raison, il est assez clair que ces modèles à fibres intégrées, comme tout modèle ne s'appuyant que sur les propriétés des constituants élémentaires, reste tributaire de l'incertitude de l'identification des propriétés microscopiques. En particulier, certaines incertitudes expérimentales pourraient être critiques dans la capacité de mise en place des modèles et dans la confiance à accorder à leur caractère prédictif. Ce point sera abordé plus largement dans le reste de ce chapitre.

6.1.2 Validation de l'approche sur un stratifié $0^\circ/90^\circ$

Une première simulation est réalisée sur le modèle I. L'objectif est dans un premier temps de voir si l'approche par fibres intégrées permet bien d'obtenir l'ensemble des phénomènes mécaniques attendus dans ces matériaux, indépendamment des aspects textiles. Des précontraintes sont introduites dans le modèle par une première étape de simulation d'un refroidissement homogène sur l'ensemble de la pièce, entre une température d'élaboration fictive et la température ambiante. Cette étape permet de rendre compte des précontraintes existant dans la matrice, mais également à l'interface fibre/matrice engendrant des frottements. Des propriétés de fibres plutôt faibles sont utilisées, afin de limiter le temps de simulation permettant d'obtenir la rupture finale. La figure 6.2 présente la courbe contrainte/déformation d'une simulation de traction cyclée à 0° (suivant l'axe 1), jusqu'à rupture physique de l'éprouvette (fibres rompues). Les simulations permettent d'observer l'état d'endommagement de la matrice, des fibres et du système interfacial au cours de la simulation, grâce à l'approche par fibres intégrées. La figure 6.3 présente l'endommagement de la matrice pour différents niveaux de déformation.

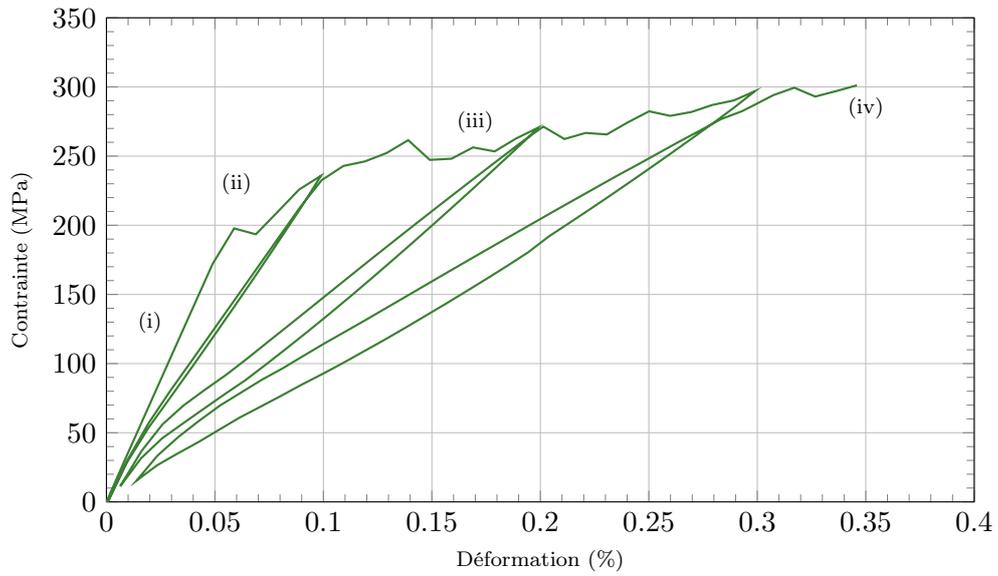
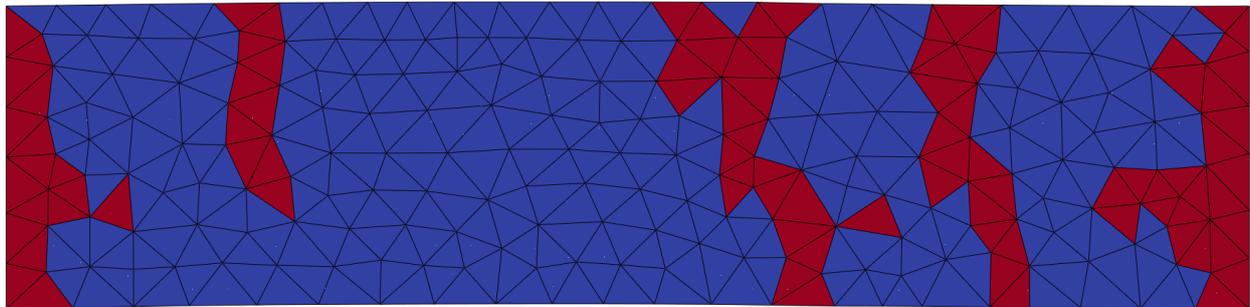
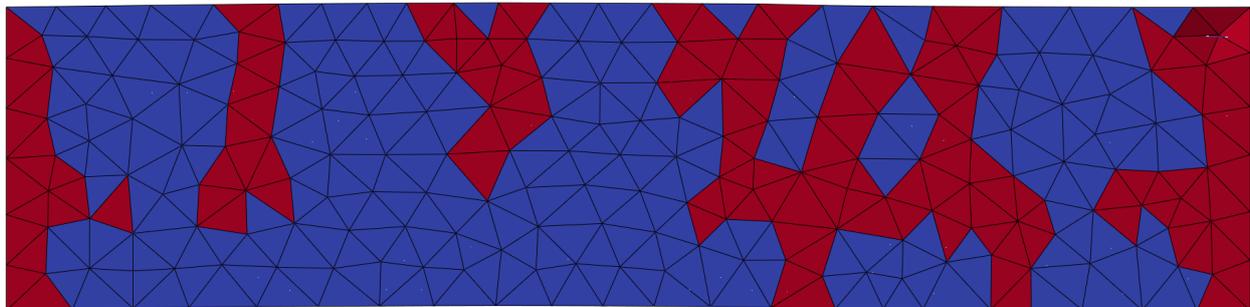


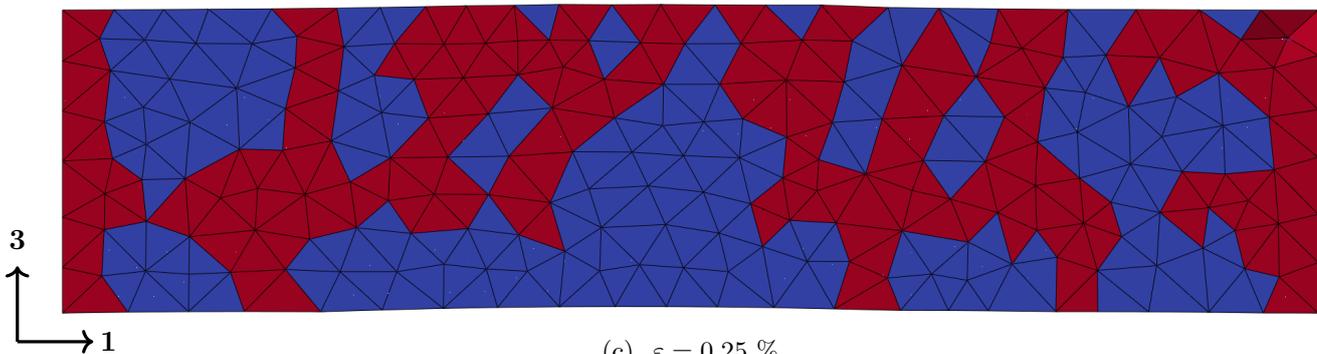
FIGURE 6.2 – Courbe contrainte/déformation de la simulation sur le modèle I.



(a) $\varepsilon = 0.15 \%$



(b) $\varepsilon = 0.20 \%$



(c) $\varepsilon = 0.25 \%$

FIGURE 6.3 – Endommagement matriciel au cours de la simulation sur le modèle I (rouge : matrice endommagée, bleu : matrice saine).

La courbe contrainte/déformation obtenue présente un ensemble de caractéristiques typiques des matériaux d'étude. On retrouve en particulier les phases principales du comportement mécanique, avec (voir les annotations sur la figure 6.2) : (i) une phase élastique, (ii) l'apparition des premiers endommagements, (iii) une augmentation progressive de la contrainte lors de la phase d'endommagement et enfin (iv) la rupture finale de l'éprouvette. Les états d'endommagement sur la figure 6.3 sont cohérents avec le comportement observé, avec la multi-fissuration progressive de la matrice, et la rupture des fibres entraînant la rupture finale de l'éprouvette. La figure 6.4 permet également d'observer les décohésions transverses et longitudinales vers les premiers endommagements.

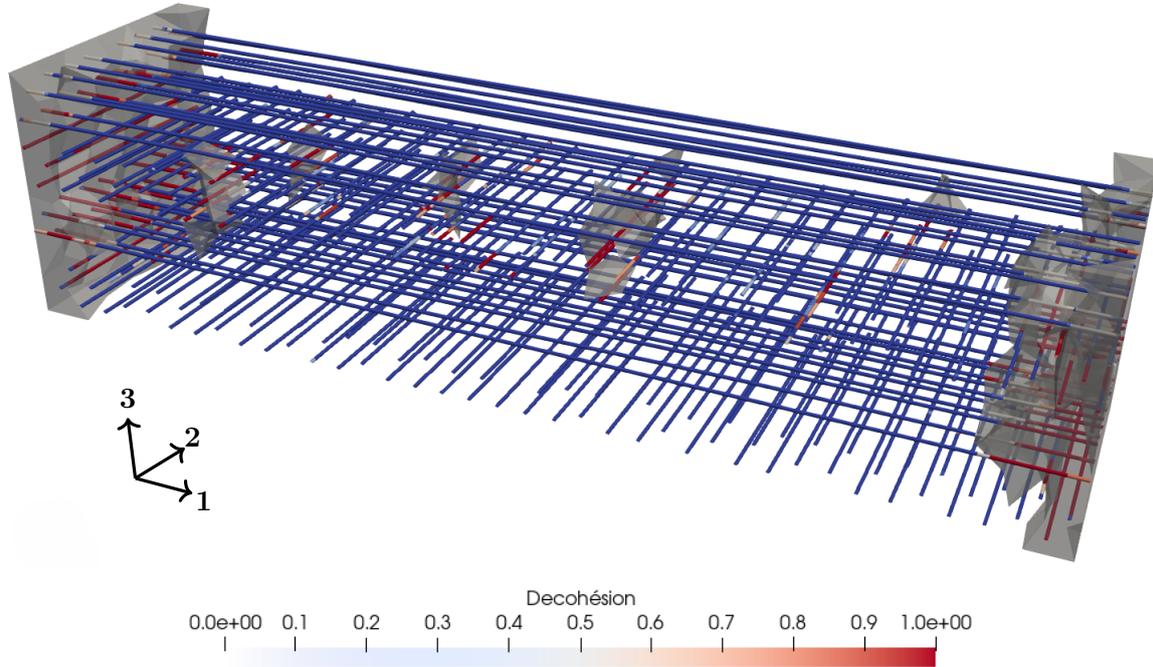


FIGURE 6.4 – Décohésions transverses et longitudinales dans le modèle I pour $\varepsilon = 0.10\%$. Les éléments de matrice endommagés sont présentés en transparence. La variable indique l'état d'endommagement du système interfacial (0 sain, 1 complètement endommagé).

La courbe d'énergie acoustique virtuelle (ou pseudo-EA) en figure 6.5 est tracée en comptabilisant l'énergie dissipée dans la matrice (car pour rappel, l'énergie acoustique réelle rend compte pratiquement exclusivement de l'endommagement matriciel). Ce travail a déjà été effectué dans les travaux de [Maz18]. Pour l'obtenir, la variable d'endommagement D_i de chaque élément matriciel doit être multipliée par le taux de restitution d'énergie G_i et le volume V_i de ce dernier, afin d'obtenir l'énergie dissipée par la fissure (equation 6.1). En pratique, la détermination du volume de chaque élément est assez lourde à mettre en place, et l'utilisation du volume moyen des éléments est suffisante, en particulier car ces derniers ont des volumes similaires.

$$EA_{virtuelle} = \sum_i D_i G_i V_i \quad (6.1)$$

Une courbe d'EA typique en forme de sigmoïde est obtenue, signe des trois phases classiques d'endommagement de la matrice (notées sur la figure 6.5) : (i) premiers endommagements, (ii) multi-fissuration et (iii) saturation de la fissuration matricielle. La rupture de l'éprouvette intervenant tôt, la troisième phase d'endommagement n'est que très peu représentée ici. Les cycles de décharge/recharge laissent également apparaître une légère émission en début et fin de cycle, signe de l'endommagement pouvant se produire à des niveaux de contrainte proches du maximum atteint. Ce phénomène est particulièrement visible sur le dernier cycle de la courbe contrainte/déformation.

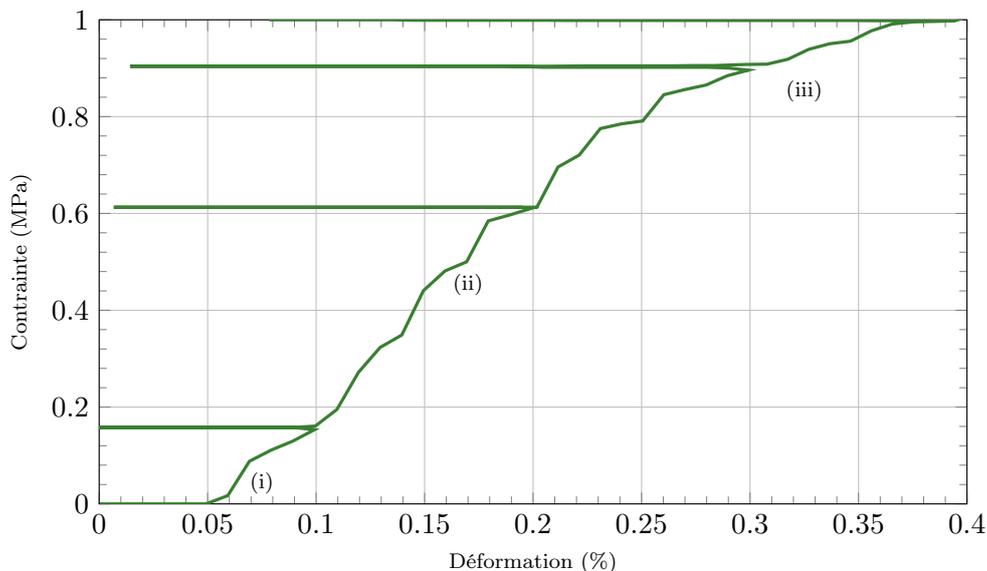


FIGURE 6.5 – Courbe d'énergie acoustique virtuelle issue de la simulation sur le modèle I.

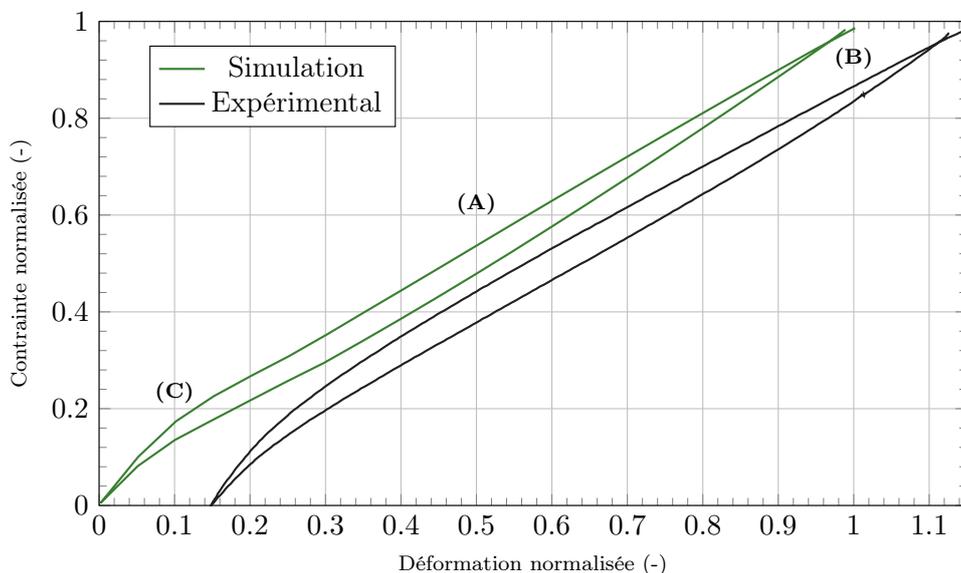


FIGURE 6.6 – Cycle de décharge/recharge normalisé de la simulation sur le modèle I, comparé à un cycle de décharge/recharge normalisé du matériau A. Ce dernier est volontairement décalé en déformation afin de faciliter la visualisation.

Un cycle de décharge/recharge normalisé est présenté sur la figure 6.6 et est comparé à un cycle d'un essai du chapitre 2. Le cycle de simulation permet de rendre compte de l'ensemble des phénomènes observés durant les essais réels, à savoir :

- **(A)** L'apparition de boucles d'hystérésis, signe des phénomènes de frottement se produisant à l'interface entre les fibres et la matrice. Leur ouverture est intrinsèquement liée à la force de frottement et à la quantité d'interfaces décohérées, engendrant des boucles progressivement plus larges quand la déformation maximale augmente.
- **(B)** L'endommagement en début de décharge et en fin de recharge. Cet effet, observable par les énergies acoustiques, est également mis en lumière ici car, à iso-déformation, la recharge présente une contrainte inférieure à la valeur avant décharge. Si l'effet est en général toujours observé dans la littérature, il n'est jamais représenté dans les modèles, par manque de quantification ou de compréhension des phénomènes à son origine. Son apparition est ici spontanée et émerge du comportement physique de l'échelle microscopique, dans la mesure où rien n'est introduit dans le modèle pour créer spécifiquement cet endommagement.

- (C) Le changement de pente en pied de courbe, qui reflète l'existence de précontraintes dans la matrice. Cette dernière, initialement en compression, voit ses fissures se refermer progressivement alors même que le matériau n'est pas entièrement déchargé. Cet effet ne peut être reproduit dans les modèles que par la prise en compte de ces contraintes résiduelles.
- Enfin, la présence d'une déformation résiduelle lorsque le matériau est déchargé. Cette déformation n'est bien évidemment pas visible sur les courbes normalisées, mais l'est sur la figure 6.2 ou au chapitre 2. Encore une fois, ce phénomène n'est pas introduit de manière spécifique dans les modèles et résulte naturellement de la physique des phénomènes microscopiques. De toute évidence, ce résultat semble indiquer que leur origine est probablement liée aux effets de frottements et non à la présence de "débris" ou de rugosité empêchant la refermeture complète des fissures, comme cela est parfois évoqué dans la littérature.

6.1.3 Simulation de matériaux d'étude jusqu'aux premiers endommagements

La section précédente a permis de récapituler l'ensemble des phénomènes mécaniques qui peuvent être simulés via l'approche par fibres intégrées. Le comportement mécanique des SiC/SiC MI peut donc être modélisé aussi bien d'un point de vue phénoménologique (zone de fissuration, de décohésion, etc.), que par la bonne représentation des phases d'endommagement sur les courbes contrainte/déformation. Il est maintenant question d'utiliser ces modèles pour simuler le comportement en traction sens chaîne des matériaux d'étude, et voir dans quelle mesure il est possible de prédire leur comportement uniquement par la connaissance des propriétés de leurs phases microscopiques. Les propriétés utilisées par la suite sont données en Annexe 3. Pour rappel, les courbes contrainte/déformation des quatre matériaux étudiés sont affichées en figure 6.7 :

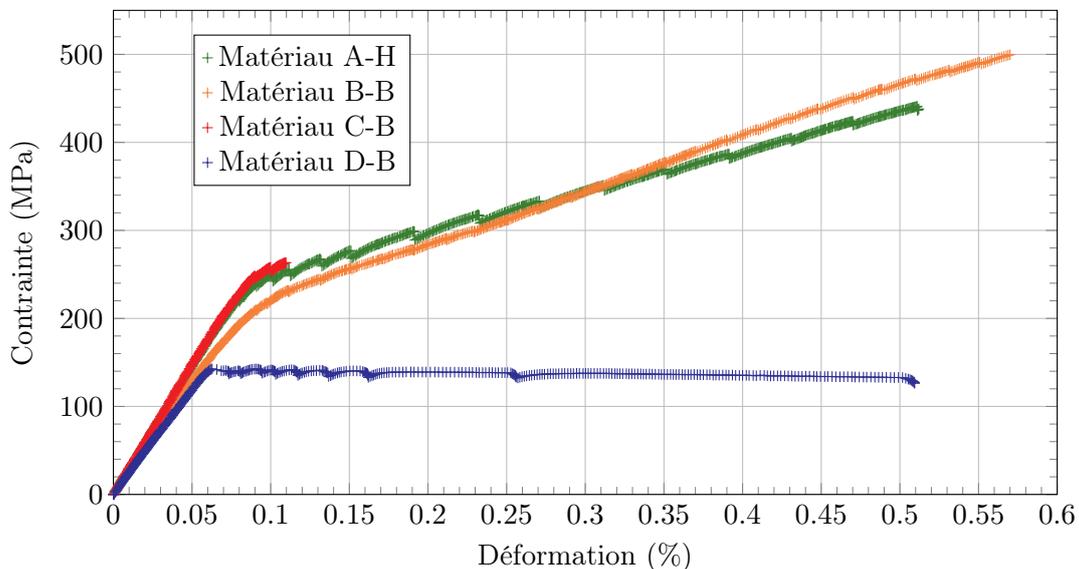


FIGURE 6.7 – Enveloppe des courbes contrainte/déformation : pour les quatre matériaux étudiés, une seule éprouvette est présentée ici par souci de lisibilité.

Dans cette partie, les simulations sont effectuées sur le modèle II afin de travailler sur une structure tissée proche de celle utilisée dans les matériaux réels. Comme indiqué précédemment, les propriétés des phases sont tirées des travaux expérimentaux lorsque cela est possible, sinon de la littérature. Cette section s'intéresse dans un premier temps au comportement matériau dans la partie élastique et à la phase de premiers endommagements. Bien que plus coûteuses en temps de calcul, les simulations multi-échelles ont déjà prouvé à maintes reprises leur capacité à simuler ces premières phases du comportement matériau ; il est donc légitime d'attendre du modèle à fibres intégrées qu'il soit également capable de les représenter. Les résultats des différentes simulations sont présentés en figure 6.8 pour chaque matériau.

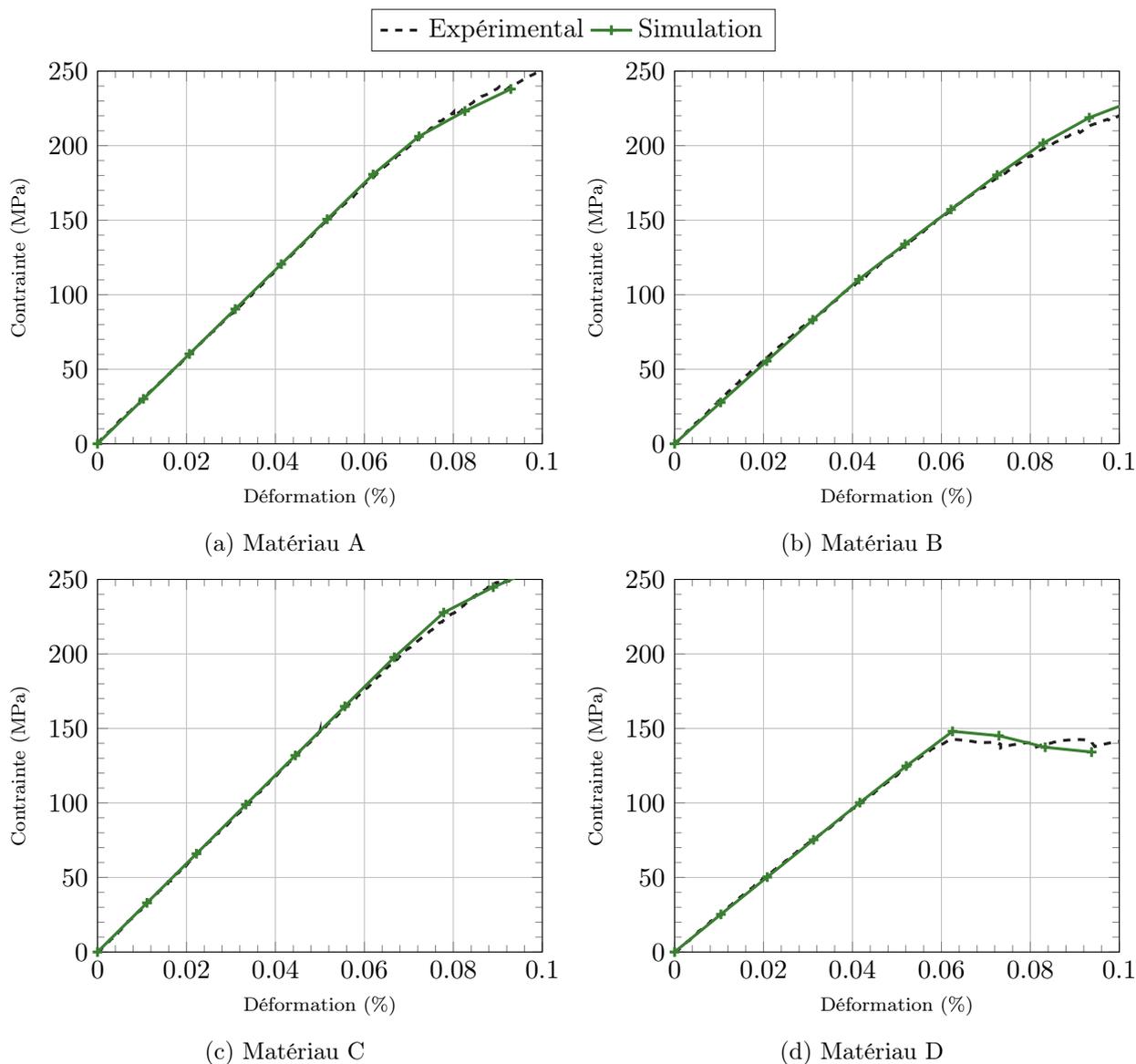
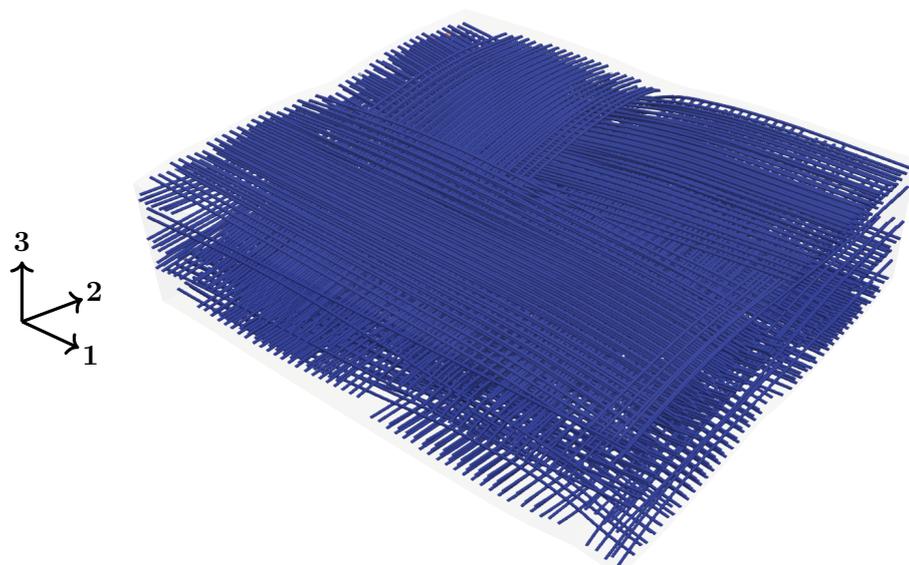


FIGURE 6.8 – Courbes contrainte/déformation jusqu’aux premiers endommagements pour les quatre matériaux étudiés.

Les simulations permettent d’obtenir un comportement cohérent avec les résultats expérimentaux pour l’ensemble des matériaux. Malgré une même structure tissée et des matrices similaires, les différents modèles permettent bien de rendre compte de modules différents, provenant principalement de la différence de propriétés interfaciales. Des ajustements mineurs des contraintes à rupture de la matrice ont été apportés afin de recalibrer l’apparition des premiers endommagements pour les différents matériaux. Ces ajustements sont justifiés par la dispersion naturelle des propriétés à rupture des céramiques (discuté au chapitre 1) et par le manque de caractérisation *in situ* de ces propriétés.

Les pertes de module précoces des matériaux B et D, dues aux décohésions fibre/matrice transverses et observées expérimentalement, sont également bien reproduites par les modèles. La figure 6.9 présente l’état d’endommagement des systèmes interfaciaux pour différents niveaux de chargement pour la simulation du matériau B.



(a) Systèmes interfaciaux du modèle.

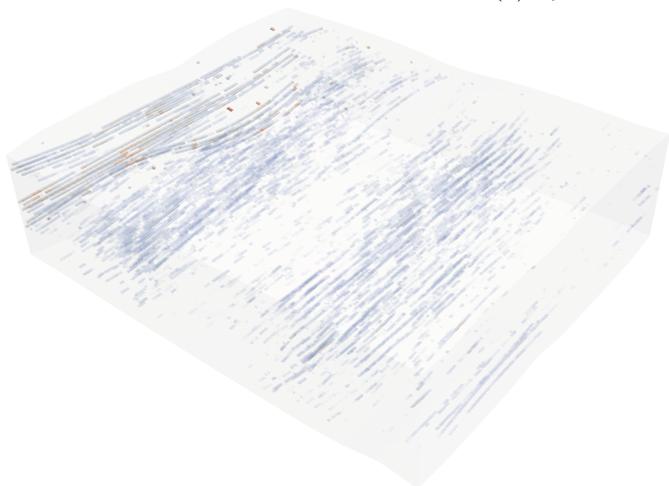
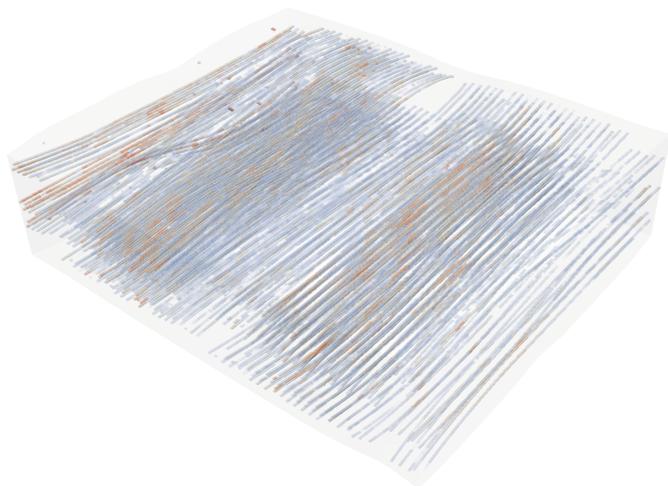
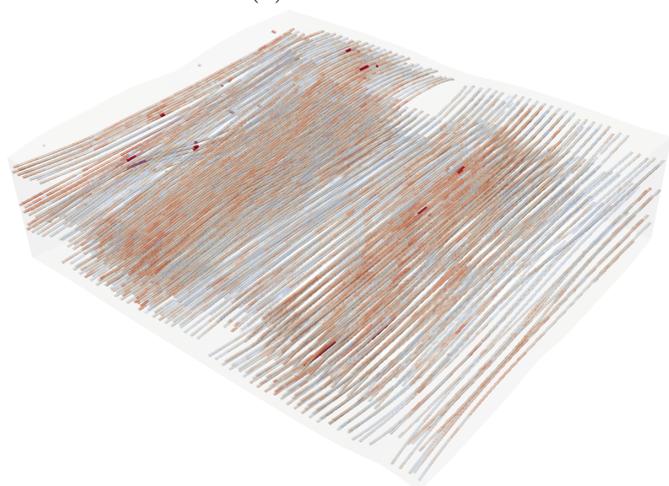
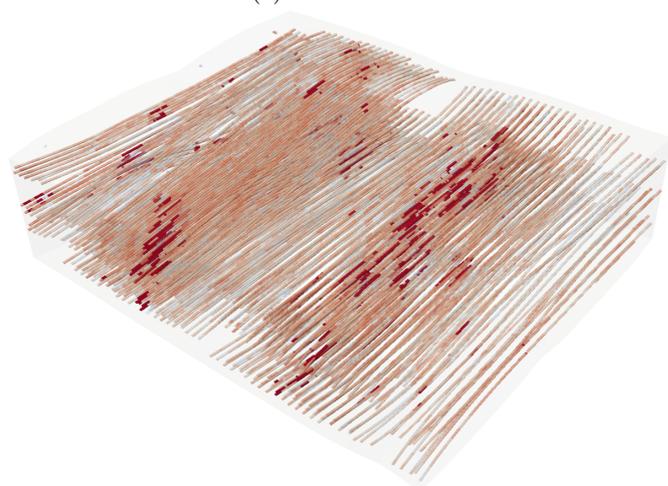
(b) $\varepsilon = 0.045 \%$ (c) $\varepsilon = 0.055 \%$ (d) $\varepsilon = 0.065 \%$ (e) $\varepsilon = 0.075 \%$ 

FIGURE 6.9 – Evolution de la décohésion des systèmes interfaciaux avant les premiers endommagements dans une simulation du matériau B. Seules les interfaces endommagées sont affichées dans les figures (b), (c), (d) et (e) par souci de lisibilité.

La figure 6.10 permet d'observer l'apparition des premiers endommagements matriciels dans les différentes simulations. Les résultats sont cohérents avec les observations expérimentales, avec des amorçages se produisant préférentiellement en surface d'éprouvette. Il apparaît également que la localisation des premières fissures matricielles mésoscopiques est principalement guidée par la structure tissée. Malgré la présence de propriétés interfaciales très différentes, les zones d'apparition sont identiques entre les matériaux. Ce constat a déjà été fait dans les travaux de [Maz18], qui a démontré que même en mettant des propriétés transverses hétérogènes dans l'intra-fil, la zone d'apparition des premiers endommagements n'était pas modifiée. Un endommagement plus prononcé est visible sur la simulation avec les propriétés du matériau D. Cela s'explique par un chargement matriciel plus important, dû aux faibles propriétés de l'intra-fil transverse.

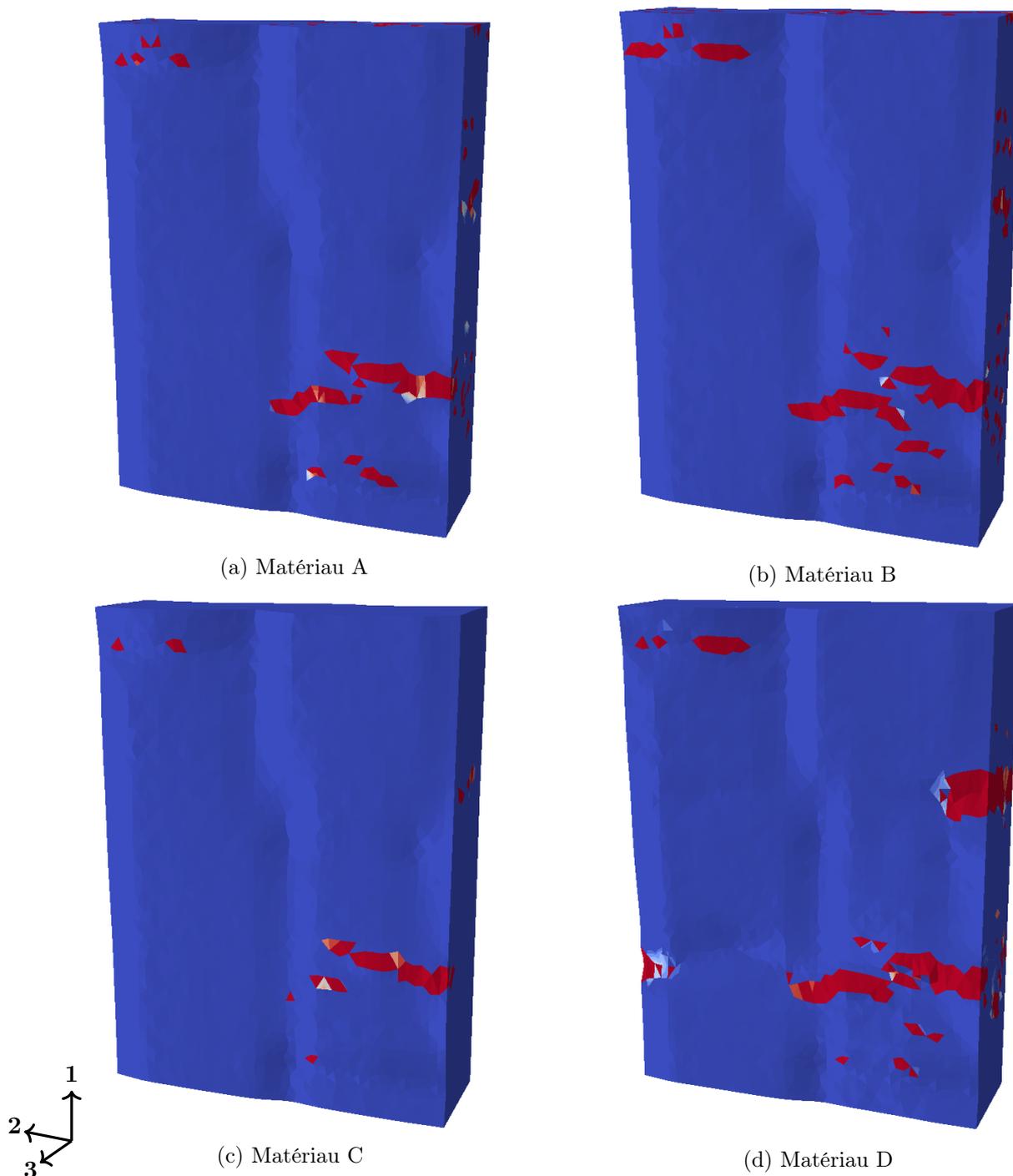


FIGURE 6.10 – Zones d'apparition des premiers endommagements matriciels pour les simulations des différents matériaux.

Les courbes de la figure 6.8 mettent en évidence le caractère relativement prédictif de ces simulations (dans ces exemples au moins jusqu'aux premiers endommagements), avec une bonne représentation du comportement mécanique et de la phénoménologie de l'endommagement, basées uniquement sur les propriétés intrinsèques des phases et de l'architecture tissée. Dans cet exemple, les simulations réalisées sur le modèle II présentent environ 165000 D.D.L., soit environ le même nombre de D.D.L. qu'un unique calcul sur une cellule microscopique de $50 \mu\text{m}$ de côté. Cette approche propose donc des modèles avec des capacités similaires aux modèles multi-échelles classiquement employés, tout en proposant des temps de calcul largement inférieurs, puisqu'ils ne nécessitent pas la réalisation de centaines de simulations à l'échelle inférieure (en direct comme pour les méthodes FE², ou en *offline*).

6.1.4 Simulation des matériaux d'étude jusqu'à rupture

Une simulation jusqu'à rupture a ensuite été réalisée sur le modèle III avec les propriétés des phases identifiées sur le matériau A. Pour rappel, bien que ce modèle possède des dimensions relativement importantes ($1.5 \times 4 \times 6 \text{ mm}^3$), elles restent très éloignées des dimensions des éprouvettes ($3 \times 10 \times 50 \text{ mm}^3$ de zone utile) ou même d'un VER de tissage ($3 \times 10 \times 10 \text{ mm}^3$). Le résultat est présenté en figure 6.11 :

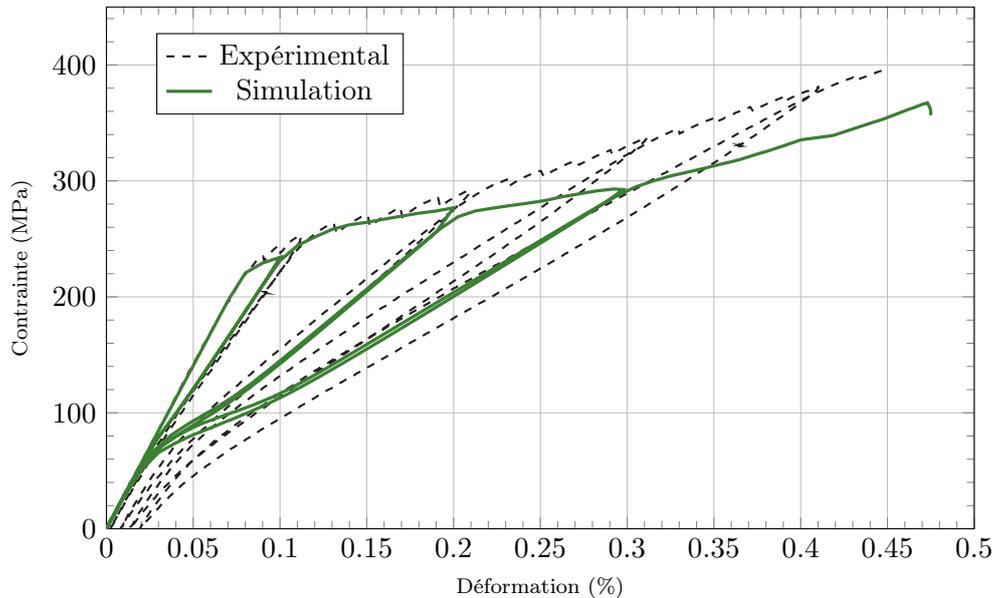


FIGURE 6.11 – Courbe contrainte/déformation de la simulation du matériau A sur le modèle III et expérimentale.

La simulation présente une fois de plus un comportement typique, avec une partie élastique, une phase de multi-fissuration et des cycles présentant des boucles d'hystérésis. Le résultat de simulation en contrainte/déformation est relativement proche des courbes expérimentales jusqu'à une déformation d'environ $\varepsilon = 0.2 \%$, mais présente ensuite plusieurs écarts notables :

- Si l'enveloppe de la courbe correspond bien au comportement expérimental jusqu'à $\varepsilon = 0.2 \%$, il est très clair qu'au delà le module du modèle décroît bien plus vite que dans la réalité.
- Les boucles d'hystérésis lors des décharges/recharges sont peu ouvertes dans le modèle. Si celle réalisée vers $\varepsilon = 0.1 \%$ est très proche de l'expérimental, celles à $\varepsilon = 0.2 \%$ et 0.3% ne correspondent pas.
- La simulation ne présente pratiquement aucune déformation résiduelle lors des cycles, contrairement aux observations expérimentales.

Les différentes exploitations proposées dans la partie expérimentale vont maintenant être appliquées à cette simulation. L'objectif est d'explorer les écarts et les similitudes entre les résultats de simulation et l'expérience.

Fissuration matricielle, taux de fissuration et émissions acoustiques virtuelles

La figure 6.12 présente l'évolution de l'endommagement matriciel sur la tranche de la simulation, comparée aux résidus de corrélation pour des déformations et des dimensions similaires, tandis que la figure 6.13 présente l'état d'endommagement matriciel dans le volume de la simulation.

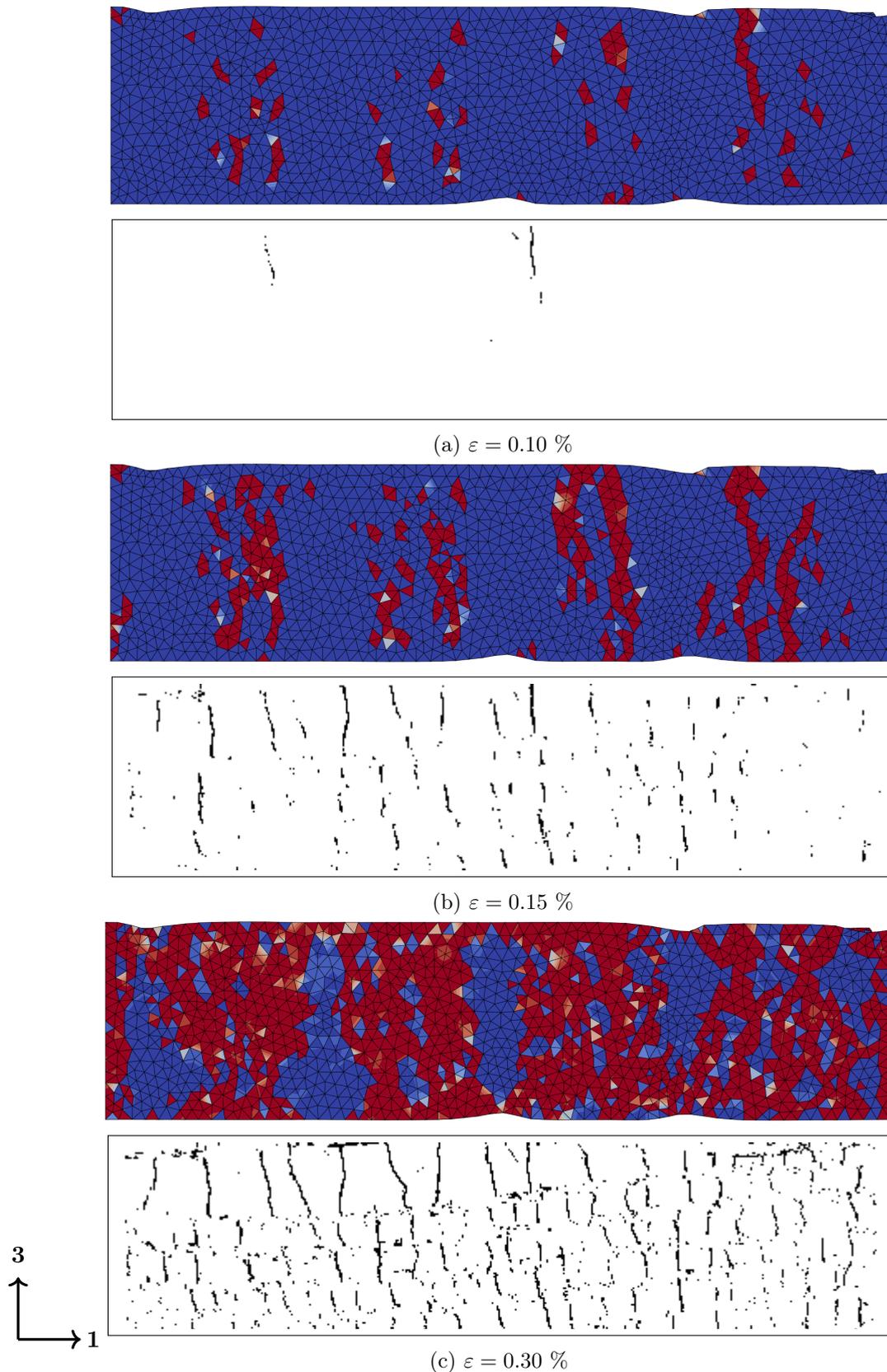


FIGURE 6.12 – Evolution de la fissuration matricielle pour différents niveaux de déformation dans la simulation avec le modèle III et comparaison avec les résidus de corrélation du chapitre 2.

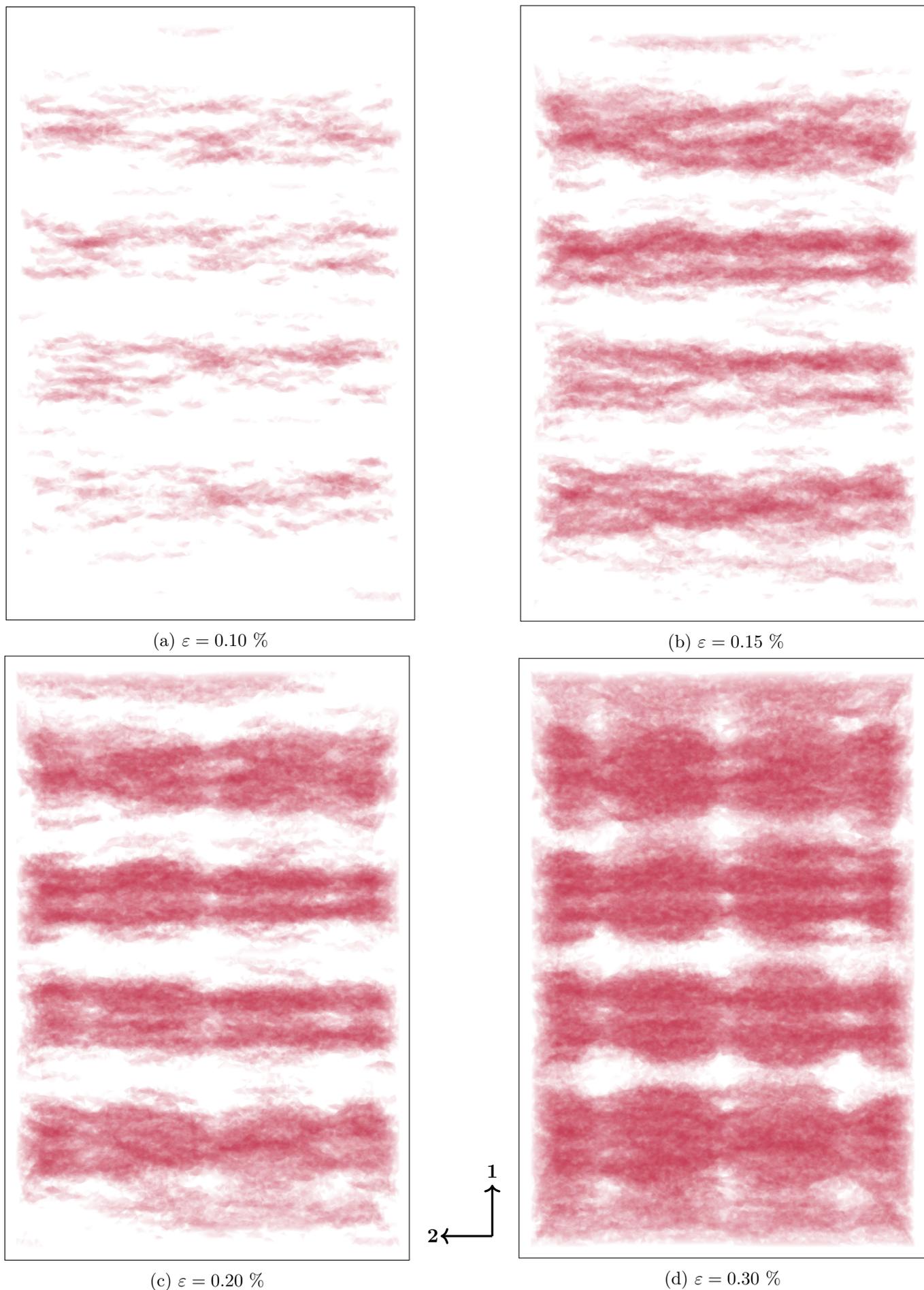


FIGURE 6.13 – Etat d'endommagement des éléments de matrice dans le volume, pour différents niveaux de déformation pour le modèle III.

Les deux figures précédentes (6.12 et 6.13) permettent bien un suivi phénoménologique de l'endommagement matriciel. L'apparition de fissures préférentiellement dans les fils transverses est bien visible, et comme cela a été observé expérimentalement, les zones des fils transverses sont globalement plus affectées par la fissuration à cause des décohésions fibre/matrice qui favorisent l'amorçage des fissures. Ces observations restent cependant qualitatives.

Le taux de fissuration matricielle permet d'apporter une information quantitative et comparable entre l'expérience et les modèles. Il peut être suivi dans les simulations de la même manière que dans les travaux expérimentaux, en faisant un décompte du nombre de fissures par unité de longueur sur une des tranches. Cette stratégie n'est néanmoins pas optimale, car l'utilisation de lois d'endommagement continues rend l'identification des fissures complexe. Comme cela peut être observé dans les figures 6.12 et 6.13, il est en effet difficile de discerner les fissures entre elles quand ces dernières deviennent nombreuses et proches les unes des autres. Une meilleure stratégie consiste donc à déterminer un taux de fissuration tant que la quantité de fissure est suffisamment faible, et de calculer l'évolution des énergies acoustiques au cours de la simulation. La figure 6.14 présente l'évolution du taux de fissuration matricielle (donc les énergies acoustiques cumulées virtuelles) au cours de la simulation, comparé aux résultats expérimentaux sur l'éprouvette A-B.

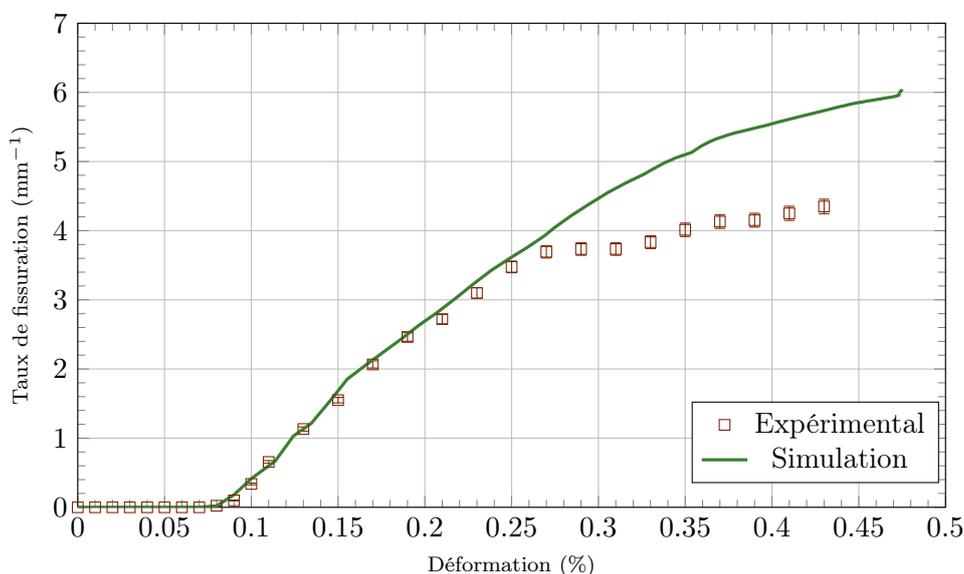


FIGURE 6.14 – Taux de fissuration de la simulation (modèle III) et expérimentale pour l'éprouvette A-B.

Contrairement à la courbe contrainte/déformation, l'écart avec les résultats expérimentaux intervient après environ $\varepsilon = 0.25$ %, lors de la saturation de la fissuration matricielle expérimentale. D'un point de vue phénoménologique, il est assez évident que les résultats de simulation affichent une multi-fissuration bien trop prononcée, avec une saturation de la fissuration matricielle intervenant tardivement par rapport à l'expérimental. Ce résultat permet donc – au moins partiellement – de comprendre la perte de module trop importante observée sur la courbe contrainte/déformation de simulation pour des déformations importantes.

Zone de fissuration et mini-matrice

Comme cela a déjà été mis en évidence précédemment, contrairement aux observations expérimentales sur la tranche des éprouvettes, les modèles permettent de réaliser des observations au coeur des matériaux lors de leur endommagement. Il est en particulier possible d'observer les chemins de fissuration matricielle dans le volume du matériau. Pour faciliter la lecture, une simulation du matériau A avec le modèle II est utilisée dans cette partie. La figure 6.15 présente l'état d'endommagement de la matrice pour une déformation moyenne de $\varepsilon = 0.14$ %. Une coupe est effectuée dans le plan C (figure 6.15c), dans laquelle la matrice endommagée et les macro-fibres sont affichées.

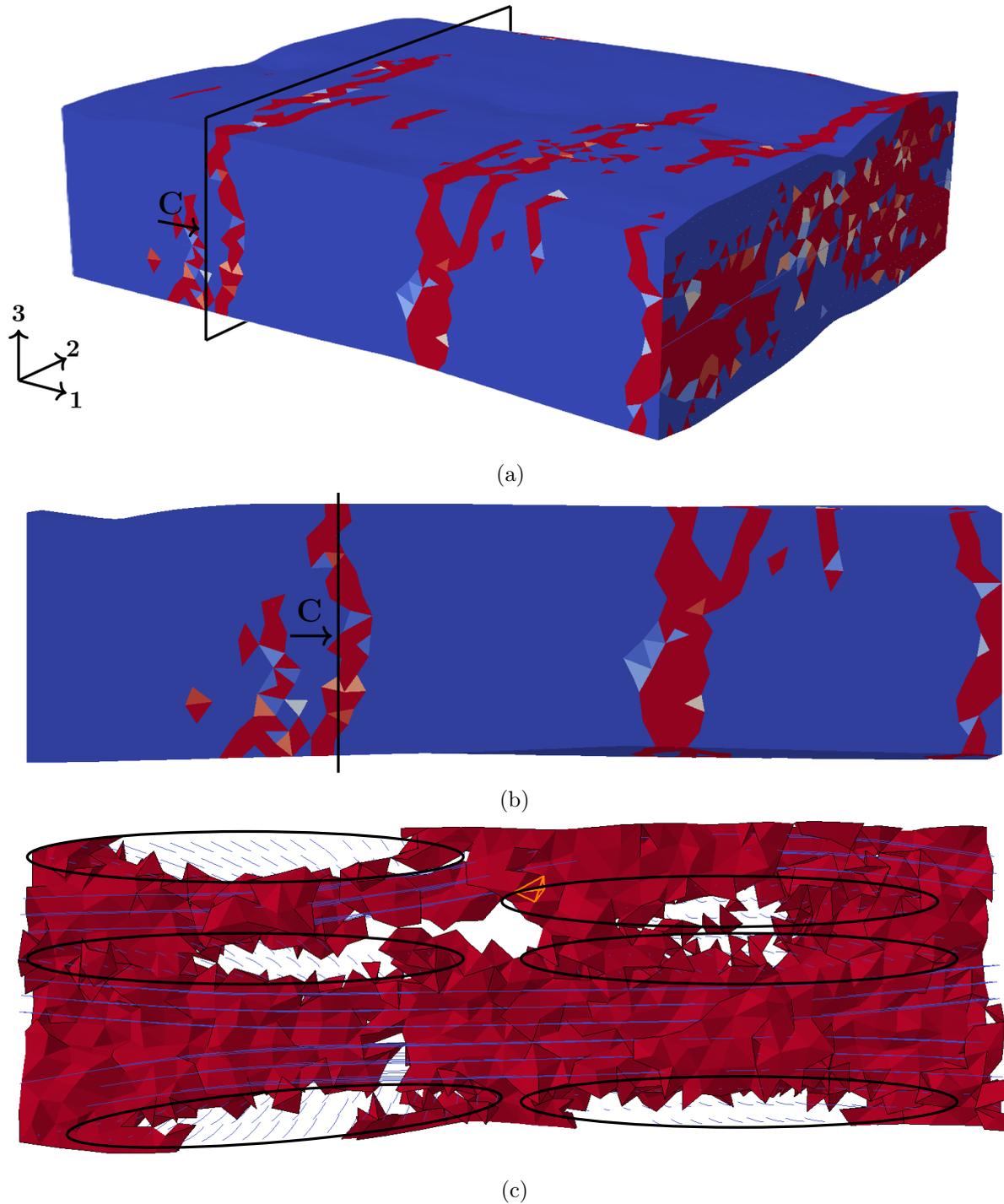


FIGURE 6.15 – (a) et (b) Etat d'endommagement matriciel à $\varepsilon = 0.14\%$ pour une simulation du matériau A sur le modèle II. (c) Macro-fibres et fissuration matricielle dans le plan C, avec les différents fils longitudinaux grossièrement détournés pour faciliter la visualisation.

L'observation dans le volume met en évidence les zones de propagation de la fissure. Cette dernière ne traverse pas complètement l'éprouvette, malgré ses dimensions réduites (pour rappel : $0.9 \times 3 \times 3.5 \text{ mm}^3$). En particulier, même si sur la tranche les fils longitudinaux peuvent sembler complètement traversés par les fissures, il s'avère que ces derniers ne sont en fait pas complètement fissurés dans le volume. Cette observation remet en question la définition de mini-matrice donnée dans le chapitre 2 en ce qui concerne le SiC des fils longitudinaux. Il semble en effet que la situation soit plus complexe, avec des fils longitudinaux qui ne sont que partiellement traversés en fonction de leur position dans le tissage. Cela souligne également l'importance de ce type de modélisation face à des modèles analytiques UD : les fissures ne sont pas traversantes, ou ne contournent pas complètement les fils longitudinaux. Seul un modèle prenant en compte les hétérogénéités des contraintes induites par la microstructure et la structure tissée peut rendre compte de ces phénomènes.

Déformations locales et effet Poisson

Il est également intéressant d'observer les déformations au cours de l'essai sous une forme plus locale que par la simple courbe contrainte/déformation, comme cela a été proposé expérimentalement via la CIN. La figure 6.16 présente une comparaison à iso-chargement de la déformation locale issue de la simulation et de la CIN sur les images microscopiques (présentée au chapitre 2).

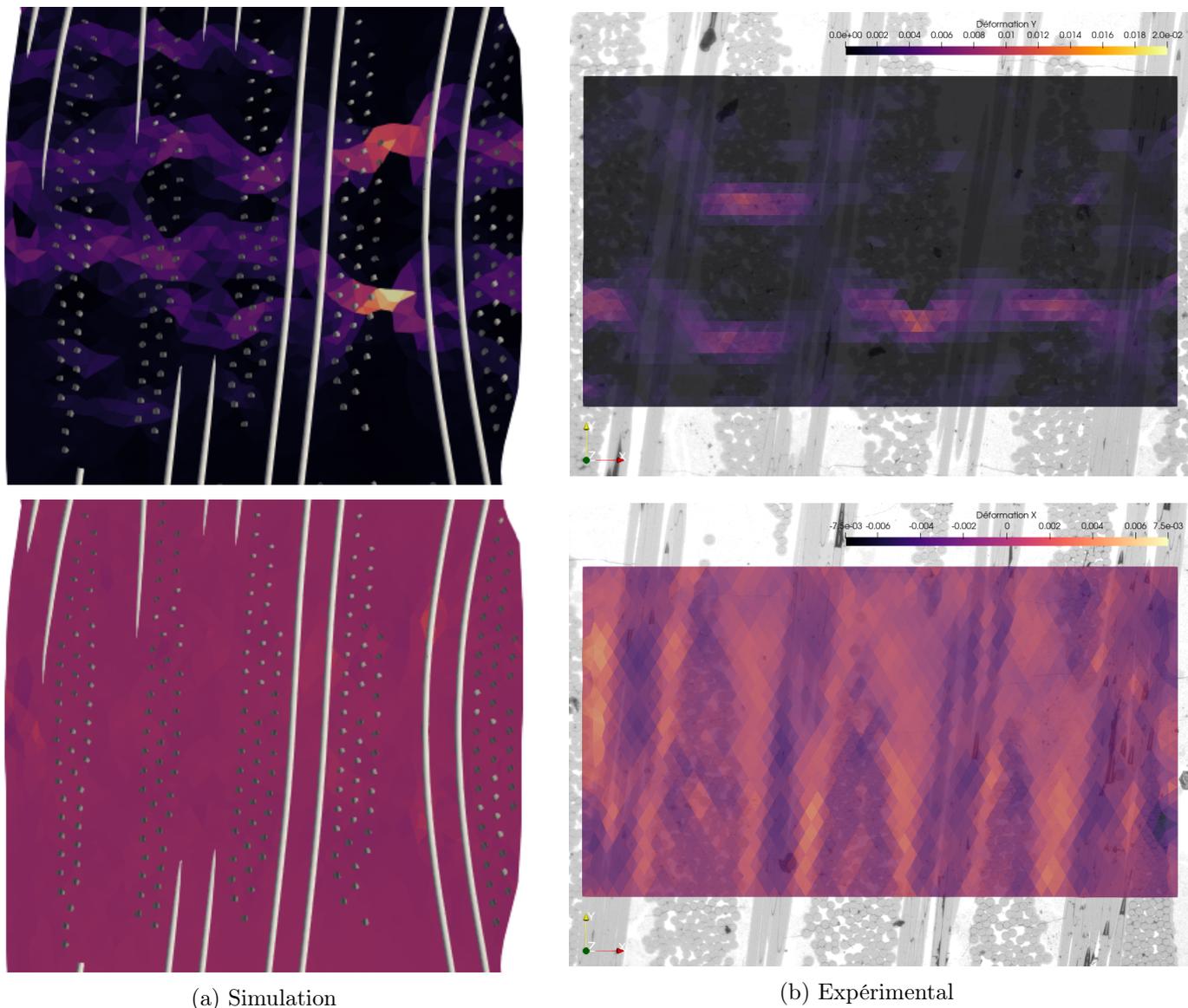


FIGURE 6.16 – Déformations longitudinales et transverses au chargement sur la tranche pour une déformation moyenne de $\varepsilon = 0.21\%$. Les échelles sont identiques pour l'expérimental et la simulation et sont indiquées sur les résultats de CIN.

Les déformations longitudinales sont cohérentes avec les observations expérimentales. Les zones de fissuration matricielle se déforment fortement, tandis que les zones saines ne présentent pratiquement aucune déformation. La taille des maillages employés dans les simulations ne permet néanmoins pas d'observer les phénomènes transverses, dans la mesure où les zones de matrice entre les fils longitudinaux et transverses ont des dimensions trop réduites. Pour tout de même accéder aux informations liées aux effets transverses (effet Poisson ou autre), une exploitation de la valeur moyenne des déformations transverses est également proposée. La figure 6.17 présente une comparaison de la déformation transverse moyenne entre la simulation et les résultats expérimentaux (encore une fois issus de la CIN).

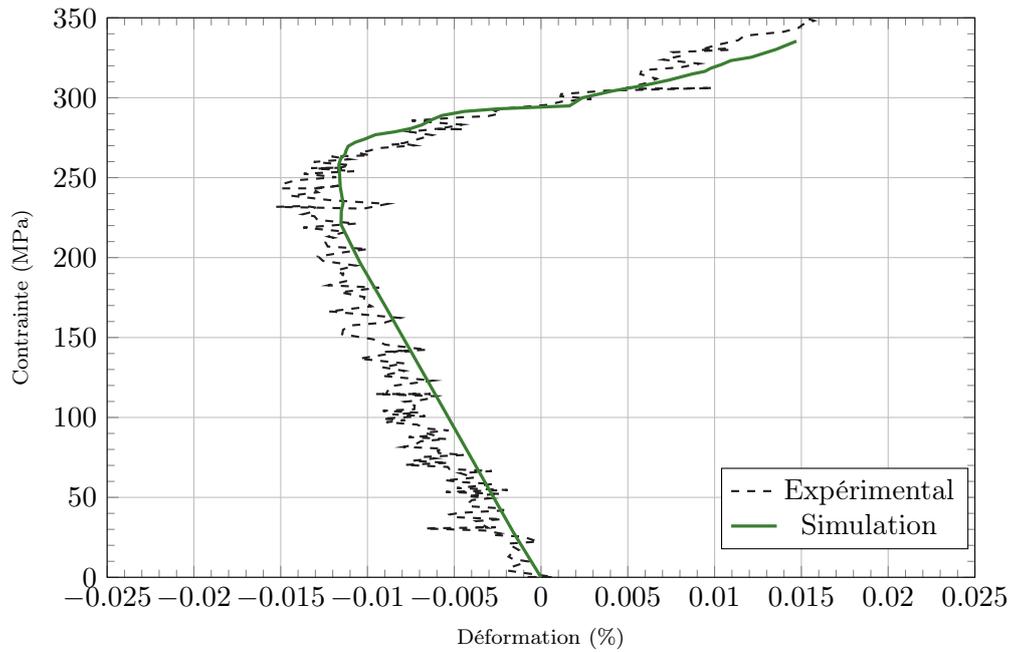


FIGURE 6.17 – Courbe contrainte/déformation dans la direction transverse pour le modèle III, comparée aux valeurs expérimentales issues de la CIN sur le mouchetis.

Un comportement similaire aux données expérimentales est observé, avec une première phase de contraction transverse du matériau, dominée par les effets Poisson au niveau de la matrice, puis une seconde phase de gonflement du matériau. Cet effet est bien représenté par la simulation sur l'ensemble de la courbe malgré les écarts observés après une déformation supérieure à $\varepsilon = 0.20\%$ sur toutes les autres observations. Ce comportement est induit par l'embuage des fils, qui génère un réalignement des fibres à mesure que le matériau s'endommage, bien visible sur la figure 6.18. Les déplacements transverse des fils en peau de matériau sont particulièrement visibles.

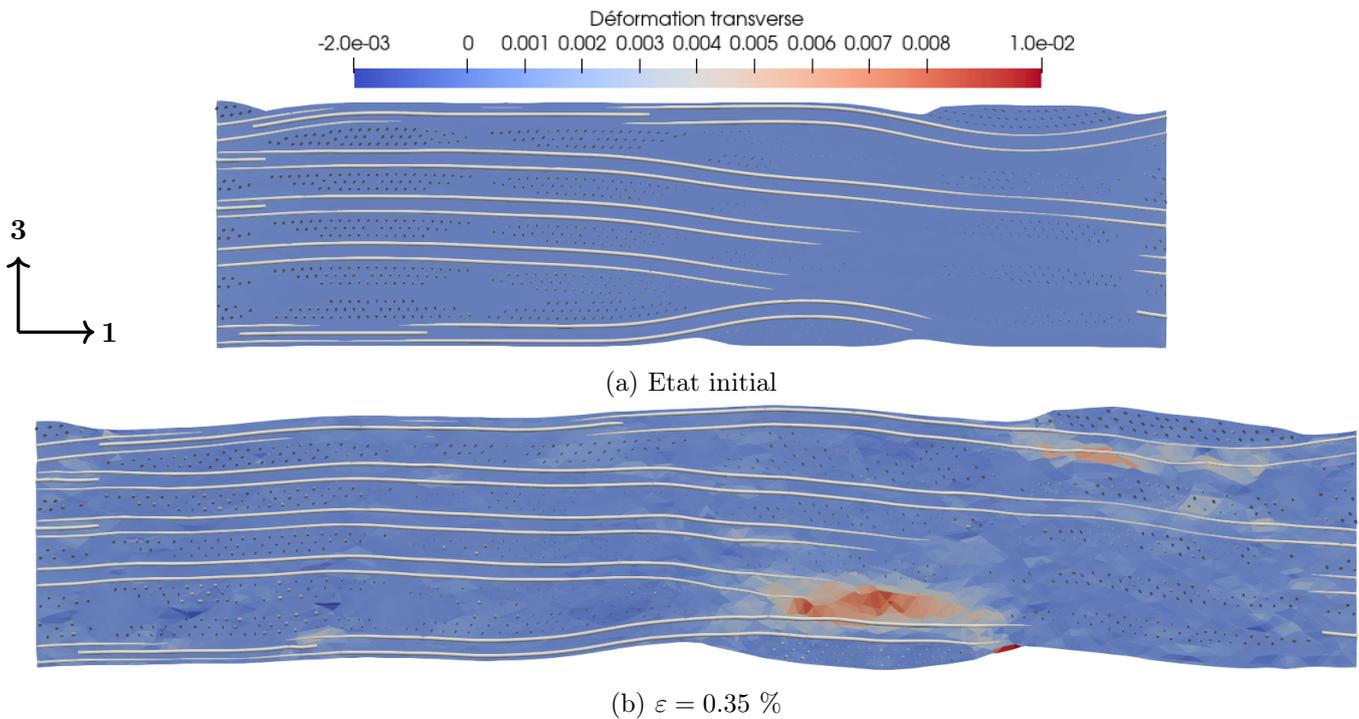


FIGURE 6.18 – Illustration de l'effet de gonflement du matériau dû au réalignement des fibres dans le sens de la charge. Déformations grossies 100 fois pour faciliter la visualisation.

Système interfacial

La figure 6.20 permet de suivre l'état d'endommagement des systèmes interfaciaux au cours du chargement. Les interfaces transverses sont les premières à se décohérer. Elles sont ensuite suivies par les interfaces longitudinales, lorsque les fissures matricielles affectent les fils longitudinaux. Avec ces propriétés interfaciales tirées du matériau A, les décohésions fibre/matrice interviennent bien dans les zones de fissuration matricielle de manière simultanée à leur apparition, contrairement à ce qui est observé sur les matériaux B ou D (voir figure 6.9) où les décohésions transverses ont lieu avant l'apparition des premières fissures dans la matrice. Comme cela a déjà été souligné, cette caractéristique est liée à une zone avant les premiers endommagements totalement linéaire élastique.

La figure 6.19 présente la longueur de décohésion normalisée dans les fils longitudinaux. Comme toutes les observations précédentes, un écart notable apparaît après une déformation de $\varepsilon = 0.2 \%$, à partir de laquelle les simulations présentent une quantité de décohésion bien plus importante que les résultats expérimentaux. Cette comparaison reste néanmoins questionnable, car pour rappel, les longueurs expérimentales sont issues d'un calcul analytique sur un UD équivalent. Sur les résultats de simulation, une rupture de pente est observable vers une déformation de $\varepsilon = 0.3 \%$. Cette rupture de pente coïncide avec la diminution de la fissuration matricielle observée précédemment sur la figure 6.14. Ce résultat semble relativement logique : à partir du moment où la fissuration matricielle ralentit, la décohésion ne peut alors plus se créer rapidement autour des nouvelles fissures ; seules les décohésions existantes peuvent continuer à se propager, ralentissant également l'évolution de la longueur de décohésion totale.

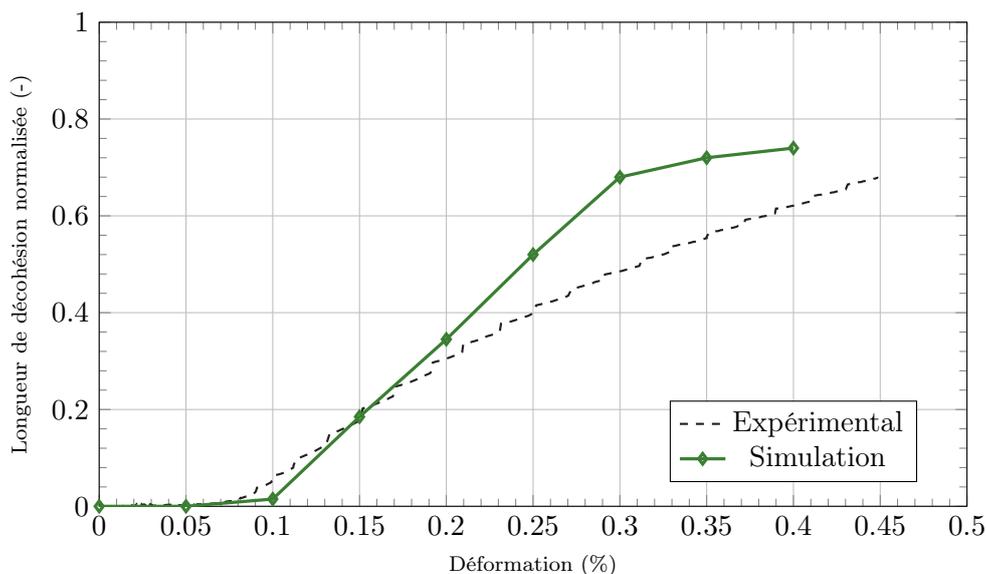


FIGURE 6.19 – Comparaison essai/calcul des longueurs de décohésion normalisées.

La figure 6.21 permet d'observer l'état des contraintes radiales sur les systèmes interfaciaux (dans ce cas à l'état initial du calcul). Pour rappel, cet état de contrainte résulte d'une compression de la matrice sur les fibres et de la rigidité transverse du système interfacial. L'existence de cette contrainte radiale à l'interface fibre/matrice est capitale dans le comportement du CMC, permettant la dissipation d'énergie par des effets de frottements. De manière assez inattendue, il semble que les fils sens chaîne soient plus précontraints que ceux sens trame, au moins initialement. Ce résultat est directement dépendant du type de tissage, qui affecte l'état de contrainte global du matériau lors des étapes d'élaboration. Il reste, dans ces circonstances, très difficile de déterminer si les états de contraintes sont bien représentatifs de la réalité. En effet, les contraintes réelles dans les matériaux sont à la fois mal connues et difficiles à estimer par un modèle qui prendrait toutes les étapes d'élaboration en compte, avec les effets d'expansion thermique, de fluage, etc.

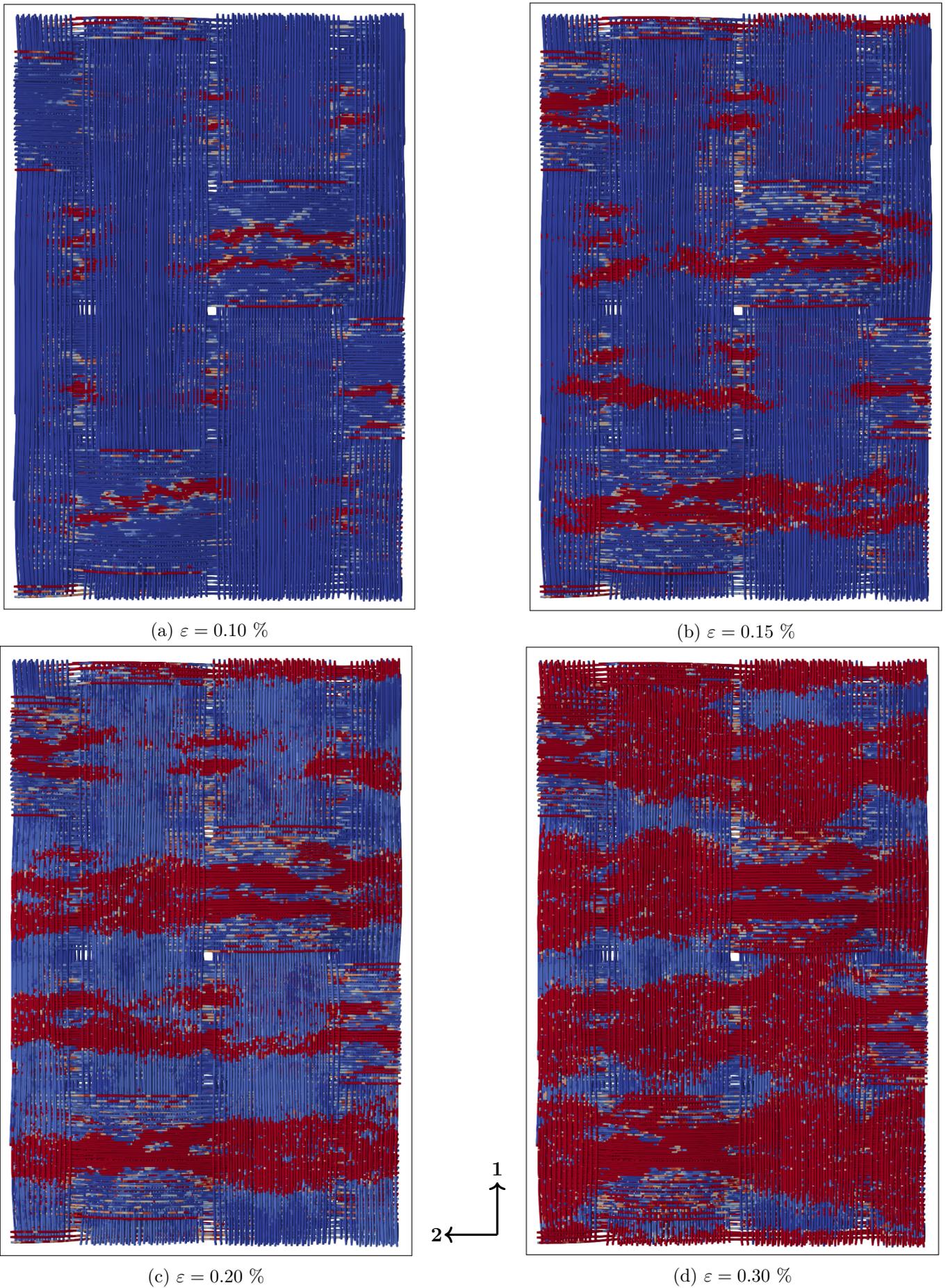


FIGURE 6.20 – Etat d'endommagement des systèmes interfaciaux pour différents niveaux de déformation pour le modèle III.

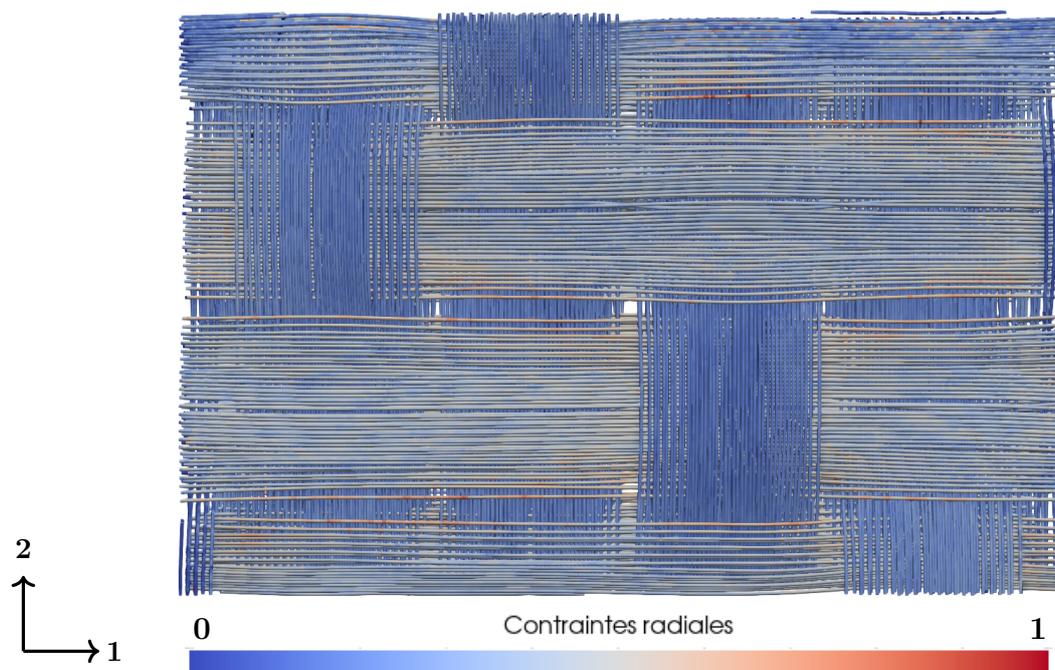


FIGURE 6.21 – Contraintes radiales normalisées sur les systèmes interfaciaux à l'état initial.

Fibres et rupture finale

Une simulation sur le modèle III a également été menée avec, notamment, des contraintes à rupture des fibres plus faibles que sur la simulation précédente, afin de représenter le matériau C (les propriétés interfaciales sont donc similaires aux simulations précédentes). Cette simulation permet de discuter du rôle des fibres sur le comportement matériau et sur sa rupture finale. La figure 6.22 présente la courbe contrainte/déformation de cette simulation comparée avec le résultat de l'essai C-H. Cette simulation affiche une perte de module succédant les premiers endommagements encore plus importante que la simulation sur le matériau A. En particulier, une diminution significative intervient après le second cycle de décharge/recharge. La figure 6.23 présente également le taux de fissuration matricielle au cours de la simulation.

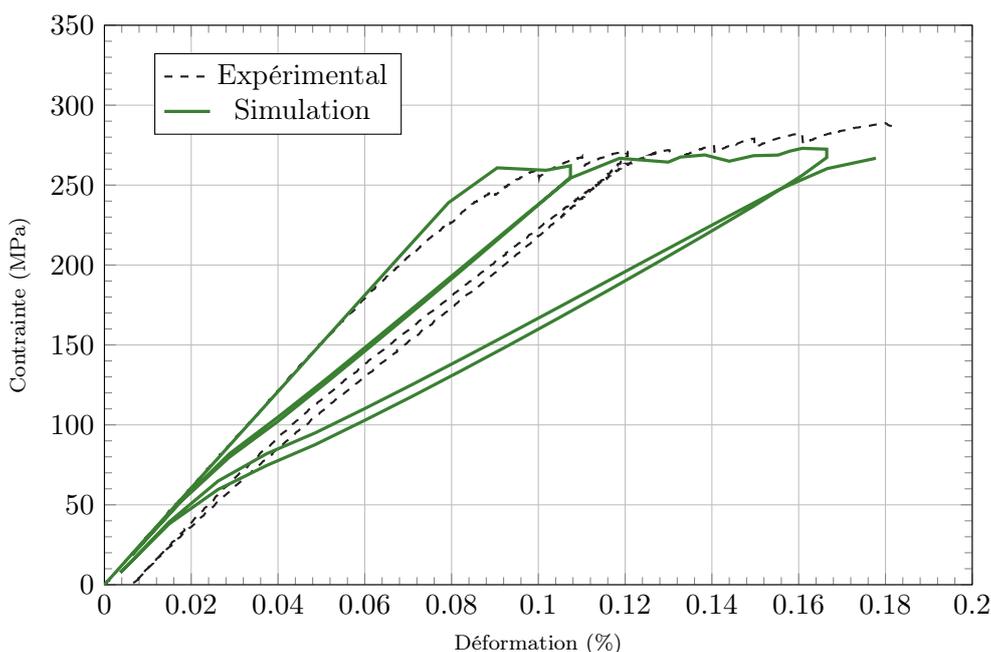


FIGURE 6.22 – Courbe contrainte/déformation de la simulation du matériau C sur le modèle III.

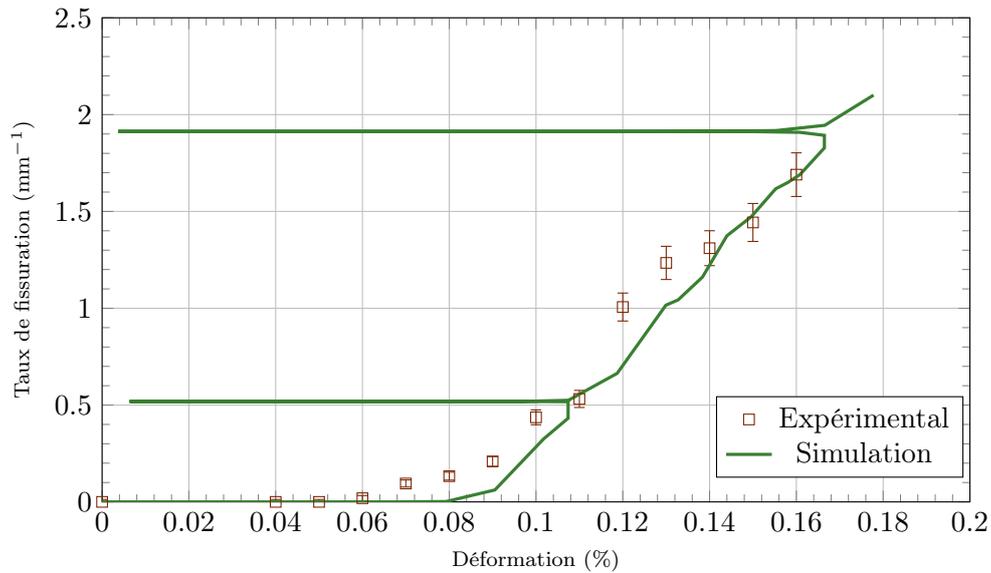


FIGURE 6.23 – Courbe d'énergie acoustique virtuelle issue de la simulation du matériau C sur le modèle III.

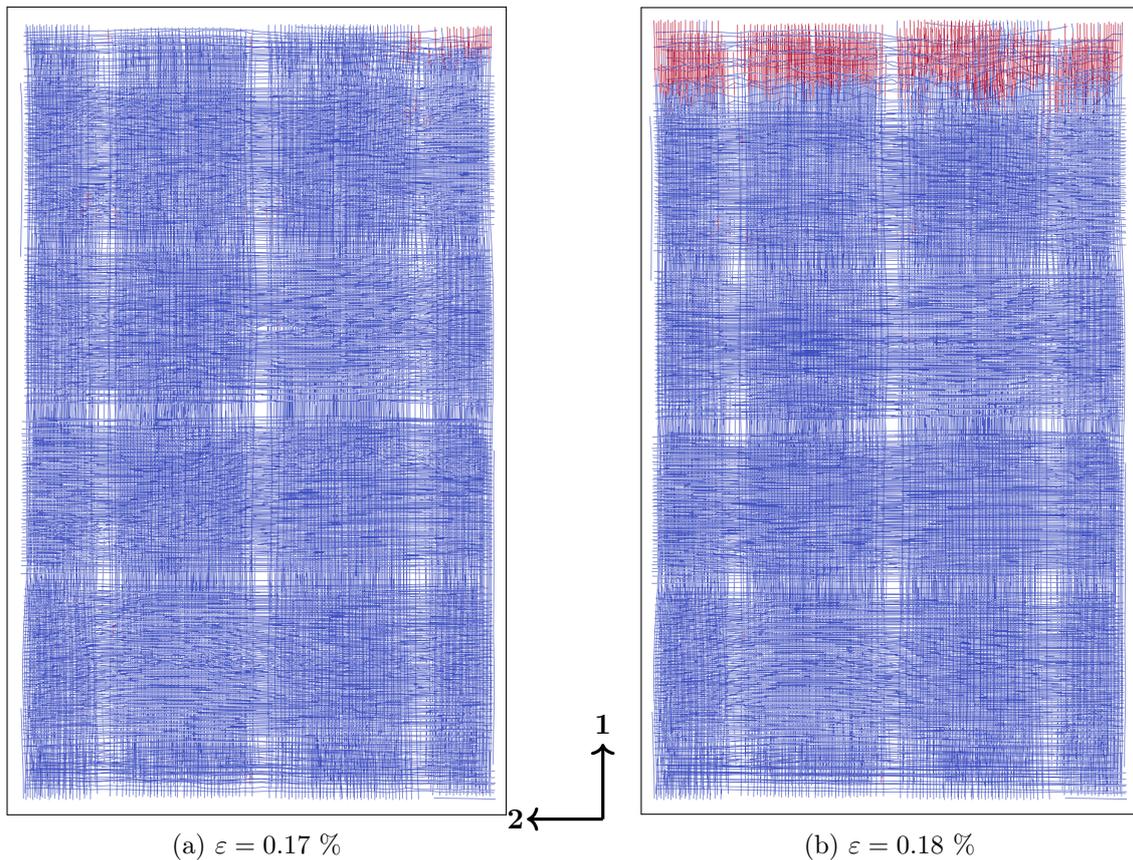


FIGURE 6.24 – Endommagement des macro-fibres pour deux niveaux de déformation. Les macro-fibres rompues sont affichées en rouge.

La simulation permet d'observer la rupture des fibres (figure 6.24), qui intervient en deux temps : (a) un premier lot de fils rompt vers la fin du second cycle, puis (b) après la recharge, le matériau rompt entièrement. Ce scénario permet d'expliquer la perte de module importante après le second cycle. Il apparaît que malgré la rupture de fibres, les cycles affichent des déformations résiduelles faibles. Cela peut probablement être expliqué par un manque de frottements à l'interface fibre/matrice (ou une surface de frottement trop faible), idée également soutenue par la faible ouverture des boucles d'hystérésis comparativement aux résultats expérimentaux.

6.1.5 Synthèse

L'approche proposée permet de rendre compte de l'ensemble des mécanismes observés expérimentalement, aussi bien lors du chargement des éprouvettes que lors des cycles de décharge/recharge. De par sa nature, elle permet une observation directe de quantités d'intérêt de l'échelle microscopique directement sur des simulations de l'échelle supérieure. Par exemple, les suivis d'endommagement des fibres ou des systèmes interfaciaux peuvent se faire sans post-traitement des résultats de simulation. Les propriétés des phases identifiées lors des chapitres 2 et 3 ont été utilisées pour simuler les premières phases du comportement en traction des différents matériaux étudiés. Les résultats s'avèrent satisfaisants et démontrent les capacités prédictives de l'approche.

Le travail mené sur les matériaux A et C, sur le modèle III aux dimensions plus conséquentes, avec une simulation jusqu'à la rupture, met en évidence les limites actuelles de l'approche lorsque les déformations deviennent plus importantes. Les origines de ces écarts sont probablement multiples, aussi bien car l'identification expérimentale des propriétés présente des incertitudes importantes, que par les choix de représentation de certaines phases ou de certains mécanismes physiques dans le modèle. Ce point sera discuté plus en détail à la fin de ce chapitre, notamment car certains des travaux présentés dans les sections suivantes permettront d'apporter des informations complémentaires à ce sujet.

Malgré ces écarts, il est considéré que l'approche permet une description suffisamment correcte des mécanismes pour réaliser une première étude paramétrique. La prochaine section du chapitre est donc dédiée à cette étude, qui doit permettre de quantifier les effets des différentes phases et de leurs propriétés sur le comportement méso- ou macroscopique du matériau jusqu'à rupture.

6.2 Etude paramétrique préliminaire

L'objectif de cette section est de déterminer l'effet des propriétés de certaines phases sur le comportement matériau, via une étude paramétrique préliminaire, principalement dans le but de démontrer la faisabilité d'études plus poussées et de donner des premières pistes de réflexion sur l'effets des phases microscopiques sur le comportement mésoscopique. Le modèle II est utilisé avec des propriétés de base correspondant au matériau A utilisées jusqu'à présent. Seules les propriétés à rupture des fibres sont abaissées. Cela permet de réduire le temps de calcul, tout en conservant une bonne description du comportement matériau réel. Cette étude paramétrique reste concentrée sur le comportement en traction sens chaîne du matériau. Les quantités d'intérêt observées dans cette étude sont : le module, la perte de linéarité, la pente après les premiers endommagements, le taux de fissuration matricielle final, ainsi que la rupture finale.

6.2.1 Rôle global des phases

La figure 6.25 présente les courbes de contrainte/déformation de différentes simulations pour lesquelles une des propriétés d'une des phases microscopiques est diminuée globalement de 20 %. La courbe de référence est également présentée sur cette figure. Les différentes propriétés qui ont été modifiées sont :

- (P1) la contrainte à rupture du système interfacial,
- (P2) la contrainte à rupture de la matrice (matrice et matrice intra-fil),
- (P3) les frottements à l'interface fibre/matrice,
- (P4) la rigidité du système interfacial.

Si pour la plupart de ces paramètres l'effet d'une modification est bien connu, il est ici question de trouver une relation quantitative entre propriétés du composite et propriétés de ses phases constituantes.

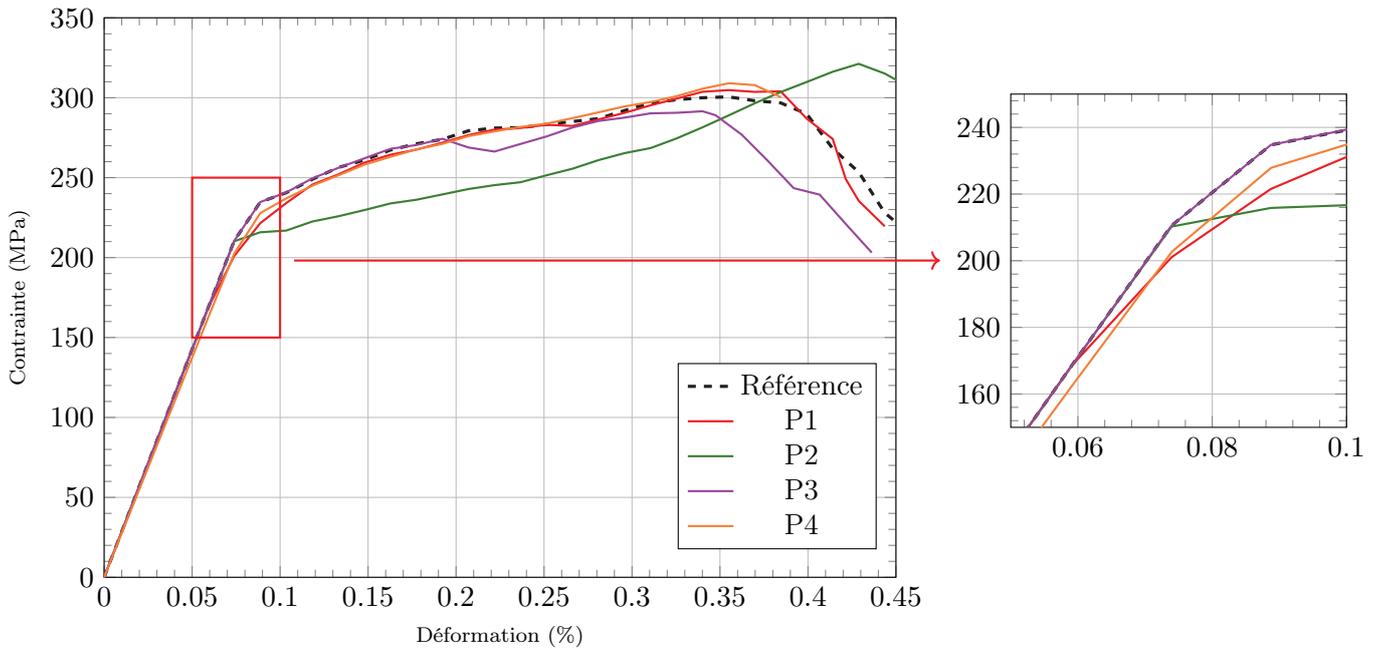


FIGURE 6.25 – Courbe contrainte/déformation des simulations pour l'étude paramétrique sur le modèle Π , avec : (P1) la contrainte à rupture du système interfacial, (P2) la contrainte à rupture de la matrice (matrice et matrice intra-fil), (P3) les frottements à l'interface fibre/matrice, (P4) la rigidité du système interfacial.

A quelques exceptions près, les courbes contrainte/déformation peuvent sembler globalement très similaires, malgré la diminution importante des propriétés de 20 %. Néanmoins la matrice 6.26 permet de référencer l'évolution des différentes propriétés du composite en fonction de l'évolution des propriétés des phases de manière quantitative (autrement dit, elle représente la Jacobienne). Les notations employées pour le composite sont les suivantes : (E_c) le module, (ε_l) la perte de linéarité, (ΔE) la pente après les premiers endommagements (entre $\varepsilon = 0.10$ % et $\varepsilon = 0.30$ %), (τ_f) le taux de fissuration matricielle final, ainsi que la rupture finale (σ_r) en contrainte et (ε_r) en déformation.

	E_c	ε_l	ΔE	τ_f	σ_r	ε_r
P-1	0.00	0.83	-0.49	0.00	-0.08	-0.07
P-2	0.00	0.00	0.29	-1.25	-0.35	-1.04
P-3	0.00	0.00	0.39	0.00	0.15	0.21
P-4	0.18	0.00	-0.69	1.25	-0.15	0.00

FIGURE 6.26 – Effet des différents paramètres sur le comportement matériau mésoscopique. Chaque coefficient représente l'effet en %/% (ainsi 0.2 représente par exemple une variation de 20 % de la propriété lorsqu'une modification de 100 % du paramètre est appliquée).

Il est important de noter que cette étude ne renseigne que sur l'effet d'une modification des propriétés autour de la référence (choisie ici pour avoir des propriétés proches du matériau A). En effet, on peut par exemple noter l'absence d'effet de la contrainte à rupture de la matrice sur la perte de linéarité, alors qu'il serait légitime d'attendre un effet prononcé sur ce paramètre. Or, ici, l'amorçage des endommagements est totalement piloté par les décohésions transverses, qui créent une surcontrainte locale et engendrent la rupture de la matrice, qu'elle ait une contrainte à rupture 20 % plus ou moins importante. Cet exemple souligne l'importance de la bonne prise en compte de l'ensemble des propriétés des phases, afin d'effectuer une étude paramétrique fiable pour un matériau spécifique. La matrice présentée en figure 6.26 serait en effet très différente pour des propriétés éloignées de celles utilisées ici, et les conclusions en seraient donc changées pour les mêmes raisons.

La représentation sous forme de matrice permet certes de quantifier l'effet des propriétés des phases sur le comportement du composite, mais ne renseigne pas directement sur l'origine de cet effet. Une pente après les premiers endommagements plus faible peut être due à l'augmentation de la longueur de décohésion, à l'augmentation du nombre de fissures ou encore à la rupture prématurée de certaines fibres, pour ne citer que cela. Pourtant, l'origine de cette modification peut avoir des conséquences importantes sur les choix de conception du matériau : par exemple, il peut être intéressant d'avoir une pente après les premiers endommagements importante, tout en essayant de minimiser le nombre de fissures matricielles. Dans ces circonstances, il apparaît nécessaire d'effectuer une étude approfondie des résultats afin de faire des choix éclairés sur l'évolution des propriétés des matériaux.

6.2.2 Effet des fibres

Le rôle des fibres sur le comportement matériau a également été étudié. Même s'il apparaît assez évident que ces dernières pilotent la rupture finale des matériaux, la question est encore une fois de savoir quelle relation quantitative existe entre la contrainte à rupture moyenne des fibres et la contrainte à rupture du composite résultant, et de voir si la structure du matériau, les mécanismes en présence ou tout autre source n'engendrent pas une non-linéarité de la réponse attendue. La figure 6.27 présente l'évolution de la contrainte à rupture normalisée du composite en fonction de la contrainte à rupture normalisée des fibres. Deux aspects sont traités avec ce graphique. Les points noirs correspondent à un même tirage de contrainte à rupture des fibres, qui est globalement diminué ou augmenté. Les points verts correspondent à une modification du tirage des contraintes à rupture (parfois couplé à une diminution globale). Il est ainsi possible de voir l'effet de fibres globalement moins bonnes ou meilleures sur le comportement du composite, mais également de voir les effets issus de la variabilité intrinsèque des fibres.

Le résultat de cette étude est clair, et était attendu : la modification de contrainte à rupture des fibres engendre un effet proportionnel sur la contrainte à rupture du composite. Un effet de seuil, en deçà de 0.8, est visible lorsque la contrainte à rupture des fibres devient inférieure à l'apparition des premières fissures matricielles : dans cette situation, les fibres ne sont pas encore chargées suffisamment pour rompre et seule l'apparition d'une première fissure engendre une surcharge suffisante pour déclencher la rupture finale. L'effet de la variabilité des contraintes à rupture des fibres est également bien visible sur les faibles dimensions du modèle employé ici (modèle II). En effet, dans la situation où les fibres avec les contraintes à rupture les plus faibles se retrouvent sur les zones de fortes contraintes – c'est-à-dire là où les fissures matricielles apparaissent –, ces dernières vont engendrer une rupture prématurée du composite. Or plus les dimensions sollicitées sont importantes, moins cet effet est visible (comme pour pratiquement tous les mécanismes de rupture par introduction de défauts aléatoirement répartis dans un volume).

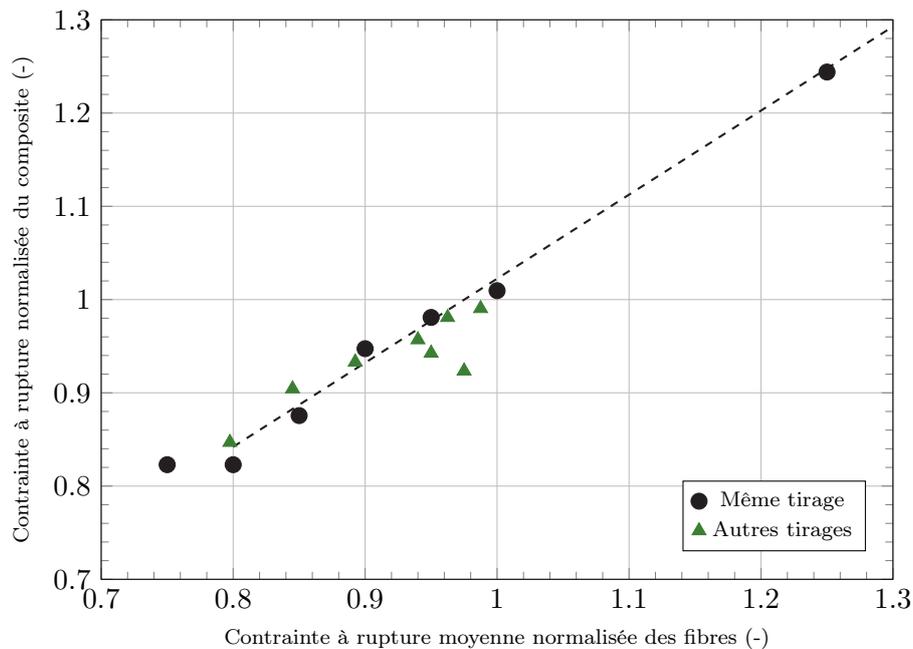


FIGURE 6.27 – Contrainte à rupture normalisée du composite en fonction de la contrainte à rupture normalisée des fibres, et régression linéaire associée.

L'approche apparaît une fois encore comme un bon moyen de quantification des effets de l'échelle microscopique sur l'échelle supérieure à moindre coût. L'effet de la variabilité de contrainte à rupture des fibres sur le comportement matériau peut être étudié au regard du type de sollicitation, de géométrie et des autres propriétés des phases. En particulier, le mode de représentation adopté permet d'accéder à des modifications locales des propriétés directement à l'échelle supérieure, ce qui le rend d'autant plus intéressant dans certaines situations. Ce point sera abordé dans la section 6.3.

6.2.3 Bilan sur l'étude paramétrique

Le modèle proposé permet de mettre en évidence le rôle de chaque phase sur le comportement du composite final de manière quantitative. Si cette section s'est principalement limitée à l'étude de la courbe contrainte/déformation, les effets de modifications des propriétés à l'échelle microscopique peuvent être étudiés sous d'autres aspects traités dans la première section de ce chapitre : fissuration matricielle en surface et dans le volume, déformations locales, effet Poisson, système interfacial, rupture des fibres... Et cela, directement à l'échelle supérieure. Cette étude paramétrique s'est exclusivement concentrée sur les effets liés à une modification globale des propriétés. Le modèle permet pourtant d'appliquer des modifications locales des propriétés microscopiques directement à l'échelle supérieure, ce qui présente un avantage indéniable. Comme dit précédemment, ce point sera illustré en section 6.3.

La quantification de la modification des propriétés des phases microscopiques reste un phénomène local dépendant des valeurs initiales de ces dernières. Leur bonne connaissance est donc cruciale dans l'optique d'obtenir une étude paramétrique fiable. En l'occurrence, les écarts observés après une déformation de $\varepsilon = 0.20\%$ sur le modèle III avec les propriétés identifiées pour le matériau A pousse à une grande prudence sur l'interprétation des résultats de cette étude. Inversement, ces derniers proposent des pistes de réflexion sur les propriétés qui pourraient potentiellement permettre d'obtenir un modèle plus proche des résultats expérimentaux. Au-delà d'un simple moyen de recalculer les courbes contrainte/déformation, l'étude paramétrique apparaît donc comme un bon moyen pour sélectionner les propriétés microscopiques qui doivent être déterminées avec plus de précision, et sur lesquelles les potentiels efforts expérimentaux doivent être portés.

6.3 Possibilités d'utilisation du modèle à fibres intégrées pour l'étude des SiC/SiC MI

Cette section propose une brève discussion sur les capacités du modèle à prédire le comportement des SiC/SiC MI dans des situations plus générales d'utilisation de ces matériaux, notamment dans l'optique de proposer des pistes d'amélioration pour ces derniers. Une première partie récapitule les capacités du modèle, tandis qu'une seconde partie s'intéresse à deux simulations qui permettent d'ouvrir la discussion sur les perspectives permises par le modèle, ainsi que ses limites actuelles.

6.3.1 Considérations générales

Comme cela a été discuté dans la section précédente, le modèle permet de juger de l'effet des phases sur le comportement mécanique méso- ou macroscopique du composite final de manière quantitative. Il se présente donc comme un outil très pratique d'amélioration ou d'optimisation des composites, aussi bien pour la conception de leur structure ou des phases constitutives, que pour mener des réflexions sur les choix d'élaboration. En effet, la capacité d'identifier l'effet d'une phase ou d'une propriété mécanique sur le comportement final du matériau permet non seulement de savoir quelles propriétés modifier pour atteindre une spécification matériau (par exemple augmenter le seuil d'apparition des premiers endommagements), mais apporte également une connaissance sur les propriétés n'ayant pas ou peu d'effet sur son comportement mécanique, permettant de réduire les efforts à fournir sur certains aspects de la conception ou de l'élaboration.

Quelques exemples de réflexions sont proposés ci-après, basés sur les résultats obtenus dans l'étude paramétrique précédente (et donc uniquement valables pour un matériau avec ces propriétés) :

- La diminution de la contrainte à rupture moyenne de la matrice entraîne une augmentation de la déformation et de la contrainte à rupture du composite. Cela est permis par une fissuration plus prononcée de la matrice, entraînant à iso-propriétés interfaciales des longueurs de décohésions plus importantes.
- La diminution de la contrainte à rupture du système interfacial entraîne des premiers endommagements plus précoces (car les interfaces transverses se décohérent plus tôt), mais engendre également une pente après les premiers endommagements plus forte. Ce phénomène a d'ailleurs été mis en évidence expérimentalement avec le matériau B.
- Les frottements au niveau du système interfacial fibre/matrice ont un effet pratiquement négligeable sur le comportement mécanique du composite. Plus spécifiquement, il semble que dans ces circonstances, un système interfacial avec des frottements de $\pm 10\%$ soit pratiquement indiscernable de l'ensemble des autres variabilités pouvant apparaître, ce qui n'est pas du tout le cas des autres paramètres étudiés.

Dans une optique d'optimisation ou d'amélioration des matériaux plus complète, il semble néanmoins nécessaire d'effectuer des études paramétriques plus approfondies comme cela est par exemple proposé dans les travaux de [Leg22] sur les CMC à fibres discontinues.

En outre, deux facteurs doivent être pris en compte dans les réflexions liées à l'optimisation des matériaux : (i) les pièces fabriquées présentent généralement des géométries complexes, dans lesquelles les singularités géométriques ont bien souvent plus d'effet que la microstructure sous-jacente ; (ii) les conditions d'utilisation réelles impliquent des sollicitations et des conditions environnementales plus sévères que la traction sens chaîne à température ambiante présentée dans ces travaux. En guise d'ouverture, la prochaine partie propose deux exemples d'application du modèle dans des cadres plus spécifiques, mettant en avant sa capacité à traiter des situations de chargement plus complexes que de la traction sens chaîne, ou permettant de démontrer la capacité de modification locale des propriétés microscopiques directement à l'échelle supérieure. Ces deux simulations permettent de mettre en avant les avantages potentiels d'un tel modèle dans une optique d'optimisation des propriétés tout en prenant en compte les deux points cités ci-dessus.

6.3.2 Exemples d'applications

Deux simulations vont être traitées afin d'illustrer le potentiel de l'approche par fibres intégrées développée dans le cadre de ces travaux. Un essai de traction à 45° est dans un premier temps présenté et comparé à des résultats expérimentaux de la bibliographie. Une seconde simulation propose l'étude de modifications localisées, dans un cadre hypothétique de traction sous un environnement défavorable aux fibres.

Traction à 45°

Une simulation à 45° sur un modèle de dimensions similaires au modèle II est réalisée jusqu'à l'apparition de la première fissure. Le but est de vérifier si les simulations permettent d'obtenir des résultats réalistes et potentiellement comparables à des données réelles, malgré le fait que les données employées dans ces travaux se sont concentrées sur des essais de traction sens chaîne uniquement. Le modèle en question est présenté en figure 6.28.

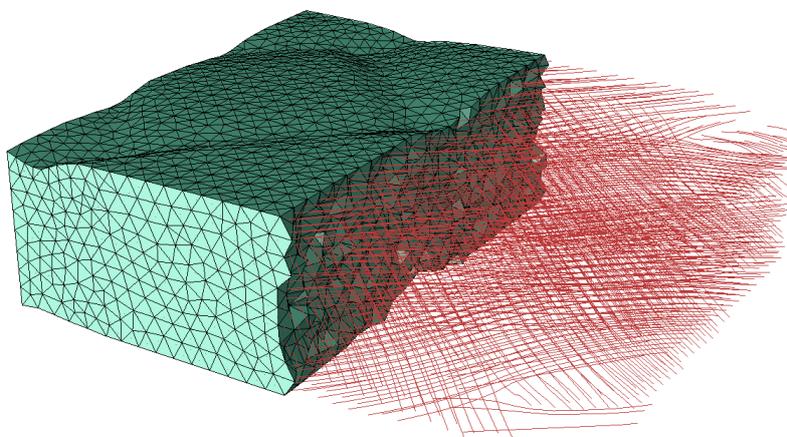


FIGURE 6.28 – Maillage du modèle à 45° .

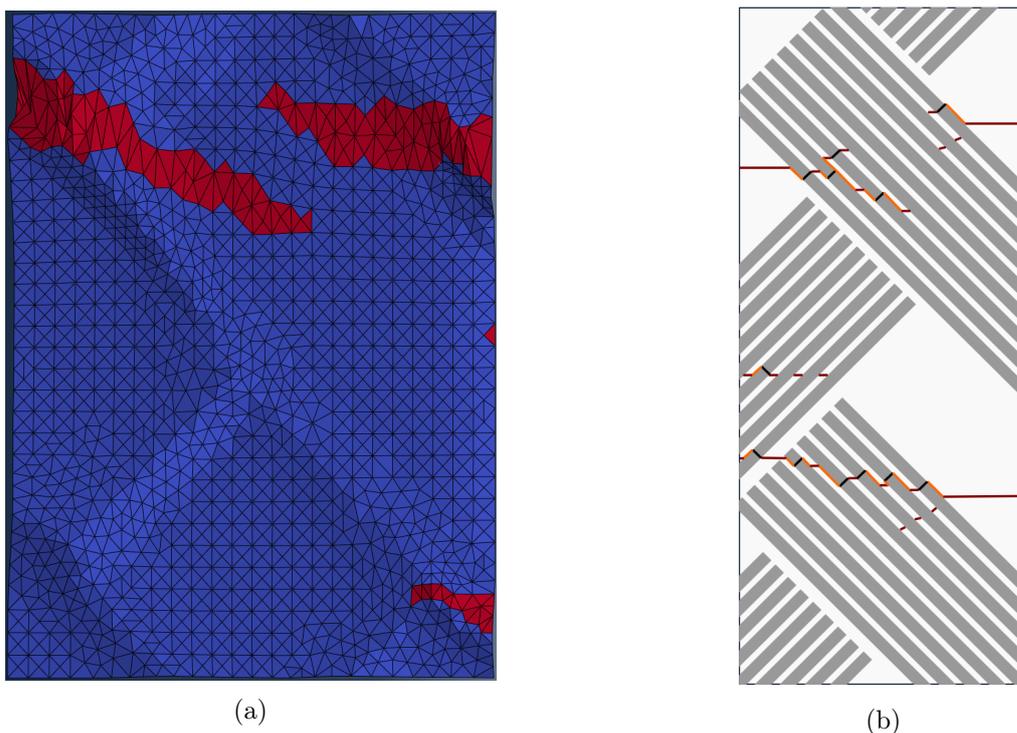


FIGURE 6.29 – Comparaison de la propagation des fissures matricielles dans un essai à 45° entre : (a) simulation à fibres intégrées et (b) schéma des résultats expérimentaux par [Maz18].

La fissuration en surface d'éprouvette issue des résultats de simulation est présentée en figure 6.29, comparée à un schéma des résultats expérimentaux de [Maz18]. Le modèle permet de rendre compte d'un effet qui n'apparaît pas dans les essais sens chaîne et qui intervient spécifiquement dans les essais à 45° : lorsque les fissures matricielles se propagent dans un fil, ces dernières sont déviées par les systèmes interfaciaux et suivent la direction de propagation de plus faible énergie qui est le long du fil. Ce phénomène ne peut être pris correctement en compte que par une bonne représentation des couplages entre les différents modes d'endommagement du système interfacial. Pour rappel, il est indiqué au chapitre 5 que l'endommagement des éléments de liaison fibre/matrice suit un critère quadratique dans la mise en place actuelle du modèle. En pratique, il serait intéressant d'identifier expérimentalement une loi de couplage de l'endommagement pour s'assurer que les simulations hors axe représentent bien le comportement du système interfacial.

La figure 6.30 présente la courbe de contrainte/déformation associée à cette simulation. Un module d'environ 250 GPa, plus faible que dans les essais sens chaîne où il est de 300 GPa, est obtenu (soit environ 17 % plus faible). Ce résultat est cohérent avec la littérature sur le sujet, par exemple dans [Mor07], où deux SiC/SiC MI référencés affichent des modules à 45° 4 % et 20 % plus faibles que dans la direction 0°/90°. Une perte importante de rigidité est observée après l'apparition des premières fissures matricielles. Même si les essais à 45° présentent en général une moins bonne rigidité après endommagement (toujours par rapport aux travaux dans [Mor07]), il semble que la perte de module engendrée par l'endommagement matriciel soit trop prononcée dans cette simulation.

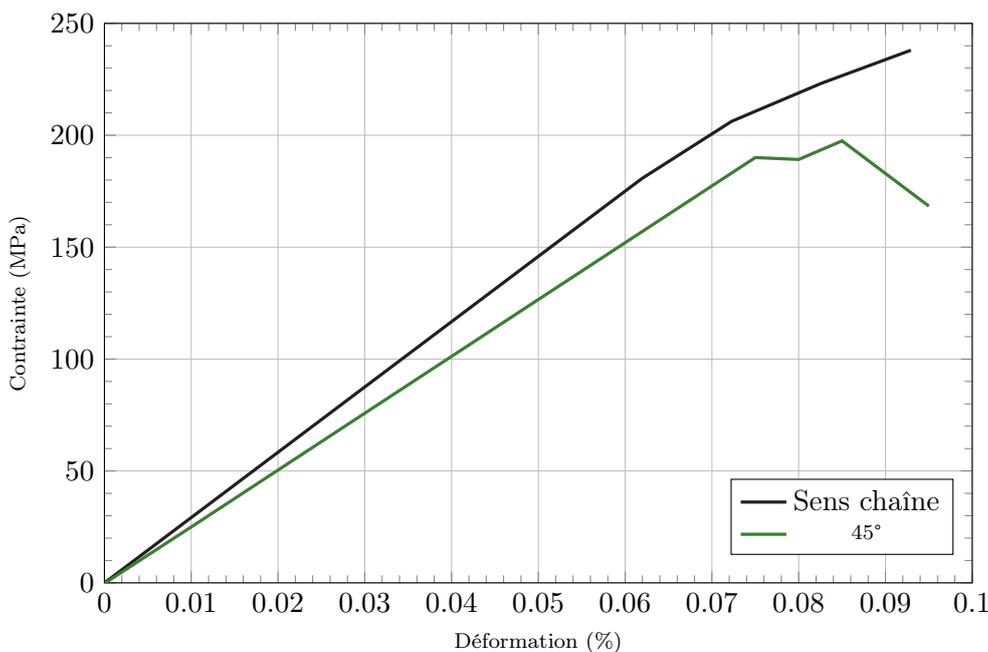


FIGURE 6.30 – Courbe contrainte/déformation de la simulation à 45° comparée à une traction sens chaîne avec les mêmes propriétés matériau.

La figure 6.31 permet d'observer la contrainte dans les macro-fibres après l'apparition des premières fissures matricielles. La reprise de la charge par les fibres est bien visible, malgré le fait que ces dernières ne soient pas alignées avec la direction de chargement. Il est néanmoins fort probable que la représentation du chargement local ne soit pas adéquate dans la mesure où la représentation continue de l'endommagement matriciel engendre une zone de flexion plus importante que si la fissure était discrète. Il est néanmoins intéressant de noter que le modèle permet une représentation d'une traction à 45° qui semble adaptée dans la partie élastique, ainsi que lors de l'apparition des premiers endommagements, sans s'appuyer sur des essais pour effectuer un recalage préliminaire, soulignant une fois de plus la nature prédictive de tels modèles.

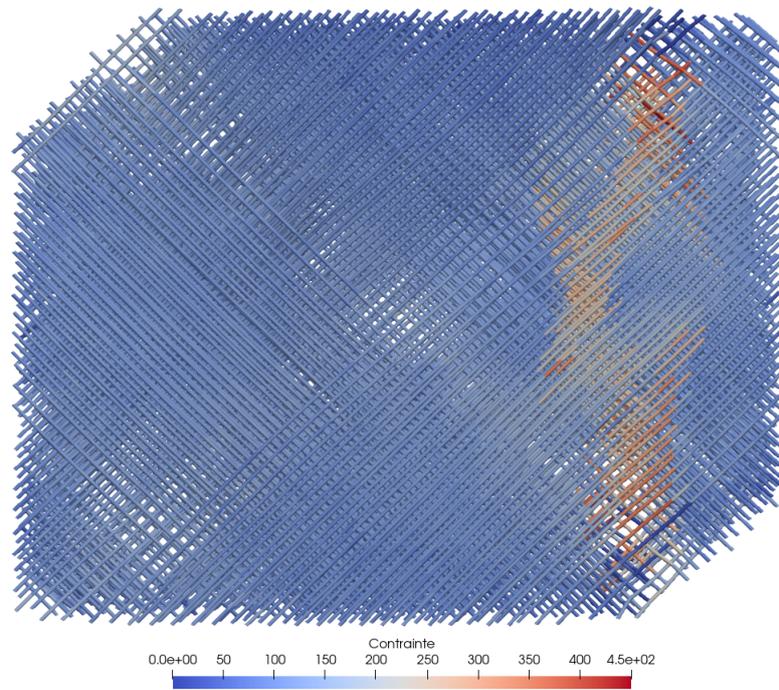


FIGURE 6.31 – Contraintes dans les macro-fibres (en MPa) après l'apparition des premières fissures.

Modifications locales des propriétés des fibres

Les simulations présentées ici permettent d'illustrer la capacité du modèle à modifier localement des propriétés des phases microscopiques directement à l'échelle supérieure. Dans cette partie, une dégradation localisée des fibres, par exemple à cause de l'interaction avec un environnement sévère, est considérée. Le scénario proposé est le suivant : le matériau est sollicité en traction sens chaîne, jusqu'à l'apparition d'une première fissure matricielle ; les contraintes à rupture des fibres sont alors dégradées de 50 % sur le chemin de cette fissure. Les simulations sont réalisées sur le modèle II, pour lequel l'amorçage de la fissure matricielle a lieu tel que présenté dans la figure 6.32. Deux scénarios **A** et **B** seront traités, en fonction de la profondeur d'affectation des fils dans le matériau, et sont présentés en figure 6.33.

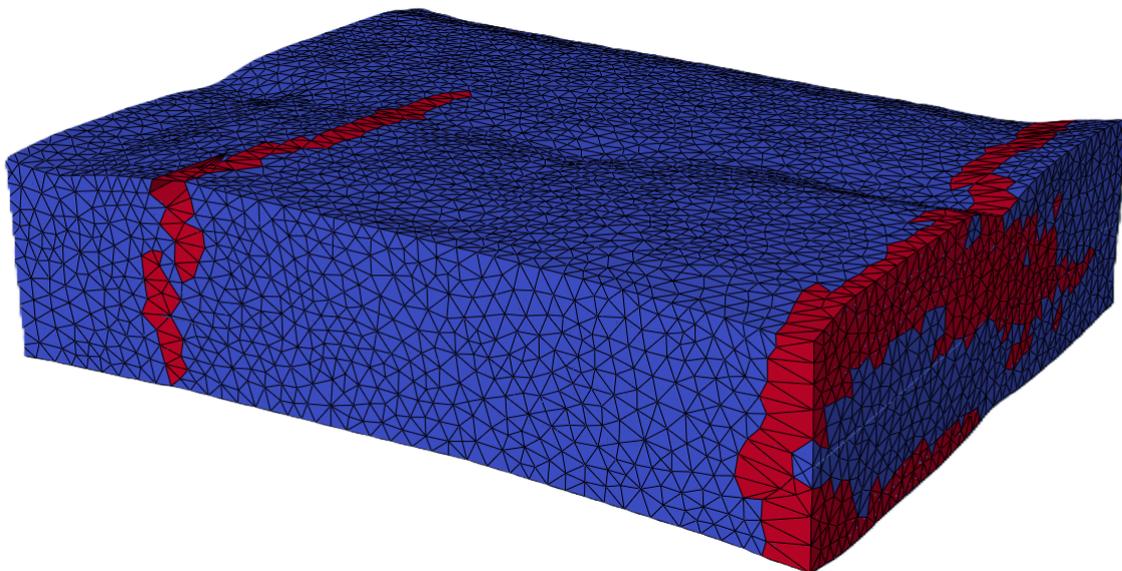


FIGURE 6.32 – Amorçage des fissures matricielles (en rouge : matrice endommagée, en bleu : matrice saine).

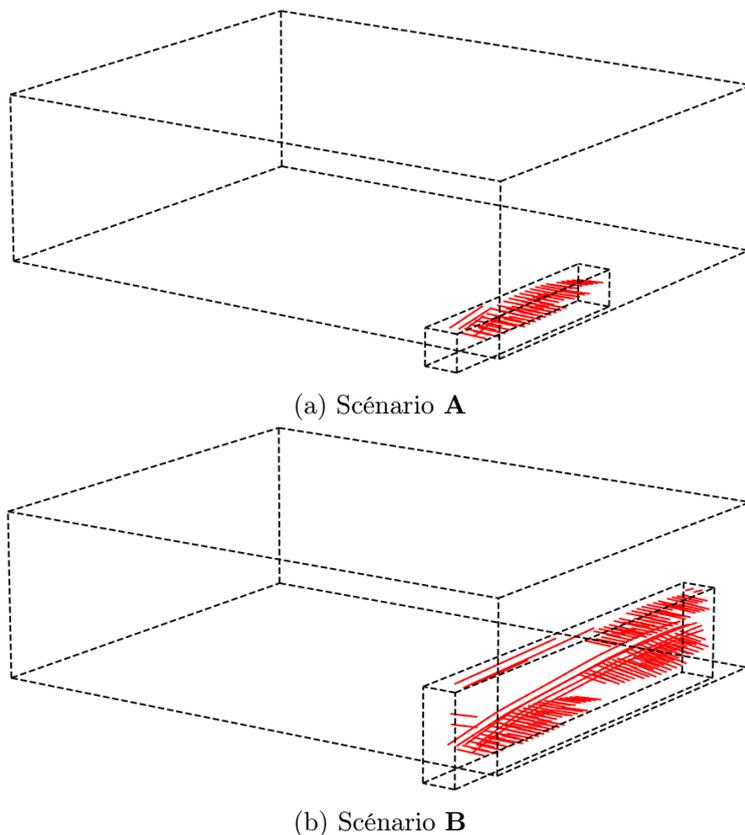


FIGURE 6.33 – Les macro-fibres affectées par une réduction de propriétés sont affichées en rouge relativement à l'ensemble du modèle qui est décrit en traits pointillés. Par souci de lisibilité, l'angle d'affichage est le même que la figure 6.32.

Une troisième simulation est menée à titre de comparaison. Dans cette dernière, un nombre de fils aussi important que le scénario **B** est affecté hors de la zone de fissuration matricielle. Cette simulation, notée scénario **C**, est présentée en figure 6.34.

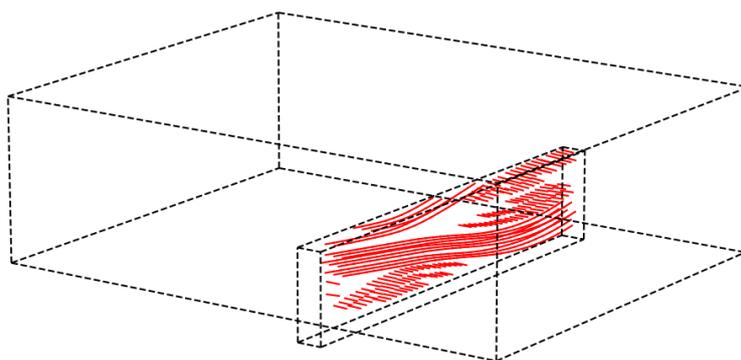


FIGURE 6.34 – Fils affectés dans le scénario **C**.

Les contraintes à rupture obtenues dans ces différents scénarios sont référencées dans la figure 6.35, déjà présentée dans l'étude paramétrique. Il apparaît clairement que malgré le peu de fibres affectées, la contrainte à rupture globale du matériau est grandement diminuée, avec respectivement 14 % et 19 % de diminution de la contrainte à rupture pour les scénarios **A** et **B**. Le scénario **C** ne présente qu'une diminution limitée de 5 %, permettant de mettre en avant le rôle important de la localisation des dégradations des fibres : la faiblesse des fibres seule n'est pas à l'origine de la rupture prématurée du matériau dans les quantités observées dans les deux autres scénarios, c'est bien une dégradation localisée sur le trajet de la fissuration matricielle qui entraîne la diminution de la contrainte à rupture globale.

Il apparaît également que la dégradation appliquée dans le scénario **A** est pratiquement aussi pénalisante que celle dans le scénario **B**, ce qui indique un effet de seuil dans le nombre de fils nécessaires à la rupture finale du matériau global. La rupture locale de seulement quelques fils peut donc suffire à engendrer la rupture globale du composite.

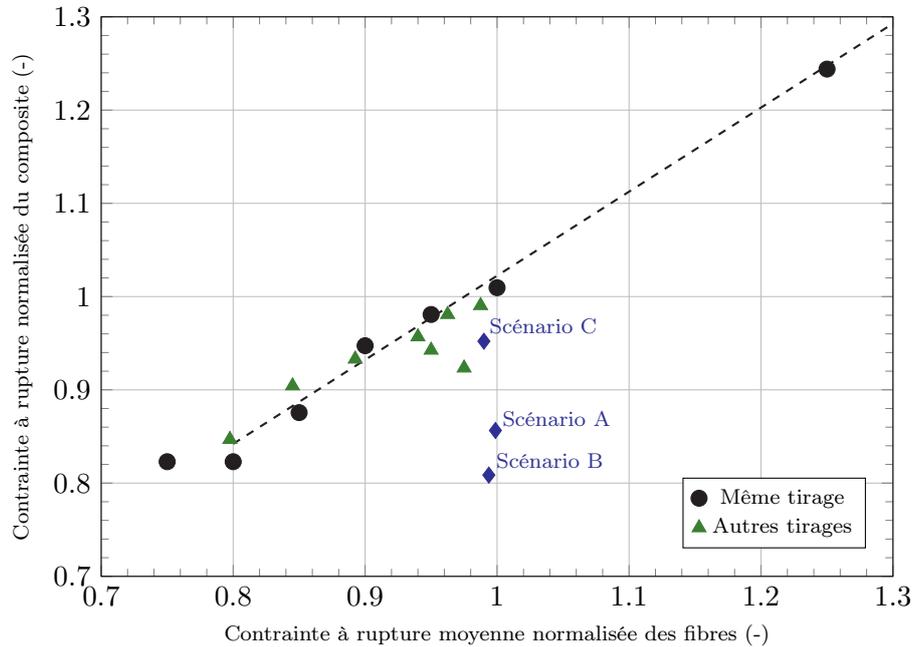


FIGURE 6.35 – Contrainte à rupture normalisée du composite en fonction de la contrainte à rupture normalisée des fibres. Les trois scénarios proposés sont ajoutés aux points déjà obtenus précédemment.

L'étude préliminaire mise en place ici présente un intérêt sur les questions liées à la dégradation des phases de ces matériaux dans des conditions réelles d'utilisation, où des problématiques d'oxydation peuvent par exemple intervenir. Il est possible, à partir de cette approche, d'envisager des couplages avec des modèles de diffusion pour simuler la dégradation des phases au cours des simulations, comme une dégradation des fibres (ce qui est proposé ici) ou des systèmes interfaciaux.

Plus généralement, l'approche développée dans ces travaux propose un cadre intéressant pour étudier la durée de vie des pièces en conditions réelles. En effet, il est possible d'envisager d'étendre ces travaux à des études en température, sous des chargements plus complexes, sur des géométries représentatives de pièces réelles, etc. Toutes ces considérations ouvrent évidemment la réflexion sur des développements futurs de cette approche, qui seront plus amplement discutés dans les perspectives de ce manuscrit.

6.4 Limites de l'approche

Comme introduit plus tôt dans le chapitre, il est ici question de discuter des limites de l'approche, et notamment de les mettre en perspective avec les écarts observés lors des comparaisons essai/calcul. Une première partie s'intéresse aux limites pratiques de mise en œuvre, c'est-à-dire aux difficultés liées à l'utilisation du modèle, tandis que les limites inhérentes au modèle tel qu'il est actuellement construit sont abordées dans une seconde partie.

6.4.1 Limites pratiques de mise en œuvre

Les limites pratiques de mise en œuvre peuvent globalement être séparées en deux catégories : (i) les difficultés liées à la génération de la géométrie des modèles et (ii) les difficultés liées à l'identification des propriétés des phases. Le premier point a déjà été abordé dans le chapitre 4 :

en définitive et moyennant un certain effort, il est possible de générer numériquement ou basées images tout type de géométries et de structures tissées, même quand ces dernières sont complexes. Ce premier point n'est donc pas une limite forte sur l'applicabilité de l'approche, mais plutôt une limitation de son utilisation à des situations qui justifient de fournir cet effort de construction de la géométrie.

Le second point a été évoqué à de multiples reprises dans ce manuscrit : la réalisation d'essais de caractérisation, parfois directement dans le composite, puis l'identification des propriétés d'un modèle associé, reste à l'heure actuelle un vrai défi. Si le modèle à fibres intégrées présente l'avantage de ne nécessiter que les propriétés des phases pour fonctionner, c'est aussi son principal inconvénient car leur détermination est souvent compliquée, coûteuse et s'accompagne de nombreuses incertitudes de mesures et d'identification. De plus, faire une identification inverse de l'ensemble des propriétés microscopiques en se basant sur des essais méso- ou macroscopiques sur composite semble peu adapté, au vu du nombre de paramètres et de leur couplage important.

L'exemple du matériau A présenté dans les sections précédentes montre bien l'écart important entre le comportement du modèle avec des propriétés identifiées expérimentalement et le comportement réel du matériau. Bien que les choix de représentation des phases et des mécanismes jouent probablement un rôle dans ces écarts (ce point est abordé dans la partie suivante), il n'est pas exclu qu'une grande partie d'entre eux soient expliqués par les incertitudes d'identification des propriétés des phases, que ce soit à cause :

- de l'identification des propriétés du système interfacial sur des essais de push-out, probablement peu représentatifs des situations de chargement lors d'essais de traction, et n'activant les systèmes interfaciaux qu'en mode II ;
- de la difficulté à déterminer les propriétés des fibres dans le composite ;
- des connaissances limitées des précontraintes post-élaboration dans les matériaux ;
- de l'absence d'identification des contraintes à rupture de la matrice, ainsi que la quantification de son hétérogénéité intrinsèque ;
- etc.

6.4.2 Limites du modèle

Cette partie se concentre sur les limites du modèle induites par les choix de modélisation décrits au chapitre 5. Malgré des résultats de simulation très proches des observations réelles sur de nombreux aspects – aussi bien sur les données macroscopiques que d'un point de vue phénoménologique –, plusieurs écarts sont observés, surtout aux déformations les plus importantes. Si certains écarts peuvent probablement être expliqués par une mauvaise identification des propriétés microscopiques des phases, déjà discutés précédemment, plusieurs limites inhérentes au modèle sont facilement identifiables.

Le premier point abordé concerne la contrainte sur la taille des mailles volumiques induite par le choix du nombre de macro-fibres. Cette contrainte engendre plusieurs problèmes. Au plus la taille de maille augmente, au plus la perte de rigidité associée à une fissure matricielle est importante. Ce phénomène est particulièrement visible sur l'étude de la convergence au nombre de macro-fibres au chapitre précédent. De plus, cette contrainte présente également une limite pour la représentation de la multi-fissuration de la matrice. Lorsque le taux de fissures devient plus grand que le nombre de mailles par unité de longueur, il n'est alors plus possible de représenter l'endommagement du matériau de manière adéquate.

Le choix d'utiliser une représentation continue de l'endommagement de la matrice apporte également son lot de désavantages et d'écarts à la réalité. Le chapitre précédent a permis de montrer que dans un cas de traction pure, les résultats restent relativement proches d'une représentation discrète de la fissure dans le cas des propriétés matériau et de la taille de maille utilisés ici, moyennant un amorçage forcé de la décohésion des éléments de liaison (voir la section 5.2.3 du chapitre précé-

dent). Néanmoins, l'accumulation d'écarts – même faibles –, lors de la multi-fissuration matricielle, doit probablement engendrer un écart final bien plus important au cours de l'essai, particulièrement lorsque le taux de fissuration est élevé.

L'étude de l'évolution des coefficients du tenseur de rigidité de cellules microscopiques avait également mis en avant un écart important dans les cas de cisaillement dans la direction de fibres (également en section 5.2.3 du chapitre précédent). Si ces écarts ont été considérés comme négligeables pour l'utilisation des modèles dans le cas de tractions sens chaîne, il faut tout de même noter que les matériaux d'étude présentent des fils avec de l'embuvage, ce qui fait en réalité intervenir ces écarts lors des simulations. De manière plus marquée, la simulation à 45° démontre bien le problème engendré par cet écart, dans une situation où les fils sont principalement sollicités en cisaillement.

Le choix de représentation de la rupture des macro-fibres a été abordé de manière relativement brève. La question reste néanmoins entièrement ouverte, et le choix actuel de considérer que la rupture d'un pourcentage de fibres entraîne la rupture de la macro-fibre entière reste questionnable. Une étude plus avancée sur cette problématique serait nécessaire pour quantifier les effets du type de représentation des macro-fibres utilisé : endommagement progressif au fur et à mesure que les fibres rompent, rupture pour une valeur moyenne, rupture pour un pourcentage, etc. Comme pour beaucoup d'autres phénomènes déjà discutés précédemment, il reste néanmoins très complexe de confronter ces choix à des observations expérimentales *in situ*, tant leur difficulté de mise en œuvre est importante.

6.5 Conclusions

L'approche de modélisation par fibres intégrées proposée dans ces travaux a été utilisée pour simuler le comportement des matériaux étudiés, puis confrontée aux résultats expérimentaux obtenus dans les chapitres précédents. L'ensemble des mécanismes d'endommagement observés expérimentalement ont pu être reproduits, à savoir principalement : la fissuration matricielle, la décohésion fibre matrice et la rupture des fibres. De nombreuses observations ont ainsi permis de comparer les résultats de simulation avec les données expérimentales, aussi bien d'un point de vue des courbes macroscopiques que des observations phénoménologiques.

Le caractère prédictif de l'approche a également été éprouvé, dans la mesure où seules les propriétés des phases ont été utilisées pour simuler le comportement des matériaux et qu'aucun recalage des simulations n'a été effectué *a posteriori*. Les résultats s'avèrent très satisfaisants sur les premières phases d'endommagement sur l'ensemble des aspects évoqués précédemment : les courbes contrainte/déformation sont certes bien représentées, mais l'ensemble de la phénoménologie de l'endommagement l'est également, avec des taux de fissuration, des zones de fissuration ou encore un effet Poisson qui sont cohérents avec les résultats expérimentaux.

Employé pour effectuer une étude paramétrique préliminaire, le modèle permet de mieux comprendre les effets des phases sur le comportement matériau, et surtout de quantifier les effets des propriétés microscopiques sur le comportement du composite à l'échelle supérieure. Son utilisation peut donc s'avérer très utile pour améliorer la compréhension de ces matériaux, de leurs phases d'endommagement, des interactions entre les phases et de leur comportement jusqu'à rupture.

Les comparaisons avec les matériaux réels ont également mis en évidence les écarts qui existent encore avec les simulations. Au-delà d'une certaine déformation, la représentation du matériau reste physiquement acceptable pour un CMC, mais plus représentative des matériaux d'étude, avec des écarts aussi bien en termes de contrainte, que de représentation de l'endommagement dans le matériau.

Les origines de ces écarts ont été discutées, mettant en lumière à la fois les difficultés inhérentes à l'identification de propriétés intrinsèques des phases directement dans le composite, mais également les limites issues des choix de représentation faits dans la construction de l'approche de modélisation. Ces limites, si elles permettent d'expliquer au moins partiellement les écarts dans les comparaisons essai/calcul, sont également autant d'ouvertures sur des améliorations et modifications potentielles de l'identification expérimentale des propriétés ou de l'approche de modélisation. Ces perspectives seront donc abordées dans la dernière partie de ce manuscrit.

Conclusions et perspectives

Rappel du contexte

Les SiC/SiC MI font l'objet de nombreux travaux de développement car ils présentent une alternative crédible aux superalliages métalliques employés dans les moteurs d'avions civils. Grâce à leurs très bonnes propriétés thermosturales, leur utilisation permet d'envisager une augmentation des températures de fonctionnement des moteurs, permettant d'atteindre de meilleurs rendements et de réduire la consommation en carburant. Leur structure architecturée, multi-échelle et hétérogène en fait néanmoins des matériaux complexes, aussi bien dans leur élaboration que dans leur comportement mécanique. Pour ces raisons, comprendre le lien entre les propriétés des constituants à l'échelle microscopique et le comportement jusqu'à rupture à l'échelle des pièces s'avère crucial.

Dans ce contexte, ces travaux de thèse avaient deux objectifs principaux :

- décrire les scénarios d'endommagement de cette famille de matériaux, notamment vis-à-vis de propriétés variées de fibres ou de système interfaciaux, mais également caractériser et quantifier les propriétés des phases microscopiques, afin d'améliorer les connaissances sur ces dernières et dans l'optique d'alimenter des modèles ;
- mettre en place un modèle éléments finis du matériau, qui soit capable de représenter l'ensemble des phases d'endommagement et de prédire son comportement jusqu'à rupture en fonction des propriétés des constituants à l'échelle microscopique.

Ces deux objectifs ont naturellement été découpés en deux parties, le premier faisant principalement l'objet de travaux expérimentaux et ayant été décrit dans les trois premiers chapitres de ce manuscrit, tandis que les travaux de modélisation ont été traités dans les trois suivants.

Conclusions générales

Les travaux expérimentaux ont permis de compléter les connaissances sur le comportement mécanique et l'endommagement jusqu'à rupture des SiC/SiC MI. Les phases d'endommagement ont ainsi pu être décrites macroscopiquement, mais également à l'échelle des constituants, avec une description plus fine des phénomènes liés à la fissuration matricielle et à la décohésion du système interfacial. Les essais de traction *in situ* multi-instrumentés présentés au chapitre 2 ont notamment permis de proposer des scénarios d'endommagement variables en fonction des propriétés des fibres ou du système interfacial. Dans les grandes lignes, le scénario suit les étapes suivantes :

- (i) Phase élastique linéaire : A ce stade, aucun endommagement du matériau n'est observé. Néanmoins, si les propriétés transverses des interfaces fibre/matrice sont faibles, cette phase est très courte, avec une perte de rigidité préliminaire à la fissuration matricielle.
- (ii) Phase de premiers endommagements : Cette phase est liée à l'apparition des premières fissures dans la matrice. De nombreux paramètres peuvent influencer l'apparition de ces dernières, comme par exemple l'existence de décohésions transverses préliminaires, qui favorisent les concentrations de contraintes dans la matrice. C'est à partir de cette phase que le matériau perd en rigidité.

- (iii) Phase de multi-fissuration matricielle : Une fois les premiers endommagements passés, l’allongement du matériau est principalement piloté par l’apparition de nouvelles fissures dans la matrice. Ces fissures apparaissent à intervalle régulier, qui dépend de l’hétérogénéité de contraintes à rupture de la matrice et des propriétés de l’interface fibre/matrice. Ces deux aspects font intervenir un grand nombre de paramètres. Par exemple, l’hétérogénéité de la matrice est certes liée aux propriétés intrinsèques de contraintes à rupture de cette dernière, mais est aussi en grande partie influencée par l’hétérogénéité des phases en présence ou de la structure tissée.
- (iv) Phase de saturation de la fissuration matricielle : A partir d’un certain seuil, le taux de fissures dans la matrice ne peut plus augmenter. Les systèmes interfaciaux sont majoritairement décohérés et le report de charge des fibres vers la matrice n’est plus suffisant pour engendrer de nouvelles fissures dans cette dernière. Le passage dans cette phase s’accompagne généralement d’un changement de pente sur la courbe contrainte/déformation, qui est alors principalement pilotée par le module des fibres.
- (v) Rupture du matériau : Lorsque la contrainte sur les fibres devient trop grande, ces dernières rompent et entraînent la rupture globale du matériau. Les travaux expérimentaux n’ont pas permis de mettre en évidence les mécanismes précis qui accompagnent ce phénomène. En particulier, il reste difficile de déterminer si les mécanismes de rupture en cascade ont un effet local ou plus global. Néanmoins, il est assez clair que cette rupture finale peut se produire pour des déformations très variées, à partir du moment où il existe au moins une fissure matricielle dans le matériau.

Les travaux menés au chapitre 2 ont également mis l’accent sur l’approfondissement des connaissances des propriétés des phases microscopiques, par exemple au travers de l’étude des énergies dissipées. Cette dernière permet notamment de voir les mécanismes principaux d’endommagement, avec une répartition moyenne de 70 à 80 % d’endommagement interfacial, 7 à 19 % de fissuration matricielle et environ 13 % de phénomènes de friction aux interfaces fibre/matrice. Ces résultats permettent de mettre en valeur l’importance accordée aux systèmes interfaciaux dans les CMC, avec au total plus de 80 % de l’énergie dissipée à travers l’endommagement de son système interfacial, ou par les phénomènes de frottements associés.

Ces travaux expérimentaux ont certes apporté de nombreuses informations sur les propriétés intrinsèques des constituants élémentaires, mais ont également démontré la grande complexité qui est associée à leur détermination en se basant simplement sur des essais macroscopiques, même à l’aide d’observations microscopiques *in situ*. Les propriétés obtenues présentent en général des incertitudes importantes, et sont associées à des modèles, souvent analytiques, dont les résultats sont questionnables et ne sont pas toujours réutilisables en dehors de ces derniers.

Le chapitre 3 s’est donc concentré sur la réalisation et le post-traitement d’observations *post mortem* ou de caractérisations micro-mécaniques complémentaires. Le but était d’obtenir des informations quantitatives sur les propriétés intrinsèques des phases, ou d’approfondir et de recroiser les résultats obtenus par les essais de traction. Dans un premier temps, des essais de push-out ont été post-traités afin d’obtenir une confirmation du taux de restitution d’énergie des systèmes interfaciaux, et une modélisation éléments finis a été proposée dans le but d’identifier les propriétés de zones cohésives associées aux interfaces. Les résultats se sont avérés cohérents avec les valeurs obtenues via les courbes contrainte/déformation, permettant également de préciser d’autres paramètres, comme la rigidité ou la contrainte à rupture de ces dernières.

L’observation des faciès de rupture des éprouvettes a ensuite été proposée. Les longueurs d’extraction des fibres ont été quantifiées afin d’associer les résultats expérimentaux avec un modèle théorique probabiliste qui a été développé dans le cadre de ces travaux. Ce dernier a permis, en se basant sur les propriétés interfaciales obtenues précédemment, de déterminer grossièrement des

contraintes à rupture moyennes des fibres dans les composites. Ces observations ont été complétées par la mesure de rayons miroirs sur les faciès des fibres, qui ont globalement confirmées les tendances observées par les faciès des éprouvettes, mais qui ont démontré une fois encore toute la difficulté d'obtenir des propriétés intrinsèques des constituants directement au sein des composites.

La seconde partie de cette thèse s'est concentrée sur le développement d'une approche de modélisation du matériau, capable de représenter ce dernier jusqu'à la rupture, tout en prenant en compte les propriétés des phases déterminées dans la partie expérimentale afin d'obtenir un modèle prédictif. S'il était initialement prévu de mettre en place une méthode multi-échelle, extension logique des travaux proposés dans la thèse de [Maz18] au LCTS, il a été démontré que la méthode était peu adaptée à la représentation des phénomènes d'intérêt, au-delà des premiers endommagements. Une nouvelle approche de modélisation par fibres intégrées, plus adaptée à la représentation de ces phénomènes et permettant des simulations du comportement jusqu'à rupture de ces matériaux a donc été proposée. Peu utilisée dans la littérature, en particulier dans le domaine des CMC, la mise en place de la méthode a donc nécessité un travail de fond sur les choix de représentation des phénomènes, discuté dans le chapitre 5.

Ce chapitre s'est concentré sur le développement d'un élément dit "de liaison" entre des éléments structuraux qui représentent les fibres et des éléments volumiques qui représentent la matrice. Le comportement de ces derniers s'appuie en grande partie sur les travaux de [Alf06] sur les zones cohésives, mais également sur la représentation d'un comportement "transverse" qui n'avait pas encore été exploré dans la littérature dans le contexte des fibres intégrées. Les résultats de simulation obtenus avec cet élément ont été comparés à des simulations avec des zones cohésives, déjà éprouvées dans la littérature. Les résultats satisfaisants ont permis d'aller plus en avant dans le développement de l'approche, permettant d'ajouter les comportements endommageables des fibres et de la matrice, donnant également lieu à de multiples discussions sur les choix de représentation.

Le passage à une échelle supérieure a également donné lieu à l'utilisation de "macro-fibres", qui représentent des lots de fibres et permettent de diminuer le nombre de degrés de liberté des modèles. Les implications induites par ces macro-fibres ont été également discutées, notamment par rapport à la conformité de la taille des maillages volumiques employés. Enfin, une simulation sommaire sur un unidirectionnel a permis de confirmer la bonne représentation de l'ensemble des phénomènes attendus sur un composite inverse, avec une zone élastique, l'apparition d'un plateau lié à la multifissuration matricielle et la récupération du module des fibres avant leur rupture.

Le dernier chapitre s'est intéressé à l'application de cette approche aux matériaux d'étude. La méthode s'avère capable de représenter un comportement typique de SiC/SiC, avec l'ensemble des phénomènes mécaniques qui interviennent lors des essais à $0^\circ/90^\circ$ sur un stratifié, notamment vis-à-vis des cycles de décharge/recharge. Sur des structures tissées plus complexes, comme celles utilisées dans les matériaux d'étude, l'approche permet de prédire le comportement mécanique des matériaux *a minima* jusqu'aux premières phases d'endommagement, comme cela était déjà permis par les approches multi-échelles. Néanmoins, sur de telles dimensions, le gain en coût de calcul est considérable face à ces dernières, avec des calculs sur structure mésoscopique à peine plus lourds qu'un unique calcul à l'échelle microscopique pour les approches multi-échelles.

Des simulations ont ensuite été menées jusqu'à la rupture. Un comportement proche des résultats expérimentaux au moins jusqu'à une déformation de 0.2 % est obtenu. Un des grands avantages de l'approche est sa représentation des phénomènes microscopiques directement à l'échelle supérieure, ce qui permet notamment de la comparer à l'ensemble des aspects traités expérimentalement : courbe contrainte/déformation, taux de fissuration matricielle, zones de fissuration, longueurs de décohésions, effets Poisson, etc. Pour l'ensemble de ces observations, les résultats de simulations sont comparables aux résultats expérimentaux, et permettent également d'explorer la phénoménologie de l'endommagement dans le volume ou la répartition des contraintes, qui sont des informations

inaccessibles expérimentalement. Comme dit précédemment, ces résultats s'accompagnent d'une diminution importante du nombre de degrés de liberté, permettant son utilisation sur des dimensions relativement importantes, ou pour réaliser un grand nombre de calculs, par exemple pour effectuer des études paramétriques.

Dans ce contexte, le chapitre 6 a également donné lieu à quelques travaux exploratoires basés sur cette approche, comme une étude paramétrique sur les propriétés des phases, ou encore son utilisation dans des cadres plus larges que de la traction sens chaîne. Ces différents travaux permettent de mettre en avant les effets des constituants sur le comportement macroscopique du composite, grâce aux capacités prédictives de l'approche. Ils montrent également ses limites actuelles, qui sont discutées dans une dernière partie, et qui proviennent principalement de la difficulté à identifier correctement les propriétés des phases, mais également des différents choix de modélisation. Ces quelques limites pourraient évidemment faire l'objet de travaux complémentaires, afin d'améliorer la modélisation prédictive de ces matériaux. Malgré ces quelques écarts, les résultats très prometteurs de cette approche permettent d'envisager des applications futures dans des contextes de sollicitations ou de couplages bien plus variés, voir son application à des matériaux autres que des CMC à fibres longues.

Perspectives

Ces travaux permettent d'ouvrir de nombreuses perspectives, aussi bien expérimentales, dans le but d'obtenir des informations plus précises sur les propriétés des constituants, que numériques, afin d'améliorer ou d'étendre l'approche, ou même de l'utiliser dans des contextes différents.

Perspectives expérimentales

Caractérisation *in situ* des phases : Bien que les travaux expérimentaux menés dans cette thèse ont permis de quantifier certaines propriétés des phases, comme le taux de restitution d'énergie des systèmes interfaciaux ou encore certaines contraintes à rupture des fibres de manière *in situ*, les valeurs obtenues restent incomplètes pour caractériser complètement leur comportement mécanique, accompagnées d'une grande incertitude de détermination, et limitées à ces quelques phases. Ces multiples inconnues et incertitudes sont autant de limites à la bonne prédiction des comportements matériaux via l'approche de modélisation proposée. Dans ce contexte, il apparaît particulièrement intéressant de déterminer expérimentalement certaines propriétés des phases, en particulier :

- Pour les systèmes interfaciaux : Aller plus en avant sur la détermination de la contrainte à rupture et la rigidité de ces dernières, surtout dans les modes d'endommagement d'intérêt (dans le cas d'une extraction de fibre par exemple). Déterminer le couplage entre les différents modes afin d'adopter une loi d'endommagement adaptée et si le comportement de ces dernière est isotrope ou non.
- Pour les fibres : Déterminer les contraintes à rupture de ces dernières une fois introduites dans le composite. Investiguer plus en profondeur leur mécanisme de rupture en cascade et comprendre comment ce dernier se produit au sein du composite.
- Pour la matrice : Si elle s'avère importante, quantifier l'hétérogénéité de contraintes à rupture de cette dernière.

De nombreux essais de caractérisation, particulièrement de micro-mécanique, peuvent être envisagés dans cette optique. On peut en particulier noter : (i) les essais de *pull-out*, pour caractériser les interfaces dans une situation plus proche des sollicitations connues dans les matériaux ; (ii) des essais de nano-indentation de phases spécifiques à l'aide d'un FIB (*Focused Ion Beam*), par exemple sur les fibres, la matrice ou le système interfacial ; (iii) des essais mécaniques sur des crues de matrice afin d'établir une loi de comportement pour cette dernière.

Détermination des contraintes résiduelles dans les matériaux : Même si des travaux préliminaires au LCTS ont permis d'introduire des précontraintes vraisemblables dans les modèles utilisés dans ces travaux, ces derniers sont actuellement basés sur la modélisation du fluage des matériaux post-élaboration, et ne sont pas basés sur des observations expérimentales. Pourtant, ces précontraintes jouent des rôles multiples sur le comportement mécanique des CMC : elles pilotent l'apparition des premiers endommagements en fonction de l'état de précontraintes dans la matrice, peuvent diminuer la contrainte à rupture finale du matériau en mettant les fibres initialement en traction et sont également à l'origine des frottements à l'interface fibre/matrice. Leur détermination apparaît donc cruciale dans l'optique de mieux comprendre la séquence d'apparition des différents phénomènes d'endommagement et afin d'améliorer la représentativité des modèles.

Essais *in situ* sous micro-tomographe : Puisque le modèle permet de suivre l'état d'endommagement des différentes phases microscopiques dans le volume, il apparaîtrait intéressant de réaliser des essais *in situ* sous micro-tomographe afin de réaliser des comparaisons essai/calcul plus poussées que ce qui est permis par les essais réalisés dans le cadre de cette thèse. En particulier, il pourrait être utile de générer un modèle basé images et de recalculer les conditions limites en accord avec les conditions réelles d'un essai, dans une démarche similaire aux travaux de [Maz18] mais étendue jusqu'à la rupture de l'éprouvette.

Perspectives de modélisation

Malgré son développement récent, les perspectives ouvertes par cette approche par fibres intégrées sont nombreuses. Il est ici proposé de faire un bref tour d'horizon des possibilités d'évolutions ou d'améliorations du modèle en s'appuyant sur les limites observées dans ces travaux, avant de s'intéresser à quelques applications reliées ou annexes dans lesquelles son utilisation pourrait être envisagée.

Evolutions et améliorations du modèle

Choix de représentation des phénomènes : Le modèle, bien qu'ayant permis de représenter correctement les différents phénomènes d'intérêt dans le contexte d'étude, reste récent et peu éprouvé. Les choix de représentation des mécanismes d'endommagement peuvent donc largement être révisés sous de nombreux aspects. On peut en particulier noter quelques points pouvant probablement faire l'objet d'améliorations futures :

- La contrainte forte sur la taille de maille en fonction du nombre de macro-fibres peut s'avérer particulièrement contraignante, et trouver une méthode permettant de s'affranchir ou de limiter cette contrainte serait particulièrement avantageux pour l'approche.
- L'utilisation de lois d'endommagement continues a certes permis de limiter le temps consacré aux questions de représentation de l'endommagement de la matrice, mais il serait intéressant de confronter plus en profondeur ce choix avec d'autres représentations de l'endommagement. Par exemple, si les méthodes de modélisation discrètes semblent adaptées à une meilleure représentation des phénomènes intervenant dans les fils longitudinaux (c.f. partie 5.2.3, sur l'amorçage de la décohesion), leur application aux fils transverses reste non triviale.
- La méthode de représentation de la rupture des macro-fibres n'est pas encore clairement établie, non seulement car les travaux expérimentaux sont encore insuffisants pour conclure, mais également car ces questions sont intrinsèquement liées au choix d'un solveur statique pour modéliser des endommagements se produisant par report de charges. Ce point semble pourtant être central vis-à-vis de la bonne représentation de la rupture finale des composites.
- En fonction du type d'application, de nombreuses autres problématiques peuvent certainement être ajoutées à cette liste, par exemple pour l'utilisation en température, ou avec l'ajout de couplages chimiques...

Passage à l'échelle des pièces : Une autre perspective fondamentale de ce travail concerne le passage à des modélisations à l'échelle des pièces. Si ce travail a permis de simuler le comportement de portions de plaques des matériaux avec un gain considérable de temps de calcul par rapport aux approches multi-échelles et même en considérant des moyens de calcul bien plus puissants que de simples stations individuelles, il ne semble toujours pas possible de modéliser directement des pièces entières avec cette approche. La représentation de pièces aéronautiques n'est donc pas directe et devra probablement faire l'objet de développements complémentaires. On peut par exemple envisager d'utiliser les modèles ainsi générés comme échelle inférieure d'une approche multi-échelle ou de décomposition de domaine, ou même employer une représentation par fibres intégrées seulement dans les zones d'intérêt et effectuer un raccordement avec des modèles plus simples (comme par exemple ce qui est proposé dans [Wan20b]).

Optimisation numérique et solveur ad hoc : Comme cela a été brièvement évoqué dans ces travaux, l'application de tels modèles dans un solveur éléments finis industriel, ainsi que les développements nécessaires à leur convergence, restent de potentiels freins de par leur complexité et leur coût de calcul. Il semble pourtant possible, au moins sur l'aspect numérique, de proposer des méthodes de résolution numérique plus adaptées aux équations qui résultent de la physique modélisée, afin d'optimiser grandement les simulations. Cet aspect n'a pas été envisagé dans ces travaux, à cause de la contrainte industrielle d'un développement sur le solveur Abaqus, néanmoins, l'utilisation d'un solveur permettant plus de contrôle sur ces aspects, voir la mise en place d'un solveur *ad hoc*, pourrait potentiellement permettre un gain conséquent sur les temps de calcul.

Applications envisagées

Sur des géométries et chargements complexes : Une perspective assez directe est l'utilisation de cette approche pour simuler le comportement sur des géométries, ou dans des situations de chargements plus complexes. Elle pourrait par exemple être employée dans des situations simulant au moins partiellement des pièces aéronautiques et les chargements réels associés. Ce point a été illustré dans le chapitre précédent sur une simulation à 45°, où les mécanismes de premiers endommagements sont représentés fidèlement. L'avantage d'une telle utilisation provient de la nature prédictive de ces simulation, qui doit permettre d'estimer les comportements mécaniques (au moins grossièrement), sans nécessairement nécessiter la mise en place de travaux expérimentaux.

Couplages, en température, en environnement oxydant, etc. : Une perspective de ces travaux est également d'envisager des couplages divers, afin de prendre en compte les effets thermiques ou chimiques qui peuvent s'ajouter aux effets mécaniques. Les travaux préliminaires proposés dans la section 6.3 du chapitre précédent permettent bien de comprendre l'enjeu qui accompagne ces questions : en température ou en présence de certaines espèces chimiques, les phases peuvent voir leurs propriétés mécaniques changer drastiquement, entraînant une modification du comportement du composite global. L'extension des modèles à des calculs thermomécaniques, ou couplés par exemple avec des modèles *phase field* pour représenter des effets de diffusion/réaction, apparaît donc comme une perspective intéressante dans l'optique de prédire la durée de vie des pièces en conditions réelles d'utilisation.

Pour d'autres matériaux : En pratique, l'approche par fibres intégrées permet potentiellement de répondre à des problématiques de modélisation similaires rencontrées dans certains matériaux. On peut en particulier envisager leur utilisation dans le contexte des CMC à fibres discontinues, pour lesquels des difficultés pour passer à l'échelle supérieure sans séparabilité des échelles sont également notées dans certaines circonstances. Cela permettrait alors d'explorer des aspects jusqu'alors bloqués par les limites de modélisation. On peut en particulier noter la possibilité potentielle de travailler sur des fibres discontinues avec des facteurs de forme plus importants, limite soulignée par [Leg22] dans ses travaux.

Annexes

Annexe 1 : Formulation 3D de l'élément de liaison

Cette annexe présente la loi de comportement des éléments de liaison en 3D, toujours en suivant le même découpage et des notations similaires à celles proposées en 2D.

Matrice équivalente

La notation reste identique à celle employée en 2D :

$$\sigma_m = C(D_i)\varepsilon_m \quad (2)$$

Si la direction 1 est l'axe de la fibre qui traverse la matrice, alors le tenseur de rigidité de cette matrice est le suivant :

$$\sigma_m = C(D_i)\varepsilon_m \quad (3)$$

En considérant les mêmes hypothèses déjà formulées en 2D, le tenseur de rigidité $C(D_i)$ est décrit en 3D comme :

$$C(D_i) = \begin{bmatrix} 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ f_{2222}(D_i)C_{2222}^i & f_{2233}(D_i)C_{2233}^i & 0 & 0 & 0 & 0 \\ & f_{3333}(D_i)C_{3333}^i & 0 & 0 & 0 & 0 \\ & & f_{1212}(D_i)C_{1212}^i & 0 & 0 & 0 \\ & sym & & f_{1313}(D_i)C_{1313}^i & 0 & 0 \\ & & & & f_{2323}(D_i)C_{2323}^i & 0 \end{bmatrix} \quad (4)$$

avec $f_{2233}(D_i) = f_{1212}(D_i) = f_{1313}(D_i) = f_{2323}(D_i) = 1 - D_i$,

$$f_{2222}(D_i) = \begin{cases} (1 - D_i) & si \quad \varepsilon_{22} \geq 0 \\ 1 & sinon \end{cases} \quad (5)$$

et

$$f_{3333}(D_i) = \begin{cases} (1 - D_i) & si \quad \varepsilon_{33} \geq 0 \\ 1 & sinon \end{cases} \quad (6)$$

Liaison fibre/matrice

Si on conserve les notations \cdot_l pour la direction longitudinale et \cdot_{t1} et \cdot_{t2} pour les deux directions transverses à la fibre, alors :

$$\begin{cases} \sigma_l = (1 - D_i)K s_l + D_i\sigma_l^d \\ \sigma_{t1} = (1 - D_i)K s_{t1} + D_i\sigma_{t1}^d \\ \sigma_{t2} = (1 - D_i)K s_{t2} + D_i\sigma_{t2}^d \end{cases} \quad (7)$$

avec,

$$\begin{aligned} \sigma_{t1}^d &= 0.5Ks_{t1}, \sigma_{t2}^d = 0.5Ks_{t2}, \sigma_l^d = K(s_l - s_l^{di}), s_l^{di} = \lambda \frac{\sigma_l^d}{|\sigma_l^d|}, \lambda \geq 0, \\ |\sigma_l^d| - \mu(\sqrt{\sigma_{t1}^d \sigma_{t1}^d + \sigma_{t2}^d \sigma_{t2}^d} + \sqrt{\langle \sigma_{m22} \rangle_- \langle \sigma_{m22} \rangle_- + \langle \sigma_{m33} \rangle_- \langle \sigma_{m33} \rangle_-}) &\leq 0, \\ \lambda(|\sigma_l^d| - \mu(\sqrt{\sigma_{t1}^d \sigma_{t1}^d + \sigma_{t2}^d \sigma_{t2}^d} + \sqrt{\langle \sigma_{m22} \rangle_- \langle \sigma_{m22} \rangle_- + \langle \sigma_{m33} \rangle_- \langle \sigma_{m33} \rangle_-})) &= 0 \end{aligned}$$

On note $\langle \cdot \rangle_-$ la partie négative de \cdot . Les phénomènes de frottement sont ici considérés au regard de la norme des contraintes de compression sur l'interface, d'où à la fois la partie $\sqrt{\sigma_{t1}^d \sigma_{t1}^d + \sigma_{t2}^d \sigma_{t2}^d}$, issue d'un déplacement transverse de la fibre dans sa matrice, mais également $\sqrt{\langle \sigma_{m22} \rangle_- \langle \sigma_{m22} \rangle_- + \langle \sigma_{m33} \rangle_- \langle \sigma_{m33} \rangle_-}$ issue de la compression de la matrice, et des équations qui seront proposées par la suite.

Loi d'endommagement

En 3D, la loi d'endommagement peut être exprimée comme :

$$D_i = \underset{\text{historique}}{\max} (\tilde{D}_i) \quad (8)$$

où,

$$\tilde{D}_i = \max \left(0, \min \left(1, \frac{\beta}{\eta \times (1 + \beta)} \right) \right), \quad \eta = 1 - \frac{\sigma_0^2}{2KG_c} \quad (9)$$

et

$$\beta = \sqrt{\left(\frac{s_l}{s_{l,0}} \right)^2 + \left(\frac{\langle \varepsilon_{m22} \rangle_+}{\varepsilon_{m22,0}} \right)^2 + \left(\frac{\langle \varepsilon_{m33} \rangle_+}{\varepsilon_{m33,0}} \right)^2} \quad (10)$$

Annexe 2 : Application éléments finis de l'élément de liaison

User Element Abaqus

La formulation éléments finis est réalisée sur Abaqus via l'utilisation de UEL (pour *User Element*). Ces derniers permettent de modéliser le comportement d'éléments variés. Dans le cas qui intéresse ces travaux, les informations disponibles en entrée sont les coordonnées et les déplacements des nœuds, ainsi que les propriétés données par l'utilisateur. La routine doit permettre de sortir pour chaque élément les forces aux nœuds ainsi que la matrice Jacobienne (ou sécante) de ce dernier. La figure 1 propose un schéma pour résumer le fonctionnement des UEL.

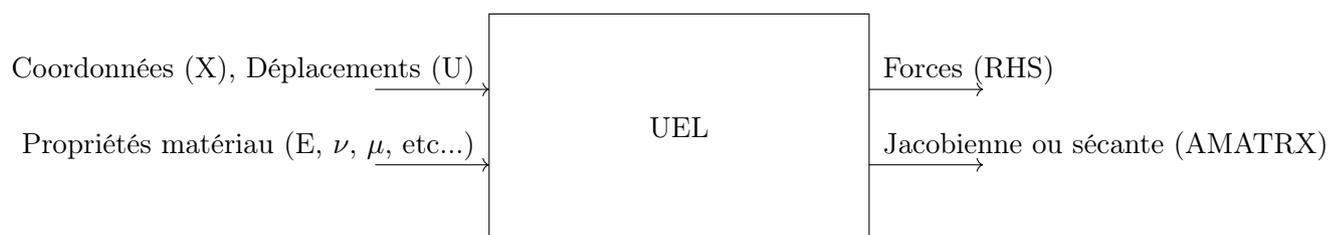


FIGURE 1 – Schéma du UEL Abaqus utilisé dans ces travaux.

Les éléments de liaison ont pour données d'entrée les informations des nœuds de l'élément de matrice ainsi que ceux de l'élément qui représente la fibre ou macro-fibre. Les équations sont données en 2D pour en simplifier la compréhension. Ainsi, chaque élément de liaison possède cinq nœuds, trois issus de l'élément triangle qui représente la matrice, et deux de l'élément truss qui représente la fibre. Un schéma est proposé en figure 2. La numérotation des nœuds sera conservée pour la suite de cette annexe. Comme dans la description physique proposée dans ce manuscrit, la description du modèle éléments finis est également découpée en deux parties : matrice équivalente et liaison fibre/matrice.

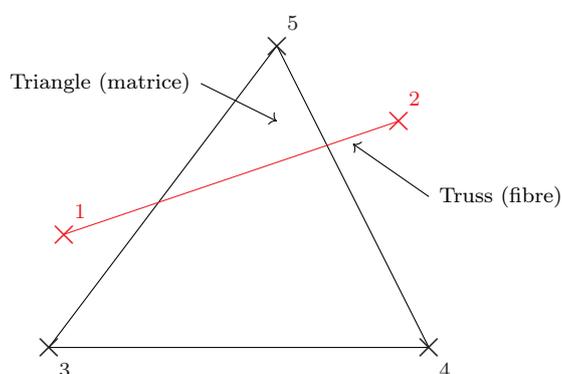


FIGURE 2 – Schéma d'un élément triangle traversé par un élément truss, ainsi que des cinq nœuds qui composent l'élément de liaison.

Toujours par souci de simplicité, le système de coordonnées employé est placé de sorte à ce que l'axe x soit suivant l'axe de la fibre. Les notation x_i et y_i seront donc employées pour désigner les positions du nœud i suivant les deux axes, tandis que u_i et v_i représenteront les déplacements suivants ces deux axes. Sont également noté X_i et U_i tels que :

$$X_i = \begin{pmatrix} x_i \\ y_i \end{pmatrix} \quad \text{et} \quad U_i = \begin{pmatrix} u_i \\ v_i \end{pmatrix} \quad (11)$$

On notera également par la suite X_m et U_m les positions et déplacements des nœuds du triangle, ainsi que X_f et U_f les position et déplacements des nœuds du truss, tels que :

$$X_m = \begin{pmatrix} x_3 \\ y_3 \\ x_4 \\ y_4 \\ x_5 \\ y_5 \end{pmatrix}, \quad U_m = \begin{pmatrix} u_3 \\ v_3 \\ u_4 \\ v_4 \\ u_5 \\ v_5 \end{pmatrix}, \quad X_f = \begin{pmatrix} x_1 \\ y_1 \\ x_2 \\ y_2 \end{pmatrix}, \quad U_f = \begin{pmatrix} u_1 \\ v_1 \\ u_2 \\ v_2 \end{pmatrix} \quad (12)$$

Matrice équivalente

Cette partie nécessite de considérer seulement les nœuds de l'élément triangle qui représente la matrice :

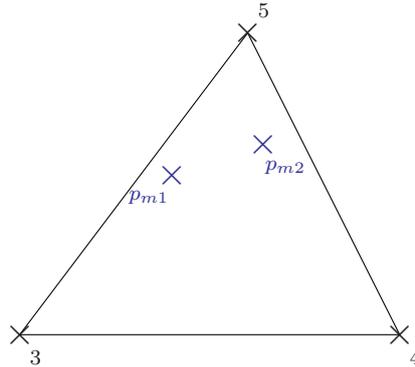


FIGURE 3 – Schéma de l'élément triangle et de ses points d'intégration.

Bien que l'élément soit un triangle, deux points d'intégration notés p_{m1} et p_{m2} sont utilisés, afin de rendre l'écriture plus simple vis-à-vis de la partie qui concerne la liaison fibre/matrice décrite par la suite. La discussion sur ce choix sera étayée dans la partie suivante. Si on note $\partial N_i/\partial x$ et $\partial N_i/\partial y$ les dérivées partielles des fonctions de formes pour le nœud i à un des points d'intégration, alors la matrice B , calculée à partir de ces dérivées partielles, est notée :

$$B = \begin{bmatrix} \partial N_3/\partial x & 0 & \partial N_4/\partial x & 0 & \partial N_5/\partial x & 0 \\ 0 & \partial N_3/\partial y & 0 & \partial N_4/\partial y & 0 & \partial N_5/\partial y \\ \partial N_3/\partial y & \partial N_3/\partial x & \partial N_4/\partial y & \partial N_4/\partial x & \partial N_5/\partial y & \partial N_5/\partial x \end{bmatrix} \quad (13)$$

alors :

$$\varepsilon_m = BU_m \quad (14)$$

En reprenant :

$$\sigma_m = C(D_i)\varepsilon_m \quad (15)$$

le calcul des efforts F_m sur les nœuds de l'élément triangle se fait de manière directe, comme :

$$F_m = \frac{1}{2} A_m B^T C(D_i) B U_m \quad (16)$$

avec A_m l'aire du triangle.

Liaison fibre/matrice

Le schéma en figure 4 présente les deux éléments (triangle pour la matrice et truss pour la fibre), ainsi que leurs points d'intégration. Dans le contexte décrit ici, ces points d'intégration peuvent être placés sans condition particulière le long de l'élément truss, puisque les éléments sont P1 (linéaires). En pratique, l'utilisation d'éléments d'ordres plus élevés demanderait de reconsidérer les choix de position et de nombres de points d'intégration. L'utilisation de deux points d'intégration permet d'éviter l'existence de modes de déplacements avec une énergie nulle (par rotation ou homothétie dont le centre serait le-dit point d'intégration). La figure 5 présente quant à elle le déplacement s qui résulte d'un déplacement de la fibre relativement à la matrice.

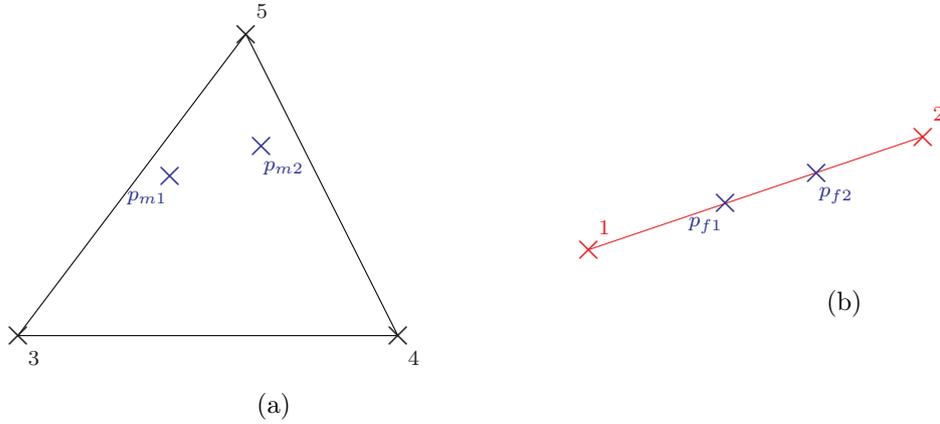


FIGURE 4 – Schéma des points d'intégration associés aux deux éléments : (a) du triangle et (b) du truss.

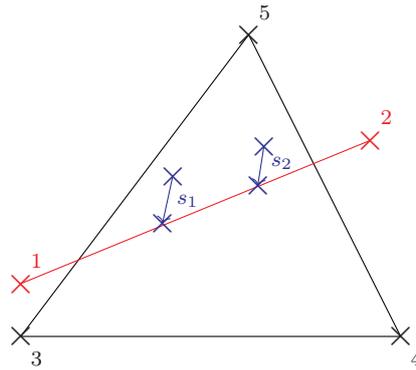


FIGURE 5 – Schéma des déplacements résultants notés s .

Si $N(X_{m1})$ désigne les valeurs des fonctions de forme du triangle au point d'intégration p_{m1} . Le déplacement du point d'intégration p_{m1} du triangle est donc calculé comme :

$$U_{m1} = N(X_{m1}) U_m \quad (17)$$

On note maintenant $N'(X_{f1})$ la valeur des fonctions de forme de l'élément truss au point d'intégration p_{f1} . Alors de la même manière, le déplacement du point d'intégration p_{f1} du truss est calculé comme :

$$U_{f1} = N'(X_{f1}) U_f \quad (18)$$

Il est alors possible de définir le déplacement relatif de la fibre par rapport à la matrice au niveau de ce point d'intégration :

$$s_1 = U_{f1} - U_{m1} \quad (19)$$

Si on note :

$$s_1 = \begin{pmatrix} s_{l1} \\ s_{t1} \end{pmatrix} \quad (20)$$

ces déplacements permettent ensuite de remonter au calcul des contraintes tel que décrit précédemment, avec :

$$\begin{cases} \sigma_{l1} = (1 - D_i)K s_{l1} + D_i\sigma_{l1}^d \\ \sigma_{t1} = (1 - D_i)K s_{t1} + D_i\sigma_{t1}^d \end{cases} \quad (21)$$

Pour remonter à un calcul d'effort, il est alors nécessaire de donner une surface de système interfacial par unité de longueur, que l'on va noter S_n (en $\text{m}^2.\text{m}^{-1}$), qui est renseignée parmi les données d'entrée du UEL. De cette manière si L est la longueur totale du truss qui traverse l'élément de matrice (figure 6), et L_i la longueur associée au point d'intégration p_{fi} (de sorte que $L = L_1 + L_2$), alors les forces sont calculées comme :

$$\begin{cases} F_{l1} = L_1 S_n \sigma_{l1} \\ F_{t1} = L_2 S_n \sigma_{t1} \end{cases} \quad (22)$$

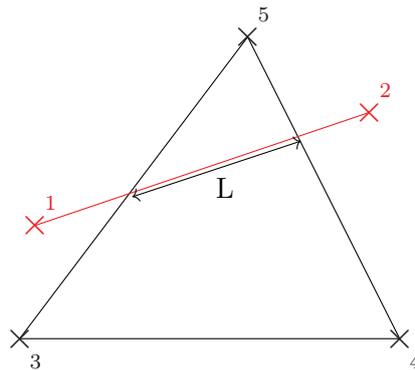


FIGURE 6 – Schéma de la longueur de truss traversant l'élément triangle qui est utilisée pour remonter aux efforts au niveau du système interfacial.

Annexe 3 : Liste des propriétés utilisées dans les simulations

	Matériau	A	B	C	D
Fibres	Module	1	1	1	1
	Contrainte à rupture	1	1	0.7	0.3
Matrice	Module	1	1	1	1
	Coefficient de Poisson	1	1	1	1
	Contrainte à rupture	1	0.93	1.07	0.91
	Taux de restitution d'énergie	1	1	1	1
	Précontraintes	1	1	1	1
Système interfacial	Module	1	0.7	1	0.05
	Coefficient de Poisson	1	1	1	1
	Contrainte à rupture	1	0.65	1	0.05
	Taux de restitution d'énergie	1	0.65	1	0.05
	Coefficient de frottement	1	1	1	1
	Précontraintes	1	1	1	1

TABLE 1 – Propriétés normalisées employées dans les simulations des différents matériaux.

Bibliographie

- [ACA11] ACARE. “ACARE Flightpath 2050 - Europe’s Vision for Aviation”. In : (2011).
- [Alf06] Giulio ALFANO et Elio SACCO. “Combining interface damage and friction in a cohesive-zone model”. In : *INTERNATIONAL JOURNAL FOR NUMERICAL METHODS IN ENGINEERING* 68.5 (oct. 2006). Number : 5 Place : 111 RIVER ST, HOBOKEN 07030-5774, NJ USA Publisher : WILEY Type : Article, p. 542-582. DOI : [10.1002/nme.1728](https://doi.org/10.1002/nme.1728).
- [Ali97] M.H. ALIABADI. “A new generation of boundary element methods in fracture mechanics”. In : *International Journal of Fracture* 86.1/2 (1997), p. 91-125. DOI : [10.1023/A:1007381025099](https://doi.org/10.1023/A:1007381025099).
- [Arm07] Francisco ARMERO et Christian LINDER. “Recent Developments in the Formulation of Finite Elements with Embedded Strong Discontinuities”. In : *IUTAM Symposium on Discretization Methods for Evolving Discontinuities*. Sous la dir. d’Alain COMBESURE, René DE BORST et Ted BELYTSCHKO. T. 5. Series Title : IUTAM Bookseries. Dordrecht : Springer Netherlands, 2007, p. 105-122. DOI : [10.1007/978-1-4020-6530-9_6](https://doi.org/10.1007/978-1-4020-6530-9_6).
- [Ave71] J. AVESTON, G. A. COOPER et A. KELLY. “Single and multiple fracture”. In : (1971).
- [Ave73] J. AVESTON et A. KELLY. “Theory of multiple fracture of fibrous composites”. In : *Journal of Materials Science* 8.3 (mars 1973). Number : 3, p. 352-362. DOI : [10.1007/BF00550155](https://doi.org/10.1007/BF00550155).
- [Aza11] H. AZADI et A. R. KHOEI. “Numerical simulation of multiple crack growth in brittle materials with adaptive remeshing”. In : *International Journal for Numerical Methods in Engineering* 85.8 (fév. 2011), p. 1017-1048. DOI : [10.1002/nme.3002](https://doi.org/10.1002/nme.3002).
- [Bab97] Ivo BABUŠKA et Jens M MELENK. “The partition of unity method”. In : *International journal for numerical methods in engineering* 40.4 (1997). Publisher : Wiley Online Library, p. 727-758.
- [Bar23] L.C.M. BARBOSA, C. LORRETTE, S. LE BRAS, E. BARANGER et J. LAMON. “Tensile strength analysis and fractography on single nuclear grade SiC fibers at room temperature”. In : *Journal of Nuclear Materials* 576 (avr. 2023), p. 154256. DOI : [10.1016/j.jnucmat.2023.154256](https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2023.154256).
- [Bar62] G.I. BARENBLATT. “The Mathematical Theory of Equilibrium Cracks in Brittle Fracture”. In : *Advances in Applied Mechanics*. T. 7. Elsevier, 1962, p. 55-129. DOI : [10.1016/S0065-2156\(08\)70121-2](https://doi.org/10.1016/S0065-2156(08)70121-2).
- [Baž83] Zdeněk P. BAŽANT et B. H. OH. “Crack band theory for fracture of concrete”. In : *Matériaux et Constructions* 16.3 (mai 1983), p. 155-177. DOI : [10.1007/BF02486267](https://doi.org/10.1007/BF02486267).
- [Bel04] Ted BELYTSCHKO, Timon RABCZUK, Antonio HUERTA et Sonia FERNÁNDEZ-MÉNDEZ. “Meshfree Methods”. In : *Encyclopedia of Computational Mechanics*. Sous la dir. d’Erwin STEIN, René BORST et Thomas J. R. HUGHES. 1^{re} éd. Wiley, août 2004. DOI : [10.1002/0470091355.ecm005](https://doi.org/10.1002/0470091355.ecm005).
- [Bel09] Ted BELYTSCHKO, Robert GRACIE et Giulio VENTURA. “A review of extended/generalized finite element methods for material modeling”. In : *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering* 17.4 (2009). Publisher : IOP Publishing, p. 043001.

- [Bel10] Ted BELYTSCHKO et Jeong-Hoon SONG. “Coarse-graining of multiscale crack propagation”. In : *International Journal for Numerical Methods in Engineering* 81.5 (jan. 2010), p. 537-563. DOI : [10.1002/nme.2694](https://doi.org/10.1002/nme.2694).
- [Ben19] Jean BENEZECH et Guillaume COUEGNAT. “Variational segmentation of textile composite preforms from X-ray computed tomography”. In : *COMPOSITE STRUCTURES* 230 (déc. 2019). Place : THE BOULEVARD, LANGFORD LANE, KIDLINGTON, OXFORD OX5 1GB, OXON, ENGLAND Publisher : ELSEVIER SCI LTD Type : Article. DOI : [10.1016/j.compstruct.2019.111496](https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2019.111496).
- [Bén19] Jean BÉNÉZECH. “Modélisation aux échelles méso et macroscopique du comportement mécanique de zones singulières de pièces aéronautiques en CMC”. Thèse de doct. Université de Bordeaux, 2019.
- [Ber15] Juan Pedro BERRO RAMIREZ, Damien HALM, Jean-Claude GRANDIDIER et Stéphane VILLALONGA. “A fixed directions damage model for composite materials dedicated to hyperbaric type IV hydrogen storage vessel – Part I : Model formulation and identification”. In : *International Journal of Hydrogen Energy* 40.38 (oct. 2015), p. 13165-13173. DOI : [10.1016/j.ijhydene.2014.08.071](https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2014.08.071).
- [Bha03] Ramakrishna T. BHATT, James A. DICARLO et Terry R. MCCUE. “Thermal Stability of Melt Infiltrated SiC/SiC Composites”. In : *Ceramic Engineering and Science Proceedings*. Sous la dir. de Waltraud M. KRIVEN et Hua-Tay LIN. T. 24. Hoboken, NJ, USA : John Wiley & Sons, Inc., jan. 2003, p. 295-300. DOI : [10.1002/9780470294826.ch43](https://doi.org/10.1002/9780470294826.ch43).
- [Bha22] R.T. BHATT, F. SOLA-LOPEZ, M.C. HALBIG et M.H. JASKOWIAK. “Thermal stability of CVI and MI SiC/SiC composites with Hi-Nicalon™-S fibers”. In : *Journal of the European Ceramic Society* 42.8 (juill. 2022), p. 3383-3394. DOI : [10.1016/j.jeurceramsoc.2022.03.009](https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2022.03.009).
- [Bit19] Luís A. G. BITENCOURT, Osvaldo L. MANZOLI, Túlio N. BITTENCOURT et Frank J. VECCHIO. “Numerical modeling of steel fiber reinforced concrete with a discrete and explicit representation of steel fibers”. In : *International Journal of Solids and Structures* 159 (mars 2019), p. 171-190. DOI : [10.1016/j.ijsolstr.2018.09.028](https://doi.org/10.1016/j.ijsolstr.2018.09.028).
- [Bou03] P.O. BOUCHARD, F. BAY et Y. CHASTEL. “Numerical modelling of crack propagation : automatic remeshing and comparison of different criteria”. In : *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering* 192.35-36 (août 2003), p. 3887-3908. DOI : [10.1016/S0045-7825\(03\)00391-8](https://doi.org/10.1016/S0045-7825(03)00391-8).
- [Bun06] A. R. BUNSELL et A. PIANT. “A review of the development of three generations of small diameter silicon carbide fibres”. In : *Journal of Materials Science* 41.3 (fév. 2006), p. 823-839. DOI : [10.1007/s10853-006-6566-z](https://doi.org/10.1007/s10853-006-6566-z).
- [Cam16] G. CAMUS, C. LORETTE, R. PAILLER, F. REBILLAT, B. REIGNER et F. TEYSSANDIER. *Matériaux composites à matrice céramique et à renfort par fibres longues*. 2016.
- [Cam96] G.T. CAMACHO et M. ORTIZ. “Computational modelling of impact damage in brittle materials”. In : *International Journal of Solids and Structures* 33.20-22 (août 1996), p. 2899-2938. DOI : [10.1016/0020-7683\(95\)00255-3](https://doi.org/10.1016/0020-7683(95)00255-3).
- [Car20] Marcelo R. CARVALHO, Joaquim A.O. BARROS, Yuye ZHANG et Daniel DIAS-DACOSTA. “A computational model for simulation of steel fibre reinforced concrete with explicit fibres and cracks”. In : *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering* 363 (mai 2020), p. 112879. DOI : [10.1016/j.cma.2020.112879](https://doi.org/10.1016/j.cma.2020.112879).
- [Car84] C. H. CARTER, R. F. DAVIS et J. BENTLEY. “Kinetics and Mechanisms of High-Temperature Creep in Silicon Carbide : II, Chemically Vapor Deposited”. In : *Journal of the American Ceramic Society* 67.11 (nov. 1984), p. 732-740. DOI : [10.1111/j.1151-2916.1984.tb19510.x](https://doi.org/10.1111/j.1151-2916.1984.tb19510.x).

- [Cat14] Olivier CATY, Philippe IBARROULE, Mathieu HERBRETEAU, Francis REBILLAT, Eric MAIRE et Gerard L. VIGNOLES. “Application of X-ray computed micro-tomography to the study of damage and oxidation kinetics of thermostructural composites”. In : *NUCLEAR INSTRUMENTS & METHODS IN PHYSICS RESEARCH SECTION B-BEAM INTERACTIONS WITH MATERIALS AND ATOMS* 324 (avr. 2014). Place : PO BOX 211, 1000 AE AMSTERDAM, NETHERLANDS Publisher : ELSEVIER SCIENCE BV Type : Article ; Proceedings Paper, p. 113-117. DOI : [10.1016/j.nimb.2013.10.053](https://doi.org/10.1016/j.nimb.2013.10.053).
- [Cha11] Camille CHATEAU. “Analyse expérimentale et modélisation micromécaniques du comportement élastique et de l’endommagement de composites SiC/SiC unidirectionnels”. Theses. Ecole Polytechnique X, oct. 2011.
- [Cha14] C. CHATEAU, L. GÉLÉBART, M. BORNERT, J. CRÉPIN, D. CALDEMAISON et C. SAUDER. “Modeling of damage in unidirectional ceramic matrix composites and multi-scale experimental validation on third generation SiC/SiC minicomposites”. In : *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 63 (fév. 2014), p. 298-319. DOI : [10.1016/j.jmps.2013.09.001](https://doi.org/10.1016/j.jmps.2013.09.001).
- [Cha24] Souhail CHAOUCH et Julien YVONNET. “An unsupervised machine learning approach to reduce nonlinear FE 2 multiscale calculations using macro clustering”. In : *Finite Elements in Analysis and Design* 229 (fév. 2024), p. 104069. DOI : [10.1016/j.finel.2023.104069](https://doi.org/10.1016/j.finel.2023.104069).
- [Chi13] Vincent CHIARUTTINI, Vincent RIOLO et Frederic FEYEL. “Advanced remeshing techniques for complex 3D crack propagation”. In : *13th International conference on fracture, Beijing, China*. T. 1. 2013, p. 547-55.
- [Clo62] Ray CLOUGH. *The stress distribution of Norfolk Dam*. eScholarship, University of California, 1962.
- [Cor14] A. CORADI. “Modélisation du comportement mécanique des composites a matrice céramique : développement du réseau de fissures”. Thèse de doct. Université de Bordeaux, nov. 2014.
- [Cou08] Guillaume COUÉGNAT. “Approche multiéchelle du comportement mécanique des matériaux composites à renfort tissé”. Thèse de doct. Université de Bordeaux, 2008.
- [Cou13] G. COUÉGNAT, H. AYADI, C. SAURAT et E. ROHMER. “Towards realistic geometric modeling of woven fabrics”. In : juill. 2013.
- [Cox94] B.N. COX, W.C. CARTER et N.A. FLECK. “A binary model of textile composites—I. Formulation”. In : *Acta Metallurgica et Materialia* 42.10 (oct. 1994), p. 3463-3479. DOI : [10.1016/0956-7151\(94\)90479-0](https://doi.org/10.1016/0956-7151(94)90479-0).
- [Dan11] Reinhard DANZL, Franz HELMLI et Stefan SCHERER. “Focus Variation – a Robust Technology for High Resolution Optical 3D Surface Metrology”. In : *Strojniški vestnik – Journal of Mechanical Engineering* 2011.03 (mars 2011), p. 245-256. DOI : [10.5545/sv-jme.2010.175](https://doi.org/10.5545/sv-jme.2010.175).
- [Dau00] Christophe DAUX, Nicolas MOËS, John DOLBOW, Natarajan SUKUMAR et Ted BELYTSCHKO. “Arbitrary branched and intersecting cracks with the extended finite element method”. In : *International journal for numerical methods in engineering* 48.12 (2000). Publisher : Wiley Online Library, p. 1741-1760.
- [De 21] Robin M. G. DE MEYERE, Louise GALE, Stephen HARRIS, Ian M. EDMONDS, Thomas J. MARROW et David E. J. ARMSTRONG. “Optimizing the fiber push-out method to evaluate interfacial failure in SiC/BN/SiC ceramic matrix composites”. In : *JOURNAL OF THE AMERICAN CERAMIC SOCIETY* 104.6 (juin 2021), p. 2741-2752. DOI : [10.1111/jace.17673](https://doi.org/10.1111/jace.17673).

- [De 22] Robin M.G. DE MEYERE, Louise GALE, Stephen HARRIS, Ian EDMONDS, Adam L. CHAMBERLAIN, Thomas J. MARROW et David E.J. ARMSTRONG. “Micromechanical properties of vapour-exposed SiCf/BN/SiC ceramic-matrix composites”. In : *Journal of the European Ceramic Society* (fév. 2022), S0955221922001157. DOI : [10.1016/j.jeurceramsoc.2022.02.022](https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2022.02.022).
- [Det23] Kaitlin DETWILER, Reece HUNT et Elizabeth OPILA. “In-situ observation of micro-cracking in a SiC/BN/SiC ceramic matrix composite under tension”. In : *Open Ceramics* (mai 2023), p. 100366. DOI : [10.1016/j.oceram.2023.100366](https://doi.org/10.1016/j.oceram.2023.100366).
- [Dia20] Oriol Gavalda DIAZ, Katharina MARQUARDT, Stephen HARRIS, Louise GALE, Luc VANDEPERRE, Eduardo SAIZ et Finn GIULIANI. “Degradation mechanisms of SiC/BN/SiC after low temperature humidity exposure”. In : *Journal of the European Ceramic Society* 40.12 (sept. 2020), p. 3863-3874. DOI : [10.1016/j.jeurceramsoc.2020.05.007](https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2020.05.007).
- [Dom95] Jean-Marc DOMERGUE, Emmanuel VAGAGGINI et Anthony G. EVANS. “Relationship between Hysteresis Measurements and the Constituent Properties of Ceramic Matrix Composites : II, Experimental Studies on Unidirectional Materials”. In : (1995).
- [Dra14] Andrew DRACH, Borys DRACH et Igor TSUKROV. “Processing of fiber architecture data for finite element modeling of 3D woven composites”. In : *Advances in Engineering Software* 72 (juin 2014), p. 18-27. DOI : [10.1016/j.advengsoft.2013.06.006](https://doi.org/10.1016/j.advengsoft.2013.06.006).
- [Dug60] D.S. DUGDALE. “Yielding of steel sheets containing slits”. In : *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 8.2 (mai 1960), p. 100-104. DOI : [10.1016/0022-5096\(60\)90013-2](https://doi.org/10.1016/0022-5096(60)90013-2).
- [Dvo90] Eduardo N DVORKIN, Alberto M CUITINO et Gustavo GIOIA. “Finite elements with displacement interpolated embedded localization lines insensitive to mesh size and distortions”. In : *International journal for numerical methods in engineering* 30.3 (1990). Publisher : Wiley Online Library, p. 541-564.
- [El 16] Bassam EL SAID, Dmitry IVANOV, Andrew C. LONG et Stephen R. HALLETT. “Multi-scale modelling of strongly heterogeneous 3D composite structures using spatial Voronoi tessellation”. In : *JOURNAL OF THE MECHANICS AND PHYSICS OF SOLIDS* 88 (mars 2016), p. 50-71. DOI : [10.1016/j.jmps.2015.12.024](https://doi.org/10.1016/j.jmps.2015.12.024).
- [Ess17] S. ESSONGUE. “Méthode des éléments finis augmentés pour la rupture quasi-fragile : application aux composites tissés à matrice céramique”. Thèse de doct. 2017.
- [Eva94] Anthony G. EVANS, F. W. ZOK et R. M. MCMEEKING. “Fatigue of ceramic matrix composites”. In : (1994).
- [Far91] Charbel FARHAT et Francois-Xavier ROUX. “A method of finite element tearing and interconnecting and its parallel solution algorithm”. In : *International journal for numerical methods in engineering* 32.6 (1991). Publisher : Wiley Online Library, p. 1205-1227.
- [Fer16] Guilhem FERTÉ, Patrick MASSIN et Nicolas MOES. “3D crack propagation with cohesive elements in the extended finite element method”. In : *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering* 300 (2016). Publisher : Elsevier, p. 347-374.
- [Fey03] Frédéric FEYEL. “A multilevel finite element method (FE2) to describe the response of highly non-linear structures using generalized continua”. In : *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering* 192.28-30 (juill. 2003), p. 3233-3244. DOI : [10.1016/S0045-7825\(03\)00348-7](https://doi.org/10.1016/S0045-7825(03)00348-7).
- [Fra98] G.A. FRANCFORT et J.-J. MARIGO. “Revisiting brittle fracture as an energy minimization problem”. In : *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 46.8 (août 1998), p. 1319-1342. DOI : [10.1016/S0022-5096\(98\)00034-9](https://doi.org/10.1016/S0022-5096(98)00034-9).
- [Fri08] Thomas-Peter FRIES. “A corrected XFEM approximation without problems in blending elements”. In : *International Journal for Numerical Methods in Engineering* 75.5 (2008). Publisher : Wiley Online Library, p. 503-532.

- [Fri10] Thomas-Peter FRIES et Ted BELYTSCHKO. “The extended/generalized finite element method : an overview of the method and its applications”. In : *International journal for numerical methods in engineering* 84.3 (2010). Publisher : Wiley Online Library, p. 253-304.
- [Gau09] W. GAUTHIER et J. LAMON. “Delayed Failure of Hi-Nicalon and Hi-Nicalon S Multifilament Tows and Single Filaments at Intermediate Temperatures (500°-800°C)”. In : *Journal of the American Ceramic Society* 92.3 (mars 2009), p. 702-709. DOI : [10.1111/j.1551-2916.2009.02924.x](https://doi.org/10.1111/j.1551-2916.2009.02924.x).
- [Ge22] Lei GE, Huimin LI, Yuyang ZHANG, Jiehua ZHONG, Yi CHEN et Daining FANG. “Multiscale viscoelastic behavior of 3D braided composites with pore defects”. In : *Composites Science and Technology* 217 (jan. 2022), p. 109114. DOI : [10.1016/j.compscitech.2021.109114](https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2021.109114).
- [God04] N GODIN, S HUGUET, R GAERTNER et L SALMON. “Clustering of acoustic emission signals collected during tensile tests on unidirectional glass/polyester composite using supervised and unsupervised classifiers”. In : *NDT & E International* 37.4 (juin 2004), p. 253-264. DOI : [10.1016/j.ndteint.2003.09.010](https://doi.org/10.1016/j.ndteint.2003.09.010).
- [Gre14a] S.D. GREEN, A.C. LONG, B.S.F. EL SAID et S.R. HALLETT. “Numerical modelling of 3D woven preform deformations”. In : *Composite Structures* 108 (fév. 2014), p. 747-756. DOI : [10.1016/j.compstruct.2013.10.015](https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2013.10.015).
- [Gre14b] M. GREISEL, J. JÄGER, J. MOOSBURGER-WILL, M. G. R. SAUSE, W. M. MUELLER et S. HORN. “Influence of residual thermal stress in carbon fiber reinforced thermoplastic composites on interfacial fracture toughness evaluated by cyclic single-fiber push-out tests”. In : (2014).
- [Gri13] E. GRIPPON. “Endommagement et microfissuration d’un composite à matrice céramique tissé 3D : approchemulti-échelle et évaluation ultrasonore”. Thèse de doct. Université de Bordeaux, 2013.
- [Gri21] Alan Arnold GRIFFITH. “The phenomena of rupture and flow in solids”. In : *Philosophical Transactions of the Royal Society of London. Series A, Containing Papers of a Mathematical or Physical Character* 221.582-593 (jan. 1921), p. 163-198. DOI : [10.1098/rsta.1921.0006](https://doi.org/10.1098/rsta.1921.0006).
- [Gui94] Laurent GUILLAUMAT. “Microfissuration des CMC : relation avec la microstructure et le comportement mécanique”. Thèse de doct. 1994.
- [Gui96] L GUILLAUMAT. “Probabilistic-statistical simulation of the non-linear mechanical behavior of a woven SiC/SiC composite”. In : *Composites Science and Technology* 56.7 (1996), p. 803-808. DOI : [10.1016/0266-3538\(96\)00024-3](https://doi.org/10.1016/0266-3538(96)00024-3).
- [Gul72] Earl A. GULBRANSEN et Sven A. JANSSON. “The high-temperature oxidation, reduction, and volatilization reactions of silicon and silicon carbide”. In : *Oxidation of Metals* 4.3 (sept. 1972), p. 181-201. DOI : [10.1007/BF00613092](https://doi.org/10.1007/BF00613092).
- [Hal02] D. HALM, A. DRAGON et Y. CHARLES. “A modular damage model for quasi-brittle solids - interaction between initial and induced anisotropy”. In : *Archive of Applied Mechanics (Ingenieur Archiv)* 72.6-7 (oct. 2002), p. 498-510. DOI : [10.1007/s00419-002-0226-9](https://doi.org/10.1007/s00419-002-0226-9).
- [Ham21] Khalil HAMDY, Gurvan MOREAU et Zoheir ABOURA. “Digital image correlation, acoustic emission and in-situ microscopy in order to understand composite compression damage behavior”. In : *Composite Structures* 258 (fév. 2021), p. 113424. DOI : [10.1016/j.compstruct.2020.113424](https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2020.113424).
- [Häu20] Ulrich HÄUSSLER-COMBE, Alaleh SHEHNI et Ahmad CHIHADDEH. “Finite element modeling of fiber reinforced cement composites using strong discontinuity approach with explicit representation of fibers”. In : *International Journal of Solids and Structures* 200-201 (sept. 2020), p. 213-230. DOI : [10.1016/j.ijsolstr.2020.04.036](https://doi.org/10.1016/j.ijsolstr.2020.04.036).

- [He94] M. Y. HE, B.-X. WU, Anthony G. EVANS et J. W. HUTCHINSON. “Inelastic strains due to matrix cracking in unidirectional fiber-reinforced composites”. In : (1994).
- [Her10] V. HERB, G. COUÉGNAT et E. MARTIN. “Damage assessment of thin SiC/SiC composite plates subjected to quasi-static indentation loading”. In : *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing* 41.11 (nov. 2010), p. 1677-1685. DOI : [10.1016/j.compositesa.2010.08.004](https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2010.08.004).
- [Her12] M. HERBRETEAU, S. JOUANNIGOT, P. WEISBECKER, A. CORADI et Eric MARTIN. “A new push-out procedure for the evaluation of interfacial properties of SiC/SiC composites”. In : (2012).
- [Hil06] F. HILD et S. ROUX. “Digital Image Correlation : from Displacement Measurement to Identification of Elastic Properties – a Review”. In : *Strain* 42.2 (mai 2006), p. 69-80. DOI : [10.1111/j.1475-1305.2006.00258.x](https://doi.org/10.1111/j.1475-1305.2006.00258.x).
- [Hsu93] C. H. HSUEH. “Evaluation of interfacial properties of fiber-reinforced ceramic composites using fiber push-in tests”. In : (1993).
- [Hug05] T.J.R. HUGHES, J.A. COTTRELL et Y. BAZILEVS. “Isogeometric analysis : CAD, finite elements, NURBS, exact geometry and mesh refinement”. In : *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering* 194.39-41 (oct. 2005), p. 4135-4195. DOI : [10.1016/j.cma.2004.10.008](https://doi.org/10.1016/j.cma.2004.10.008).
- [Jia07] WG JIANG. “A computer and a method of modeling a woven composite material”. In : *UK patent application 0706600.4* (2007).
- [Jia13] Wen-Guang JIANG. “Implementation of domain superposition technique for the nonlinear analysis of composite materials”. In : *Journal of Composite Materials* 47.2 (jan. 2013), p. 243-249. DOI : [10.1177/0021998312439220](https://doi.org/10.1177/0021998312439220).
- [Kik05] Hideaki KIKUCHI, Rajiv K. KALIA, Aiichiro NAKANO, Priya VASHISHTA, Paulo S. BRANICIO et Fuyuki SHIMOJO. “Brittle dynamic fracture of crystalline cubic silicon carbide (3C-SiC) via molecular dynamics simulation”. In : *Journal of Applied Physics* 98.10 (nov. 2005), p. 103524. DOI : [10.1063/1.2135896](https://doi.org/10.1063/1.2135896).
- [Kli91] Marek KLISINSKI, Kenneth RUNESSON et Stein STURE. “Finite element with inner softening band”. In : *Journal of engineering mechanics* 117.3 (1991). Publisher : American Society of Civil Engineers, p. 575-587.
- [Klo14] Fritz KLOCKE, Andreas KLINK, Drazen VESELOVAC, David Keith ASPINWALL, Sein Leung SOO, Michael SCHMIDT, Johannes SCHILP, Gideon LEVY et Jean-Pierre KRUTH. “Turbomachinery component manufacture by application of electrochemical, electro-physical and photonic processes”. In : *CIRP Annals* 63.2 (2014), p. 703-726. DOI : [10.1016/j.cirp.2014.05.004](https://doi.org/10.1016/j.cirp.2014.05.004).
- [Lam17] Jacques LAMON et Mohamed R’MILI. “Damage and failure of SiC fiber tows during environment activated slow crack growth : Residual behavior and Strength-Probability-Time diagrams”. In : *Acta Materialia* 131 (juin 2017), p. 197-205. DOI : [10.1016/j.actamat.2017.03.073](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2017.03.073).
- [Lam92] Franck LAMOUREUX. “Etude du comportement en environnement oxydant des matériaux composites 2D C/SiC”. Thèse de doct. Bordeaux : Université de Bordeaux, 1992.
- [Lau14] Frédéric LAURIN, N. TABLEAU, M. KAMINSKI, Z. ABOURA et Florence BOUILLON. “Validation of the onera damage model through comparisons with multi-instrumented structural tests on interlock woven ceramic matrix composites”. In : *16th European Conference on Composite Materials*. SEVILLE, Spain, juin 2014.
- [Le20] M. V. LE, J. YVONNET, N. FELD et F. DETREZ. “The coarse mesh condensation multiscale method for parallel computation of heterogeneous linear structures without scale separation”. In : (2020).

- [Lee09] David S. LEE, David W. FAHEY, Piers M. FORSTER, Peter J. NEWTON, Ron C.N. WIT, Ling L. LIM, Bethan OWEN et Robert SAUSEN. "Aviation and global climate change in the 21st century". In : *Atmospheric Environment* 43.22-23 (juill. 2009), p. 3520-3537. DOI : [10.1016/j.atmosenv.2009.04.024](https://doi.org/10.1016/j.atmosenv.2009.04.024).
- [Leg17] Blanche LEGIN. "Caractérisation du comportement mécanique et des endommagements des composites à matrice céramique soumis à un chargement mécanique à température ambiante". Thèse de doct. Université Technologique de Compiègne, 2017.
- [Leg22] Yasmin LEGERSTEE. "Caractérisation et modélisation du comportement thermomécanique de composites à matrice céramique renforcés par des fibres courtes". Issue : 2022BORD0311. Theses. Université de Bordeaux, nov. 2022.
- [Li18] J. LI, E. MARTIN, D. LEGUILLON et C. DUPIN. "A finite fracture model for the analysis of multi-cracking in woven ceramic matrix composites". In : *Composites Part B : Engineering* 139 (avr. 2018), p. 75-83. DOI : [10.1016/j.compositesb.2017.11.050](https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2017.11.050).
- [Lin09] Daosheng LING, Qingda YANG et Brian COX. "An augmented finite element method for modeling arbitrary discontinuities in composite materials". In : *International Journal of Fracture* 156.1 (mars 2009), p. 53-73. DOI : [10.1007/s10704-009-9347-2](https://doi.org/10.1007/s10704-009-9347-2).
- [Lis97] N. LISSART et J. LAMON. "Damage and failure in ceramic matrix minicomposites : Experimental study and model". In : (1997).
- [Llo16] O. LLOBERAS-VALLS, A.E. HUESPE, J. OLIVER et I.F. DIAS. "Strain injection techniques in dynamic fracture modeling". In : *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering* 308 (août 2016), p. 499-534. DOI : [10.1016/j.cma.2016.05.023](https://doi.org/10.1016/j.cma.2016.05.023).
- [Lom03] Stepan V LOMOV et Ignaas VERPOEST. "WiseTex-virtual textile reinforcement software". In : *International SAMPE Symposium and Exhibition*. T. 48. Society for the Advancement of Material et Process Engineering, 2003, p. 1320-1334.
- [Lom08] S.V. LOMOV, D.S. IVANOV, T.C. TRUONG, I. VERPOEST, F. BAUDRY, K. VANDEN BOSCHE et H. XIE. "Experimental methodology of study of damage initiation and development in textile composites in uniaxial tensile test". In : *Composites Science and Technology* 68.12 (sept. 2008), p. 2340-2349. DOI : [10.1016/j.compscitech.2007.07.005](https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2007.07.005).
- [Lom10] Stepan V. LOMOV et Ignaas VERPOEST. "Textile Composite Materials : Polymer Matrix Composites". In : *Encyclopedia of Aerospace Engineering*. Sous la dir. de Richard BLOCKLEY et Wei SHYY. 1^{re} éd. Wiley, déc. 2010. DOI : [10.1002/9780470686652.eae203](https://doi.org/10.1002/9780470686652.eae203).
- [Mah10] Y. MAHADIK et S.R. HALLETT. "Finite element modelling of tow geometry in 3D woven fabrics". In : *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing* 41.9 (sept. 2010), p. 1192-1200. DOI : [10.1016/j.compositesa.2010.05.001](https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2010.05.001).
- [Mai12] E. MAILLET, N. GODIN, M. R'MILI, P. REYNAUD, J. LAMON et G. FANTOZZI. "Analysis of Acoustic Emission energy release during static fatigue tests at intermediate temperatures on Ceramic Matrix Composites : Towards rupture time prediction". In : (2012).
- [Man06] O.L. MANZOLI et P.B. SHING. "A general technique to embed non-uniform discontinuities into standard solid finite elements". In : *Computers & Structures* 84.10-11 (avr. 2006), p. 742-757. DOI : [10.1016/j.compstruc.2005.10.009](https://doi.org/10.1016/j.compstruc.2005.10.009).
- [Mar11] Lionel MARCIN, Jean-Francois MAIRE, Nicolas CARRÈRE et Eric MARTIN. "Development of a Macroscopic Damage Model for Woven Ceramic Matrix Composites". In : *International Journal of Damage Mechanics* 20.6 (août 2011), p. 939-957. DOI : [10.1177/1056789510385259](https://doi.org/10.1177/1056789510385259).
- [Mar16] Alexandre MARCHAIS. "Etude des mécanismes de montée capillaire du silicium liquide au sein d'une préforme en carbure de silicium". Thèse de doct. Université de Bordeaux, 2016.

- [Mar20] Victor F. MARTIN, David LARIOS, Diego M. SOLIS, Jose M. TABOADA, Luis LANDESA et Fernando OBELLEIRO. “Tear-and-Interconnect Domain Decomposition Scheme for Solving Multiscale Composite Penetrable Objects”. In : *IEEE Access* 8 (2020), p. 107345-107352. DOI : [10.1109/ACCESS.2020.3000650](https://doi.org/10.1109/ACCESS.2020.3000650).
- [Mar21] Edouard MARIN. “Comportement mécanique de composites oxyde/oxyde pour structures aéronautiques”. Issue : 2021BORD0262. Theses. Université de Bordeaux, nov. 2021.
- [Mar84] David B. MARSHALL. “An indentation method for measuring matrix-fiber frictional stresses in ceramic composites”. In : (1984).
- [Maz17] Vincent MAZARS, Olivier CATY, Guillaume COUÉGNAT, Amine BOUTERF, Stéphane ROUX, Sébastien DENNEULIN, Jérôme PAILHÈS et Gérard L. VIGNOLES. “Damage investigation and modeling of 3D woven ceramic matrix composites from X-ray tomography in-situ tensile tests”. In : (2017).
- [Maz18] Vincent MAZARS. “Étude des endommagements sur CMC par une approche de modélisation micro-méso alimentée par des essais in situ”. Thèse de doct. Université de Bordeaux, 2018.
- [Maz21] S. MAZERAT et R. PAILLER. “Dataset on fractographic analysis of various SiC-based fibers”. In : *Data in Brief* 34 (fév. 2021), p. 106676. DOI : [10.1016/j.dib.2020.106676](https://doi.org/10.1016/j.dib.2020.106676).
- [McG03] M.A. MCGLOCKTON, B.N. COX et R.M. MCMEEKING. “A Binary Model of textile composites : III high failure strain and work of fracture in 3D weaves”. In : *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 51.8 (août 2003), p. 1573-1600. DOI : [10.1016/S0022-5096\(03\)00038-3](https://doi.org/10.1016/S0022-5096(03)00038-3).
- [Mel96] J.M. MELENK et I. BABUŠKA. “The partition of unity finite element method : Basic theory and applications”. In : *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering* 139.1-4 (déc. 1996), p. 289-314. DOI : [10.1016/S0045-7825\(96\)01087-0](https://doi.org/10.1016/S0045-7825(96)01087-0).
- [Mie10] C. MIEHE, F. WELSCHINGER et M. HOFACKER. “Thermodynamically consistent phase-field models of fracture : Variational principles and multi-field FE implementations”. In : *International Journal for Numerical Methods in Engineering* 83.10 (sept. 2010), p. 1273-1311. DOI : [10.1002/nme.2861](https://doi.org/10.1002/nme.2861).
- [Moë02] Nicolas MOËS et Ted BELYTSCHKO. “Extended finite element method for cohesive crack growth”. In : *Engineering fracture mechanics* 69.7 (2002). Publisher : Elsevier, p. 813-833.
- [Moë23] Nicolas MOËS, Jean-François REMACLE, Jonathan LAMBRECHTS, Benoît LÉ et Nicolas CHEVAUGEON. “The eXtreme Mesh deformation approach (X-MESH) for the Stefan phase change model”. In : *Journal of Computational Physics* 477 (mars 2023), p. 111878. DOI : [10.1016/j.jcp.2022.111878](https://doi.org/10.1016/j.jcp.2022.111878).
- [Moë99] Nicolas MOËS, John DOLBOW et Ted BELYTSCHKO. “A finite element method for crack growth without remeshing”. In : *International journal for numerical methods in engineering* 46.1 (1999). Publisher : Wiley Online Library, p. 131-150.
- [Mor04] Gregory N. MORSCHER. “Stress-dependent matrix cracking in 2D woven SiC-fiber reinforced melt-infiltrated SiC matrix composites”. In : *Composites Science and Technology* 64.9 (juill. 2004), p. 1311-1319. DOI : [10.1016/j.compscitech.2003.10.022](https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2003.10.022).
- [Mor06] Gregory N. MORSCHER, Mrityunjay SINGH, J. Douglas KISER, Marc FREEDMAN et Ram BHATT. “Modeling stress-dependent matrix cracking and stress-strain behavior in 2D woven SiC fiber reinforced CVI SiC composites”. In : (2006).
- [Mor07] Gregory N. MORSCHER, Hee Mann YUN et James A. DICARLO. “In-Plane Cracking Behavior and Ultimate Strength for 2D Woven and Braided Melt-Infiltrated SiC/SiC Composites Tensile Loaded in Off-Axis Fiber Directions”. In : *Journal of the American Ceramic Society* 90.10 (oct. 2007), p. 3185-3193. DOI : [10.1111/j.1551-2916.2007.01887.x](https://doi.org/10.1111/j.1551-2916.2007.01887.x).

- [Mor14] Gregory N. MORSCHER et Nathalie GODIN. “Use of Acoustic Emission for Ceramic Matrix Composites”. In : *Ceramic Matrix Composites*. Sous la dir. de Narottam P. BANSAL et Jacques LAMON. Hoboken, NJ, USA : John Wiley & Sons, Inc., oct. 2014, p. 569-590. DOI : [10.1002/9781118832998.ch20](https://doi.org/10.1002/9781118832998.ch20).
- [Mor88] G. N. MORSCHER et J. Z. GYEKENYESI. “Room Temperature Tensile Behavior and Damage Accumulation of Hi-Nicalon Reinforced Sic Matrix Composites”. In : *Ceramic Engineering and Science Proceedings*. Sous la dir. de Don BRAY. T. 19. Hoboken, NJ, USA : John Wiley & Sons, Inc., jan. 1988, p. 241-249. DOI : [10.1002/9780470294482.ch27](https://doi.org/10.1002/9780470294482.ch27).
- [Mue13] W.M. MUELLER, J. MOOSBURGER-WILL, M.G.R. SAUSE et S. HORN. “Microscopic analysis of single-fiber push-out tests on ceramic matrix composites performed with Berkovich and flat-end indenter and evaluation of interfacial fracture toughness”. In : *Journal of the European Ceramic Society* 33.2 (fév. 2013), p. 441-451. DOI : [10.1016/j.jeurceramsoc.2012.09.009](https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2012.09.009).
- [Nag22] Abhilash M. NAGARAJA, Suhasini GURURAJA et A. UDAYAKUMAR. “Tensile behavior of ceramic matrix minicomposites with engineered interphases fabricated by chemical vapor infiltration”. In : *Journal of the European Ceramic Society* 42.6 (juin 2022), p. 2659-2671. DOI : [10.1016/j.jeurceramsoc.2022.01.047](https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2022.01.047).
- [Nag98] H. -H. NAGEL et A. GEHRKE. “Spatiotemporally adaptive estimation and segmentation of OF-fields”. In : *Computer Vision — ECCV’98*. Sous la dir. de G. GOOS, J. HARTMANIS, J. VAN LEEUWEN, Hans BURKHARDT et Bernd NEUMANN. T. 1407. Series Title : Lecture Notes in Computer Science. Berlin, Heidelberg : Springer Berlin Heidelberg, 1998, p. 86-102. DOI : [10.1007/BFb0054735](https://doi.org/10.1007/BFb0054735).
- [Nas98] Roger R. NASLAIN. “The design of the fibre-matrix interfacial zone in ceramic matrix composites”. In : *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing* 29.9-10 (jan. 1998), p. 1145-1155. DOI : [10.1016/S1359-835X\(97\)00128-0](https://doi.org/10.1016/S1359-835X(97)00128-0).
- [Nav22] Libor NAVRÁTIL, Vincent LE SAUX, Yann MARCO, Zoheir ABOURA, Walid HARIZI, Clément CUNIBERTI, Nicolas CARRERE et Sylvain LECLERCQ. “Understanding the damage mechanisms in 3D layer-to-layer woven composites from thermal and acoustic measurements”. In : *Journal of Composite Materials* 56.10 (mai 2022), p. 1559-1575. DOI : [10.1177/00219983221077331](https://doi.org/10.1177/00219983221077331).
- [Pan02] A. PANDOLFI et M. ORTIZ. “An Efficient Adaptive Procedure for Three-Dimensional Fragmentation Simulations”. In : *Engineering with Computers* 18.2 (août 2002), p. 148-159. DOI : [10.1007/s003660200013](https://doi.org/10.1007/s003660200013).
- [Pid22] Véronique PIDOU-BRION et Yann LE GUILLOUX. “Active yarn meshes for segmentation on X-ray computed tomography of textile composite materials at the mesoscopic scale”. In : *Composite Structures* 281 (fév. 2022), p. 115084. DOI : [10.1016/j.compstruct.2021.115084](https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2021.115084).
- [Pig97] M.R. PIGGOTT. “Why interface testing by single-fibre methods can be misleading”. In : *Composites Science and Technology* 57.8 (1997). Number : 8, p. 965-974. DOI : [10.1016/S0266-3538\(97\)00036-5](https://doi.org/10.1016/S0266-3538(97)00036-5).
- [Pit15] John PITTARI, Ghatu SUBHASH, James ZHENG, Virginia HALLS et Phillip JANNOTTI. “The rate-dependent fracture toughness of silicon carbide- and boron carbide-based ceramics”. In : *Journal of the European Ceramic Society* 35.16 (déc. 2015), p. 4411-4422. DOI : [10.1016/j.jeurceramsoc.2015.08.027](https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2015.08.027).
- [Qui16] George D. QUINN. *Fractography of Ceramics and Glasses*. Rapp. tech. NIST SP 960-16e2. National Institute of Standards et Technology, mai 2016, NIST SP 960-16e2. DOI : [10.6028/NIST.SP.960-16e2](https://doi.org/10.6028/NIST.SP.960-16e2).

- [Rob99] F ROBITAILLE, B R CLAYTON, A C LONG, B J SOUTER et C D RUDD. “Geometric modelling of industrial preforms : Woven and braided textiles”. In : *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L : Journal of Materials : Design and Applications* 213.2 (avr. 1999), p. 69-83. DOI : [10.1177/146442079921300201](https://doi.org/10.1177/146442079921300201).
- [Roh21] Benedikt ROHRMÜLLER, Peter GUMBSH et Jörg HOHE. “Calibrating a fiber-matrix interface failure model to single fiber push-out tests and numerical simulations”. In : (2021).
- [Sev17] Kathleen M. SEVENER, Jared M. TRACY, Zhe CHEN, James D. KISER et Samantha DALY. “Crack opening behavior in ceramic matrix composites”. In : *Journal of the American Ceramic Society* 100.10 (oct. 2017), p. 4734-4747. DOI : [10.1111/jace.14976](https://doi.org/10.1111/jace.14976).
- [Sha06] J. J. SHA, J. S. PARK, T. HINOKI et A. KOHYAMA. “Strength and fracture properties of advanced SiC-based fibers”. In : *Mechanics of Composite Materials* 42.6 (nov. 2006), p. 527-534. DOI : [10.1007/s11029-006-0063-y](https://doi.org/10.1007/s11029-006-0063-y).
- [She10] M SHERBURN et AC LONG. “TexGen open source project”. In : *Online at <http://texgen.sourceforge.net>* (2010).
- [Shi24] Duoqi SHI, Zhenyu WANG, James MARROW, Changqi LIU, Fan WAN et Xiaoguang YANG. “Piecewise damage model for SiC/SiC composites with multilevel experimental validation”. In : *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing* 178 (mars 2024), p. 107952. DOI : [10.1016/j.compositesa.2023.107952](https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2023.107952).
- [Sim17a] Coraline SIMON, Francis REBILLAT et Gérald CAMUS. “Electrical resistivity monitoring of a SiC/[Si-B-C] composite under oxidizing environments”. In : *Acta Materialia* 132 (juin 2017), p. 586-597. DOI : [10.1016/j.actamat.2017.04.070](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2017.04.070).
- [Sim17b] Coraline SIMON, Francis REBILLAT, Vincent HERB et Gérald CAMUS. “Monitoring damage evolution of SiCf/[Si B C]m composites using electrical resistivity : Crack density-based electromechanical modeling”. In : *Acta Materialia* 124 (fév. 2017), p. 579-587. DOI : [10.1016/j.actamat.2016.11.036](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.11.036).
- [Sim93] J. C. SIMO, J. OLIVER et F. ARMERO. “An analysis of strong discontinuities induced by strain-softening in rate-independent inelastic solids”. In : *Computational Mechanics* 12.5 (1993), p. 277-296. DOI : [10.1007/BF00372173](https://doi.org/10.1007/BF00372173).
- [Sin17] Y. P. SINGH, R. MANSOUR et G. N. MORSCHER. “Combined acoustic emission and multiple lead potential drop measurements in detailed examination of crack initiation and growth during interlaminar testing of ceramic matrix composites”. In : (2017).
- [Smi18] C. SMITH et G. N. MORSCHER. “Electrical resistance changes of melt infiltrated SiC/SiC loaded in tension at room temperature”. In : (2018).
- [Son06] Jeong-Hoon SONG, Pedro M. A. AREIAS et Ted BELYTSCHKO. “A method for dynamic crack and shear band propagation with phantom nodes”. In : *International Journal for Numerical Methods in Engineering* 67.6 (août 2006), p. 868-893. DOI : [10.1002/nme.1652](https://doi.org/10.1002/nme.1652).
- [Ste20] Ivo STEINBRECHER, Matthias MAYR, Maximilian J. GRILL, Johannes KREMHELLER, Christoph MEIER et Alexander POPP. “A mortar-type finite element approach for embedding 1D beams into 3D solid volumes”. In : *Computational Mechanics* 66.6 (déc. 2020), p. 1377-1398. DOI : [10.1007/s00466-020-01907-0](https://doi.org/10.1007/s00466-020-01907-0).
- [Suj14] Thanyawalai SUJIDKUL, Craig E. SMITH, Zhijun MA, Gregory N. MORSCHER et Zhenhai XIA. “Correlating Electrical Resistance Change with Mechanical Damage in Woven SiC/SiC Composites : Experiment and Modeling”. In : *Journal of the American Ceramic Society* 97.9 (sept. 2014). Sous la dir. de F. ZOK, p. 2936-2942. DOI : [10.1111/jace.13019](https://doi.org/10.1111/jace.13019).

- [Tan21] Jianbo TANG, Gang ZHAO, Jun WANG, Yue DING, Yajie FENG, Yunsheng CHEN, Chao ZHANG, Qing HUANG, Shiqing XIN et Jian XU. “Computational Geometry-Based 3D Yarn Path Modeling of Wound SiCf/SiC-Cladding Tubes and Its Application to Meso-Scale Finite Element Model”. In : *Frontiers in Materials* 8 (août 2021), p. 701205. DOI : [10.3389/fmats.2021.701205](https://doi.org/10.3389/fmats.2021.701205).
- [Tra12] Bastien TRANQUART. “Toward a virtual material for the optimisation of a new ceramic-matrix composite family”. PhD Thesis. École normale supérieure de Cachan-ENS Cachan, 2012.
- [Tur21] L. TURPIN. “Étude par une approche expérimentale in situ de l’endommagement d’un composite à matrice céramique sous sollicitations multiaxiales”. Thèse de doct. 2021.
- [Van13] Andy VANAERSCHOT, Brian N. COX, Stepan V. LOMOV et Dirk VANDEPITTE. “Stochastic multi-scale modelling of textile composites based on internal geometry variability”. In : *Computers & Structures* 122 (juin 2013), p. 55-64. DOI : [10.1016/j.compstruc.2012.10.026](https://doi.org/10.1016/j.compstruc.2012.10.026).
- [Vig15] Guillermo VIGUERAS, Federico SKET, Cristobal SAMANIEGO, Ling WU, Ludovic NOELS, Denny TJAHJANTO, Eva CASONI, Guillaume HOUZEAUX, Ahmed MAKRADI, Jon M MOLINA-ALDAREGUIA et al. “An XFEM/CZM implementation for massively parallel simulations of composites fracture”. In : *Composite Structures* 125 (2015). Publisher : Elsevier, p. 542-557.
- [Wan01] Youqi WANG et Xuekun SUN. “Digital-element simulation of textile processes”. In : *Composites Science and Technology* 61.2 (fév. 2001), p. 311-319. DOI : [10.1016/S0266-3538\(00\)00223-2](https://doi.org/10.1016/S0266-3538(00)00223-2).
- [Wan20a] Yuanyuan WANG, Yan GU et Jianlin LIU. “A domain-decomposition generalized finite difference method for stress analysis in three-dimensional composite materials”. In : *Applied Mathematics Letters* 104 (juin 2020), p. 106226. DOI : [10.1016/j.aml.2020.106226](https://doi.org/10.1016/j.aml.2020.106226).
- [Wan20b] Maxence WANGERMEZ, Olivier ALLIX, Pierre-Alain GUIDAULT, Oana CIOBANU et Christian REY. “Interface coupling method for the global–local analysis of heterogeneous models : A second-order homogenization-based strategy”. In : *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering* 365 (juin 2020), p. 113032. DOI : [10.1016/j.cma.2020.113032](https://doi.org/10.1016/j.cma.2020.113032).
- [Wei51] W. WEIBULL. “A statistical distribution function of wide applicability”. In : *Journal of applied mechanics* (1951).
- [Wel85] J. K. WELLS et P. W. R. BEAUMONT. “Debonding and pull-out processes in fibrous composites”. In : *Journal of Materials Science* 20.4 (avr. 1985), p. 1275-1284. DOI : [10.1007/BF01026323](https://doi.org/10.1007/BF01026323).
- [Wu15] Jian-Ying WU, Feng-Bo LI et Shi-Lang XU. “Extended embedded finite elements with continuous displacement jumps for the modeling of localized failure in solids”. In : *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering* 285 (mars 2015), p. 346-378. DOI : [10.1016/j.cma.2014.11.013](https://doi.org/10.1016/j.cma.2014.11.013).
- [Xu95] J. XU, B.N. COX, M.A. MCGLOCKTON et W.C. CARTER. “A binary model of textile composites—II. The elastic regime”. In : *Acta Metallurgica et Materialia* 43.9 (sept. 1995), p. 3511-3524. DOI : [10.1016/0956-7151\(95\)00057-3](https://doi.org/10.1016/0956-7151(95)00057-3).
- [You01] G.E. YOUNGBLOOD, Charles LEWINSON, R.H. JONES et Akira KOHYAMA. “Tensile strength and fracture surface characterization of Hi-Nicalon™ SiC fibers”. In : *Journal of Nuclear Materials* 289.1-2 (fév. 2001), p. 1-9. DOI : [10.1016/S0022-3115\(00\)00675-9](https://doi.org/10.1016/S0022-3115(00)00675-9).
- [Zay19] Yevhen ZAYACHUK, Phani KARAMCHED, Christian DECK, Peter HOSEMANN et David E.J. ARMSTRONG. “Linking microstructure and local mechanical properties in SiC-SiC fiber composite using micromechanical testing”. In : *Acta Materialia* 168 (avr. 2019), p. 178-189. DOI : [10.1016/j.actamat.2019.02.001](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2019.02.001).

Description et modélisation de l'endommagement d'un composite à matrice céramique sous sollicitations thermomécaniques

Les composites à matrice céramique (CMC) présentent un fort intérêt dans le domaine aéronautique grâce à leurs excellentes propriétés thermomécaniques. Ils sont donc envisagés pour remplacer les alliages métalliques dans les parties chaudes des moteurs d'avions civils, afin de concevoir des pièces plus légères, ou permettant d'obtenir de meilleurs rendements. Ces matériaux présentent néanmoins un comportement complexe, notamment à cause de leur structure multi-échelle, architecturée et hétérogène. Dans ce contexte, ces travaux s'intéressent à l'amélioration de la compréhension du comportement mécanique en traction de CMC avec des fibres et une matrice en carbure de silicium, complétée d'une étape de Melt Infiltration (dits SiC/SiC MI). L'objectif est de mieux comprendre l'effet des propriétés des constituants microscopiques sur le comportement macroscopique jusqu'à rupture, via deux axes distincts mais complémentaires : la caractérisation mécanique de l'endommagement de ces CMC et leur modélisation par une méthode éléments finis. Dans une première partie, des essais de traction multi-instrumentés sont proposés (émissions acoustiques, corrélation d'images numériques, microscopie, etc.), afin d'obtenir une meilleure description des mécanismes à l'échelle du constituant et de leurs effets sur les échelles supérieures. Des caractérisations post-mortem supplémentaires sont également proposées, dans le but d'acquérir des informations sur les propriétés intrinsèques des phases directement à l'échelle microscopique, qui présentent un intérêt majeur pour la mise en place d'un modèle numérique. Ces différentes observations permettent de dresser un scénario d'endommagement jusqu'à rupture pour les matériaux SiC/SiC MI. Dans une seconde partie, une approche de modélisation éléments finis originale, par fibres intégrées, est proposée pour simuler le comportement jusqu'à rupture de ces derniers. En s'appuyant sur les observations expérimentales, les mécanismes d'intérêt sont sélectionnés et représentés dans le modèle, qui intègre le comportement des phases microscopiques directement aux échelles supérieures. Le modèle permet ainsi d'obtenir les mécanismes d'endommagement principaux à ces échelles, validés par les comparaisons essai/calcul, en ne s'appuyant que sur les propriétés des phases microscopiques. Les simulations permettent de mettre en évidence le rôle des différents constituants sur le comportement jusqu'à rupture des SiC/SiC MI, et ouvrent la voie à des travaux futurs sur cette famille de CMC.

Mots-clés : Composites SiC/SiC, Endommagement, Approche par fibres intégrées

Description and modeling of the damage to a ceramic matrix composite under thermomechanical stresses

Ceramic matrix composites (CMCs) are materials of interest in the field of aeronautic because of their exceptional mechanical properties at elevated temperatures, making them promising candidates to replace metal alloys in high-temperature components of aircraft engines. Nevertheless, these materials also exhibit a complex behavior, especially because they are multi-scale, architected and heterogeneous. In this context, this work tends to improve the understanding of the mechanical behavior under tension of CMCs composed of fibers and matrix made of silicon carbide, with a Melt Infiltration process (named SiC/SiC MI). To better understand the effects of microscopic phases on the macroscopic behavior until the final failure of the material, two distinct but complementary axis are explored : the mechanical characterizing of the damage of these CMCs and their modelling with a finite element method. Firstly, multi-instrumented tensile tests are carried out (acoustic emissions, digital image correlation, microscope, etc.), to obtain a better description of the phenomenon at micro-scale and their effects on upper scales. Post-mortem characterization are also performed in order to quantify the properties of the microscopic phases, which are of great interest to develop the numerical model. Thus, a damage scenario until the final failure is proposed for SiC/SiC MI materials. In a second part, a genuine finite element model approach, with embedded fiber, is proposed to simulate the mechanical behavior of these materials. Based on experimental observations, mechanisms of interest at micro-scale are selected and implemented in the model directly at upper scales. The developed approach demonstrates the ability to capture both the main damage phenomenon at micro-scale and the meso-scale behavior of CMCs, in good agreement with experimental results, offering a valuable tool for understanding and predicting their mechanical behavior until the final failure, and paving the way for further developments.

Keywords: SiC/SiC composites, Damage, Embedded fiber model

Laboratoire des Composites ThermoStructuraux (LCTS)
UMR 5801, Université de Bordeaux, SAFRAN, CEA, CNRS
3 Allée de la Boétie, 33600 Pessac, France.