HAL
open science

Modélisation de l'endommagement d'un composite 3D carbone/carbone : comportement à température ambiante.

Alexia Este

▶ **To cite this version:**

Alexia Este. Modélisation de l'endommagement d'un composite 3D carbone/carbone : comportement à température ambiante.. Mécanique des matériaux [physics.class-ph]. Université de Bordeaux, 2018. Français. NNT : 2018BORD0006 . tel-01810208v2

HAL Id: tel-01810208

https://theses.hal.science/tel-01810208v2

Submitted on 13 Jun 2018

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 "Mécanique"

par

Alexia ESTE

Modélisation de l'endommagement d'un composite 3D carbone/carbone. Comportement à température ambiante.

Sous la direction de
Stéphane MOREL

Soutenue le 30 janvier 2018

Membres du jury :

Olivier ALLIX	Professeur	ENS Paris Saclay	Président du jury
Damien HALM	Professeur	ISAE-ENSMA Poitiers	Rapporteur
Frédéric LAURIN	Ingénieur de Recherche	ONERA	Rapporteur
Nathalie GODIN	Maître de Conférences	INSA de Lyon	Examinateur
Christophe TALLARON	Ingénieur de Recherche	CEA - Le Ripault	Examinateur
Stéphane MOREL	Professeur	Université de Bordeaux	Directeur de thèse
Eric MARTIN	Professeur	Bordeaux INP	Encadrant
Bernard TOSON	Ingénieur de Recherche	CEA - CESTA	Encadrant
Jalal EL YAGOUBI	Maître de Conférences	Université de Bordeaux	Invité
Jacqueline SALIBA	Maître de Conférences	Université de Bordeaux	Invité

Remerciements

Je tiens dans un premier temps à remercier mon directeur de thèse Stéphane Morel pour ses nombreux conseils, ses encouragements, et son coaching intensif durant les moments importants de la thèse. Je remercie vivement Bernard Toson pour avoir partagé son expérience et ses connaissances, depuis mon stage jusqu'à ma thèse, et sans qui cette thèse n'aurait jamais eu lieu. Je remercie également mes autres encadrants, Eric Martin, Jalal El Yagoubi et Jacqueline Saliba, pour leur disponibilité, leur aide et leurs contributions à cette thèse.

Je suis reconnaissante envers tous les membres du jury pour l'intérêt qu'ils ont porté à mes travaux. Je tiens à remercier Olivier Allix pour avoir présidé mon jury de thèse, Damien Halm et Frédéric Laurin, pour avoir accepté de rapporter mon manuscrit et Nathalie Godin et Christophe Tallaron pour avoir participé à ce jury.

Je voudrais également remercier toutes les personnes qui ont collaboré à l'avancée de la thèse, notamment pour la partie expérimentale. Merci à Olivier Mornas, pour son dynamisme, à Michele Iacopo Izzi, pour son sérieux et sa rigueur, à Bernard Solbes pour son aide précieuse et enfin à Luc Biasiori-Poulanges pour son excellent travail, sa bonne humeur et son soutien permanent.

Je tiens également à adresser mes remerciements à mes chefs de département, service et laboratoire au CEA-CESTA, nouveaux et anciens, pour m'avoir accueillie avec les meilleures conditions de travail. Je remercie particulièrement tous les permanents, post-doctorants, doctorants et stagiaires pour leurs encouragements et leur bonne humeur. Une mention spéciale à mon co-bureau qui m'a supportée, ou plutôt que j'ai supporté, pendant presque trois ans. Merci pour m'avoir toujours encouragée et pour m'avoir fait rire (ou pas) quand j'en avais besoin (ou pas).

Je souhaite également remercier toutes les personnes de l'I2M qui m'ont accueillie chaleureusement dans les différents laboratoires, malgré ma présence très ponctuelle.

Enfin, je remercie infiniment mes amis et ma famille qui m'ont soutenue et encouragée depuis toujours. Un merci particulier à ma mère pour sa patience, son aide et pour avoir entre autres enduré la relecture de mon manuscrit. Un grand merci à mon mari pour m'avoir aidée, supportée et soutenue au quotidien depuis plus de dix ans.

Table des matières

Introduction **1**

1 État de l'art : les composites 3D C/C et les modèles associés **5**
1.1 Comportement des composites C/C 7
1.1.1 Comparaison du comportement de différents composites C/C 7
1.1.2 Comportement des interfaces des composites 3D C/C 8
1.1.3 Comportement des composites 3D C/C 10
1.1.4 Comportement des composites 3D C/C à haute température 14
1.2 Modélisation de l'endommagement 15
1.2.1 Premier principe de la thermodynamique 15
1.2.2 Second principe de la thermodynamique 15
1.2.3 Variable d'endommagement 16
1.2.4 Principe de la contrainte effective 17
1.2.5 Variables d'état 17
1.2.6 Potentiel thermodynamique - Lois d'état 18
1.2.7 Dissipation intrinsèque, dissipation thermique 19
1.2.8 Potentiel de dissipation - Lois complémentaires 19
1.3 Phénomène de localisation : méthodes de régularisation 20
1.3.1 Modèle non-local de type intégral 21
1.3.2 Modèle non-local de type gradient 21
1.3.3 Modèle avec effet de vitesse 22
1.3.4 Modèles à conservation de l'énergie 23
1.4 Modélisation de l'endommagement anisotrope 24
1.5 Modélisation de l'endommagement des composites 3D C/C 25

2 Étude du composite 3D C/C **29**
2.1 Méso-constituants 31
2.1.1 Baguette Z 31
2.1.2 Baguette X/Y 31
2.1.3 Octets de matrice 32
2.1.4 Analyse qualitative des défauts 33
2.1.5 Étude morphologique des méso-constituants 35
2.2 Propriétés mécaniques du composite 37

2.3 Campagne expérimentale 39
2.3.1 Dispositif expérimental 39
2.3.2 Essais macroscopiques 40
2.3.3 Essais mésoscopiques 42

3 Modélisation du comportement du 3D C/C 45
3.1 Modélisation de la matrice 47
3.1.1 Critère d'endommagement 47
3.1.2 Variable d'endommagement 47
3.1.3 Méthode de régularisation énergétique 48
3.1.4 Détermination des contraintes 50
3.2 Modélisation des baguettes 53
3.2.1 Critères d'endommagement 56
3.2.2 Variable d'endommagement 56
3.2.3 Détermination des contraintes 56
3.3 Maillage multi-phases 57
3.4 Cas test de la bifurcation d'une fissure à l'interface fibre/matrice d'un micro-composite 60
3.4.1 Simulation de la déviation d'une fissure matricielle à l'interface fibre/matrice avec propriétés interfaciales 62
3.4.2 Compétition entre la pénétration et la déviation d'une fissure matricielle à l'interface 67
3.4.3 Simulation de la fissuration du micro-composite par le modèle FLB sans chemin de fissuration prédéfini 68
3.5 Étude du comportement du méso-modèle 70
3.5.1 Comportement élémentaire du méso-modèle dans le cas des baguettes 72
3.5.2 Influence des paramètres du modèle sur le comportement des baguettes 74
3.5.3 Test de dépendance au maillage 77

4 Identification des paramètres et validation du méso-modèle 81
4.1 Identification des paramètres du méso-modèle 82
4.1.1 Contrainte seuil de la matrice 87
4.1.2 Contrainte seuil des baguettes en traction 88
4.1.3 Contrainte seuil des baguettes en compression 93
4.1.4 Énergie de rupture en compression et paramètre α pour les baguettes 97
4.1.5 Énergie de rupture et paramètre α pour la matrice 100
4.1.6 Énergie de rupture des baguettes en traction 102
4.1.7 Simulation d'un essai de flexion 4 points (éprouvette entaillée) 104
4.2 Validation du méso-modèle 107
4.2.1 Simulation d'essais de traction et de compression 107
4.2.2 Simulation d'un essai de flexion 3 points (éprouvette non entaillée) . . 114

Conclusion 122

A Thermodynamique des processus irréversibles **131**

B Campagne expérimentale **135**
B.1 Présentation des essais et des moyens expérimentaux 135
B.1.1 Types d'essai 135
B.1.2 Moyens de mesure 138
B.1.3 Liste des essais 141
B.2 Les éprouvettes 144
B.2.1 Géométrie des éprouvettes 144
B.2.2 Dimensions des éprouvettes 146
B.2.3 Préparation des éprouvettes 148
B.3 Résultats expérimentaux 149
B.3.1 Essais de flexion 4 points pour les éprouvettes FZ 149
B.3.2 Essais de flexion 4 points pour les éprouvettes FX 154
B.3.3 Essais de flexion 3 points pour les éprouvettes FX 163

C Étude paramétrique de la simulation d'un essai de flexion 4 points **165**
C.1 Influence de la contrainte seuil de la matrice σ_0^m 166
C.2 Influence de la contrainte seuil en traction des baguettes σ_0^{b+} 167
C.3 Influence de la contrainte seuil en compression des baguettes σ_0^{b-} 168
C.4 Influence de l'énergie de rupture de la matrice G_f^m 169
C.5 Influence de l'énergie de rupture en traction des baguettes G_f^{b+} 170
C.6 Influence de l'énergie de rupture en compression des baguettes G_f^{b-} 171
C.7 Influence du paramètre α^m de la matrice 172
C.8 Influence du paramètre α^b des baguettes 173

Table des figures

1.1 (a) Composite 2D C/C tissé ; (b) Composite 3D C/C orthogonal ; (c) Composite 4D C/C [Gor08]. 6
1.2 Composite 3D C/C aux échelles microscopique (a), mésoscopique (b) et macroscopique (c). 7
1.3 Cellule élémentaire de composites C/C avec différentes architectures : (a) 3D orthogonal ; (b) 3D tissé ; (c) 4D ; [RMM08]. 8
1.4 Essai de pull-out sur baguette [SMM13]. 9
1.5 Essai de push-out sur baguette [GCC+15]. 10
1.6 Comparaison des efforts à rupture de 20 essais réalisés sur des éprouvettes présentant différentes méso-structures [Dav01]. 12
1.7 Réponse en traction et compression du matériau dans la direction des renforts [Gra98]. 13
1.8 Réponse en cisaillement du matériau [Gra98]. 14
1.9 Modèle d'endommagement en phase post-pic [Gup05]. 20
1.10 Représentation de la zone d'élaboration et de la relation contrainte-ouverture de la zone d'élaboration. 23
1.11 Comparaison des résultats expérimentaux et numériques : (a) Compression dans direction normale ; (b) Compression à 30°C [DLPR87]. 26

2.1 Architecture du 3D C/C. 30
2.2 Baguette Z. 31
2.3 Baguettes X/Y. 31
2.4 Octets de matrice. 32
2.5 Porosités dans les octets de matrice. 32
2.6 Décohésions autour des baguettes Z. 33
2.7 Baguette X/Y fissurée. 33
2.8 Baguettes Z fissurées. 34
2.9 Macro-fissure. 34
2.10 Ondulation des baguettes. 34
2.11 Variation de section des baguettes X/Y. 35
2.12 Dimensions de la section des baguettes X/Y. 36
2.13 (a) Cellule de base théorique ; (b) Cellule de base corrigée après étude morphologique. 37

2.14 Schéma d'une baguette dans le repère matériau. 38
2.15 Mouchetis pour la DIC sur une baguette Z. 39
2.16 Faciès de rupture à différents instants d'un essai de flexion 4 points sur éprouvette entaillée. 40
2.17 Faciès de rupture après un essai de traction sur éprouvette entaillée. 41
2.18 (a) Schéma de l'essai de flexion 4 points ; (b) Faciès de rupture avant et après un essai de flexion 4 points. 42
2.19 Éprouvette des essais de traction sur baguette Z. 43
2.20 Schéma de la flexion 4 points bi-matériaux. 43

3.1 (a) Courbe contrainte-déformation ; (b) Courbe contrainte-déplacement. . . . 48
3.2 (a) Courbe contrainte-déformation ; (b) Courbe contrainte-déplacement. . . . 50
3.3 Principe de la refermeture de fissures. 51
3.4 (a) Fissure en traction ; (b) Fissure en compression. 52
3.5 (a) Faciès de rupture après un essai de traction ; (b) Faciès de rupture après un essai de flexion 4 points. 53
3.6 (a) Montage et méso-structure de l'éprouvette de l'essai de flexion 4 points ; (b) Faciès de rupture après un essai de flexion 4 points. 54
3.7 (a) Fissure en traction ; (b) Fissure en compression. 55
3.8 Principe de la méthode de maillage multi-phases. 58
3.9 (a) Modélisation mésoscopique du béton [DMB13] ; (b) Modélisation mésoscopique d'un composite 3D C/C [ZWG04]. 58
3.10 Simulation d'une baguette X/Y. 59
3.11 Maillage multi-phases sur la cellule de base du 3D C/C. 60
3.12 (a) Géométrie du micro-composite ; (b) Modèle axisymétrique. 61
3.13 (a) Simulation avec MZC ; (b) Simulation avec modèle FLB. 62
3.14 (a) Principe de MZC basées sur les surfaces ; (b) Loi de traction-séparation pour MZC. 63
3.15 (a) Maillage multi-phases avec éléments à 9 points d'intégration ; (b) Maillage multi-phases avec éléments à 4 points d'intégration. 64
3.16 Comparaison des courbes force-déplacement pour les modèles MZC et FLB. . 66
3.17 Propagation de l'endommagement avec le modèle FLB. 66
3.18 Compétition entre la pénétration et la déviation d'une fissure matricielle. . . 67
3.19 (a) Courbe délimitant les cas de déviation des cas de pénétration [PL07] ; (b) Simulation correspondant au point 1 ; (c) Simulation correspondant au point 2. 68
3.20 Propagation de l'endommagement avec des fissures matricielles périodiques. . 69
3.21 Courbe force-déplacement pour des déviations de fissures matricielles périodiques. 70
3.22 Description du méso-modèle. 71
3.23 Réponse du modèle en traction-compression. 72
3.24 Réponse du modèle en compression-traction. 73
3.25 Influence de la contrainte à la rupture en traction. 74
3.26 Influence de l'énergie de rupture en traction. 75

3.27 Influence de la contrainte à la rupture en compression. 75
3.28 Influence de l'énergie de rupture en compression. 76
3.29 Influence de α. 76
3.30 Schéma de l'essai de traction avec un maillage de 11 (a), 21 (b) et 31 (c) éléments. 77
3.31 (a) Courbes contrainte-déformation pour les trois maillages ; (b) Endommagement final pour les trois maillages. 78

4.1 Schéma de l'essai de flexion 4 points. 83
4.2 Chronologie des mécanismes de rupture lors de l'essai de flexion 4 points. . . 85
4.3 Identification des paramètres du méso-modèle sur l'essai de flexion 4 points. . 86
4.4 Identification des paramètres du méso-modèle sur l'essai de flexion 4 points. . 87
4.5 Montage de traction sur baguette Z. 88
4.6 Éprouvette de traction sur baguette Z. 89
4.7 Mouchetis pour la DIC sur une éprouvette de traction mésoscopique 89
4.8 Schéma de la méso-structure des éprouvettes des essais de traction mésoscopiques. 90
4.9 (a) Baguette Z ; (b) Résidus de baguettes X/Y et de matrice. 91
4.10 Faciès de rupture de baguettes Z. 92
4.11 Schéma de la flexion 4 points bi-matériaux. 94
4.12 Montage expérimental de l'essai de flexion 4 points bi-matériaux. 94
4.13 Champ de déplacement U (direction longitudinale) obtenu par DIC sur une baguette Z. 95
4.14 Courbes force-temps et coups-temps (AE) d'un essai de flexion 4 points bi-matériaux. 96
4.15 Courbe contrainte-déformation d'une baguette sollicitée en compression (G_f^{b-} constante). 97
4.16 Identification des paramètres du méso-modèle sur l'essai de flexion 4 points. . 98
4.17 Influence de l'énergie de rupture des baguettes en compression. 99
4.18 Identification des paramètres du méso-modèle sur l'essai de flexion 4 points. . 100
4.19 Identification des paramètres du méso-modèle sur l'essai de flexion 4 points. . 101
4.20 Courbe contrainte-déformation d'une matrice sollicitée en traction. 102
4.21 Influence de l'énergie de rupture des baguettes en traction. 103
4.22 Identification des paramètres du méso-modèle sur l'essai de flexion 4 points. . 104
4.23 Courbes force-déplacement expérimentales des essais de flexion 4 points X et de la simulation après identification des paramètres. 105
4.24 Endommagement final de la simulation de l'essai de flexion 4 points X. . . . 106
4.25 (a) Faciès de rupture (expérimental) ; (b) Endommagement autour de l'entaille (numérique). 106
4.26 Schéma de la simulation d'un essai de traction X. 108
4.27 (a) Méso-structure de l'échantillon simulé ; (b) Endommagement de l'échantillon en traction. 108
4.28 Endommagement des baguettes X (a), Y (b) et Z (c). 109
4.29 Courbe contrainte-déformation de la simulation d'un essai de traction X. . . 110

4.30 (a) Méso-structure de l'échantillon simulé ; (b) Endommagement de l'échantillon en traction. 111
4.31 Courbe contrainte-déformation de la simulation d'un essai de compression X. 112
4.32 Courbe contrainte-déformation de la simulation d'un essai de traction Z. . . 113
4.33 Courbe contrainte-déformation de la simulation d'un essai de compression Z. 113
4.34 Schéma de l'essai de flexion 3 points. 114
4.35 Courbes force-déplacement expérimentales des essais de flexion 3 points X et de la simulation après identification des paramètres. 115
4.36 (a) Faciès de rupture (expérimental) ; (b) Endommagement autour de l'entaille (numérique). 116
4.37 Endommagement final de la simulation de l'essai de flexion 3 points X. . . . 116
4.38 Endommagement final de la simulation de l'essai de flexion 3 points X. . . . 117

A.1 Potentiel thermodynamique. 132

B.1 Schéma de l'essai de flexion 4 points. 136
B.2 Photographie du montage de flexion 4 points avec une éprouvette entaillée à mi-portée. 136
B.3 Schéma de l'essai de flexion 3 points. 137
B.4 Photographie du montage de flexion 3 points avec une éprouvette non entaillée. 137
B.5 Photographie de l'ensemble du dispositif expérimental utilisé pour la réalisation d'essai de flexion. 138
B.6 Mouchetis appliqué à la surface latérale d'une éprouvette permettant la mesure des champs de déplacement au cours d'un essai de flexion 4 points. 139
B.7 Mouchetis appliqué à la surface latérale d'une éprouvette permettant la mesure des champs de déplacement au cours d'un essai de flexion 3 points. 140
B.8 Description des solutions pour la mesure de l'ouverture de l'entaille : (a) COD, (b) HBM collé, (c) HBM standard. 140
B.9 Schéma du couteau collé de part et d'autre de l'entaille. 141
B.10 Photographies montrant la forme des éprouvettes et la distribution des méso-constituants : (a) FZ, (b) FX standard, (c) FX géométrie 2. 145
B.11 Schémas de la vue de coté des éprouvettes FX (a) standard, (b) géométrie 2. 145
B.12 Schéma de la vue de coté des éprouvettes FX montrant la position de l'entaille. Légende des couleurs : rouge = baguette Z, bleu/vert = baguettes X, jaune = matrice. 147
B.13 Courbes force-déplacement pour les éprouvettes FZ11 à FZ15. 149
B.14 Courbe Force-Déplacement pour l'éprouvette FZ12 avec les cycles de charge-décharge. 150
B.15 Suivi de l'endommagement mécanique par émission acoustique (nombre de couts cumulés) au cours d'un essai de flexion 4 points sur l'éprouvette FZ2. . 151
B.16 Distribution du nombre cumulé d'évènements (émission acoustique) le long de l'éprouvette FZ2 (l'entaille est située à 30 mm). 152

B.17 Micrographies montrant l'évolution (endommagement) de la zone au voisinage de l'entaille pour l'éprouvette FZ2. 153
B.18 Courbes force-déplacement pour les éprouvettes FX7 à FX11. 154
B.19 Courbe force-déplacement pour l'éprouvette FX9 avec les cycles de charge-décharge. 155
B.20 Suivi de l'endommagement mécanique par émission acoustique (nombre de couts cumulés) au cours d'un essai de flexion 4-points sur une éprouvette FX (FX3). 156
B.21 Micrographies montrant la zone au voisinage de l'entaille en fin d'essai pour les éprouvettes FX2 à FX11. 157
B.22 Micrographies montrant l'évolution de la zone au voisinage de la zone rompue pour l'éprouvette FX2 (rupture sous les appuis). 158
B.23 Micrographies montrant l'évolution de la zone au voisinage de l'entaille pour l'éprouvette FX3. 159
B.24 Micrographies montrant l'évolution de la zone au voisinage de l'entaille pour l'éprouvette FX8. 160
B.25 Micrographies montrant l'évolution de la zone au voisinage de l'entaille pour l'éprouvette FX11. 161
B.26 Micrographie post-mortem de la face supérieure de l'éprouvette FX4. 162
B.27 Courbes force-déplacement pour les éprouvettes FX12 à FX16. 163

C.1 Influence de la contrainte seuil en traction des baguettes σ_0^m. 166
C.2 Influence de la contrainte seuil en traction des baguettes σ_0^{b+}. 167
C.3 Influence de la contrainte seuil en compression des baguettes σ_0^{b-}. 168
C.4 Influence de l'énergie de rupture de la matrice G_f^m. 169
C.5 Influence de l'énergie de rupture en traction des baguettes G_f^{b+}. 170
C.6 Influence de l'énergie de rupture en compression des baguettes G_f^{b-}. 171
C.7 Influence du paramètre α^m de la matrice. 172
C.8 Influence du paramètre α^b des baguettes. 173
C.9 Identification des paramètres du méso-modèle sur l'essai de flexion 4 points. . 174

Liste des tableaux

2.1 Résultats des mesures des tailles des méso-constituants. 35
2.2 Propriétés élastiques macroscopiques. 37
2.3 Contraintes à la rupture macroscopiques. 38
2.4 Propriétés élastiques des méso-constituants. 38

3.1 Propriétés des zones cohésives. 63
3.2 Propriétés des matériaux. 65
3.3 Propriétés des matériaux. 69
3.4 Propriétés mécaniques de la poutre. 78

4.1 Propriétés élastiques des méso-constituants. 82
4.2 Paramètres du méso-modèle. 82
4.3 Contrainte à la rupture en traction des baguettes Z. 92
4.4 Module de Young longitudinal en traction des baguettes Z. 92
4.5 Contrainte à la rupture en compression des baguettes. 96
4.6 Contrainte seuil en compression des baguettes. 97

B.1 Liste des essais réalisés en flexion 4 points dans le cas des 14 éprouvettes FZ. 142
B.2 Liste des essais réalisés en flexion 4 points dans le cas des 10 éprouvettes FX. 142
B.3 Liste des essais réalisés en flexion 3 points dans le cas des 5 éprouvettes FX. 143
B.4 Dimensions des 14 éprouvettes de flexion FZ. 146
B.5 Dimensions des 15 éprouvettes de flexion FX. 147
B.6 Étapes de la préparation des éprouvettes de flexion. 148

C.1 Propriétés d'endommagement des baguettes et de la matrice. 165

Introduction

Le développement d'applications de pointe dans les secteurs aéronautique et aérospatial a entraîné la recherche de matériaux toujours plus performants tout en satisfaisant des conditions d'allègement des structures. Les composites thermostructuraux, tels que les composites carbone/carbone (C/C), connaissent par conséquent un intérêt important du fait de leur capacité à conserver leurs propriétés mécaniques à haute température et sous environnement extrême, tout en présentant des densités relativement faibles. Pour ces raisons, ces matériaux sont utilisés pour diverses structures telles que les tuyères d'engins propulsifs, les protections thermiques des corps de rentrée atmosphérique et les systèmes de freinage d'avions ou de voitures de course.

Afin d'assurer une intégrité optimale de ces structures, la connaissance du comportement mécanique du composite est essentielle. Dans ce but, des modèles macroscopiques décrivant le comportement non-linéaire du matériau sont utilisés, notamment pour le dimensionnement des structures. Cependant, les modèles macroscopiques présentent des insuffisances lorsqu'il s'agit de décrire finement les mécanismes de rupture se produisant dans des zones de la structure où la géométrie est complexe et bien souvent associée à des sollicitations tri-axiales. Pour ces cas particuliers, une étude du matériau à une échelle inférieure (échelle mésoscopique ou microscopique) peut être nécessaire afin de décrire plus précisément certains mécanismes d'endommagement comme la rupture des baguettes ou encore les décohésions aux interfaces baguette/matrice. Le choix de l'échelle de modélisation relève alors d'un compromis entre la nécessité de maîtriser les temps de calcul et d'utiliser des paramètres de modélisation identifiables facilement. A ce titre, les modélisations conduites à l'échelle mésoscopique sont généralement intéressantes dans la mesure où une bonne part de la complexité du comportement du composite peut être supposément décrite par la méso-structure. Les modèles d'endommagement sont alors établis à l'échelle des méso-constituants (baguettes et matrice) et peuvent ainsi présenter un nombre restreint de paramètres.

La première demande à l'origine de ce travail consistait à étudier une modélisation de l'endommagement d'un composite tri-directionnel carbone/carbone (3D C/C) pouvant venir en complément d'une modélisation macroscopique afin d'obtenir une réponse plus précise de l'endommagement du composite dans les cas précédemment cités (géométrie et/ou sollicitations complexes). Le choix s'est donc porté vers une modélisation à l'échelle mésoscopique accompagnée d'une volonté de proposer des modèles d'endommagement des méso-constituants les

plus simples possibles et dont les paramètres peuvent être identifiés à partir d'essais expérimentaux. De plus, il a été choisi de mener cette étude à température ambiante afin d'établir dans un premier temps un modèle d'endommagement fiable qui pourra par la suite être enrichi afin de tenir compte des aspects thermiques.

A l'échelle mésoscopique, le composite 3D C/C étudié présente deux types de constituants : les baguettes, composées de fibres de carbone, et la matrice carbonée. Les lois de comportement utilisées pour décrire l'endommagement de ces méso-constituants s'appuient sur une loi d'endommagement proposée initialement par Fichant et La Borderie (FLB) pour simuler le comportement quasi-fragile de matériaux hétérogènes à l'échelle mésoscopique [Fic96][DMB13]. Le choix d'un tel modèle a été motivé par sa robustesse, son nombre limité de paramètres ainsi que sa prise en compte de l'endommagement en compression, qui diffère de celui en traction. La matrice étant considérée comme isotrope, la loi FLB est utilisée sous sa forme initiale qui décrit un matériau élastique isotrope avec un endommagement également isotrope. La modélisation du comportement des baguettes, quant à elle, nécessite la modification du modèle FLB afin de tenir compte de leur caractère orthotrope. Par ailleurs, les observations expérimentales des mécanismes de rupture du composite 3D C/C ont permis de constater qu'à l'échelle mésoscopique les baguettes présentent une rupture majoritairement perpendiculaire à leur axe longitudinal (axe des fibres composant la baguette). Ainsi, sur la base de cette constatation, la loi de comportement développée afin de modéliser les baguettes autorise uniquement leur endommagement selon leur direction longitudinale.

En parallèle à la modélisation, une campagne expérimentale a été réalisée en collaboration avec les départements Ingénierie Mécanique et Conception (IMC) et Génie Civil et Environnemental (GCE) de l'Institut de Mécanique et d'Ingénierie - Bordeaux (I2M). Une partie de cette campagne a consisté en la réalisation d'essais de caractérisation du composite afin de confirmer et compléter les propriétés mécaniques connues du matériau. En particulier, le comportement des baguettes a été caractérisé à l'aide d'essais de traction sur baguette ainsi que des essais de flexion 4 points bi-matériaux ayant pour but d'étudier le comportement d'une baguette en compression. D'autre part, des essais macroscopiques ont été menés afin de valider le méso-modèle. Durant cette campagne, différents moyens de mesure (corrélation d'images, émission acoustique, microscopie in-situ) ont été mis en place afin de suivre l'évolution de l'endommagement durant les essais expérimentaux. Ils ont alors permis une meilleure compréhension des mécanismes de rupture du matériau.

L'identification des paramètres du méso-modèle s'appuie sur des données expérimentales tirées de travaux antérieurs [Gra98] ainsi que celles issues de la campagne expérimentale menée durant la thèse. Plus particulièrement, l'étude et la simulation d'un essai de flexion 4 points sur une éprouvette entaillée, ont été essentielles à l'identification des paramètres. Afin de valider cette dernière, et plus généralement le méso-modèle, des essais de traction, de compression ainsi qu'un essai de flexion 3 points sont simulés.

Le manuscrit est composé de quatre chapitres.

Le premier chapitre fera un état de l'art des travaux réalisés sur les composites 3D C/C et des modèles qui leur ont été associés. Tout d'abord, le comportement des composites 3D C/C sera présenté au travers de divers travaux de caractérisation menés sur le matériau. Afin de modéliser le comportement du composite, une approche de modélisation de l'endommagement a été choisie et un point sur la théorie de l'endommagement, énoncé dans le cadre de la thermodynamique des processus irréversibles, sera réalisé. Les phénomènes de localisation, rencontrés lors de la modélisation de l'endommagement d'un matériau, seront abordés ainsi que certaines méthodes de régularisation permettant de les limiter. Enfin, une étude s'intéressant aux modèles d'endommagement utilisés pour simuler le comportement de composites 3D C/C sera proposée.

Le deuxième chapitre décrira le composite 3D C/C étudié dans le cadre de cette thèse. Pour ce faire, les constituants à l'échelle mésoscopique, appelés méso-constituants, seront détaillés. Une étude morphologique réalisée sur le matériau, ayant permis la mesure, l'analyse et la correction des tailles des méso-constituants, sera développée. Un bilan sera réalisé sur les propriétés connues du matériau étudié à partir de la littérature. Afin de compléter la caractérisation du matériau, une campagne expérimentale sera proposée. Les différents essais expérimentaux réalisés durant cette thèse seront alors présentés ainsi que les moyens de mesures. La réalisation d'essais permettant l'identification des paramètres du méso-modèle ainsi que la validation de ce dernier sera abordée.

Le troisième chapitre traitera de la modélisation du 3D C/C à l'échelle mésoscopique. Les lois de comportement développées pour simuler l'endommagement de la matrice et des baguettes seront détaillées ainsi que la méthode de maillage utilisée : le maillage multi-phases. Par la suite, la capacité du modèle à simuler la déviation d'une fissure à une interface sera démontrée. Pour ce faire, les résultats du modèle, pour un cas test de bifurcation d'une fissure à l'interface fibre/matrice d'un micro-composite, seront présentés et comparés aux résultats d'un modèle de zones cohésives. Par ailleurs, une simulation de la fissuration d'un micro-composite, sans prédéfinir un chemin de fissuration, montrera la capacité du modèle à simuler les déviations périodiques de fissures matricielles à l'interface fibre/matrice. Enfin, le comportement du méso-modèle sera étudié, notamment l'influence de ses paramètres sur la réponse de la loi de comportement des baguettes.

Le quatrième et dernier chapitre développera la méthode utilisée afin d'identifier les paramètres du modèle. Les essais de caractérisation mésoscopiques utiles à l'identification et leurs résultats seront alors présentés. Un essai de flexion 4 points macroscopique, essentiel au travail d'identification, sera également considéré. L'étude de cet essai portera sur la détermination de la chronologie des ruptures des méso-constituants durant l'essai ainsi que sur une étude paramétrique permettant d'estimer l'influence de chaque paramètre sur la réponse de la simulation de l'essai. A partir de ces données, une estimation de chacun des paramètres du modèle sera réalisée. Pour finir, afin de valider le méso-modèle développé dans cette thèse, les

simulations d'essais macroscopiques seront confrontées aux résultats expérimentaux. Cette comparaison portera sur des essais de traction, de compression et de flexion 3 points.

Ce travail a été partiellement financé par un Programme d'Investissements d'Avenir dans le cadre du projet Cascade.

Chapitre 1

État de l'art : les composites 3D C/C et les modèles associés

Sommaire

1.1 Comportement des composites C/C 7
1.1.1 Comparaison du comportement de différents composites C/C . . . 7
1.1.2 Comportement des interfaces des composites 3D C/C 8
1.1.3 Comportement des composites 3D C/C 10
1.1.4 Comportement des composites 3D C/C à haute température 14
1.2 Modélisation de l'endommagement 15
1.2.1 Premier principe de la thermodynamique 15
1.2.2 Second principe de la thermodynamique 15
1.2.3 Variable d'endommagement 16
1.2.4 Principe de la contrainte effective 17
1.2.5 Variables d'état 17
1.2.6 Potentiel thermodynamique - Lois d'état 18
1.2.7 Dissipation intrinsèque, dissipation thermique 19
1.2.8 Potentiel de dissipation - Lois complémentaires 19
1.3 Phénomène de localisation : méthodes de régularisation 20
1.3.1 Modèle non-local de type intégral 21
1.3.2 Modèle non-local de type gradient 21
1.3.3 Modèle avec effet de vitesse 22
1.3.4 Modèles à conservation de l'énergie 23
1.4 Modélisation de l'endommagement anisotrope 24
1.5 Modélisation de l'endommagement des composites 3D C/C . . . 25

Les composites 3D Carbone/Carbone (C/C), et plus généralement les composites C/C, sont des matériaux constitués de renforts de fibres de carbone, appelés baguettes, et de matrice carbonée. Ils peuvent se présenter sous différentes formes avec un ou plusieurs axes de renforts (cf. Figure 1.1) : renforcement unidirectionnel, 2D tissé, 2,5D (2D tissé avec une troisième direction de renfort), 3D orthogonal, 4D ... Le choix de l'architecture est réalisé afin d'optimiser le comportement du composite par rapport à ses conditions d'utilisation (sollicitations mécaniques et thermiques, forme de la pièce ...).

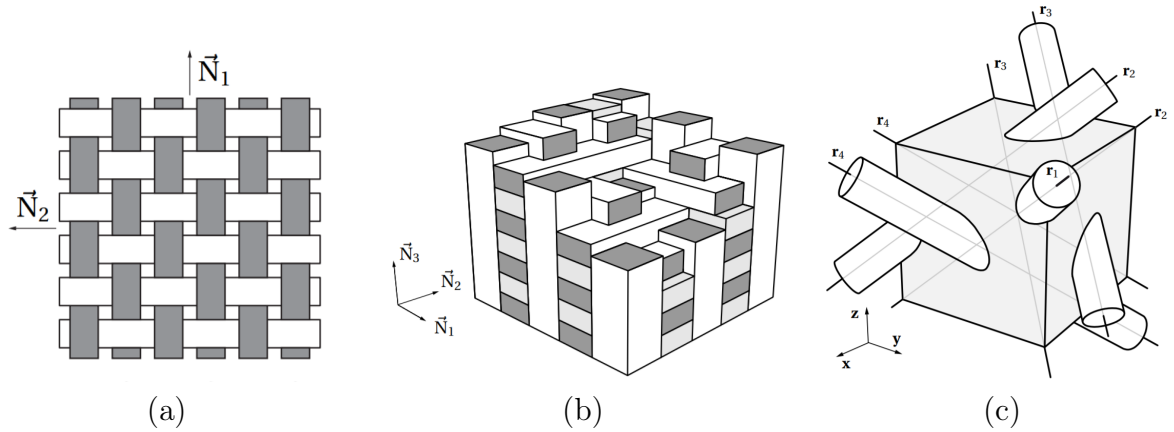


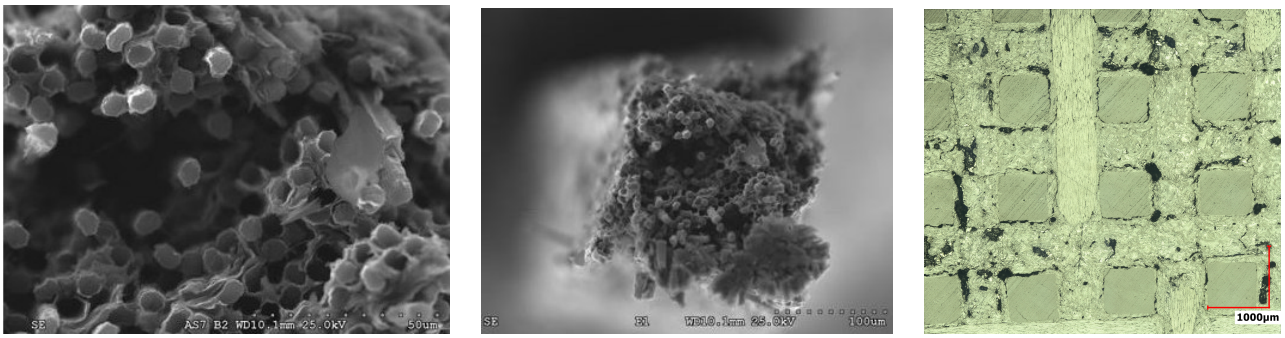
FIGURE 1.1 – (a) Composite 2D C/C tissé ; (b) Composite 3D C/C orthogonal ; (c) Composite 4D C/C [Gor08].

L'intérêt majeur de l'utilisation de tels matériaux consiste en leurs très bonnes propriétés à haute température tout en conservant une faible densité. Ces composites présentent notamment des propriétés mécaniques élevées à haute température (résistance, rigidité et ténacité), de bonnes propriétés de frottement et de friction ainsi qu'une excellente résistance aux chocs thermiques [Leg92][Sav93]. Pour ces raisons, les composites 3D C/C sont des candidats idéaux pour des applications sous conditions extrêmes tels que les freins d'avions et de voitures de course, les cols de tuyères des moteurs de fusées, les protections thermiques de navettes ou encore les réacteurs nucléaires.

L'élaboration d'un composite 3D C/C est cependant complexe. Une fois la préforme réalisée avec le positionnement des fils dans les trois directions orthogonales les unes par rapport aux autres, une phase d'imprégnation de braie est effectuée. S'en suit plusieurs cycles de carbonisation et de graphitisation jusqu'à l'obtention de la densité souhaitée. De par ce mode d'élaboration complexe, le coût de fabrication de ces composites est très élevé ce qui rend l'utilisation de tels matériaux réservé à une application de pointe.

Un tel composite peut être appréhendé à différentes échelles (cf. Figure 1.2). A l'échelle microscopique, le comportement des fibres et de la matrice est étudié. L'échelle mésoscopique, intermédiaire entre l'échelle microscopique et macroscopique, est particulièrement adaptée à l'étude de tels composites. Les méso-constituants sont alors les baguettes et les octets de matrice (matrice comblant les interstices entre les baguettes). L'échelle macroscopique

correspond à un nombre suffisant de mailles élémentaires, ou cellules de base, du composite pour être représentatif du comportement de ce dernier.



(a) (b) (c)

FIGURE 1.2 – Composite 3D C/C aux échelles microscopique (a), mésoscopique (b) et macroscopique (c).

A travers différentes études, le comportement des composites C/C, et plus particulièrement des composites 3D C/C, à ces différentes échelles sera maintenant présenté.

1.1 Comportement des composites C/C

Dans la littérature, un nombre important de composites C/C peuvent être identifiés. Ces composites se distinguent les uns des autres par leur procédé de fabrication, leurs constituants ou encore leur architecture.

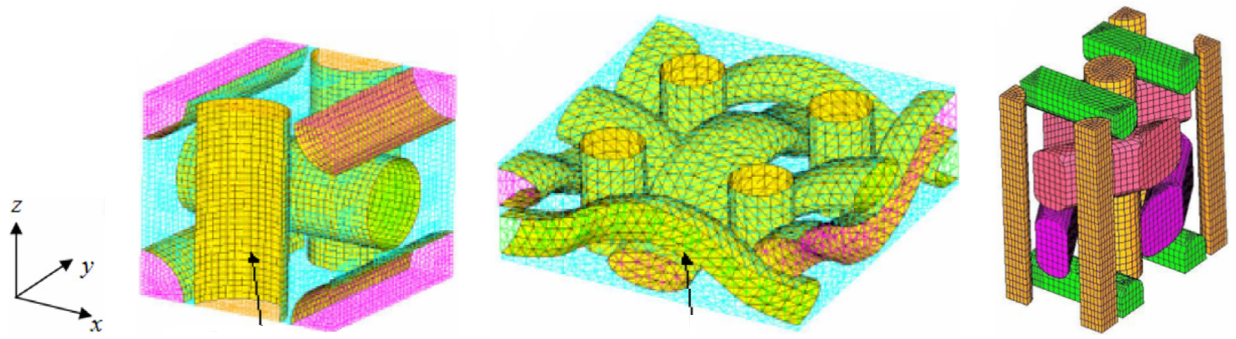
1.1.1 Comparaison du comportement de différents composites C/C

Afin de mettre en évidence l'intérêt d'un composite 3D C/C présentant une architecture orthogonale, les comportements de différents composites C/C sont comparés. Les propriétés des composites C/C dépendent fortement de certains paramètres comme leur mode d'élaboration, leur taux de fibres ou encore leur tissage, c'est-à-dire l'agencement de leurs baguettes.

Des travaux ont montré l'influence du taux de fibres mais également du type de tissage des baguettes sur le comportement du composite en traction [NJL96] ainsi qu'en compression et cisaillement [KKL02]. En outre, l'intérêt d'un composite C/C avec une architecture 3D par rapport à un composite 2D C/C a été mis en évidence [AHHW+03]. En effet, ces travaux ont démontré une résistance à la rupture bien plus élevée pour les 3D C/C que pour les 2D C/C, en raison de la faible résistance interfaciale baguette/matrice qui confère aux 3D C/C une meilleure capacité de déformation en cisaillement.

Parmi les composites 3D C/C, il existe également plusieurs architectures avec différents tissages des baguettes. Dans leurs travaux, Rao et al. [RMM08] ont comparé le comportement de deux 3D C/C, l'un ayant des baguettes rectilignes orthogonales entre elles, l'autre

possédant des baguettes tissées dans le plan (x,y) avec une troisième direction z de renforts (cf. Figure 1.3). L'étude a également été étendue à un composite 4D C/C. Il a alors été montré que le composite 3D orthogonal présente des modules de Young dans les directions x et y plus élevés que ceux du composite 3D tissé, alors que ce dernier présente des modules de cisaillement G_{yz} et G_{zx} plus élevés.



(a) (b) (c)

FIGURE 1.3 – Cellule élémentaire de composites C/C avec différentes architectures : (a) 3D orthogonal ; (b) 3D tissé ; (c) 4D ; [RMM08].

Enfin, des travaux se sont intéressés à l'impact du procédé de fabrication sur le composite [PA76][WB97]. Il a par ailleurs été montré que lors de la fabrication du matériau, de nombreux défauts se forment dans ce dernier comme des porosités et des fissures interfaciales [Ada76][Jor86]. En effet, l'élaboration du matériau implique le refroidissement de celui-ci après le processus de densification. Durant ce refroidissement, des fissures se créent du fait de valeurs différentes des coefficients de dilatation thermique des baguettes et de la matrice. Par conséquent, il est intéressant d'étudier l'influence de tels défauts sur le comportement du matériau.

Le matériau étudié dans cette thèse étant un composite 3D C/C présentant une architecture orthogonale, les travaux présentés par la suite traiteront uniquement du comportement de composites présentant une architecture identique ou proche.

1.1.2 Comportement des interfaces des composites 3D C/C

Le comportement des interfaces dans les composites 3D C/C a été largement étudié. L'impact de ces interfaces sur le comportement du matériau, notamment pour des sollicitations en cisaillement, a alors pu être démontré [HGA05][RMM08]. Afin de caractériser le comportement des interfaces, et plus particulièrement des interfaces baguette/matrice, des essais de pull-out (cf. Figure 1.4) et de push-out (cf. Figure 1.5) ont été réalisés à différentes températures allant jusqu'à 2273 K [RJLP09][GCC+15][SMM12][SMM13][AYO+07].

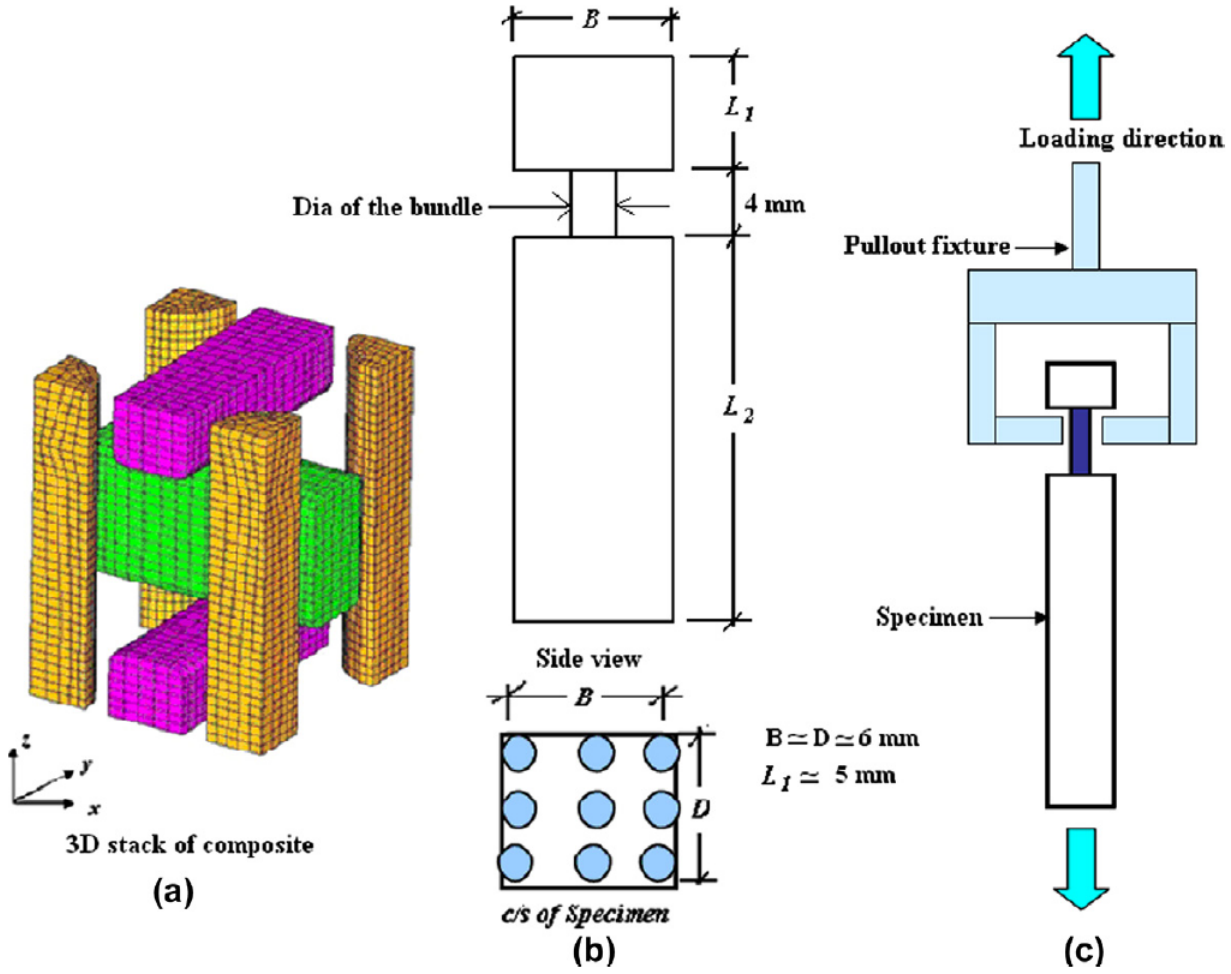


FIGURE 1.4 – Essai de pull-out sur baguette [SMM13].

Dans les travaux de Sharma et al., des essais de pull-out et de push-out ont permis de déterminer la résistance interfaciale du composite ainsi que l'énergie de rupture en mode II de ses interfaces. Pour se faire, les essais ont été simulés par éléments finis en modélisant le comportement des interfaces à l'aide de zones cohésives couplant endommagement et frottement. L'architecture du matériau ainsi que les défauts présents dans ce dernier (fissures, porosités) ont été reproduits à l'aide d'une modélisation basée sur des images tomographiques [SDB+13]. L'identification des propriétés interfaciales a alors été réalisée en comparant les courbes force-déplacement expérimentales et numériques [SMM12][SMM13].

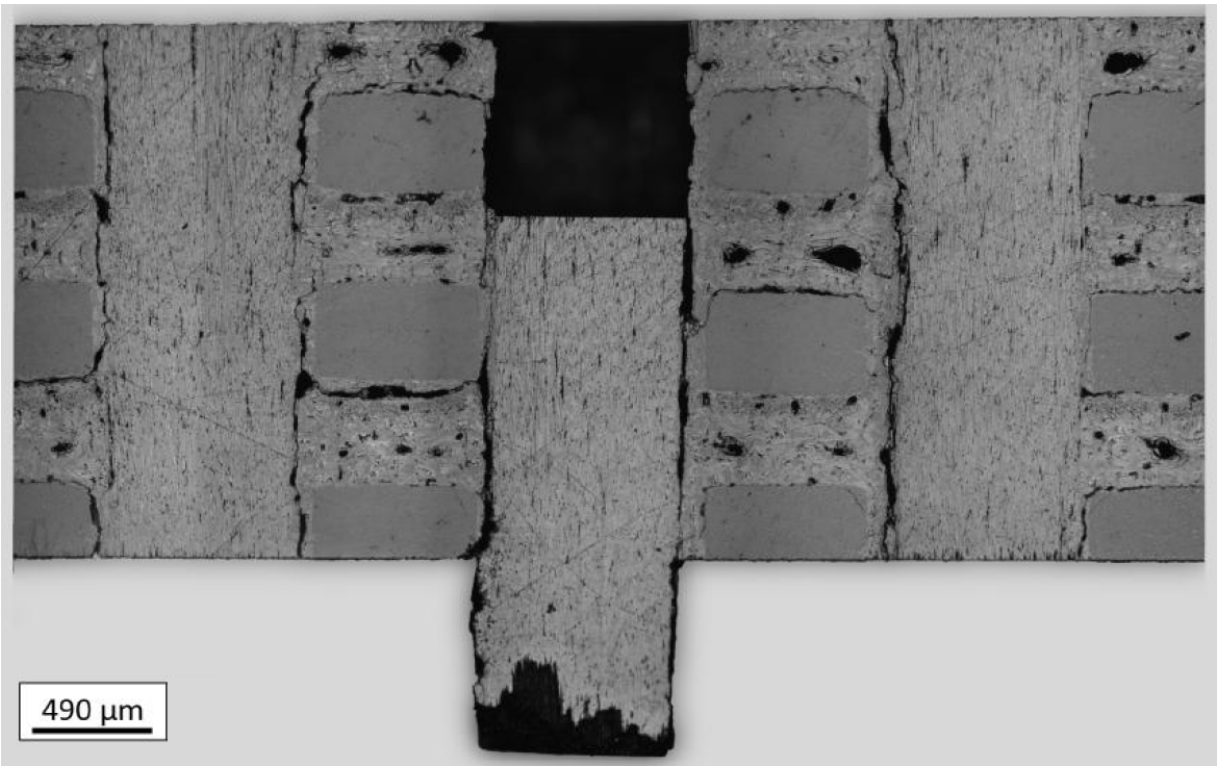


FIGURE 1.5 – Essai de push-out sur baguette [GCC+15].

Les différents travaux traitant du comportement des interfaces ont alors permis de conclure que les composites 3D C/C, à température ambiante, possèdent des interfaces baguette/matrice faibles, autrement dit, les baguettes et la matrice sont peu liées. Dans ce cas, lorsqu'une fissure se propage dans le composite et rencontre une interface baguette/matrice, elle va dévier le long de l'interface au lieu de pénétrer dans le renfort. Au delà de 2000 °C, les méso-interfaces se renforcent ce qui peut entraîner une rupture prématurée des baguettes, ces dernières étant moins protégées par les déviations des fissures aux interfaces.

1.1.3 Comportement des composites 3D C/C

Dans les années 1980, le comportement d'un composite 3D C/C orthogonal a été caractérisé dans le cadre de plusieurs thèses [Pos82][Ré84]. Ces travaux ont permis de mettre en évidence les différents mécanismes d'endommagement du matériau à température ambiante et de définir une base d'essais nécessaire à la caractérisation du composite [DLPR87]. De plus, ces travaux ont permis d'identifier le comportement des méso-constituants : la matrice est considérée comme isotrope et les baguettes ont un comportement isotrope transverse. A l'échelle macroscopique, le composite présente un comportement orthotrope dans les directions des renforts.

Par ailleurs, les travaux de Robinson et Francis [RF81] ont permis d'approfondir les connaissances du scénario de rupture du composite 3D C/C. Des essais de traction suivant un axe de renfort ont été réalisés sous un microscope électronique à balayage (MEB) afin d'observer les mécanismes d'endommagement conduisant à la rupture du matériau. Il a alors été constaté que la fissuration débute à une interface baguette/matrice et s'oriente, dans un premier temps, parallèlement à la direction de traction. Par la suite, la fissure va dévier à 90° lorsqu'elle rencontre une baguette pour retrouver enfin la direction de traction en suivant une interface. Les baguettes rompent alors selon des plans de fissure perpendiculaires à leur direction longitudinale.

Par la suite, une nouvelle technique de caractérisation du matériau a été proposée par Baste [Bas85]. Les propriétés élastiques du composite 3D C/C ont alors été déterminées en étudiant la propagation d'ondes acoustiques au travers du matériau. A son tour, Tardif a souhaité identifier le scénario de rupture d'un composite 3D C/C. Pour cela, il a utilisé une nouvelle technique d'analyse d'images par inter-corrélation qui permet d'obtenir le champ local des déformations à la surface de l'éprouvette [Tar98]. Ses travaux ne portent cependant pas sur un composite 3D C/C orthogonal mais un composite 3D C/C tissé.

L'étude du comportement d'un composite 3D C/C orthogonal s'est poursuivie en 2001 par les travaux menés par Davy [Dav01][DM03b][DM03a]. Dans cette thèse, l'importance du choix des dimensions des éprouvettes ainsi que de l'équilibrage de ces dernières a été mise en évidence. En effet, les éprouvettes doivent avoir des dimensions qui sont des multiples de la taille de la cellule de base du matériau, et doivent être symétriques dans toutes les directions des renforts, afin que l'éprouvette soit équilibrée et que son comportement soit alors représentatif du comportement macroscopique du matériau. La forte influence de la méso-structure de l'éprouvette sur l'effort à la rupture lors d'un essai de traction est visible sur la Figure 1.6.

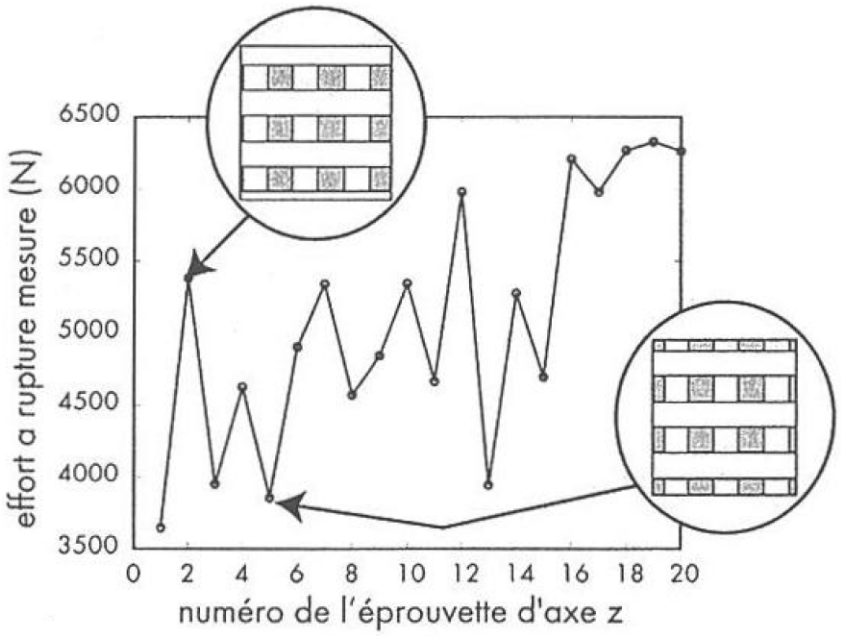


FIGURE 1.6 – Comparaison des efforts à rupture de 20 essais réalisés sur des éprouvettes présentant différentes méso-structures [Dav01].

Le composite 3D C/C orthogonal étudié dans le cadre de cette thèse diffère des composites mentionnés précédemment, de par les fibres qui le composent et les dimensions de ses baguettes. Le comportement de ce dernier est cependant semblable au comportement des autres composites 3D C/C orthogonaux. Il a été caractérisé auparavant par Gratton dans le cadre de sa thèse intitulée « Comportement d'un composite 3D Carb/Carb : Méso-modélisation pour la prévision de la réponse sous choc » [Gra98]. En dépit du fait que les travaux de Gratton avaient pour but de modéliser le comportement dynamique du matériau, un nombre conséquent d'essais statiques ont été réalisés en s'inspirant de la campagne expérimentale des travaux de Dumont et al. [DLPR87]. Le comportement statique du matériau a ainsi été caractérisé à l'échelle macroscopique (propriétés élastiques et contraintes à la rupture) et à l'échelle mésoscopique (propriétés élastiques seulement). Les réponses macroscopiques du composite en traction et en compression dans la direction des renforts sont représentées sur la Figure 1.7.

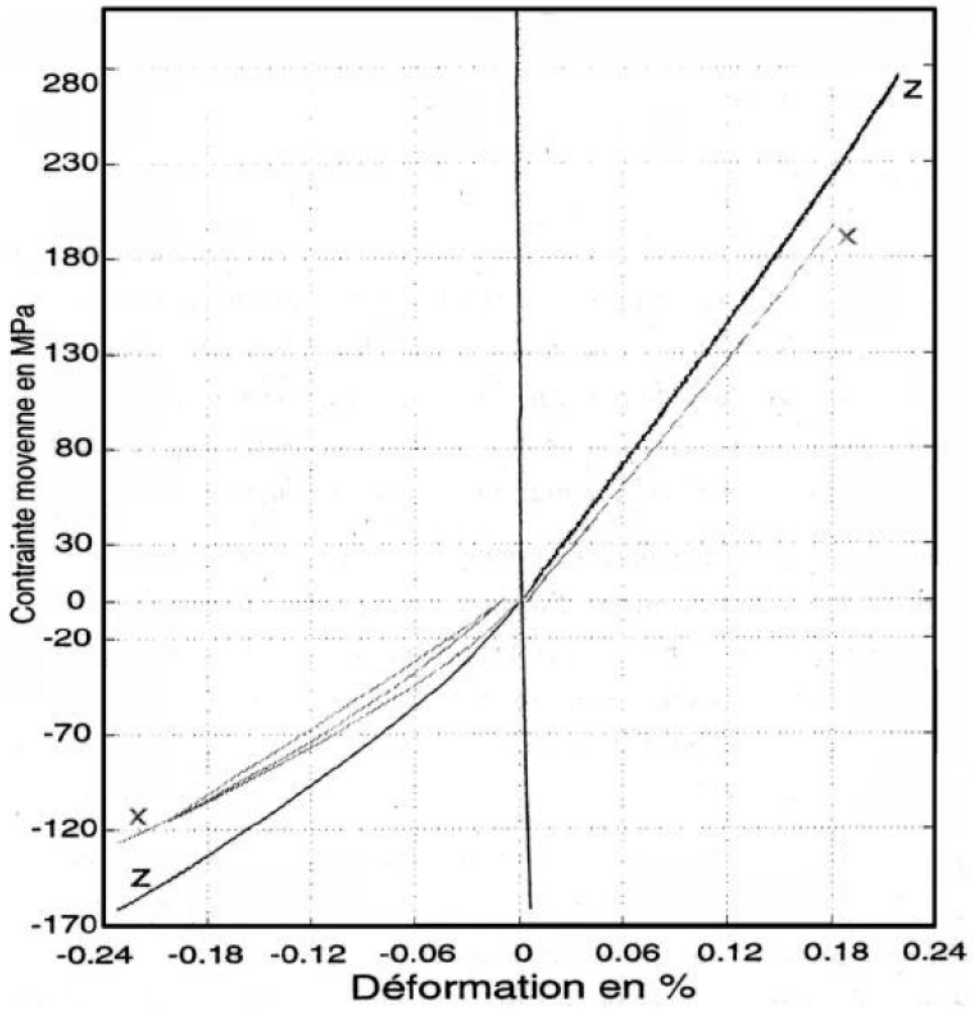


FIGURE 1.7 – Réponse en traction et compression du matériau dans la direction des renforts [Gra98].

Au vu des réponses expérimentales de la Figure 1.7, le comportement du matériau en traction dans les axes des renforts est considéré comme étant élastique fragile. Sous une sollicitation en compression dans les axes des renforts, la réponse du matériau présente une non-linéarité, associée à un endommagement progressif, avant la rupture du matériau. Par ailleurs, une différence est constatée entre les modules d'élasticité mesurés en traction et en compression : ces derniers sont environ 10% inférieurs aux modules en traction. Cet écart est attribué à des micro-flambages au sein des baguettes [Gra98].

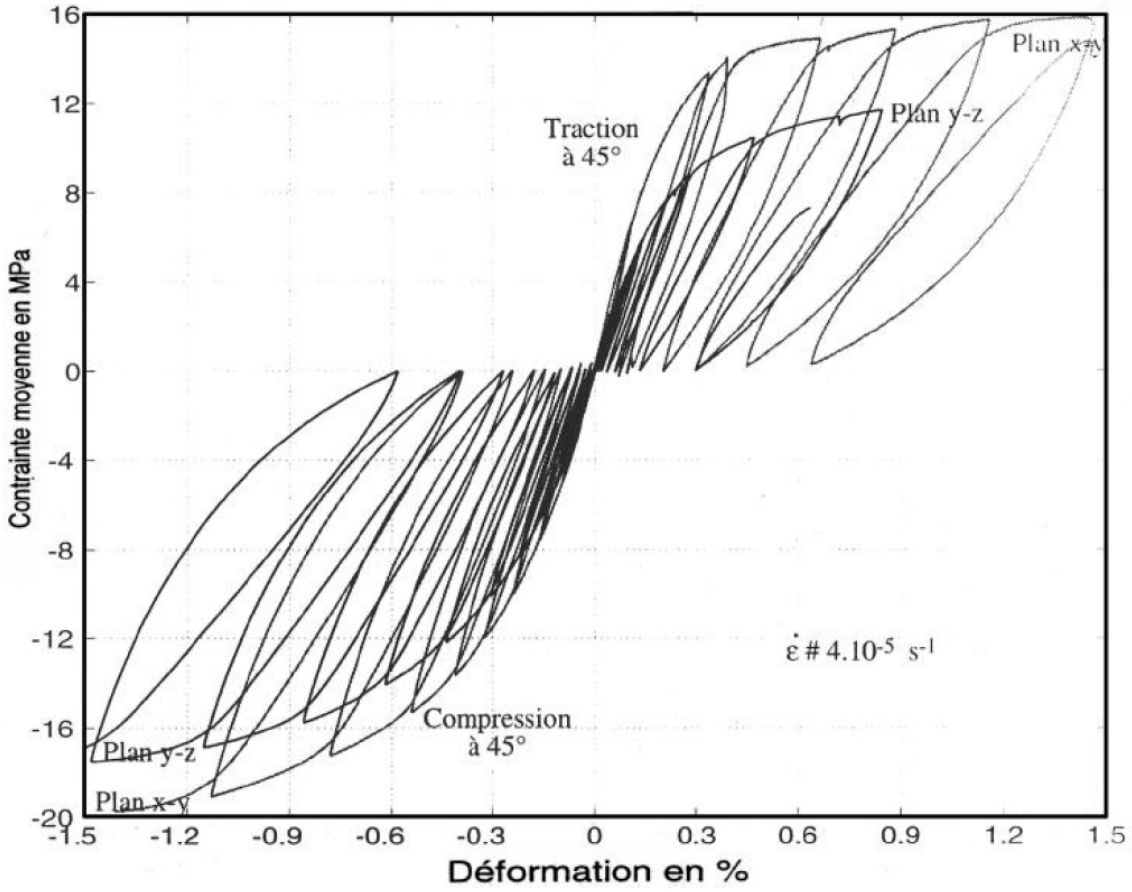


FIGURE 1.8 – Réponse en cisaillement du matériau [Gra98].

Sous une sollicitation en cisaillement, la réponse du composite exhibe un endommagement important accompagné de déformations permanentes. Ce comportement est attribué à l'endommagement des interfaces baguette/matrice [HGA05][RMM08].

Il est à noter que d'autres travaux ont également cherché à caractériser ou modéliser le comportement de composites 3D C/C en dynamique [Tal96][ADGH01][GABF06][GAB+05][YLL+08b][YLL+08a].

1.1.4 Comportement des composites 3D C/C à haute température

Compte tenu des températures d'application du matériau, une importance particulière a été portée à l'étude du comportement du 3D C/C à haute température. Dans un premier temps, les constituants du matériau ont été caractérisés. Le comportement des fibres de carbone [SLP02][PS08] et de la matrice [SLP05] a été étudié jusqu'à 2200°C.

Le comportement macroscopique du composite a également été investigué à haute température. Plus particulièrement, la réponse du matériau sous des sollicitations en compression a été étudiée jusqu'à 2700°C. Il a alors été montré que la résistance en compression augmente

avec la température jusqu'à 2000°C, supposément en raison de l'amélioration des interfaces fibre/matrice, puis diminue pour des températures supérieures [HTK05].

Au vu du comportement des composites 3D C/C décrit précédemment, une modélisation de ces derniers peut être envisagée à l'aide de modèles d'endommagement.

1.2 Modélisation de l'endommagement

Afin de reproduire le comportement du composite jusqu'à la rupture, il est nécessaire de modéliser la dégradation progressive des propriétés mécaniques du matériau. Pour cela, des modèles d'endommagement, qui décrivent la détérioration du matériau en modifiant les caractéristiques élastiques apparentes de ce dernier, peuvent être utilisés. Ces modèles d'endommagement doivent, en outre, respecter les principes de la thermodynamique afin de s'inscrire dans le cadre de la thermodynamique des processus irréversibles.

1.2.1 Premier principe de la thermodynamique

Le premier principe de la thermodynamique est la loi de conservation de l'énergie. Cette loi postule que l'énergie d'un système fermé ne varie que si on lui apporte du travail mécanique ou de la chaleur.

Pour un domaine $\mathscr{D}$ de frontière $\partial\mathscr{D}$ intérieur au milieu matériel étudié, le premier principe de la thermodynamique s'écrit :

$$\frac{\mathrm{d}}{\mathrm{d}t}\left(E+K\right) = P + Q \qquad \forall\mathscr{D} \ , \tag{1.1}$$

avec E l'énergie interne, K l'énergie cinétique, P la puissance réelle des efforts extérieurs et Q le taux de chaleur reçue par le domaine $\mathscr{D}$.

Le principe peut s'écrire, après simplification, sous sa forme locale :

$$\rho\dot{e} = \sigma : \dot{\varepsilon} + r - \mathrm{div}\vec{q}, \tag{1.2}$$

où σ et ε sont respectivement le tenseur des contraintes et des déformations, ρ la masse volumique, e l'énergie interne spécifique, r la densité volumique de production interne de chaleur à distance et $\vec{q}$ le flux de chaleur.

1.2.2 Second principe de la thermodynamique

Afin d'énoncer le second principe de la thermodynamique, il est nécessaire d'introduire la notion d'entropie.

L'entropie S est une variation d'énergie associée à une variation de température :

$$S = \int_{\mathscr{D}} \rho s \ \mathrm{d}V, \tag{1.3}$$

où s est la densité d'entropie spécifique.

Le second principe de la thermodynamique postule que le taux de production d'entropie est toujours supérieur ou égal au taux de chaleur reçue divisé par la température :

$$\frac{\mathrm{d}S}{\mathrm{d}t} \geqslant \int_{\mathscr{D}} \frac{r}{T}\,\mathrm{d}V - \int_{\partial\mathscr{D}} \frac{\vec{q}.\vec{n}}{T}\,\mathrm{d}S = \int_{\mathscr{D}} \left(\frac{r}{T} - \mathrm{div}\frac{\vec{q}}{T}\right)\mathrm{d}V \qquad \forall\mathscr{D}\ , \tag{1.4}$$

avec T le champ de température et $\vec{n}$ la normale extérieure à $\partial\mathscr{D}$.

En remplaçant r par son expression tirée de l'équation 1.2, l'équation 1.4 devient sous sa forme locale :

$$\sigma : \dot{\varepsilon} + \rho\left(T\dot{s} - \dot{e}\right) - \vec{q}\ .\ \frac{\overrightarrow{\mathrm{grad}}\ T}{T} \geqslant 0. \tag{1.5}$$

Une nouvelle variable, l'énergie libre spécifique ψ, est définie par :

$$\psi = e - Ts. \tag{1.6}$$

A partir de l'équation 1.5, l'inégalité de Clausius-Duhem est définie par :

$$\sigma : \dot{\varepsilon} - \rho\left(\dot{\psi} + s\dot{T}\right) - \vec{q}\ .\ \frac{\overrightarrow{\mathrm{grad}}\ T}{T} \geqslant 0 \tag{1.7}$$

1.2.3 Variable d'endommagement

L'origine de la théorie de l'endommagement remonte aux travaux de Kachanov en 1958 [Kac58] et de Rabotnov en 1969 [Rab69]. En France, cette théorie a été appliquée, dans un premier temps, par Lemaitre et Chaboche à des matériaux métalliques [LC78]. Par la suite, elle a été adaptée afin de restituer le comportement quasi-fragile de matériaux comme le béton [LM82, MPC89] ou encore les composites multi-couches [Lad86].

Dans ces différents travaux, l'endommagement est défini comme la description de l'évolution des phénomènes entre l'état vierge du matériau et l'amorçage de la fissure macroscopique [LC85]. Le niveau d'endommagement du matériau est alors pris en compte par la variation de la rigidité élastique de ce dernier. Dans un premier temps, la théorie de l'endommagement sera présentée pour un matériau isotrope avec un endommagement isotrope.

Pour un élément de volume fini d'un matériau endommagé, l'aire totale des défauts (cavités, micro-fissures) contenus dans une surface plane S de l'élément de volume, est définie par la surface endommagée S_d. Cette surface peut alors être estimée comme la différence entre la surface résistante initiale S et la surface résistante effective $\tilde{S}$:

$$S_d = S - \tilde{S}. \tag{1.8}$$

Afin de décrire la dégradation progressive du matériau jusqu'à l'amorçage de la macro-fissure, une variable d'endommagement est alors introduite et définie par :

$$d = \frac{S_d}{S}. \tag{1.9}$$

Par conséquent, la variable d'endommagement d égale à 0 correspond à un matériau vierge, autrement dit, non endommagé. Lorsqu'elle atteint la valeur de 1, l'élément de volume est considéré comme rompu en deux parties. L'évolution progressive de la variable d'endommagement de la valeur de 0 à 1 permet de décrire l'évolution de l'état d'endommagement du matériau.

1.2.4 Principe de la contrainte effective

Afin d'introduire la variable d'endommagement dans une loi de comportement, la notion de contrainte effective a été définie, notamment par Mazars et Pijaudier-Cabot : « Un volume de matériau endommagé et sujet à la contrainte σ montre la même réponse que le matériau à l'état vierge soumis à une contrainte effective $\tilde{\sigma}$ » [MPC89]. Dans un cas unidimensionnel (endommagement isotrope d'un élément de matière soumis à un effort de traction), ce principe mène à l'expression de la contrainte effective par la relation :

$$\tilde{\sigma} = \frac{F}{\tilde{S}} = \frac{F}{S\left(1 - \frac{S_d}{S}\right)}, \tag{1.10}$$

où F est la force appliquée sur une surface S de l'élément de volume.

La contrainte effective s'écrit alors :

$$\tilde{\sigma} = \frac{\sigma}{1-d}. \tag{1.11}$$

Il est donc possible d'écrire la loi de comportement suivante :

$$\sigma = \tilde{E}\varepsilon_e \quad \text{et} \quad \tilde{\sigma} = E\varepsilon_e, \tag{1.12}$$

où le module d'élasticité effectif peut s'écrire :

$$\tilde{E} = (1-d)\,E. \tag{1.13}$$

L'endommagement peut alors être interprété comme une variation du module d'élasticité du matériau :

$$d = 1 - \frac{\tilde{E}}{E}. \tag{1.14}$$

.

1.2.5 Variables d'état

Les variables d'état, également appelées variables thermodynamiques, regroupent les variables observables et les variables internes.

Les variables observables, qui sont accessibles par la mesure, se limitent à deux variables : la température T et la déformation totale ε.

Afin de prendre en compte des comportements non-linéaires, il est nécessaire d'introduire des variables internes notées V_k. Pour un comportement endommageable, une variable

d'endommagement d est définie (cf. §1.2.3). Par ailleurs, la déformation totale ε peut être partagée en deux parties :

$$\varepsilon = \varepsilon^e + \varepsilon^p, \tag{1.15}$$

avec ε^e et ε^p deux variables internes représentant respectivement la déformation élastique (partie réversible) et la déformation plastique (partie irréversible).

1.2.6 Potentiel thermodynamique - Lois d'état

Une fois les variables d'état définies, l'existence d'un potentiel thermodynamique, duquel dérivent les lois d'état, est postulée. Il a alors été choisi de travailler avec l'énergie libre spécifique ψ qui dépend à la fois des variables d'état observables et des variables internes :

$$\psi = \psi\left(\varepsilon, \varepsilon^p, \varepsilon^e, T, d, V_k\right). \tag{1.16}$$

La relation A.1 peut être simplifiée en posant $\varepsilon - \varepsilon^p = \varepsilon^e$, la déformation ε étant la somme de la déformation élastique et de la déformation plastique en élastoplasticité :

$$\psi = \psi\left([\varepsilon - \varepsilon^p], T, d, V_k\right) = \psi\left(\varepsilon^e, T, d, V_k\right). \tag{1.17}$$

La dérivée du potentiel ψ peut alors s'écrire :

$$\dot{\psi} = \frac{\partial \psi}{\partial \varepsilon^e} : \dot{\varepsilon^e} + \frac{\partial \psi}{\partial T} : \dot{T} + \frac{\partial \psi}{\partial d} : \dot{d} + \frac{\partial \psi}{\partial V_k} : \dot{V_k}. \tag{1.18}$$

L'inégalité de Clausius-Duhem devient alors :

$$\left(\sigma - \rho \frac{\partial \psi}{\partial \varepsilon^e}\right) : \dot{\varepsilon^e} \; + \; \sigma : \dot{\varepsilon^p} \; - \; \rho \left(s + \frac{\partial \psi}{\partial T}\right) \dot{T} \; - \rho \frac{\partial \psi}{\partial d} \; \dot{d} \; - \; \rho \frac{\partial \psi}{\partial V_k} \; \dot{V_k} \; - \; \frac{\vec{q}}{T} \; . \; \overrightarrow{\text{grad}} \; T \geqslant 0. \tag{1.19}$$

L'inégalité de Clausius-Duhem devant être vérifiée quel que soit $\dot{\varepsilon^e}$ et quel que soit le signe de $\dot{T}$, il en découle les lois d'état de la thermo-élasticité qui assurent la validité thermodynamique du modèle :

$$\sigma = \rho \frac{\partial \psi}{\partial \varepsilon^e} \quad \text{et} \quad s = -\frac{\partial \psi}{\partial T}. \tag{1.20}$$

Les variables A_k associées aux variables internes V_k, appelées forces thermodynamiques, sont définies par :

$$A_k = \rho \frac{\partial \psi}{\partial V_k}. \tag{1.21}$$

De manière similaire, la variable duale Y associée à l'endommagement d est définie par :

$$Y = \rho \frac{\partial \psi}{\partial d}. \tag{1.22}$$

1.2.7 Dissipation intrinsèque, dissipation thermique

A partir de l'inégalité de Clausius-Duhem, la dissipation ϕ est définie par :

$$\phi = \sigma : \dot{\varepsilon^p} \; - \; A_k \dot{V_k} - \; Y\dot{d} - \; \frac{\vec{q}}{T} \; . \; \overrightarrow{\text{grad}} \; T \geqslant 0. \tag{1.23}$$

La dissipation totale peut se séparer en une dissipation volumique intrinsèque ϕ_1 :

$$\phi_1 = \sigma : \dot{\varepsilon^p} \; - \; A_k \dot{V_k} - \; Y\dot{d}, \tag{1.24}$$

et une dissipation volumique thermique ϕ_2 :

$$\phi_2 = - \; \frac{\vec{q}}{T} \; . \; \overrightarrow{\text{grad}} \; T. \tag{1.25}$$

L'inégalité de Clausius-Duhem devient alors :

$$\phi_1 + \phi_2 \geqslant 0. \tag{1.26}$$

En conséquence du découplage des dissipations, intrinsèque ϕ_1 et thermique ϕ_2, et afin de respecter le second principe de la thermodynamique, la dissipation intrinsèque doit être positive :

$$\phi_1 = \sigma : \dot{\varepsilon^p} \; - \; A_k \dot{V_k} - \; Y\dot{d} \geqslant 0, \tag{1.27}$$

Il est alors admis que le phénomène d'écoulement plastique peut intervenir sans endommagement, et inversement, l'endommagement peut intervenir sans écoulement plastique. Les deux inégalités suivantes doivent alors être vérifiées :

$$\sigma : \dot{\varepsilon^p} \; - \; A_k \dot{V_k} \geqslant 0, \tag{1.28}$$

$$-Y\dot{d} \geqslant 0. \tag{1.29}$$

Dans le cadre de cette thèse, le modèle d'endommagement développé traduit un comportement élastique endommageable avec une unique variable interne, la variable d'endommagement d. L'équation 1.28 n'a alors plus lieu d'être et il a été montré que l'équation 1.29 est vérifiée (cf. Annexe A).

1.2.8 Potentiel de dissipation - Lois complémentaires

L'existence d'un potentiel de dissipation est postulée :

$$\varphi = \varphi \left(\dot{\varepsilon^p}, \dot{d}, \dot{V_k}, \frac{\vec{q}}{T} \right). \tag{1.30}$$

Ce potentiel est une fonction à valeurs scalaires continue et convexe par rapport aux variables flux. C'est de ce potentiel que découleront les lois complémentaires relatives aux

processus dissipatifs. Par la condition de normalité, les lois complémentaires peuvent être déduites :

$$\sigma = \frac{\partial \varphi}{\partial \dot{\varepsilon^p}}, \qquad Y = -\frac{\partial \varphi}{\partial \dot{d}}, \qquad A_k = -\frac{\partial \varphi}{\partial \dot{V_k}}, \qquad \vec{g} = -\frac{\partial \varphi}{\partial \left(\vec{q}/T\right)}, \tag{1.31}$$

avec $\vec{g} = \overrightarrow{\text{grad}}\, T$.

Afin d'exprimer les lois complémentaires sous la forme de lois d'évolution des variables flux, la transformée de Legendre-Fenchel est utilisée. Le potentiel φ^*, dual du potentiel φ, peut alors être défini :

$$\varphi^* = \varphi^* \left(\sigma, Y, A_k, \vec{g}\right). \tag{1.32}$$

Les lois d'évolution s'écrivent alors :

$$\dot{\varepsilon^p} = \frac{\partial \varphi^*}{\partial \sigma}, \qquad \dot{d} = -\frac{\partial \varphi^*}{\partial Y}, \qquad \dot{V_k} = -\frac{\partial \varphi^*}{\partial A_k}, \qquad \frac{\vec{q}}{T} = -\frac{\partial \varphi^*}{\partial \vec{g}}. \tag{1.33}$$

1.3 Phénomène de localisation : méthodes de régularisation

Lors de la simulation de l'endommagement du matériau, un phénomène de localisation de l'endommagement est constaté suite à l'adoucissement post-pic (cf Figure 1.9). Ce dernier entraîne une perte de stabilité mécanique, mathématique et numérique.

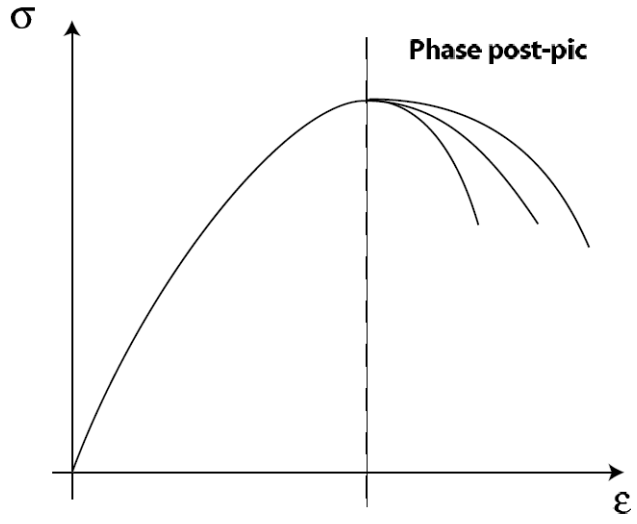


FIGURE 1.9 – Modèle d'endommagement en phase post-pic [Gup05].

Mécaniquement, le matériau dans sa phase adoucissante perd sa stabilité puisque son module tangent n'est plus défini positif.

Mathématiquement, les équations différentielles elliptiques, gouvernant le comportement du matériau en statique, deviennent hyperboliques [Nee88][BB85]. Le problème à résoudre étant alors mal posé, il en découle une perte d'unicité de la solution ainsi qu'une dépendance des résultats numériques à la discrétisation.

Numériquement, la continuité des champs de déplacement et de déformation dans l'élément fini a pour conséquence de repousser les discontinuités aux frontières des éléments. Les déformations se localisent alors dans une bande dont la largeur est fonction de la taille de l'élément. Par conséquent, la solution numérique présente une dépendance au maillage. Par ailleurs, lorsque la taille de l'élément fini tend vers zéro, la dissipation d'énergie est concentrée dans une bande dont la largueur tend vers zéro [Baz76].

Afin de s'affranchir de ces problèmes de localisation, des méthodes de régularisation ont été proposées.

1.3.1 Modèle non-local de type intégral

Le principe d'un modèle non-local de type intégral consiste à remplacer une variable locale par une variable, dite non-locale, qui est la moyenne pondérée de cette variable sur un voisinage du point considéré. L'étendue du voisinage est définie par une longueur caractéristique l_c qui impose la taille de la localisation des déformations. Ce type de modèle a été développé par Bazant et al. pour la plasticité [BBC84] ainsi que pour l'endommagement [BB85][BPC88].

La longueur l_c doit être une caractéristique du matériau qui peut être, par exemple, liée à la taille de sa microstructure. Pour un béton, elle a notamment été proposée comme égale à 2,7 fois le diamètre du plus gros granulat [BPC88]. Selon le matériau étudié, la détermination de cette longueur caractéristique peut représenter une difficulté majeure pour l'utilisation de ce type de modèle.

Par ailleurs, le choix de la variable à rendre non-locale est particulièrement important. Pour les modèles d'endommagement quasi-fragiles, il est préconisé de pondérer la déformation totale, la déformation équivalente ou encore la force thermodynamique associée à l'endommagement [Jir98].

1.3.2 Modèle non-local de type gradient

Les modèles non-locaux de type gradient proposent d'enrichir le modèle constitutif en introduisant un gradient, d'ordre 1 ou supérieur, des déformations ou des variables internes. Ce type de formulation a été, à l'origine, développé pour la plasticité [MA91][BM92] puis a été étendu à l'endommagement [PBBV96][PBB$^+$96][FN96].

En particulier, il a été proposé d'appliquer cette méthode à une variable locale : la déformation équivalente ε_{eq} définie telle que :

$$\varepsilon_{eq} = \sqrt{\sum_{i=1}^{3} \langle \varepsilon_i \rangle^2}, \tag{1.34}$$

où $\langle \varepsilon_i \rangle$ sont les parties positives des déformations principales ε_i (i=1,2,3).

En remplaçant la déformation équivalente ε_{eq} par son développement en une série de Taylor dans la formulation de la déformation équivalente non-locale $\overline{\varepsilon_{eq}}$, cette dernière peut être définie par la relation explicite :

$$\overline{\varepsilon_{eq}} = \varepsilon_{eq} + c\nabla^2 \varepsilon_{eq}, \tag{1.35}$$

où $\nabla^2 \varepsilon_{eq}$ est le Laplacien de la déformation équivalente ε_{eq}. Le paramètre c introduit alors une longueur interne, pouvant correspondre à la longueur caractéristique du matériau et définie telle que $c = l_c^2/2$ [PBBG02].

Une formulation implicite de la variable non-locale, ici la déformation équivalente ε_{eq}, a également été proposée :

$$\overline{\varepsilon_{eq}} - c\nabla^2 \overline{\varepsilon_{eq}} = \varepsilon_{eq} \tag{1.36}$$

Ces approches introduisant des inconnues supplémentaires, il est alors nécessaire de définir des conditions aux limites supplémentaires afin que le problème soit correctement défini.

1.3.3 Modèle avec effet de vitesse

Une autre méthode de limitation de la localisation consiste à introduire un effet de vitesse en prenant en compte la dépendance de la loi de comportement du matériau au taux de déformation [Nee88][BSMP93]. La sensibilité au taux de déformation peut être définie comme une viscosité η introduisant implicitement une longueur caractéristique l_c dans le problème :

$$l_c = \frac{\eta}{\sqrt{E\rho}} \tag{1.37}$$

L'application de cette méthode à l'endommagement a conduit au développement des modèles à effet retard [Lad92]. Ces derniers introduisent une viscosité dans la loi d'évolution de l'endommagement qui a pour effet de retarder l'endommagement. Ce retard permet à une zone plus importante de s'endommager et, par conséquent, d'éviter le problème de la localisation. Une borne supérieure pour la vitesse d'endommagement peut également être définie afin que la rupture ne puisse être instantanée, les fissures ne se propageant pas à une vitesse infinie [AD97]. Ces modèles à taux d'endommagement limité définissent alors un temps caractéristique introduisant une longueur à travers la vitesse des ondes. Ce type d'approche peut être également utilisé dans le cas quasi-statique [MS09]. L'introduction d'une viscosité artificielle dans la loi d'évolution est par ailleurs utilisée afin d'améliorer la stabilité de simulations numériques [MCMD07][LH07].

1.3.4 Modèles à conservation de l'énergie

Une méthode de régularisation, basée sur la conservation de l'énergie de rupture, a été proposée par Dugale [Dug60] et Barenbatt [Bar62]. Ces travaux ont notamment menés au développement de deux types de modèles : le *Fictitious Crack Model* proposé par Hillerborg et al. [HMP76] et le *Crack Band Model* avancé par Bazant et Oh [BO83].

Fictitious Crack Model

Le principe du *Fictitious Crack Model* définit une zone d'élaboration de la fissure, aussi appelée *process zone*, qui fait la transition entre la fissure et la partie élastique (cf. Figure 1.10).

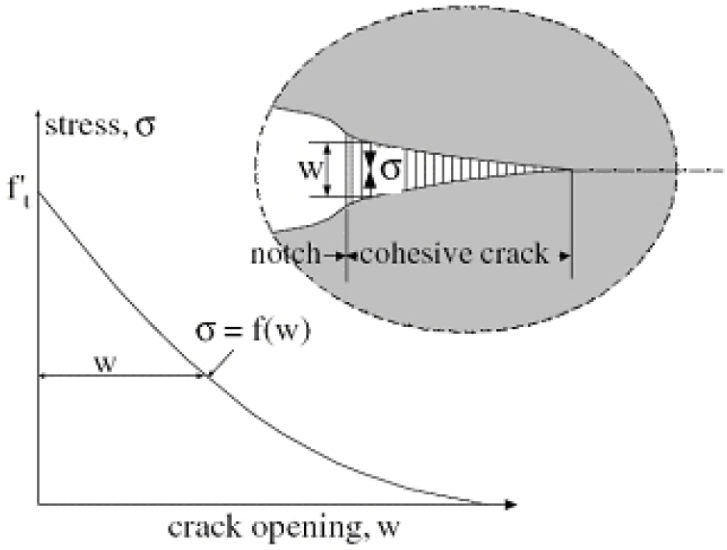


FIGURE 1.10 – Représentation de la zone d'élaboration et de la relation contrainte-ouverture de la zone d'élaboration.

Le comportement quasi-fragile du matériau est alors pris en compte en définissant une fonction adoucissante entre l'ouverture de la zone d'élaboration w et la contrainte :

$$\sigma = f\left(w\right). \tag{1.38}$$

Cette relation est adaptée afin que l'énergie dissipée par la création de la fissure soit égale à l'énergie de rupture du matériau G_f :

$$\int_0^{w^f} \sigma\left(w\right)\ \mathrm{d}w = G_f, \tag{1.39}$$

où w^f est l'ouverture de la fissure pour laquelle la contrainte devient nulle. La zone d'élaboration de la fissure s'est alors entièrement développée.

Cette approche a mené à un modèle permettant de simuler la formation et la propagation d'une fissure à l'interface des éléments [EGGP02]. Ce modèle est naturellement utilisé afin de retranscrire le développement de fissures aux interfaces d'un matériau hétérogène. Cette méthode implique cependant de pré-définir le chemin suivi par la fissure. Afin de s'affranchir de cette limitation, d'autres techniques ont été proposées comme, entre autres, les travaux de [Jir00][MB02][OHPC02].

Crack Band Model

Le modèle à bande de fissuration, ou encore *Crack Band Model*, propose de régulariser la solution en introduisant explicitement une bande de fissuration de largueur finie dans laquelle l'énergie de rupture est dissipée. L'énergie de rupture G_f peut alors s'écrire :

$$G_f = h \int_0^\infty \sigma_f \, \mathrm{d}\varepsilon_f \ . \tag{1.40}$$

où σ_f et ε_f sont respectivement la contrainte et la déformation à la rupture. La longueur h correspond à la largeur de la bande de fissuration. Cette approche assure alors une dissipation correcte de l'énergie.

Ce type de modèle impose cependant un maillage orienté dans la direction de la fissure. Pour le composite 3D C/C étudié dans cette thèse, l'architecture orthogonale de ce dernier ainsi que ses mécanismes de rupture (déviation des fissures à 90° le long des interfaces baguette/matrice cf. §1.1.3) entraînent une coïncidence entre la direction des fissures et l'orientation du maillage rendant possible l'utilisation de cette approche. Par ailleurs, des travaux ont permis de corriger ces problèmes d'orientation en adaptant la longueur caractéristique lorsque les fissures ne sont pas parallèles au maillage [MCMD06][Oli89].

Cette approche permet donc de résoudre les problèmes de dépendance de la solution au maillage en adaptant les paramètres de la loi de comportement en fonction de la taille des éléments finis. De par sa simplicité et son efficacité pour résoudre le problème de localisation, cette méthode reste une des approches les plus utilisées dans le cadre industriel. Pour ces raisons, et au vue de l'architecture du composite étudié, cette méthode a été choisie pour régulariser la solution du modèle présenté dans cette thèse.

1.4 Modélisation de l'endommagement anisotrope

Afin de modéliser l'endommagement anisotrope des composites 3D C/C, la théorie de l'endommagement isotrope ne suffit pas. Les variables d'endommagement scalaires ne contenant pas d'information de direction, elles ne peuvent être utilisées que si l'endommagement a une direction fixe ou pour décrire un endommagement isotrope. Dans d'autres cas, il est alors nécessaire d'introduire de nouvelles variables d'endommagement permettant une description plus fine de l'endommagement du matériau. Dans le cas général de l'anisotropie, le tenseur d'endommagement peut être d'ordre 8, il y a alors un nombre trop important de paramètres dans le modèle qui ne peuvent pas être identifiés et les problèmes sont impossibles à résoudre

numériquement. Le choix de la variable d'endommagement doit, d'une part, être un tenseur d'ordre assez élevé afin d'avoir un modèle fidèle à la physique du matériau. D'autre part, il doit être assez simple pour pouvoir être efficace numériquement et afin d'être capable d'identifier les coefficients correspondant aux différents termes de la variable d'endommagement tensorielle.

Une étude comparative a été réalisée sur une variable d'endommagement définie par un tenseur d'ordre deux, quatre ou six [KM95]. Ces travaux ont permis de montrer qu'un tenseur d'endommagement d'ordre 2 permet une estimation du module effectif correcte à plus ou moins 10%. Pour une variable d'endommagement tensorielle d'ordre 4, le module effectif est exactement estimé. Les tenseurs d'endommagement d'ordre 6 ou supérieur ont des résultats identiques aux résultats d'un tenseur d'ordre 4. Il est, dans ce cas, inutile de complexifier le modèle en utilisant des tenseurs d'ordre supérieur à 4. Le choix entre un tenseur d'endommagement d'ordre 2 [MO78][CS82][MK97] ou d'ordre 4 [Cha82][LO81] est cependant plus difficile. Suivant la modélisation souhaitée, la différence entre les deux variables d'endommagement peut être négligeable ou bien décisive. Il est donc nécessaire de trouver le bon compromis entre l'efficacité numérique du modèle et sa fidélité par rapport à la physique.

Certains modèles d'endommagement anisotrope utilisés pour simuler le comportement de composites 3D C/C, et plus particulièrement de composites 3D C/C orthogonaux, sont décrits dans la suite.

1.5 Modélisation de l'endommagement des composites 3D C/C

Les modèles présentés dans un premier temps sont des approches macroscopiques basées sur la mécanique de l'endommagement s'inscrivant dans le cadre de la thermodynamique des processus irréversibles (cf. §1.2). Les mécanismes d'endommagement sont alors pris en compte à l'échelle macroscopique par l'introduction de variables internes.

C'est sous ce formalisme qu'une modélisation de l'endommagement d'un matériau anisotrope est proposée par Ladevèze [Lad91] et fût adaptée à la modélisation de différents composites C/C. Dans ce cadre, un modèle macroscopique, s'appuyant sur les travaux de thèse de Poss [Pos82] et Rémond [Ré84], est proposé par Dumont et al. [DLPR87] afin de modéliser l'endommagement d'un composite 3D C/C orthogonal. Dans ces travaux, le comportement des méso-constituants est décrit à l'aide de lois de comportement adaptées. Les baguettes sont isotropes transverses et leur comportement est modélisé par une loi linéaire élastique avec une rupture fragile. La matrice est, quant à elle, représentée par un comportement élastoplastique isotrope avec endommagement. Enfin, les méso-interfaces (interfaces baguette/matrice) sont considérées comme élastiques endommageables. Le comportement macroscopique du composite est par la suite reconstruit à l'aide d'une méthode d'homogénéisation. La comparaison des résultats expérimentaux et numériques, pour des essais de compression à 45°, a montré une description correcte du comportement du matériau sous ces sollicitations (cf. Figure 1.11).

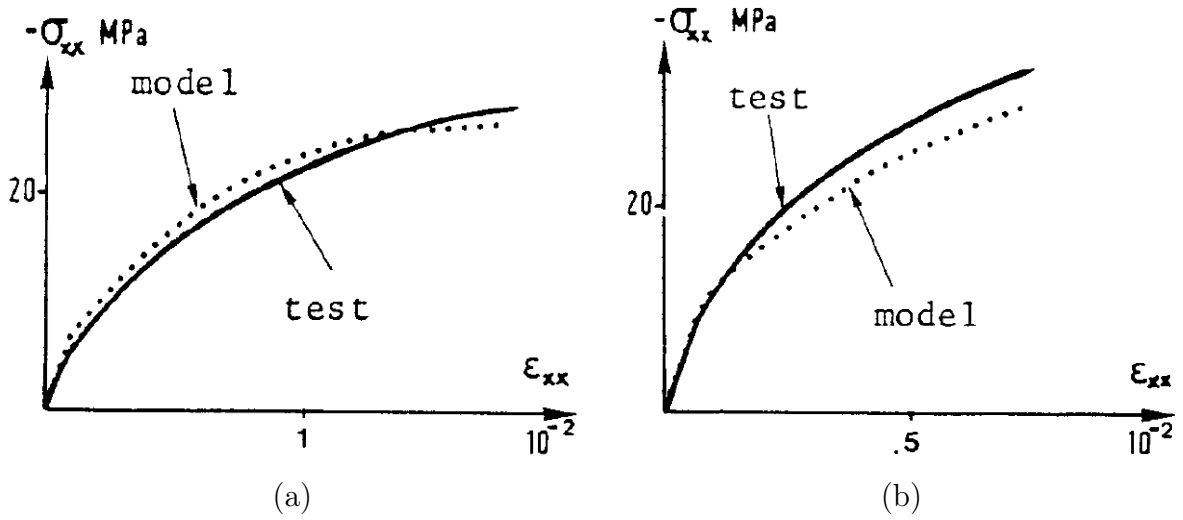


FIGURE 1.11 – Comparaison des résultats expérimentaux et numériques : (a) Compression dans direction normale ; (b) Compression à 30°C [DLPR87].

Afin de modéliser le comportement non-linéaire d'un composite 2,5D C/C, Grimaud [Gri92], dans ses travaux de thèse, a développé deux modèles décrivant un comportement élasto-plastique endommageable avec écrouissage isotrope. Pour l'un des modèles, l'endommagement et la plasticité sont couplés, contrairement à l'autre modèle pour lequel ils sont découplés. Pour le même type de composite (2,5D C/C), une modélisation macroscopique du matériau sous des sollicitations de traction et cisaillement a été étudiée par Siron [SL98][SPL99] [Sir96]. Dans ce modèle, trois variables d'endommagement scalaires sont définies : deux variables permettent de décrire l'endommagement en traction du composite et une variable, qui est fonction des deux variables d'endommagement en traction, retranscrit l'endommagement en cisaillement. Cette modélisation du comportement d'un composite 2,5D C/C s'est poursuivie par les travaux de Pailhes qui a pris en compte le comportement non-linéaire du matériau en compression [Pai99][PCL02].

A noter qu'une autre adaptation des travaux de Ladevèze [Lad91][DLPR87] a également permis de modéliser le comportement d'un composite 4D C/C [ACGL98][ACGL00a] [ACGL00b][LGCA00].

Une démarche notablement différente a été proposée par Davy afin de prédire la rupture d'un composite 3D C/C orthogonal [Dav01][DM03a]. Dans ces travaux, une approche probabiliste a été utilisée afin de définir un critère de rupture multiaxiale d'un composite soumis à un état de déformations complexes.

Enfin, dans le but de simuler l'endommagement d'un composite 3D C/C orthogonal à haute température, un modèle macroscopique couplant l'endommagement et la température a été développé par Laborde et al. [LTO11]. Ce modèle présente cependant des limitations. Bien que six variables internes décrivent l'endommagement du matériau (en traction dans ses trois

directions d'orthotropie et en cisaillement dans les trois plans correspondants), les évolutions de ses variables sont indépendantes les unes des autres. Il n'y a, par conséquent, pas de couplage entre l'endommagement en traction et en cisaillement. Par ailleurs, les déformations résiduelles ne sont pas considérées. Afin de parer à ces limites, une autre approche est étudiée avec l'adaptation des travaux de Maire et al. [MC97][Mar10] aux composites 3D C/C.

Par ailleurs, Shigang et al. [SDRY15] ont proposé de modéliser le comportement d'un composite 3D C/C en décrivant l'endommagement progressif de ses méso-constituants. Le comportement de la matrice est alors modélisé à l'aide d'une loi élastique isotrope avec endommagement. Les baguettes sont quant à elles décrites par un comportement élastique orthotrope avec deux modes d'endommagement : un endommagement dans la direction longitudinale de la baguette, qui coïncide avec l'axe des fibres, et un endommagement dans la direction transverse.

Le modèle développé dans cette thèse s'inscrit dans cette dernière approche de modélisation et sera détaillé au chapitre 3. Le choix de modélisation a été guidé par la volonté d'avoir un modèle permettant de décrire correctement l'endommagement du composite tout en ne nécessitant qu'un nombre restreint de paramètres. Par ailleurs, ces paramètres doivent être commodément identifiables à partir d'une campagne expérimentale. Pour ces raisons, il a été choisi de modéliser l'endommagement du matériau à l'échelle mésoscopique en supposant que la complexité de son comportement puisse être en partie prise en compte par la description de la méso-structure du composite. Les lois de comportement alors utilisées pour décrire l'endommagement des baguettes et de la matrice peuvent être relativement simples et ne nécessitent qu'un nombre limité de paramètres.

Les travaux présentés dans ce chapitre ont permis, d'une part, de guider le choix de modélisation à développer pour restituer le comportement du composite. D'autre part, cette étude bibliographique a permis de définir une campagne d'étude et de caractérisation du composite appropriée et adaptée au matériau étudié. Cette campagne expérimentale sera présentée au chapitre suivant.

Chapitre 2

Étude du composite 3D C/C

Sommaire

2.1 Méso-constituants **31**
2.1.1 Baguette Z 31
2.1.2 Baguette X/Y 31
2.1.3 Octets de matrice 32
2.1.4 Analyse qualitative des défauts 33
2.1.5 Étude morphologique des méso-constituants 35
2.2 Propriétés mécaniques du composite **37**
2.3 Campagne expérimentale **39**
2.3.1 Dispositif expérimental 39
2.3.2 Essais macroscopiques 40
2.3.3 Essais mésoscopiques 42

Le matériau étudié est un composite 3D C/C constitué d'un réseau de baguettes orientées suivant trois directions orthogonales entre elles (cf. Figure 2.1). Les interstices de ce réseau sont comblés par de la matrice carbonée.

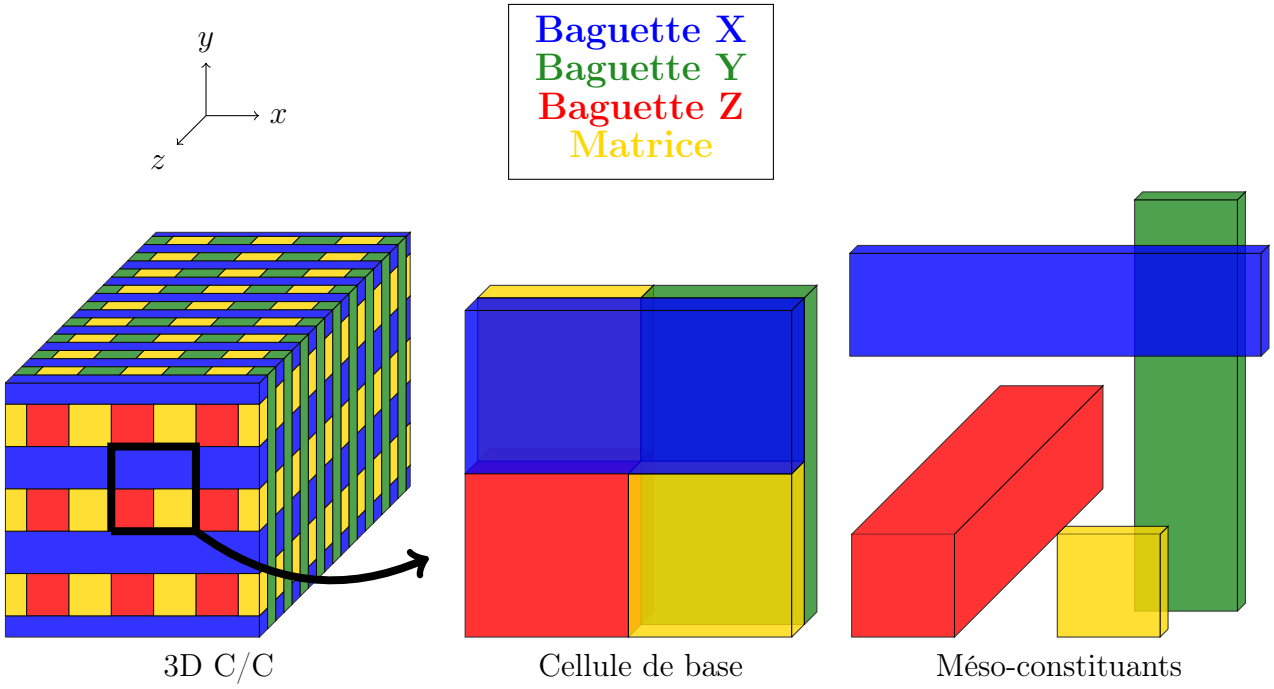


FIGURE 2.1 – Architecture du 3D C/C.

Le matériau possède une architecture périodique qui peut être représentée au travers d'une cellule de base de 1,6 mm × 1,6 mm × 0,32 mm (cf. Figure 2.1 et Figure 2.13). Cette cellule est constituée de baguettes orientées dans les directions X, Y et Z, appelées baguettes X, Y et Z, et d'octets de matrice. Les baguettes sont constituées de fibres de carbone Soficar T300 orientées dans la même direction et liées par de la matrice. Les fibres présentes dans la baguette sont regroupées en fils. Les baguettes Z sont constituées de fils composés de 3000 fibres alors que les fils des baguettes X et Y possèdent 1000 fibres. Le taux volumique de fils dans une baguette diffère pour les baguettes Z des baguettes X et Y. Afin que le taux de fibres soit le même pour toutes les baguettes, la section des baguettes X et Y diffère des baguettes Z. Il est alors possible de considérer que les baguettes X, Y et Z ont le même comportement mécanique.

2.1 Méso-constituants

2.1.1 Baguette Z

Les baguettes Z possèdent des sections carrées de 0,8 mm × 0,8 mm (cf. Figure 2.2).

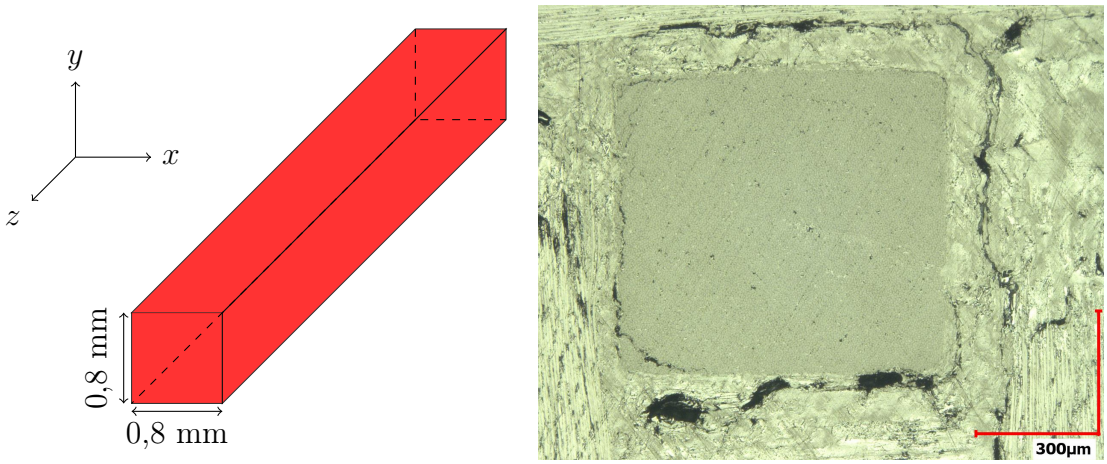


FIGURE 2.2 – Baguette Z.

2.1.2 Baguette X/Y

Les baguettes X et les baguettes Y sont considérées identiques et possèdent des sections rectangulaires de 0,8 mm × 0,16 mm (cf. Figure 2.3). Ces sections, 5 fois inférieures aux sections des baguettes Z, rendent l'extraction de ces baguettes et, par conséquent leur caractérisation directe, impossible.

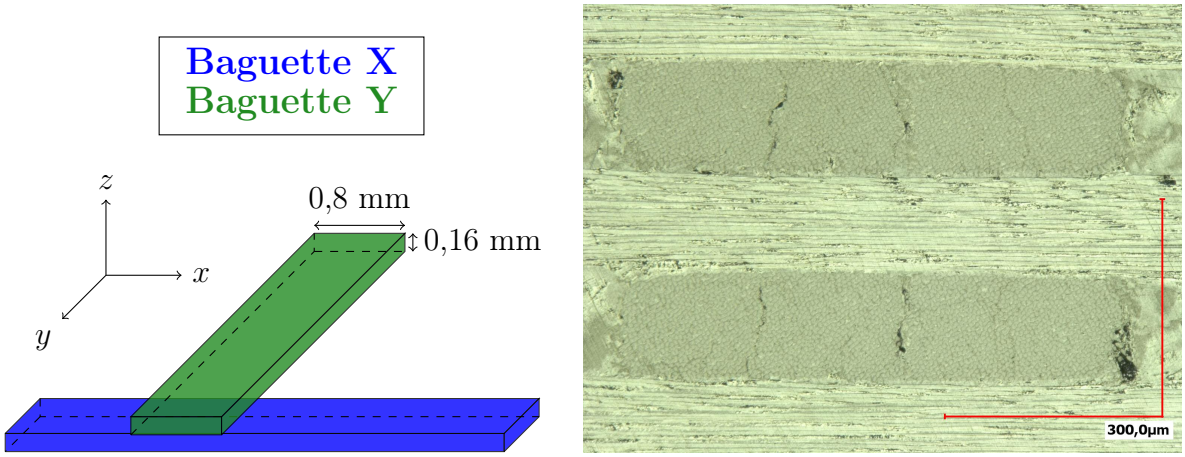


FIGURE 2.3 – Baguettes X/Y.

2.1.3 Octets de matrice

Les octets de matrice ont des sections de 0,8 mm × 0,8 mm dans le plan (x,y) et une épaisseur de 0,16 mm dans la direction z.

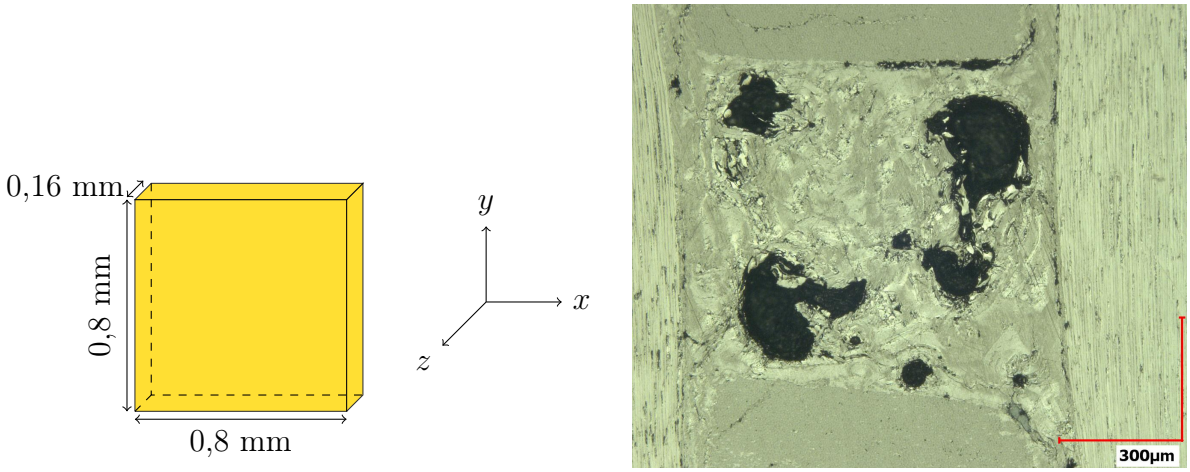


FIGURE 2.4 – Octets de matrice.

Les octets de matrice présentent de nombreuses porosités de tailles variables (cf. Figure 2.5). La porosité globale du matériau a été estimée par Gratton à 6,8% [Gra98]. Ces porosités ne seront pas modélisées, elles sont considérées comme prise en compte par les propriétés de la matrice.

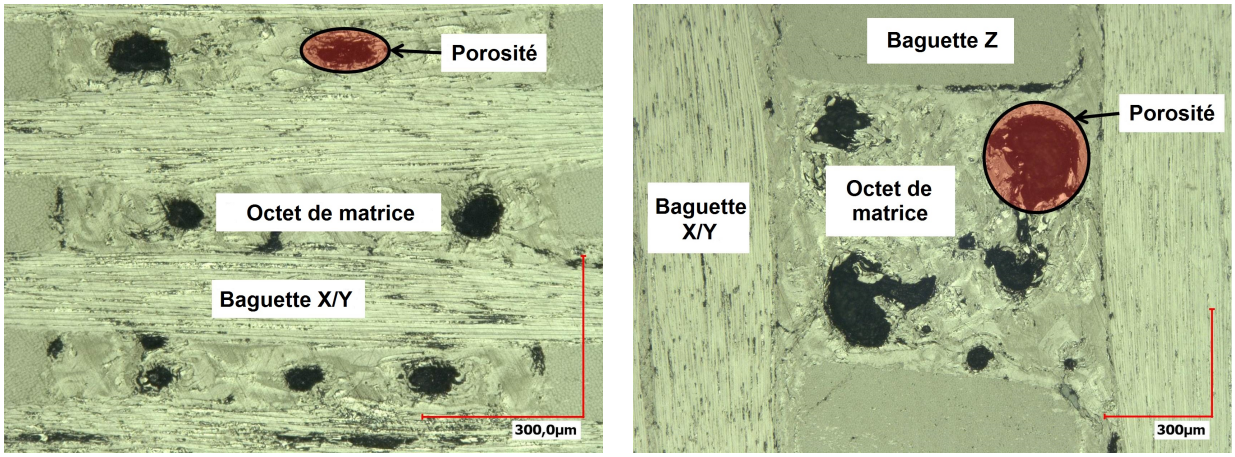


FIGURE 2.5 – Porosités dans les octets de matrice.

2.1.4 Analyse qualitative des défauts

Lors du procédé complexe de fabrication du composite décrit précédemment, de nombreux défauts se forment dans le matériau comme des porosités (cf. Figure 2.5). De plus, l'élaboration du matériau implique le refroidissement de celui-ci après le processus de densification. Durant ce refroidissement, des décohésions se produisent du fait de valeurs différentes des coefficients de dilatation thermique des baguettes et de la matrice [RMM08].

Décohésions

Les interfaces présentent de nombreuses décohésions entre les méso-constituants, notamment autour des baguettes Z (cf. Figure 2.6).

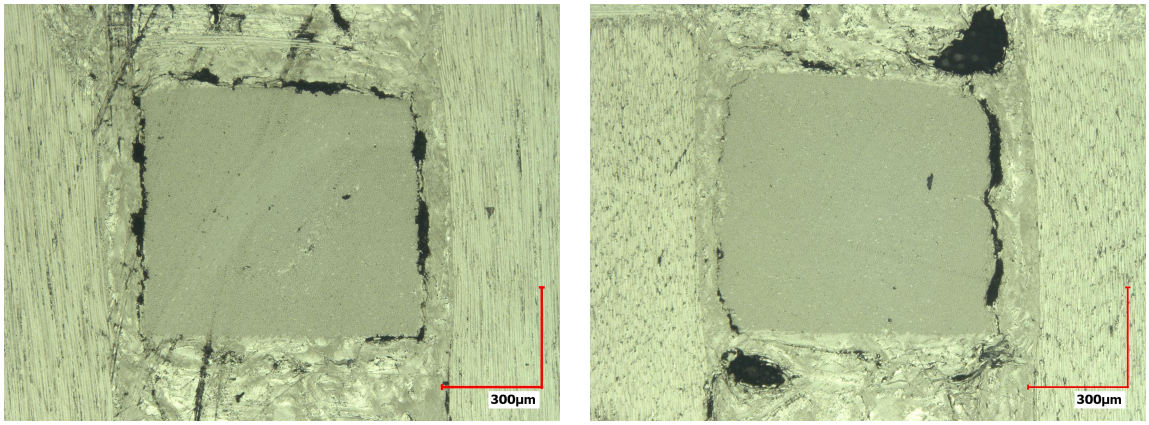


FIGURE 2.6 – Décohésions autour des baguettes Z.

Fissuration des baguettes

Des fissures sont présentes dans les baguettes et notamment dans les baguettes X/Y qui présentent des fissures tranversales (cf. Figure 2.7).

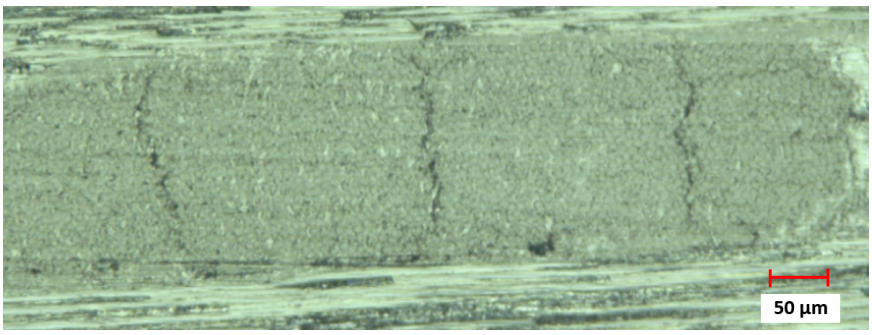


FIGURE 2.7 – Baguette X/Y fissurée.

Les baguettes Z présentent peu de fissures. Lorsque ces dernières existent, elles sont principalement localisées aux angles de leurs sections carrées.

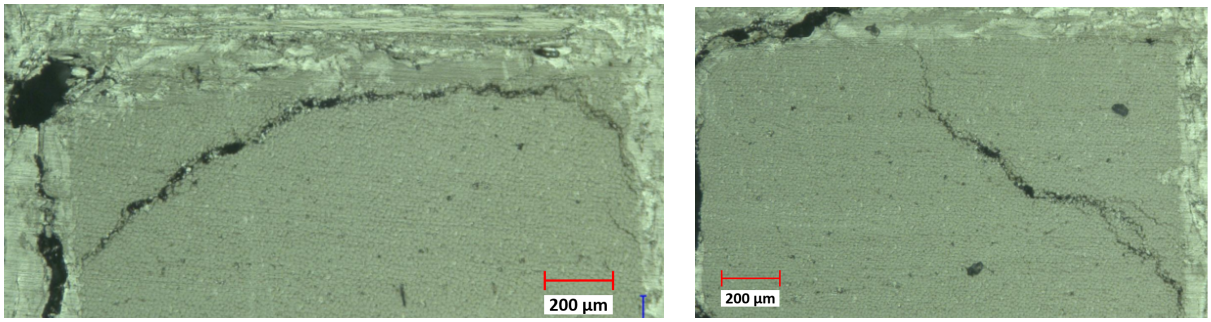


FIGURE 2.8 – Baguettes Z fissurées.

Macro-fissures

Des fissures de plusieurs millimètres de longueur, appelées ici macro-fissures, ont également pu être observées (cf. Figure 2.9).

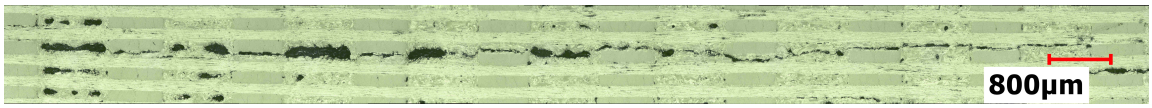


FIGURE 2.9 – Macro-fissure.

Ondulation des baguettes

L'analyse morphologique montre que les baguettes peuvent présenter des ondulations. En effet, les baguettes peuvent ne pas suivre un chemin rectiligne (cf. Figure 2.10) ou encore, la section des baguettes X/Y peut ne pas être constante dans leur longueur (cf. Figure 2.11). Cette variation de section sera plus détaillée durant l'étude morphologique des méso-constituants.

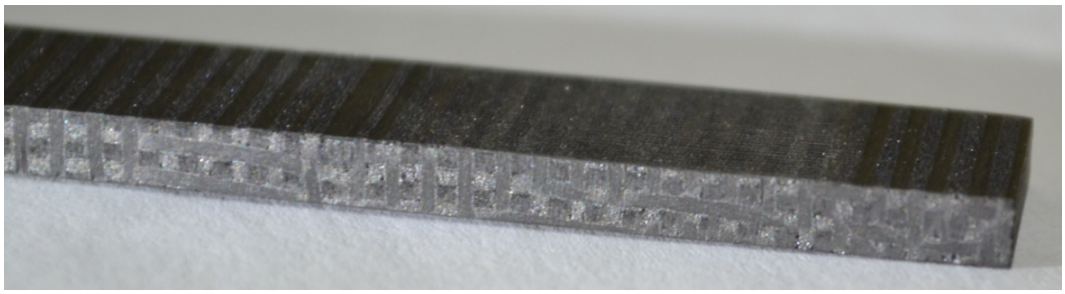


FIGURE 2.10 – Ondulation des baguettes.

2.1.5 Étude morphologique des méso-constituants

Des observations de l'architecture de la méso-structure du matériau ont permis de mettre en évidence des différences importantes entre les tailles des méso-constituants théoriques et mesurées. En effet, les sections des baguettes X/Y mesurées sont inférieures aux sections théoriques. De plus, la section d'une baguette X/Y varie dans sa longueur si la baguette est entre deux baguettes Z ou entre deux octets de matrice (cf. Figure 2.11).

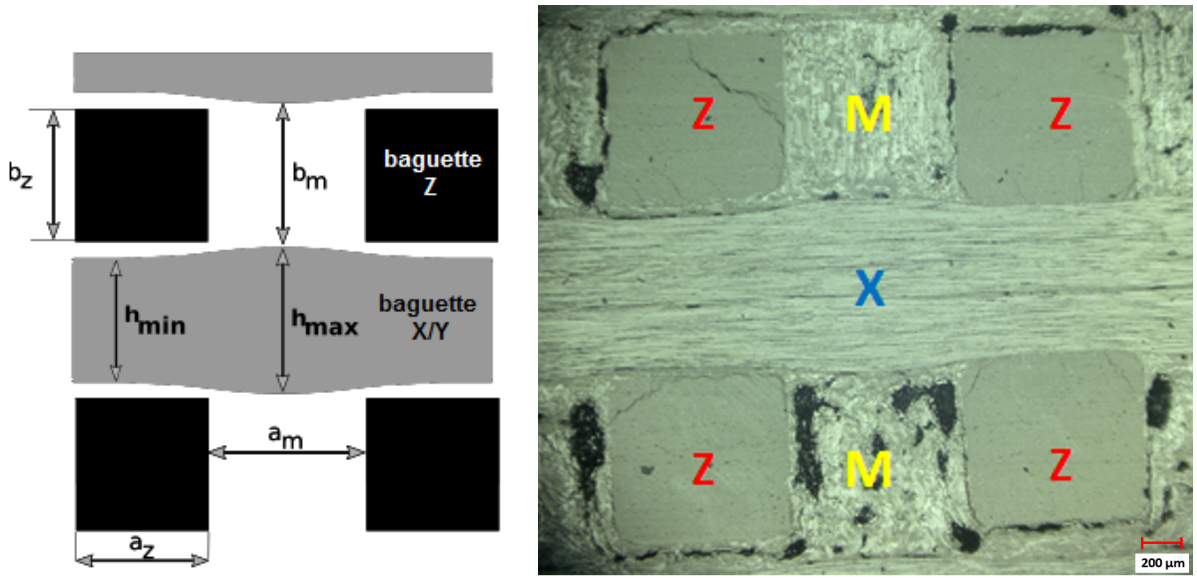


FIGURE 2.11 – Variation de section des baguettes X/Y.

Afin de préciser les tailles des méso-constituants, notamment des baguettes X/Y, des mesures ont été réalisées avec un microscope optique Keyence VHX-2000. Les mesures des dimensions ont été prises à l'aide du logiciel VHX. Pour chaque dimension, présentées en Figure 2.11, entre 32 et 40 mesures ont été effectuées et les résultats de cette analyse sont regroupés dans le tableau 2.1.

Méso-constituant	**Dimension**	**Moyenne (µm)**	**Écart-type (µm)**
Baguette Z	a_z	769	26
	b_z	779	33
Baguette X/Y	h_{max}	728	35
	h_{min}	644	28
Matrice	a_m	797	45
	b_m	867	38

TABLE 2.1 – Résultats des mesures des tailles des méso-constituants.

Comme les baguettes X/Y, les baguettes Z présentent également des variations dimensionnelles. Il y a une légère différence de taille entre les côtés de la section des baguettes Z. Le côté se trouvant entre deux baguettes X/Y mesure en moyenne 779 µm alors que le côté se trouvant entre deux octets de matrice mesure en moyenne 796 µm.

Les baguettes X/Y présentent une ondulation marquée. La hauteur h de la baguette mesure en moyenne 728 µm entre les octets de matrice et 644 µm entre les baguettes Z.

La section des octets de matrice mesure 797 µm × 867 µm. Les micrographies montrent la présence de matrice autour des baguettes X/Y cependant il n'a pas été possible d'évaluer son épaisseur compte tenu des trop faibles dimensions. Il sera supposé ici que son épaisseur correspond à la différence entre la taille théorique et la taille mesurée des baguettes X/Y.

L'étude de la morphologie du matériau a permis de corriger les dimensions des mésoconstituants. Dans la suite du travail, et notammment pour l'analyse aux éléments finis qui suivra, les baguettes Z seront considérées de sections carrées respectant les dimensions théoriques de 0,8 mm × 0,8 mm. Les variations de section des baguettes X/Y ne seront pas simulées mais l'hypothèse d'une section constante de 0,7 mm × 0,15 mm des baguettes sera faite au lieu des 0,8 mm × 0,16 mm théoriques. L'interstice autour des baguettes X/Y sera comblé par de la matrice (cf. Figure 2.12).

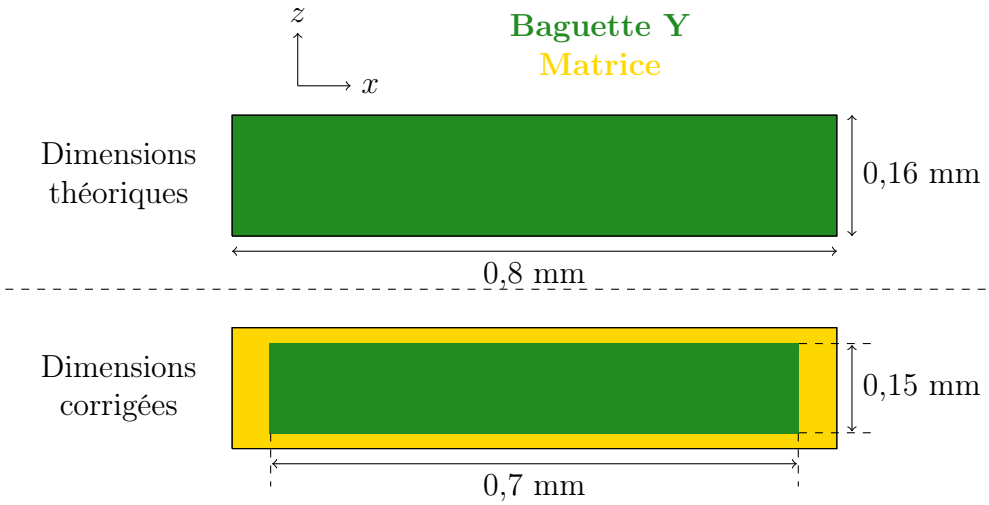


FIGURE 2.12 – Dimensions de la section des baguettes X/Y.

Les dimensions de la cellule de base théorique (1,6 mm × 1,6 mm × 0,32 mm) sont ainsi respectées (cf. Figure 2.13).

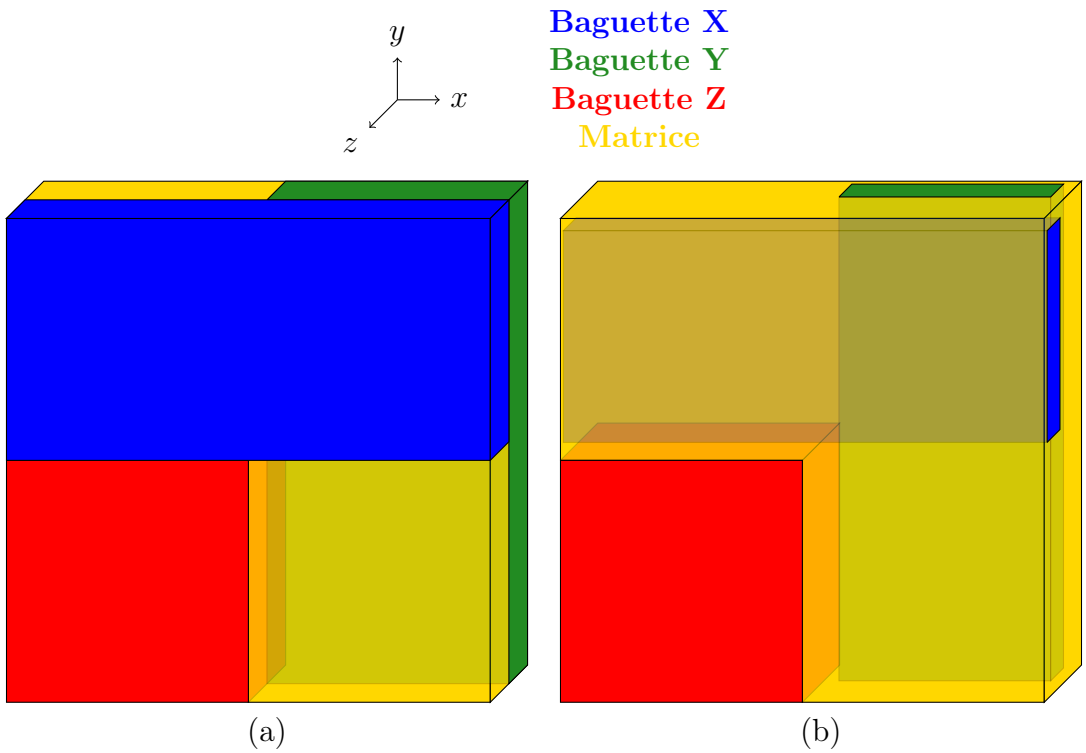


FIGURE 2.13 – (a) Cellule de base théorique ; (b) Cellule de base corrigée après étude morphologique.

2.2 Propriétés mécaniques du composite

Dans la littérature, seuls les travaux de Gratton portent sur le 3D C/C étudié [Gra98]. Grâce cette étude, les propriétés élastiques et les contraintes à la rupture du matériau à l'échelle macroscopique sont connues (cf. Table 2.2 et Table 2.3).

	E_x (GPa)	E_y (GPa)	E_z (GPa)	ν_{xy}	ν_{xz}	ν_{yz}	G_{xy} (GPa)	G_{xz} (GPa)	G_{yz} (GPa)
Traction	101	101	120	0	0	0	4	3.15	3.15
Compression	90	90	110	0	0	0	4	3.15	3.15

TABLE 2.2 – Propriétés élastiques macroscopiques.

Contraintes à la rupture	σ_x^R (MPa)	σ_y^R (MPa)	σ_z^R (MPa)	σ_{xy}^R (MPa)	σ_{xz}^R (MPa)	σ_{yz}^R (MPa)
Traction	195	195	276	31	24	24
Compression	-127	-127	-160	39	36	36

TABLE 2.3 – Contraintes à la rupture macroscopiques.

A l'échelle mésoscopique, la caractérisation du matériau est complexe. Par conséquent, toutes les propriétés avancées par Gratton [Gra98] n'ont pas été mesurées expérimentalement, certaines ont été déduites à l'aide de méthodes inverses à partir des essais macroscopiques. La Table 2.4 récapitule les propriétés élastiques des méso-constituants mesurées ou déduites dans les travaux de Gratton [Gra98].

Pour la baguette, la direction 1 est considérée comme la direction longitudinale qui correspond à l'axe des fibres composant la baguette (cf. Figure 2.14).

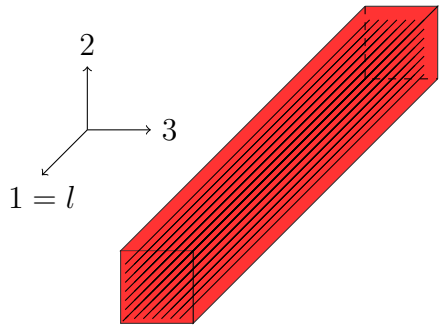


FIGURE 2.14 – Schéma d'une baguette dans le repère matériau.

Matériau	$E_1 = E_l$ (GPa)	E_2 (GPa)	E_3 (GPa)	ν_{12}	ν_{13}	ν_{23}	G_{12} (GPa)	G_{13} (GPa)	G_{23} (GPa)
Baguette	470	2.05	2.05	0.42	0.42	0.42	9.15	9.15	0.72
Matrice		27			0.25				

TABLE 2.4 – Propriétés élastiques des méso-constituants.

En terme de contrainte à la rupture, seule la contrainte à la rupture des baguettes en traction dans la direction longitudinale est connue (σ_{trac}^R=1081 MPa). Pour modéliser l'endommagement du matériau à l'échelle mésoscopique, il sera donc nécessaire d'estimer la contrainte à la rupture en compression des baguettes ainsi que la contrainte à la rupture de la matrice soit par détermination directe à partir d'essais expérimentaux soit par estimation indirecte sur la base de données expérimentales à l'échelle macroscopique.

2.3 Campagne expérimentale

Afin de confirmer et compléter les propriétés mécaniques du matériau, des essais de caractérisation ont été réalisés. Des essais ont également été effectués dans le but de valider le méso-modèle. Cette campagne expérimentale a été réalisée dans le cadre d'un contrat de collaboration avec l'Institut de Mécanique et d'Ingénierie (I2M) au sein du département IMC (Ingénierie Mécanique et Conception). Seuls les principes de la campagne expérimentale seront présentés dans ce chapitre tandis que les résultats obtenus seront présentés au chapitre 4. La description des dispositifs expérimentaux et matériels de mesure mis en œuvre au cours des différents essais est reportée en Annexe B.

2.3.1 Dispositif expérimental

Pendant la campagne expérimentale, plusieurs moyens de mesure ont été utilisés afin de suivre l'endommagement durant les essais expérimentaux. Ces moyens de mesure ont permis de visualiser (microscopie in-situ) ou de mesurer (émission acoustique) l'endommagement et ont ainsi permis une meilleure compréhension des mécanismes d'endommagement du composite.

Corrélation d'images

Pour la majorité des essais réalisés durant cette thèse, les champs de déplacement ont été mesurés par corrélation d'images numériques (Digital Image Correlation/DIC). Afin de traiter les images acquises pendant les essais, le logiciel de corrélation d'images Vic2D est utilisé. Cette méthode de mesure a été privilégiée car les hétérogénéités du matériau rendent l'utilisation de jauges de déformation difficile. En effet, la position des jauges par rapport à l'architecture du composite influence fortement les résultats suivant quelles proportions de méso-constituants sont recouverts par la grille de la jauge [Pos82][Dav01].

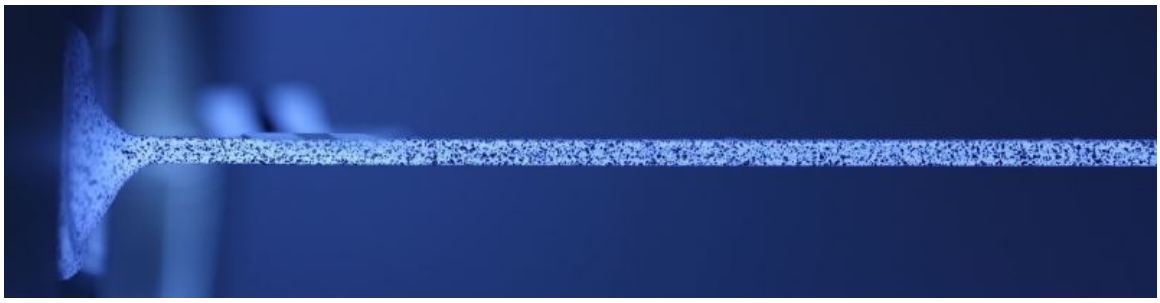
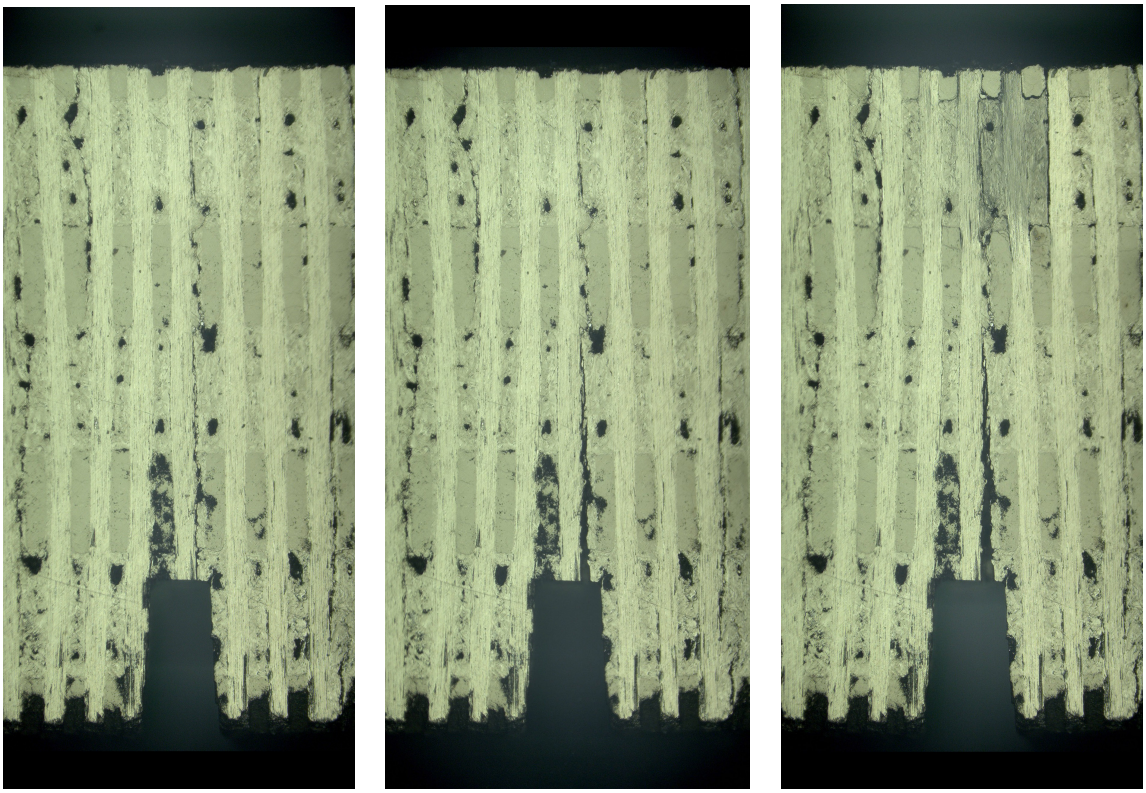


FIGURE 2.15 – Mouchetis pour la DIC sur une baguette Z.

Microscopie in-situ

Un microscope optique a également été utilisé durant les essais afin de suivre la propagation d'une fissure à partir d'une entaille. Cette technique, complémentaire de la mesure de

champ étant donné qu'elle permet une observation directe des fissures, aide à la compréhension de la chronologie des ruptures des méso-constituants.



t_0 t_1 t_2

FIGURE 2.16 – Faciès de rupture à différents instants d'un essai de flexion 4 points sur éprouvette entaillée.

Émission acoustique

L'émission acoustique permet de suivre, en temps réel, l'évolution de l'endommagement dans le matériau et de détecter celui non visible au microscope. De plus, pour des essais sur des éprouvettes non entaillées, ce moyen de mesure permet de localiser l'endommagement dans l'éprouvette et donc de prédire une zone potentielle de rupture, c'est-à-dire la zone correspondant à la plus forte activité acoustique.

2.3.2 Essais macroscopiques

Essais de traction

Des essais de traction dans les directions X/Y et Z ont été réalisés. A partir d'éprouvettes non entaillées, ces essais ont permis de vérifier les propriétés connues de la littérature [Gra98]. Les essais de traction sur des éprouvettes entaillées ont, quant à eux, permis de mettre en

évidence certains mécanismes d'endommagement du composite comme la fissuration préférentielle aux interfaces ou encore une rupture des baguettes selon une surface majoritairement perpendiculaire à l'axe longitudinal de ces dernières (cf. Figure 2.17).

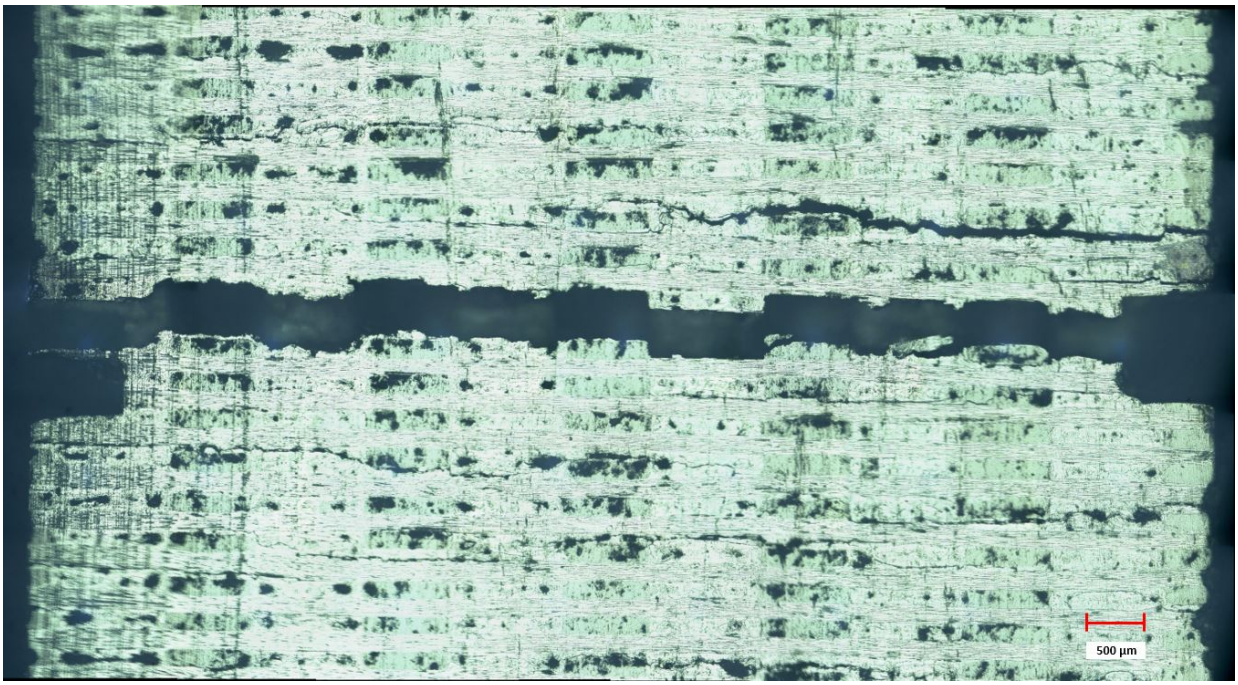


FIGURE 2.17 – Faciès de rupture après un essai de traction sur éprouvette entaillée.

Essais de flexion

Des essais de flexion 4 points ont été réalisés sur des éprouvettes entaillées à mi-portée (cf. Figure 2.18(a)). La réalisation d'une entaille a essentiellement permis de localiser la rupture du matériau autour de l'entaille. Il est alors possible de suivre la propagation de la fissure à partir de l'entaille durant l'essai à l'aide d'un microscope optique (cf. Figure 2.18(b)). Ces essais de flexion 4 points ont permis d'identifier les paramètres du modèle. Des essais de flexion 3 points ont également été réalisés sur des éprouvettes non entaillées afin de la valider le méso-modèle.

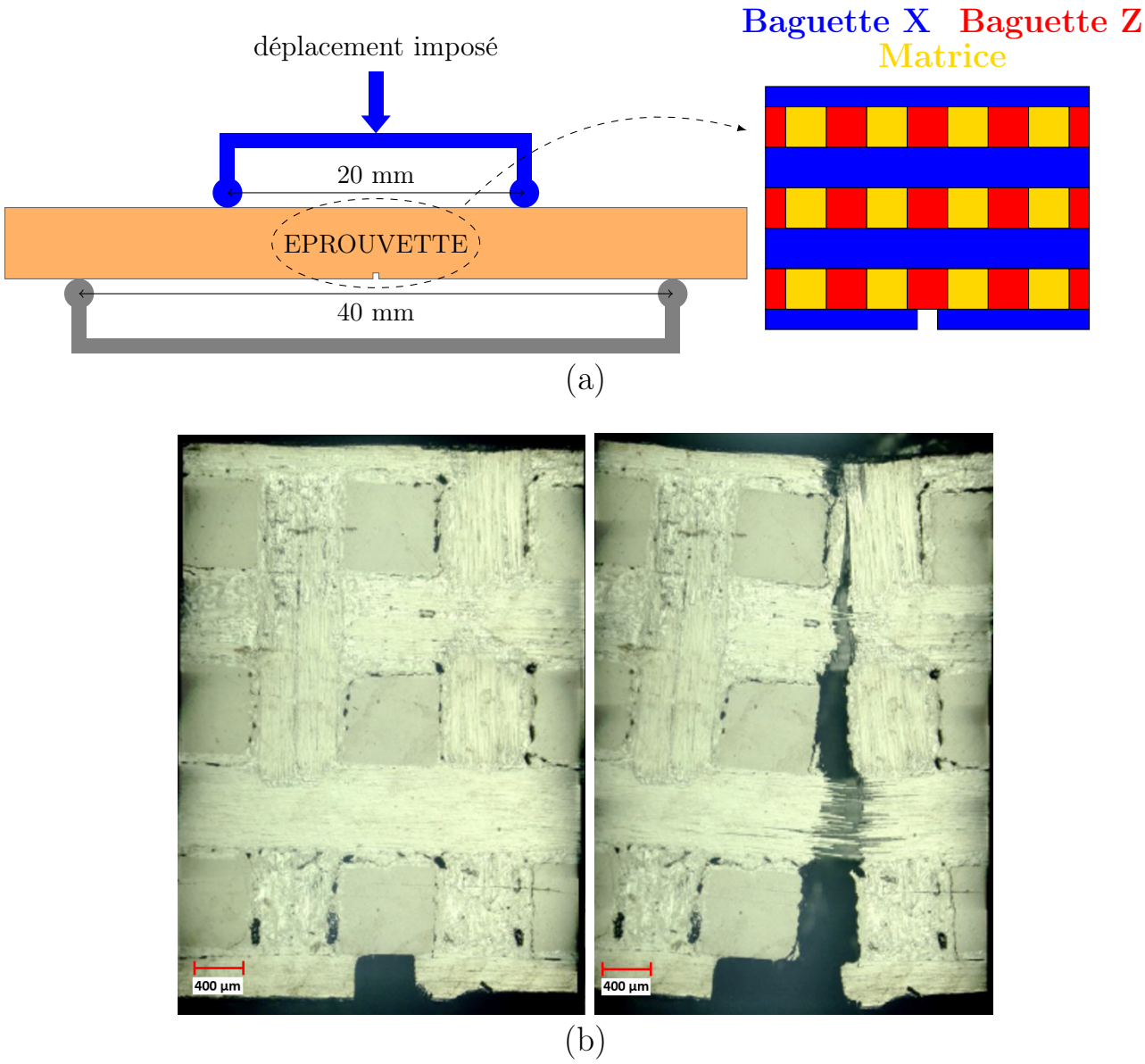


FIGURE 2.18 – (a) Schéma de l'essai de flexion 4 points ; (b) Faciès de rupture avant et après un essai de flexion 4 points.

2.3.3 Essais mésoscopiques

A l'échelle mésoscopique, seules les baguettes Z ont été caractérisées, les dimensions des baguettes X/Y, et notamment leur épaisseur réduite (0,15 mm), ne permettant pas leur extraction sans les endommager. Les propriétés de la matrice seront quant à elles déduites par méthode inverse à partir des essais macroscopiques. Dans la littérature, un unique essai de traction a été réalisé sur une baguette Z [Gra98]. De cet essai, une contrainte à rupture en

traction a pu être estimée. Il est toutefois nécessaire de reproduire cet essai afin de confirmer la valeur obtenue.

Essais de traction sur baguette Z

Pour déterminer expérimentalement le module de Young longitudinal ainsi que la contrainte à la rupture en traction des baguettes, des essais de traction sur baguette Z ont été effectués (cf. Figure 2.19).

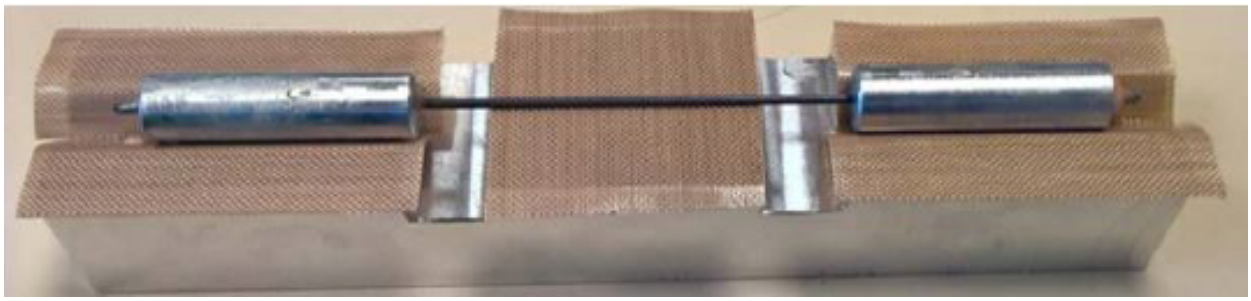


FIGURE 2.19 – Éprouvette des essais de traction sur baguette Z.

Essais de flexion 4 points bi-matériaux

Suite aux résultats de la flexion 4 points sur des éprouvettes macroscopiques, l'importance du comportement d'une baguette en compression a été mise en évidence. Les essais de compression classiques ont été écartés à cause des faibles dimensions des éprouvettes testées. Afin de déterminer la contrainte seuil (contrainte correspondant au début de l'endommagement de la baguette) et à la rupture des baguettes en compression, des essais de flexion 4 points bi-matériaux ont alors été effectués.

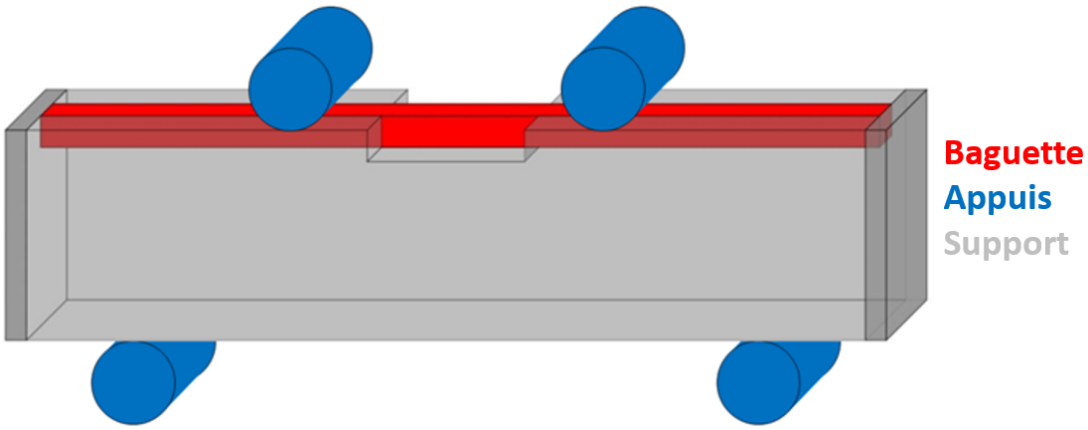


FIGURE 2.20 – Schéma de la flexion 4 points bi-matériaux.

Pour ces essais, une baguette Z est collée dans une rainure située dans la partie supérieure d'un matériau support (cf. Figure 4.11). Durant l'essai, la baguette est alors sollicitée en compression et va rompre sous ce chargement. Une fenêtre a été créée dans le matériau support au milieu de l'éprouvette afin de pouvoir mesurer directement les déplacements sur la baguette à l'aide de la corrélation d'images. La déformation à la rupture en compression de la baguette a ainsi pu être estimée.

Dans ce chapitre, les caractéristiques des méso-constituants du composite étudié ont été détaillées (dimensions, défauts, propriétés ...). Une étude morphologique de ce composite a notamment permis de mettre en évidence des écarts non négligeables entre les dimensions théoriques et mesurées des baguettes X/Y qui devront être pris en compte dans la modélisation du composite. Par ailleurs, un récapitulatif a été réalisé des propriétés mécaniques connues du matériau. Pour finir, la campagne expérimentale a été présentée dans ce chapitre. Cette dernière a pour objectif la caractérisation du comportement des baguettes ainsi que la réalisation d'essais servant à la validation du méso-modèle qui sera présenté dans le chapitre suivant.

Chapitre 3

Modélisation du comportement du 3D C/C

Sommaire

3.1 Modélisation de la matrice 47

3.1.1 Critère d'endommagement 47

3.1.2 Variable d'endommagement 47

3.1.3 Méthode de régularisation énergétique 48

3.1.4 Détermination des contraintes 50

3.2 Modélisation des baguettes 53

3.2.1 Critères d'endommagement 56

3.2.2 Variable d'endommagement 56

3.2.3 Détermination des contraintes 56

3.3 Maillage multi-phases 57

3.4 Cas test de la bifurcation d'une fissure à l'interface fibre/matrice d'un micro-composite 60

3.4.1 Simulation de la déviation d'une fissure matricielle à l'interface fibre/matrice avec propriétés interfaciales 62

3.4.2 Compétition entre la pénétration et la déviation d'une fissure matricielle à l'interface 67

3.4.3 Simulation de la fissuration du micro-composite par le modèle FLB sans chemin de fissuration prédéfini 68

3.5 Étude du comportement du méso-modèle 70

3.5.1 Comportement élémentaire du méso-modèle dans le cas des baguettes 72

3.5.2 Influence des paramètres du modèle sur le comportement des baguettes 74

3.5.3 Test de dépendance au maillage 77

Les modèles d'endommagement macroscopiques généralement utilisés pour simuler le comportement des composites ont besoin d'un nombre important de paramètres afin de restituer correctement le comportement complexe de ces matériaux. L'approche choisie a pour objectif de modéliser le matériau à l'échelle mésoscopique en supposant que la complexité de son comportement puisse être en partie représentée par sa méso-structure. Les modèles utilisés à cette échelle peuvent alors être plus simples avec un nombre restreint de paramètres. Le composite 3D C/C est donc modélisé à l'échelle des méso-constituants : les baguettes et la matrice.

La construction du méso-modèle s'appuie sur une loi de comportement écrite par Fichant et La Borderie [Fic96][DMB13]. La loi Fichant-La Borderie (FLB) a été développée, à l'origine, pour simuler le comportement isotrope endommageable des méso-constituants du béton : les granulats et la pâte de ciment. De ce fait, elle permet de décrire le comportement quasi-fragile de matériaux hétérogènes à l'échelle mésoscopique. Le modèle FLB a été choisi pour sa robustesse et son nombre limité de paramètres. De plus, il prend en compte des phénomènes importants dans le mécanisme de dégradation du matériau comme l'effet unilatéral, l'endommagement en compression et permet de contrôler l'énergie de rupture.

L'approche présentée dans ce travail consiste à adapter la loi FLB afin de modéliser le comportement quasi-fragile du 3D C/C. La matrice étant considérée comme isotrope, la loi FLB est utilisée sous sa forme initiale (caractéristiques mécaniques et endommagement isotropes). En revanche, la modélisation du comportement des baguettes nécessite la modification du modèle FLB afin de tenir compte de leur caractère orthotrope. De plus, à partir d'observations expérimentales des mécanismes de rupture du composite 3D C/C, il a été constaté qu'à l'échelle mésoscopique les baguettes présentent une rupture majoritairement perpendiculaire à leur axe longitudinal. Ainsi, sur la base de cette constatation, le modèle FLB a été modifié afin d'autoriser uniquement l'endommagement des baguettes selon leur direction longitudinale (axe des fibres composant la baguette). Les lois de comportement des méso-constituants du 3D C/C ont été implémentées dans le code de calcul aux éléments finis Cast3M.

Dans un premier temps, les modèles utilisés et développés pour simuler le comportement de la matrice et des baguettes seront présentés avec la méthode de maillage multi-phases. L'utilisation du modèle pour simuler le phénomène de bifurcation d'une fissure à une interface sera validée à l'aide d'un cas test sur un micro-composite. Enfin, le comportement du méso-modèle complet sera présenté ainsi que l'influence de ses paramètres.

3.1 Modélisation de la matrice

Le comportement de la matrice est considéré comme élastique isotrope endommageable. Pour simuler ce méso-constituant, le modèle FLB est utilisé, celui-ci étant écrit pour des matériaux isotropes. Dans sa version complète, le modèle FLB est élasto-plastique endommageable. Pour modéliser la matrice, seul le comportement élastique endommageable est considéré, sans utiliser le comportement plastique de la loi.

Au pas de chargement n, les champs de déformations $\{\varepsilon\}_n = \{\varepsilon\}_{n-1} + \{\Delta\varepsilon\}$ et d'endommagement d_{n-1}, respectant les équations d'équilibre, sont supposés connus. Au pas n, les contraintes effectives $\tilde{\sigma}$ sont obtenues à partir des déformations ε selon la loi de Hooke :

$$\begin{pmatrix} \tilde{\sigma}_{11} \\ \tilde{\sigma}_{22} \\ \tilde{\sigma}_{33} \\ \tilde{\sigma}_{23} \\ \tilde{\sigma}_{13} \\ \tilde{\sigma}_{12} \end{pmatrix} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{12} & 0 & 0 & 0 \\ C_{12} & C_{11} & C_{12} & 0 & 0 & 0 \\ C_{12} & C_{12} & C_{11} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \dfrac{(C_{11}-C_{12})}{2} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \dfrac{(C_{11}-C_{12})}{2} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \dfrac{(C_{11}-C_{12})}{2} \end{bmatrix} \begin{pmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ \varepsilon_{23} \\ \varepsilon_{13} \\ \varepsilon_{12} \end{pmatrix}, \quad (3.1)$$

avec :

$$C_{11} = \frac{(1-\nu)\,E}{(1+\nu)\,(1-2\nu)} \quad \text{et} \quad C_{12} = \frac{\nu E}{(1+\nu)\,(1-2\nu)}\ , \quad (3.2)$$

où E est le module de Young et ν le coefficient de Poisson du matériau.

3.1.1 Critère d'endommagement

En chaque point d'intégration du maillage, les déformations et directions principales sont calculées.

Le critère d'endommagement retenu est le suivant :

$$\varepsilon_I > \varepsilon_0, \quad (3.3)$$

avec ε_I la déformation principale maximale et ε_0 la déformation seuil ($\varepsilon_0 > 0$).

3.1.2 Variable d'endommagement

L'évolution de l'endommagement du matériau est donnée par la variable d'endommagement d. Cette variable est un scalaire calculé explicitement à partir des déformations. Elle évolue entre 0 et 1, la valeur 0 signifiant que le matériau est sain et la valeur 1 traduisant le fait qu'il a atteint la ruine.

A chaque pas de chargement, si $\varepsilon_I \leqslant \varepsilon_0$, alors l'endommagement potentiel est nul. Au contraire, si le critère d'endommagement est vérifié ($\varepsilon_I > \varepsilon_0$), l'endommagement potentiel s'écrit :

$$\delta = 1 - \frac{\varepsilon_0}{\varepsilon_I} \exp\left[B\left(\varepsilon_0 - \varepsilon_I\right)\right] \ , \tag{3.4}$$

où B est un paramètre définissant la forme de la partie adoucissante (cf. Equation 3.10).

Les courbes contrainte-déformation et contrainte-déplacement ont alors la forme suivante :

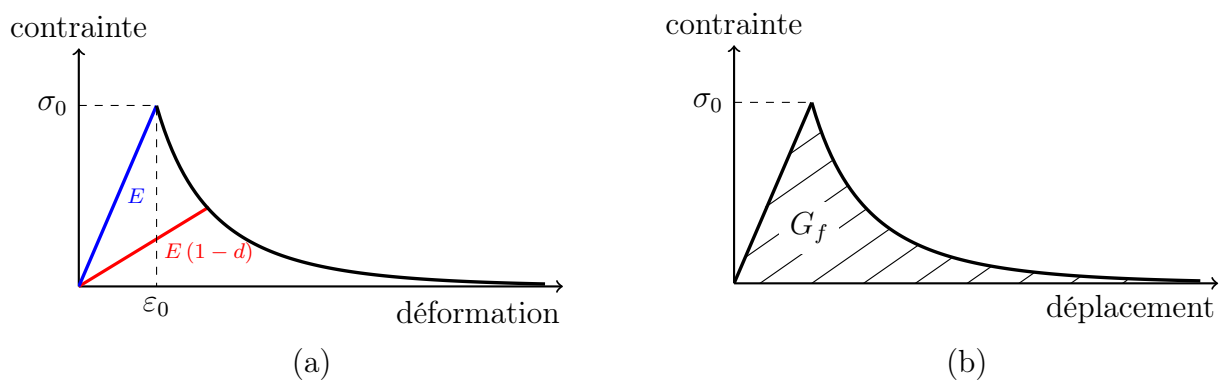


FIGURE 3.1 – (a) Courbe contrainte-déformation ; (b) Courbe contrainte-déplacement.

3.1.3 Méthode de régularisation énergétique

Afin d'assurer une indépendance de la solution au maillage, la théorie de la bande de fissuration, encore appelée *Crack Band Theory*, est utilisée [BO83]. Cette méthode de régularisation considère la bande de fissuration de largeur constante h (cf. Introduction). En pratique, h est la longueur dégradée dans la direction normale au plan de fissuration. Pour un maillage quadrangle régulier :

$$h = \begin{cases} \sqrt{\displaystyle\int_{\Omega_e} \mathrm{d}x\mathrm{d}y} & \text{en 2D} \\ \sqrt[3]{\displaystyle\int_{\Omega_e} \mathrm{d}x\mathrm{d}y\mathrm{d}z} & \text{en 3D} \end{cases} \ , \tag{3.5}$$

où Ω_e représente la surface ou le volume de l'élément fini.

Comme représenté sur la Figure 3.1, l'aire sous la courbe contrainte-déplacement correspond à l'énergie de rupture G_f :

$$G_f = \int_0^\infty \sigma \ \mathrm{d}u \ , \tag{3.6}$$

où u est le déplacement dû à l'ouverture de la fissure.

L'énergie de rupture devant être constante, elle peut s'écrire :

$$G_f = h \int_0^\infty \sigma \ \mathrm{d}\varepsilon = h \int_0^\infty (1-d) \, E\varepsilon \ \mathrm{d}\varepsilon \ . \tag{3.7}$$

A partir de la loi d'endommagement (cf. (3.4)), l'énergie de rupture peut s'écrire :

$$\frac{G_f}{h} = \int_0^{\varepsilon_0} E\varepsilon \ \mathrm{d}\varepsilon + \int_{\varepsilon_0}^\infty \left(\frac{\varepsilon_0}{\varepsilon} \exp\left[B \left(\varepsilon_0 - \varepsilon \right) \right] \right) E\varepsilon \ \mathrm{d}\varepsilon \ . \tag{3.8}$$

Le calcul des intégrales donne la relation suivante :

$$\frac{G_f}{h} = \frac{E \left(\varepsilon_0 \right)^2}{2} + \frac{E\varepsilon_0}{B} \ . \tag{3.9}$$

La constante B peut être alors déduite à partir des propriétés du matériau (module de Young, déformation seuil et énergie de rupture) et h la taille de l'élément fini :

$$B = \frac{hE\varepsilon_0}{G_f - \frac{1}{2} hE \left(\varepsilon_0 \right)^2} \ . \tag{3.10}$$

Afin d'éviter les phénomènes de « snap-back », la constante B doit être strictement positive ce qui entraîne une restriction sur la taille des éléments finis [BO83] :

$$h < \frac{2 \ G_f}{E \left(\varepsilon_0 \right)^2} \ . \tag{3.11}$$

Afin que le modèle respecte le second principe de la thermodynamique, la dissipation doit être positive :

$$Y \dot{d} \geqslant 0 \ , \tag{3.12}$$

où Y est la force thermodynamique associée à la variable d'endommagement d. La positivité de la force thermodynamique Y a été démontrée en Annexe A. D'autre part, la variable d'endommagement doit être croissante ($\dot{d} \geqslant 0$). Par conséquent, l'endommagement potentiel, à un pas donné, devient effectif lorsque celui-ci est supérieur à l'endommagement au pas précédent :

$$d = d_n = \max \left(d_{n-1}, \delta \right) \ . \tag{3.13}$$

3.1.4 Détermination des contraintes

Afin de reproduire correctement le comportement du composite, le modèle doit prendre en compte le phénomène de refermeture de fissures. Lorsque des fissures sont créées sous un premier chargement de traction, ces fissures se referment lors d'un passage en compression ce qui restaure une partie de la rigidité initiale du matériau (cf. Figure 3.3).

Afin de simuler ce phénomène, les contraintes effectives principales sont calculées et séparées en deux tenseurs, l'un contenant les contraintes effectives principales positives $\tilde{\sigma}_p^+$, l'autre contenant les contraintes effectives principales négatives $\tilde{\sigma}_p^-$. Cette séparation permet d'affecter différemment les parties positives et négatives et donc de différencier le comportement en compression de celui en traction.

Les tenseurs des contraintes effectives positives et négatives sont calculés dans le repère global :

$$\left\{ \begin{array}{l} \tilde{\sigma}^+ = P^{-1}\ \tilde{\sigma}_p^+\ P \\ \tilde{\sigma}^- = P^{-1}\ \tilde{\sigma}_p^-\ P \end{array} \right. , \tag{3.14}$$

où P est la matrice de passage entre le repère principal et le repère global.

Les contraintes σ sont définies avec la variable d'endommagement d :

$$\sigma = (1-d)\,\tilde{\sigma}^+ + (1-d^\alpha)\,\tilde{\sigma}^- \ , \tag{3.15}$$

où α est un paramètre toujours supérieur à 1 qui permet de distinguer l'endommagement en compression de celui en traction (cf. Figure 3.2). La forme des réponses contrainte-déformation et contrainte-déplacement diffère alors de celle en traction avec, une fois le seuil de déformation dépassé, une dégradation des contraintes avant la partie adoucissante. Dans ce cas, l'énergie dissipée en compression G_f^* est supérieure à l'énergie de rupture en traction G_f.

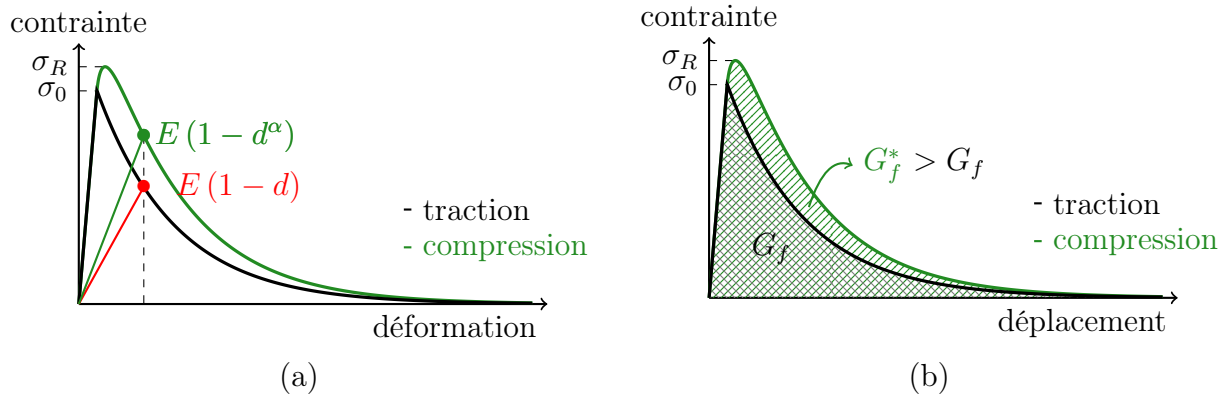


FIGURE 3.2 – (a) Courbe contrainte-déformation ; (b) Courbe contrainte-déplacement.

Par ailleurs, en atténuant l'influence de l'endommagement, le paramètre α permet, en compression, de tendre vers la raideur initiale du matériau (cf. Figure 3.3).

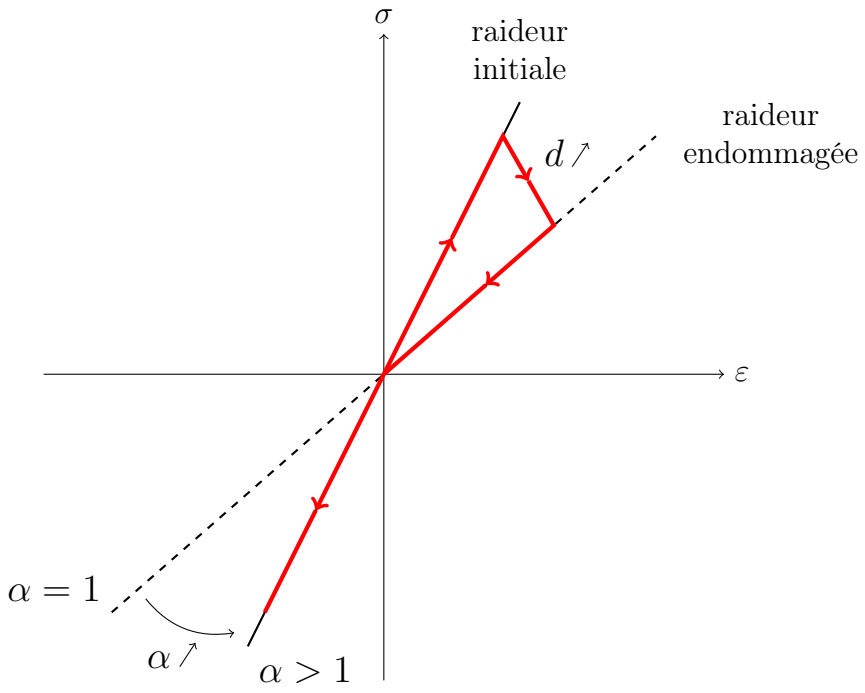


FIGURE 3.3 – Principe de la refermeture de fissures.

Ce modèle possède un critère d'endommagement unique vérifié lorsque la déformation principale maximale dépasse la déformation seuil. Par conséquent, l'endommagement peut être induit seulement par des déformations positives, autrement dit, des extensions. Sous un chargement en compression, ce sont les extensions dans les directions transverses qui vont entraîner le dépassement du critère et donc l'endommagement. Dans ce cas, la fissure se développe parallèlement à la direction de chargement par effet Poisson (cf. Figure 3.4).

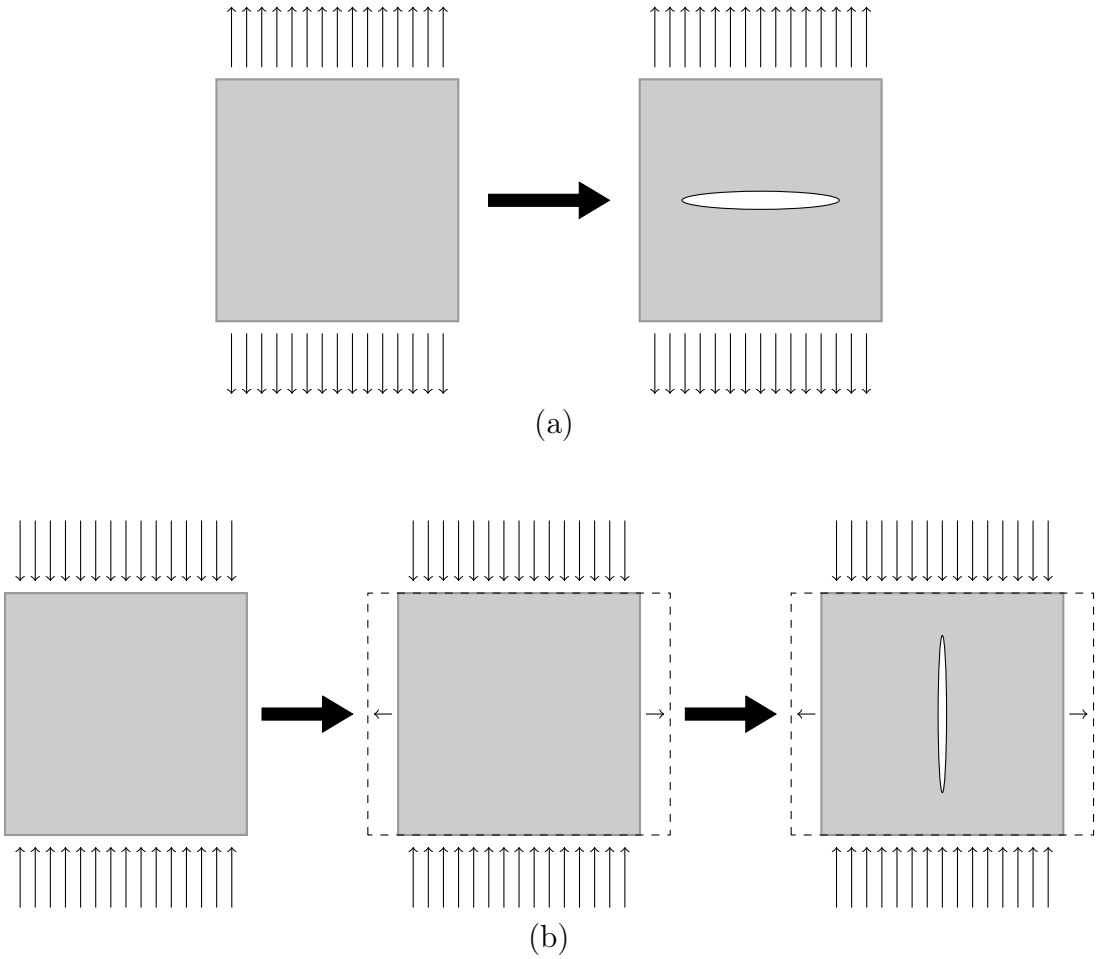
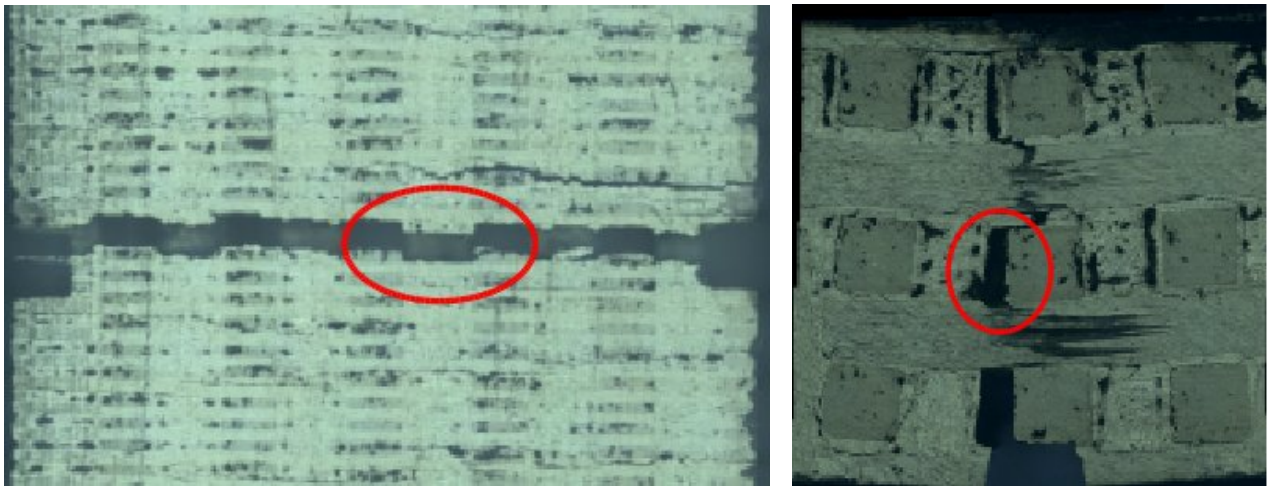


FIGURE 3.4 – (a) Fissure en traction ; (b) Fissure en compression.

En résumé, le modèle est capable de déterminer la direction préférentielle d'endommagement causé par des extensions, de prendre en compte la différence entre la fissuration sous un chargement en traction de celle en compression, l'effet de refermeture de fissures et contrôle l'énergie de rupture. Il a également l'avantage de nécessiter seulement trois paramètres, en plus des propriétés élastiques du matériau, pour simuler l'endommagement du matériau : la déformation seuil ε_0 (ou la contrainte seuil σ_0), l'énergie de rupture G_f et le paramètre α.

3.2 Modélisation des baguettes

Le comportement des baguettes est considéré comme élastique orthotrope endommageable. Le modèle développé pour simuler ce comportement s'appuie sur le modèle FLB et prend en compte l'orthotropie du matériau. Il est donc impossible de se baser sur les déformations principales, les propriétés de la baguette étant différentes selon ses directions. Le critère d'endommagement et le calcul des contraintes ont été donc modifiés. Suite aux observations faites sur les mécanismes de rupture du matériau, seul l'endommagement dans la direction longitudinale des baguettes est pris en compte. Les essais réalisés sur le composite permettent de faire cette hypothèse au vu des faciès de rupture des éprouvettes (cf. Figure 3.5).



(a) (b)

FIGURE 3.5 – (a) Faciès de rupture après un essai de traction ; (b) Faciès de rupture après un essai de flexion 4 points.

Expérimentalement, il a été constaté que les fissures contournent les baguettes et se propagent le long des interfaces (cf. Figure 3.5). Les baguettes rompent selon des plans de fissures perpendiculaires à leur direction longitudinale [RF81]. Dans le méso-modèle, ces ruptures correspondront à un endommagement dans la direction longitudinale. Il est alors supposé que la prise en compte de l'endommagement longitudinal suffit à décrire le comportement des baguettes à l'échelle mésoscopique. Dans la suite, la direction 1 est considérée comme la direction longitudinale qui correspond à l'axe des fibres composant la baguette.

Par ailleurs, des ruptures en compression des baguettes ont également pu être observées. Un mécanisme de micro-flambage des fibres composant la baguette est à l'origine de ce type de rupture. Ce phénomène a notamment été constaté lors d'essais de flexion 4 points sur des éprouvettes macroscopiques (cf. Annexe B). Durant les essais de flexion 4 points, la partie supérieure de l'éprouvette située entre les deux appuis supérieurs du montage est en compression. Expérimentalement, il a été constaté que certaines baguettes, présentes dans cette partie de l'éprouvette, ont rompu sous les sollicitations en compression (cf. Figure 3.6).

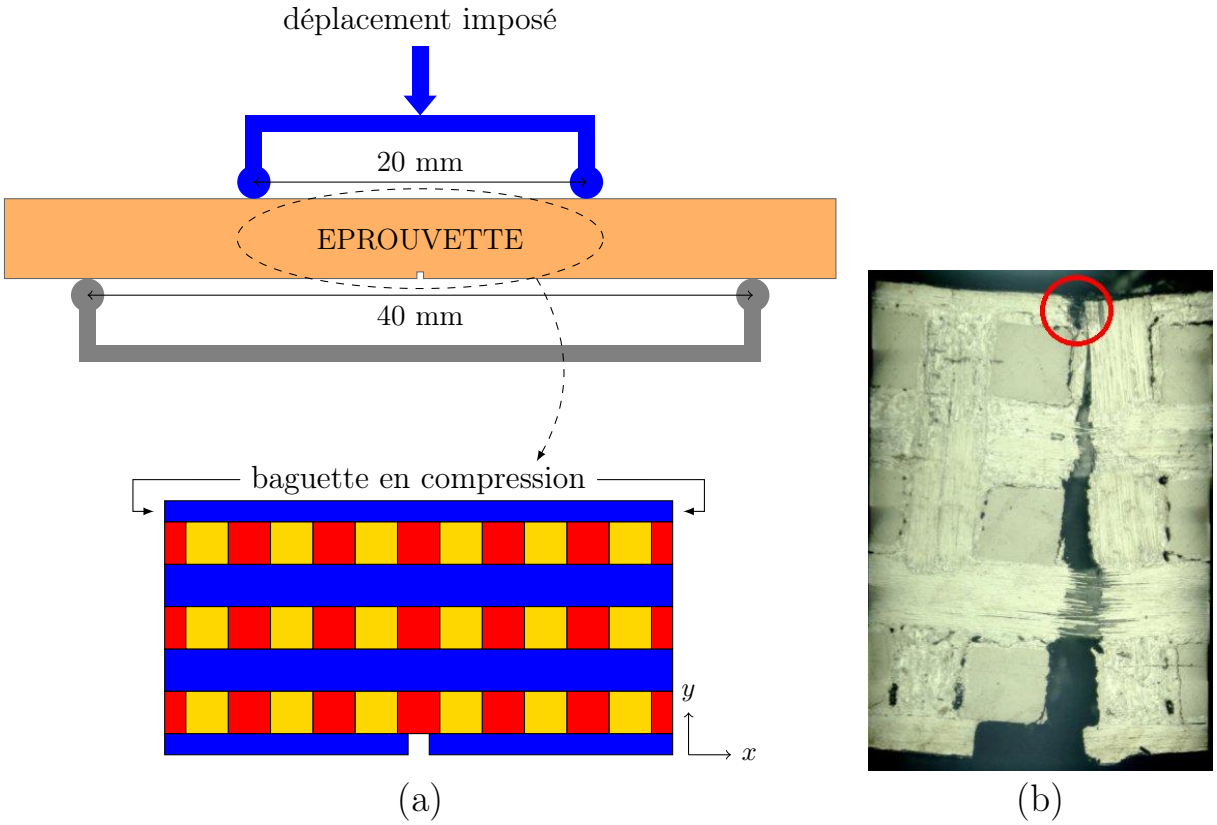


FIGURE 3.6 – (a) Montage et méso-structure de l'éprouvette de l'essai de flexion 4 points ; (b) Faciès de rupture après un essai de flexion 4 points.

Lors d'une rupture en compression, il a été constaté que le plan de fissure est perpendiculaire à la direction longitudinale de la baguette. Ainsi, que la sollicitation soit de la compression ou de la traction, les plans de fissures sont identiques à l'échelle mésoscopique (cf. Figure 3.7).

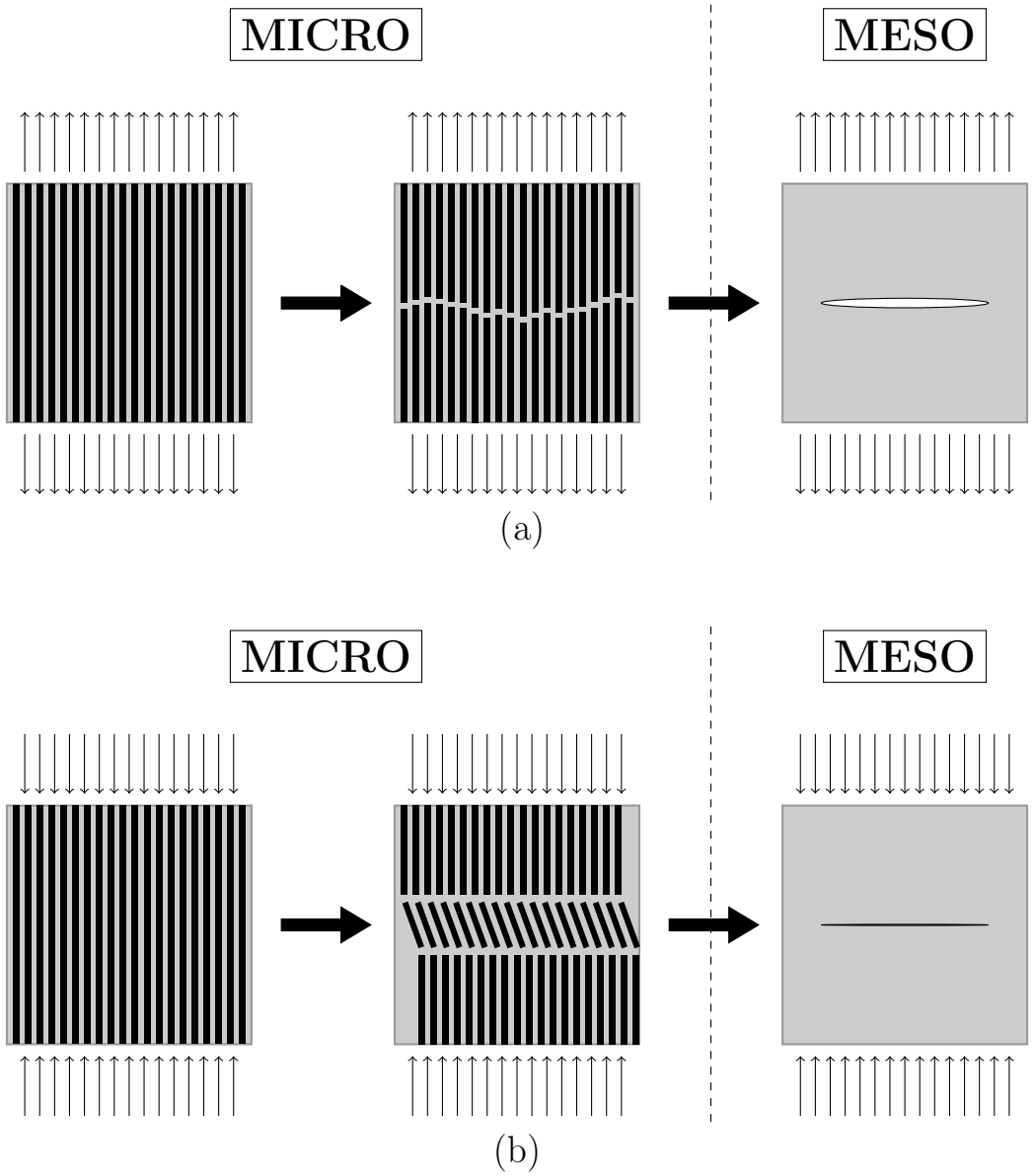


FIGURE 3.7 – (a) Fissure en traction ; (b) Fissure en compression.

Pour le modèle orthotrope des baguettes, deux phénomènes distincts à l'échelle microscopique, que sont la rupture des fibres en extension et par micro-flambage, seront modélisés de façon semblables à l'échelle mésoscopique. Cependant, la courbe contrainte-déformation en compression différera de celle en traction et permettra également de prendre en compte la refermeture des fissures.

3.2.1 Critères d'endommagement

Les déformations seuils en traction et en compression n'étant pas les mêmes, il est nécessaire d'utiliser deux critères d'endommagement, l'un pour des sollicitations en traction et l'autre en compression. L'endommagement n'étant considéré que dans la direction longitudinale, seule la déformation longitudinale ε_{11} est testée pour le déclenchement de l'endommagement. Si la déformation longitudinale dépasse la déformation seuil en traction ($\varepsilon_{11} > \varepsilon_0^+$) ou en compression ($\varepsilon_{11} < -\varepsilon_0^-$ avec $\varepsilon_0^- > 0$), alors le matériau s'endommage.

3.2.2 Variable d'endommagement

La forme de l'endommagement potentiel du modèle FLB est ici conservée et il s'écrit :

$$\delta = 1 - \frac{\varepsilon_0}{|\varepsilon_{11}|} \exp\left[B\left(\varepsilon_0 - |\varepsilon_{11}|\right)\right] \quad \text{avec} \quad \varepsilon_0 = \begin{cases} \varepsilon_0^+ & \text{si} \quad \varepsilon_{11} > \varepsilon_0^+ \\ \varepsilon_0^- & \text{si} \quad \varepsilon_{11} < -\varepsilon_0^- \end{cases} . \tag{3.16}$$

La constante B est donnée par la relation :

$$B = \frac{hE_{11}\varepsilon_0}{G_f - \frac{1}{2}hE_{11}\left(\varepsilon_0\right)^2} , \tag{3.17}$$

où E_{11} est le module de Young de la baguette dans la direction longitudinale.

L'endommagement effectif au pas n est tel que :

$$d = d_n = \max\left(d_{n-1}, \delta\right). \tag{3.18}$$

3.2.3 Détermination des contraintes

Plusieurs relations entre les contraintes et les déformations ont été implémentées et testées afin de simuler au mieux le comportement des baguettes. La relation choisie est la suivante :

$$\text{si} \quad \varepsilon_{11} > 0, \quad \begin{pmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \sigma_{23} \\ \sigma_{13} \\ \sigma_{12} \end{pmatrix} = \begin{bmatrix} (1-d)\,C_{11} & C_{12} & C_{13} & 0 & 0 & 0 \\ C_{12} & C_{22} & C_{23} & 0 & 0 & 0 \\ C_{13} & C_{23} & C_{33} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & C_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & C_{55} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & C_{66} \end{bmatrix} \begin{pmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ \varepsilon_{23} \\ \varepsilon_{13} \\ \varepsilon_{12} \end{pmatrix} , \tag{3.19}$$

et

$$\text{si} \quad \varepsilon_{11} < 0, \quad \begin{pmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \sigma_{23} \\ \sigma_{13} \\ \sigma_{12} \end{pmatrix} = \begin{bmatrix} (1-d^\alpha)\,C_{11} & C_{12} & C_{13} & 0 & 0 & 0 \\ C_{12} & C_{22} & C_{23} & 0 & 0 & 0 \\ C_{13} & C_{23} & C_{33} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & C_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & C_{55} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & C_{66} \end{bmatrix} \begin{pmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ \varepsilon_{23} \\ \varepsilon_{13} \\ \varepsilon_{12} \end{pmatrix} , \tag{3.20}$$

où C_{ij} sont les termes de la matrice de raideur pour un matériau élastique orthotrope tels que :

$$\begin{gathered}
C_{11} = \frac{1-\nu_{23}\nu_{32}}{E_2E_3\Delta}, \quad C_{12} = \frac{\nu_{21}+\nu_{31}\nu_{23}}{E_2E_3\Delta}, \quad C_{13} = \frac{\nu_{31}+\nu_{21}\nu_{32}}{E_2E_3\Delta}, \\
C_{22} = \frac{1-\nu_{31}\nu_{31}}{E_1E_3\Delta}, \quad C_{23} = \frac{\nu_{32}+\nu_{12}\nu_{31}}{E_1E_3\Delta}, \quad C_{33} = \frac{1-\nu_{12}\nu_{21}}{E_1E_2\Delta}, \\
\Delta = \frac{1-\nu_{12}\nu_{21}-\nu_{23}\nu_{32}-\nu_{31}\nu_{13}-2\nu_{21}\nu_{32}\nu_{13}}{E_1E_2E_3}, \\
C_{44} = 2G_{23}, \qquad C_{55} = 2G_{13}, \qquad C_{66} = 2G_{12}.
\end{gathered} \tag{3.21}$$

En résumé, la modélisation des baguettes est simplifiée par la prise en compte de l'endommagement dans la direction longitudinale uniquement. Le modèle permet de simuler deux mécanismes différents de fissuration microscopiques pouvant entraîner la rupture des baguettes : la rupture de fibres en extension sous un chargement de traction et le micro-flambage sous un chargement en compression. Comme pour la matrice, le modèle d'endommagement est capable de modéliser le phénomène de refermeture de fissures et il est régularisé énergétiquement. Afin de distinguer l'endommagement en compression de celui en traction, le modèle nécessite, en plus des propriétés élastiques, cinq paramètres : la déformation seuil et l'énergie de rupture en traction (ε_0^+ et G_f^+) et en compression (ε_0^- et G_f^-) ainsi que le paramètre α.

Le comportement du modèle sera présenté à l'aide de tests numériques par la suite (cf. §3.5).

3.3 Maillage multi-phases

Associée au modèle d'endommagement, une méthode de maillage multi-phases est utilisée. Cette méthode consiste à affecter les propriétés des matériaux non plus à un maillage mais directement aux points d'intégration des éléments finis. Il est alors possible de définir des éléments dits « mixtes » composés de plusieurs matériaux (cf. Figure 3.8). Cette technique de maillage permet de passer outre les hétérogénéités géométriques du matériau et d'utiliser un maillage régulier.

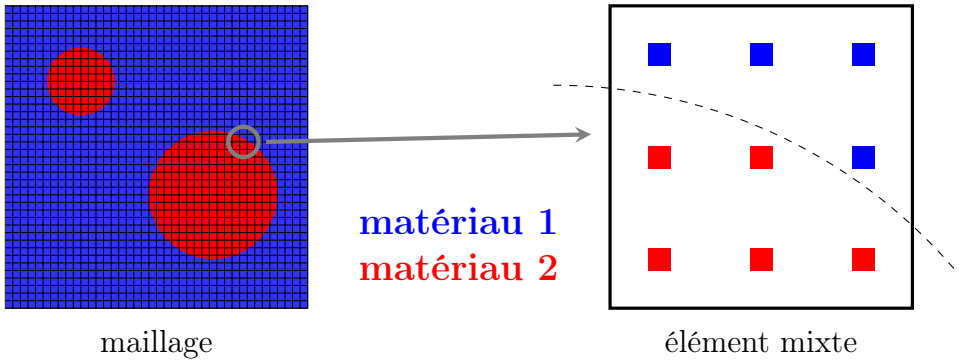
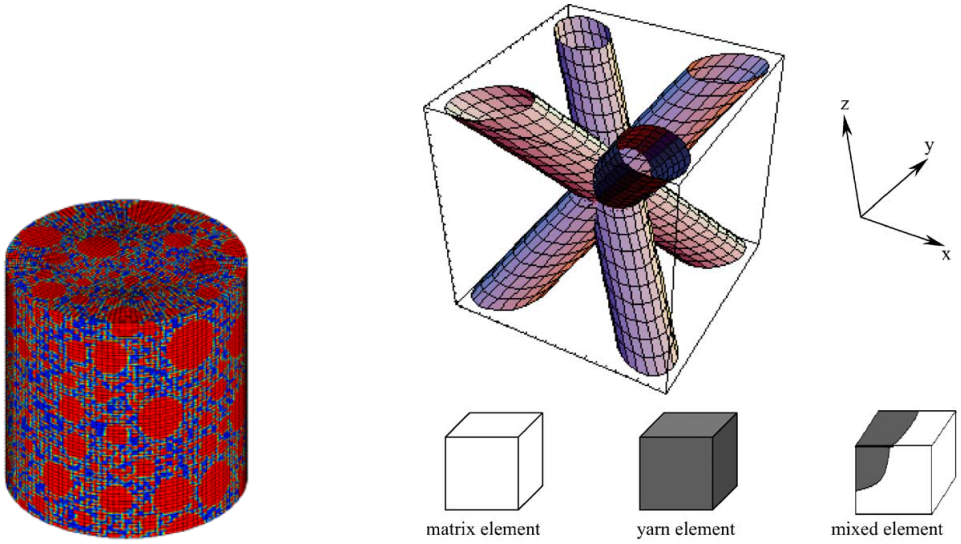


FIGURE 3.8 – Principe de la méthode de maillage multi-phases.

Comme présenté sur la figure 3.9, les maillages multi-phases ont été utilisés auparavant pour simuler le comportement de matériaux hétérogènes, notamment du béton [DMB13] mais aussi de composites 3D C/C tissés [ZWG04].



(a) (b)

FIGURE 3.9 – (a) Modélisation mésoscopique du béton [DMB13] ; (b) Modélisation mésoscopique d'un composite 3D C/C [ZWG04].

Le calcul des matrices de rigidités est explicité par les équations (3.22) et (3.23).

$$[K] = \sum_{m=1}^{M} [K_{baguette}] + \sum_{n=1}^{N} [K_{matrice}] + \sum_{l=1}^{L} [K_{mixte}], \tag{3.22}$$

où $[K_{baguette}]$, $[K_{matrice}]$ et $[K_{mixte}]$ sont respectivement les matrices de rigidité des M, N et L éléments composés de baguettes, de matrice et des éléments mixtes.

$$[K_i] = \int_{V_i} [B]^T [C_i] [B] \, dV, \qquad \text{avec} \quad i = baguette, matrice, mixte \tag{3.23}$$

où $[C_i]$ est la matrice de raideur et $[B]$ la matrice liant les gradients aux variables nodales. Le calcul des matrices de rigidité se fait en utilisant un schéma d'intégration numérique de type quadrature de Gauss où les propriétés mécaniques dans la maille sont fonctions de la position du point d'intégration dans le matériau.

$$[K_i] = \sum_{i=1}^{3} \sum_{j=1}^{3} \sum_{k=1}^{3} w_i w_j w_k \Big([B]^T [C_i] [B] \det [J] \Big)_{\xi=\xi_i,,\eta=\eta_j,\zeta=\zeta_k}, \tag{3.24}$$

où $\det [J]$ est le déterminant de la matrice jacobienne, (ξ_i, η_j, ζ_k) sont les coordonnées des points d'intégrations et (w_i,w_j,w_k) leurs coefficients de pondération.

Pour le 3D C/C étudié, le maillage multi-phases a permis de prendre en compte les écarts constatés entre les tailles théoriques et mesurées des méso-constituants (cf. §2.1.5). Pour ce faire, les points d'intégration situés à la périphérie de la baguette théorique se voient affecter les propriétés de la matrice (cf. Figure 3.10). Cette méthode permet de conserver un maillage régulier sans augmenter le nombre d'éléments. En effet, un maillage sans élément mixte aurait entraîné une augmentation importante du nombre d'éléments nécessaires à la modélisation du fait de la faible épaisseur de la couche de matrice présente entre les baguettes.

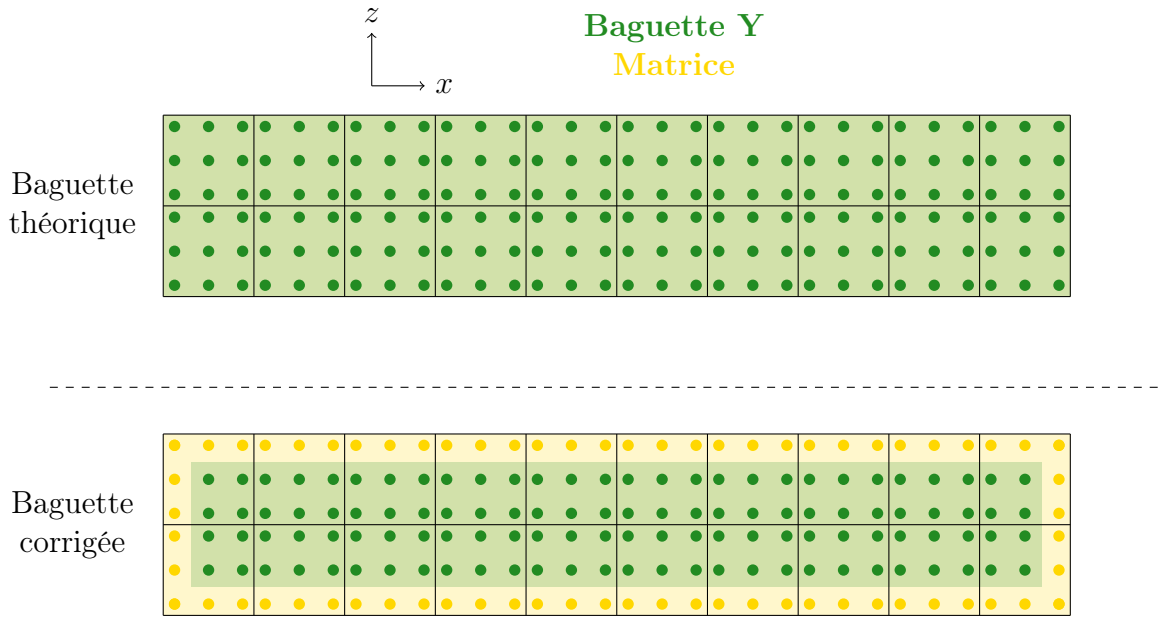


FIGURE 3.10 – Simulation d'une baguette X/Y.

Le maillage multi-phases utilisé pour modéliser le 3D C/C est représenté sur la cellule de base du composite (cf. Figure 3.11). Ce maillage nécessite 1600 éléments CU20 (hexaèdre à 20 nœuds à interpolation quadratique) et 8169 nœuds. Afin de régulariser correctement le problème, les éléments finis utilisés sont cubiques avec une taille h, égale à 0,08 mm, respectant le critère de Bazant (cf. Équation 3.11).

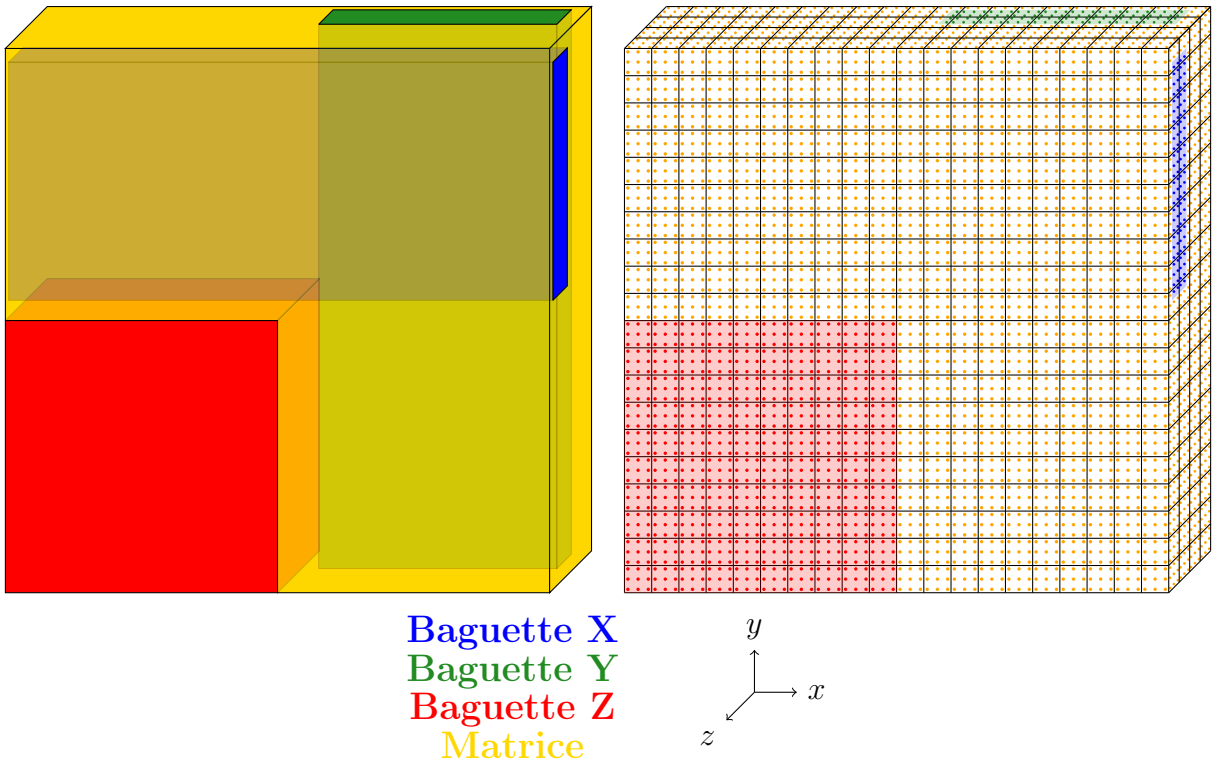


FIGURE 3.11 – Maillage multi-phases sur la cellule de base du 3D C/C.

Par la suite, il sera montré qu'il est possible d'utiliser la méthode de maillage multi-phases afin de simuler le comportement d'interfaces.

3.4 Cas test de la bifurcation d'une fissure à l'interface fibre/matrice d'un micro-composite

Le phénomène de déviation de fissures aux interfaces joue un rôle important dans le mécanisme de rupture des composites à matrice fragile. Lorsque les liaisons entre la matrice et les renforts (interfaces) sont faibles, une fissure matricielle peut être stoppée par sa déviation au niveau des interfaces. Les fissures se propagent en contournant les baguettes (échelle mésoscopique) ou les fibres (échelle microscopique) ce qui protège les renforts et, par conséquent,

améliore la tenue du matériau [EZD91]. Le phénomène de déviation dans les composites a donc été largement étudié.

Afin de simuler le comportement des interfaces, une analyse éléments finis a été proposée par Alfano en utilisant une loi d'endommagement pour les éléments d'interface [AC01]. Ces modèles de zone cohésive sont largement utilisés pour simuler l'endommagement des interfaces et seront donc considérés comme référence dans l'étude qui suit.

La loi d'endommagement Fichant-La Borderie sera utilisée à l'échelle mésoscopique, en association avec la méthode de maillage multi-phases, afin de simuler la déviation d'une fissure matricielle à l'interface. La réponse du modèle FLB sera comparée à celle d'un modèle de zone cohésive dans le but de valider la nouvelle approche.

Afin de modéliser la déviation d'une fissure matricielle, un micro-composite a été choisi comme cas test pour sa simplicité et pour ses propriétés interfaciales connues. Le matériau modélisé est composé d'une fibre SiC entourée par une gaine de matrice SiC (Fig. 3.12 (a)). La géométrie du composite SiC-SiC ainsi que ses propriétés sont extraites des travaux de Coradi [Cor14].

Un essai de traction dans la direction de la fibre est simulé. Cet essai numérique est utilisé pour modéliser la propagation d'une fissure matricielle (mode I) suivie par la déviation de celle-ci à l'interface fibre/matrice (mode II). Des déplacements opposés $\overline{u}$ sont imposés sur les faces supérieures et inférieures de l'éprouvette (fibre et matrice). Les conditions aux limites et de chargement sont illustrées sur la figure 3.12(b).

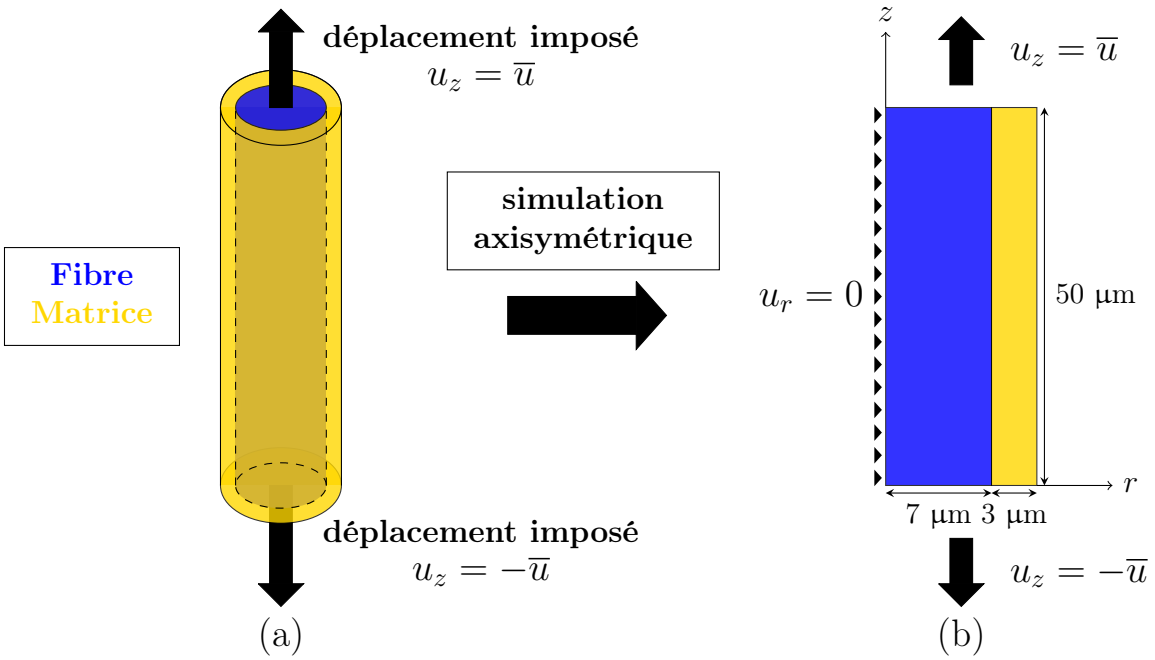


FIGURE 3.12 – (a) Géométrie du micro-composite ; (b) Modèle axisymétrique.

3.4.1 Simulation de la déviation d'une fissure matricielle à l'interface fibre/matrice avec propriétés interfaciales

Afin de valider l'utilisation du méso-modèle pour simuler les interfaces, un test numérique est réalisé et les résultats sont comparés avec ceux obtenus par un modèle de zone cohésive (MZC).

Les simulations, réalisées avec les modèles FLB et MZC, sont représentées sur la Figure 3.13 et détaillées par la suite.

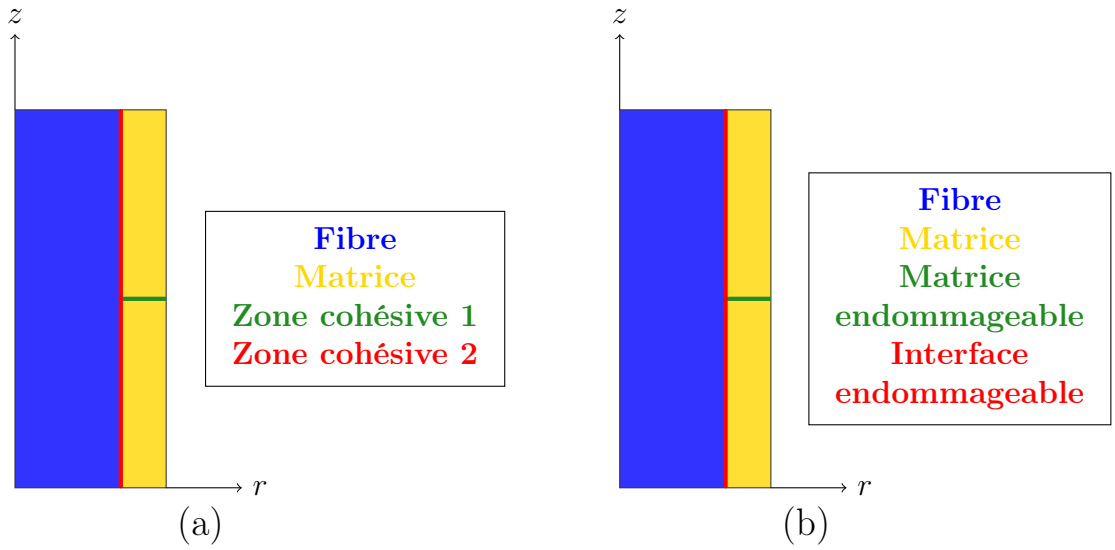


FIGURE 3.13 – (a) Simulation avec MZC ; (b) Simulation avec modèle FLB.

Simulation avec un modèle de zone cohésive

La simulation avec un modèle de zone cohésive (MZC) est réalisée avec le logiciel de calcul d'éléments finis Abaqus, en utilisant les zones cohésives basées sur les surfaces implémentées dans celui-ci. Le micro-composite est discrétisé avec 12500 éléments CAX8 (élément axisymétrique quadrilatère à 8 nœuds à interpolation quadratique) et 38101 nœuds.

Le critère d'initiation de l'endommagement utilisé est défini par l'équation 3.25. L'endommagement débute lorsque la fonction quadratique, comportant les ratios des contraintes, atteint la valeur de 1 :

$$\left\{\frac{\langle\sigma_n\rangle}{\sigma_n^R}\right\}^2 + \left\{\frac{\sigma_s}{\sigma_s^R}\right\}^2 + \left\{\frac{\sigma_t}{\sigma_t^R}\right\}^2 = 1 \ , \tag{3.25}$$

où σ_n est la contrainte normale, σ_s et σ_t sont les contraintes de cisaillement (cf. Figure 3.14(a)). Les contraintes à la rupture sont notées σ_i^R avec $i = \{n, s, t\}$.

Pour le matériau modélisé, les paramètres cohésifs relatifs à l'initiation de l'endommagement sont supposés identiques dans toutes les directions :

$$\sigma_n^R = \sigma_s^R = \sigma_t^R = \sigma^R \quad \text{et} \quad K_{nn} = K_{ss} = K_{tt} = K \ , \tag{3.26}$$

où K_{nn}, K_{ss} et K_{tt} sont respectivement les rigidités (pénalités) dans les directions $\vec{n}$, $\vec{s}$ et $\vec{t}$.

Comme pour l'initiation de l'endommagement, les parties adoucissantes des lois « traction-séparation » sont supposées identiques dans les trois directions ($\vec{n}$, $\vec{s}$ et $\vec{t}$) et décrites par une évolution linéaire dont l'aire sous la courbe correspond à l'énergie de rupture G_f (cf. Figure 3.14(b)).

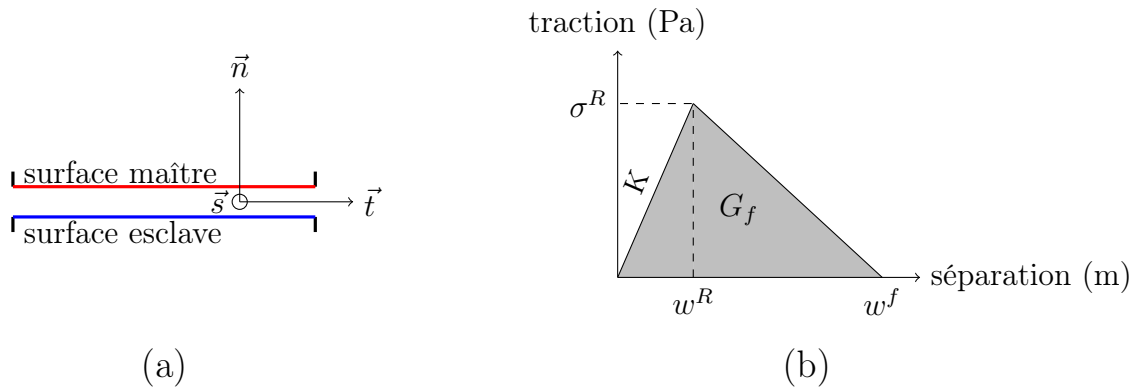


FIGURE 3.14 – (a) Principe de MZC basées sur les surfaces ; (b) Loi de traction-séparation pour MZC.

Afin de simuler la déviation de la fissure matricielle à l'interface, deux zones cohésives sont créées : une pour simuler la propagation de la fissure matricielle avec les propriétés de rupture de la matrice (ZC1), une autre pour simuler la décohésion fibre/matrice avec les propriétés de rupture de l'interface (ZC2). Les propriétés des zones cohésives sont résumées dans le tableau 3.1.

Zone cohésive	K (N/m^3)	σ^R (MPa)	G_f (N/m)
ZC1	10^{19}	500	3
ZC2	10^{19}	300	4

TABLE 3.1 – Propriétés des zones cohésives.

Le paramètre de pénalité de la rigidité K est choisi le plus élevé possible tout en assurant la convergence de la simulation. En effet, des valeurs trop faibles peuvent donner des solutions erronées.

Une loi élastique isotrope est utilisée pour modéliser le comportement de la fibre et de la matrice avec $E_{fibre} = 200$ GPa, $E_{matrice} = 400$ GPa et $\nu_{fibre} = \nu_{matrice} = 0{,}2$.

Simulation avec le modèle Fichant-La Borderie

Les zones cohésives sont remplacées par une approche continue avec l'utilisation de la loi d'endommagement isotrope FLB associée à un maillage multi-phases. Afin de rendre possible la comparaison avec MZC, le chemin de fissuration est également prédéfini pour le modèle FLB en délimitant une unique ligne horizontale d'éléments dans la matrice qui puisse s'endommager (Fig. 3.13 (b)). Pour simuler le comportement de l'interface, la méthode de maillage multi-phases est utilisée. Plusieurs maillages peuvent être utilisés, avec des éléments à 4 ou 9 points d'intégration (cf. Figure 3.15). La première méthode de maillage (cf. Figure 3.15(a)) a l'avantage de ne nécessiter qu'une colonne de points d'intégration avec les propriétés de l'interface et donc de ne pas définir une interface avec une épaisseur. Cependant, cette technique contraint fortement le maillage puisque le milieu de l'élément doit être placé au niveau de l'interface. La seconde méthode de maillage (cf. Figure 3.15(b)) à l'avantage de pouvoir être utilisée quelque soit la position de l'interface par rapport au maillage. Le principe consiste à affecter les propriétés de l'interface aux points d'intégration, de chaque côté de l'interface, les plus proches. C'est cette dernière méthode qui a été choisie pour modéliser l'interface du micro-composite étudié.

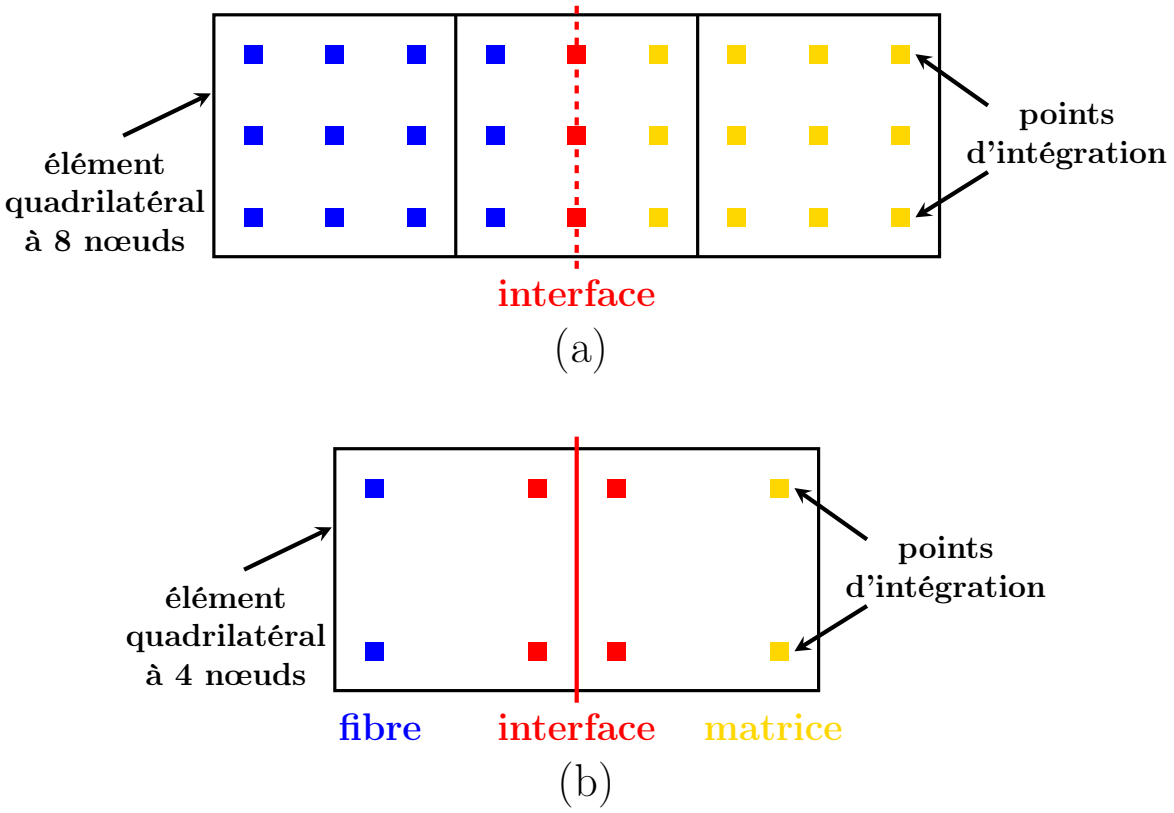


FIGURE 3.15 – (a) Maillage multi-phases avec éléments à 9 points d'intégration ; (b) Maillage multi-phases avec éléments à 4 points d'intégration.

Certains éléments du maillage multi-phases sont définis avec plusieurs matériaux et sont dits mixtes. A chaque point d'intégration, suivant leur position dans le micro-composite, les propriétés de la fibre, de la matrice ou de l'interface sont affectées, comme illustré sur la Figure 3.15.

Les propriétés des matériaux sont regroupées dans la Table 3.2. Les propriétés d'endommagement de la matrice et de l'interface sont identiques aux propriétés de rupture utilisées pour les zones cohésives ZC1 et ZC2. La contrainte seuil σ_0 correspond au paramètre du modèle ε_0, la déformation seuil.

Matériau	Comportement du matériau	E (GPa)	ν	σ_0 (MPa)	G_f (N/m)
Fibre	Elastique	200	0,2		
Matrice	Endommageable	400	0,2	500	3
Interface	Endommageable	200	0,2	300	4

TABLE 3.2 – Propriétés des matériaux.

Afin de mailler le micro-composite, 12500 éléments QUA4 (quadrilatère à 4-nœuds à interpolation linéaire) et 12801 nœuds ont été utilisés.

Comparaison entre MZC et FLB

Les comportements, locaux et globaux, des modèles MZC et FLB sont analysés et comparés afin de valider la nouvelle approche.

Pour le comportement global, les courbes force-déplacement sont comparées sur la Figure 3.16. La réponse du modèle FLB est en accord avec les résultats du modèle MZC utilisé comme référence. En effet, la partie élastique de la réponse correspond à celle du modèle MZC ainsi que la force maximale avant la déviation de la fissure à l'interface. La dernière partie des courbes force-déplacement, qui correspond à l'endommagement de l'interface, présente de faibles différences. Ces écarts pourraient être expliqués par les différents modes de rupture mis en jeu dans cette partie par les modèles. Pour le modèle MZC, la décohésion à l'interface est simulée par la propagation d'une fissure majoritairement en mode II. Pour le modèle FLB en revanche, l'endommagement se créé localement par des extensions, suivant des facettes orientées localement à 45° le long de l'interface, qui finissent par coalescer via un mode de propagation s'apparentant à du mode II le long de l'interface.

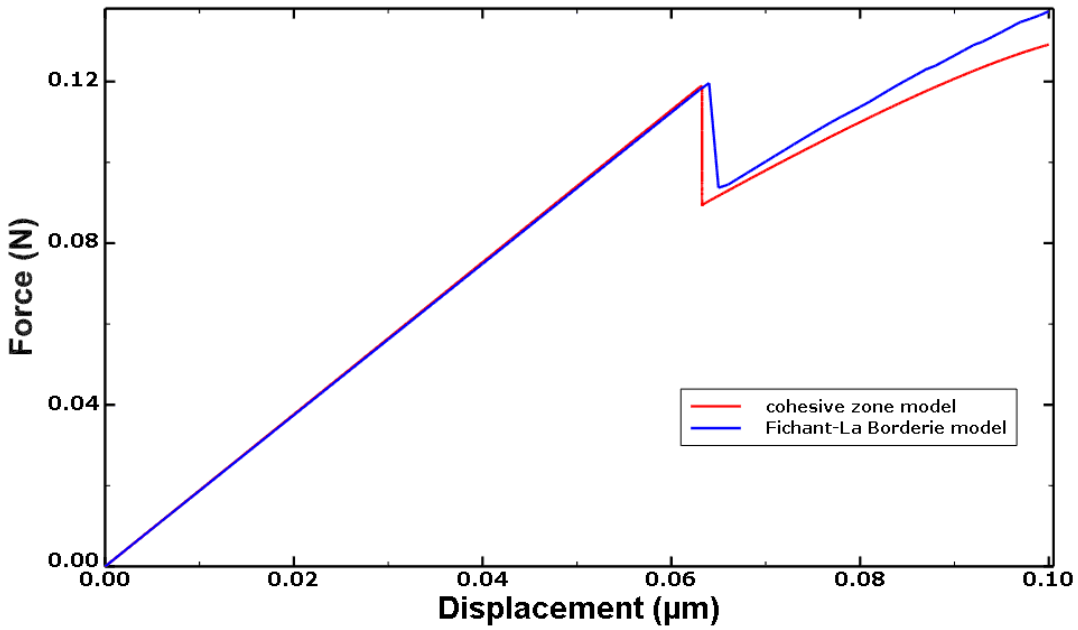


FIGURE 3.16 – Comparaison des courbes force-déplacement pour les modèles MZC et FLB.

Pour le comportement local, le modèle FLB décrit correctement la propagation de fissure dans le composite (cf. Figure 3.17).

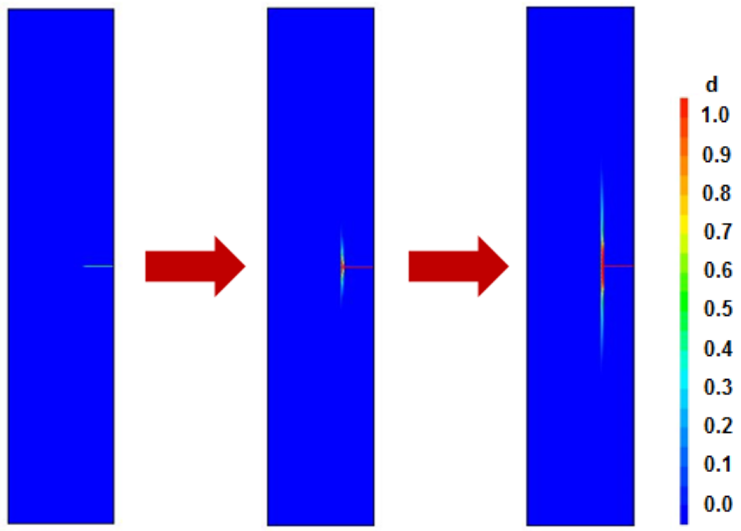


FIGURE 3.17 – Propagation de l'endommagement avec le modèle FLB.

Le chemin de la fissure matricielle est perpendiculaire à l'axe du chargement jusqu'à atteindre la fibre. Une déviation de la fissure le long de la fibre, à l'interface, est alors observée

et peut être rattachée à la chute brutale de la force sur la courbe force-déplacement (cf. Figure 3.16). La simulation montre que le mécanisme de déviation peut être correctement reproduit avec le modèle FLB.

3.4.2 Compétition entre la pénétration et la déviation d'une fissure matricielle à l'interface

Différents critères ont été proposés pour prédire le comportement d'une fissure à l'interface entre deux matériaux sous chargement monotone (cf. Introduction). La compétition entre la déviation et la pénétration de la fissure à l'interface est analysée.

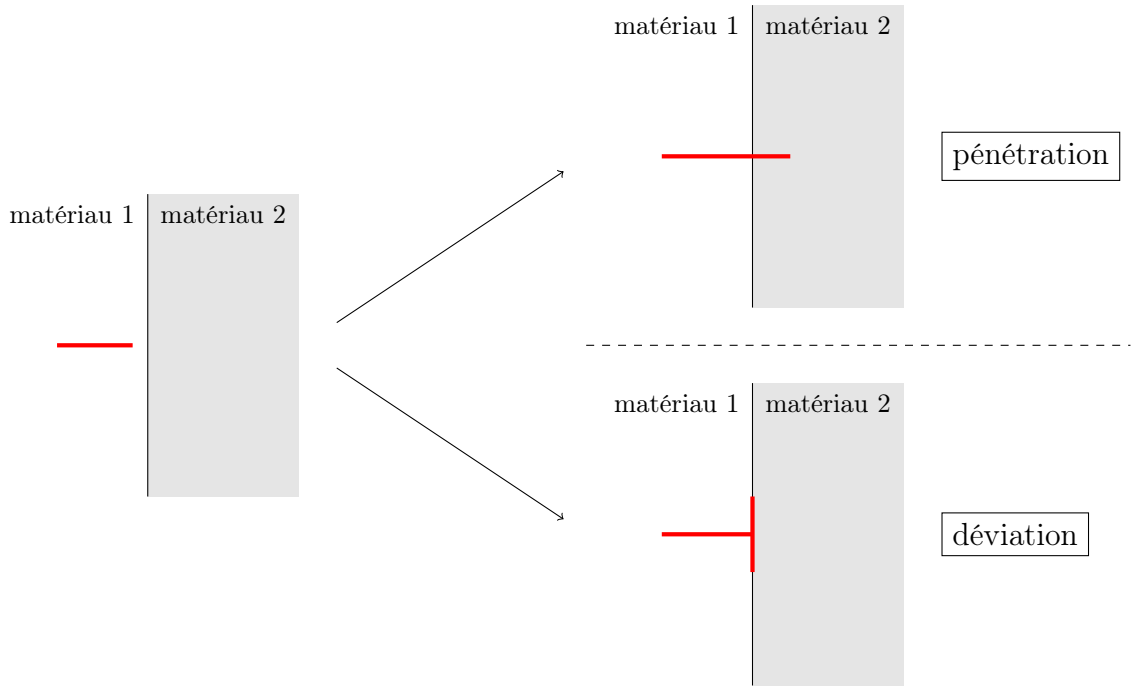


FIGURE 3.18 – Compétition entre la pénétration et la déviation d'une fissure matricielle.

Un critère de déviation de fissure a été proposé par Pompidou et Lamon dans leurs travaux sur les CMC et les multicouches [PL07]. Ce critère est basé sur le mécanisme de Cook et Gordon [CGEM64] qui considère la déviation de la fissure à l'interface comme la conséquence de la nucléation d'une fissure interfaciale, en amont de la fissure principale, due à la concentration de contrainte engendrée par cette dernière. Les travaux de Pompidou ont permis d'établir une courbe séparant les cas de déviation des cas de pénétration de la fissure principale. Cette courbe présente le rapport des contraintes à la rupture en fonction du rapport des modules d'élasticité des matériaux (cf. Figure 3.19(a)).

Les propriétés du micro-composite décrites dans la Table 3.2 correspondent au point 1 sur la figure 3.19(a) et le modèle FLB décrit correctement la propagation de la fissure matricielle

avec la déviation de celle-ci à l'interface (cf. Figure 3.19(b)). Une autre simulation a été réalisée en modifiant les propriétés du micro-composite afin de se placer dans le cas du point 2, qui devrait correspondre à une pénétration de la fissure matricielle. Dans la matrice, seule une ligne horizontale d'éléments peut s'endommager, cependant la fibre et l'interface sont entièrement endommageables. La contrainte seuil de l'interface a été fixée à 900 MPa au lieu de 300 MPa afin d'obtenir le rapport des contraintes $\frac{\sigma_i^0}{\sigma_2^0}$ égal à 0,3 au lieu de 0,1. Le ratio des modules de Young $\frac{E_2}{E_1}$ reste égal à 0,5. La réponse du modèle FLB est en accord avec la courbe proposée par Pompidou. La fissure matricielle ne dévie plus à l'interface mais pénètre dans la fibre jusqu'à rompre entièrement cette dernière (cf. Figure 3.19(c)).

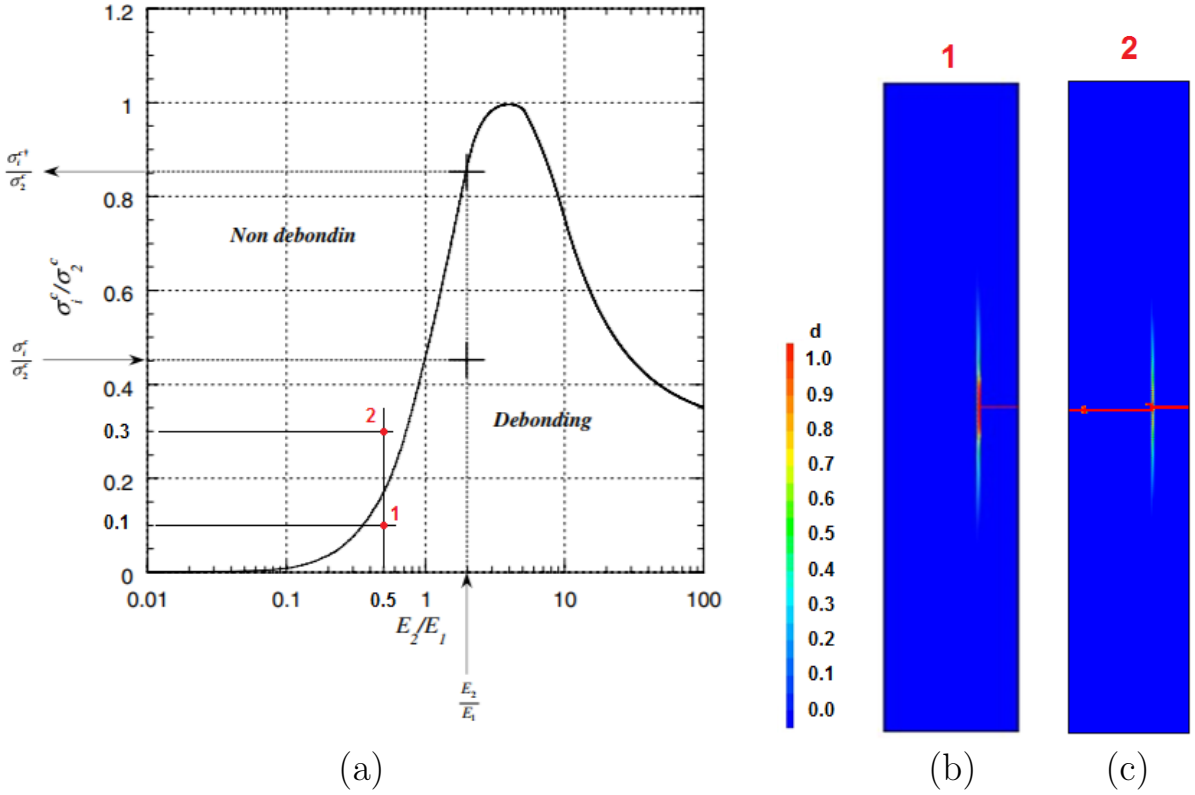


FIGURE 3.19 – (a) Courbe délimitant les cas de déviation des cas de pénétration [PL07] ; (b) Simulation correspondant au point 1 ; (c) Simulation correspondant au point 2.

3.4.3 Simulation de la fissuration du micro-composite par le modèle FLB sans chemin de fissuration prédéfini

Une fois le méso-modèle validé par comparaison avec le modèle MZC, une simulation, sans chemin de fissuration prédéfini, est réalisée. Dans ce cas, tous les matériaux peuvent

s'endommager et ce, quelle que soit la localisation du point d'intégration dans le matériau (cf. Table 3.3). Un défaut est créé afin de localiser l'initiation de l'endommagement à mi-hauteur de l'éprouvette. Ce défaut consiste à diminuer la contrainte seuil d'un élément situé au milieu de l'éprouvette sur la face externe de cette dernière.

Matériau	Comportement du matériau	E (GPa)	ν	σ^0 (MPa)	G_f (N/m)
Fibre	Endommageable	200	0,2	3000	3
Matrice	Endommageable	400	0,2	500	3
Défaut	Endommageable	400	0,2	250	3
Interface	Endommageable	200	0,2	300	4

TABLE 3.3 – Propriétés des matériaux.

Les résultats de la simulation sont présentés sur les Figures 3.20 et 3.21. La gaine de matrice pouvant s'endommager, un phénomène de multi-fissuration dans le micro-composite peut être simulé. La première fissure matricielle se développe dans le défaut puis se propage jusqu'à l'interface où elle dévie. Par la suite, deux autres fissures matricielles se créent symétriquement de part et d'autre de la fissure initiale et dévient également jusqu'à une décohésion totale de la fibre et de la matrice (cf. Figure 3.20). La Figure 3.21 montre que la rigidité de l'éprouvette tend alors vers la rigidité de la fibre.

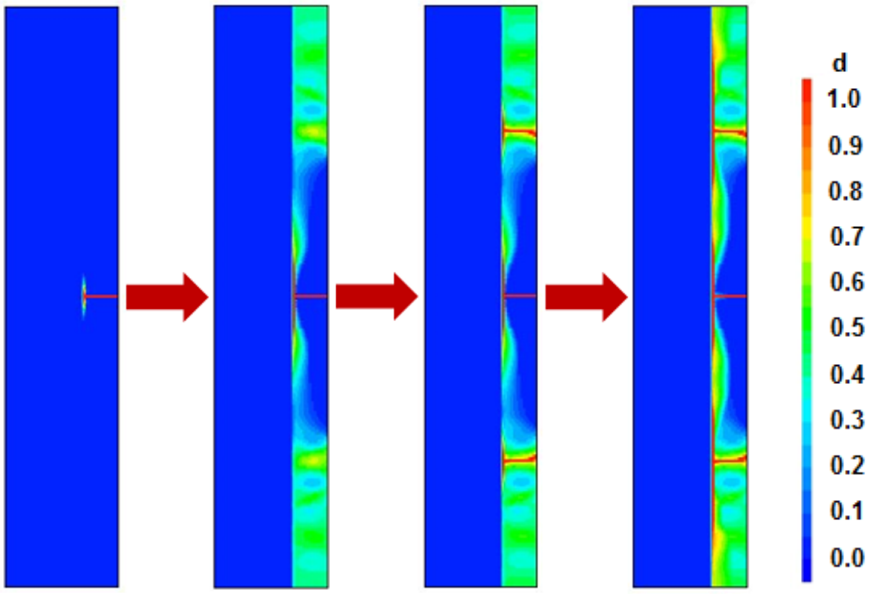


FIGURE 3.20 – Propagation de l'endommagement avec des fissures matricielles périodiques.

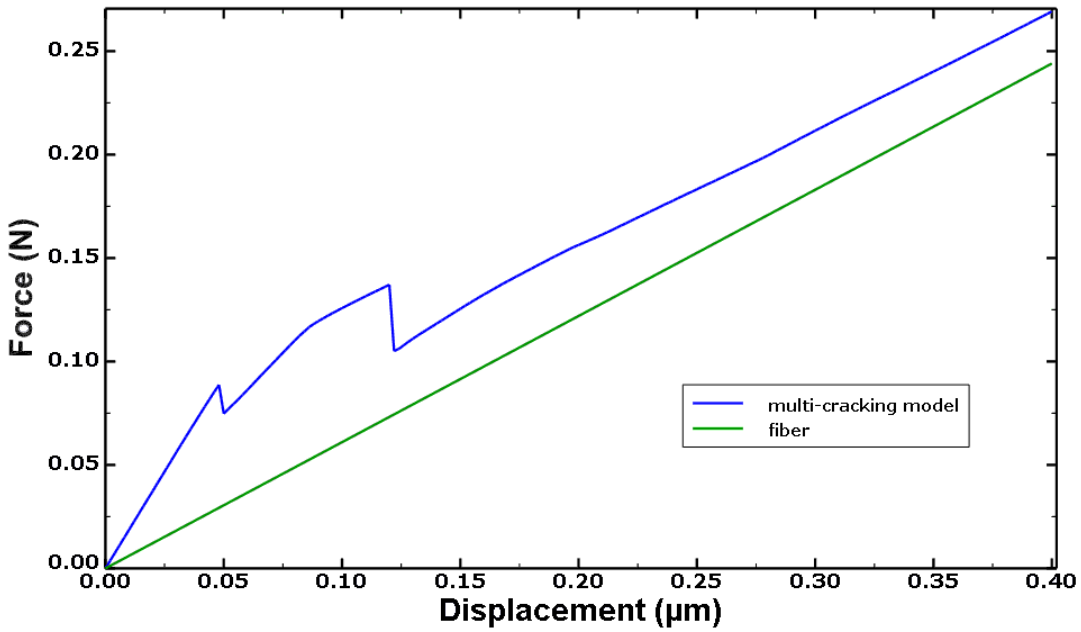


FIGURE 3.21 – Courbe force-déplacement pour des déviations de fissures matricielles périodiques.

Les simulations précédentes montrent les capacités du modèle FLB à simuler les déviations périodiques de fissures matricielles sans prédéfinir un chemin de fissuration. Avec des éprouvettes plus longues, l'influence des paramètres du modèle sur le nombre de fissures et la distance entre elles peut être étudiée.

L'exemple du micro-composite a permis de montrer que le modèle FLB, associé à un maillage multi-phases, peut être utilisé afin de reproduire le comportement des interfaces dans un composite. Les propriétés interfaciales du matériau étudié ne seront pas utilisées dans la modélisation du composite car celles-ci sont inconnues pour ce 3D C/C et la caractérisation de ces dernières devrait faire l'objet d'une étude à part entière. Une fois la caractérisation des interfaces réalisée pour ce 3D C/C, il a été montré qu'il sera possible d'enrichir la modélisation du composite en affectant les propriétés des interfaces aux points d'intégration situés au niveau de ces interfaces. Le phénomène de déviation de fissure peut être cependant simulé sans définir des propriétés d'interface entre les baguettes et la matrice (cf. Chapitre 4). Dans le cadre de ces travaux, l'objectif est donc focalisé sur l'endommagement de la matrice et des baguettes.

3.5 Étude du comportement du méso-modèle

La Figure 3.22 présente le méso-modèle complet avec les lois de comportement associées à la matrice et à la baguette.

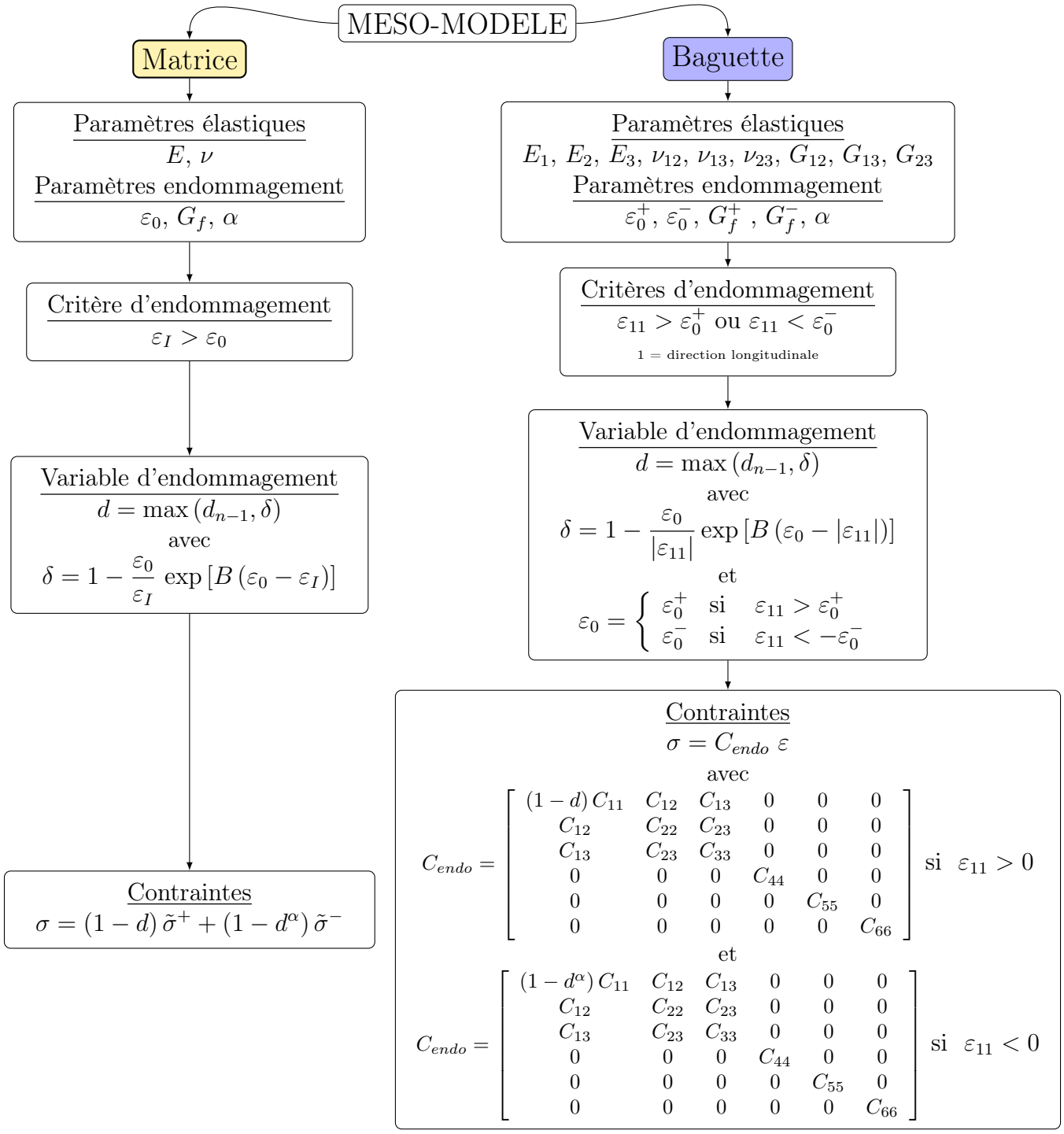


FIGURE 3.22 – Description du méso-modèle.

3.5.1 Comportement élémentaire du méso-modèle dans le cas des baguettes

Des tests numériques élémentaires ont déjà été menés sur le modèle FLB [Fic96]. Par conséquent, seuls des tests relatifs à la loi de comportement des baguettes seront présentés. Les tests élémentaires choisis ont été simulés sur un élément de type CU20 (hexaèdre à 20 nœuds à interpolation quadratique). Afin de mettre en évidence le comportement de la modélisation de la baguette avec endommagement, la maille élémentaire a été sollicitée, en traction et en compression, dans la direction longitudinale de la baguette. Pour des sollicitations dans les autres directions, la réponse du modèle est élastique orthotrope sans endommagement. Les sollicitations sont modélisées en imposant des déplacements sur deux faces opposées de la maille élémentaire. Les mouvements d'ensemble sont quant à eux gérés par des conditions aux limites appropriées. Les propriétés mécaniques de la baguette utilisées sont décrites dans la Table 2.4.

Cycle de traction-compression

La réponse du modèle est étudiée lorsque le matériau subit un chargement de traction puis de compression. La réponse contrainte-déformation du modèle est présentée sur la Figure 3.23.

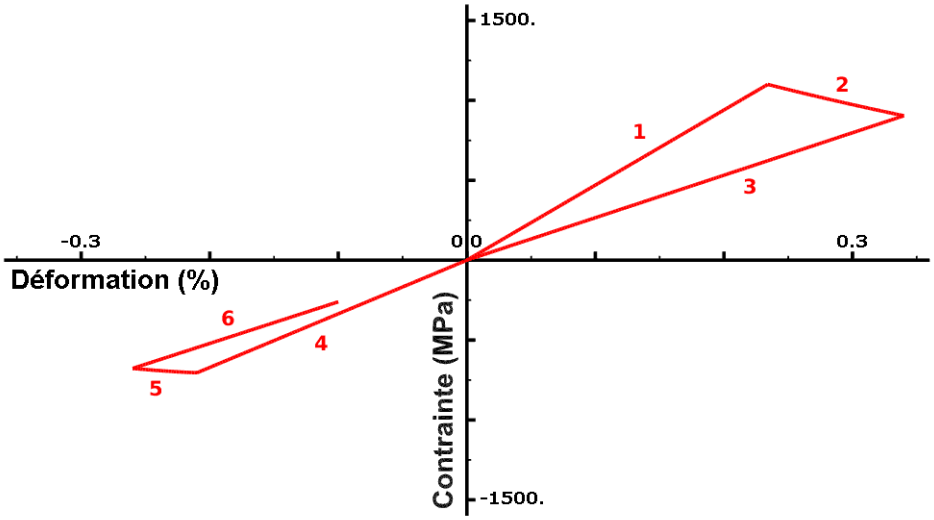


FIGURE 3.23 – Réponse du modèle en traction-compression.

La partie 1 de la courbe correspond à la réponse élastique du matériau en traction jusqu'à l'endommagement du matériau (partie 2). Une décharge est ensuite simulée (partie 3) avec un retour à l'origine puisque le modèle est de nature élastique-endommageable et donc ne considère pas de déformations résiduelles. Le matériau est par la suite sollicité en compression. La réponse du modèle est alors linéaire avec une raideur proche de la raideur initiale du

matériau (partie 4). Ce changement de raideur lors du passage de la traction à la compression permet de prendre en compte le phénomène de refermeture de fissures par l'intermédiaire d'une restauration partielle de la raideur initiale de la baguette. La partie 5 correspond à un endommagement du matériau lorsque la déformation seuil en compression est dépassée. L'endommagement est suivi par un retour élastique lors de la décharge (partie 6).

Cycle de compression-traction

Le comportement du modèle lors du passage d'un chargement en compression à un chargement en traction est également intéressant.

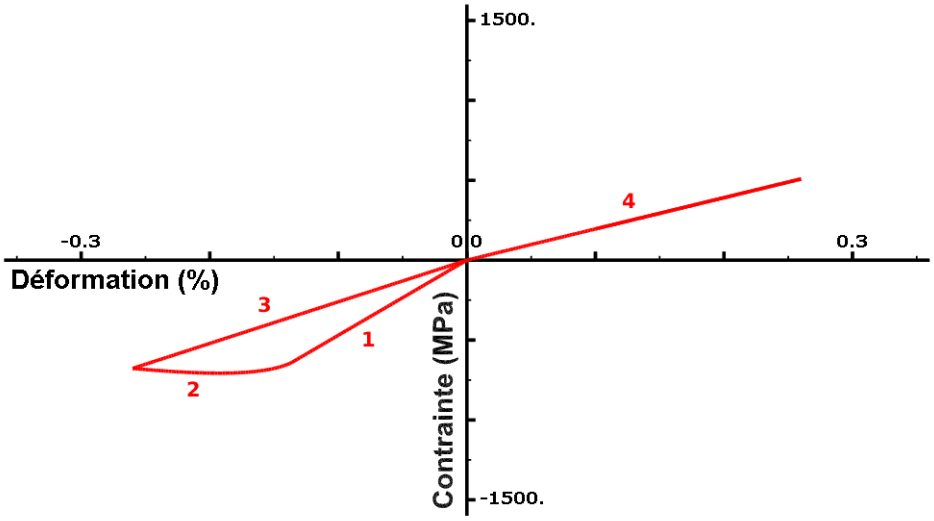


FIGURE 3.24 – Réponse du modèle en compression-traction.

La partie 1 de la courbe représente la réponse élastique en compression pilotée par la raideur initiale du matériau jusqu'à l'endommagement progressif du matériau (partie 2). Comme en traction, la décharge n'entraîne pas de déformation résiduelle (partie 3). Dans la partie 4, l'élément est soumis à un chargement de traction qui entraîne une réponse élastique du modèle avec une raideur dégradée par rapport à la raideur initiale du matériau mais aussi en comparaison de la raideur endommagée observée lors de la décharge en compression.

Lorsque les baguettes subissent des micro-flambements sous un chargement en compression, des fibres composant la baguette sont rompues (cf. Figure 3.7). Si la baguette est ensuite soumise à un chargement en traction, certaines fibres étant rompues, la raideur initiale du matériau n'est pas restaurée mais reste endommagée. La réponse du modèle sous de telles sollicitations est en accord avec ces phénomènes (cf. Figure 3.24).

3.5.2 Influence des paramètres du modèle sur le comportement des baguettes

Afin de mettre en évidence l'influence des paramètres de la loi de comportement, les réponses du modèle sont étudiées en faisant varier chaque paramètre de plus ou moins 20%. Les courbes contrainte-déformation sont comparées pour une sollicitation, en traction ou en compression, dans la direction longitudinale d'un élément possédant les propriétés des baguettes. Comme détaillée précédemment, la simulation de ces sollicitations est réalisée à déplacements imposés (cf. §3.5.1).

Contrainte seuil et énergie de rupture en traction

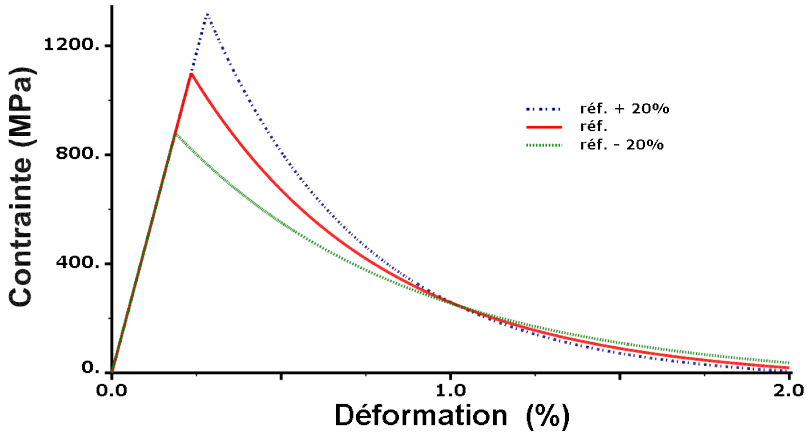


FIGURE 3.25 – Influence de la contrainte à la rupture en traction.

Les figures 3.25 et 3.26 permettent de mettre en évidence l'influence de la contrainte seuil et de l'énergie de rupture en traction. La contrainte seuil correspond, lors d'un chargement en traction, à la contrainte maximale. Par conséquent, pour une même contrainte seuil, la variation de l'énergie de rupture n'influence pas la contrainte maximale, seule la partie post-pic est affectée (cf. Figure 3.26(b)).

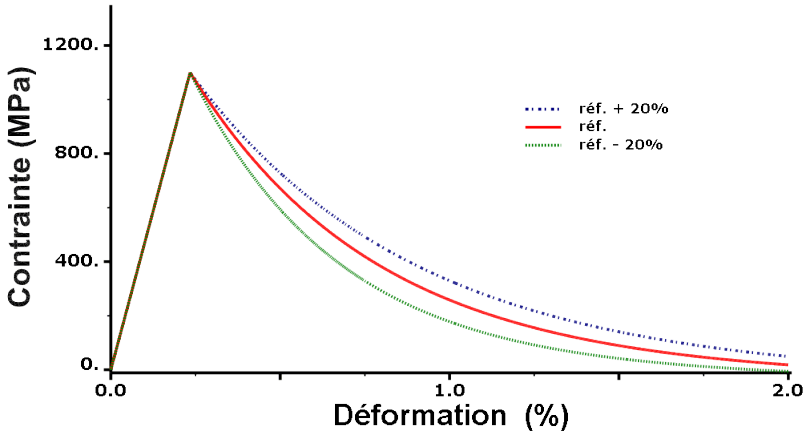


FIGURE 3.26 – Influence de l'énergie de rupture en traction.

Contrainte seuil et énergie de rupture en compression

Sous un chargement en compression, les figures 3.27 et 3.28 présentent l'influence de la contrainte seuil et de l'énergie de rupture en compression sur la réponse du modèle. La contrainte seuil en compression ne correspond pas à la contrainte minimale. La forme de la courbe diffère de celle en traction avec un arrondissement du pic qui est dû au paramètre α. De plus, contrairement au comportement en traction, l'énergie de rupture en compression influe sur la contrainte minimale.

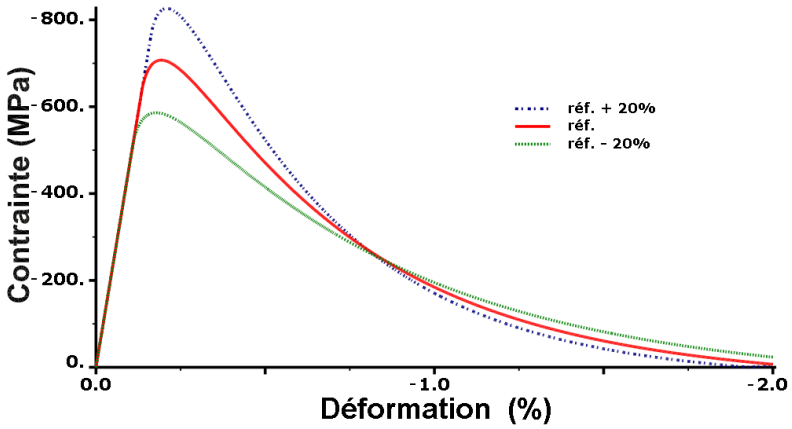


FIGURE 3.27 – Influence de la contrainte à la rupture en compression.

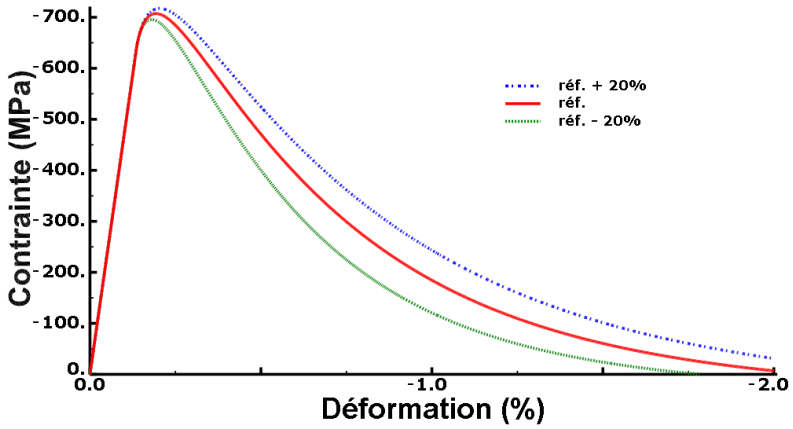


FIGURE 3.28 – Influence de l'énergie de rupture en compression.

Paramètre α

La Figure 3.29 permet de vérifier que le paramètre α n'influence pas la réponse du modèle en traction. Toutefois, la raideur en compression, après endommagement en traction, dépend de ce paramètre. Comme expliqué précédemment (cf. Figure 3.3), α permet de faire tendre la raideur du matériau en compression vers la raideur initiale. Le phénomène de refermeture de fissure est alors partiellement pris en compte. De par son influence sur la raideur en compression, α influe également sur la contrainte minimale.

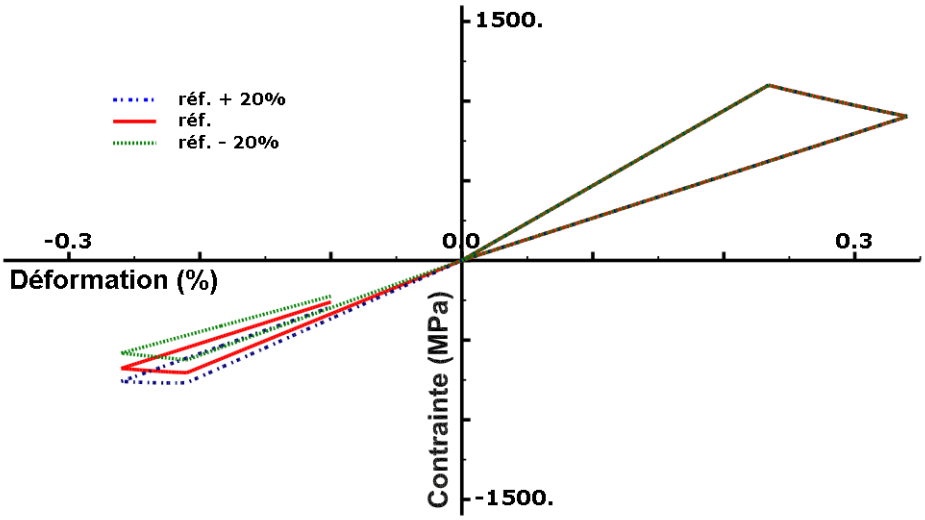


FIGURE 3.29 – Influence de α.

3.5.3 Test de dépendance au maillage

Afin de valider la régularisation du méso-modèle, des tests ont été réalisés en faisant varier la densité du maillage. Un test de dépendance au maillage, effectué sur le modèle FLB [MBM10], a été reproduit avec la loi de comportement orthotrope développée pour simuler le comportement des baguettes. Ce test consiste à simuler un essai de traction sur une poutre, présenté sur la Figure 3.30, avec trois maillages constitués de 11, 21 et 31 éléments hexaédriques.

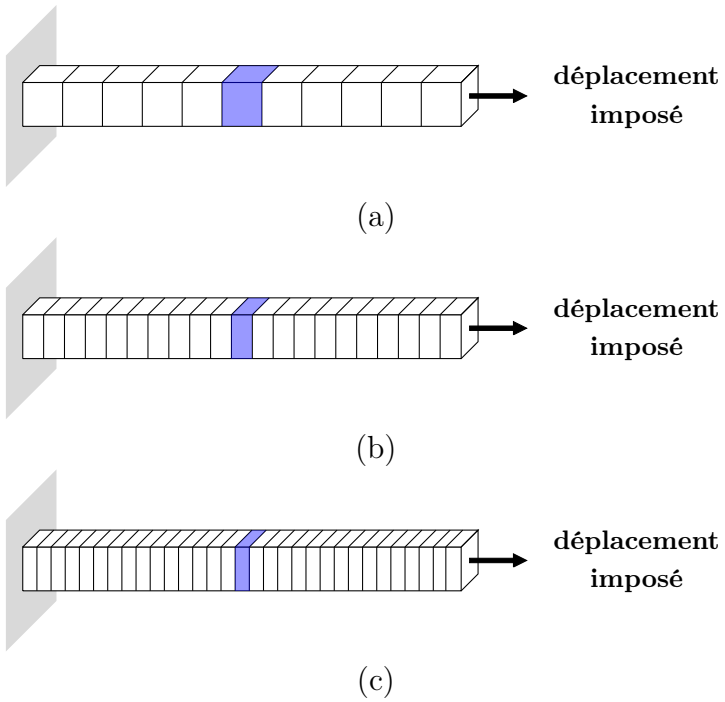


FIGURE 3.30 – Schéma de l'essai de traction avec un maillage de 11 (a), 21 (b) et 31 (c) éléments.

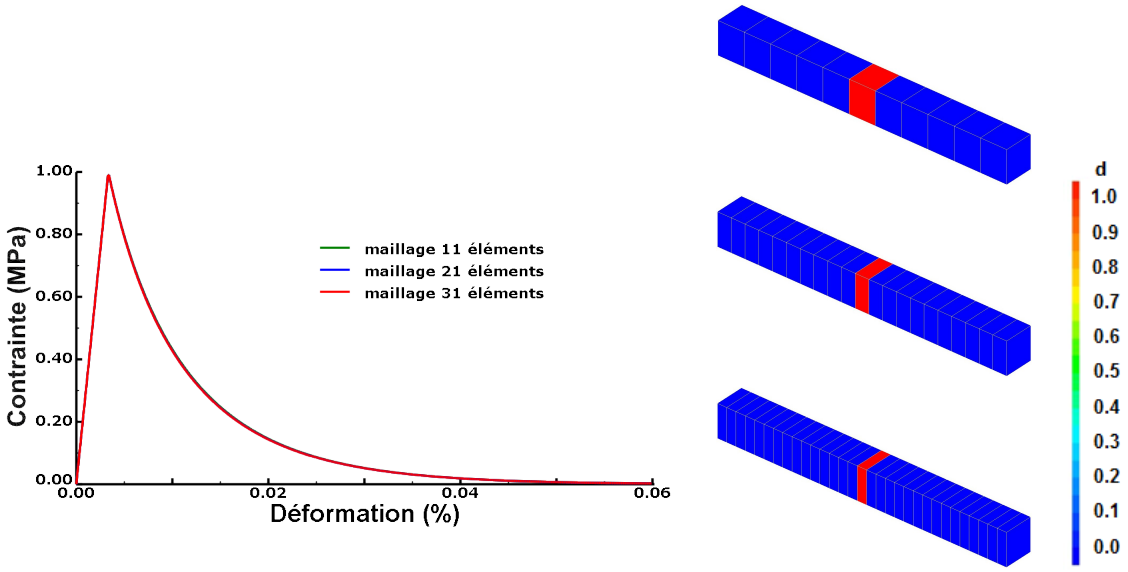
La poutre a une section carrée de 0,1 m × 0,1 m pour une longueur de 1 m. Les sollicitations de traction sont modélisées en bloquant les déplacements d'une face et en imposant un déplacement de 0,6 mm sur la face opposée (cf. Figure 3.30). La poutre est composée d'un matériau homogène dont la direction longitudinale correspond à l'axe longitudinal de la poutre qui est parallèle à la direction du chargement. Les propriétés mécaniques du matériau dans la direction longitudinale sont tirées du test de la littérature [MBM10] et sont résumées dans la Table 3.4. Les modules de Young dans les directions transverses sont considérés égaux au module de Young dans la direction longitudinale ($E_1 = E_2 = E_3 = E$).

E (GPa)	ν	σ_0^+ (MPa)	G_f^+ (N/m)
30	0	3	100

TABLE 3.4 – Propriétés mécaniques de la poutre.

Afin de localiser l'endommagement à mi-portée de la poutre, un défaut est créé en abaissant la contrainte seuil à 1 MPa au lieu de 3 MPa pour l'élément situé au milieu (cf. Figure 3.30).

Les résultats des différents maillages ont été comparés. Pour cela, les courbes contrainte-déformation (cf. Figure 3.31(a)) et les champs d'endommagement (cf. Figure 3.31(b)) sont tracés. Ces derniers correspondent aux valeurs de la variable d'endommagement d au dernier incrément de chargement.



(a) (b)

FIGURE 3.31 – (a) Courbes contrainte-déformation pour les trois maillages ; (b) Endommagement final pour les trois maillages.

Les courbes contrainte-déformation montrent des résultats proches entre les différents maillages. L'écart entre les forces maximales des trois courbes est de 0.03%. La contrainte maximale correspond à la contrainte seuil de 1 MPa de l'élément affaibli. Les tracés de la variable d'endommagement vérifient la localisation de l'endommagement au milieu de la poutre. Ces tests ont permis de montrer que le modèle d'endommagement restitue des résultats indépendants du maillage grâce à la régularisation énergétique détaillée en section 3.1.3.

Dans ce chapitre, les lois de comportement des méso-constituants ont été présentées ainsi que la méthode de maillage utilisée. La matrice est considérée comme isotrope et le modèle d'endommagement FLB y est appliqué dans sa formulation originale, i.e., décrivant un endommagement isotrope pilotée par les extensions. Les baguettes en revanche présentent un comportement élastique orthotrope et à l'échelle mésoscopique, ces dernières présentant des faciès de rupture majoritairement perpendiculaires à l'axe de la baguette, l'hypothèse d'un endommagement uniaxial (dans l'axe longitudinal de la baguette) est émise. Cette dernière traduit, d'une part, la rupture en traction pilotée par l'extension longitudinale des fibres ainsi que la rupture en compression induite par un mécanisme de micro-flambement des fibres composant la baguette pilotée également par la déformation longitudinale (déformation négative). Les modèles d'endommagement proposés pour la matrice et les baguettes présentent ainsi un nombre limité de paramètres en supposant que la complexité de la réponse du composite, sous des sollicitations de type cisaillement par exemple, pourra pour toute ou partie, être décrite par les interactions entre méso-constituants du composite. Enfin, en préambule à la modélisation proprement dite du composite 3D C/C, la modélisation d'un micro-composite a permis de démontrer les capacités du méso-modèle à simuler la déviation d'une fissure à une interface fibre-matrice. Pour cela, une comparaison a été réalisée entre les résultats du méso-modèle et d'un modèle de zones cohésives lors d'une simulation de la bifurcation d'une fissure à l'interface fibre/matrice dans le micro-composite. Par ailleurs, le méso-modèle permet de simuler des déviations périodiques de fissures à l'interface fibre/matrice sans prédéfinir un chemin de fissure. Enfin, le comportement élémentaire du modèle a été présenté ainsi que l'influence de ses paramètres sur la loi de comportement des baguettes.

Chapitre 4

Identification des paramètres et validation du méso-modèle

Sommaire

4.1 Identification des paramètres du méso-modèle 82

4.1.1 Contrainte seuil de la matrice 87

4.1.2 Contrainte seuil des baguettes en traction 88

4.1.3 Contrainte seuil des baguettes en compression 93

4.1.4 Énergie de rupture en compression et paramètre α pour les baguettes 97

4.1.5 Énergie de rupture et paramètre α pour la matrice 100

4.1.6 Énergie de rupture des baguettes en traction 102

4.1.7 Simulation d'un essai de flexion 4 points (éprouvette entaillée) . . . 104

4.2 Validation du méso-modèle 107

4.2.1 Simulation d'essais de traction et de compression 107

4.2.2 Simulation d'un essai de flexion 3 points (éprouvette non entaillée) 114

Afin d'identifier les paramètres du modèle, un dialogue entre les essais expérimentaux et les simulations a été essentiel. Des essais de caractérisation à l'échelle mésoscopique ont permis de déterminer expérimentalement les contraintes à la rupture des baguettes. Des essais à l'échelle macroscopique ont, quant à eux, permis d'identifier les paramètres du méso-modèle et de valider l'identification. Le travail d'identification présenté porte uniquement sur les paramètres du modèle permettant de décrire l'endommagement du matériau, les propriétés élastiques des méso-constituants étant tirées des travaux de Gratton [Gra98] (cf. Table 4.1).

Matériau	$E_1 = E_l$ (GPa)	E_2 (GPa)	E_3 (GPa)	ν_{12}	ν_{13}	ν_{23}	G_{12} (GPa)	G_{13} (GPa)	G_{23} (GPa)
Baguette	470	2,05	2,05	0,42	0,42	0,42	9,15	9,15	0,72
Matrice		27			0,25				

Table 4.1 – Propriétés élastiques des méso-constituants.

Dans un premier temps, le processus d'identification sera présenté ainsi que les essais mésoscopiques qui ont servis à cette identification. Par la suite, des essais sur des éprouvettes macroscopiques seront simulés afin de valider le méso-modèle.

4.1 Identification des paramètres du méso-modèle

Afin de modéliser l'endommagement des méso-constituants, les huit paramètres du méso-modèle, regroupés dans la Table 4.2, ont dû être identifiés. Pour chacun des paramètres, les essais et les simulations qui ont menés à leur détermination seront détaillés. En particulier, l'étude d'un essai de flexion 4 points qui a été primordiale à l'identification des paramètres.

Matériau	σ_0^+ (MPa)	σ_0^- (MPa)	G_f^+ (N/m)	G_f^- (N/m)	α
Baguette	1081	565	12500	2900 ($G_f^* = 3940$)	1,5
Matrice	14		1250		1,2

Table 4.2 – Paramètres du méso-modèle.

Étude d'un essai de flexion 4 points

Au cours de la campagne expérimentale, des essais de flexion 4 points ont été réalisés sur des éprouvettes entaillées. Ce type d'essais a permis d'identifier un nombre important de paramètres car ils mettent en jeu différentes sollicitations au sein du même essai (traction, compression, cisaillement) dont les effets peuvent être plus ou moins dissociés au niveau de la réponse force-déplacement. Une étude de cet essai à tout d'abord portée sur les différentes raideurs détectables sur la courbe force-déplacement. Cette étude a permis de comprendre les phénomènes de rupture qui se sont produits lors de l'essai et notamment la chronologie

des ruptures des baguettes. De plus, une étude paramétrique a été réalisée sur la simulation de la flexion 4 points en faisant varier tous les paramètres du méso-modèle de plus ou moins 30%. Cette étude met alors en évidence l'influence de chacun des paramètres et contribue à une identification précise de ces derniers.

Description de l'essai

L'essai de flexion est réalisé, et simulé, à partir d'une éprouvette d'une longueur de 60 mm (direction x) pour une section de 4,8 mm (y) $\times$ 4,8 mm (z) comportant une entaille de 0,4 mm (x) $\times$ 0,4 mm (y) $\times$ 4,8 mm (z) positionnée à mi-portée de l'éprouvette (cf. Figure 4.1). La taille de l'éprouvette a été choisie afin que cette dernière soit constituée d'un nombre suffisant de cellules de base du composite pour être représentative du comportement macroscopique du matériau. De plus, une attention particulière a été portée à la position des méso-constituants dans l'éprouvette pour que celle-ci soit symétrique par rapport aux trois plans (x,y), (y,z) et (z,x). Dans cet essai de flexion 4 points, les baguettes X, représentées en bleu sur la Figure 4.1, seront sollicitées dans leur direction longitudinale.

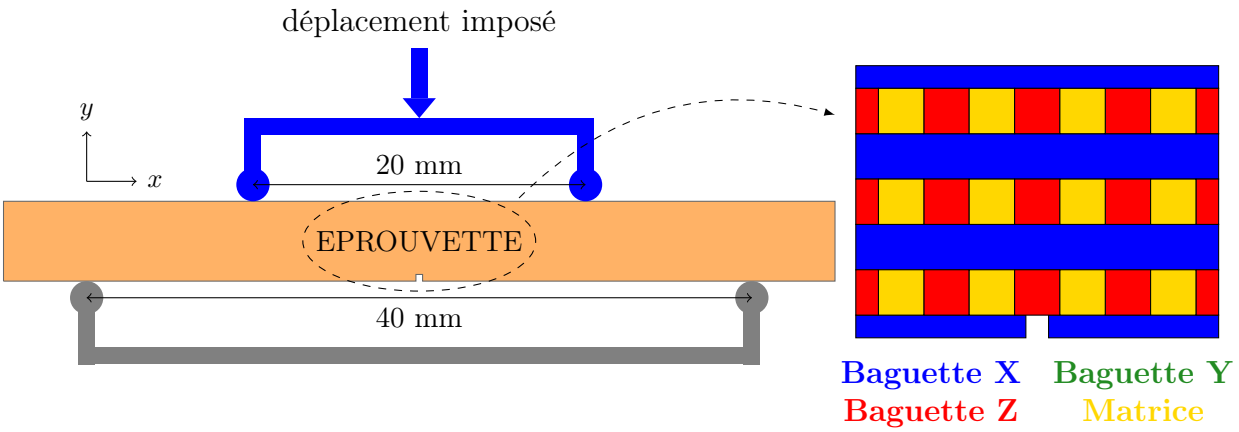


FIGURE 4.1 – Schéma de l'essai de flexion 4 points.

Lors de la réalisation des essais de flexion, des cales ont été positionnées entre les appuis et l'éprouvette afin de prévenir des phénomènes de matage du matériau. Ces cales en aluminium, de 1 mm d'épaisseur, ont été modélisées. Les conditions aux limites en déplacement de l'éprouvette sont appliquées à mi-longueur de ces cales. Au niveau des appuis inférieurs, les déplacements sont bloqués, seules les rotations sont permises. Pour le dispositif de chargement supérieur, le même déplacement vertical est imposé aux deux points d'application des forces. Cette approximation semble raisonnable au vu de l'endommagement relativement symétrique par rapport à la section droite située à mi-portée de l'éprouvette.

Le maillage multi-phases utilisé pour l'éprouvette est celui présenté sur la cellule de base (cf. §3.11). Pour cette structure, le maillage est composé de 2 698 200 éléments et de 11 076 161 nœuds. Afin de diminuer les temps de calcul, l'éprouvette n'a pas été entièrement

modélisée. Pour cela, dans la direction z, l'éprouvette a une épaisseur de 0,32 mm au lieu de 4,8 mm et le maillage est alors composé de 179 880 éléments et de 865 849 nœuds. Afin de prendre toujours en compte l'influence des méso-constituants les uns sur les autres, des conditions de périodicité ont été appliquées sur les deux faces de l'éprouvette dans la direction z.

Chronologie des ruptures lors de l'essai

Une étude a été réalisée afin de déterminer la chronologie des mécanismes de rupture, et plus particulièrement, l'ordre de rupture des baguettes X. Afin d'identifier la chronologie des mécanismes, des simulations sont réalisées en définissant le comportement des méso-constituants comme élastique non endommageable. Des fissures ont été placées dans l'éprouvette (dédoublement des nœuds le long de la fissure) afin d'estimer les raideurs élastiques correspondant à différentes configurations de fissures. Sur cette base, il est possible d'estimer les ruptures des méso-constituants associées aux pics de la réponse force-déplacement expérimentale. Afin d'écarter certaines chronologies, plusieurs ordres de rupture des baguettes ont été testés.

Les différentes raideurs élastiques obtenues sont comparées à la réponse force-déplacement moyenne (moyenne de 5 essais). L'étude s'appuie également sur les scans au microscope réalisés durant les essais. Un dialogue entre les simulations et les essais expérimentaux a permis d'établir la chronologie des ruptures présentée sur la Figure 4.2.

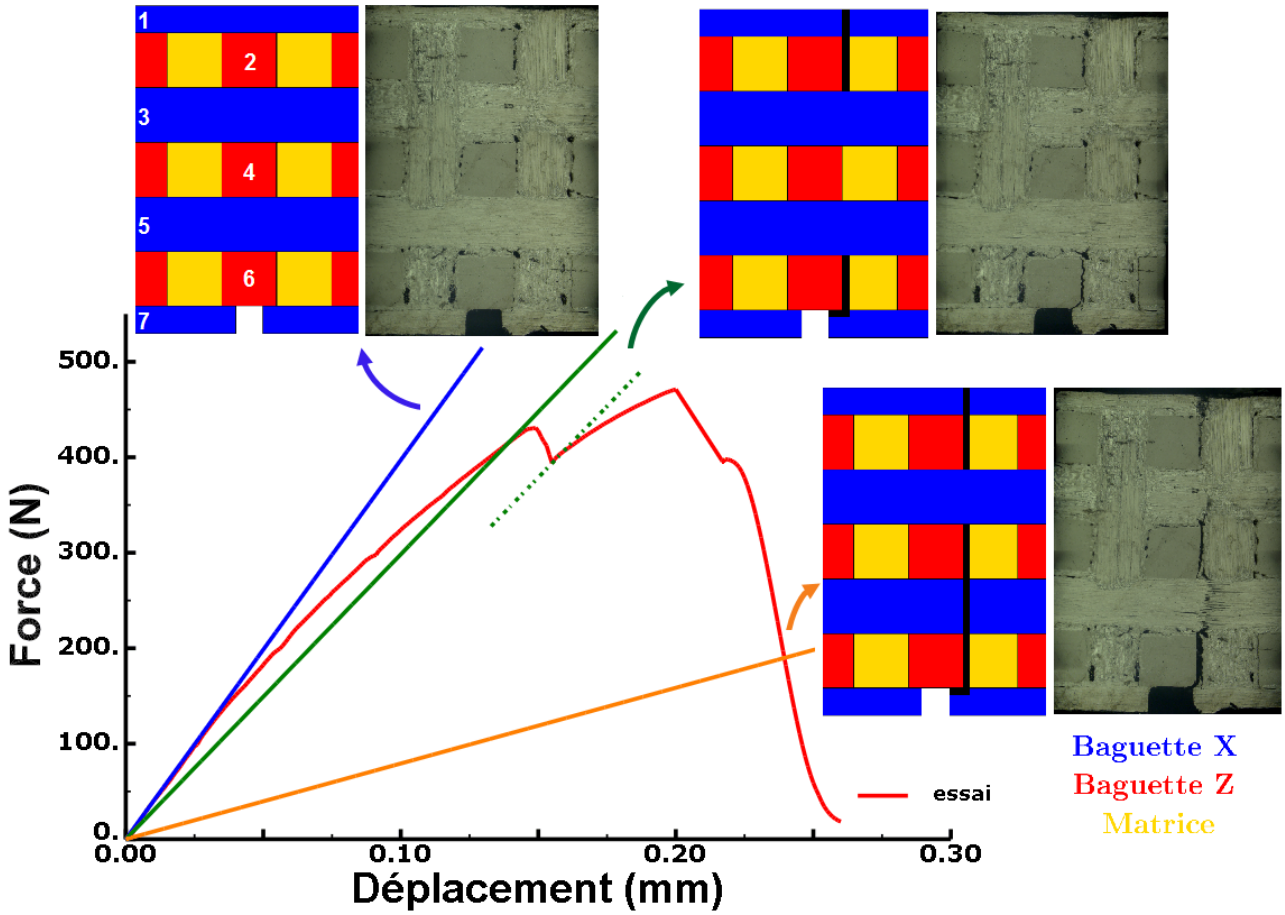


FIGURE 4.2 – Chronologie des mécanismes de rupture lors de l'essai de flexion 4 points.

Ce travail a permis d'émettre des hypothèses concernant la chronologie des ruptures dans l'éprouvette. Pour cette interprétation, il faut toutefois autoriser un décalage des raideurs élastiques le long de l'axe des abscisses afin de tenir compte des déplacements résiduels accompagnant les ruptures des différents constituants. Dans un premier temps, la matrice entourant la baguette Z n° 6 va s'endommager fortement ainsi que la baguette X n° 1. Le changement de pente entre la partie linéaire de la courbe et le premier pic est attribué à l'endommagement de la baguette n° 1 et de la matrice. La matrice s'endommage autour de l'entaille mais également dans la partie de l'éprouvette en cisaillement. Le premier pic de la courbe force-déplacement correspond alors à la perte de rigidité due à la rupture de la baguette X n° 1 qui rompt sous des sollicitations en compression. La première partie de la courbe (jusqu'au premier pic) permettra alors l'identification de certains paramètres de la matrice et de la baguette en compression. Le second pic de la courbe correspond à la rupture en traction de la baguette X n° 5. Enfin, le dernier pic est le résultat de la rupture de la dernière baguette X n° 3 après avoir été fortement endommagée durant l'essai, à la fois en traction et en compression.

Étude paramétrique

Afin de déterminer l'influence de chacun des huit paramètres du méso-modèle, une étude paramétrique a été réalisée à partir de la simulation de l'essai de flexion 4 points. Pour chaque paramètre du méso-modèle, trois simulations sont réalisées correspondant à une valeur donnée du paramètre et plus ou moins 30% de cette dernière, tandis que les autres paramètres restent constants. L'étude paramétrique s'appuie alors sur les différences constatées entre les trois réponses force-déplacement simulées. Il est ainsi possible d'établir les zones de la courbe force-déplacement sur lesquelles influe chaque paramètre. Toutes les courbes force-déplacement de cette étude paramétrique sont données en Annexe C. Ces courbes ont permis d'établir la courbe référence qui résume l'influence de tous les paramètres du modèle sur les parties A,B et C et les pics 1 et 2 (cf. Figure 4.3). L'identification des paramètres se basera alors sur cette étude paramétrique ainsi que sur des essais de caractérisation mésoscopiques.

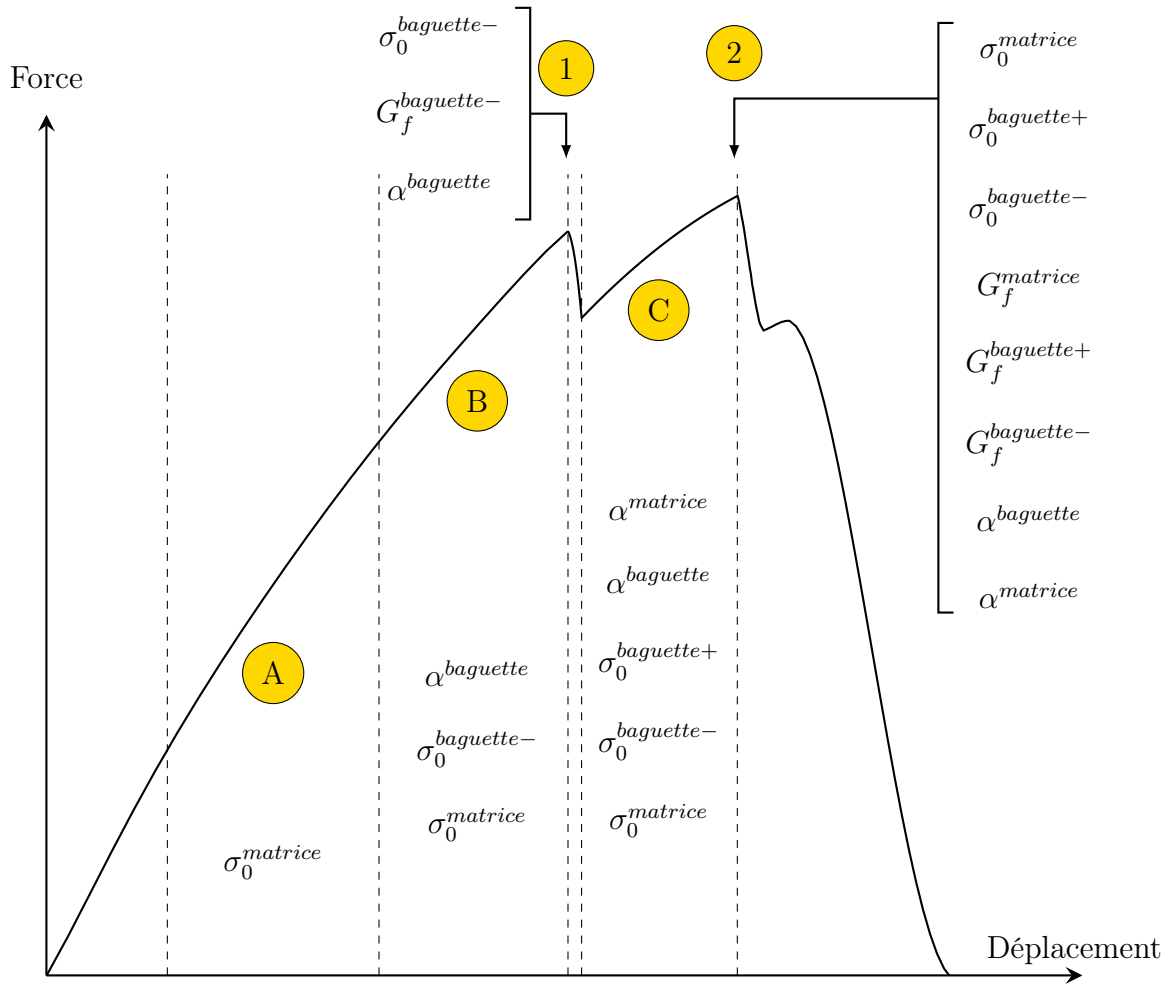


FIGURE 4.3 – Identification des paramètres du méso-modèle sur l'essai de flexion 4 points.

4.1.1 Contrainte seuil de la matrice

La contrainte seuil de la matrice a pu être déterminée grâce à l'étude paramétrique de la simulation de la flexion 4 points présentée précédemment. En effet, l'étude paramétrique a permis de déterminer que la contrainte seuil de la matrice est le seul paramètre du méso-modèle qui influe sur la partie A de la réponse force-déplacement (cf. Figure 4.4). Dans cette partie, un changement de pente assez important est visible et il est principalement dû à l'endommagement de la matrice dans l'éprouvette. Cet endommagement est diffus et se concentre dans les parties de l'éprouvette en cisaillement ainsi que dans la zone autour de l'entaille. A partir des courbes force-déplacement des essais de flexion 4 points, la contrainte seuil de la matrice a pu être estimée à 14 MPa afin de reproduire correctement le changement de raideur constaté.

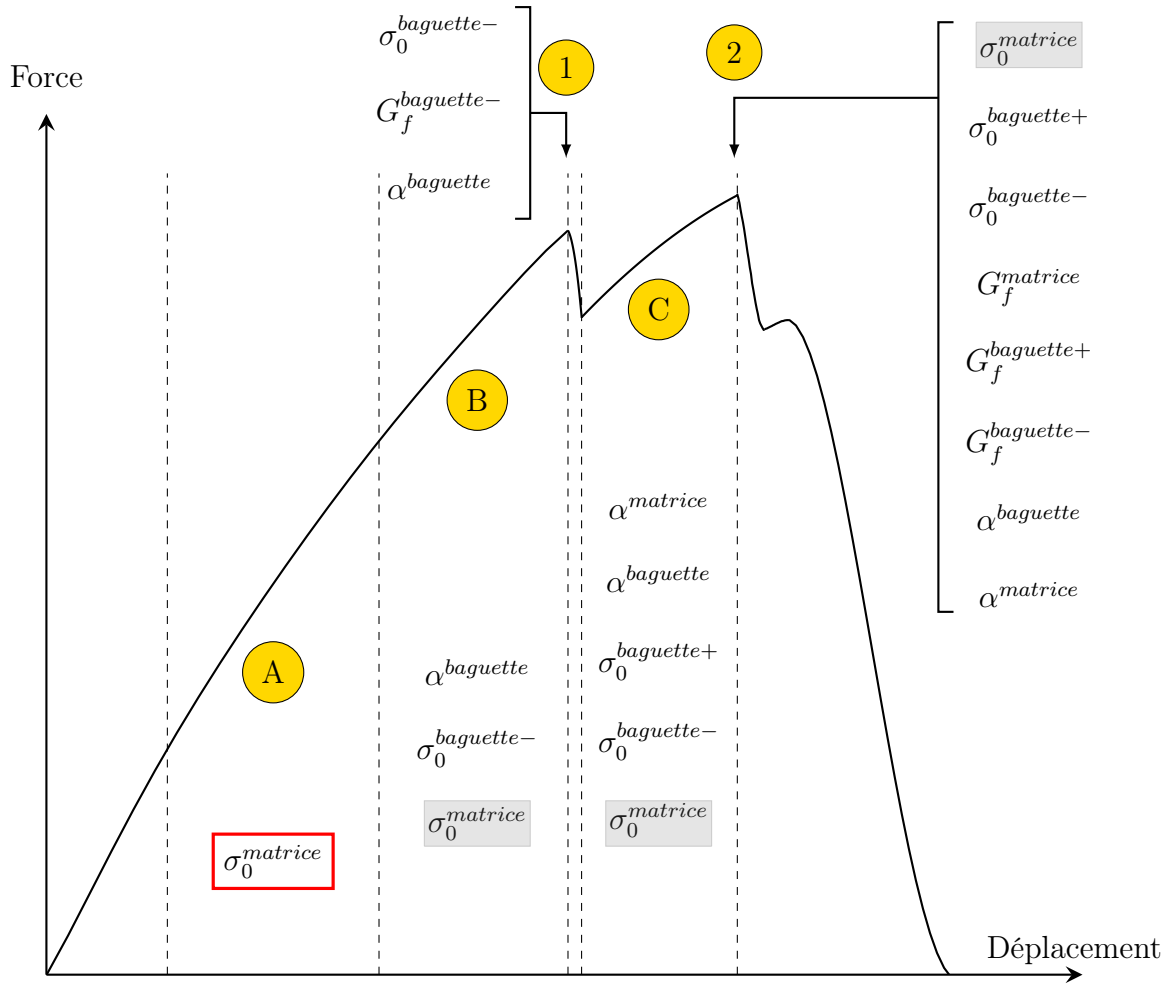


FIGURE 4.4 – Identification des paramètres du méso-modèle sur l'essai de flexion 4 points.

4.1.2 Contrainte seuil des baguettes en traction

Afin de déterminer expérimentalement la contrainte à la rupture des baguettes en traction, des essais de traction ont été effectués sur des baguettes Z dans leur direction longitudinale. Ces essais ont permis de déterminer la contrainte seuil des baguettes en traction puisqu'elle est identique à la contrainte à la rupture de la baguette. Pour rappel, les essais ayant pour but de caractériser les baguettes sont réalisés seulement sur des baguettes Z, les sections des baguettes X et Y étant de trop faibles dimensions et ne permettant pas leur extraction par usinage. Les propriétés mécaniques des baguettes X, Y et Z seront cependant considérées identiques, seule la géométrie des baguettes diffère.

Essais de traction sur baguette Z

Durant la campagne expérimentale, huit essais de traction sur baguette Z ont été réalisés. Le montage de ces essais est représenté sur la Figure 4.5.

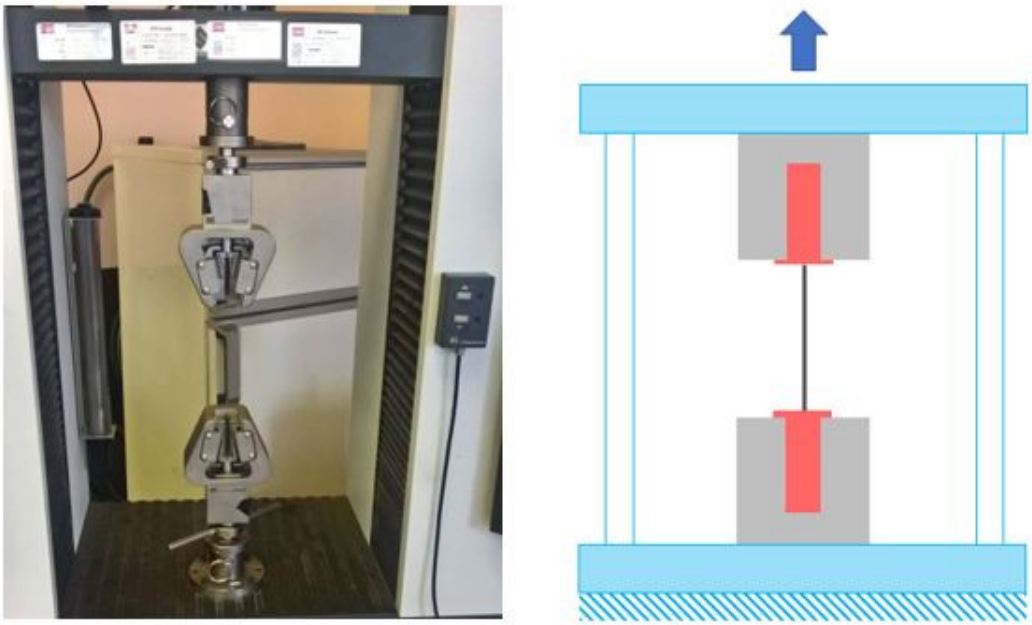


FIGURE 4.5 – Montage de traction sur baguette Z.

Les éprouvettes testées lors de ces essais ont une section égale à la section des baguettes Z qui est de 0,8 mm × 0,8 mm pour une longueur de 90 mm. De part ces faibles dimensions, il est impossible d'amarrer l'éprouvette directement aux mors des machines d'essai qui sont à l'origine dédiées à des essais à l'échelle macroscopique. Par conséquent, des cylindres en aluminium ont été collés aux extrémités de l'éprouvette afin d'assurer une prise satisfaisante dans les mors de la machine d'essai (cf. Figure 4.6).

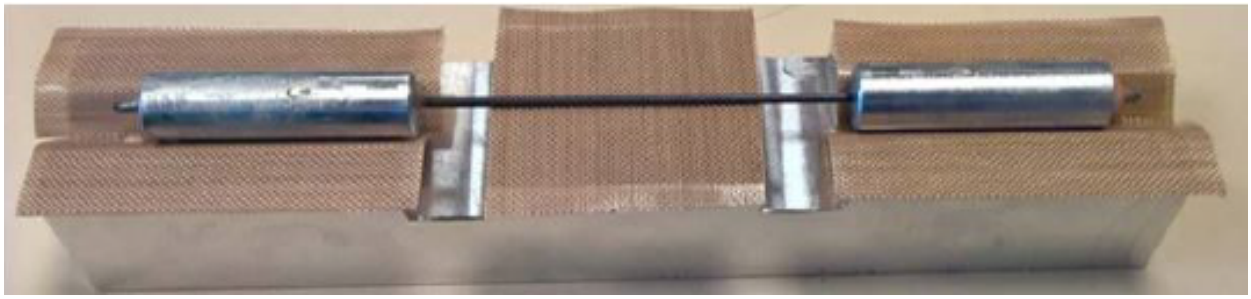


FIGURE 4.6 – Éprouvette de traction sur baguette Z.

Moyen de mesure Afin d'obtenir les champs de déplacement, et par calcul, les champs de déformation dans l'éprouvette, la corrélation d'images (DIC) a été utilisée. Pour cela, la surface de l'échantillon a été préparée en y déposant un mouchetis à l'aide de bombes de peinture (cf. Figure 4.7).

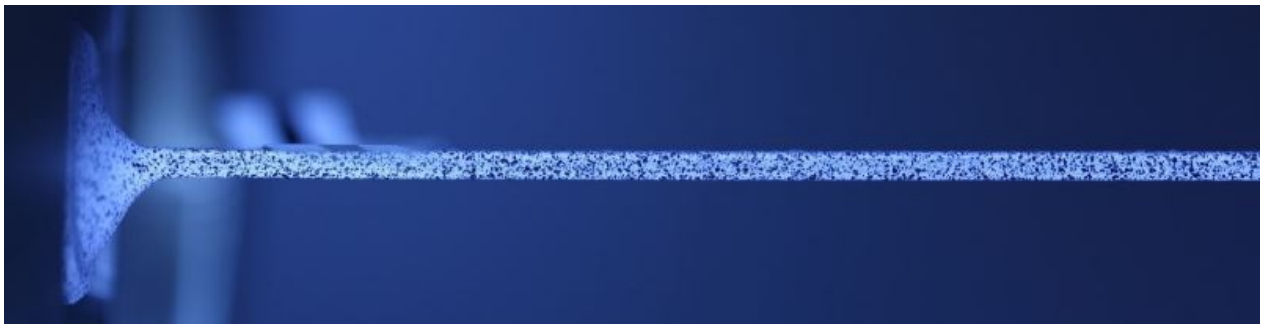


FIGURE 4.7 – Mouchetis pour la DIC sur une éprouvette de traction mésoscopique

Durant l'essai, la surface de l'éprouvette préparée est photographiée avec une fréquence de 0,2 Hz à l'aide d'un appareil photo numérique. Pour des fréquences plus faibles, les déplacements entre deux photos sont trop importants pour que l'algorithme de calcul puisse les corréler. Le logiciel de corrélation VIC-2D est utilisé pour estimer les champs de déplacements.

Analyse des éprouvettes mésoscopiques Les éprouvettes testées durant ces essais de traction ont été extraites mécaniquement par usinage. Lors de ce processus d'extraction, la machine réalise une découpe parfaitement rectiligne qui doit suivre la baguette Z. Cependant cette dernière peut être courbée et les éprouvettes extraites ne sont alors pas constituées uniquement d'une baguette Z mais d'une partie de baguette Z ainsi que des restes de baguettes X et Y et de matrice (cf. Figure 4.8).

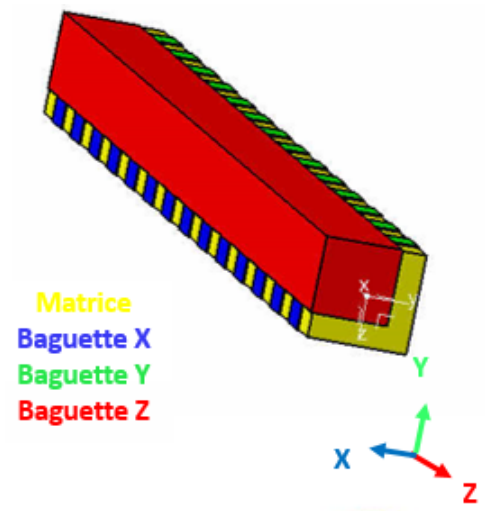
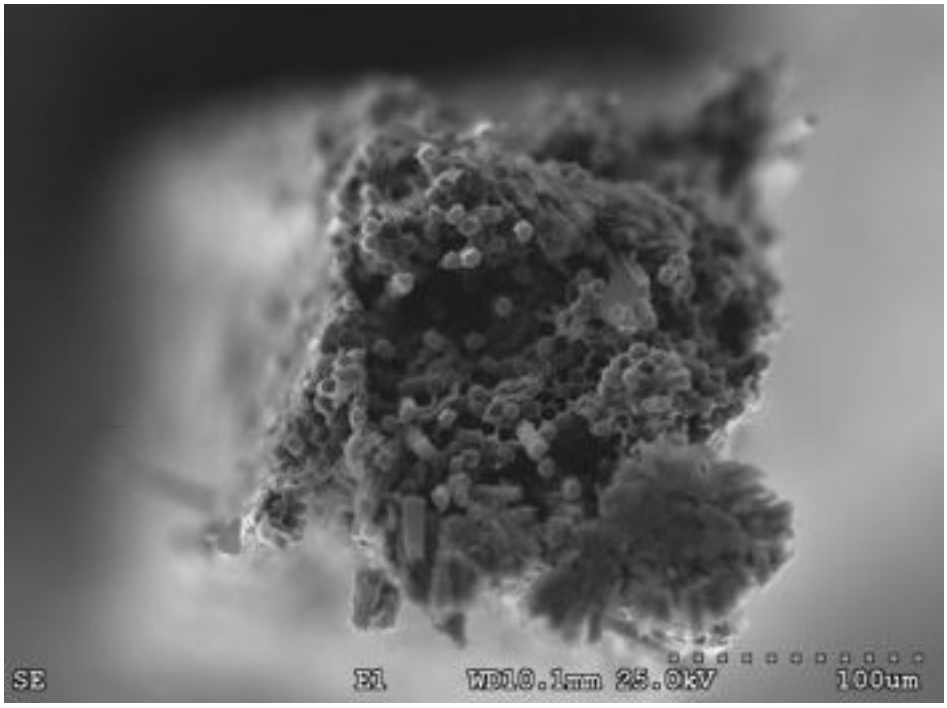


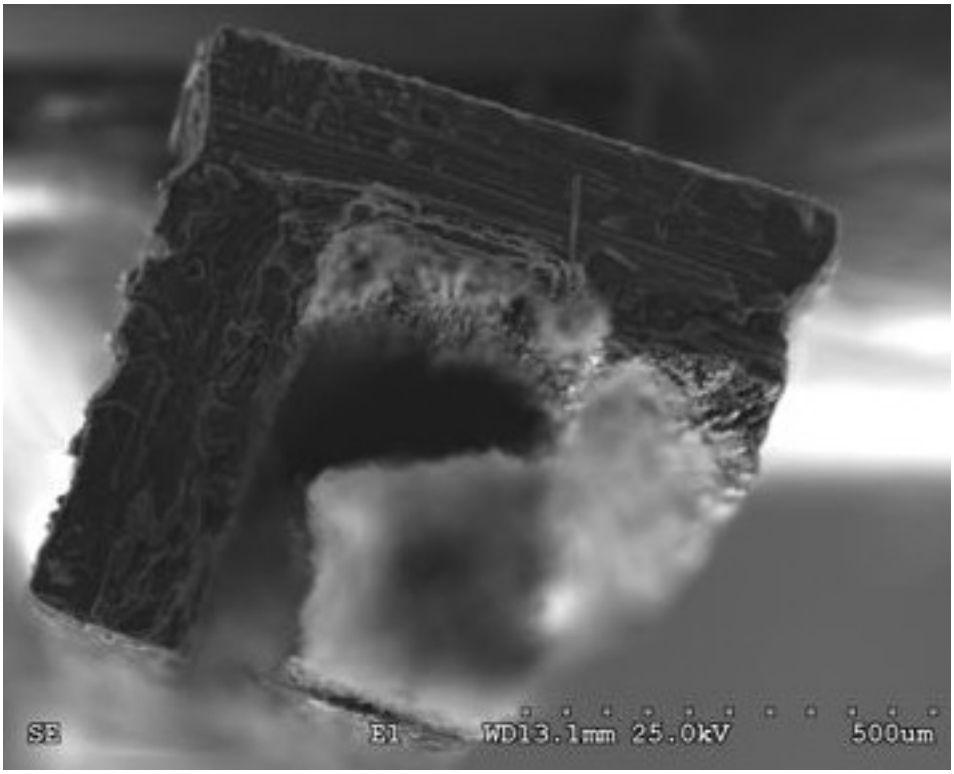
FIGURE 4.8 – Schéma de la méso-structure des éprouvettes des essais de traction mésoscopiques.

Afin de déterminer la proportion de baguette Z dans les éprouvettes mésoscopiques, il a été nécessaire de réaliser des mesures à l'aide d'un microscope optique. Cette analyse a permis d'évaluer la section moyenne de baguette Z dans chaque échantillon qui servira à estimer le module de Young longitudinal des baguettes.

L'analyse des éprouvettes a également permis de mettre en évidence des variations importantes de la section de la baguette Z présente dans l'échantillon. En effet, en plus de ne pas être entièrement conservée lors de l'usinage, les baguettes Z présentent des ondulations dans leur direction longitudinale. Par conséquent, afin de déterminer précisément la contrainte à la rupture de la baguette en traction, une analyse post-mortem au microscope électronique à balayage (MEB) a été menée. Les observations au MEB permettent de mesurer précisément la section de la baguette Z rompue et donc d'estimer la contrainte à la rupture de la baguette en traction (cf. Figure 4.9). De plus, ces analyses au MEB permettent d'observer différents faciès de rupture des fibres constituants les baguettes (cf. Figure 4.10).



(a)



(b)

FIGURE 4.9 – (a) Baguette Z ; (b) Résidus de baguettes X/Y et de matrice.

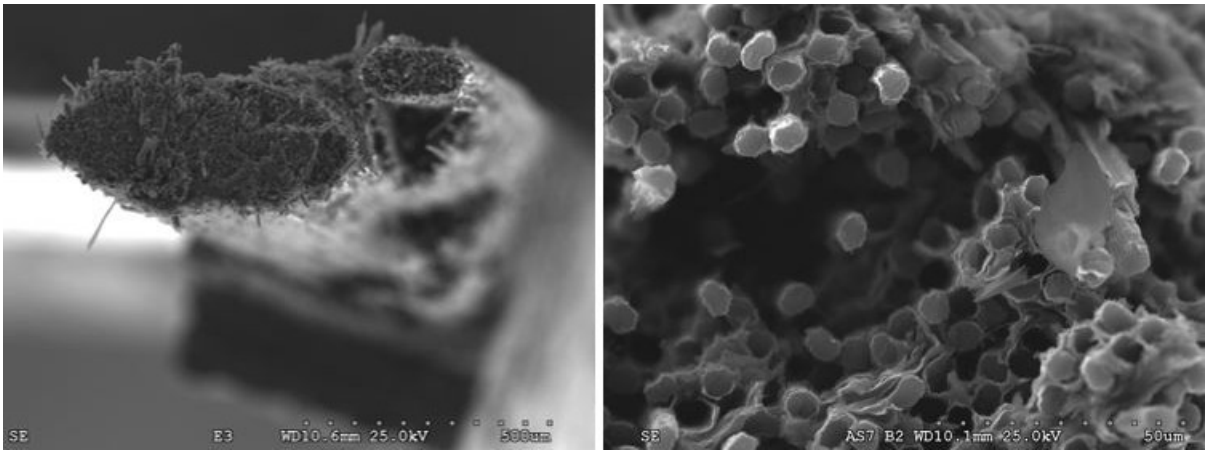


FIGURE 4.10 – Faciès de rupture de baguettes Z.

Contrainte à la rupture des baguettes Z en traction Les résultats obtenus à partir des essais de traction mésoscopiques et des analyses au MEB sont résumés dans la Table 4.3. L'écart relatif est calculé par rapport à la valeur de référence de 1081 MPa tirée de la thèse de Gratton [Gra98]. Le coefficient de variation est le rapport de l'écart type sur la moyenne.

σ_0^{b+} (MPa)			**Écart relatif** (%)			**Coeff. variation** (%)
Moy.	**Max.**	**Min.**	**Moy.**	**Max.**	**Min.**	6,3
1080,7	1160,8	979,5	0,03	6,9	9,4	

TABLE 4.3 – Contrainte à la rupture en traction des baguettes Z.

Module de Young longitudinal des baguettes Z Ces essais de traction sur baguette Z ont également permis de vérifier le module de Young longitudinal des baguettes. Les modules d'élasticité ont été calculés à partir des fractions surfaciques moyennes de baguette Z mesurées au microscope optique. La Table 4.4 résume les valeurs obtenues. Les écarts relatifs sont calculés par rapport à la valeur référence de 470 GPa tirée des travaux de Gratton [Gra98].

E_l (GPa)			**Écart relatif** (%)			**Coeff. variation** (%)
Moy.	**Max.**	**Min.**	**Moy.**	**Max.**	**Min.**	3,6
470,5	440	490,7	0,1	6,4	2,4	

TABLE 4.4 – Module de Young longitudinal en traction des baguettes Z.

Les faibles écarts constatés entre les résultats obtenus dans ce travail et ceux issus des travaux de Gratton ainsi que la faible dispersion des résultats permettent d'avoir une confiance

importante dans ces derniers. Ces essais ont donc permis d'estimer une contrainte seuil des baguettes en traction égale à 1080,7 MPa qui sera arrondie à 1081 MPa.

4.1.3 Contrainte seuil des baguettes en compression

Suite aux essais de flexion 4 points macroscopiques, l'importance du comportement des baguettes en compression a été mise en évidence (cf. Figure 4.2). Il a alors été nécessaire de caractériser ce comportement expérimentalement. Pour cela, des essais de flexion 4 points bi-matériaux ont été imaginés.

Essais de flexion 4 points bi-matériaux

Afin de solliciter une baguette en compression, les essais de compression classiques ont été écartés à cause des faibles dimensions de la section de la baguette. Le choix s'est alors porté sur un essai de flexion 4 points bi-matériaux durant lequel la baguette va rompre sous un chargement de compression. Ce type d'essai permet de rester proche des conditions de rupture rencontrées lors des essais de flexion macroscopiques.

Cet essai consiste à coller une baguette Z dans une rainure située sur la partie supérieure d'un matériau support (cf. Figures 4.11 et 4.12). La rainure permet, d'une part, d'obtenir une liaison baguette-support suffisamment forte pour prévenir le risque de décohésion, et d'autre part, de ne pas appuyer directement sur la baguette pour empêcher son matage. Pour éviter le glissement de l'éprouvette dans cette rainure lors de la mise en flexion, des brides en acier ont été ajoutées aux extrémités. Le support utilisé a été dimensionné afin que la fibre neutre soit située sous la baguette et que, par conséquent, celle-ci soit toujours sollicitée en compression. Le support en aluminium choisi a une longueur de 60 mm (direction x), une hauteur de 10 mm (y) pour une épaisseur de 5 mm (z). Enfin, une fenêtre débouchante en z de 15 mm (x) par 0,8 mm (y) a été créée afin de laisser visible une partie de la baguette sur laquelle de la corrélation d'images pourra être réalisée (cf. Figure 4.11). Les déplacements de la baguette pourront alors être directement mesurés et la déformation à la rupture calculée.

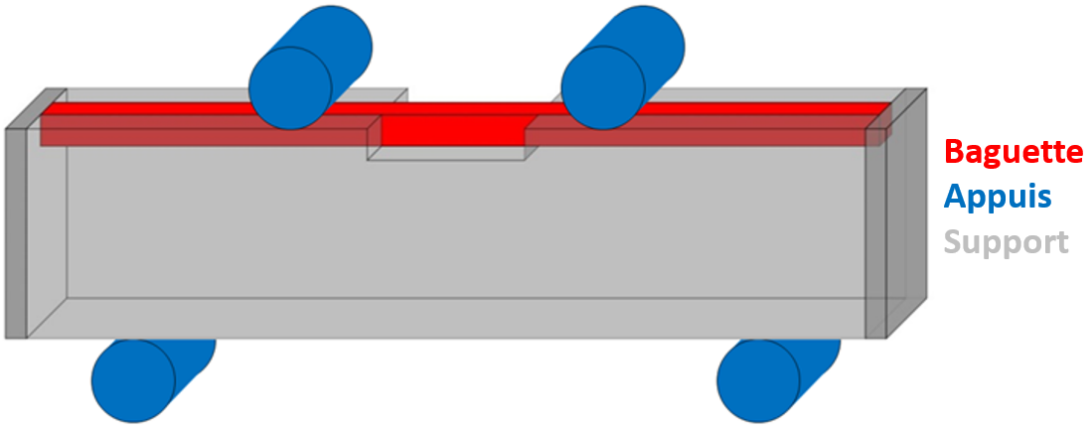


FIGURE 4.11 – Schéma de la flexion 4 points bi-matériaux.

FIGURE 4.12 – Montage expérimental de l'essai de flexion 4 points bi-matériaux.

Cet essai mésoscopique a été réalisé sur six baguettes Z cependant seuls quatre essais ont pu être exploités (des problèmes liés à la corrélation d'images ayant été rencontrés lors des deux premiers essais). Pour tous ces essais, les éprouvettes testées ont été extraites du matériau manuellement afin d'éviter les problèmes dus à l'usinage évoqués précédemment (éprouvette composée de seulement une partie de baguette Z et des résidus de baguettes X et Y et de la matrice). Elles sont donc constituées uniquement d'une baguette Z.

Moyen de mesure Lors de ces essais de flexion mésoscopiques, deux moyens de mesure ont été utilisés : la corrélation d'images et l'émission acoustique. Grâce à la fenêtre créée dans le matériau support, la corrélation d'images peut être effectuée directement sur une face de la baguette Z et permettra d'obtenir les champs de déplacement dans la baguette. En plus

de permettre le calcul des déformations dans la baguette, la DIC permet de vérifier que la baguette est bien sollicitée en compression durant l'essai (cf. Figure 4.13).

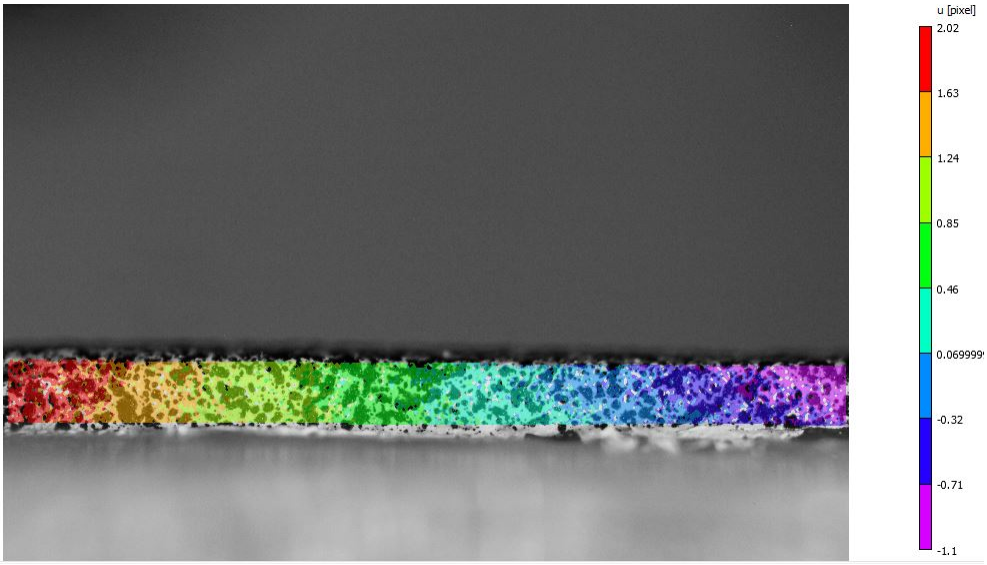


FIGURE 4.13 – Champ de déplacement U (direction longitudinale) obtenu par DIC sur une baguette Z.

L'émission acoustique est utilisée afin de suivre l'évolution de l'endommagement au cours de l'essai. Grâce à l'émission acoustique et en analysant l'amplitude des événements acoustiques, il est possible de détecter le début de l'endommagement ainsi que la rupture de l'éprouvette. Les capteurs étant placés aux extrémités de l'éprouvette (cf. Figure 4.12), il est également possible de localiser ces événements le long de l'éprouvette.

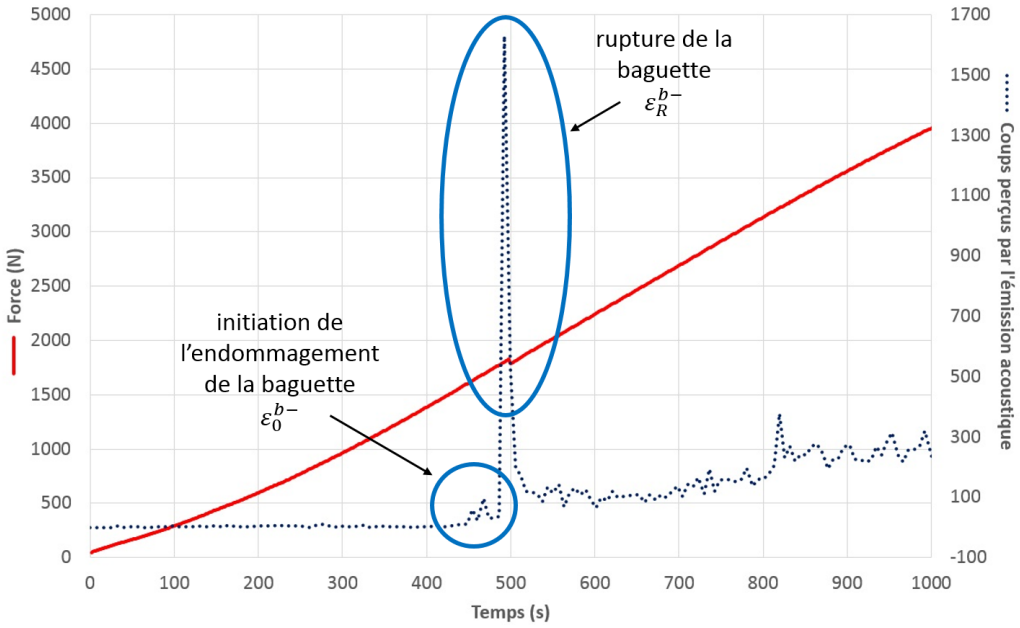


FIGURE 4.14 – Courbes force-temps et coups-temps (AE) d'un essai de flexion 4 points bi-matériaux.

La courbe force-temps, représentée sur la Figure 4.14, met en évidence une perte de charge au moment de la rupture de la baguette. D'après la courbe représentant le nombre de coups perçus par l'émission acoustique par rapport au temps, le pic d'activités acoustiques coïncide avec la perte de charge observée sur la courbe force-temps. De plus, à l'aide de l'émission acoustique, il est possible de distinguer l'initiation de l'endommagement de la baguette et donc d'estimer une déformation seuil de l'endommagement ainsi qu'une déformation à la rupture en compression de la baguette.

Contrainte à la rupture des baguettes en compression Une fois le temps auquel la rupture se produit identifié, il est alors possible de calculer la déformation, et par conséquent la contrainte, dans la baguette correspondant à ce temps. Les résultats de ces calculs sont résumés dans la Table 4.5.

Contrainte à la rupture en compression (MPa)			**Coeff. variation** (%)
Moy.	**Max.**	**Min.**	2,04
639	654	621	

TABLE 4.5 – Contrainte à la rupture en compression des baguettes.

Contrainte seuil des baguettes en compression Grâce à l'émission acoustique, il a été possible déterminer précisément lors de ces essais le début de l'endommagement de la

baguette, et par conséquent, d'estimer la contrainte seuil en compression de la baguette qui est un des paramètres du méso-modèle. Les résultats sont regroupés dans la Table 4.6.

Contrainte seuil en compression (MPa)			**Coeff. variation** (%)
Moy.	**Max.**	**Min.**	2,35
565	584	549	

TABLE 4.6 – Contrainte seuil en compression des baguettes.

Suite à ces essais, le paramètre du modèle σ_0^{b-} a été choisi égal à 565 MPa.

4.1.4 Énergie de rupture en compression et paramètre α pour les baguettes

Paramètre α pour les baguettes

Le paramètre α pour les baguettes influe fortement sur la contrainte à la rupture en compression σ_R^{b-} qui diffère de la contrainte seuil en compression σ_0^{b-} identifiée précédemment (cf. Figure 4.15).

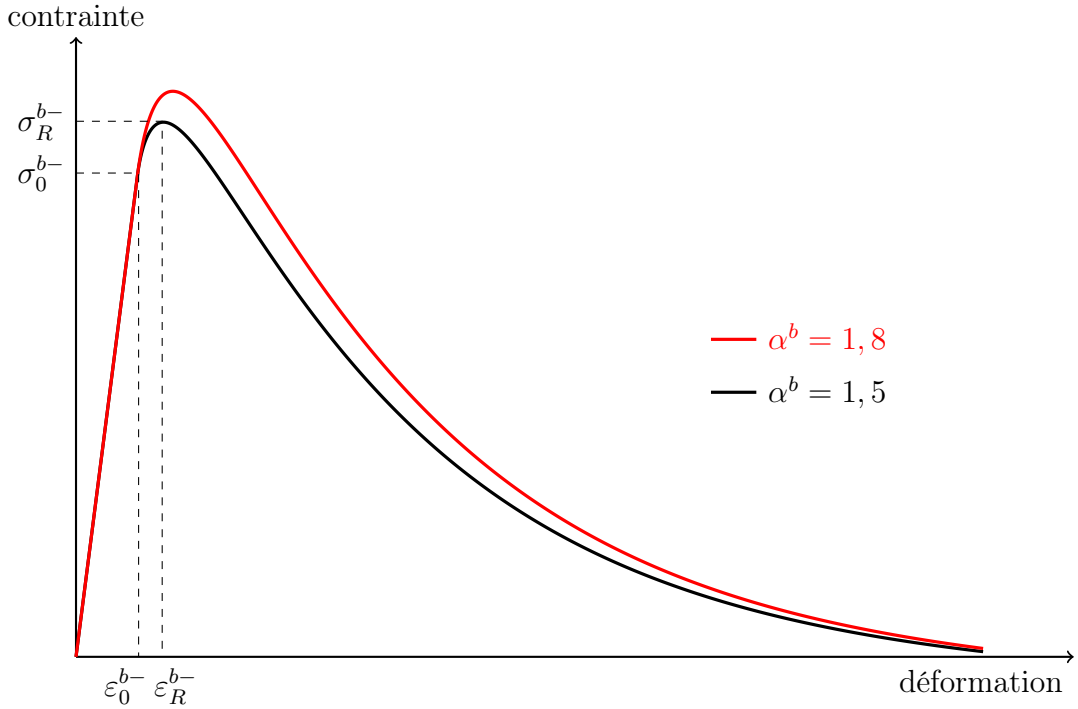


FIGURE 4.15 – Courbe contrainte-déformation d'une baguette sollicitée en compression (G_f^{b-} constante).

Pour une énergie de rupture en compression donnée G_f^{b-}, plus α est élevé, plus la contrainte à la rupture en compression augmente. Il est donc impossible de fixer un α trop élevé cependant, plus α est élevé plus la raideur en compression, après endommagement en traction, tend vers la raideur initiale du matériau (cf. Figure 3.3). La valeur de α doit donc être suffisamment élevée pour restaurer la raideur initiale en compression suite à un endommagement en traction mais pas trop élevée pour ne pas dépasser la contrainte à la rupture en compression des baguettes estimée expérimentalement à 639 MPa (cf. §4.1.3).

Suite aux essais mésoscopiques, les contraintes seuil en traction et en compression des baguettes ont pu être estimées. Ces deux paramètres peuvent être alors retirés de l'étude paramétrique ce qui permet de déterminer le paramètre α des baguettes qui reste le seul paramètre non identifié influant sur la partie B de la courbe force-déplacement de l'essai de flexion 4 points (cf. Figure 4.16).

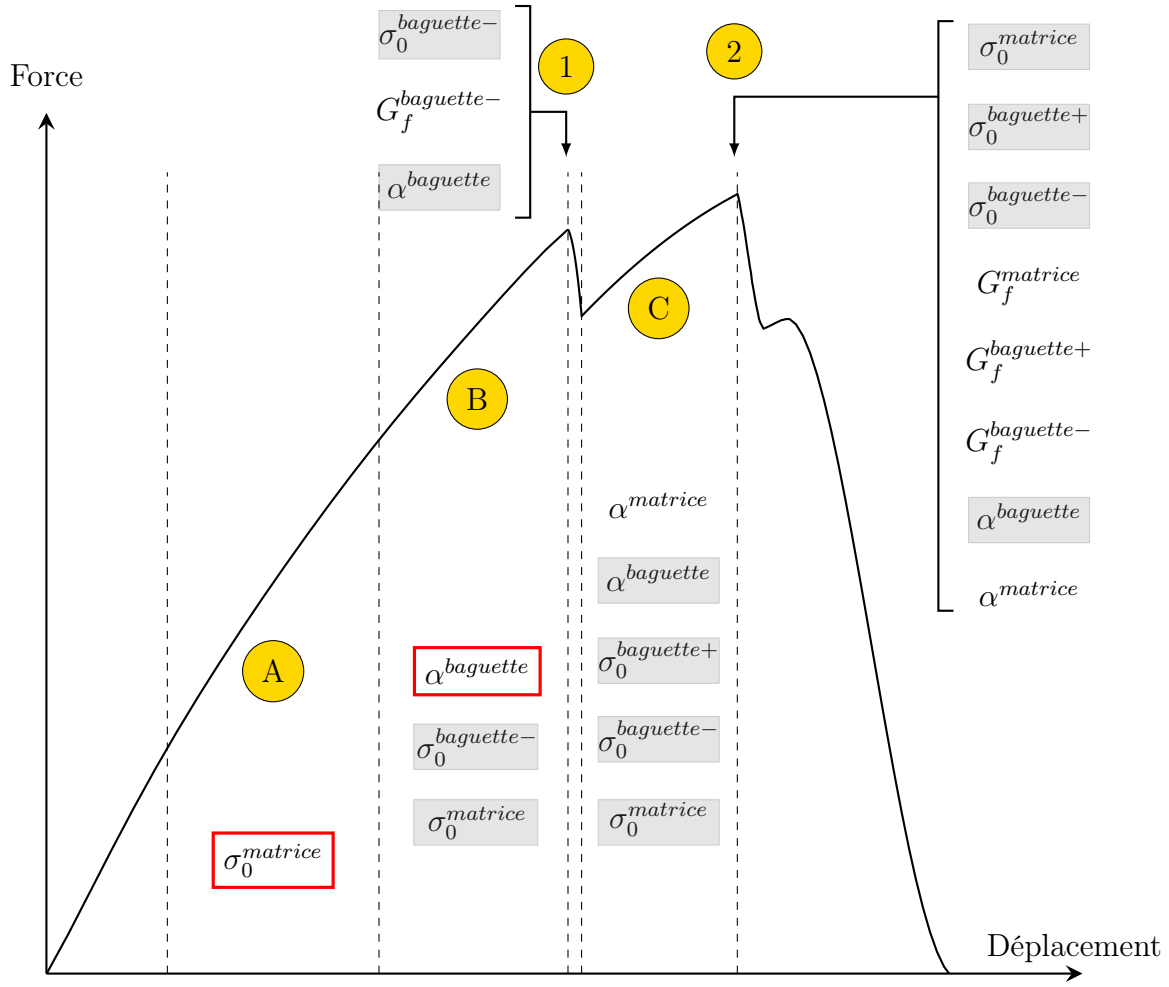


FIGURE 4.16 – Identification des paramètres du méso-modèle sur l'essai de flexion 4 points.

Le paramètre a pu alors être identifié comme égal à 1,5 pour les baguettes. Avec cette

valeur, l'écart entre la contrainte à la rupture en compression déterminée expérimentalement et sa valeur dans le modèle est inférieur à 5% et la partie B de la courbe force-déplacement de l'essai de flexion 4 points est retrouvée.

Énergie de rupture en compression des baguettes

Le dernier paramètre à identifier impactant le comportement des baguettes en compression est leur énergie de rupture en compression G_f^{b-}. L'étude paramétrique a permis de mettre en évidence l'influence de ce paramètre sur la courbe force-déplacement de l'essai de flexion 4 points en faisant varier sa valeur de plus ou moins 30% (cf. Figure 4.17). Dès lors, on peut constater que ce paramètre influe uniquement sur la position des pics correspondant aux ruptures des baguettes. En effet, quelque soit la valeur de G_f^{b-}, les pentes de la courbe force-déplacement restent quasi inchangées, seuls les déplacements correspondant à la rupture des baguettes varient. Ce paramètre a donc pour effet, lorsqu'il augmente, d'accélérer la rupture de la baguette en compression, et inversement, lorsqu'il diminue, retarde la rupture (premier pic de la courbe force-déplacement). De plus, le moment auquel se produit la rupture de la baguette en compression a un impact sur le moment de la prochaine rupture de la baguette en traction (deuxième pic de la courbe force-déplacement).

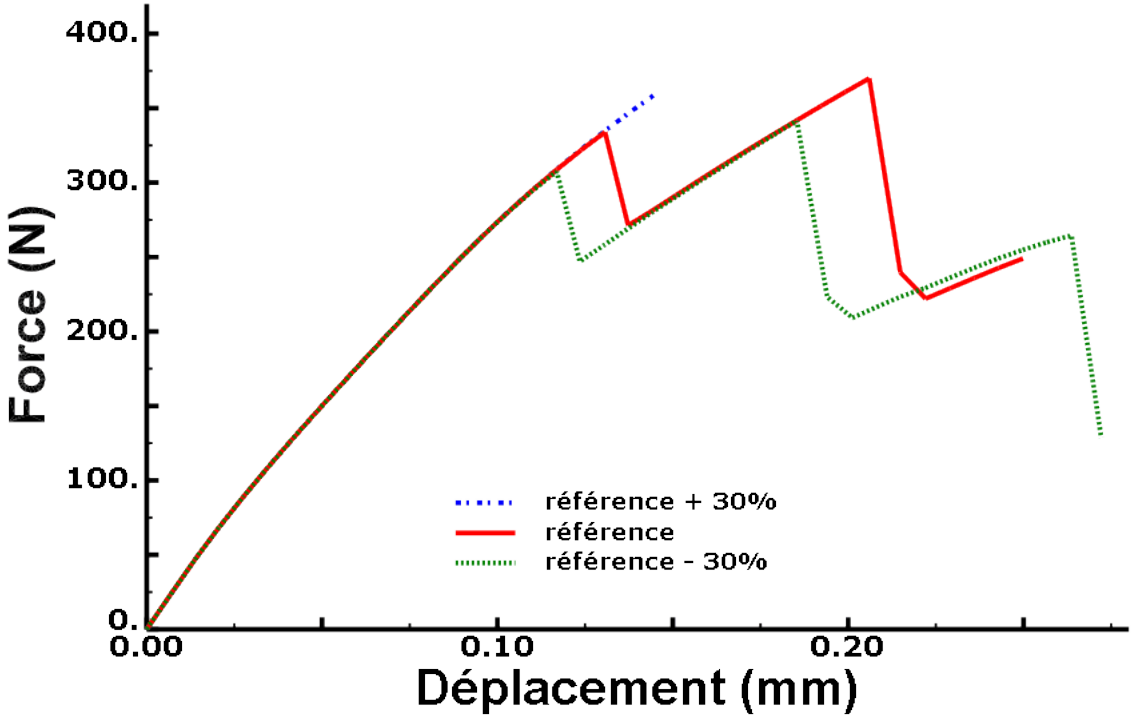


FIGURE 4.17 – Influence de l'énergie de rupture des baguettes en compression.

D'autre part, l'énergie de rupture des baguettes en compression est le seul paramètre influant sur le pic 1 et qui n'a pas été identifié (cf. Figure 4.22). Sur la base de simulations, le paramètre a pu être estimé égal à 2900 N/m.

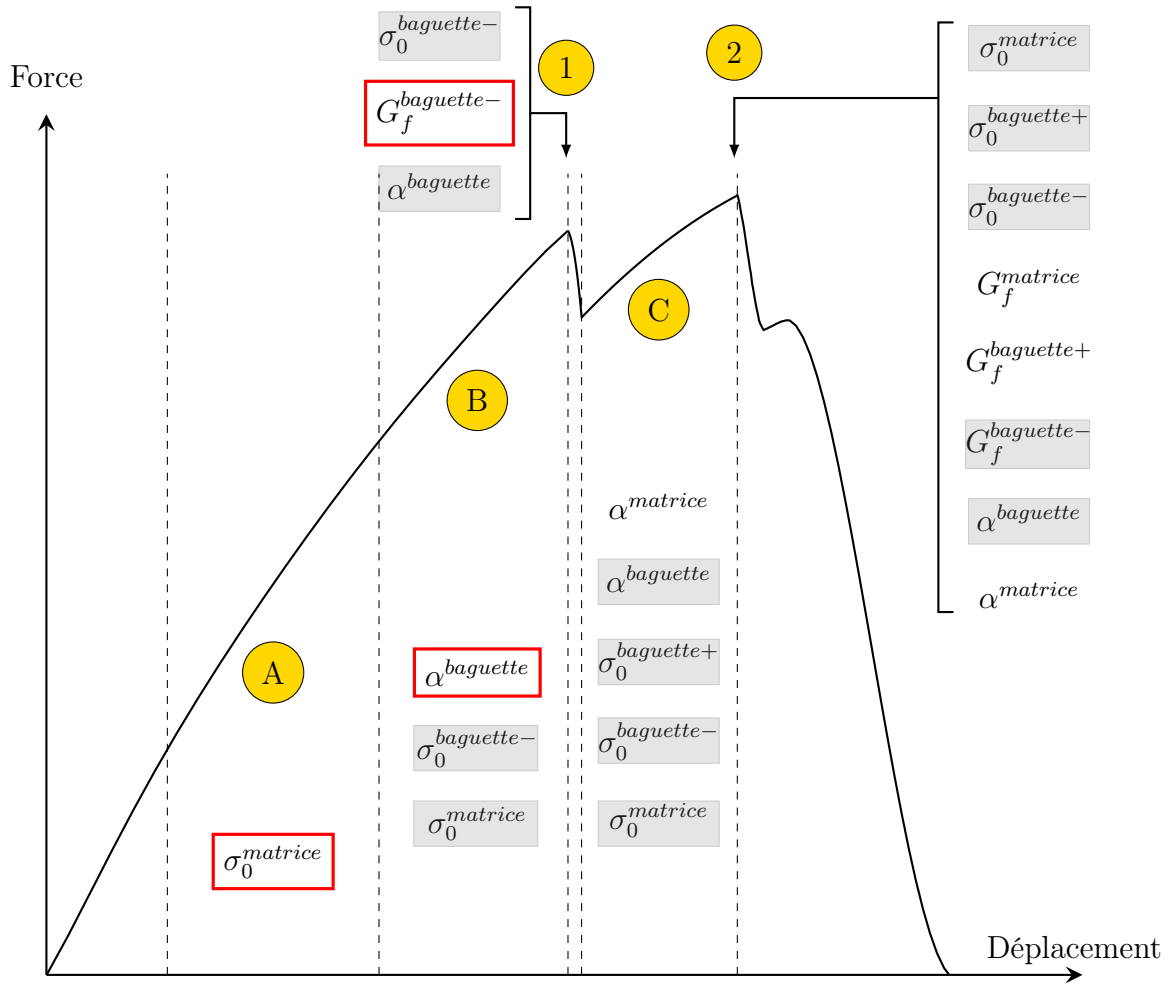


FIGURE 4.18 – Identification des paramètres du méso-modèle sur l'essai de flexion 4 points.

4.1.5 Énergie de rupture et paramètre α pour la matrice

Paramètre α pour la matrice

A partir de l'étude paramétrique, il a été montré que le paramètre $\alpha^{matrice}$ est le seul paramètre non identifié qui influe sur la partie C de la courbe force-déplacement de l'essai de flexion 4 points X (cf. Figure 4.19). Une valeur de 1,2 a permis d'ajuster au mieux la pente de la partie C de la réponse force-déplacement.

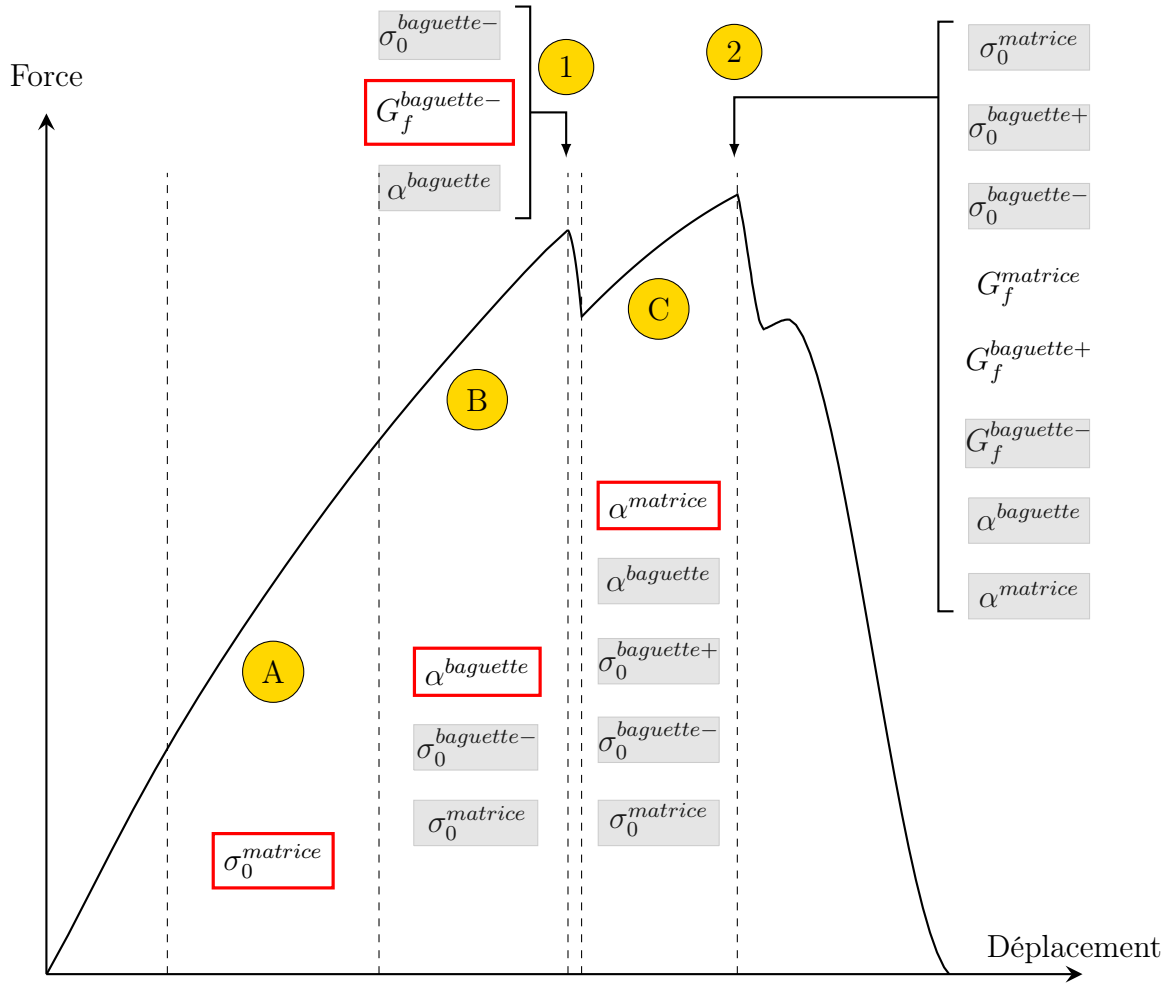


FIGURE 4.19 – Identification des paramètres du méso-modèle sur l'essai de flexion 4 points.

Énergie de rupture de la matrice

Afin de déterminer un ordre de grandeur de l'énergie de rupture de la matrice, des données tirées de la littérature ont été utilisées. Des travaux portant sur la modélisation de composites C/C ont permis d'estimer une énergie de rupture de la matrice comprise entre 1000 et 1500 N/m [SDRY15][LWXY13]. Pour de telles énergies, la courbe contrainte-déformation de la matrice a une partie adoucissante élevée (cf. Figure 4.20). Cette forme implique un endommagement de la matrice diffus ce qui est en accord avec les constations faites durant les essais à l'aide de l'émission acoustique. De manière arbitraire, l'énergie de rupture de la matrice est choisie égale à 1250 N/m.

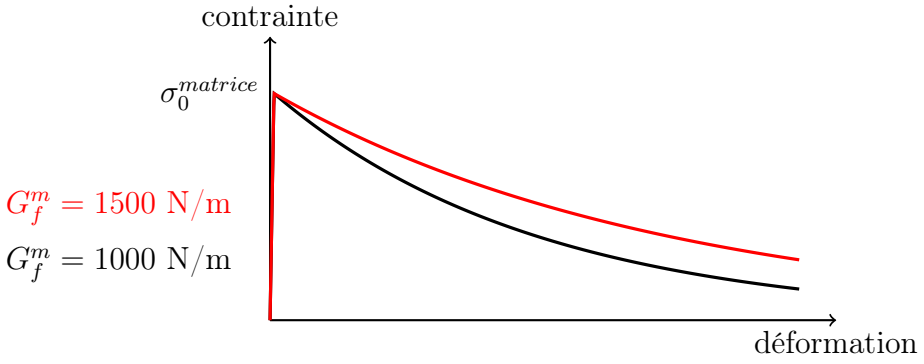


FIGURE 4.20 – Courbe contrainte-déformation d'une matrice sollicitée en traction.

4.1.6 Énergie de rupture des baguettes en traction

Pour conclure l'identification des paramètres du méso-modèle, l'étude paramétrique est de nouveau utilisée pour déterminer l'énergie de rupture des baguettes en traction G_f^{b+}. Comme pour l'énergie de rupture des baguettes en compression, ce paramètre influe seulement sur la position des pics de la courbe force-déplacement (cf. Figure 4.21). De plus, comme le premier pic correspond à la rupture d'une baguette en compression, l'énergie de rupture des baguettes en traction n'influence pas la position de ce dernier, seule la position du second pic varie avec ce paramètre. En revanche, comme le montre la Figure 4.21, l'influence de G_f^{b+} sur la position du pic n'est pas triviale. En effet, il est possible de suspecter que l'endommagement et la rupture de la baguette n° 5 (cf. Figure 4.2) est couplée à l'endommagement en compression de la baguette n° 3.

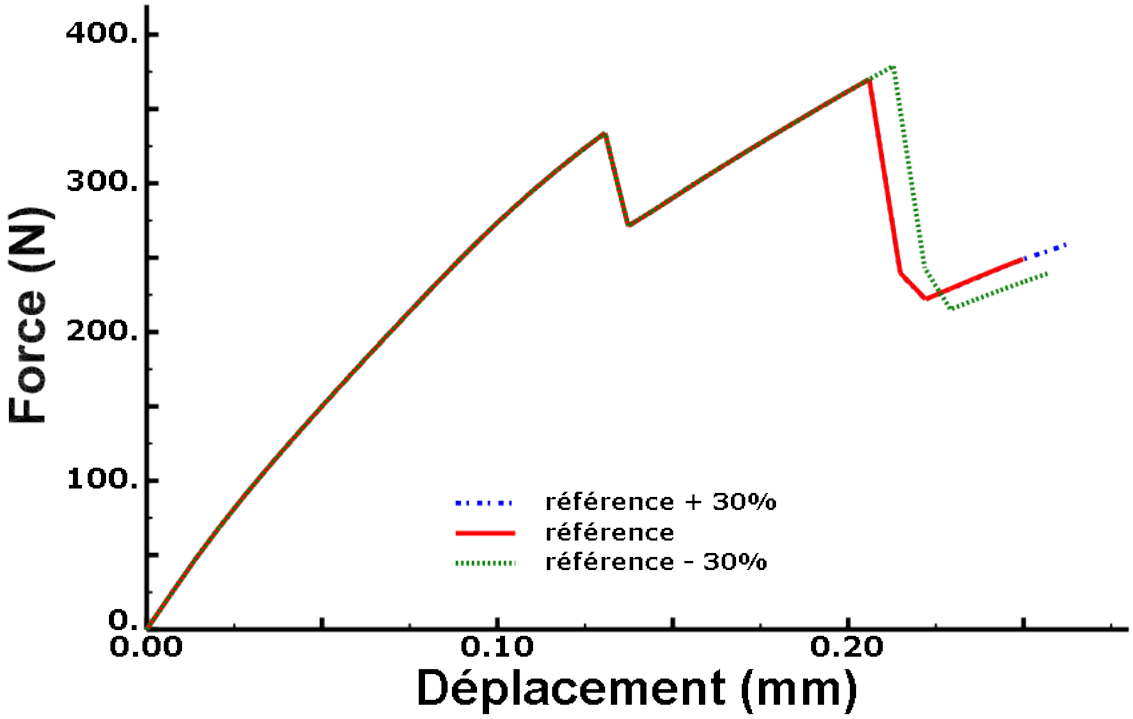


FIGURE 4.21 – Influence de l'énergie de rupture des baguettes en traction.

Néanmoins, l'énergie de rupture des baguettes en traction est le seul paramètre non identifié impactant la position du second pic de la courbe force-déplacement (cf. Figure 4.22). Elle a donc pu être identifiée comme égale à 12500 N/m.

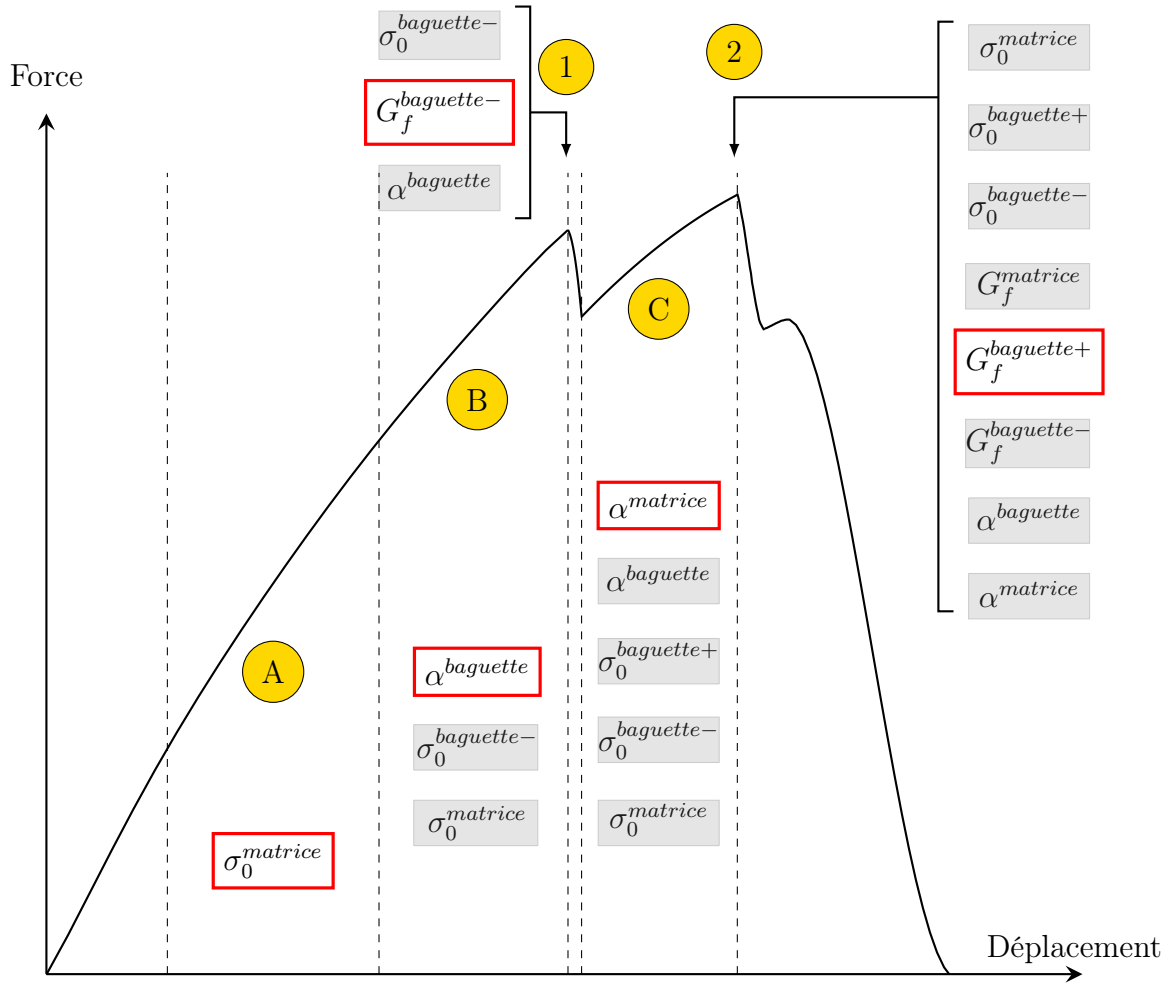


FIGURE 4.22 – Identification des paramètres du méso-modèle sur l'essai de flexion 4 points.

4.1.7 Simulation d'un essai de flexion 4 points (éprouvette entaillée)

Une fois le processus d'identification terminé, l'essai de flexion 4 points doit être à nouveau simulé, avec les paramètres déterminés précédemment, afin de vérifier cette identification. La courbe force-déplacement de la simulation est alors comparée aux réponses, maximale et minimale, d'une série de cinq essais expérimentaux (cf. Figure 4.23). Le champ d'endommagement dans l'éprouvette, autrement dit le champ de la variable d'endommagement d, est représenté sur la Figure 4.24. Par ailleurs, le champ d'endommagement autour de l'entaille est comparé au faciès de rupture de l'éprouvette acquis grâce à la microscopie in-situ mise en place durant l'essai (cf. Figure 4.25).

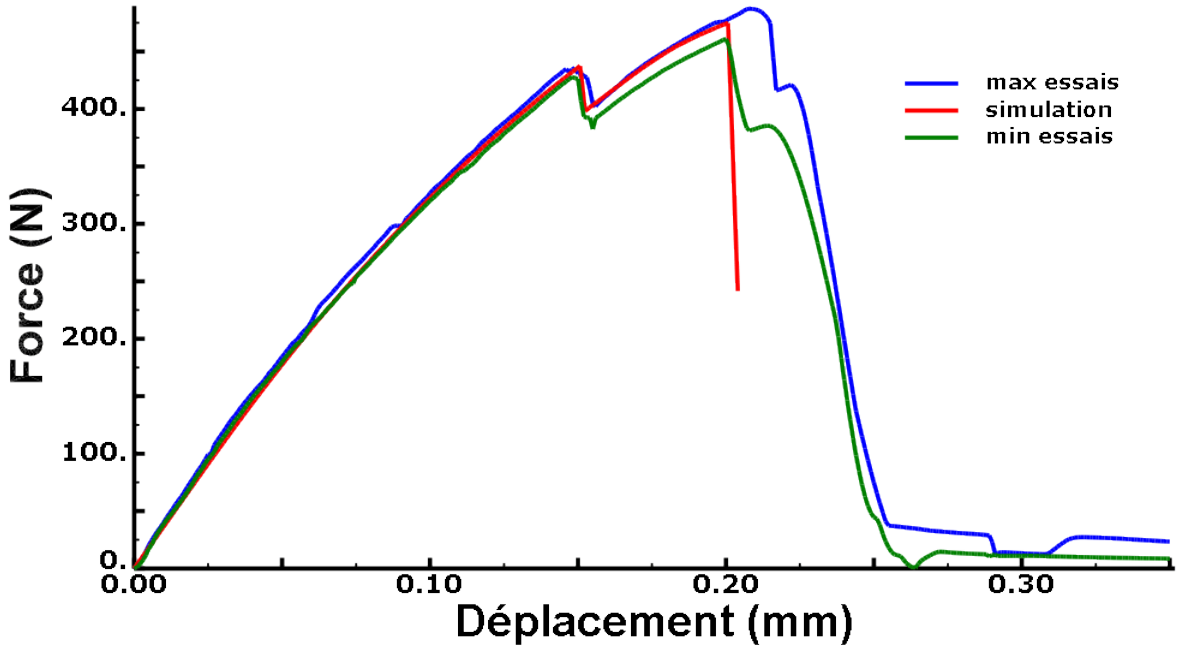


FIGURE 4.23 – Courbes force-déplacement expérimentales des essais de flexion 4 points X et de la simulation après identification des paramètres.

D'après la Figure 4.23, le modèle reproduit correctement la réponse expérimentale jusqu'à la deuxième chute de raideur de la courbe, qui est le pic correspondant à la contrainte la plus élevée. L'identification a permis de restituer correctement les changements de raideurs observés avant le premier pic (parties A et B de la courbe de référence de l'étude paramétrique) ainsi que la position de ce dernier. Par ailleurs, la suite de la courbe correspondant à la partie C de la courbe de référence de l'étude paramétrique (cf. Figure 4.3) est comprise dans l'enveloppe des réponses expérimentales et se rapproche nettement de la réponse maximale. La simulation réalisée modélise des méso-constitutants « parfaits », sans défaut, il est donc logique que la réponse numérique soit proche de la réponse maximale. D'autre part, le champ d'endommagement de l'éprouvette est en accord avec les constatations expérimentales. En effet, les zones où la variable d'endommagement est égale à 1 correspondent à la fissure macroscopique observée expérimentalement (4.25). De plus, la Figure 4.24 montre un endommagement diffus de la matrice dans toute l'éprouvette, notamment dans les parties de l'éprouvette sous sollicitation de cisaillement (zone située entre les appuis supérieurs et les appuis inférieurs) et autour de l'entaille. Cet endommagement de la matrice est en accord avec les données de l'émission acoustique puisqu'une activité acoustique est détectée rapidement dans toute l'éprouvette, activité attribuée à l'endommagement de la matrice, avant de se localiser autour de l'entaille avec la rupture des baguettes.

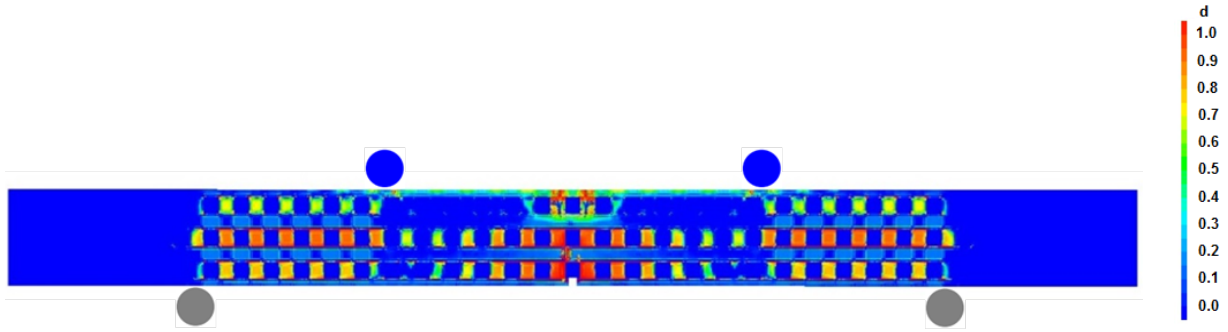
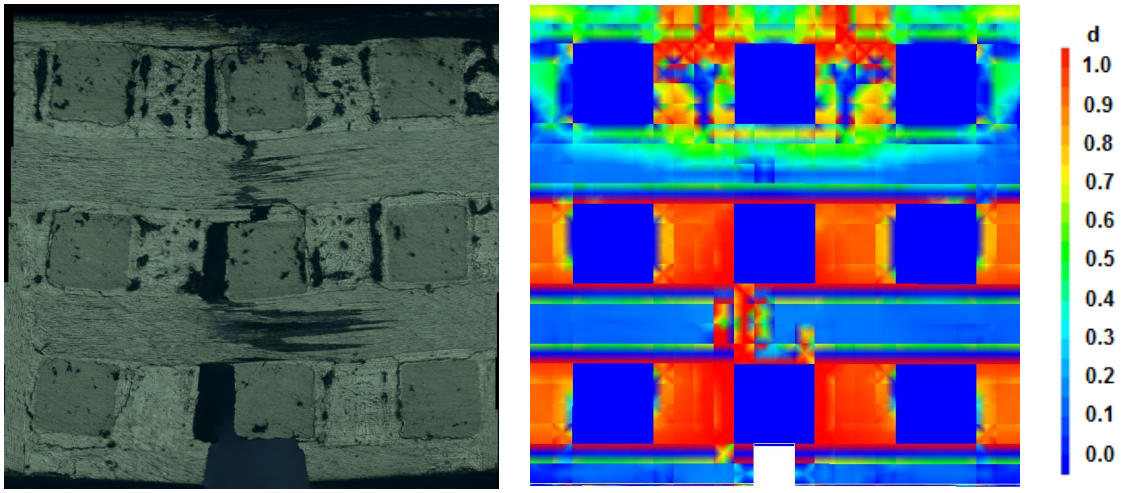


FIGURE 4.24 – Endommagement final de la simulation de l'essai de flexion 4 points X.



(a) (b)

FIGURE 4.25 – (a) Faciès de rupture (expérimental) ; (b) Endommagement autour de l'entaille (numérique).

La fin de la réponse du modèle peut cependant être améliorée. La simulation présente seulement deux pics au lieu de trois car la baguette n° 3 (cf. Figure 4.2) n'est pas encore rompue, comme le montre le champ d'endommagement autour de l'entaille (cf. Figure 4.25). Cette différence peut s'expliquer en étudiant le comportement de la dernière baguette X à rompre : la baguette n° 3 (cf. Figure 4.2). Durant l'essai, cette baguette s'endommage à la fois sous des sollicitations de traction et de compression, notamment suite aux ruptures des deux autres baguettes X, les baguettes n° 1 et n° 5. Par conséquent, la rupture de la baguette n° 1 en traction, qui est légèrement trop brutale dans la simulation, influence fortement la rupture de la baguette n° 3. Une amélioration de l'identification est alors envisageable en augmentant progressivement l'énergie de rupture des baguettes en traction afin de se retrouver dans le cas constaté expérimentalement.

Le choix de l'étude et de la simulation d'un essai de flexion 4 points s'est avéré judicieux puisqu'il a permis de découpler le comportement, et plus particulièrement l'endommagement, du matériau en traction de celui en compression. Bien que perfectible, la méthode d'identification a permis de reproduire correctement l'essai de flexion 4 points, autant par la réponse force-déplacement que par les champs d'endommagement dans l'éprouvette obtenus par la simulation.

4.2 Validation du méso-modèle

Afin de valider l'identification réalisée précédemment, et plus généralement le méso-modèle, des essais macroscopiques sont simulés et les résultats sont comparés aux données expérimentales. Dans un premier temps, des essais de traction et de compression dans la direction des baguettes X puis des baguettes Z sont étudiés. Par la suite, un essai de flexion 3 points sera modélisé.

4.2.1 Simulation d'essais de traction et de compression

Simulation d'un essai de traction X

Un test numérique de traction X a été réalisé sur une petite structure du 3D C/C (cf. Figure 4.26). Cette structure de 4,8 mm × 4,8 mm × 0,32 mm est composée de trois cellules de base du composite dans les directions x et y. Comme pour l'essai de flexion 4 points, dans la direction z, une seule cellule de base est modélisée et des conditions de périodicité sont définies sur les deux faces opposées dans cette direction afin de réaliser une simulation représentative du comportement macroscopique du composite. L'essai de traction X est simulé en imposant un déplacement dans la direction longitudinale des baguettes X. Une dégradation de la contrainte seuil de la matrice (diminution de 20%) est réalisée sur un élément du maillage afin que l'endommagement soit localisé loin des conditions limites. Pour mailler cette structure, le maillage décrit sur la Figure 3.11 est utilisé. Les propriétés mécaniques des méso-constituants utilisées sont résumées dans les Tables 4.1 et 4.2.

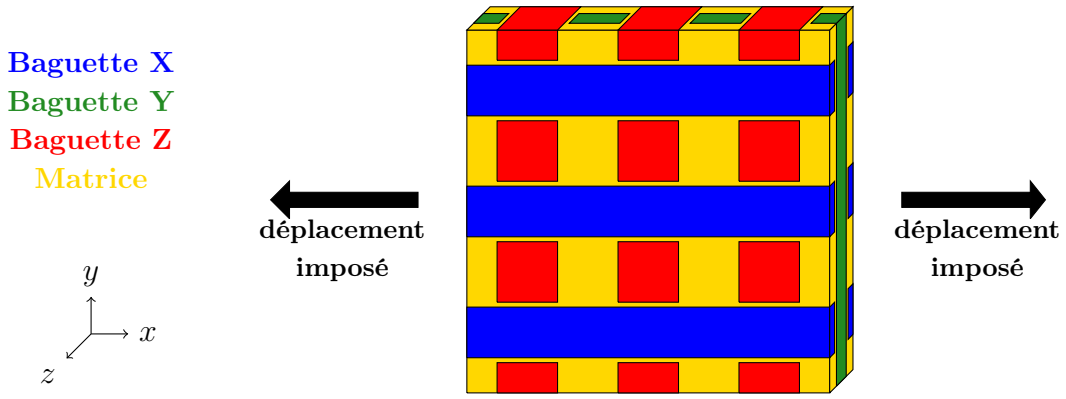


FIGURE 4.26 – Schéma de la simulation d'un essai de traction X.

Sur la Figure 4.27, les valeurs de la variable d'endommagement d sont tracées. Le chemin de la macro-fissure est alors visible. Le champ d'endommagement final permet également de mettre en évidence l'endommagement important des octets de matrice proche de la macro-fissure.

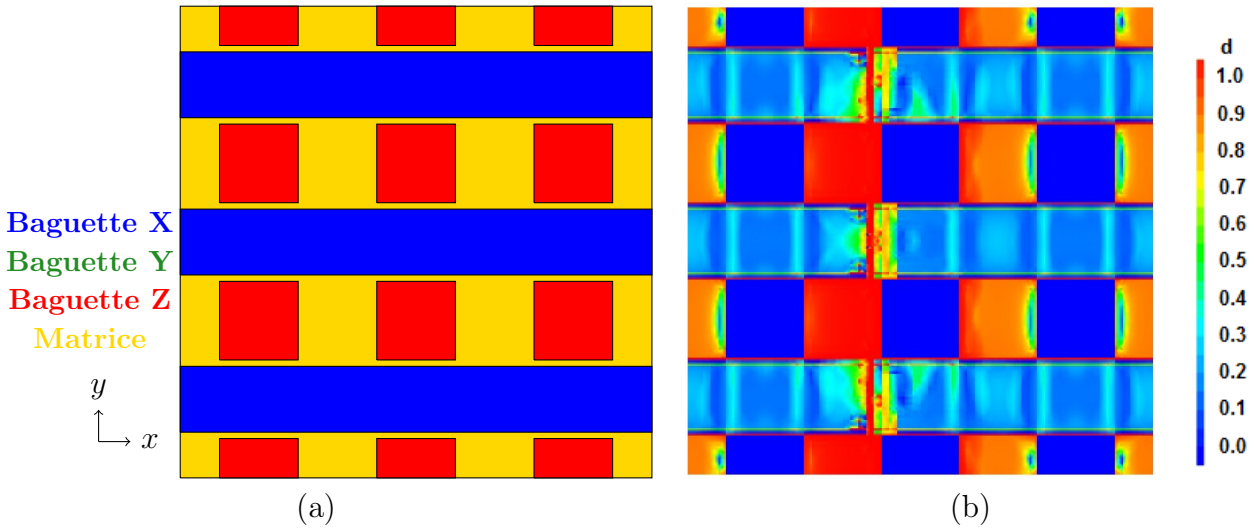


FIGURE 4.27 – (a) Méso-structure de l'échantillon simulé ; (b) Endommagement de l'échantillon en traction.

Afin de distinguer l'endommagement de chaque méso-constituant, les champs d'endommagement sont tracés séparément pour les baguettes X, Y et Z (cf. Figure 4.27). Pour rappel, les baguettes X et Y sont entourées d'une fine couche de matrice (cf. Figure 2.12). Il est alors possible de vérifier que les baguettes Y et Z ne sont pas endommagées. En effet, la matrice qui entoure les baguettes X et Y est endommagée, notamment à proximité de la macro-fissure, cependant les baguettes Y restent intactes. Cet endommagement de la matrice entourant les baguettes X et Y peut s'apparenter à des décohésions interfaciales.

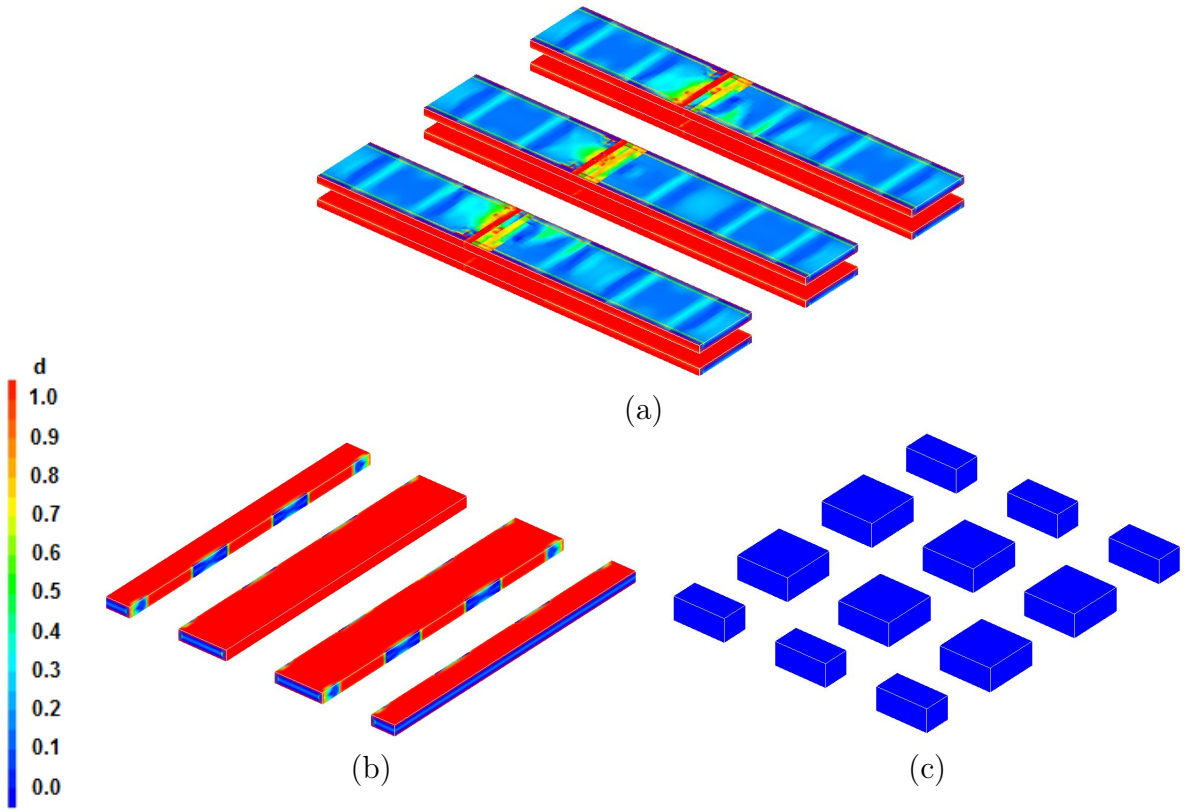


FIGURE 4.28 – Endommagement des baguettes X (a), Y (b) et Z (c).

La réponse contrainte-déformation du modèle est présentée sur la Figure 4.29. Cette courbe retranscrit une rupture brutale de la structure sous des sollicitations de traction ce qui est en accord avec le comportement du composite en traction dans les axes des renforts [Gra98]. Les données extraites de cette courbe (module de Young et contrainte à la rupture) peuvent être comparées aux propriétés macroscopiques du matériau déterminées dans la littérature (cf. Tables 2.2 et 2.3). Le module de Young de la structure donné par le modèle est égal à 90 GPa, pour une valeur de 101 GPa estimée par les travaux de Gratton [Gra98]. Un écart relatif d'environ 11% est donc observé. Cette différence entre les modules d'élasticité est la conséquence de la correction effectuée sur les dimensions des baguettes X et Y. En effet, en diminuant la section de ces baguettes, le module de Young dans les directions X et Y a été légèrement sous-estimé. Sans ce redimensionnement des baguettes X et Y, le module de Young serait alors sur-estimé (E_x=E_y=120 GPa) avec un écart relatif d'environ 19% par rapport à sa valeur de référence. De plus, l'écart constaté reste acceptable au vu de la disparité du composite et des incertitudes liées à la mesure de cette valeur théorique. Enfin, cette différence de module peut être diminuée en maillant plus finement la structure au détriment des temps de calcul qui seraient alors plus importants.

Les valeurs de la contrainte à la rupture peuvent également être comparées et sont sensiblement identiques : la simulation estime une contrainte à la rupture de 191 MPa contre une valeur de 195 MPa déterminée dans la littérature.

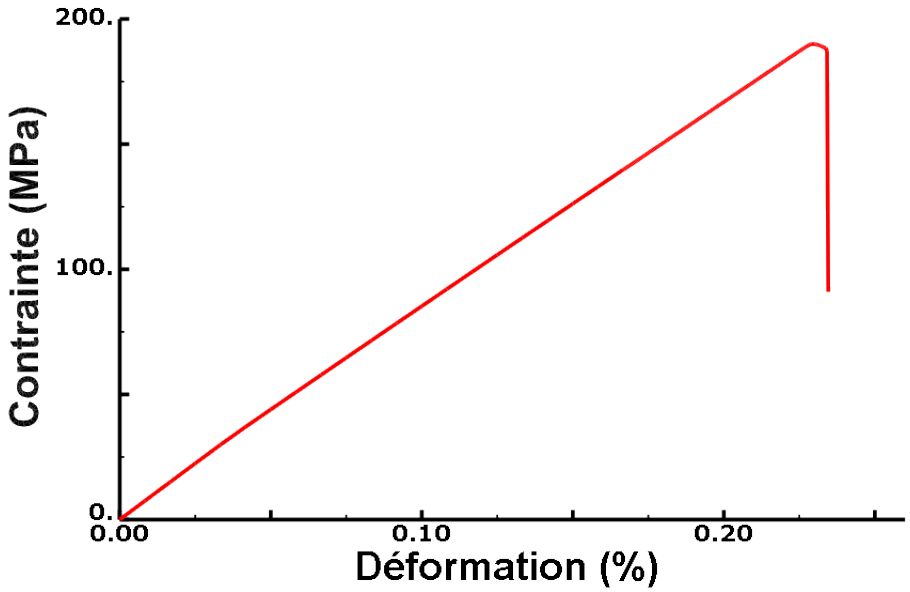


FIGURE 4.29 – Courbe contrainte-déformation de la simulation d'un essai de traction X.

Simulation d'un essai de compression X

Un essai de compression dans la direction longitudinale des baguettes X est maintenant simulé. Ce test de compression reprend la structure du composite modélisée pour l'essai de traction X ainsi que les conditions de périodicité imposées. Seuls les déplacements imposés sont modifiés afin de solliciter le matériau en compression.

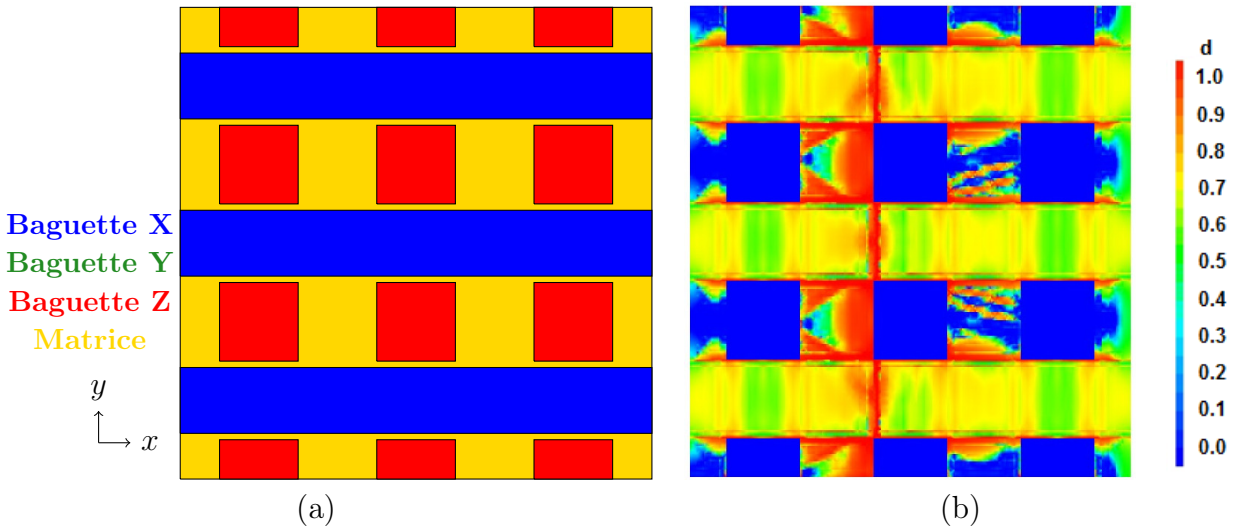


FIGURE 4.30 – (a) Méso-structure de l'échantillon simulé ; (b) Endommagement de l'échantillon en traction.

Sous une sollicitation de compression, le champ de la variable d'endommagement d présente quelques différences par rapport à l'endommagement de la structure en traction (cf. Figure 4.30). D'une part, bien que le chemin de fissure soit proche de celui en traction, l'endommagement des baguettes X est plus important pour le test de compression. De plus, l'endommagement des octets de matrice est moins important qu'en traction, l'endommagement de la matrice se concentrant dans les octets situés sur le chemin de la macro-fissure. Cette différence s'explique par l'écart existant entre la contrainte maximale de la matrice en traction et en compression. En effet, la matrice a la même contrainte seuil en traction et en compression cependant, sous l'effet du paramètre α, la contrainte maximale de la matrice est plus élevée en compression qu'en traction.

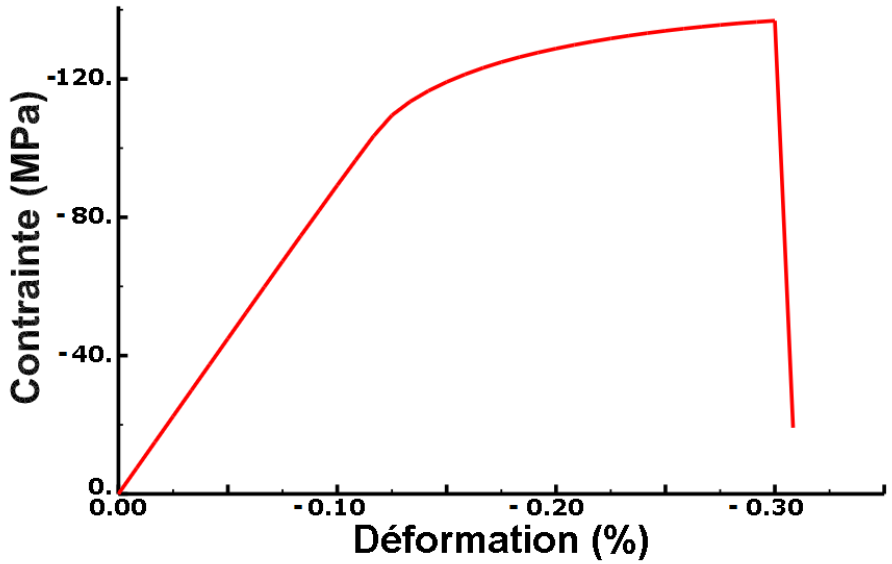


FIGURE 4.31 – Courbe contrainte-déformation de la simulation d'un essai de compression X.

La réponse contrainte-déformation du test de compression, présentée sur la Figure 4.31, présente une non-linéarité importante cohérente avec le comportement du composite en compression (cf. Figure 1.7). Le méso-modèle ne prenant pas en compte la différence de module d'élasticité en traction et en compression, le module de Young constaté en compression est identique à celui observé en traction, soit 90 GPa ce qui correspond exactement à la valeur estimée dans la littérature. La contrainte à la rupture quant à elle atteint une valeur de 137 MPa dépassant la valeur de référence de 8%.

Simulation d'essais de traction et de compression Z

Similairement aux tests de traction et de compression X, des essais de traction et de compression dans la direction longitudinale des baguettes Z sont simulés. Les réponses contrainte-déformation de ces simulations présentent le même comportement que celles des essais dans la direction des baguettes X (cf. Figures 4.32 et 4.33), seules les valeurs des modules de Young et des contraintes maximales diffèrent.

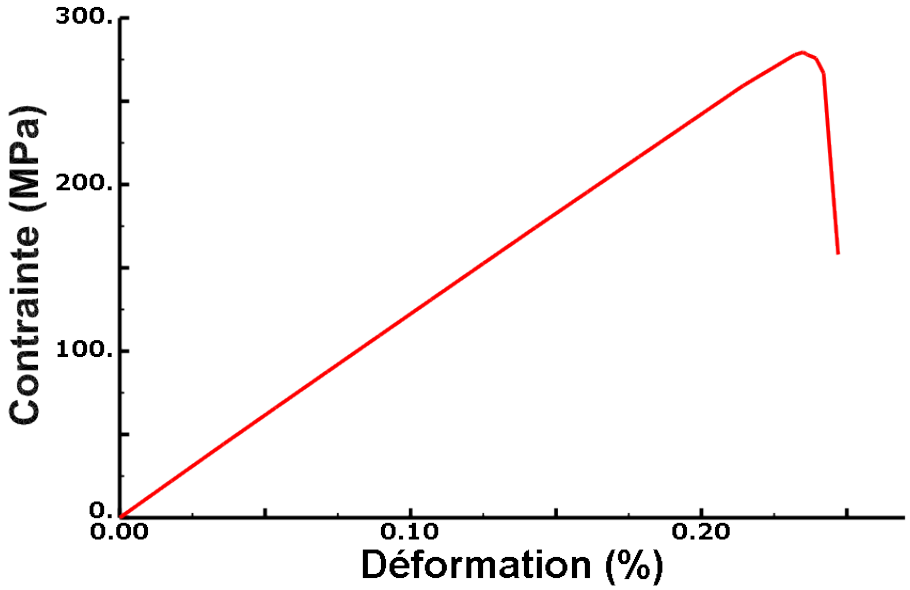


FIGURE 4.32 – Courbe contrainte-déformation de la simulation d'un essai de traction Z.

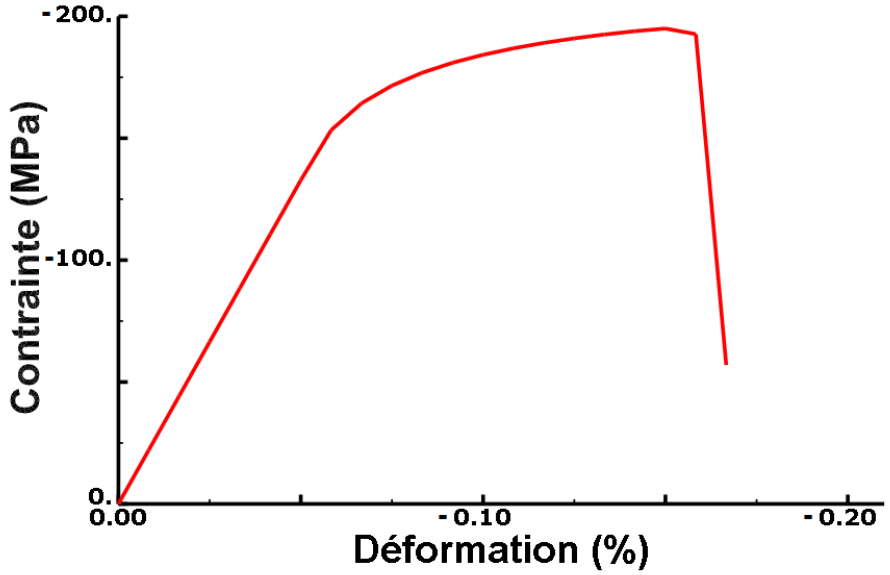


FIGURE 4.33 – Courbe contrainte-déformation de la simulation d'un essai de compression Z.

Concernant le module d'élasticité, la simulation estime correctement ce dernier en traction avec une valeur de 124 GPa pour une valeur de référence de 120 GPa. Il a été constaté expérimentalement que le module en compression était inférieur au module en traction du

composite avec une valeur de 110 GPa. Cependant, le méso-modèle ne reproduit pas cette dissymétrie et estime donc ce module toujours à 124 GPa avec un écart relatif de 13%.

La contrainte à la rupture en traction, comme pour l'essai de traction X, est sensiblement identique à la valeur de référence (281 MPa pour une valeur de référence de 276 MPa) cependant celle en compression est notablement sur-estimée avec une valeur de 195 MPa au lieu de 160 MPa (écart relatif d'environ 22%). L'écart relatif entre les déformations à la rupture est cependant inférieur à 18%.

La simulation de cas de sollicitations simples comme la traction et la compression dans l'axe des baguettes X ou Z a permis de mettre en évidence des réponses satisfaisantes du méso-modèle comparées à celles observées expérimentalement. Notons toutefois que la comparaison est effectuée à partir d'un nombre réduit d'essais de la littérature. Néanmoins, une amélioration de l'identification des paramètres du modèle serait souhaitable afin d'obtenir une meilleur appréciation de la contrainte à la rupture en compression dans la direction des baguettes Z.

4.2.2 Simulation d'un essai de flexion 3 points (éprouvette non entaillée)

Afin de valider le méso-modèle, un essai de flexion 3 points a été étudié et simulé. L'éprouvette avec laquelle l'essai est réalisé est identique à celle de l'essai de flexion 4 points : une longueur de 60 mm (direction x) pour une section de 4,8 mm (y) $\times$ 4,8 mm (z) (cf. Figure 4.34). Toutefois, pour ces essais, l'éprouvette n'est pas entaillée. En comparaison à l'essai de flexion 4 points, l'essai de flexion 3 points sur une éprouvette non entaillée présente l'intérêt de mobiliser d'avantage de sollicitations de cisaillement alors qu'aucun critère de rupture en cisaillement n'est explicitement décrit dans le méso-modèle. Le maillage utilisé ainsi que les conditions de périodicité imposées sont inchangés par rapport à la simulation de l'essai de flexion 4 points.

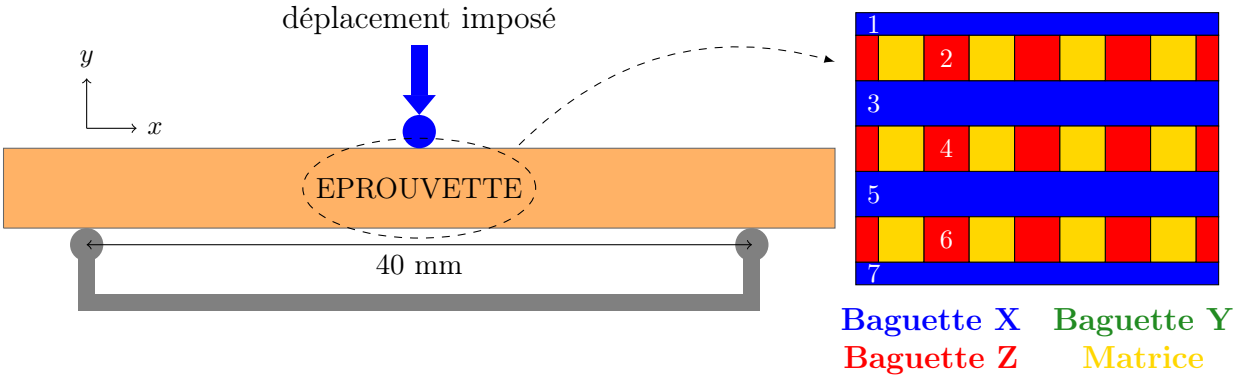


FIGURE 4.34 – Schéma de l'essai de flexion 3 points.

La comparaison de la réponse force-déplacement obtenue par la simulation et des réponses expérimentales, est présentée sur la Figure 4.35.

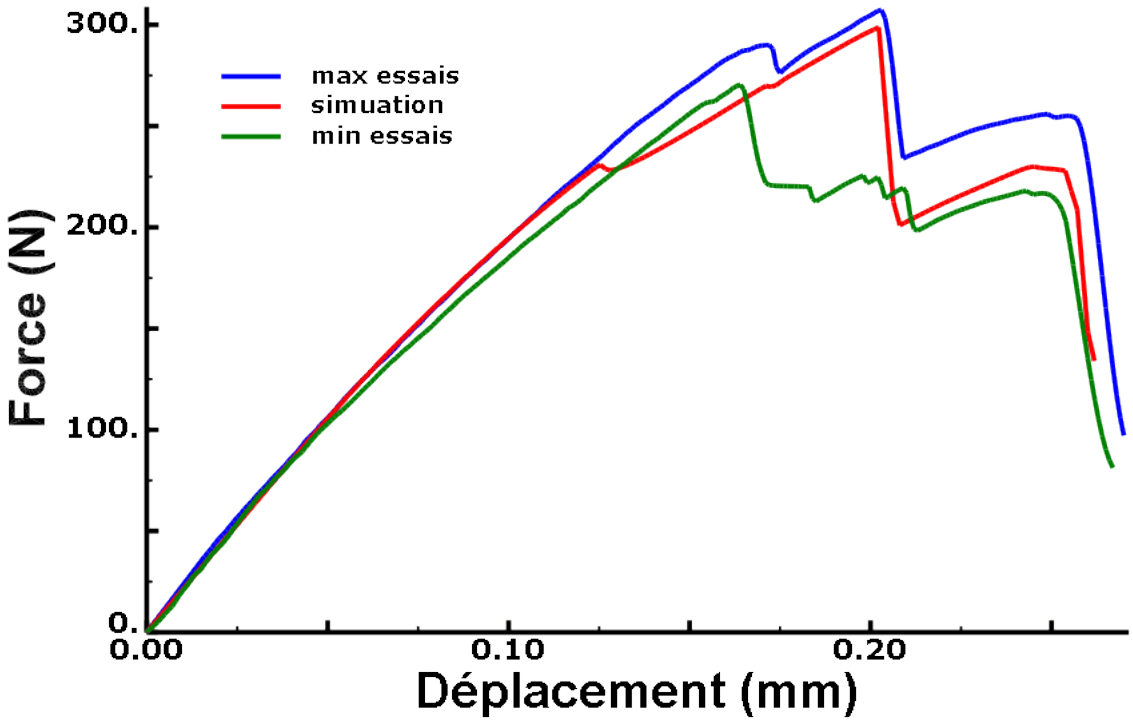
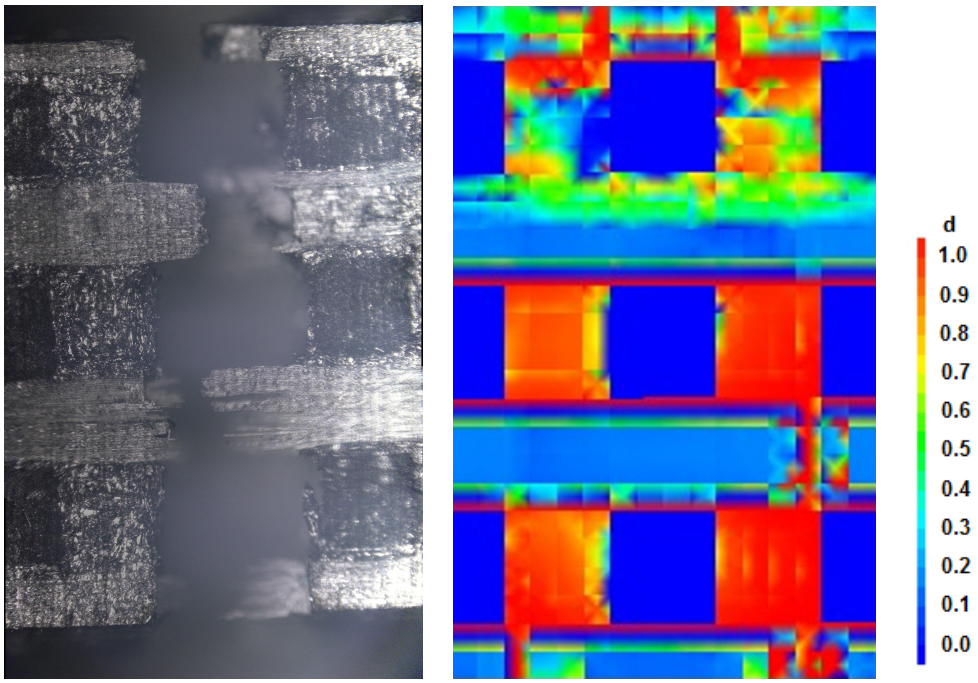


FIGURE 4.35 – Courbes force-déplacement expérimentales des essais de flexion 3 points X et de la simulation après identification des paramètres.

A la différence de l'essai de flexion 4 points, les bornes supérieure et inférieure de l'enveloppe des réponses expérimentales présentent des écarts notables à partir de la première chute de raideur. Cette disparité des réponses expérimentales peut être due, en plus de la variabilité du matériau, à l'absence d'entaille. Pour l'essai de flexion 4 points, l'entaille sectionnait entièrement la demi-baguette n° 7 ce qui avait pour conséquence la rupture systématique, en premier, de la demi-baguette n° 1. Pour l'essai de flexion 3 points, il y a vraisemblablement une compétition entre les ruptures des deux demi-baguettes. La première baguette à rompre sera alors celle présentant les défauts les plus importants ou encore celle ayant une section inférieure à l'autre. Cette dernière peut en effet différer d'une éprouvette à une autre, et d'une baguette à une autre, du fait de la variabilité causée par leur usinage. La simulation correspond quant à elle à une rupture de la baguette n° 1 dans un premier temps, suivie, chronologiquement, par les baguettes n° 7, n° 5 et n° 3. Par ailleurs, le champ d'endommagement autour de l'entaille est cohérent avec le faciès de rupture observé expérimentalement (cf. Figure 4.36). Il serait toutefois intéressant d'insérer un défaut dans la baguette n° 1 afin tester l'influence de la chronologie des ruptures sur la réponse de la simulation.

De plus, la courbe force-déplacement obtenue avec le méso-modèle est en accord avec les résultats expérimentaux. Bien que la première rupture semble être anticipée, la suite de la courbe est comprise dans l'enveloppe expérimentale en se rapprochant, comme pour la simulation de l'essai de flexion 4 points, de sa partie supérieure. A noter que la dernière chute de raideur est correctement reproduite, contrairement à la flexion 4 points, sans avoir modifié l'énergie de rupture en traction des baguettes. Cela laisse penser qu'une faible augmentation de ce paramètre permettrait une bonne approximation de la fin de la courbe force-déplacement de l'essai de flexion 4 points.



(a) (b)

FIGURE 4.36 – (a) Faciès de rupture (expérimental) ; (b) Endommagement autour de l'entaille (numérique).

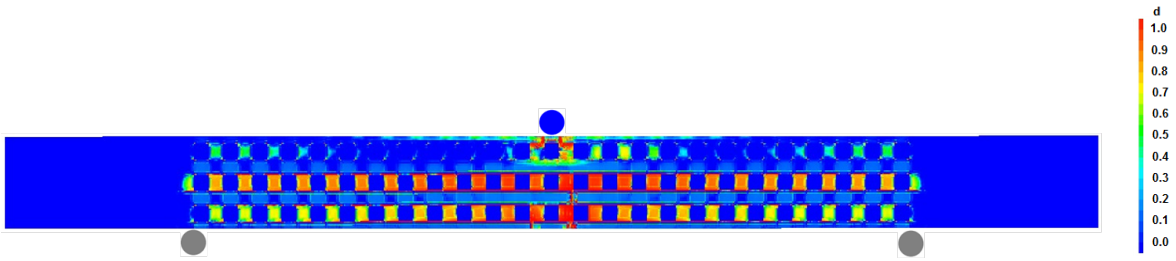


FIGURE 4.37 – Endommagement final de la simulation de l'essai de flexion 3 points X.

Pour finir, le champ d'endommagement dans l'éprouvette, représenté sur la Figure 4.38, met en évidence un endommagement conséquent de la matrice entre les deux appuis inférieurs du montage ainsi que sa localisation à mi-portée de l'éprouvette avec la rupture des baguettes X. Cet essai permet de montrer qu'en modélisant des baguettes s'endommageant seulement dans leur direction longitudinale, le composite peut s'endommager jusqu'à rompre sous des sollicitations de cisaillement grâce à l'interaction entre es méso-constituants. Il est notamment visible, sur la Figure 4.38, que la baguette X s'endommage plus fortement lorsqu'elle est comprise entre deux baguettes Z qu'entre deux octets de matrice. Le rôle joué par la méso-structure du composite, et notamment les interactions entre méso-constituants en phase d'endommagement, est donc considérable dans le processus de rupture du composite. Ainsi, même si il est plus coûteux en temps de calcul qu'un modèle macroscopique, un modèle mésoscopique permet de décrire de manière satisfaisante la complexité du processus de rupture du composite 3D C/C tout en impliquant un nombre restreint de paramètres. Néanmoins, dans un contexte de calcul de structure, la modélisation mésoscopique sera nécessairement précédée d'une modélisation macroscopique (milieu homogène) permettant de définir les zones d'intérêt (présence d'endommagement) à étudier plus finement à l'aide du modèle mésoscopique.

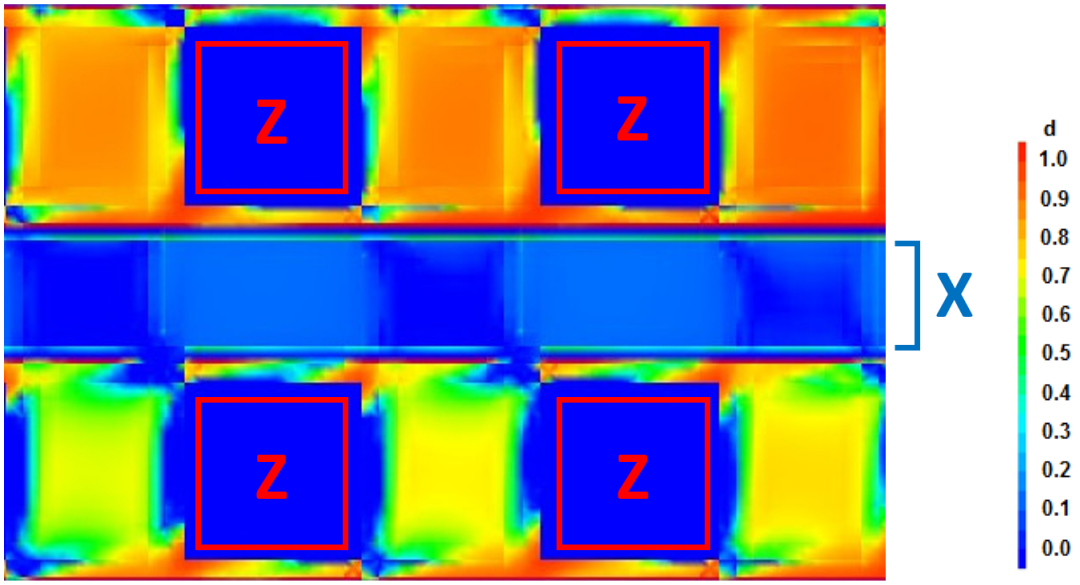


FIGURE 4.38 – Endommagement final de la simulation de l'essai de flexion 3 points X.

Dans ce chapitre, une méthode d'identification des paramètres du modèle a été proposée. Cette dernière est basée sur des essais de caractérisation mésoscopiques ainsi que sur l'étude et la modélisation d'un essai de flexion 4 points. Le choix de cet essai a permis de dissocier l'endommagement du matériau en traction de celui en compression afin de modéliser le plus fidèlement possible le comportement du matériau. Le méso-modèle a pu alors être validé, ainsi que l'identification, par l'intermédiaire des simulations satisfaisantes du comportement

du composite lors d'essais de traction, de compression et de flexion 3 points. L'étude de ces essais a également permis une meilleure compréhension des mécanismes d'endommagement du composite.

Conclusion

L'objectif de ce travail consistait à proposer une modélisation de l'endommagement d'un composite 3D C/C à température ambiante. Pour cela, une approche mésoscopique a été proposée reposant sur la description des méso-constituants, baguettes et matrice, et de modèles d'endommagement adaptés à chacun de ces composants. Cette modélisation mésoscopique est destinée à venir en complément d'une modélisation macroscopique (milieu homogène) afin d'obtenir une réponse plus précise du comportement du composite dans les cas de géométries de pièces et/ou de sollicitations mécaniques complexes. En effet, une modélisation mésoscopique nécessite un temps de calcul conséquent et ne peut donc être utilisée en première intention dans un calcul de structures de grande taille. L'idée serait donc d'utiliser en premier lieu une modélisation macroscopique afin de définir les zones critiques de la structure et d'utiliser la modélisation mésoscopique, dans un second temps, dans les zones d'intérêt. A ce titre, les modélisations macroscopique et mésoscopique étant basées sur une approche aux éléments finis, les deux modélisations peuvent être utilisées simultanément, la modélisation macroscopique agissant sur la partie du maillage où le matériau est considéré sous la forme d'un milieu homogène (propriétés homogénéisées du composite) tandis que le modèle mésoscopique est appliqué sur les zones d'intérêt pour lesquelles la méso-structure du matériau est décrite explicitement.

Dans un premier temps, la morphologie des méso-constituants du composite a été étudiée. Un nombre important de défauts a été mis en évidence ainsi qu'un écart non négligeable entre les dimensions théoriques et celles mesurées des baguettes X et Y. Afin de prendre en compte ces écarts, une méthode de maillage multi-phases, permettant de définir des éléments finis composés de plusieurs matériaux, a été proposée. Cette dernière a permis l'utilisation de maillages de taille raisonnable et par conséquent de diminuer les temps de calcul. A ce titre, la méthode de maillage multi-phases permet également d'éviter la description des interfaces entre les méso-constituants du composite, ces dernières étant alors matérialisées par des zones présentant de forts gradients de propriétés mécaniques et de ruptures.

Par la suite, les lois de comportement utilisées pour décrire l'endommagement progressif des méso-constituants ont été présentées. En s'appuyant sur des constatations expérimentales, il a été proposé de n'autoriser l'endommagement des baguettes que dans leur direction longitudinale (axe des fibres), les faciès de rupture des baguettes étant majoritairement perpendiculaires à cet axe. De plus, toujours sur la base de constations expérimentales, une at-

tention particulière a été portée à la modélisation de l'endommagement des méso-constituants en compression qui diffère de leur endommagement en traction. Pour cela, un paramètre α a été introduit. L'intérêt d'un tel paramètre, en plus de permettre la distinction de l'endommagement en traction de celui en compression, consiste en la prise en compte du phénomène de refermeture de fissure (restauration de toute ou partie de la raideur initiale lors d'un chargement de compression faisant suite à un endommagement en traction). Enfin, ce paramètre modifie la forme de la réponse contrainte-déformation élémentaire en décrivant une non-linéarité avant la partie adoucissante. La simulation d'essais de compression macroscopiques a alors montré que cette forme de réponse élémentaire permettait de reproduire correctement le comportement non-linéaire du composite en compression selon une direction de renfort.

En préambule à la modélisation proprement dite du composite 3D C/C, une modélisation d'un micro-composite a permis de mettre en évidence les capacités du modèle à simuler la bifurcation d'une fissure matricielle à l'interface fibre/matrice, mécanisme important lors de l'endommagement du matériau. De plus, il a été montré que le méso-modèle dans sa forme isotrope (loi de comportement de la matrice) pouvait également simuler des déviations périodiques de fissures à une interface sans pré-définition des chemins de fissuration possibles.

Dans ces travaux, une méthode d'identification des paramètres, basée à la fois sur des essais mésoscopiques ainsi que sur un essai de flexion 4 points macroscopique, a été exposée. Notons que l'essai de flexion 4 points, mettant en jeu à la fois des sollicitations de traction, compression et cisaillement, a permis une identification poussée des paramètres du modèle.

Pour finir, un essai de flexion 3 points a été reproduit de manière satisfaisante avec le méso-modèle. Ces résultats ont permis de valider la démarche d'identification proposée ainsi que le méso-modèle développé. De plus, la modélisation d'un endommagement des baguettes uniquement dans leur direction longitudinale s'est révélée suffisante pour une description correcte du comportement du composite sollicité dans les axes des renforts. D'autre part, l'importance de la prise en compte des interactions entre les méso-constituants a été montrée. Entre autres, la partie d'une baguette comprise entre deux baguettes s'endommage différemment de celle comprise entre deux octets de matrice. Ces comportements mettent en évidence l'intérêt d'une modélisation à l'échelle mésoscopique afin de décrire plus finement les mécanismes d'endommagement et de rupture du matériau.

Les perspectives à ce travail sont multiples. En premier lieu, le processus d'identification pourrait être poursuivi afin d'améliorer la simulation de l'essai de flexion 4 points ainsi que l'estimation des contraintes à la rupture macroscopiques en compression. De plus, afin de retranscrire la variabilité des résultats expérimentaux, l'ajout d'une dispersion des propriétés mécaniques et de rupture des méso-constituants est envisageable. Par ailleurs, des essais de flexion 4 points Z, pour lesquels les baguettes Z sont cette fois disposées dans la longueur de l'éprouvette, ont été réalisés durant cette thèse (cf. Annexes B). Il serait alors intéressant de simuler ces essais, soit pour valider l'identification des paramètres, soit pour l'améliorer.

Dans un deuxième temps, le méso-modèle pourrait être enrichi en considérant le comportement des interfaces baguette/matrice, et plus particulièrement leur comportement frictionnel. Bien que le méso-modèle actuel décrive correctement le comportement du composite sous des sollicitations dans ses axes de renfort, la modélisation des méso-interfaces permettrait une meilleure simulation du matériau sous des sollicitations hors-axes. Par ailleurs, les déformations résiduelles constatées expérimentalement lors des essais de flexion cycliques pourront alors être prises en compte.

Une des contraintes majeures de cette étude a été la taille des baguettes X/Y. En effet, ces dernières présentent des sections de faibles dimensions (0,8 mm $\times$ 0,16 mm) par rapport à celles d'autres composites 3D C/C (0,8 mm $\times$ 0,4 mm, par exemple). Ces dimensions ont alors entraîné l'utilisation de maillages très fins, et par conséquent, des temps de calcul élevés. Pour parer à ces limites, plusieurs solutions sont envisageables. Une solution pour diminuer les tailles des maillages serait d'utiliser des éléments finis hexaédriques qui n'aient pas la même dimension dans toutes ses directions. Il faudrait cependant s'assurer de la régularisation correcte de l'énergie de fissuration. En effet, la matrice pouvant s'endommager dans toutes les directions, l'utilisation de tels éléments pourrait engendrer un défaut de régularisation par rapport à la taille considérée de cet élément. Une autre solution serait d'utiliser une méthode de régularisation différente.

Enfin, les températures d'application du composite étant très élevées, un effort important doit être porté à la caractérisation du matériau à ces températures (techniques de chauffage, moyens de mesure ...) et notamment l'évolution des propriétés mécaniques et de rupture de ses méso-constituants en fonction de la température.

Bibliographie

[AC01] G. Alfano and M. A. Crisfield. Finite element interface models for the delamination analysis of laminated composites : mechanical and computational issues. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, 50 :1701–1736, 2001.

[ACGL98] X. Aubard, C. Cluzel, L. Guitard, and P. Ladevèze. Modelling of the mechanical behaviour of 4D carbon/carbon composite materials. *Composites science and technology*, 58(5) :701–708, 1998.

[ACGL00a] X. Aubard, C. Cluzel, L. Guitard, and P. Ladevèze. Damage modeling at two scales for 4D carbon/carbon composites. *Computers & Structures*, 78(1) :83–91, 2000.

[ACGL00b] X. Aubard, C. Cluzel, L. Guitard, and P. Ladevèze. Damage modelling of a 4D carbon/carbon composite for high temperature application. *Ceramics International*, 26(6) :631–637, 2000.

[AD97] O. Allix and J.-F. Deü. Delayed-damage modelling for fracture prediction of laminated composites under dynamic loading. *Engineering transactions*, 45(1) :29–46, 1997.

[Ada76] D.F. Adams. Micro-analysis of the behaviour of a three-dimensionally-reinforced carbon-carbon composite material. *Materials Science and Engineering*, 23(1) :55–68, 1976.

[ADGH01] O. Allix, M. Dommanget, M. Gratton, and P.-L. Héreil. A multi-scale approach for the response of a 3D carbon/carbon composite under shock loading. *Composites Science and Technology*, 61(3) :409–415, 2001.

[AHHW+03] M.S. Aly-Hassan, H. Hatta, S. Wakayama, M. Watanabe, and K. Miyagawa. Comparison of 2D and 3D carbon/carbon composites with respect to damage and fracture resistance. *Carbon*, 41(5) :1069–1078, 2003.

[AYO+07] T. Aoki, Y. Yamane, T. Ogasawara, T. Ogawa, S. Sugimoto, and T. Ishikawa. Measurements of fiber bundle interfacial properties of three-dimensionally reinforced carbon/carbon composites up to 2273K. *Carbon*, 45(2) :459–467, 2007.

[Bar62] G.I. Barenblatt. The mathematical theory of equilibrium cracks in brittle fracture. volume 7 of *Advances in Applied Mechanics*, pages 55–129. Elsevier, 1962.

[Bas85] J.S. Baste. *Propagation des ondes élastiques dans les composites carbone 3D*. PhD thesis, Université de Bordeaux 1, 1985.

[Baz76] Z.P. Bazant. Instability, ductility, and size effect in strain-softening concrete. *Journal of Engineering Mechanics*, 102(2) :331–344, 1976.

[BB85] Z.P. Bazant and T.B. Belytschko. Wave propagation in a strain-softening bar : exact solution. *Journal of Engineering Mechanics*, 111(3) :381–389, 1985.

[BBC84] Z.P. Bazant, T.B. Belytschko, and T.-P. Chang. Continuum theory for strain-softening. *Journal of Engineering Mechanics*, 110(12) :1666–1692, 1984.

[BM92] R. De Borst and H.-B. Muhlhaus. Gradient-dependent plasticity : Formulation and algorithmic aspects. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, 35(3) :521–539, 1992.

[BO83] Z.P. Bazant and B.H. Oh. Crack band theory for fracture of concrete. *Materials and Structures*, 16 :155–177, 1983.

[BPC88] Z.P. Bazant and G. Pijaudier-Cabot. Nonlocal continuum damage, localization instability and convergence. *Journal of applied mechanics*, 55(2) :287–293, 1988.

[BSMP93] R. De Borst, J.J. Sluys, H.B. Muhlhaus, and J. Pamin. Fundamental issues in finite element analyses of localization of deformation. *Engineering computations*, 10(2) :99–121, 1993.

[CGEM64] J. Cook, J. E. Gordon, C. C. Evans, and D. M. Marsh. A mechanism for the control of crack propagation in all-brittle systems. *Proceedings of the Royal Society A*, 28 :508–520, 1964.

[Cha82] J.L. Chaboche. *Le Concept de Contrainte Effective Appliqué à l'élasticité et à la Viscoplasticité en Présence d'un Endommagement Anisotrope*, pages 737–760. Springer Netherlands, 1982.

[Cor14] A. Coradi. *Approche multi-échelle en vue du composite numérique*. PhD thesis, Université de Bordeaux, 2014.

[CS82] J.P. Cordebois and F. Sidoroff. *Damage Induced Elastic Anisotropy*, pages 761–774. Springer Netherlands, 1982.

[Dav01] C. Davy. Rupture d'un composite carbone-carbone 3D sous sollicitations complexes : Expérimentation et modélisation. 2001.

[DLPR87] J.P. Dumont, P. Ladeveze, M. Poss, and Y. Remond. Damage mechanics for 3-D composites. *Composite Structures*, 8(2) :119–141, 1987.

[DM03a] C. Davy and D. Marquis. Effect of a machining-induced defect on the tensile strength of a 3D composite material. *Journal of Materials Science*, 38(6) :1231–1238, 2003.

[DM03b] C. Davy and D. Marquis. A multiaxial failure criterion for a brittle orthotropic composite. *Materials & Design*, 24(1) :15 – 24, 2003.

[DMB13] A. Daoud, O. Maurel, and C. La Borderie. 2D mesoscopic modelling of bar-concrete bond. *Engineering Structures*, 49 :696–706, 2013.

[Dug60] D.S. Dugdale. Yielding of steel sheets containing slits. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 8(2) :100–104, 1960.

[EGGP02] M. Elices, G.V. Guinea, J. Gómez, and J. Planas. The cohesive zone model : advantages, limitations and challenges. *Engineering Fracture Mechanics*, 69(2) :137–163, 2002.

[EZD91] A. G. Evans, F. W. Zok, and J. Davis. The role of interfaces in fiber-reinforced brittle matrix composites. *Composites Science and Technology*, 42 :3–24, 1991.

[Fic96] S. Fichant. *Endommagement et anisotropie induite du béton de structures. Modélisations approchées.* PhD thesis, E.N.S de Cachan, 1996.

[FN96] M. Frémond and B. Nedjar. Damage, gradient of damage and principle of virtual power. *International Journal of Solids and Structures*, 33(8) :1083–1103, 1996.

[GAB+05] J. Sen Gupta, O. Allix, P.-A. Boucard, A. Fanget, and P.-L. Héreil. Fracture prediction of a 3D C/C material under impact. *Composites Science and Technology*, 65(3) :375–386, 2005.

[GABF06] J. Sen Gupta, O. Allix, P.-A. Boucard, and A. Fanget. Mesodynamics of a 3D C/C : A dedicated numerical strategy. *Computers & Structures*, 84(19) :1177–1189, 2006.

[GCC+15] A.P. Gillard, G. Couégnat, O. Caty, A. Allemand, P. Weisbecker, and G.L. Vignoles. A quantitative, space-resolved method for optical anisotropy estimation in bulk carbons. *Carbon*, 91 :423–435, 2015.

[Gor08] L. Gornet. Généralités sur les matériaux composites. 2008.

[Gra98] M. Gratton. *Comportement d'un composite carbone-carbone 3D : méso-modélisation pour la prévision de la réponse sous choc.* PhD thesis, Université Paris VI - E.N.S Cachan, 1998.

[Gri92] R. Grimaud. *Modélisation du comportement non linéaire d'un composite carbone-carbone 3D.* PhD thesis, Ecole centrale de Lyon, 1992.

[Gup05] J. Sen Gupta. *Mésodynamique et rupture des composites 3D C/C sous choc : une stratégie numérique dédiée.* PhD thesis, E.N.S de Cachan, 2005.

[HGA05] H. Hatta, K. Goto, and T. Aoki. Strengths of C/C composites under tensile, shear, and compressive loading : Role of interfacial shear strength. *Composites science and technology*, 65(15) :2550–2562, 2005.

[HMP76] A. Hillerborg, M. Modéer, and P.-E. Petersson. Analysis of crack formation and crack growth in concrete by means of fracture mechanics and finite elements. *Cement and Concrete Research*, 6(6) :773–781, 1976.

[HTK05] H. Hatta, K. Taniguchi, and Y. Kogo. Compressive strength of three-dimensionally reinforced carbon/carbon composite. *Carbon*, 43(2) :351–358, 2005.

[Jir98] M. Jirásek. Nonlocal models for damage and fracture : Comparison of approaches. *International Journal of Solids and Structures*, 35(31) :4133–4145, 1998.

[Jir00] M. Jirásek. Comparative study on finite elements with embedded discontinuities. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 188(1) :307–330, 2000.

[Jor86] J. Jortner. Macroporosity and interface cracking in multi-directional carbon-carbons. *Carbon*, 24(5) :603–613, 1986.

[Kac58] L.M. Kachanov. Time of the rupture process under creep conditions. *Izv. Akad. Nauk SSR Otd. Teck. Nauk*, 8 :26–31, 1958.

[KKL02] W.S. Kuo, T.H. Ko, and T.S. Lo. Failure behavior of three-axis woven carbon/carbon composites under compressive and transverse shear loads. *Composites Science and Technology*, 62(7) :989–999, 2002.

[KM95] D. Krajcinovic and S. Mastilovic. Some fundamental issues of damage mechanics. *Mechanics of Materials*, 21(3) :217–230, 1995.

[Lad86] P. Ladevèze. Sur la mecanique de l'endommagement des composites. In *5th National Workshop on Composites*, pages 667–683. Editions Pluralis, 1986.

[Lad91] P. Ladevèze. A damage approach for composite structures : Theory and identification. In *Mechanical Identification of Composites*, pages 44–57. Springer, 1991.

[Lad92] P. Ladevèze. A damage computational method for composite structures. *Computers & Structures*, 44(1) :79–87, 1992.

[LC78] J. Lemaitre and J.-L. Chaboche. Aspect phénoménologique de la rupture par endommagement. *J Méc Appl*, 2(3), 1978.

[LC85] J. Lemaitre and J.-L. Chaboche. *Mécanique des matériaux solides*. Dunod, 1985.

[Leg92] A. Legendre. *Le matériau carbone : des céramiques noires aux fibres de carbone*. Eyrolles, 1992.

[LGCA00] P. Ladevèze, L. Guitard, L. Champaney, and X. Aubard. Debond modeling for multidirectional composites. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 185(2) :109–122, 2000.

[LH07] I. Lapczyk and J.A. Hurtado. Progressive damage modeling in fiber-reinforced materials. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 38(11) :2333–2341, 2007.

[LM82] J. Lemaitre and J. Mazars. Application de la théorie de l'endommagement au comportement non linéaire et à la rupture du béton de structure. *Annales de l'ITBTP*, (401) :124–138, 1982.

[LO81] F.A. Leckie and E.T. Onat. *Tensorial Nature of Damage Measuring Internal Variables*, pages 140–155. Springer Berlin Heidelberg, 1981.

[LTO11] P. Laborde, B. Toson, and M. Odunlami. High temperature damage model for carbon-carbon composites. *European Journal of Mechanics-A/Solids*, 30(3) :256–268, 2011.

[LWXY13] Z. Lu, C. Wang, B. Xia, and Z. Yang. Effect of interfacial properties on the uniaxial tensile behavior of three-dimensional braided composites. *Computational Materials Science*, 79 :547–557, 2013.

[MA91] H.-B. Muhlhaus and E.C. Alfantis. A variational principle for gradient plasticity. *International Journal of Solids and Structures*, 28(7) :845–857, 1991.

[Mar10] L. Marcin. *Modélisation du comportement, de l'endommagement et de la rupture de matériaux composites à renforts tissés pour le dimensionnement robuste de structures*. PhD thesis, Université Bordeaux 1, 2010.

[MB02] N. Moës and T. Belytschko. Extended finite element method for cohesive crack growth. *Engineering Fracture Mechanics*, 69(7) :813–833, 2002.

[MBM10] M. Matallah, C. La Borderie, and O. Maurel. A pratical method to estimate crack openings in concrete structures. *International Journal For Numerical and Analytical Methods in geomechanics*, 34 :1615–1633, 2010.

[MC97] J.F. Maire and J.L. Chaboche. A new formulation of continuum damage mechanics (CDM) for composite materials. *Aerospace Science and Technology*, 1(4) :247–257, 1997.

[MCMD06] P. Maimi, P.P. Camanho, J.A. Mayugo, and C.G. Davila. A thermodynamically consistent damage model for advanced composites. *NASA TM Technical Reports*, (214282), 2006.

[MCMD07] P. Maimi, P.P. Camanho, J.A. Mayugo, and C.G. Davila. A continuum damage model for composite laminates : Part ii–computational implementation and validation. *Mechanics of Materials*, 39(10) :909–919, 2007.

[MK97] S. Murakami and K. Kamiya. Constitutive and damage evolution equations of elastic-brittle materials based on irreversible thermodynamics. *International Journal of Mechanical Sciences*, 39(4) :473–486, 1997.

[MO78] S. Murakami and N. Ohno. A constitutive equation of creep damage in polycristalline metals. In *IUTAM Colloquium Euromech*, volume 111, 1978.

[MPC89] J. Mazars and G. Pijaudier-Cabot. Continuum damage theory - Application to concrete. *Journal of Engineering Mechanics*, 115 :345–365, 1989.

[MS09] F.P. Van Der Meer and L.J. Sluys. Continuum models for the analysis of progressive failure in composite laminates. *Journal of Composite Materials*, 43(20) :2131–2156, 2009.

[Nee88] A. Needleman. Material rate dependence and mesh sensitivity in localization problems. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 67(1) :69–85, 1988.

[NJL96] J. Neumeister, S. Jansson, and F. Leckie. The effect of fiber architecture on the mechanical properties of carbon/carbon fiber composites. *Acta Materialia*, 44(2) :573–585, 1996.

[OHPC02] J. Oliver, A.E. Huespe, M.D.G. Pulido, and E. Chaves. From continuum mechanics to fracture mechanics : the strong discontinuity approach. *Engineering Fracture Mechanics*, 69(2) :113–136, 2002.

[Oli89] J. Oliver. A consistent characteristic length for smeared cracking models. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, 28(2) :461–474, 1989.

[PA76] J.L. Perry and D.F. Adams. Mechanical tests of a three-dimensionally-reinforced carbon-carbon composite material. *Carbon*, 14(1) :61–70, 1976.

[Pai99] J. Pailhes. *Comportement mécanique sous sollicitations multi-axiales d'un composite carbone-carbone*. PhD thesis, Université de Bordeaux 1, 1999.

[PBB+96] R.J.H. Peerlings, R. De Borst, W.A.M. Brekelmans, J.H.P. De Vree, and I. Spee. Some observations on localisation in non-local and gradient damage models. *European Journal of Mechanics A : Solids*, 15, 1996.

[PBBG02] R.J.H. Peerlings, R. De Borst, W.A.M. Brekelmans, and M.G.D. Geers. Localisation issues in local and nonlocal continuum approaches to fracture. *European Journal of Mechanics-A/Solids*, 21(2) :175–189, 2002.

[PBBV96] R.J.H. Peerlings, R. De Borst, W.A.M. Brekelmans, and J.H.P. De Vree. Gradient enhanced damage for quasi-brittle materials. *International Journal for numerical methods in engineering*, 39 :3391–3403, 1996.

[PCL02] J. Pailhes, G. Camus, and J. Lamon. A constitutive model for the mechanical behavior of a 3D C/C composite. *Mechanics of Materials*, 34(3) :161–177, 2002.

[PL07] S. Pompidou and J. Lamon. Analysis of crack deviation in ceramic matrix composites and multilayers based on the cook and gordon mechanism. *Composites Science and Technology*, 67 :2052–2060, 2007.

[Pos82] M. Poss. *Endommagement et rupture des matériaux composites carbone-carbone*. PhD thesis, Université de Paris VI - E.N.S de Cachan, 1982.

[PS08] C. Pradere and C. Sauder. Transverse and longitudinal coefficient of thermal expansion of carbon fibers at high temperatures (300–2500K). *Carbon*, 46(14) :1874 – 1884, 2008.

[Ré84] Y. Rémond. *Sur la reconstitution du comportement mécanique d'un matériau composite 3D à partir de ses constituants*. PhD thesis, Université de Paris VI - E.N.S de Cachan, 1984.

[Rab69] Y.N. Rabotnov. Creep rupture. In *Applied mechanics*, pages 342–349. Springer, 1969.

[RF81] C.T. Robinson and P.H. Francis. Damage initiation in a three-dimensional carbon-carbon composite material. In *Fatigue of Fibrous Composite Materials*. ASTM International, 1981.

[RJLP09] M. Rollin, S. Jouannigot, J. Lamon, and R. Pailler. Characterization of fibre/matrix interfaces in carbon/carbon composites. *Composites Science and Technology*, 69(9) :1442 – 1446, 2009.

[RMM08] M. Venkat Rao, P. Mahajan, and R. K. Mittal. Effect of architecture on mechanical properties of carbon/carbon composites. *Composite Structures*, 83 :131–142, 2008.

[Sav93] G. Savage. *Carbon-Carbon composites*. Chapman & Hall, 1993.

[SDB+13] R. Sharma, V.V. Deshpande, A.R. Bhagat, P. Mahajan, and R.K. Mittal. X-ray tomographical observations of cracks and voids in 3D carbon/carbon composites. *Carbon*, 60 :335–345, 2013.

[SDRY15] A. Shigang, F. Daining, H. Rujie, and P. Yongmao. Effect of manufacturing defects on mechanical properties and failure features of 3D orthogonal woven C/C composites. *Composites Part B : Engineering*, 71 :113–121, 2015.

[Sir96] O. Siron. *Approche micro-macro du comportement mécanique et de la rupture d'un composite carbone-carbone à architecture fibreuse multidirectionnelle*. PhD thesis, Université de Bordeaux 1, 1996.

[SL98] O. Siron and J. Lamon. Damage and failure mechanisms of a 3-directional carbon/carbon composite under uniaxial tensile and shear loads. *Acta Materialia*, 46(18) :6631–6643, 1998.

[SLP02] C. Sauder, J. Lamon, and R. Pailler. Thermomechanical properties of carbon fibres at high temperatures up to 2000 n° C. *Composites Science and Technology*, 62(4) :499–504, 2002.

[SLP05] C. Sauder, J. Lamon, and R. Pailler. The tensile properties of carbon matrices at temperatures up to 2200n° C. *Carbon*, 43(10) :2054–2065, 2005.

[SMM12] R. Sharma, P. Mahajan, and R.K. Mittal. Fiber bundle push-out test and image-based finite element simulation for 3D carbon/carbon composites. *Carbon*, 50(8) :2717–2725, 2012.

[SMM13] R. Sharma, P. Mahajan, and R.K. Mittal. Elastic modulus of 3D carbon/carbon composite using image-based finite element simulations and experiments. *Composite Structures*, 98 :69–78, 2013.

[SPL99] O. Siron, J. Pailhes, and J. Lamon. Modelling of the stress/strain behaviour of a carbon/carbon composite with a 2.5 dimensional fibre architecture under tensile and shear loads at room temperature. *Composites Science and Technology*, 59(1) :1–12, 1999.

[Tal96] C. Tallaron. *Comportement thermomécanique en présence ou non d'une entaille, sous régimes statique et dynamique, d'un composite multidirectionnel carbone-carbone*. PhD thesis, INSA Lyon, 1996.

[Tar98] F. Tardif. *Analyse des mécanismes d'endommagement dans les composites 3D C/C : mesures optiques des champs de déformation par corrélation d'image*. PhD thesis, Université de Bordeaux 1, 1998.

[WB97] T. Windhorst and G. Blount. Carbon-carbon composites : a summary of recent developments and applications. *Materials & Design*, 18(1) :11–15, 1997.

[YLL+08a] Q. Yuan, Y. Li, H. Li, S. Li, and L. Guo. Quasi-static and dynamic compressive fracture behavior of carbon/carbon composites. *Carbon*, 46(4) :699–703, 2008.

[YLL+08b] Q. Yuan, Y. Li, H. Li, S. Li, and L. Guo. Strain rate-dependent compressive properties of C/C composites. *Materials Science and Engineering : A*, 485(1) :632–637, 2008.

[ZWG04] T. Zeng, L. Wu, and L. Guo. A finite element model for failure analysis of 3D braided composites. *Materials Science and Engineering*, A366 :144–151, 2004.

Annexe A

Thermodynamique des processus irréversibles

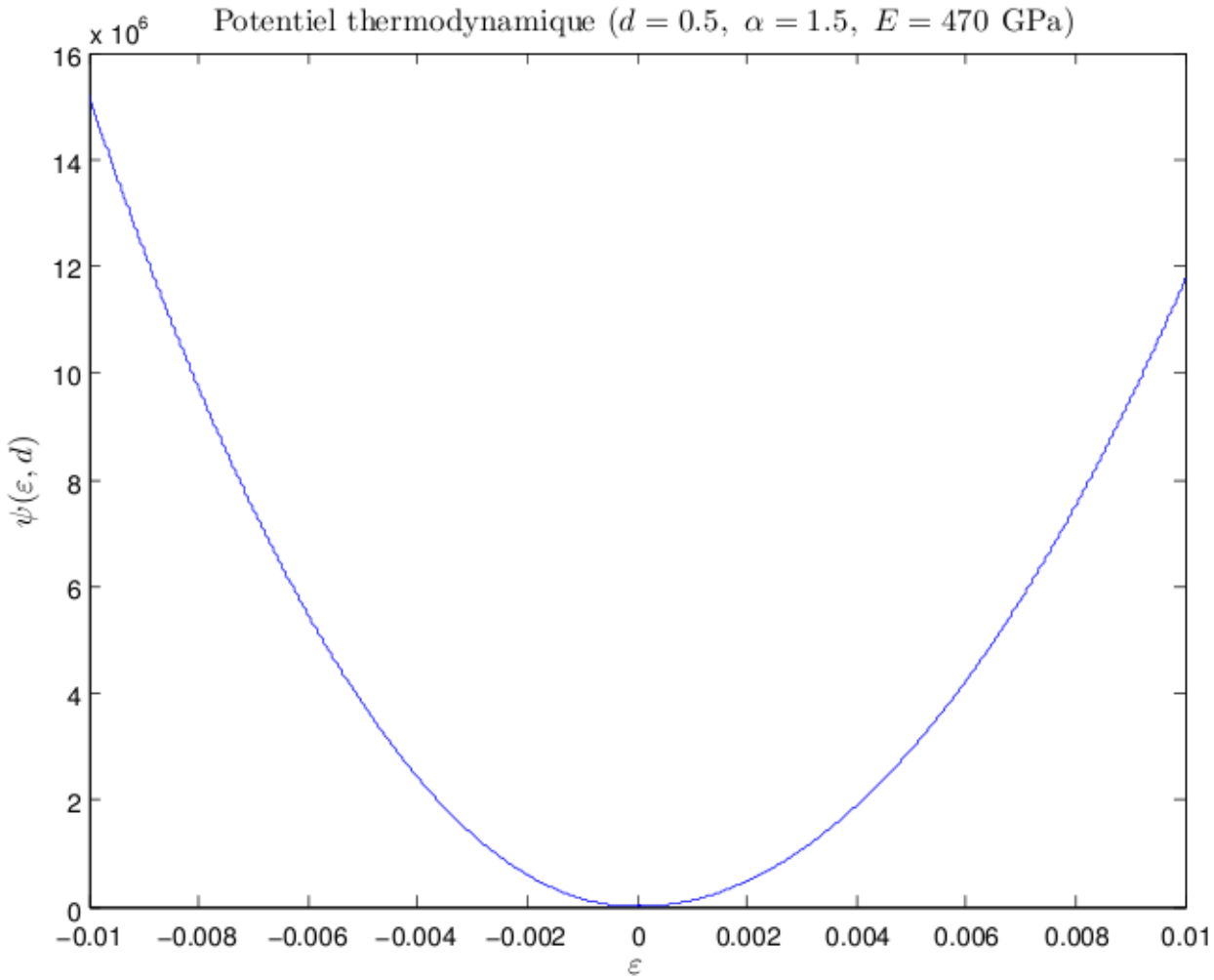


FIGURE A.1 – Potentiel thermodynamique.

Convexité du potentiel thermodynamique

Le potentiel thermodynamique s'écrit :

$$\psi(\varepsilon, d) = \frac{1}{2}(1-d)\,E\left(\varepsilon^{+}\right)^{2} + \frac{1}{2}\left(1-d^{\alpha}\right)E\left(\varepsilon^{-}\right)^{2}, \tag{A.1}$$

avec $\alpha > 1, \varepsilon^{+} = \max(\varepsilon, 0)$ et $\varepsilon^{-} = \min(\varepsilon, 0)$.

Soit ε donné, $\alpha > 1$ donné, $\forall\ 0 \leqslant d \leqslant 1$,

$$\frac{\partial \psi}{\partial \varepsilon}(\varepsilon, d) = \begin{cases} (1-d)\,E\varepsilon & \text{si} \quad \varepsilon > 0 \\ 0 & \text{si} \quad \varepsilon = 0 \\ \left(1-d^{\alpha}\right)E\varepsilon & \text{si} \quad \varepsilon < 0 \end{cases}, \tag{A.2}$$

car

$$\frac{\partial^{+}\psi}{\partial \varepsilon}(0, d) = \frac{\partial^{-}\psi}{\partial \varepsilon}(0, d) = 0, \tag{A.3}$$

avec $\dfrac{\partial^{+}\psi}{\partial \varepsilon}(\varepsilon, d) = \lim\limits_{\varepsilon \to 0^{+}} \dfrac{\psi(\varepsilon, d) - \psi(0, d)}{\varepsilon}$ et $\dfrac{\partial^{-}\psi}{\partial \varepsilon} = \lim\limits_{\varepsilon \to 0^{-}} \dfrac{\psi(\varepsilon, d) - \psi(0, d)}{\varepsilon}$,
donc $\dfrac{\partial \psi}{\partial \varepsilon}$ est continue.

Soit ε donné, $\alpha > 1$ donné, $\forall\ 0 \leqslant d \leqslant 1$,

$$\frac{\partial^{2}\psi}{\partial \varepsilon^{2}}(\varepsilon, d) = \begin{cases} (1-d)\,E > 0 & \text{si} \quad \varepsilon > 0 \\ \left(1-d^{\alpha}\right)E > 0 & \text{si} \quad \varepsilon < 0 \end{cases}, \tag{A.4}$$

donc $\dfrac{\partial \psi}{\partial \varepsilon}$ est croissante en ε et, par conséquent, ψ est convexe en ε.

Étude du signe de $-Y\dot{d}$

- $\dot{d} \geqslant 0$ car la variable d'endommagement est une fonction croissante (cf. §3.2.2) :

$$d = d_n = \max\left(d_{n-1}, \delta\right), \tag{A.5}$$

  avec δ l'endommagement potentiel, d_n et d_{n-1} la variable d'endommagement respectivement au pas n et $(n-1)$.

- $Y \leqslant 0$ car, $\forall \varepsilon$, $\forall\ 0 \leqslant d \leqslant 1$:

$$Y = \frac{\partial \psi}{\partial d}\left(\varepsilon, d\right) = -\frac{1}{2}E\left(\varepsilon^{+}\right)^{2} - \frac{1}{2}\alpha d^{\alpha-1}E\left(\varepsilon^{-}\right)^{2} \leqslant 0, \tag{A.6}$$

  avec $\alpha > 1, \varepsilon^{+} = \max\left(\varepsilon, 0\right)$ et $\varepsilon^{-} = \min\left(\varepsilon, 0\right)$.

donc

$$-Y\dot{d} \geqslant 0 \tag{A.7}$$

Annexe B

Campagne expérimentale

B.1 Présentation des essais et des moyens expérimentaux

B.1.1 Types d'essai

Les résultats expérimentaux présentés ici concernent deux types d'essais de flexion :

- Essai de flexion 4 points avec une éprouvette entaillée à mi-portée (cf. Figures B.1 et B.2),
- Essai de flexion 3 points avec une éprouvette non entaillée (cf. Figures B.3 et B.4).

Essai de flexion 4 points

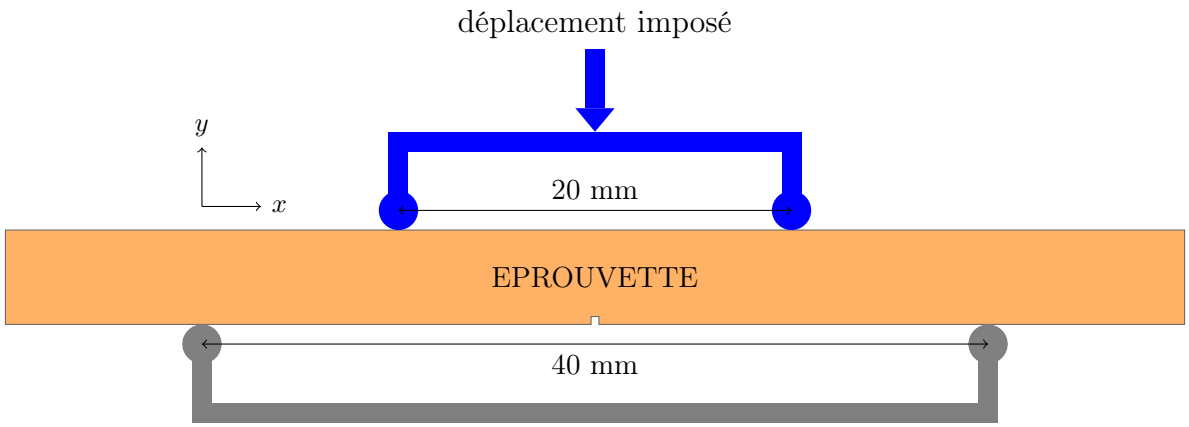


FIGURE B.1 – Schéma de l'essai de flexion 4 points.

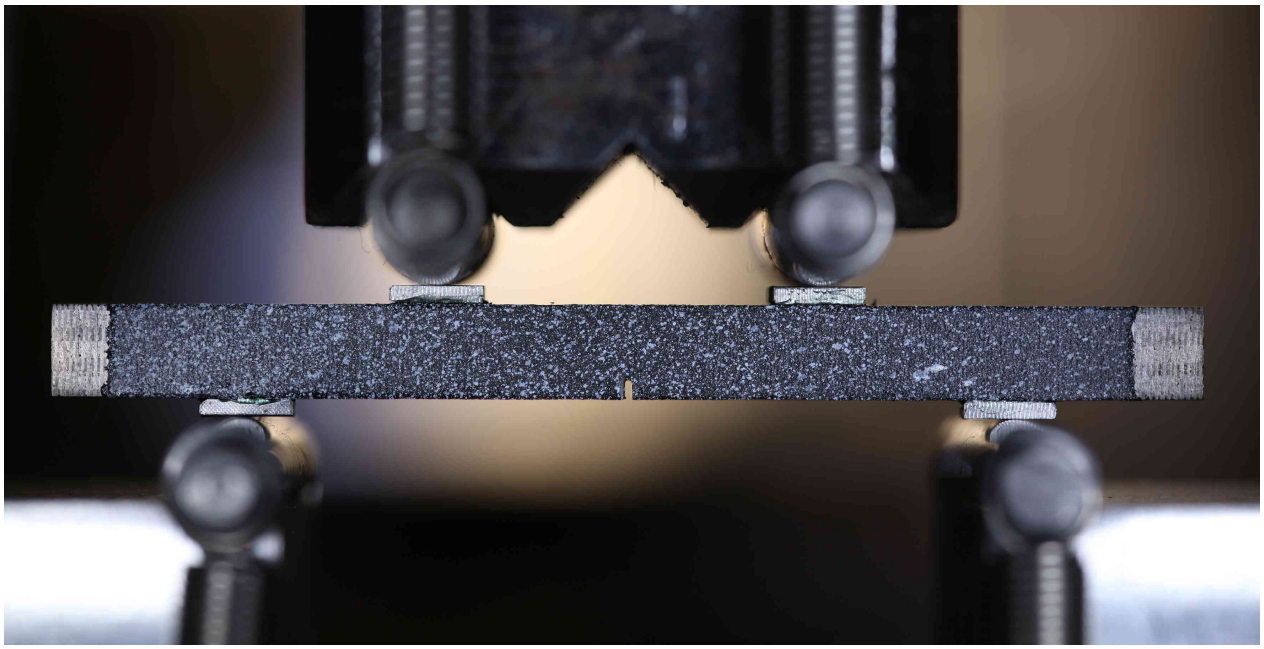


FIGURE B.2 – Photographie du montage de flexion 4 points avec une éprouvette entaillée à mi-portée.

Essai de flexion 3 points

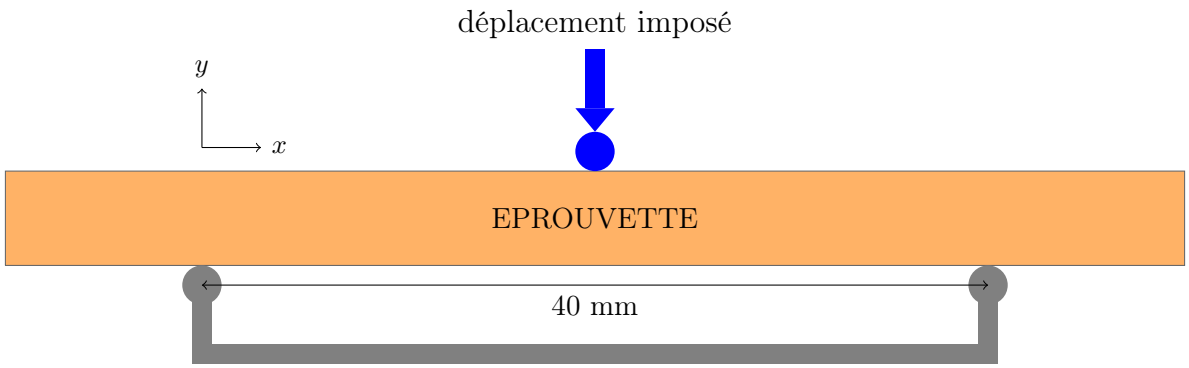


FIGURE B.3 – Schéma de l'essai de flexion 3 points.

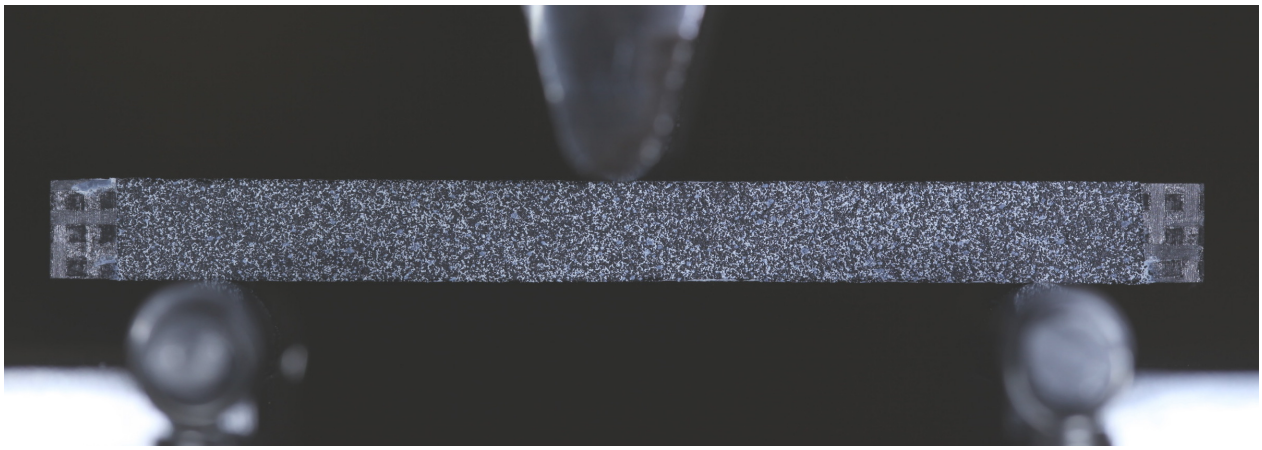


FIGURE B.4 – Photographie du montage de flexion 3 points avec une éprouvette non entaillée.

Les dimensions des éprouvettes sont précisées dans la section B.2. Il s'agit d'éprouvettes à section droite carrée d'environ 4,8 mm × 4,8 mm.

B.1.2 Moyens de mesure

Différents moyens de mesure ont été utilisés lors des essais de flexion (cf. Figure B.5). Ces derniers sont présentés par la suite.

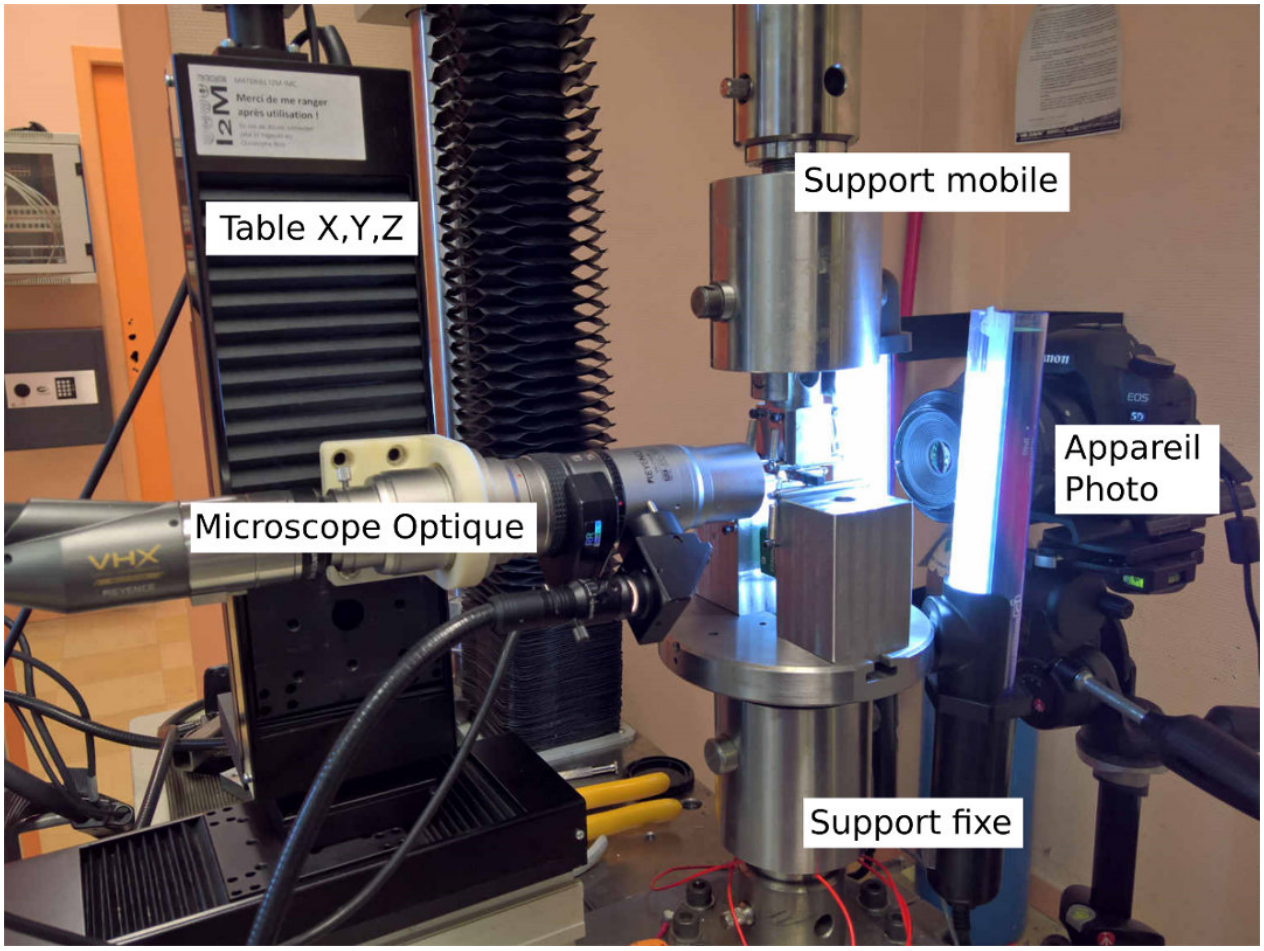


FIGURE B.5 – Photographie de l'ensemble du dispositif expérimental utilisé pour la réalisation d'essai de flexion.

Microscopie optique

Les observations sont réalisées à l'aide d'un microscope optique Keyence VHX-2000. Les images ont été prises avec l'objectif VH-Z100 permettant des grossissements x1000. Le microscope est placé sur une table de positionnement trois axes.
Cet instrument permet de suivre l'évolution de la fissure initiée au voisinage de l'entaille. Ainsi, des photos de la partie centrale de l'éprouvette (surface polie) sont prises pendant l'essai de flexion.

Corrélation d'images

Un mouchetis (Fig. B.6) est déposé à la surface d'une des faces latérales afin de mesurer les champs de déplacements au cours de l'essai de flexion. Ainsi, un appareil numérique (Canon 5D mrkII) est utilisé pour prendre les photos du mouchetis avec les réglages suivants : sensibilité du capteur Iso200, temps d'exposition $\frac{1}{80}$s, ouverture choisie selon les conditions d'éclairage (f/5.6 à f/8). Deux objectifs ont été utilisés : obj.1 (MP-E 65 mm) et obj.2 (Macro 100 mm). Pour le premier objectif la distance focale est fixe et la mise au point est réalisée avec une table de positionnement. Au contraire, la distance focale est variable pour le second objectif (la taille du pixel est déterminée avec une distance calibrée). Enfin, les champs de déplacement sont déterminés à l'aide du logiciel VIC-2D (Société Correlated Solutions).

Les déplacements $V(M_G)$, $V(G)$, $V(D)$ et $V(M_D)$ sont définis comme étant respectivement les moyennes des déplacements verticaux calculées dans chaque zone représentée dans la figure Fig. B.6 (encadrée en rouge). Le déplacement D ainsi que le déplacement relatif D_r sont alors définis par les relations suivantes :

$$D = \left(\frac{V(M_G) + V(M_D)}{2}\right) \tag{B.1}$$

$$D_r = \left(\frac{V(M_G) + V(M_D)}{2}\right) - \left(\frac{V(G) + V(D)}{2}\right) \tag{B.2}$$

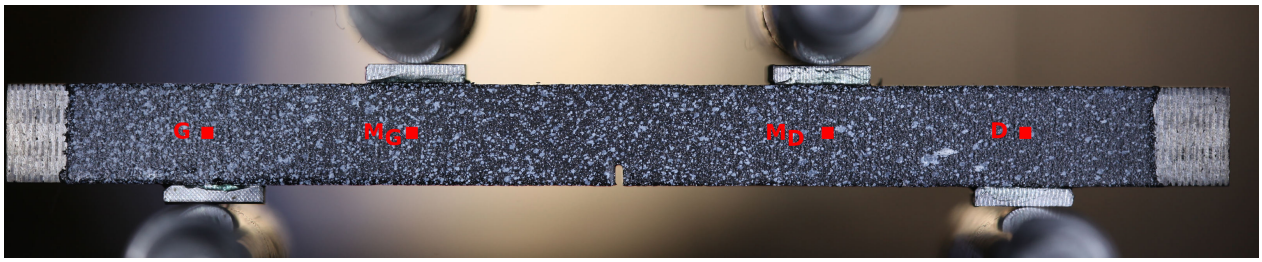


FIGURE B.6 – Mouchetis appliqué à la surface latérale d'une éprouvette permettant la mesure des champs de déplacement au cours d'un essai de flexion 4 points.

Dans le cas des essais de flexion 3 points, les déplacements $V(M_G)$, $V(G)$ et $V(M)$ sont définis comme étant respectivement les moyennes des déplacements verticaux calculées dans chaque zone représentée dans la figure Fig. B.7 (carré rouge). La flèche f est définie par la relation suivante :

$$f = V(M) - \left(\frac{V(G) + V(D)}{2}\right) \tag{B.3}$$

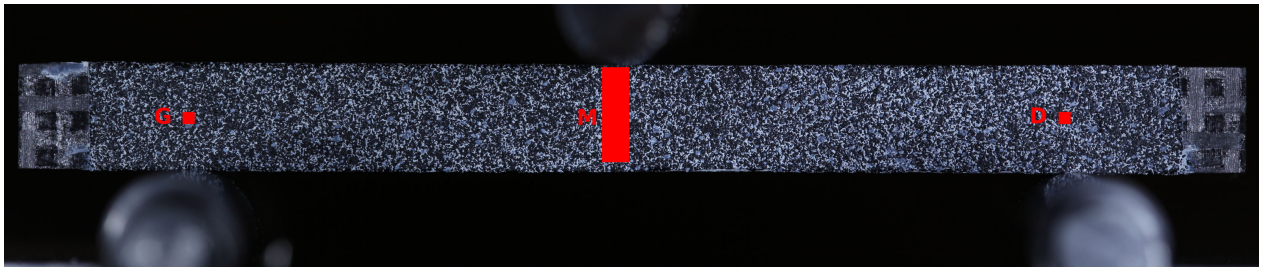


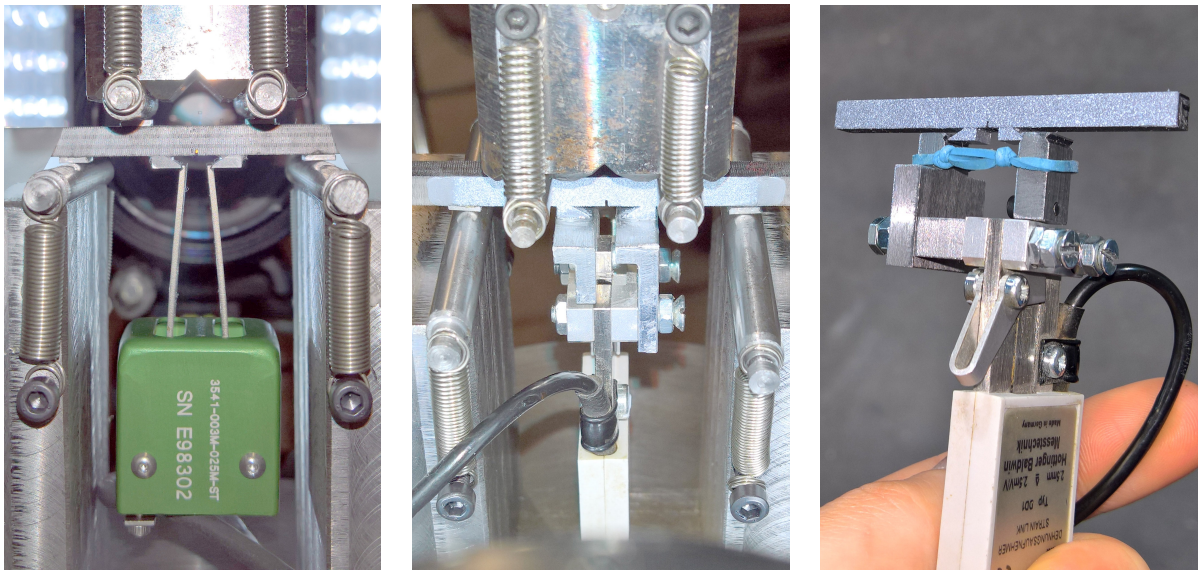
FIGURE B.7 – Mouchetis appliqué à la surface latérale d'une éprouvette permettant la mesure des champs de déplacement au cours d'un essai de flexion 3 points.

Capteur d'ouverture d'entaille

Dans le cas de certains essais de flexion 4 points, un capteur est placé sur l'éprouvette afin suivre l'évolution de l'ouverture de l'entaille au cours de l'essai. Ainsi, deux technologies ont été utilisées :

- Un capteur du type Clip-on-gage de la société Epsilon Technology (COD 3541-003M-025-ST). L'ouverture initiale était d'environ 4 mm (cf. Figure B.8(a)). Dans cette configuration, le capteur permet la mesure de l'ouverture comprise entre 2 mm et 5,5 mm avec une erreur moyenne d'environ 1μm.

- Un capteur du type Extensomètre HBM (Capteur DD1, cf. Figures B.8(b) et B.8(c)). La longueur de jauge initiale était d'environ 14 mm, plage nominale de mesure ± 2,5 mm.



(a) (b) (c)

FIGURE B.8 – Description des solutions pour la mesure de l'ouverture de l'entaille : (a) COD, (b) HBM collé, (c) HBM standard.

Dans les deux cas, des couteaux en aluminium (largeur 4,8 mm, longueur collée 1,9 mm) sont collés de part et d'autre de l'entaille. La géométrie des couteaux est donnée dans la Figure B.9. Ces derniers sont collés à la surface de l'éprouvette à l'aide de l'adhésif 3M Scotch-Weld EC-9323 B/A. Dans le cas du capteur HBM, deux configurations ont été testées. La première (cf. Figure B.8(b)) consiste à coller les branches du capteur aux couteaux. Dans la seconde (cf. Figure B.8(c)), des éléments intermédiaires ont été usinés afin de maintenir le capteur à l'aide d'un fil élastique.

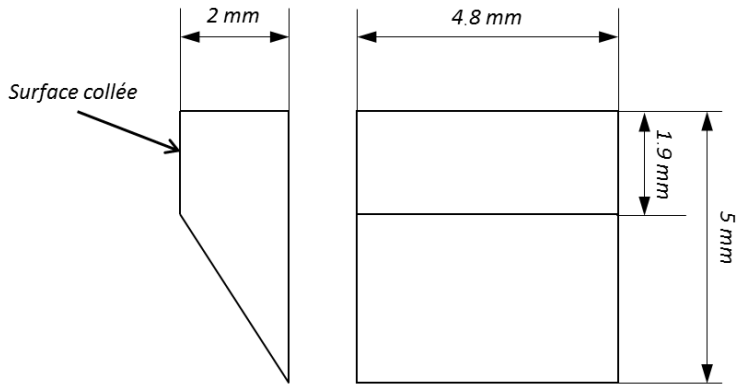


FIGURE B.9 – Schéma du couteau collé de part et d'autre de l'entaille.

Émission acoustique

Lors de certains essais de flexion 4 points, deux capteurs du type Nano30 ont été utilisés. Ils sont couplés à la surface de l'éprouvette à l'aide de graisse silicone et maintenus avec des pinces. Le diamètre du capteur est 7,93 mm. Sa fréquence de résonance est 300 kHz avec une plage de fonctionnement qui s'étend de 125 à 750 kHz.
La vitesse apparente des ondes acoustiques a été déterminée à partir de cassés de mines de crayon. Le logiciel AEWIN a été utilisé afin de réaliser l'acquisition des données ainsi que la localisation des événements acoustiques (1D). Le seuil de détection est fixé à 34 dB.

B.1.3 Liste des essais

Les Tables B.1, B.2 et B.3 détaillent respectivement les essais réalisés pour chacune des éprouvettes (29 au total). Le mode de pilotage de l'essai et l'instrumentation utilisée lors de chaque essai y sont notamment précisés. Ainsi, dans les tableaux suivants, le signe + indique que cette technique est utilisée, le signe - indiquant le contraire.

Éprouvette	Pilotage de l'essai	Capteur d'ouverture d'entaille	Corrélation d'images	Émission Acoustique	Microscopie in-situ
FZ2	Traverse	COD	Obj. 1	+	+
FZ3	Ouv. fiss.	COD	Obj. 1	-	+
FZ4	Traverse	-	Obj. 1	-	-
FZ5	Ouv. fiss.	COD	Obj. 1	-	-
FZ6	Ouv. fiss.	HBM Collé	Obj. 1	-	-
FZ7	Ouv. fiss.	HBM	Obj. 1	-	-
FZ8	Ouv. fiss.	HBM	Obj. 1	-	-
FZ9	Ouv. fiss.	HBM	Obj. 1	-	-
FZ10	Ouv. fiss.	HBM	Obj. 1	-	-
FZ11	Traverse (Cyc)	-	Obj. 2	-	-
FZ12	Traverse (Cyc)	-	Obj. 2	-	-
FZ13	Traverse (Cyc)	-	Obj. 2	-	-
FZ14	Traverse (Cyc)	-	Obj. 2	-	-
FZ15	Traverse (Cyc)	-	Obj. 2	-	-

Table B.1 – Liste des essais réalisés en flexion 4 points dans le cas des 14 éprouvettes FZ.

Éprouvette	Pilotage de l'essai	Corrélation d'images	Émission Acoustique	Microscopie in-situ
FX2	Traverse	Obj. 1	-	+
FX3	Traverse	Obj. 1	+	+
FX4	Traverse (Cyclé)	Obj. 1	-	+
FX5	Traverse (Cyclé)	Obj. 1	-	+
FX6	Traverse (Cyclé).	Obj. 1	-	+
FX7	Traverse (Cyclé)	Obj. 2	-	+
FX8	Traverse (Cyclé)	Obj. 2	-	+
FX9	Traverse (Cyclé)	Obj. 2	-	+
FX10	Traverse (Cyclé)	Obj. 2	-	+
FX11	Traverse (Cyclé)	Obj. 2	-	+

Table B.2 – Liste des essais réalisés en flexion 4 points dans le cas des 10 éprouvettes FX.

Éprouvette	Pilotage de l'essai	Corrélation d'images	Émission Acoustique	Microscopie in-situ
FX12	Traverse	Obj. 2	-	-
FX13	Traverse	Obj. 2	-	-
FX14	Traverse	Obj. 2	-	-
FX15	Traverse	Obj. 2	-	-
FX16	Traverse	Obj. 2	-	-

Table B.3 – Liste des essais réalisés en flexion 3 points dans le cas des 5 éprouvettes FX.

B.2 Les éprouvettes

B.2.1 Géométrie des éprouvettes

Les éprouvettes ont une géométrie de section carrée d'environ 4,8 mm × 4,8 mm. Les faces des éprouvettes sont normales aux directions des baguettes (X, Y et Z).

Deux types d'éprouvettes ont été testées (deux exceptions sont mentionnées ci-dessous) :
- Éprouvettes FZi : la direction longitudinale des baguettes Z est alignée avec l'axe longitudinal de l'éprouvette (cf. Figure B.10(a)),
- Éprouvettes FXi : la direction longitudinale des baguettes X est alignée avec l'axe longitudinal de l'éprouvette (cf. Figure B.10(b)). Dans la configuration standard, notée G1, la direction Z est perpendiculaire à la direction de la charge,

où i est un indice référençant chacune des éprouvettes.

Note 1. L'éprouvette FX2 a été testée dans une configuration différente où l'éprouvette est tournée de 90° autour de la direction X, faisant correspondre la direction matériau Z avec la direction de la charge. Une image de l'éprouvette est donnée sur la Figure B.21.

Note 2. L'éprouvette FX6 a été usinée avec une distribution des méso-constituants différente (géométrie G2, cf. Figure B.11(b)). Elle a été testée dans la configuration où la direction Z est perpendiculaire à la direction de la charge.

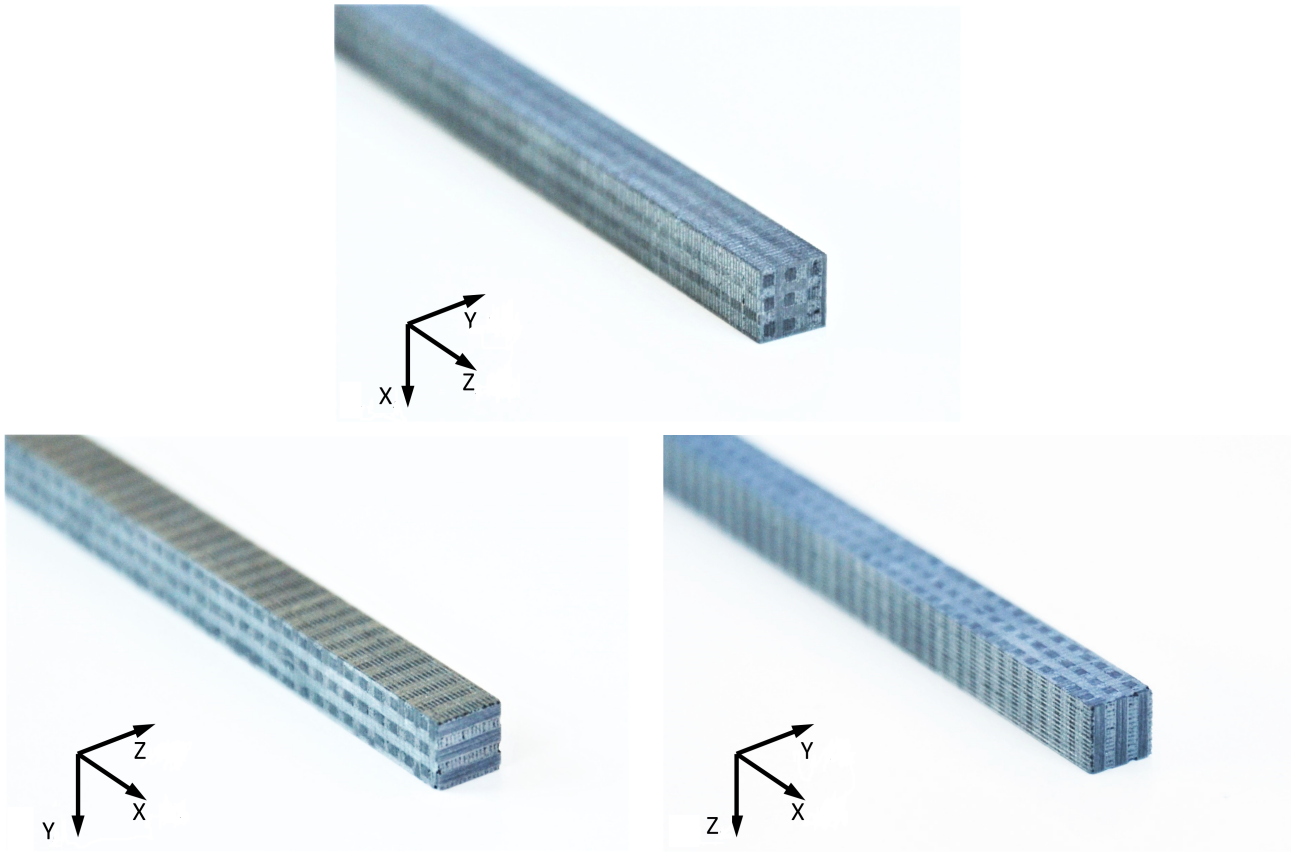
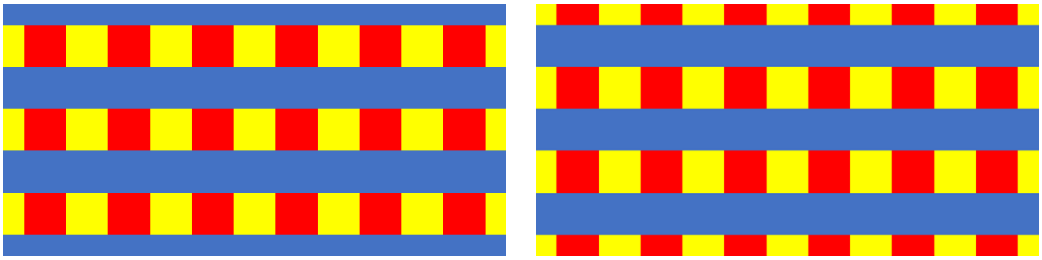


FIGURE B.10 – Photographies montrant la forme des éprouvettes et la distribution des méso-constituants : (a) FZ, (b) FX standard, (c) FX géométrie 2.



(a) (b)

FIGURE B.11 – Schémas de la vue de coté des éprouvettes FX (a) standard, (b) géométrie 2.

B.2.2 Dimensions des éprouvettes

Les dimensions des éprouvettes sont données dans les tables B.4 et B.5 respectivement pour les éprouvettes FZ et FX.

Éprouvette	**l** [mm]	**h** [mm]	**b** [mm]	**p** [mm]
FZ2	59,83	4,805	4,765	1,091
FZ3	59,80	4,780	4,710	0,970
FZ4	59,83	4,803	4,777	0,992
FZ5	59,77	4,804	4,740	1,050
FZ6	59,80	4,812	4,759	1,082
FZ7	59,83	4,796	4,770	1,016
FZ8	59,81	4,780	4,731	1,007
FZ9	59,82	4,785	4,722	0,993
FZ10	59,80	4,787	4,675	1,013
FZ11	59,88	4,801	4,804	0,995
FZ12	59,87	4,814	4,832	0,991
FZ13	59,87	4,809	4,794	0,993
FZ14	59,82	4,774	4,800	0,994
FZ15	59,87	4,802	4,807	0,996
Moyenne [mm]	59,83	4,797	4,763	1,013
Ecart-type [mm]	0,033	0,013	0,044	0,036
Ecart-type relatif [%]	0,055	0,271	0,916	3,549

Table B.4 – Dimensions des 14 éprouvettes de flexion FZ.

Éprouvette	**l** [mm]	**h** [mm]	**b** [mm]
FX2	56,13	4,814	4,718
FX3	56,01	4,815	4,717
FX4	56,00	4,773	4,775
FX5	56,02	4,786	4,783
FX6	56,01	4,778	4,754
FX7	55,93	4,819	4,815
FX8	55,97	4,810	4,804
FX9	55,97	4,801	4,804
FX10	55,94	4,811	4,802
FX11	56,03	4,800	4,790
FX12	56,03	4,820	4,820
FX13	56,03	4,822	4,826
FX14	55,99	4,830	4,837
FX15	56,06	4,827	4,831
FX16	56,04	4,817	4,823
Moyenne [mm]	56,01	4,808	4,793
Ecart-type [mm]	0,049	0,017	0,038
Ecart-type relatif [%]	0,088	0,359	0,794

TABLE B.5 – Dimensions des 15 éprouvettes de flexion FX.

Pour les essais de flexion 4 points, l'éprouvette est entaillée dans toute sa largeur et en son milieu à l'aide d'une scie circulaire (diamantée). L'épaisseur de cette entaille est de 0,4 mm. La profondeur de l'entaille pour les éprouvette FZ est d'environ 1 mm (cf. dernière colonne de la Table B.4). Pour les éprouvettes FX, la profondeur de l'entaille est de 0,4 mm (cf. Figure B.12).

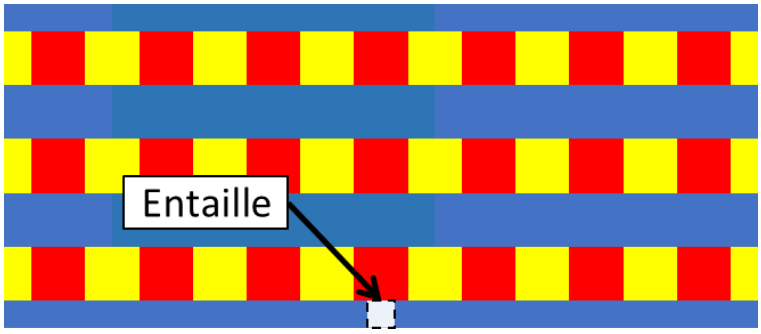


FIGURE B.12 – Schéma de la vue de coté des éprouvettes FX montrant la position de l'entaille. Légende des couleurs : rouge = baguette Z, bleu/vert = baguettes X, jaune = matrice.

B.2.3 Préparation des éprouvettes

La préparation des éprouvettes se déroule en différentes étapes, présentées dans la Table B.6. La troisième colonne énumère les étapes systématiques réalisées pour l'ensemble des essais. Les deux dernières colonnes listes les étapes nécessaires lorsque l'essai doit être associé respectivement à des observations in-situ et au suivi de l'ouverture de fissure (signe +).

Étape	**Description**	Config. de base	Microscopie in-situ	Suivi ouverture de fissure
1	Polissage 1	+		
2	Mesure des dimensions	+		
3	Réalisation de l'entaille (Flexion 4-points uniquement)	+		
4	Collage des couteaux			+
5	Polissage 2 (Intermédiaire)		+	+
6	Polissage 3 (Finition)		+	
7	Mesure des dimensions finales	+		
8	Masquer la face polie	+		
9	Peinture mouchetis	+		

Table B.6 – Étapes de la préparation des éprouvettes de flexion.

B.3 Résultats expérimentaux

B.3.1 Essais de flexion 4 points pour les éprouvettes FZ

Relation Force-Déplacement

La figure Fig.B.13 montre la relation force-déplacement pour les éprouvettes FZ11 à FZ15 (éprouvettes testées dans les mêmes conditions). Le déplacement tracé dans cette figure est le déplacement relatif donné par l'Équation B.2.

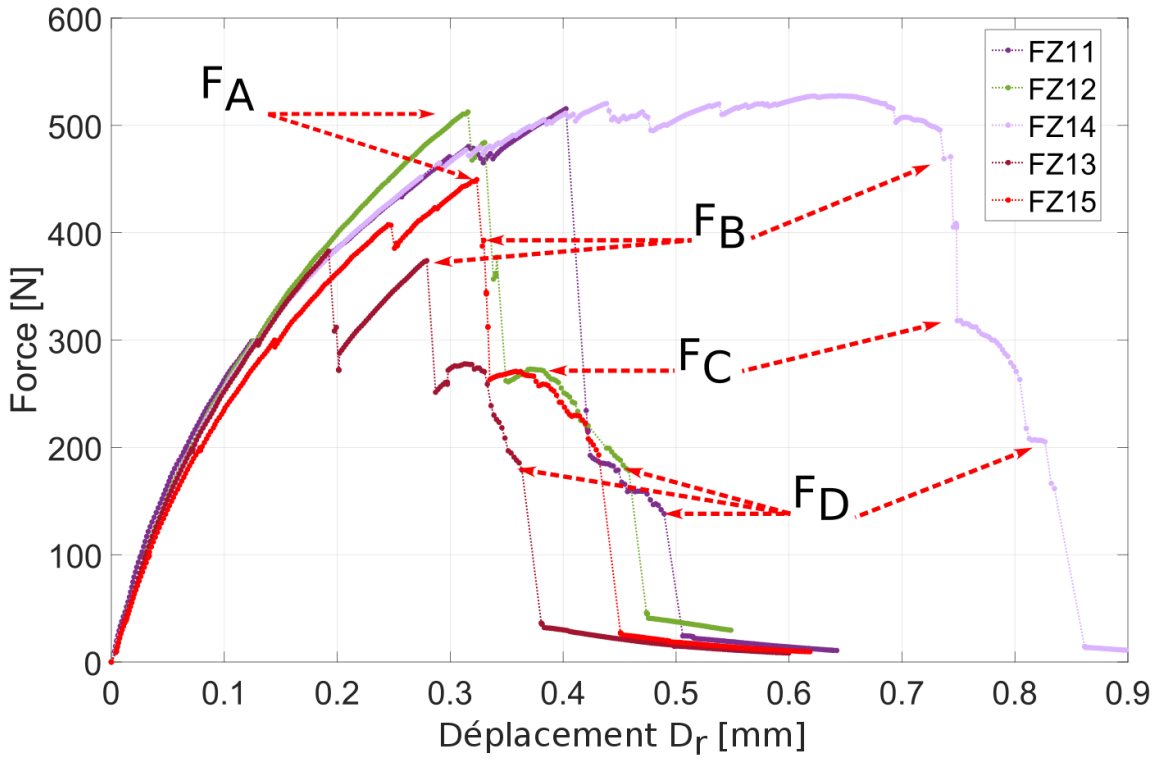


FIGURE B.13 – Courbes force-déplacement pour les éprouvettes FZ11 à FZ15.

La Figure B.14 présente la relation force-déplacement dans le cas d'un essai de flexion 4 points FZ avec des cycles de charge-décharge.

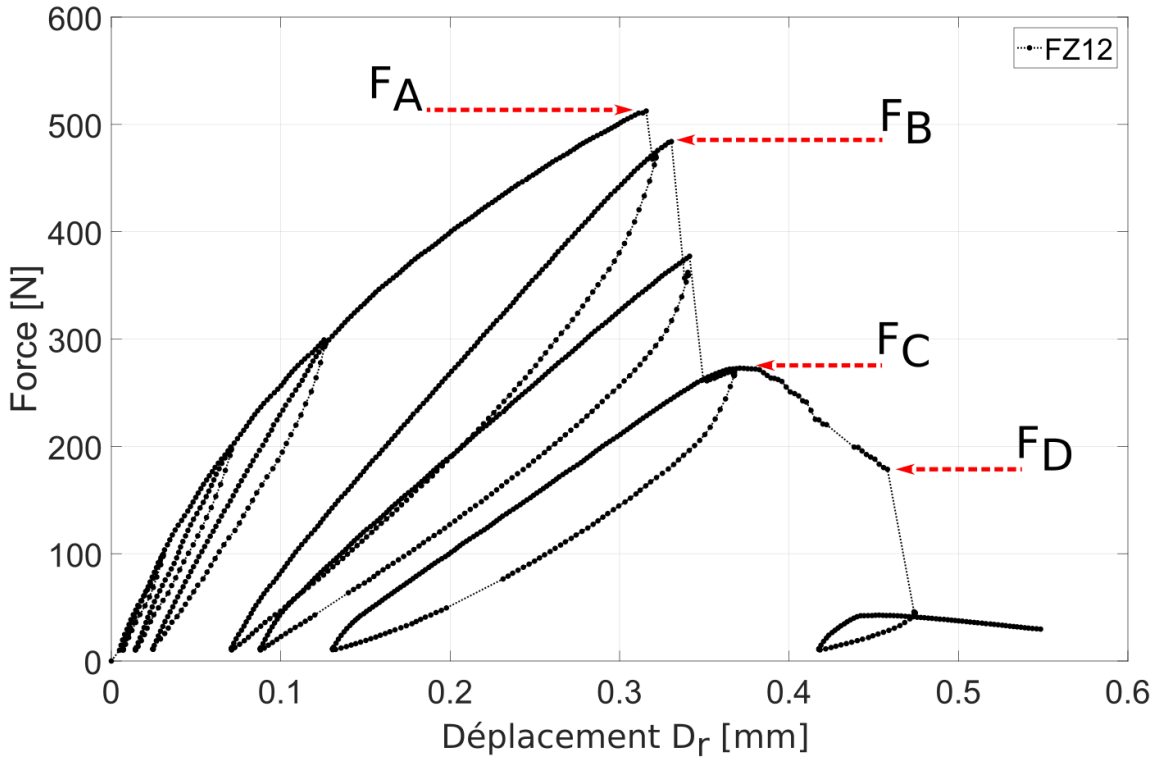


FIGURE B.14 – Courbe Force-Déplacement pour l'éprouvette FZ12 avec les cycles de charge-décharge.

Activité acoustique

Un suivi in-situ de l'endommagement a été réalisé par émission acoustique lors de l'essai sur l'éprouvette FZ2. La Figure B.15 décrit l'activité acoustique d'un point de vue global en lien avec la courbe force-déplacement, et la Figure B.16 présente la distribution spatiale de cette activité en fin d'essai. Cette dernière montre qu'une activité existe tout le long de l'éprouvette mais elle est la plus forte au voisinage de l'entaille. Pour cette raison, la zone au voisinage de l'entaille est observée au microscope au cours de l'essai. La Figure B.17 présente des micrographies au voisinage de l'entaille prises à des niveaux de chargement intermédiaires.

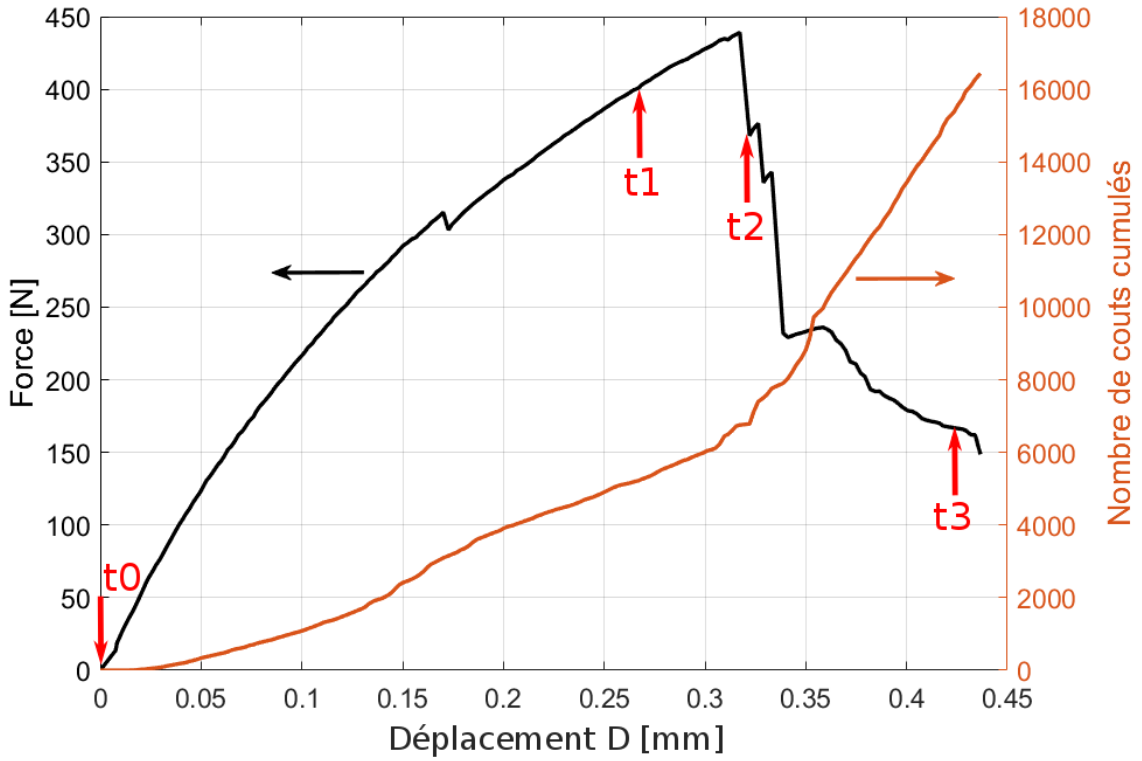


FIGURE B.15 – Suivi de l'endommagement mécanique par émission acoustique (nombre de couts cumulés) au cours d'un essai de flexion 4 points sur l'éprouvette FZ2.

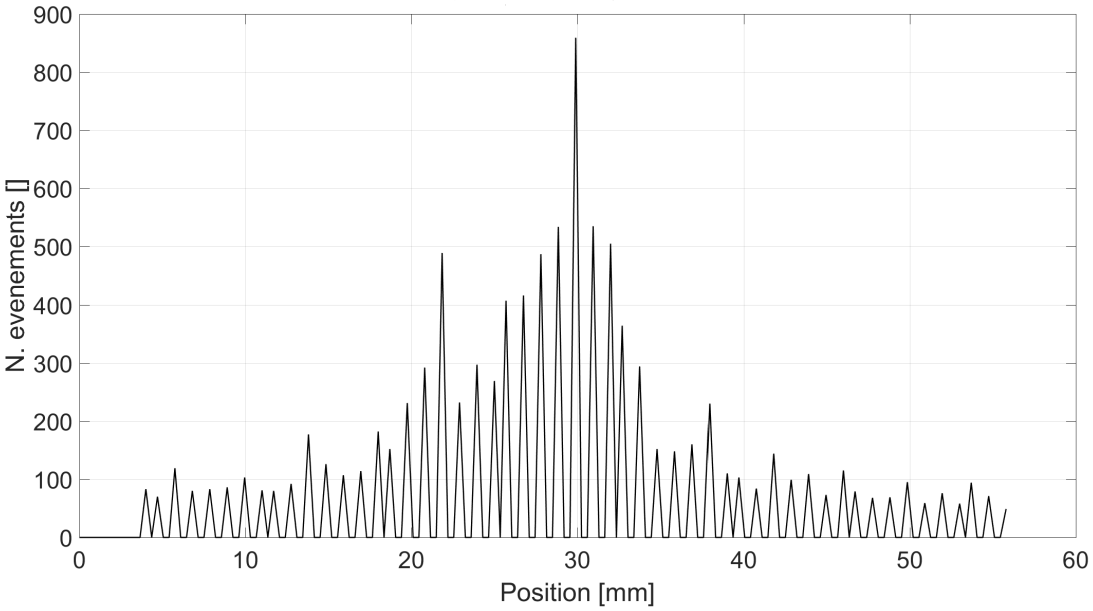


FIGURE B.16 – Distribution du nombre cumulé d'évènements (émission acoustique) le long de l'éprouvette FZ2 (l'entaille est située à 30 mm).

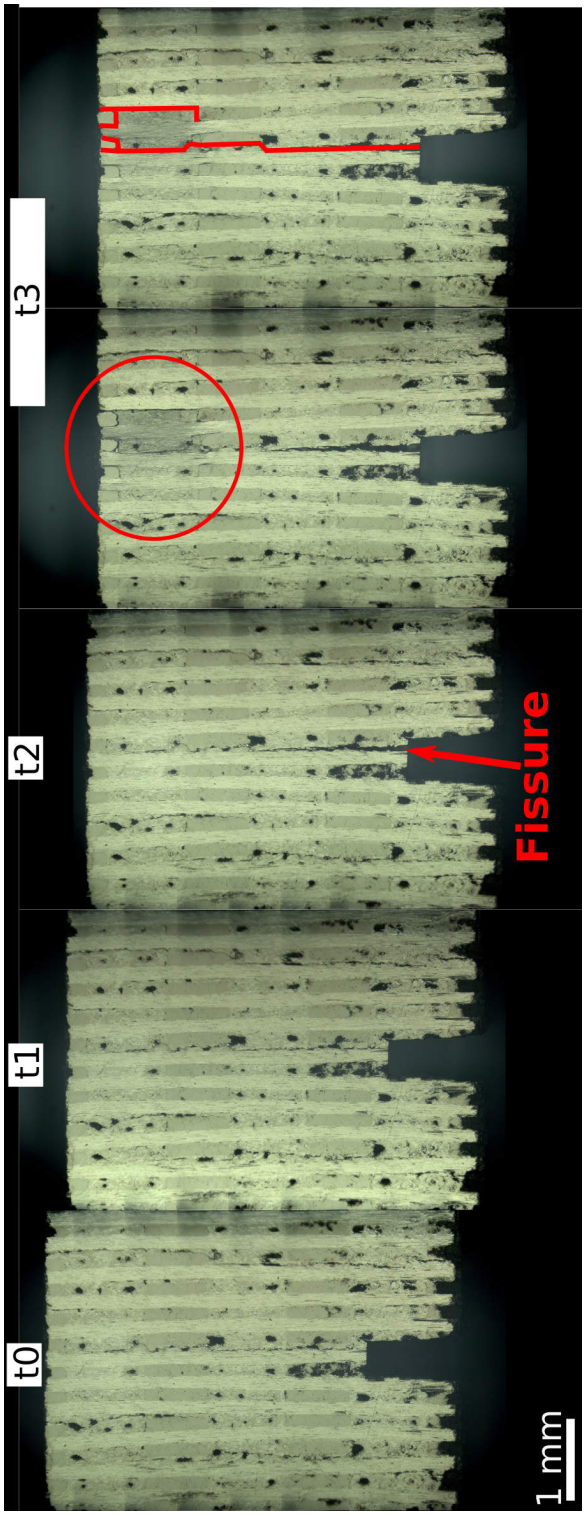


FIGURE B.17 – Micrographies montrant l'évolution (endommagement) de la zone au voisinage de l'entaille pour l'éprouvette FZ2.

B.3.2 Essais de flexion 4 points pour les éprouvettes FX

Relation Force-Déplacement

La Figure B.18 représente la relation force-déplacement pour les éprouvettes FX7 à FX11 (éprouvettes testées dans les mêmes conditions). Le déplacement tracé dans cette figure est le déplacement D_r (cf. Équation B.2).

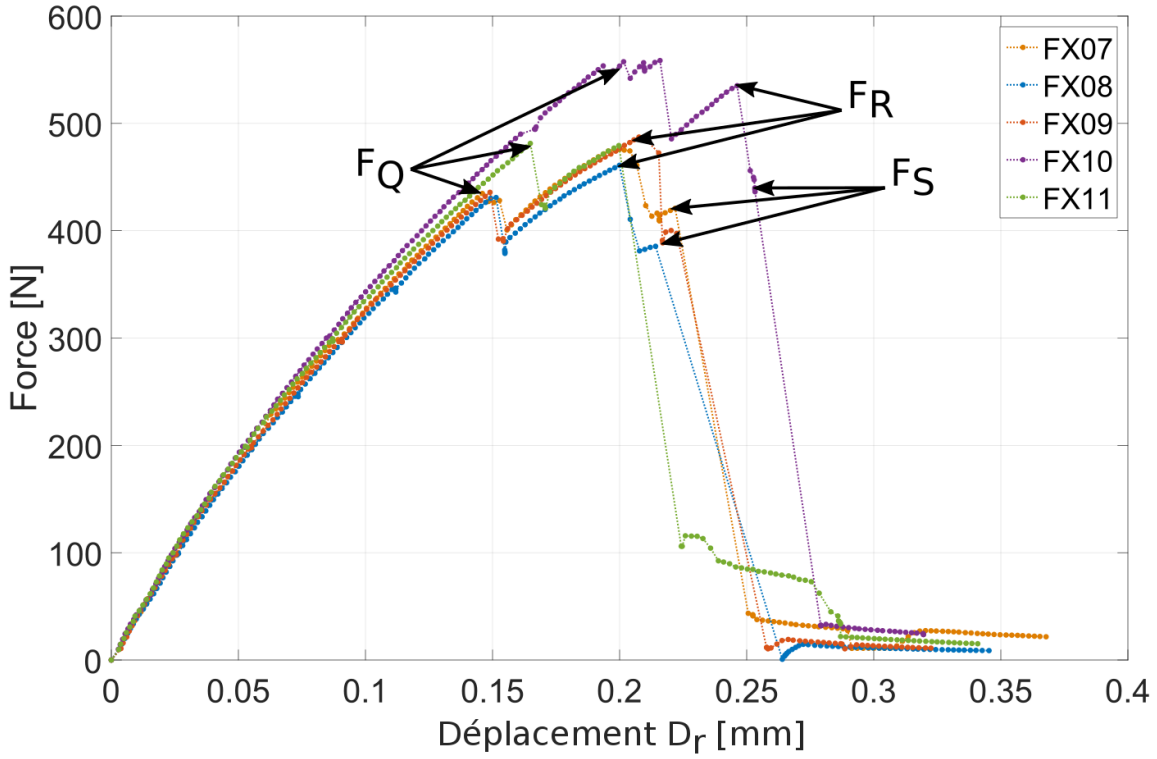


FIGURE B.18 – Courbes force-déplacement pour les éprouvettes FX7 à FX11.

La Figure B.19 présente la relation force-déplacement dans le cas d'un essai avec des cycles de charge-décharge. Pour la comparaison avec la simulation, seule la courbe enveloppe des différents cycles est utilisée.

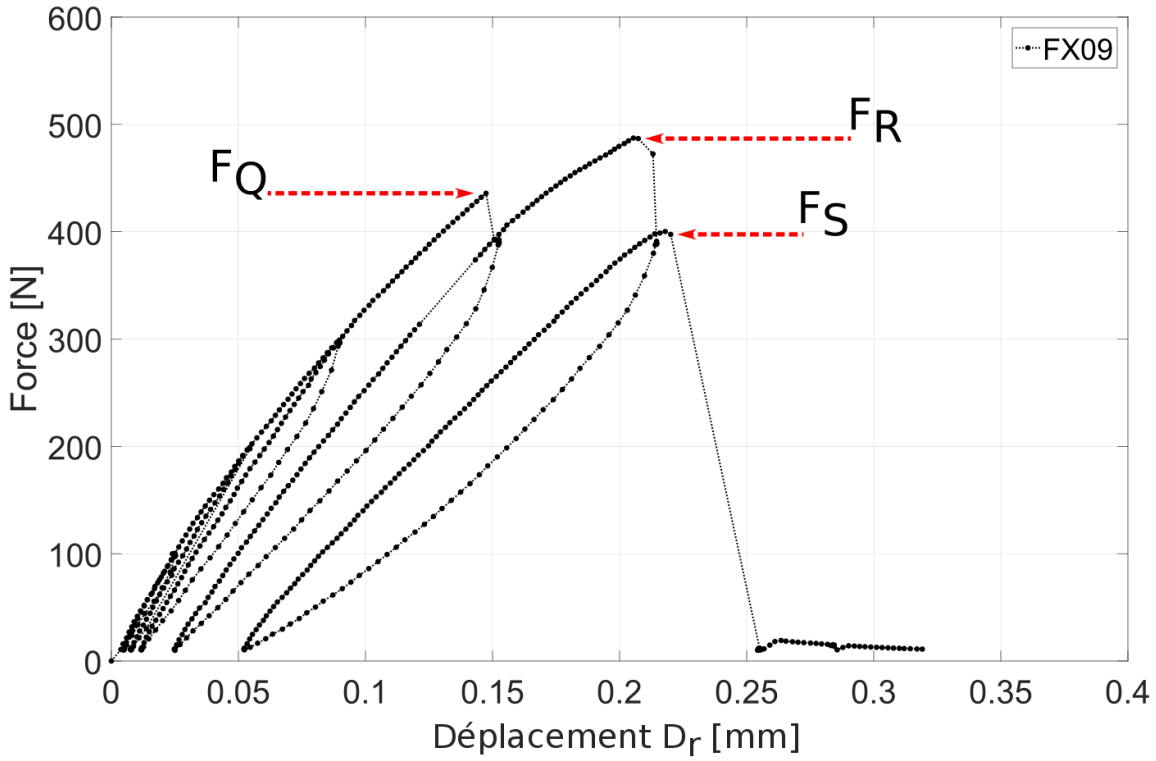


FIGURE B.19 – Courbe force-déplacement pour l'éprouvette FX9 avec les cycles de charge-décharge.

Activité acoustique

Un suivi in-situ de l'endommagement réalisé par émission acoustique lors de l'essai sur l'éprouvette FX3. La Figure B.20 décrit l'activité acoustique d'un point de vue global en lien avec la courbe force-déplacement.

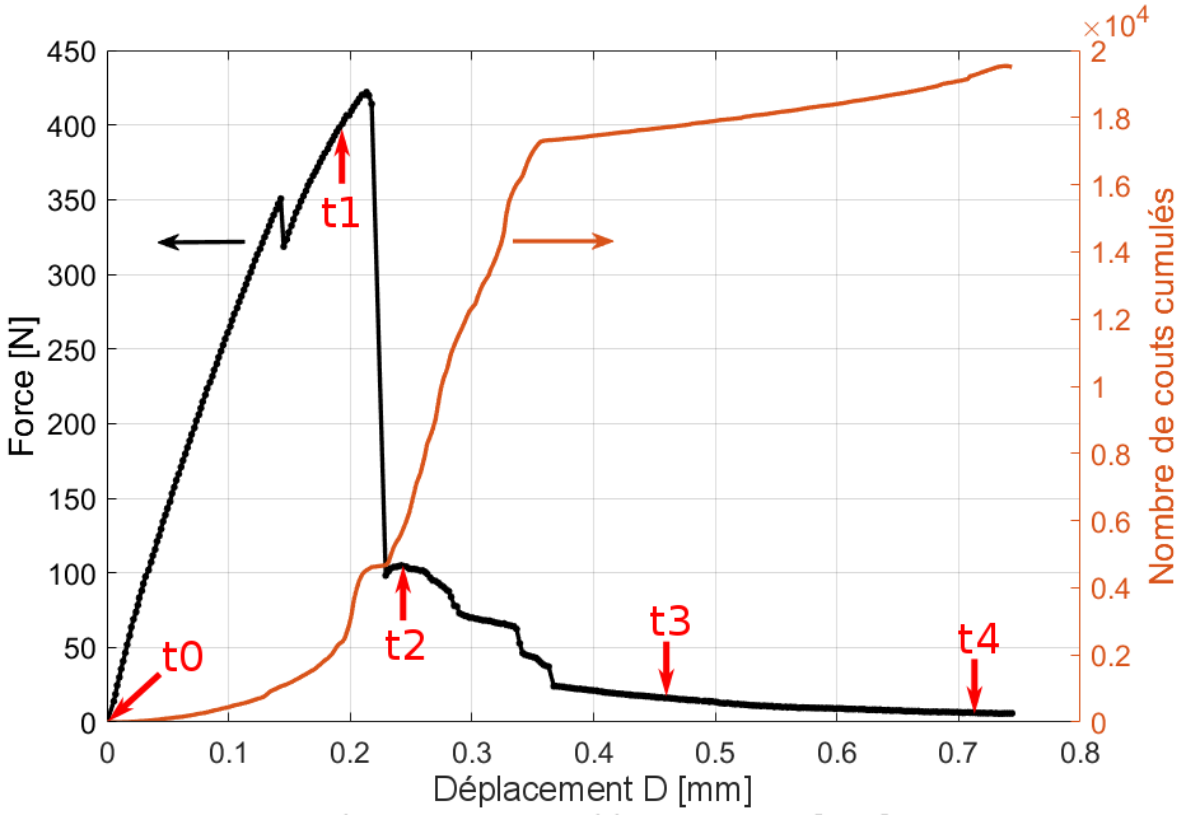


FIGURE B.20 – Suivi de l'endommagement mécanique par émission acoustique (nombre de couts cumulés) au cours d'un essai de flexion 4-points sur une éprouvette FX (FX3).

La figure B.21 présente les micrographies post-mortem des éprouvettes FX2 à FX11 au voisinage de l'entaille.

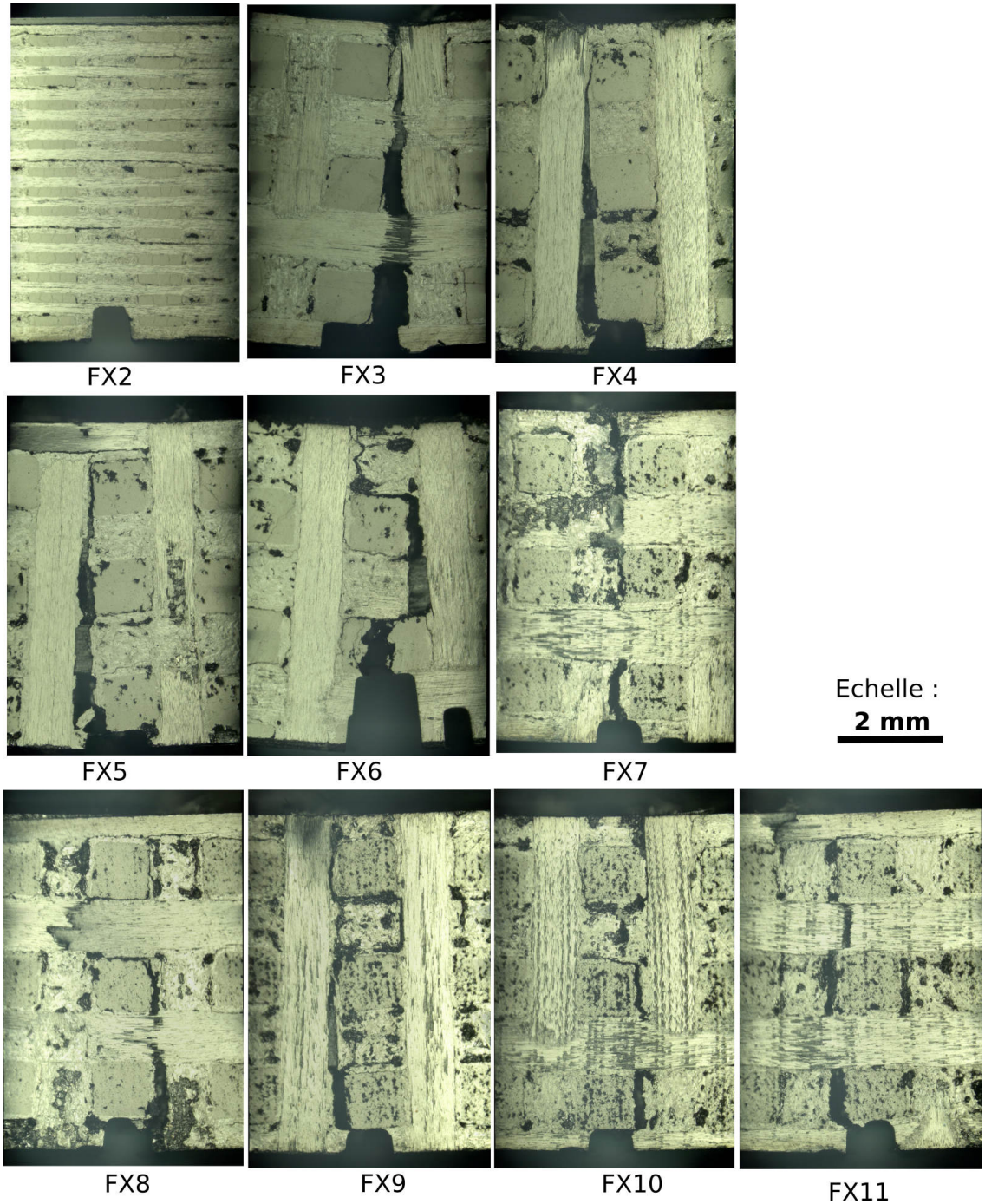


FIGURE B.21 – Micrographies montrant la zone au voisinage de l'entaille en fin d'essai pour les éprouvettes FX2 à FX11.

Notons que dans le cas particulier de l'éprouvette FX2, la rupture n'a pas eu lieu au voisinage de l'entaille (cf. Figure B.22). En effet, la fissure s'est amorcée sous l'appui mobile à gauche. Cela s'explique par la compétition entre l'endommagement piloté par le cisaillement et celui piloté par l'entaille. Ici, l'entaille n'est pas suffisamment profonde, compte tenu de l'orientation de l'éprouvette FX2, pour piloter la rupture.

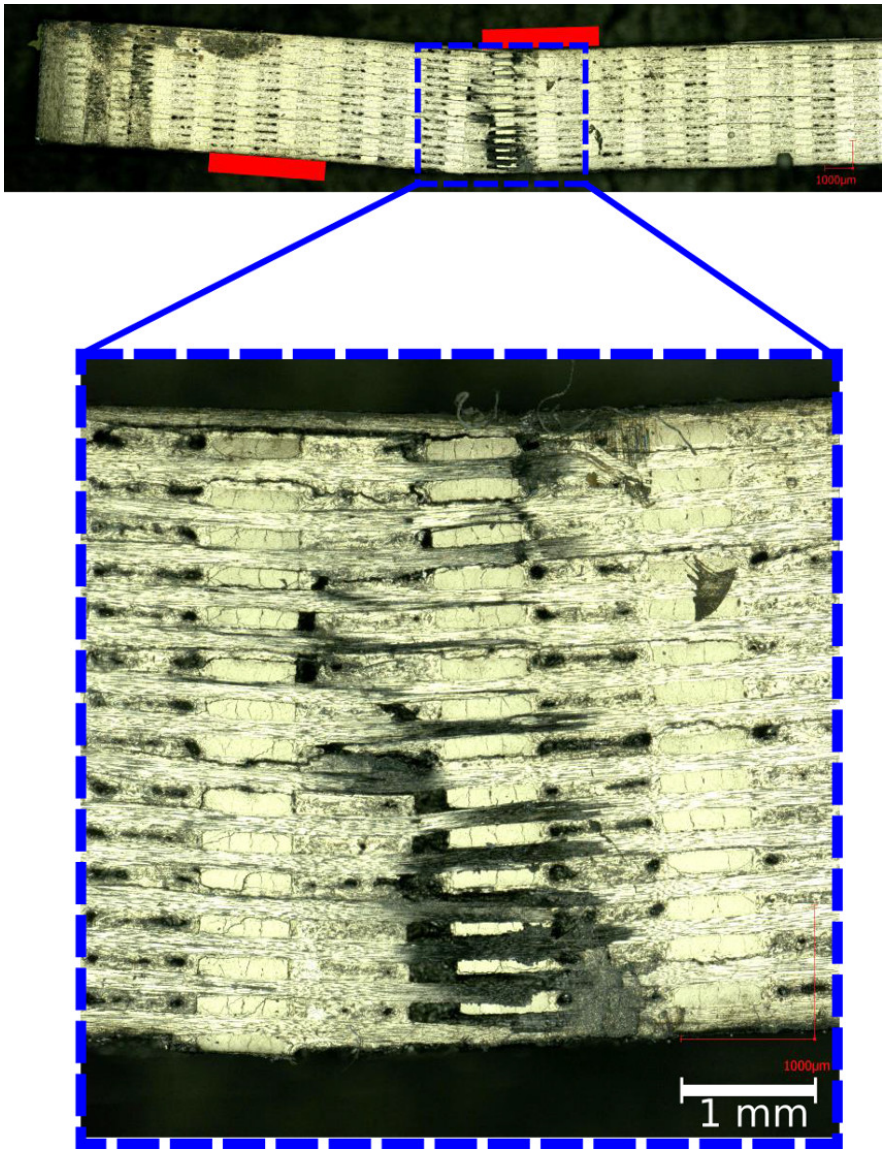


FIGURE B.22 – Micrographies montrant l'évolution de la zone au voisinage de la zone rompue pour l'éprouvette FX2 (rupture sous les appuis).

Les Figures B.23, B.24 et B.25 présentent des micrographies au voisinage de l'entaille prises à des niveaux de chargement intermédiaires pour les essais FX3, FX8 et FX11.

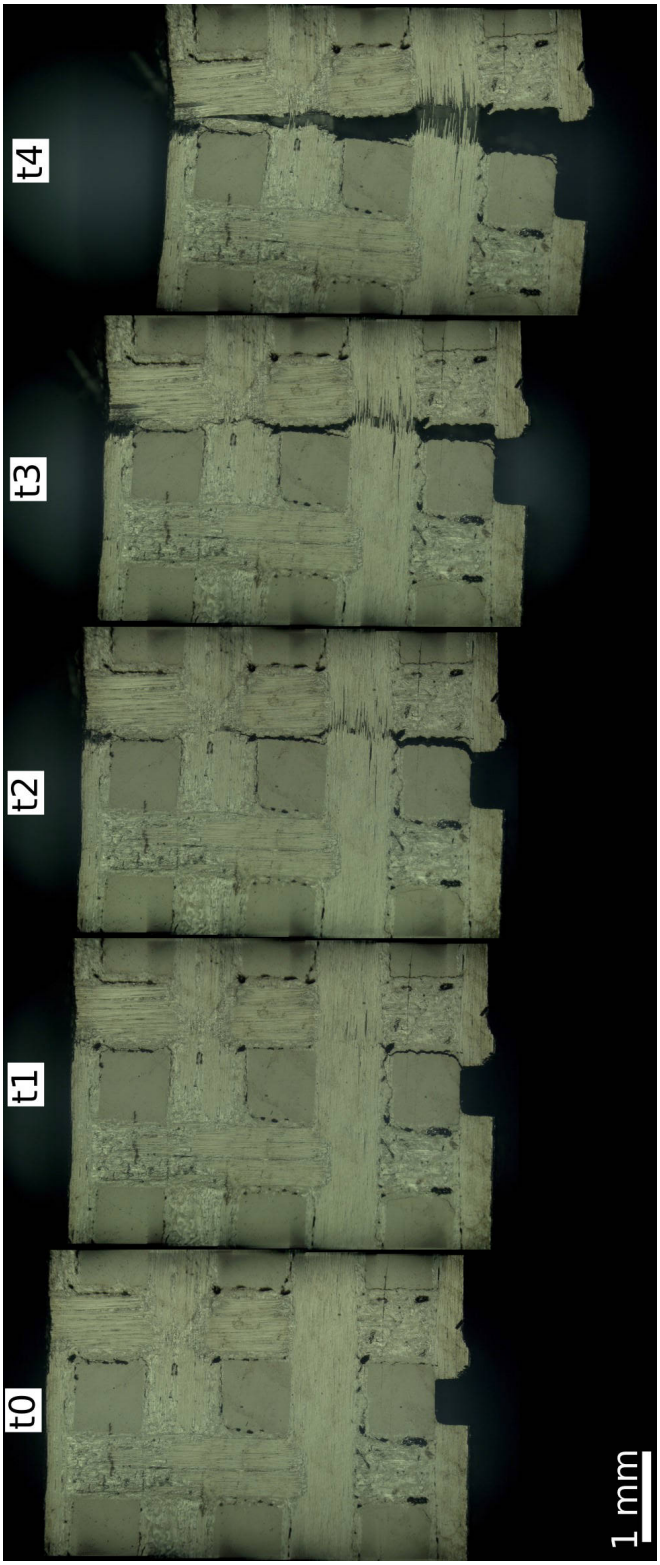


FIGURE B.23 – Micrographies montrant l'évolution de la zone au voisinage de l'entaille pour l'éprouvette FX3.

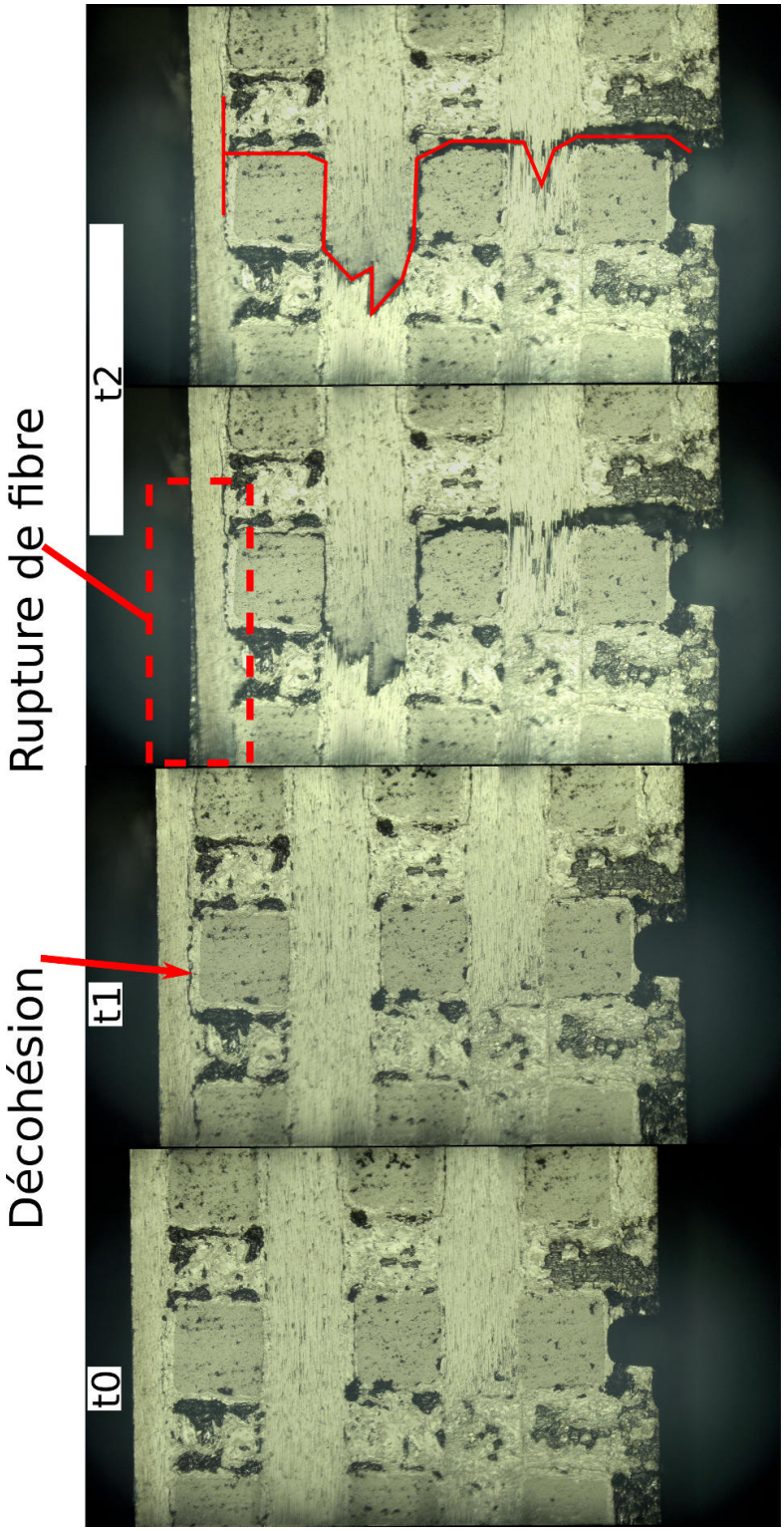


FIGURE B.24 – Micrographies montrant l'évolution de la zone au voisinage de l'entaille pour l'éprouvette FX8.

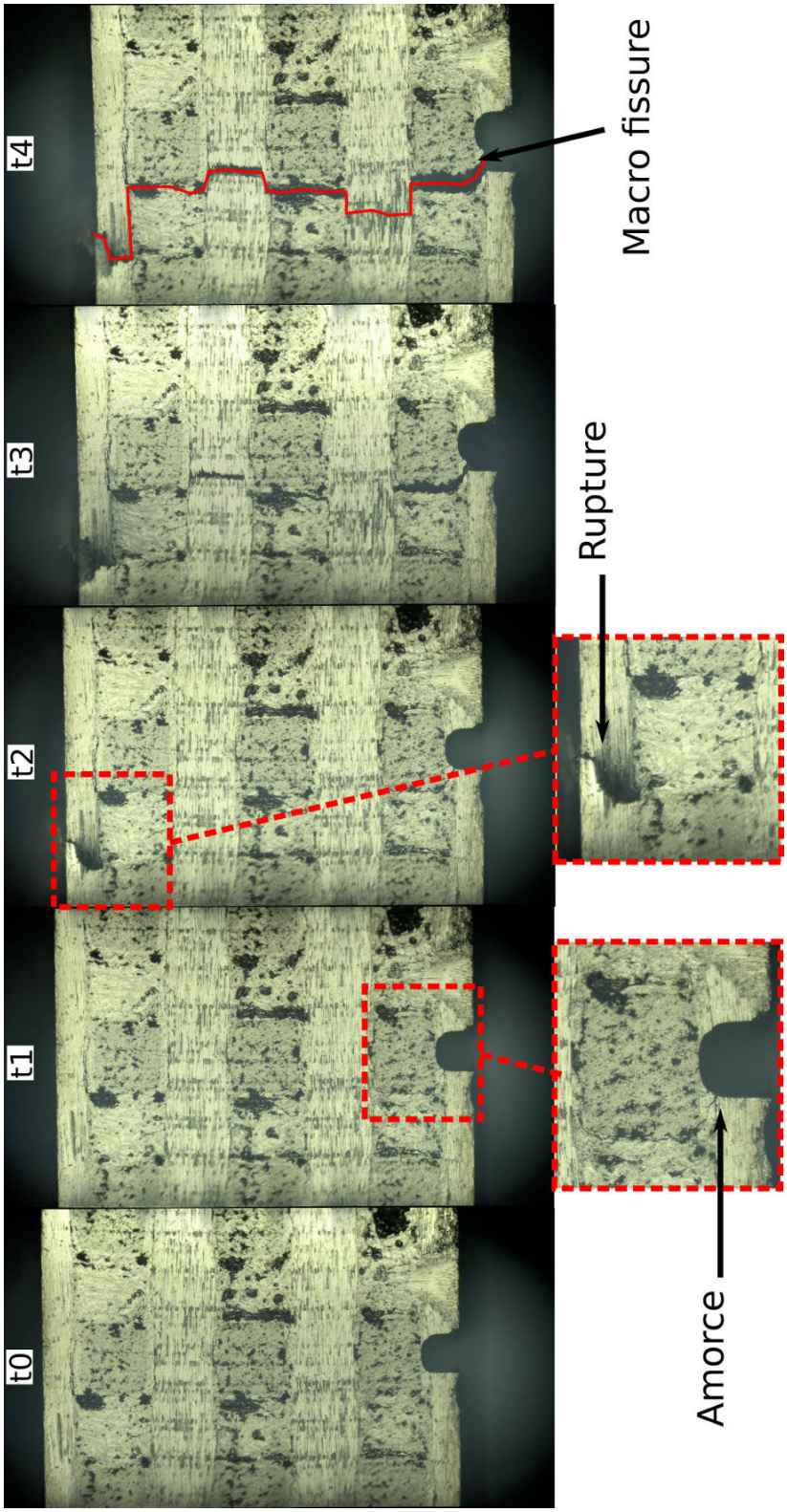


FIGURE B.25 – Micrographies montrant l'évolution de la zone au voisinage de l'entaille pour l'éprouvette FX11.

La Figure B.26 est une micrographie post-mortem montrant un endommagement qui s'apparente à une rupture en compression (microflambage) sur la face supérieure de l'éprouvette FX4 (opposée à l'entaille).

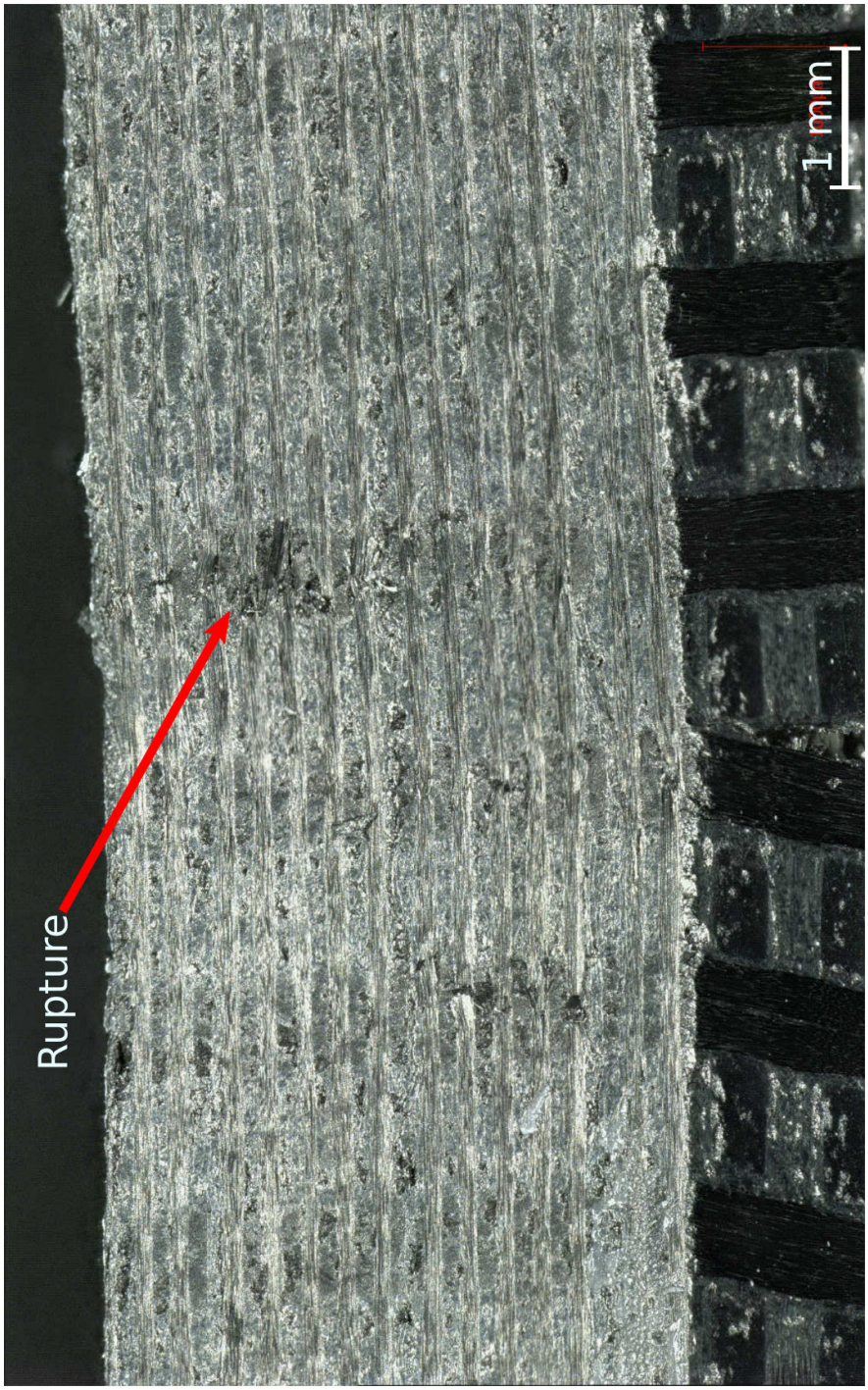


FIGURE B.26 – Micrographie post-mortem de la face supérieure de l'éprouvette FX4.

B.3.3 Essais de flexion 3 points pour les éprouvettes FX

Relation force-déplacement

La Figure B.27 montre la relation force-déplacement pour les éprouvettes FX12 à FX16. Le déplacement tracé dans cette figure est le déplacement f calculé selon l'Équation B.3.

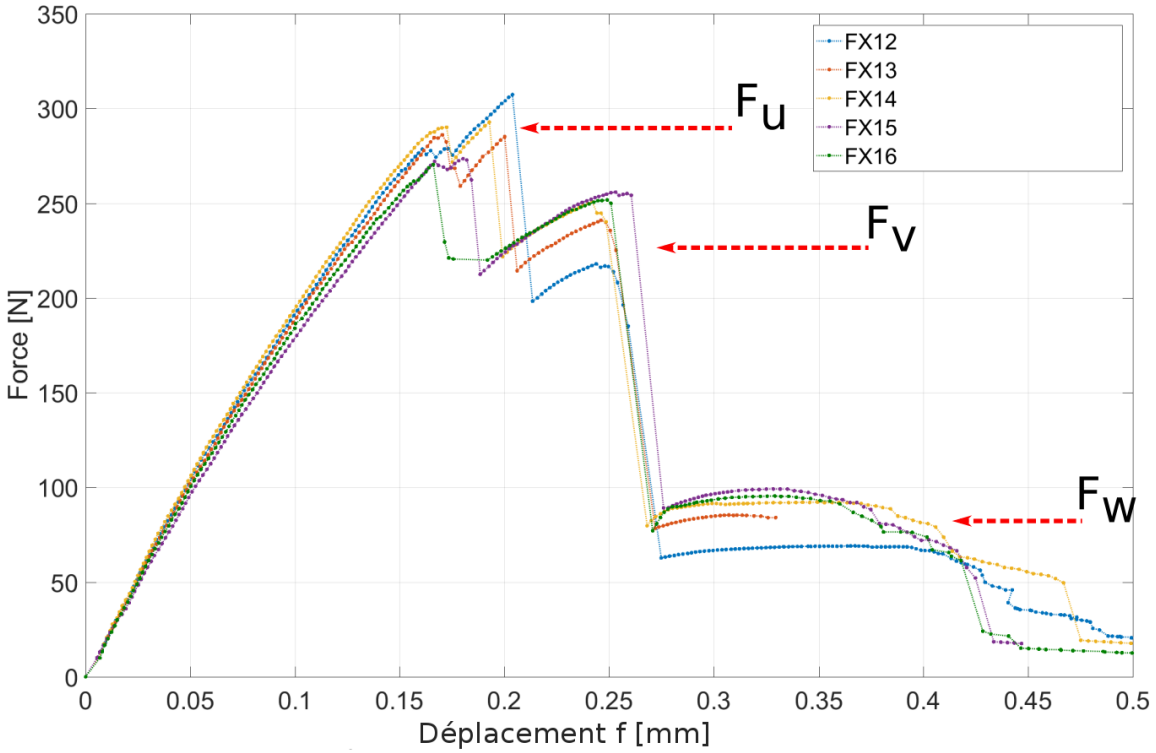


FIGURE B.27 – Courbes force-déplacement pour les éprouvettes FX12 à FX16.

Annexe C

Étude paramétrique de la simulation d'un essai de flexion 4 points

Afin de déterminer l'influence de chacun des huit paramètres du méso-modèle, une étude paramétrique a été réalisée à partir de la simulation de l'essai de flexion 4 points. Pour chaque paramètre du méso-modèle, trois simulations sont réalisées correspondant à une valeur donnée du paramètre et plus ou moins 30% de cette dernière, tandis que les autres paramètres restent constants. Les valeurs testées pour les paramètres sont résumées dans la Table C.1.

	σ_0^m **(MPa)**	σ_0^{b+} **(MPa)**	σ_0^{b-} **(MPa)**	G_f^m **(N/m)**	G_f^{b+} **(N/m)**	G_f^{b-} **(N/m)**	α^m	α^b
réf. + 30%	5,2	1430	585	1300	7800	3900	1,95	1,95
réf.	4	1100	450	1000	6000	3000	1,5	1,5
réf. - 30%	2,8	770	315	700	4200	2100	1,05	1,05

Table C.1 – Propriétés d'endommagement des baguettes et de la matrice.

C.1 Influence de la contrainte seuil de la matrice σ_0^m

La Figure C.1 présente les réponses force-déplacement de la simulation de l'essai de flexion 4 points, avec la contrainte seuil de la matrice fixée à 5,2 MPa (référence + 30%), 4 MPa (référence) et 2,8 MPa (référence - 30%). Les autres paramètres du méso-modèle sont gardés constants et égaux aux valeurs de référence reportées dans la Table C.1.

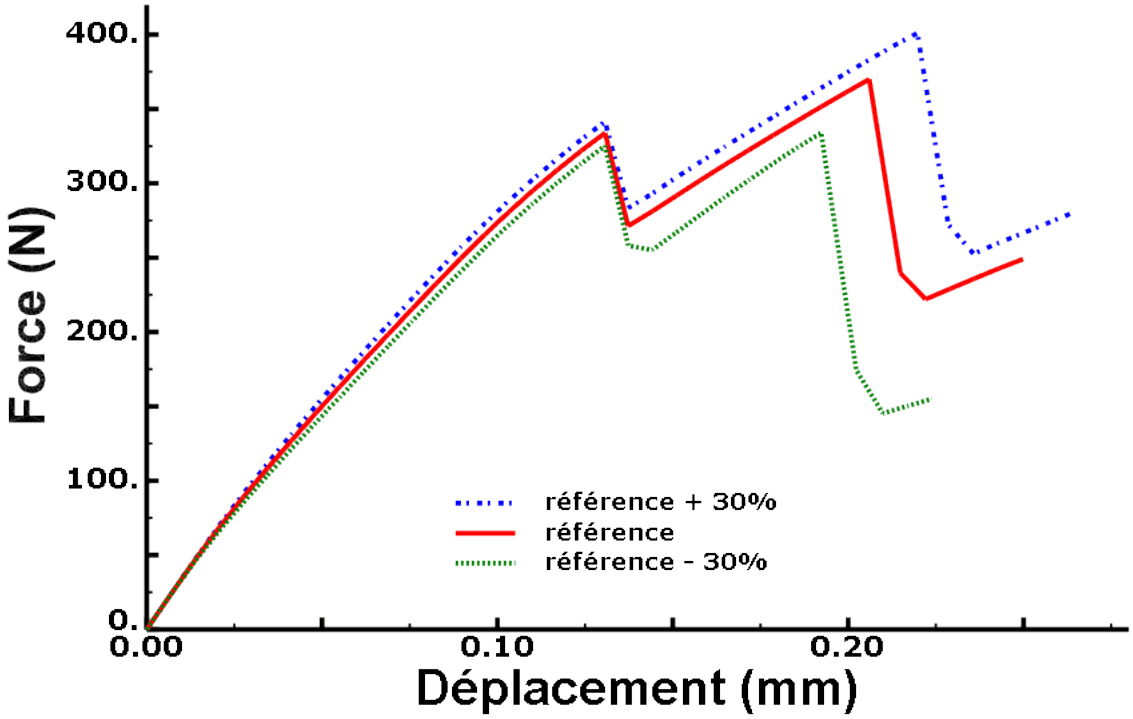


FIGURE C.1 – Influence de la contrainte seuil en traction des baguettes σ_0^m.

C.2 Influence de la contrainte seuil en traction des baguettes σ_0^{b+}

La Figure C.2 présente les réponses force-déplacement de la simulation de l'essai de flexion 4 points, avec la contrainte seuil en traction des baguettes fixée à 1430 MPa (référence + 30%), 1100 MPa (référence) et 770 MPa (référence - 30%). Les autres paramètres du méso-modèle sont constants.

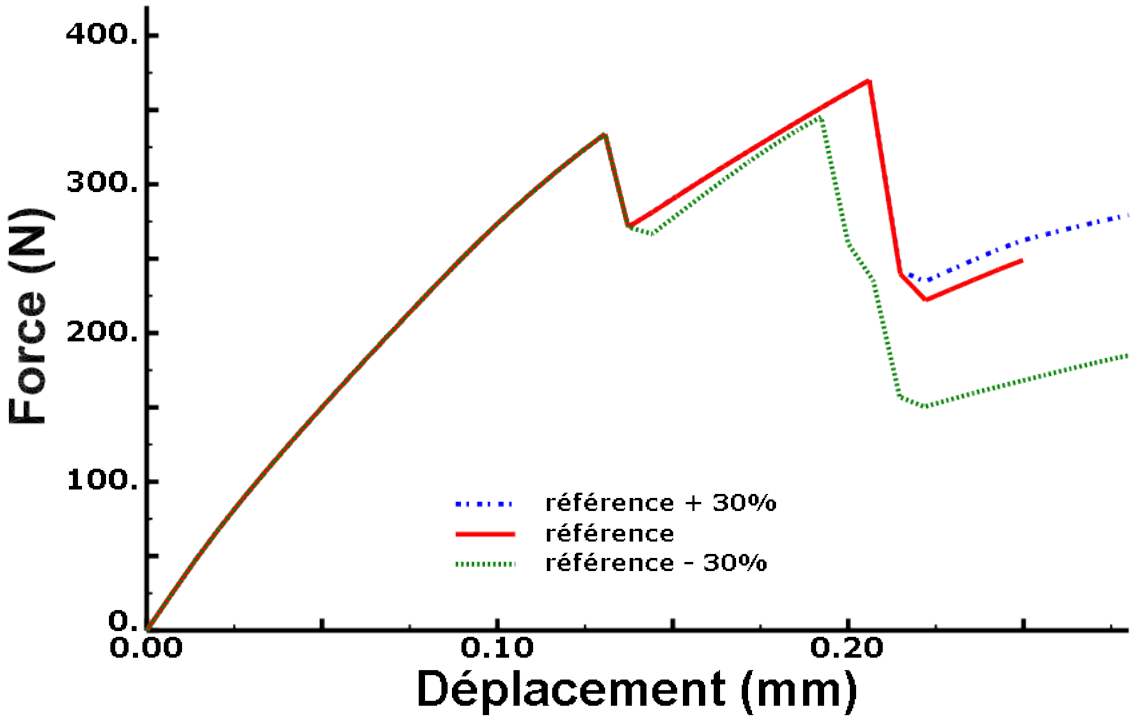


FIGURE C.2 – Influence de la contrainte seuil en traction des baguettes σ_0^{b+}.

C.3 Influence de la contrainte seuil en compression des baguettes σ_0^{b-}

La Figure C.3 présente les réponses force-déplacement de la simulation de l'essai de flexion 4 points, avec la contrainte seuil en compression des baguettes fixée à 585 MPa (référence + 30%), 450 MPa (référence) et 315 MPa (référence - 30%). Les autres paramètres du méso-modèle sont constants.

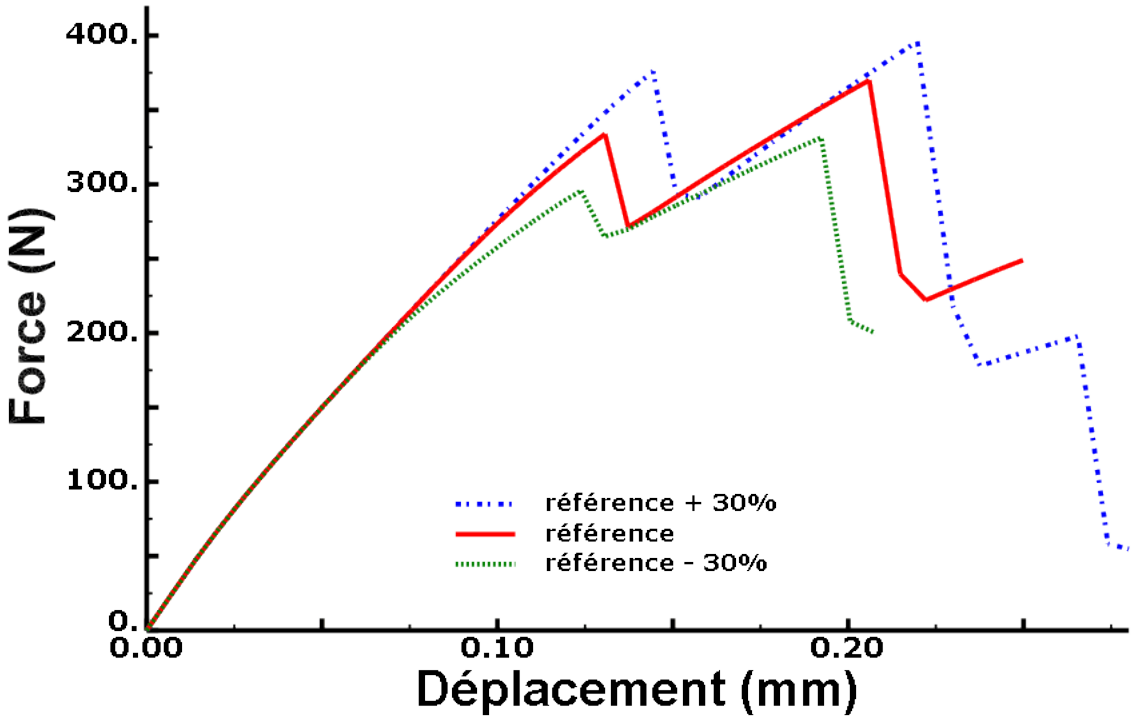


FIGURE C.3 – Influence de la contrainte seuil en compression des baguettes σ_0^{b-}.

C.4 Influence de l'énergie de rupture de la matrice G_f^m

La Figure C.4 présente les réponses force-déplacement de la simulation de l'essai de flexion 4 points, avec l'énergie de rupture de la matrice fixée à 1300 N/m (référence + 30%), 1000 N/m (référence) et 700 N/m (référence - 30%). Les autres paramètres du méso-modèle sont constants.

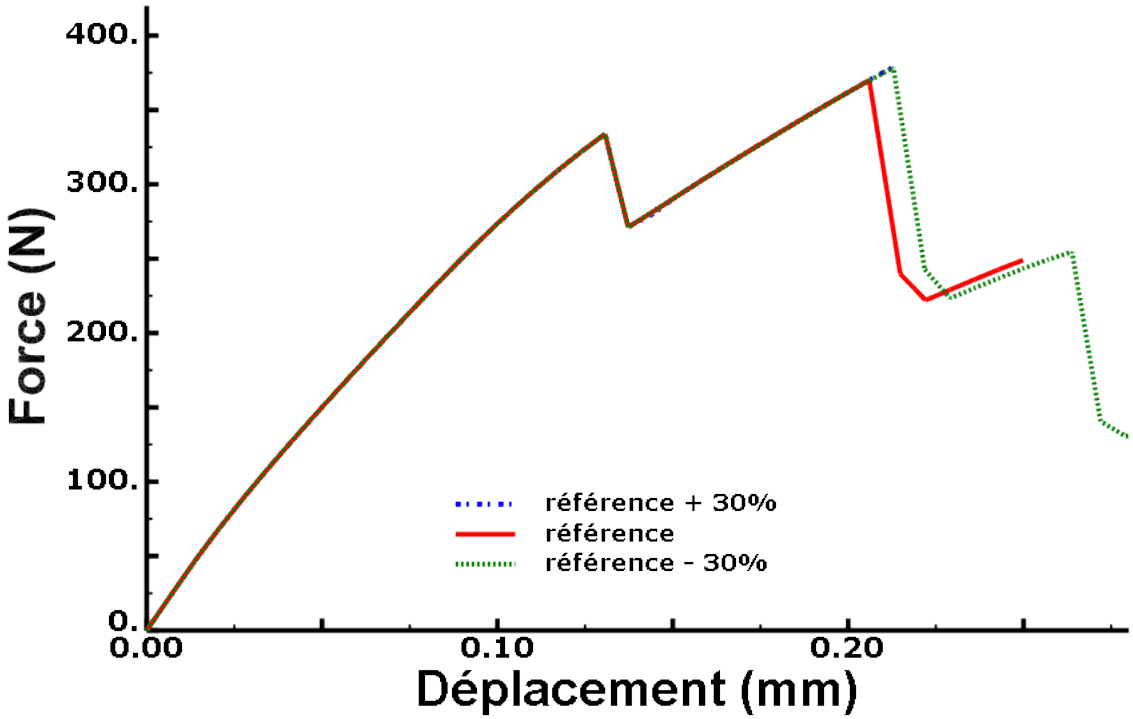


FIGURE C.4 – Influence de l'énergie de rupture de la matrice G_f^m.

C.5 Influence de l'énergie de rupture en traction des baguettes G_f^{b+}

La Figure C.5 présente les réponses force-déplacement de la simulation de l'essai de flexion 4 points, avec l'énergie de rupture en traction des baguettes fixée à 7800 N/m (référence + 30%), 6000 N/m (référence) et 4200 N/m (référence - 30%). Les autres paramètres du méso-modèle sont constants.

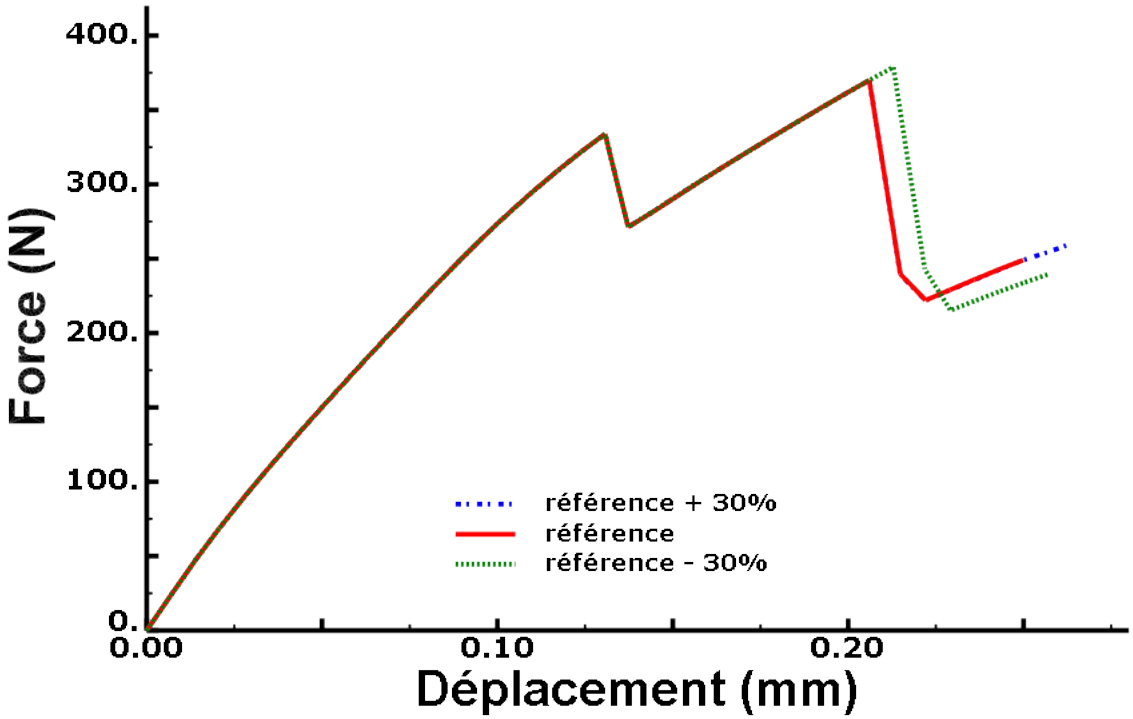


FIGURE C.5 – Influence de l'énergie de rupture en traction des baguettes G_f^{b+}.

C.6 Influence de l'énergie de rupture en compression des baguettes G_f^{b-}

La Figure C.6 présente les réponses force-déplacement de la simulation de l'essai de flexion 4 points, avec l'énergie de rupture en compression des baguettes fixée à 3900 N/m (référence + 30%), 3000 N/m (référence) et 2100 N/m (référence - 30%). Les autres paramètres du méso-modèle sont constants.

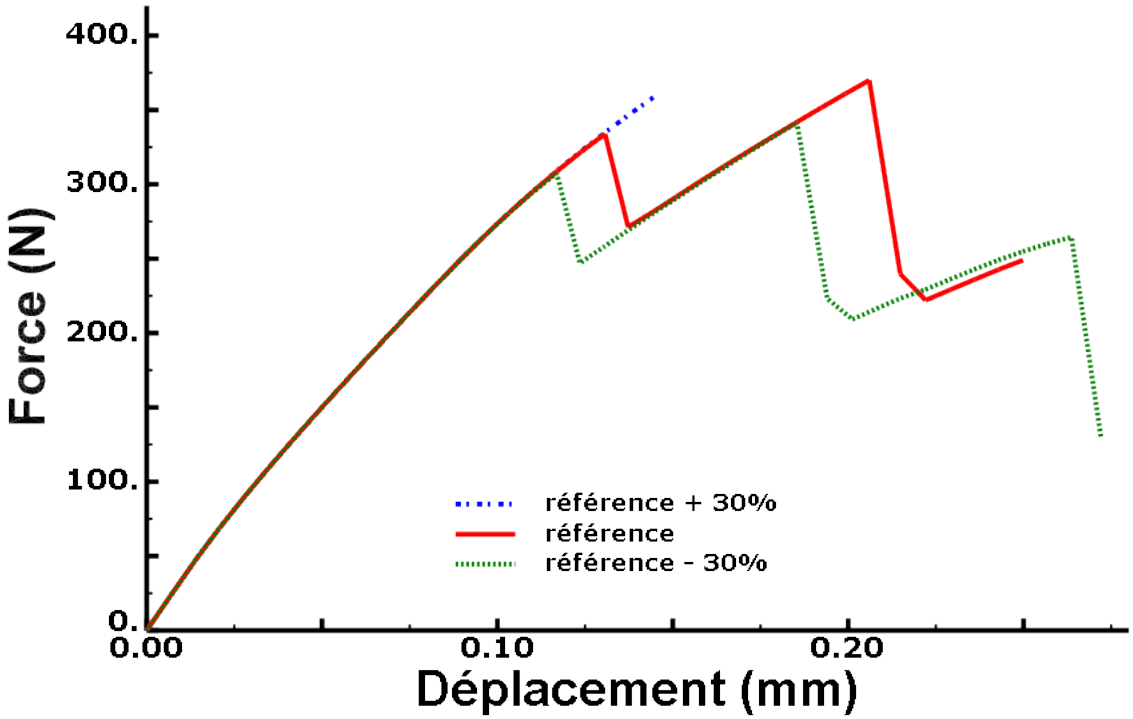


FIGURE C.6 – Influence de l'énergie de rupture en compression des baguettes G_f^{b-}.

C.7 Influence du paramètre α^m de la matrice

La Figure C.7 présente les réponses force-déplacement de la simulation de l'essai de flexion 4 points, avec le paramètre α de la matrice fixé à 1,95 (référence + 30%), 1,5 (référence) et 1,05 (référence - 30%). Les autres paramètres du méso-modèle sont constants.

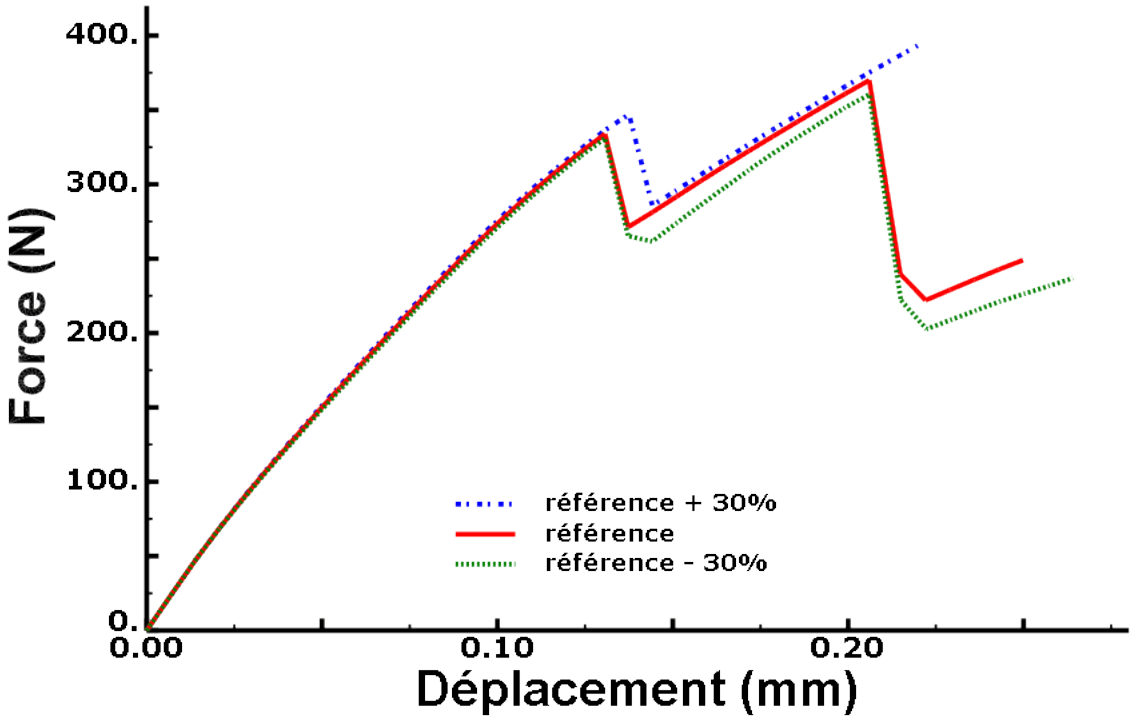


FIGURE C.7 – Influence du paramètre α^m de la matrice.

C.8 Influence du paramètre α^b des baguettes

La Figure C.8 présente les réponses force-déplacement de la simulation de l'essai de flexion 4 points, avec le paramètre α des baguettes fixé à 1,95 (référence + 30%), 1,5 (référence) et 1,05 (référence - 30%). Les autres paramètres du méso-modèle sont constants.

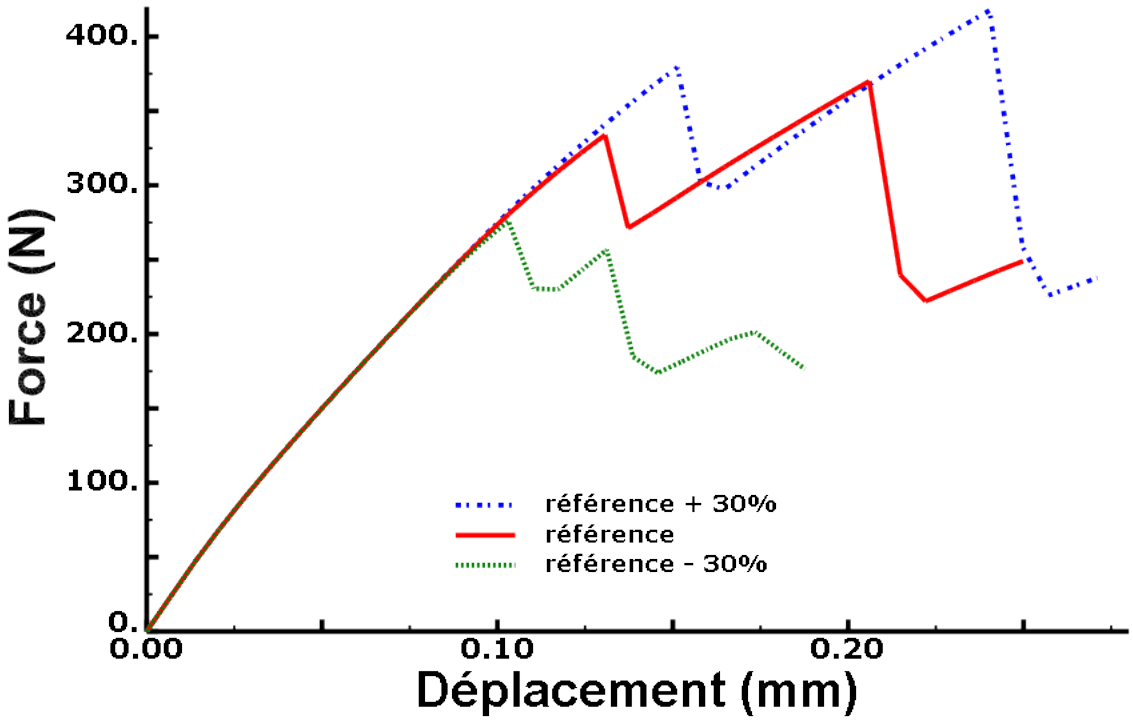


FIGURE C.8 – Influence du paramètre α^b des baguettes.

L'étude paramétrique s'appuie alors sur les différences constatées entre les trois réponses force-déplacement simulées. Il est ainsi possible d'établir les zones de la courbe force-déplacement sur lesquelles influe chaque paramètre. Ces courbes ont permis d'établir la courbe référence qui résume l'influence de tous les paramètres du modèle sur les parties A,B et C et les pics 1 et 2 (cf. Figure C.9).

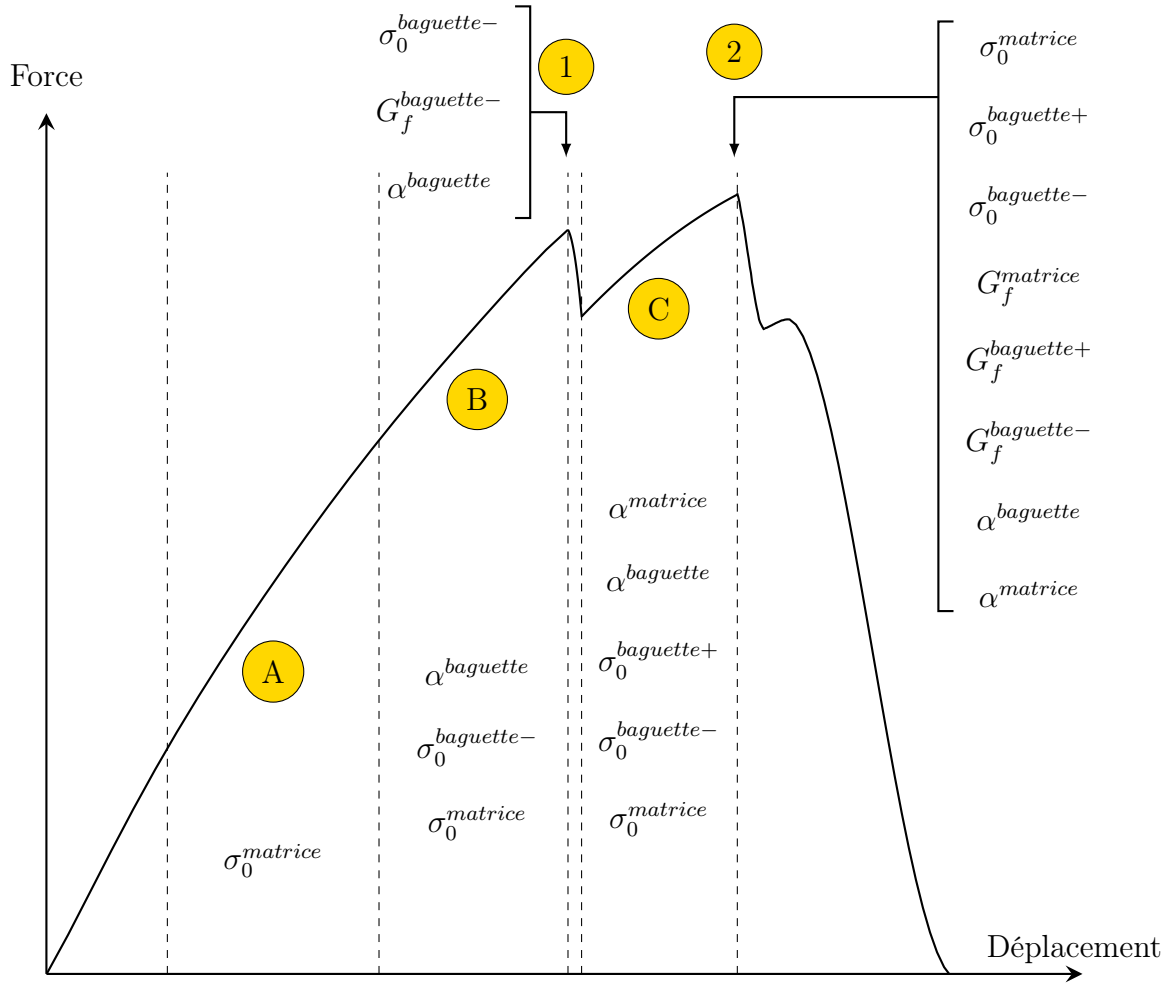


FIGURE C.9 – Identification des paramètres du méso-modèle sur l'essai de flexion 4 points.

Résumé

Les composites 3D C/C sont utilisés dans l'industrie aérospatiale ou nucléaire pour leurs très bonnes propriétés mécaniques à haute température. Afin d'assurer une intégrité optimale des structures, la connaissance du comportement mécanique du composite, et plus particulièrement de ses mécanismes de rupture, est essentielle.

Dans ce but, ce travail présente une modélisation de l'endommagement d'un composite 3D C/C à température ambiante. Pour cela, une approche de modélisation à l'échelle mésoscopique a été adoptée. A cette échelle, le composite 3D C/C présente deux types de constituants : les baguettes de fibres de carbone et la matrice carbonée. Le comportement de chacun de ces méso-constituants est modélisé par une loi de comportement élastique endommageable (isotrope pour la matrice, orthotrope pour les baguettes) nécessitant un nombre de paramètres restreint. L'identification de ces paramètres repose sur des données expérimentales tirées de travaux antérieurs ainsi que celles issues d'une campagne expérimentale, menée durant la thèse, visant à compléter la connaissance du comportement mécanique du composite 3D C/C à l'échelle mésoscopique. Par ailleurs, des essais macroscopiques ont été réalisés afin de valider le modèle développé. Les réponses expérimentales d'essais de flexion 4 points et de flexion 3 points sont notamment bien reproduites par le méso-modèle.

Mots-clés : composites 3D C/C, modélisation, caractérisation, endommagement.

Abstract

3D C/C composites are commonly employed in aerospace industry due to their outstanding mechanical properties at high temperatures. In order to ensure the integrity of structures, knowledge of the composite mechanical behaviour and fracture mechanisms is crucial.

For this purpose, damage modeling of a 3D C/C composite, at room temperature, is proposed in which a meso-scale approach is considered. At this description scale, 3D C/C composites are made of two materials : carbon fibers yarns and carbon matrix. Each material behavior is modeled by an elastic damage law (isotropic for matrix, orthotropic for yarns) with a limited number of parameters.The parameters identification process is based on experimental data obtained from previous work and from an experimental campaign carried out through this thesis work. This campaign aimed to a greater understanding of the material mechanical behavior at mesoscopic scale. Furthermore, experimental tests were carried out to validate the composite modeling. It is shown that experimental reponses obtained from four-point and three-point bending tests are particularly well described from the proposed mesoscopic model.

Keywords : 3D C/C composites, modeling, characterization, damage.