



HAL
open science

Modélisation multi-échelles de l'endommagement d'un composite à résine thermodurcissable renforcé de fibres courtes de carbonnes

Clément Nony

► **To cite this version:**

Clément Nony. Modélisation multi-échelles de l'endommagement d'un composite à résine thermodurcissable renforcé de fibres courtes de carbonnes. Mécanique des matériaux [physics.class-ph]. Ecole nationale supérieure d'arts et métiers - ENSAM, 2018. Français. NNT : 2018ENAM0021 . tel-01864214

HAL Id: tel-01864214

<https://pastel.hal.science/tel-01864214>

Submitted on 29 Aug 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.

École doctorale n° 432 : Science des Métiers de l'ingénieur

Doctorat ParisTech

T H È S E

pour obtenir le grade de docteur délivré par

l'École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers

Spécialité " Mécanique des Matériaux "

présentée et soutenue publiquement par

Clément NONY-DAVADIE

le 20 Avril 2018

**Modélisation multi-échelles de l'endommagement d'un composite à résine
thermodurcissable renforcé de mèches courtes de fibres de carbone**

Directeur de thèse : **Fodil MERAGHNI**
Co-encadrement de la thèse : **Yves CHEMISKY**

Jury

Mme. Habiba BOUGHERARA, Prof, IME Dpt., Ryerson University Toronto Canada
M. Patrick ROZYCKI, MCF-HDR, GeM-UMR 6183, Ecole Centrale de Nantes
M. Kay André WEIDENMANN, Prof., IAM-WK, Karlsruher Institut für Technologie (KIT)
M. Fodil MERAGHNI, Prof., LEM3-UMR 7239, Arts et Métiers PARISTECH, Metz
M. Yves CHEMISKY, MCF-HDR, LEM3-UMR 7239, Arts et Métiers PARISTECH, Metz
M. Benjamin SUROWIEC, Dr.-Ing., Plastic Omnium- Auto Exterior Division, Sainte Julie
M. George CHATZIGEORGIOU, CR1-CNRS, LEM3-UMR 7239, Arts et Métiers PARISTECH, Metz
M. Mamadou A. MBACKE, Dr.-Ing., IRT Jules Verne – DER ERT Simulation, Nantes

Président
Rapporteur
Rapporteur
Examineur
Examineur
Examineur
Examineur
Examineur

**T
H
È
S
E**

Table des matières :

Liste des figures :	5
1 Introduction générale : Vers une nouvelle génération de SMC.....	13
1.1 Introduction	15
1.2 Composition des composites Sheet Moulding Compound (SMC).....	15
1.2.1 La Résine.....	15
1.2.2 Les charges et autres additifs.....	16
1.2.3 Le renfort.....	17
1.3 Procédé d'élaboration des SMC	17
1.3.1 Fabrication des draps.....	17
1.3.2 Mise en forme des pièces par thermocompression.....	20
1.4 Les différentes familles de SMC	21
1.5 Les SMC « classiques ».....	21
1.5.1 Les SMC à faibles densités.....	22
1.5.2 Les SMC à hautes performances	23
1.6 Les SMC avancés renforcés de mèches de fibres de carbone (AC-SMC)	24
1.6.1 La fibre de carbone.....	24
1.6.2 Impacts sur le procédé d'élaboration.....	27
1.6.3 Potentielles applications pour le AC-SMC.....	27
1.6.4 Matériau de l'étude.....	30
1.7 Conclusion.....	31
1.7.1 Synthèse.....	31
1.7.2 Plan du manuscrit	32
Bibliographie :	33
2 Chapitre II : Microstructure du AC-SMC	37
2.1 Microstructure des composites SMC.....	39
2.1.1 Analyse de la microstructure des SMC	39
2.1.2 Méthodes d'investigation de la microstructure	41
2.1.3 Influence des paramètres de thermocompression sur la microstructure	41
2.1.4 Exemples de microstructures de SMC	43
2.1.5 Conclusion.....	44
2.2 Méthode d'analyse	44
2.2.1 Méthode d'investigation des micrographies.....	44
2.2.2 Description de l'orientation d'un objet avec les angles d'Euler.....	45
2.2.3 Représentation de l'orientation du renfort.....	49
2.2.4 Synthèse.....	51
2.3 Protocole expérimental.....	51
2.3.1 Préparation des échantillons.....	52

2.3.2	Acquisition et post-traitement des images.....	53
2.4	Résultats	55
2.4.1	Analyse qualitative	56
2.4.2	Analyse quantitative	57
2.4.3	Forme supposée de l'ODF.....	66
2.5	Conclusion.....	66
Bibliographie :.....		68
3	Chapitre III : Caractérisation du comportement Macroscopique du AC-SMC sous chargement quasi-statique et en fatigue	71
3.1	Comportements des SMCs	73
3.1.1	Comportement sous chargement quasi-statique des SMC	73
3.1.2	Comportement sous chargement de traction-traction cyclique	79
3.1.3	Conclusion de la revue bibliographique	84
3.1.4	Structure du chapitre	86
3.2	Matériau et méthodes expérimentales	87
3.2.1	Un composite, deux configurations.....	87
3.2.2	Géométrie des éprouvettes	88
3.2.3	Procédures expérimentales	90
3.3	Comportement mécanique sous chargement quasi-statique.....	94
3.3.1	Bornes du AC-SMC en traction quasi-statiques.....	94
3.3.2	Comportement du AC-SMC en traction quasi-statique avec décharge incrémentale ...	96
3.3.3	Comparaison AC-SMC / A-SMC.....	103
3.4	Comportement sous chargement de fatigue en traction-traction	107
3.4.1	Evolution de la réponse mécanique du AC-SMC RO orienté à 0°.....	107
3.4.2	Comportement en fatigue du AC-SMC.....	110
3.4.3	Comparaison AC- / A- SMC	115
3.5	Conclusion.....	117
Bibliographie :.....		119
4	Chapitre IV : Mécanismes d'endommagement du AC-SMC.....	121
4.1	Mécanismes de dégradation des SMC.....	123
4.1.1	Dégradation des SMC sous chargement quasi-statique.....	123
4.1.2	Comportement sous chargement de traction-traction en fatigue	130
4.1.3	Synthèse des mécanismes d'endommagement et de leur évolution	134
4.2	Analyses <i>post-mortem</i> du AC-SMC sous chargement quasi-statique	135
4.2.1	Investigation aux rayons X.....	135
4.2.2	Observations au MEB	137
4.2.3	Synthèse des observations	138
4.3	Analyses <i>post-mortem</i> des échantillons testés AC-SMC sous chargement de fatigue.....	138
4.3.2	Synthèse des observations	143
4.4	Conclusion.....	144

Bibliographie :.....	146
5 Chapitre V : Modélisation du comportement mécanique du AC-SMC.....	147
5.1 Modélisation du comportement mécanique des SMC.....	149
5.1.1 Modélisation phénoménologique d'un SMC-R30.....	149
5.1.2 Modélisation multi-échelles	154
5.1.3 Comparaison des approches	166
5.2 Proposition d'une stratégie de modélisation multi-échelles du AC-SMC.....	167
5.2.1 Echelles pertinentes de modélisation.....	167
5.2.2 Lois de comportement locales	169
5.2.3 Endommagement à l'échelle mésoscopique.....	172
5.2.4 Schéma d'homogénéisation.....	174
5.2.5 Synthèse du modèle.....	176
5.3 Identification des paramètres et validation du modèle micromécanique.....	177
5.3.1 Propriétés des phases et de la microstructure	177
5.3.2 Evaluation de la distribution des orientations de mèches : ODF.....	177
5.3.3 Identification des paramètres du modèle	178
5.3.4 Simulation de la réponse à 45°	180
5.4 Utilisation du modèle dans un code (Abaqus) de calcul par éléments finis	181
5.4.1 Epreuve de traction	181
5.4.2 Structure en deux dimensions : Epreuve Meuwissen.....	187
5.4.3 Structure industrielle : simulation sur pièce école.....	190
5.5 Conclusion.....	193
Bibliographie :.....	195
Conclusion générale du manuscrit	199
Synthèse des travaux	199
Perspectives	204
Amélioration de la description des mécanismes d'endommagement.....	204
Prises en compte d'autres sollicitations.....	205
Intégration de la microstructure des draps.....	205
Perspectives d'utilisations des résultats.....	206
Annexe A : Notation de Voigt.....	207
Annexe B : Changement de base en notation de Voigt	209
Annexe C : Tenseur d'Eshelby d'un ellipsoïde	212
Annexe D : Méthode Mori-Tanaka	214
Annexe E : Solutions d'Eshelby et schéma Auto-Cohérent.....	218

Liste des figures :

Figure 1-1: Schéma simplifié d'une ligne de production de SMC standard, [7].	18
Figure 1-2: Structure en sandwich du matériau avant passage dans les calandres [15].	19
Figure 1-3: Résultat d'analyse de deux microstructures de SMC en termes d'orientation de renfort, échelles non publiées [7].	19
Figure 1-4: Thermographie infrarouge d'un drap SMC mettant en évidence la porosité, échelle non publiée [16].	20
Figure 1-5: Schéma du processus de thermocompression.	20
Figure 1-6: Plancher arrière de Citroën C4 Picasso et Peugeot 308 développé par Plastic Omnium, illustration fournie par Plastic Omnium.	22
Figure 1-7: GM Chevrolet Corvette 2016, pièce de carrosserie [38].	23
Figure 1-8: Plancher en A-SMC fibre de verre de la future plateforme PSA, image fournie par Plastic Omnium.	24
Figure 1-9: a. Courbe de probabilité de rupture obtenue par Bunsell et Somer [31], b. Extrapolation de la modélisation de la rupture en évolution de l'endommagement pour tracer le comportement de la fibre de carbone en traction quasi statique.	25
Figure 1-10: Séries d'applications des AC-SMC, a) Dodge Viper 2003 : ailes en composites AC-SMC et cadre en A- et AC-SMC [35], b) Prototype de plancher avant proposé par Plastic Omnium, réalisé à partir de A-SMC et d'AC-SMC, image fournie par Plastic Omnium.	28
Figure 1-11: Détails de conception des a. Supports de pare-brise, b. des supports des ailes avant, de la Dodge Vyper 2003, [35].	29
Figure 1-12: : a. Structure portante de la concept car Aventador "sesto elemento" [36], b. Habitacle de la Venento avec ses sièges en AC-SMC, [37, 38].	30
Figure 2-1: Analyse de la microstructure d'un SMC par micro-tomographie aux rayons X, (a) micro-tomographie des mèches, (b) micrographie 2D de la coupe transverse du SMC obtenue par micro-tomographie, (c) micrographie 2D du SMC en coupe horizontale [1].	39
Figure 2-2 : (a) Micrographie 2D obtenue par micro-tomographie par rayons X [1], (b) illustration des familles d'orientation des mèches.	40
Figure 2-3: (a) schéma de la mesure de l'angle d'ondulation de la mèche [1] et (b) Micrographie 2D du SMC révélant des porosités [1].	40
Figure 2-4: Micrographies de l'épaisseur d'échantillons prélevées dans les plaques obtenues avec un taux de recouvrement de (a) 40%, (b) 60%, (c) 80%, (d) 100% [6].	42
Figure 2-5: Micrographies MEB d'un LD-SMC faisant ressortir la microstructure particulière conférée par les billes de verre [7].	43
Figure 2-6: Micrographie MEB de l'A-SMC RO révélant la microstructure particulière du matériau [8].	44

Figure 2-7: schéma de l'intersection de la fibre avec le plan de découpe.....	45
Figure 2-8 : Schéma des angles et transformations d'Euler.	46
Figure 2-9 : schéma de l'échantillon et axes du repère associé.....	47
Figure 2-10 : schéma d'un renfort avec une orientation hors plan maximale.	47
Figure 2-11 : Schéma de la relation entre le rayon de la fibre et les demi-axes de l'ellipse.	48
Figure 2-12 : schéma de calcul de l'angle θ	48
Figure 2-13 : Définition des angles et du vecteur caractérisant l'orientation d'une fibre dans le cadre des tenseurs d'orientations [11].....	49
Figure 2-14 : exemples de tenseurs d'orientations d'ordre 2 et schéma des microstructures associées [12].	51
Figure 2-15 : dimensions des échantillons considérés et outil de découpe utilisé.....	52
Figure 2-16 : échantillon enrobé et polisseuse automatique Macatech 24.	52
Figure 2-17 : évolution de l'état de surface des échantillons de AC-SMC RO au fil des étapes de polissages : (a) pâte diamantée de 9 μ m, (b) et (c) pâte diamantée de 6 μ m, (d) pâte diamantée de 1 μ m.	53
Figure 2-18 : Principe d'acquisition des micrographies et dimensions de celles-ci du AC-SMC RO..	54
Figure 2-19 : reconstitution de la surface balayée à partir des micrographies acquises d'un échantillon AC-SMC RO.....	54
Figure 2-20: Etapes de post-traitement à l'échelle microscopique des micrographies: (a) image originale, (b) conversion en niveaux de gris, (c) et (d) binarisation, (e) détournement des fibres.	55
Figure 2-21: Etapes de post-traitement à l'échelle mésoscopique appliqué à une micrographie de AC-SMC RO: (a) image en niveaux de gris, (b) correction des contrastes, (c) binérisation, (d) détournement manuel.	55
Figure 2-22: Cartographies de deux échantillons de l'AC-SMC RO obtenue par reconstitution.	56
Figure 2-23 Observation de deux cartographies avec un grossissement de cinq	57
Figure 2-24: Distribution de la fraction volumique de fibres dans les mèches de fibres dans les mèches d'AC-SMC RO.....	58
Figure 2-25: Schéma des configurations d'orientation avec des exemples de micrographies.	61
Figure 2-26: Histogramme des distributions d'orientations dans le plan de thermocompression d'un échantillon AC-SMC RO.	62
Figure 2-27: Histogramme des distributions d'orientation hors plan de thermocompression d'un échantillon AC-SMC RO.	63
Figure 2-28 : ODF dans le plan de thermocompression établi à partir des résultats des différents échantillons concaténés.	63

Figure 2-29 : ODF globale de l'orientation hors plan obtenue par agrégation des résultats obtenus sur les différents échantillons.....	64
Figure 2-30 : exemple d'ODF possible pour le AC-SMC RO, postulée à partir des résultats obtenus. 66	
Figure 3-1: Réponse dans le plan sous chargement de traction quasi-statique monotone (a.), avec décharges incrémentales (b.) d'un SMC-R30 [2].....	74
Figure 3-2: Réponse dans le plan σ, ε du matériau sous compression quasi-statique monotone d'un SMC-R30 [2].....	74
Figure 3-3: Réponse dans le plan (σ, γ) à un chargement de cisaillement monotone jusqu'à rupture (a.), avec décharge incrémental (b.) [2].....	75
Figure 3-4: Composition des deux composite SMC : LD-SMC et A-SMC étudiés dans [3-6].	76
Figure 3-5: Courbes de traction et compression quasi-statique dans les configurations A-SMC RO et HO à différents angles de chargement par rapport à la direction d'écoulement privilégiée [3].	76
Figure 3-6: Mise en évidence des effets d'orientations par des essais de traction quasi-statique sur les LD-SMC et A-SMC [3][6].....	77
Figure 3-7: Impact de la température sur le comportement mécanique quasi-statique: (a) évolution du module d'Young, (b) évolution de la contrainte maximale à rupture [4][6].....	78
Figure 3-8: Evolution macroscopique de l'endommagement des LD- et A-SMC pour les configurations RO et HO à 0° et 90° [3][6].....	79
Figure 3-9: Evolution de la réponse du SMC dans le plan au fil des cycles à sollicitation constante : $\Delta\sigma = 0.8 \sigma_{uts}$ (a) et $\Delta\sigma = 0.65 \sigma_{uts}$ (b) [7].....	79
Figure 3-10: (a) Evolution de la rigidité du matériau en fonction du nombre de cycle, (b) courbes S-N obtenues à une fréquence de 2 et 10 Hz, [7].....	80
Figure 3-11: Courbes de Wöhler du A-SMC établies à 10Hz pour les configurations RO et HO à 0° et 90° [4][6].....	81
Figure 3-12: Courbes de Woehler du A-SMC RO à différentes fréquences (10, 30, 50 et 100 Hz)[4]-[6].	82
Figure 3-13: Courbes d'évolution de la rigidité et de la température du composite lors d'essais à différentes amplitudes et fréquences: (a) $f = 10 \text{ Hz}, \sigma_{norm} = 40\%$, (b) $f = 10 \text{ Hz}, \sigma_{norm} = 55\%$, (c) $f = 100 \text{ Hz}, \sigma_{norm} = 40\%$, (d) $f = 100 \text{ Hz}, \sigma_{norm} = 55\%$; [4][6].	84
Figure 3-14: Comparaisons des SMC-R25, LD-SMC et A-SMC, en termes de module d'élasticité (a), et d'évolution de l'endommagement macroscopique (b).	85
Figure 3-15 : Schéma du remplissage des moules, a) dans le cas du AC-SMC RO, b) dans le cas AC-SMC HO.....	88
Figure 3-16: Schémas et dimensions des éprouvettes recommandés par les normes (a) ASTM D638 et (b) ISO 527.....	89
Figure 3-17: Dimensions des éprouvettes employées par Wang et Chim, Hour et Sehitoglu, Mir et Dano ainsi que dans le cadre de ces travaux de recherches.....	90

Figure 3-18: Géométrie haltère de l'éprouvette adoptée pour les essais de caractérisation du composite AC-SMC.....	90
Figure 3-19: Schéma représentant les différents angles de découpes des éprouvettes du AC-SMC par rapport au MMFD.	91
Figure 3-20: Schéma de la loi chargement de traction quasi-statique avec décharge élastique incrémental pilotée en déformation : dans le plan $\mathbf{t}, \boldsymbol{\varepsilon}$ (a.) et dans le plan $\mathbf{t}, \boldsymbol{\sigma}$ (b).	92
Figure 3-21: Banc d'essais de fatigue avec les moyens de mesure utilisés dans cette étude.	92
Figure 3-22: Schéma de consigne appliquée lors des essais de traction-traction en fatigue.	93
Figure 3-23: Résultats des essais de traction continue jusqu'à rupture du AC-SMC HO-00° et des propriétés mécaniques évaluées expérimentalement exprimées en termes de moyenne, de dispersion, et dont les bornes sont données.	94
Figure 3-24: Résultats des essais de traction continue jusqu'à rupture du AC-SMC HO-90° et des propriétés mécaniques évaluées expérimentalement exprimées en termes de moyenne, de dispersion, et dont les bornes sont données.	95
Figure 3-25: Propriétés mécaniques du AC-SMC RO sollicité dans la MMFD et réponses dans le plan $(\sigma - \epsilon)$	96
Figure 3-26: Courbes de traction du AC-SMC RO sollicité à 45° et tableau des propriétés mécaniques évaluées expérimentalement.	97
Figure 3-27: Propriétés mécaniques et courbes de traction du AC-SMC RO testé à 90° par rapport à la MMFD.	97
Figure 3-28: Résultats des essais de traction de la configuration HO dans la MMFD du AC-SMC et calcul des propriétés mécaniques.	98
Figure 3-29: Résultats des essais de traction (courbes dans le plan $(\sigma - \epsilon)$ et propriétés mécaniques) du AC-SMC HO sollicité à 45°.	99
Figure 3-30: Propriétés mécaniques du AC-SMC HO à 90° et courbes de traction.	99
Figure 3-31 : Synthèses des propriétés mécaniques mesurés avec leurs extrema normalisés par rapport à celle du AC-SMC RO à 0°, (a) Module d'élasticité normalisé, (b) contrainte maximale à la rupture normalisée.	101
Figure 3-32: Evolution de la rigidité en fonction des orientations pour (a) la configuration HO et (b) la configuration RO.	102
Figure 3-33: Evolution des déformations permanentes en fonction des contraintes appliquées normalisées pour les configurations (a) HO et (b) RO, en fonction de la direction de chargement.	103
Figure 3-34: Résistance mécanique en traction normalisée par celle évaluée selon la MMFD dans la configuration RO pour (a) le A-SMC et (b) le AC-SMC.	104
Figure 3-35: Evolution de l'endommagement sous chargement quasi statique du A-SMC pour (a) les configurations HO et RO, et (b) analyse de l'évolution pour le RO à 0°.	105
Figure 3-36: Evolution de l'endommagement sous chargement quasi statique du A-SMC pour (a) la configuration HO et (b) la configuration RO,	106

Figure 3-37: Evolution des hystérèses en fonction du nombre de cycles d'un échantillon RO sollicité à 0° à une fréquence de 10Hz, un rapport de charge de 0,1 et avec une contrainte maximale appliquée de 80%.....	108
Figure 3-38: évolution de (a) l'endommagement macroscopique et de (b) des déformations permanentes, d'un échantillon RO à 0° soumis à {f=10 Hz, R _σ =0.1, σ _{max} =80%}.	109
Figure 3-39: Observations qualitatives de la ZOI de l'échantillon considéré, (a) photos post-mortem de l'échantillon, (b) champ thermique à la rupture calculée à partir des images acquises par caméra infra-rouge.....	110
Figure 3-40: Résultats des essais de fatigue conduits sur le AC-SMC RO normalisée par la contrainte maximale établie pour le RO à 0°, (a) courbes S-N, (b) courbes S-N tracé pour 50% de survie, (c) évolution de la variabilité en fonction des paliers de contraintes considérés.	112
Figure 3-41: Comparaison des résultats obtenus à 0° pour les configurations HO et RO, (a) courbes S-N, (b) courbes S-N tracé pour un taux de survie de 50%.....	113
Figure 3-42: Courbes S-N obtenues dans la configuration RO, pour deux ratio de chargement différents, (a) à 0° et 90°, (b) à 45°.	114
Figure 3-43: courbes S-N normalisées obtenues avec un rapport de sollicitation de 0,1 à une fréquence de 10Hz pour les configurations HO (0° et 90°) et RO.....	116
Figure 4-1: Micrographies post-mortem d'échantillons en composite SMC sollicités en traction quasi-statique, (a) vue générale, des fissures transversales(b) observation locale de la propagation des fissures longitudinales dans les interfaces fibres/matrice [1].	123
Figure 4-2: Micrographies post-mortem d'échantillons SMC sollicités en cisaillement quasi-statique, (a) vue générale montrant les bandes de cisaillement, (b) observation locale montrant une fissure se propageant à 45° [1].	124
Figure 4-3: Réponse classique d'un SMC-R26 à matrice polyester renforcée de mèches de fibre de verre sous chargement quasi-statique [2].	124
Figure 4-4: Essais de traction <i>in-situ</i> couplés à des observations MEB de la microstructure sur des échantillons LD-SMC HO à 90° et 0° [3].	126
Figure 4-5: Micrographies obtenues par MEB des faciès de rupture d'échantillon LD-SMC RO sollicité en traction quasi-statique, (a)pseudo délaminage autour de sphères de verre creuse, (b) rupture de sphère de verre creuse [3].	126
Figure 4-6: Micrographies obtenues par MEB des faciès de rupture d'échantillon LD-SMC HO sollicité en traction quasi-statique à 0°, (a) pseudo-délaminage et pull out des fibres, (b) pseudo délaminage autour de sphères de verre creuse [3].....	127
Figure 4-7: Micrographies obtenues par MEB des faciès de rupture d'échantillon LD-SMC HO sollicité en traction quasi-statique à 90°, (a) rupture de sphère de verre creuse, (b) pseudo-délaminage et pull out des fibres [3]......	127
Figure 4-8: Investigations des mécanismes d'endommagement, (a) courbes de flexions pour les éprouvettes A-SMC HO à 0° et 90°, (b) micrographies MEB du A-SMC HO-90°, (c) micrographies du HO-0° [4]......	128
Figure 4-9: Micrographies <i>post-mortem</i> des mécanismes d'endommagement sous chargement quasi-statique et dynamique [4].	129

- Figure 4-10: Micrographies MEB post-mortem d'un échantillon de SMC-R50 sollicité en fatigue à, fissures (a) dans une zone riche en matrice, (b) dans une zone riche en fibres orientées selon la direction de chargement, (c) dans une zone riche en matrice avec des fibres inclinées par rapport à la direction de sollicitation, (d) à l'extrémité des mèches [7]. 130
- Figure 4-11: Evolution des densités cumulées de longueur (a) et d'orientation (b) des fissures observés sous chargement de fatigue à $\sigma_{max} = 0,6 \sigma_{uts}$ au fur et à mesures des cycles [8]. 131
- Figure 4-12: Micrographies *post-mortem* d'échantillons A-SMC sollicités en fatigue (traction-traction) à une fréquence de 10Hz, à différentes contraintes appliquées : (a) de 40% et (b) de 55% de la contrainte maximale à la rupture [5] 132
- Figure 4-13: Micrographies *post-mortem* d'échantillons A-SMC sollicités en fatigue (traction-traction) à une fréquence de 100Hz pour une contrainte maximale appliquée (a) de 40% et (b) de 55% de la contrainte maximale à la rupture [5] 133
- Figure 4-14: Radiographie *post-mortem* aux rayons X d'échantillons RO sollicités en traction quasi-statique selon différentes orientations. 136
- Figure 4-15: Radiographie *post-mortem* aux rayons X d'échantillons HO sollicités en traction quasi-statique selon différentes orientations. 136
- Figure 4-16: Micrographies MEB *post-mortem* du faciès de rupture du AC-SMC RO sollicité selon la MMFD..... 138
- Figure 4-17: Radiographies des échantillons RO testés à 0° , à une fréquence de 10Hz et avec un rapport de chargement de 0,1, pour des contraintes maximales appliquées (a) $\sigma_{MAX} = 0,8\sigma_{uts}$, (b) $\sigma_{MAX} = 0,7\sigma_{uts}$, (c) $\sigma_{MAX} = 0,6\sigma_{uts}$, (d) $\sigma_{MAX} = 0,55\sigma_{uts}$ 139
- Figure 4-18: Observations aux rayons X des éprouvettes AC-SMC RO à 45° (fréquence de 10 Hz, rapport de charge de 0,1) à différentes contraintes maximales appliquées : (a) $\sigma_{MAX} = 0,8\sigma_{uts}$ (b) $\sigma_{MAX} = 0,7\sigma_{uts}$, (c) $\sigma_{MAX} = 0,6\sigma_{uts}$, (d) $\sigma_{MAX} = 0,55\sigma_{uts}$ 140
- Figure 4-19: Radiographies des échantillons RO testés à 90° , à une fréquence de 10Hz et avec un rapport de chargement de 0,1, pour des contraintes maximales appliquées (a) $\sigma_{MAX} = 0,8\sigma_{uts}$, (b) $\sigma_{MAX} = 0,7\sigma_{uts}$, (c) $\sigma_{MAX} = 0,6\sigma_{uts}$, (d) $\sigma_{MAX} = 0,55\sigma_{uts}$ 141
- Figure 4-20: Observations *post-mortem* aux rayons X des éprouvettes AC-SMC RO 45° testée en fatigue à une fréquence de 10 Hz, avec un rapport de charge de 0,4 pour différentes contraintes maximales appliquées : (a) $\sigma_{MAX} = 0,8\sigma_{uts}$, (b) $\sigma_{MAX} = 0,6\sigma_{uts}$, (c) $\sigma_{MAX} = 0,55\sigma_{uts}$,... 142
- Figure 4-21: Comparaison des radiographies post-mortem du AC-SMC RO selon la MMFD aux deux rapports de charge ((a) 0,1 (b) 0,4) et à 90° pour les mêmes rapports de charge (respectivement (c) et (d)). 143
- Figure 5-1: Evaluation des paramètres du modèle et comparaison de la simulation vis-à-vis des résultats expérimentaux, et tableau des paramètres du modèle évaluée [2][4]..... 153
- Figure 5-2: Comparaison simulation / essais sous sollicitation de cisaillement quasi-statique (a) monotone jusqu'à rupture, (b) avec décharges incrémentales jusqu'à rupture [4]. 154
- Figure 5-3: Evolutions des fonctions de distribution cumulée (a), et de fonction de densité (b) pour un contrainte maximale égale à 60% de la contrainte à la rupture [16]. 157

Figure 5-4: Evolution du nombre de fissures (a) et des paramètres de Weibull (b) & (c) en fonction du nombre de cycles pour un palier de chargement donné ($\sigma_{max} = 0,6\sigma_{uts}$)[16].....	158
Figure 5-5: Evolution de l'orientation des fissures en fonction du nombre de cycles pour une contrainte maximale donnée: (a) Fonctions de distributions cumulées, (b) fonctions de densité d'orientation ($\sigma_{max} = 0,6\sigma_{uts}$)[16]	159
Figure 5-6: Evolution des paramètres des fonctions d'orientation en fonction du nombre de cycles pour un palier de chargement donné ($\sigma_{max} = 0,6\sigma_{uts}$) : (a) paramètre α_0 , (b) autres paramètres α_1, α_2 [16].	160
Figure 5-7: Prédiction des propriétés mécaniques en fonction du nombre de cycles, (a) Evolution du module d'élasticité longitudinale : comparaison entre simulation et données expérimentales, (b) Simulation de l'évolution des composantes du tenseur d'élasticité [16].....	160
Figure 5-8: Evolution du taux de fibres rompues en fonction des paramètres α, γ, δ ,	163
Figure 5-9 : Evolution de l'endommagement matricielle en fonction des paramètres cinétiques de la coalescence [24].	164
Figure 5-10: Schéma du calcul des composantes normale et tangentielle de la contrainte l'interface autour de l'azimut du renfort [27].	165
Figure 5-11: Evolution de l'endommagement interfacial en fonction des contraintes normales et tangentielles normalisées avec $m = 3,7$	165
Figure 5-12: Schéma de l'architecture du modèle proposé : prise en compte de la microstructure. ...	168
Figure 5-13: Schéma du modèle proposé avec mécanismes d'endommagement.	169
Figure 5-14 : Simulation du comportement de la matrice avec des $R_0 = 90 MPa$; $K_1 = ; n$	172
Figure 5-15: Réponse de la mèche en fonction de la direction de sollicitation issue de la simulation d'un milieu hétérogène constituée de matrice et d'une inclusion soumis à un chargement de charge-décharge incrémental.....	173
Figure 5-16 : Schéma de la microstructure de la fibre à la mèche.	175
Figure 5-17: schéma de la microstructure : de l'échelle mésoscopique à l'échelle macroscopique. ..	175
Figure 5-18: Synthèse du modèle multi-échelles proposé.....	176
Figure 5-19: ODF générée à partir des modules d'élasticités moyens établis dans le chapitre trois. ...	178
Figure 5-20: Evolution des paramètres du AC-SMC RO, résultats à 0° :(a) Réponse macroscopique en contrainte et déformation, (b) Evolution de l'endommagement macroscopique.	179
Figure 5-21:Optimisation des paramètres du modèle, résultats à 90° (a) en termes de contrainte et déformation, (b) en termes d'évolution de l'endommagement macroscopique.	180
Figure 5-22: Comparaison des prédictions du modèle avec les résultats expérimentaux pour l'AC-SMC orienté à 45°	181
Figure 5-23: Géométrie, maillage et conditions aux limites du modèle « éprouvette de traction ». ...	182

Figure 5-24: Champs de contraintes de Von Mises d'une éprouvette de traction de AC-SMC avec une ODF totalement RO soumise à une traction uni-axiale.....	182
Figure 5-25: Loi de comportement d'une éprouvette de traction de AC-SMC avec une ODF parfaitement RO soumise à une traction uni-axiale.	183
Figure 5-26: Comparaison simulation EF (avec une ODF parfaitement RO) vis-à-vis des résultats expérimentaux sur un essai de traction uni-axiale de AC-SMC.....	183
Figure 5-27: Champs de contraintes de Von Mises d'une éprouvette de traction de AC-SMC avec une ODF RO identifiée soumise à une traction uni-axiale à 0° (a), 45° (b) et 90° (c).....	184
Figure 5-28: Résultats numériques EF et comparaison avec les résultats expérimentaux pour un essai de traction uniaxiale sur un AC-SMC RO selon différentes directions de sollicitations	185
Figure 5-29: Champs de contraintes de Von Mises d'une éprouvette de traction de AC-SMC avec une ODF HO soumise à une traction uni-axiale à 0° (a), 45° (b) et 90° (c).....	186
Figure 5-30: Loi de comportement d'une éprouvette de traction de AC-SMC avec une ODF HO soumise à une traction uni-axiale à 0°, 45° et 90°.....	186
Figure 5-31: Géométrie, maillage et conditions aux limites du modèle « éprouvette Meuwissen»....	187
Figure 5-32: Gauche : champs de contraintes de Von Mises. Droite : détails des champs de contraintes dans les directions 11 (a), 22 (b) et 12 (c) d'une éprouvette Meuwissen de AC-SMC avec une ODF parfaitement RO soumise à une traction uni-axiale.	188
Figure 5-33: Contraintes VS déformations dans les directions principalement sollicitées (ϵ_{ab} Vs σ_{ab}) sur une éprouvette Meuwissen de AC-SMC avec une ODF parfaitement RO soumise à une traction uni-axiale.....	188
Figure 5-34: Champs de contraintes de Von Mises d'une éprouvette Meuwissen de AC-SMC avec une ODF RO identifiée soumise à une traction uni-axiale à 0° (a), 45° (b) et 90° (c).....	189
Figure 5-35: Contraintes VS déformations dans les directions principalement sollicitées (ϵ_{ab} Vs σ_{ab}) sur une éprouvette Meuwissen de AC-SMC avec une ODF RO identifiée soumise à une traction uni-axiale à 0°, 45° et 90°.....	189
Figure 5-36: Champs de contraintes de Von Mises d'une éprouvette Meuwissen de AC-SMC avec une ODF HO soumise à une traction uni-axiale à 0°, 45° et 90° avec une ODF HO soumise à une traction uni-axiale à 0° (a), 45° (b) et 90° (c).....	190
Figure 5-37: Contraintes VS déformations dans les directions principalement sollicitées (ϵ_{ab} - σ_{ab}) sur une éprouvette Meuwissen de AC-SMC avec une ODF HO soumise à une traction uni-axiale à 0°, 45° et 90°.....	190
Figure 5-38: Montage expérimental pour les essais sur la pièce école.	191
Figure 5-39: Géométrie et maillage du modèle « pièce école ».	192
Figure 5-40: Champs de contraintes de Von Mises du modèle école de AC-SMC avec une ODF totalement RO soumis à une flexion de la structure.....	192
Figure 0-2: schéma de l'influence du schéma d'homogénéisation sur le calcul du comportement effectif.	216

1 Introduction générale : Vers une nouvelle génération de SMC

Résumé :

Ce chapitre d'introduction générale est consacré à la présentation des matériaux SMC, du contexte industriel et des objectifs scientifiques de cette thèse. Dans un premier temps la description de cette classe de matériaux composites est faite des constituants (résine, additifs, renforts, etc.) au procédé de fabrication (production des draps et mise en forme des pièces par thermocompression) pour aboutir sur les différentes générations de SMC développées au cours des dernières décennies en fonction de l'évolution des applications envisagées, par exemples : réduction de la densité (LD-SMC) pour l'allègement des pièces de carrosseries, ou l'amélioration des propriétés mécaniques (A-SMC) pour concurrencer les alliages sur des applications structurelles. Les contraintes dans l'industrie du transport incitent les motoristes à réaliser plus de gain de masse encore, ce qui conduit au développement de nouveaux matériaux aux propriétés mécaniques élevées et à faible densité. Le remplacement des fibres de verre par des fibres de carbone dans les SMC (AC-SMC) s'inscrit dans ce contexte. Outre l'impact sur les propriétés mécaniques, la plus faible densité des fibres de carbone par rapport aux fibres de verre a de nombreuses conséquences sur le procédé de fabrication. Ce matériau composite est actuellement majoritairement utilisé par les marques hautes de gamme. Différents freins entravent la démocratisation de ce matériau, notamment le type de comportement sous différentes sollicitations (cyclique, vibratoire, d'impact), la nature des mécanismes d'endommagement y prenant alors place ou la modélisation du comportement mécanique. En conclusion, le plan du manuscrit est présenté avec une brève description des principaux résultats.

Sommaire :

1	Introduction générale : Vers une nouvelle génération de SMC.....	13
1.1	Introduction	15
1.2	Composition des composites Sheet Moulding Compound (SMC).....	15
1.2.1	La Résine.....	15
1.2.2	Les charges et autres additifs.....	16
1.2.3	Le renfort.....	17
1.3	Procédé d'élaboration des SMC	17
1.3.1	Fabrication des draps.....	17
1.3.2	Mise en forme des pièces par thermocompression.....	20
1.4	Les différentes familles de SMC	21
1.5	Les SMC « classiques ».....	21
1.5.1	Les SMC à faibles densités.....	22
1.5.2	Les SMC à hautes performances	23
1.6	Les SMC avancés renforcés de mèches de fibres de carbone (AC-SMC)	24
1.6.1	La fibre de carbone.....	24
1.6.2	Impacts sur le procédé d'élaboration.....	27
1.6.3	Potentielles applications pour le AC-SMC.....	27
1.6.4	Matériau de l'étude.....	30
1.7	Conclusion.....	31
1.7.1	Synthèse.....	31
1.7.2	Plan du manuscrit	32
	Bibliographie :.....	33

1.1 Introduction

Les composites sont employés pour diverses applications dans l'industrie automobile, que ce soit pour des pièces d'habillages : bandeaux latéraux, capots de moteur, ou de structure : hayons, planchers, calandres, absorbeurs, boucliers. Parmi ces matériaux, les Sheet Molding Compound (SMC), offrent un excellent compromis pour les constructeurs en termes de performances/couts-cycles de production. En effet, outre les caractéristiques mécaniques qu'ils présentent, ils permettent de produire à des cadences élevées des pièces de petites dimensions et de géométries complexes (spectre des géométries plus étendues que pour les aciers en particuliers et les métaux en général) à un prix compétitif. Pour ces différentes raisons, assiste-t-on depuis quelques dizaines d'années à un emploi de plus en plus important des composites SMC dans l'industrie automobile, ainsi qu'à des évolutions de cette classe de matériaux composites au fur et à mesure de l'évolution des besoins des motoristes comme le groupe Peugeot Société Anonyme (PSA) et Renault.

Les SMC sont disponibles avec différentes formes de renfort, ainsi ils peuvent être produits avec un mât uni ou bidirectionnel, tissé ou à renfort coupé. L'industrie automobile, pour des raisons de propriétés mécaniques et économiques s'est généralement intéressée principalement aux renforts coupés avec une répartition aléatoire. Par conséquent, dans ce chapitre tout comme dans le reste du mémoire, les SMC considérés sont ceux à renforts discontinus réparties aléatoirement ou selon une distribution d'orientation induite par le procédé de mise en œuvre.

Dans ce chapitre on s'attache à présenter les SMC. Dans un premier temps, il sera question de leur composition, de leur procédé de fabrication, des évolutions récentes ainsi que des exemples d'applications sont présentés. Enfin on s'attachera à leur dernière évolution, les SMC à renfort de mèches de fibres de carbone (AC-SMC), aux conséquences de ce changement de renfort sur le procédé de fabrication et aux applications pour lesquelles ils sont conçus.

1.2 Composition des composites Sheet Moulding Compound (SMC)

En général, on considère que les composites SMC sont constitués de trois phases distinctes non miscibles : la résine, les charges minérales et le renfort fibreux. Des additifs sont généralement ajoutés afin de faciliter la mise en œuvre du matériau.

1.2.1 La Résine

Principal constituant de la matrice, son rôle est de transmettre la charge appliquée au renfort, garantir l'intégrité du matériau, et de protéger le renfort des environnements agressifs et des contacts abrasifs. Si les propriétés mécaniques de la résine restent faibles devant celles du renfort, ses propriétés physico-chimiques n'en sont pas moins primordiales lorsque l'on considère le composite : d'elles dépendent l'adhésion avec les renforts, et une bonne partie de la tenue à long terme.

Vis-à-vis des autres résines, telles que les thermoplastiques, les thermodurcissables ont une structure moléculaire bien différente. La réticulation des différents monomères entre eux a un impact important sur leurs propriétés. Du fait de cette réticulation, les thermodurcissables présentent une grande stabilité thermique, une grande résistance aux agressions chimiques et ne peuvent être refondus (non recyclables). Pour ce qui est des propriétés mécaniques, ils se caractérisent par une grande résistance au fluage et un comportement nettement moins ductile. Leur faible allongement à rupture et leurs procédés de fabrication réactifs plus complexe et plus long sont leurs principaux désavantages. Les principales résines thermodurcissables employées pour les SMC sont les polyesters, époxydes et vinylesters [1].

Ces différentes familles de résines thermodurcissables se distinguent entre elles par leurs propriétés mécaniques et physico-chimiques, dont certaines sont comparées dans le tableau récapitulatif suivant [1][2].

A ce composant, des charges minérales et des additifs sont rajoutés. Celles-ci contribuent à mieux cibler ou bien à améliorer les caractéristiques mécaniques et/ou physico-chimiques de la résine.

	Masse volumique [kg/dm^3]	Module d'Young [GPa]	Résistance en traction [MPa]	Coefficient de Poisson	Allongement à rupture [%]	Température limite d'utilisation
Polyester Ortho.	1,2-1,3	2,8-3,2	50-80	0,36-0,4	2-2,25	100
Polyester Iso.	1,2-1,5	3,6-4	50-80	0,36-0,4	2-2,25	120
Epoxyde	1,1-1,5	3,0-4,5	65-130	0,37-0,4	2-6	200
Vinylester	1,1-1,4	3,2-3,6	70-90	0,37-0,4	4-5	100-150

Tableau 1: Récapitulatif des caractéristiques mécaniques des résines thermodurcissables [1][2].

1.2.2 Les charges et autres additifs

Les charges minérales ont pour principaux rôles d'augmenter la rigidité et la viscosité de la résine, mais aussi de réduire les coûts en matières tout en conservant une tenue mécanique optimale. Si le fait d'augmenter la viscosité permet de faciliter le transport du renfort lors de la mise en forme et de limiter les phénomènes d'essorages de la matrice, cela a par contre un effet négatif sur la mouillabilité des fibres. Une faible mouillabilité peut entraîner la formation d'interfaces fibre-matrice de plus faible qualité. Les principales charges employées sont les particules de carbonate de calcium (craie) ou de silicate de magnésium (talç).

De leur côté les additifs ont pour rôle de faciliter les différentes étapes d'élaboration du composite, de la fabrication du semi-produit (contrôle de la viscosité de la matrice, etc.), à la thermocompression (agents de démoulages, etc.), ainsi que d'ajuster les propriétés physico-chimiques (protection vis-à-vis de l'oxydation sous rayonnement UV) ou encore l'aspect extérieur. Ainsi, on retrouve des agents de mûrissement (tel que la magnésie), des lubrifiants ; agents de démoulages, des stabilisants, des agents anti-retrait, ou encore des pigments [3][4][5].

Enfin, plus récemment des billes de verre creuses entrent dans la composition de certains SMC pour diminuer la masse volumique tout en conservant les propriétés mécaniques relativement élevées [6][7].

1.2.3 Le renfort

Les renforts principalement utilisés pour les SMC sont les fibres de verre, suivie des fibres de carbone sous forme de mèches contenant quelques centaines de fibres (de l'ordre de 200 pour les fibres de verre) à plusieurs milliers pour les fibres de carbone. Ces fibres ont un diamètre de 7 à 15 μm (en fonction de la nature de la fibre) et une longueur d'un pouce (25.4 mm) [8]-[13] en général. Plus récemment, de nouvelles formulations de SMC intègrent de la fibre de carbone, avec ou à la place de la fibre de verre.

1.3 Procédé d'élaboration des SMC

Les SMC sont produits en deux temps. Tout d'abord un semi-produit sous forme de drap constitué de deux films plastiques enduit de la matrice non réticulée et d'un mât de renforts. Ces films plastiques garantissent l'intégrité de l'ensemble et en permettent la manipulation. Après une période de vieillissement, ce drap est découpé à façon afin de mettre en forme des pièces par thermocompression [3][5][14].

1.3.1 Fabrication des draps

Dans un premier temps, nous commencerons par présenter l'étape d'élaboration du semi-produit, ses différentes étapes ainsi que les principaux défauts pouvant survenir. La figure suivante est un schéma simplifié d'une ligne de production de SMC standard.

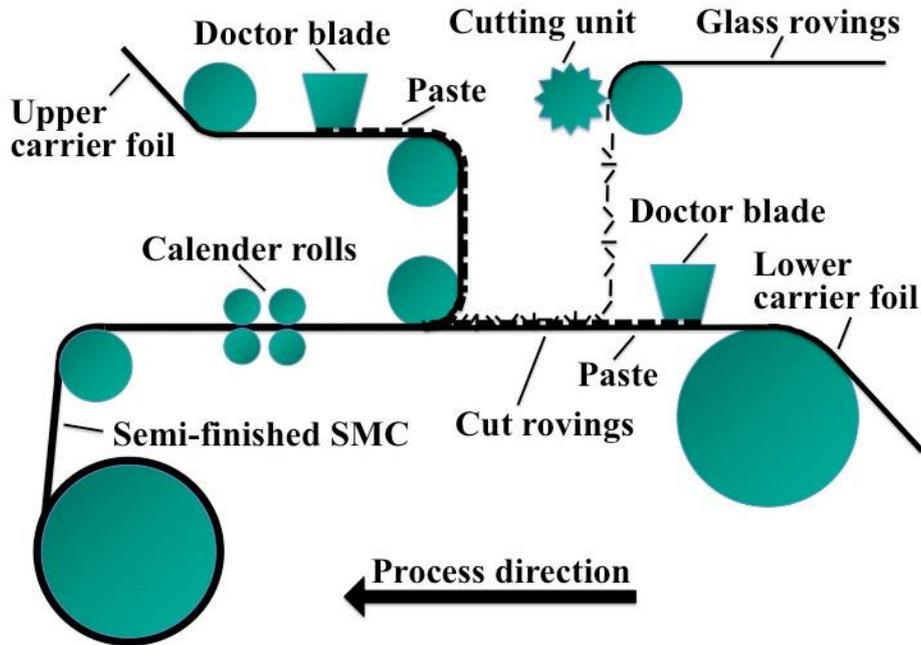


Figure 1-1: Schéma simplifié d'une ligne de production de SMC standard. [7].

1.3.1.1 Mélange de la pâte mère

La matrice est obtenue par mélange de la résine, des charges minérales et des différents additifs dans deux malaxeurs distincts [4][7][15]. Lorsque le mélange est homogène dans chacune des cuves, l'ensemble est combiné en ligne pour former une pâte. La pâte mère ainsi obtenue est alors déposée sur deux films plastiques imperméables (le plus souvent en polyester) formant la peau du drap. L'alimentation en pâte mère et en films est continue pendant toute la durée d'une phase de production.

1.3.1.2 Constitution du mat

Le renfort, qu'il soit sous forme de fibres ou de mèches de fibres, est alors ajouté selon l'architecture adoptée [4][7][15]. Dans le cas de renforts courts, les bobines de fibres sont dévidées et tronçonnées à une dimension donnée pour ensuite être répandue sur la pâte du film inférieur afin de former un mat sec.

1.3.1.3 Obtention du drap

Une fois le mat réalisé sur le film inférieur, le film supérieur vient le recouvrir, L'intégrité du drap et l'imprégnation du renfort sont assurés par un passage dans des calandres ou l'ensemble est laminé. En sortie de calandres, le drap obtenu est enroulé. La matrice étant encore liquide à ce moment, les rouleaux sont stockés pour une période de mûrissement dans une enceinte à environnement contrôlé pour une durée dépendant de la nature de la résine et des additifs ajoutés [4][7][15].

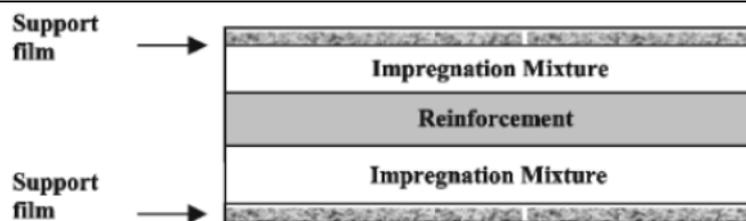


Figure 1-2: Structure en sandwich du matériau avant passage dans les calendres [15].

1.3.1.4 Défauts potentiels lors de l'élaboration des draps

Avec l'automatisation du procédé, différents défauts potentiels doivent être pris en compte afin de minimiser leurs impacts sur le cycle de production et sur la qualité du matériau obtenu [7].

Comme toute l'élaboration du drap repose sur les films plastiques servant de peau, la vitesse d'avance et la masse surfacique de matière répartie sur le support doivent être pris en compte pour éviter la déchirure du film. Outre un arrêt de la production, ce type d'incident peut aussi endommager l'équipement.

Etape clef dans l'élaboration du drap, la constitution du mât de renfort doit être faite avec minutie. La densité et l'orientation des mèches ont un impact d'ordre un dans le calcul des propriétés mécaniques du matériau composite final. Ainsi, la vitesse d'avance du drap, la masse du renfort, la hauteur de chute et la vitesse de découpe jouent un rôle non négligeable. En général, pour les renforts courts, on recherche une répartition quasi-isotropique de ceux-ci dans le drap.

Outre l'étape de découpe du renfort, le passage dans les calendres a aussi un impact sur cette architecture. Le laminage du drap peut modifier l'orientation globale du renfort et également en réorientant une partie plus ou moins conséquente du renfort dans la direction d'avance. De nouveau, la vitesse d'avance du drap, mais aussi l'écartement des rouleaux sont des paramètres à prendre en compte.

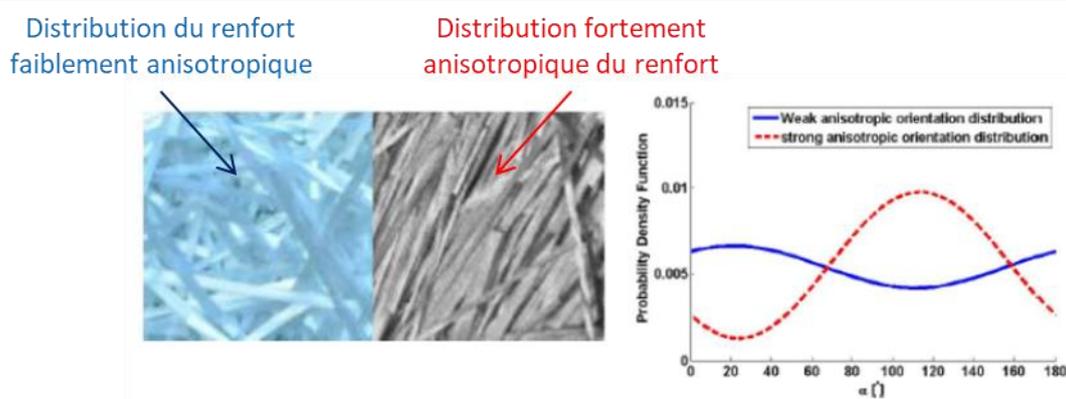


Figure 1-3: Résultat d'analyse de deux microstructures de SMC en termes d'orientation de renfort, échelles non publiées [7].

Enfin, l'emprisonnement de bulles d'air lors du calandrage a un impact sur les propriétés mécaniques finales du drap obtenu [16]. En fonction de leur dimension et de leur fraction volumique, ces bulles peuvent avoir un effet délétère sur la qualité de l'interface mèche matrice, voire détériorer l'état de surface des pièces obtenues. Lors du compactage, la majeure partie de l'air compris entre les deux films est chassée, mais une faible quantité reste tout de même prisonnière. Si elle n'est pas évacuée lors de l'estampage à chaud, sa dilation sera à l'origine de la création de porosités dans la l'épaisseur de la pièce à l'issue de sa fabrication.

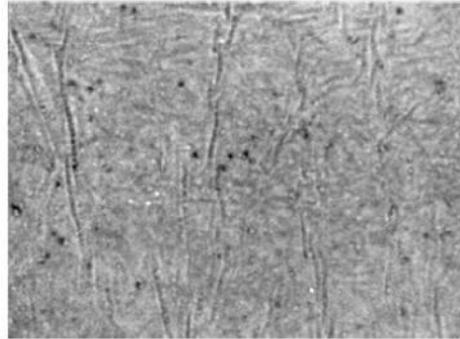


Figure 1-4: Thermographie infrarouge d'un drap SMC mettant en évidence la porosité, échelle non publiée [16].

1.3.2 Mise en forme des pièces par thermocompression

A partir de ces draps, les pièces sont mises en forme par thermocompression. Un moule est garni d'un ou plusieurs flancs de matière découpés à façon et empilés pour atteindre l'épaisseur souhaitée. Le moule contenant les flancs est alors placé sous une presse, chauffé à une température de l'ordre de 150°C puis compressé à une pression moyenne comprise entre 100 et 120 bars. Après un temps de maintien, la pression diminue graduellement, le moule est ouvert et la pièce éjectée. Cet ensemble d'opérations dure entre 2 et 3 minute [17]-[25].

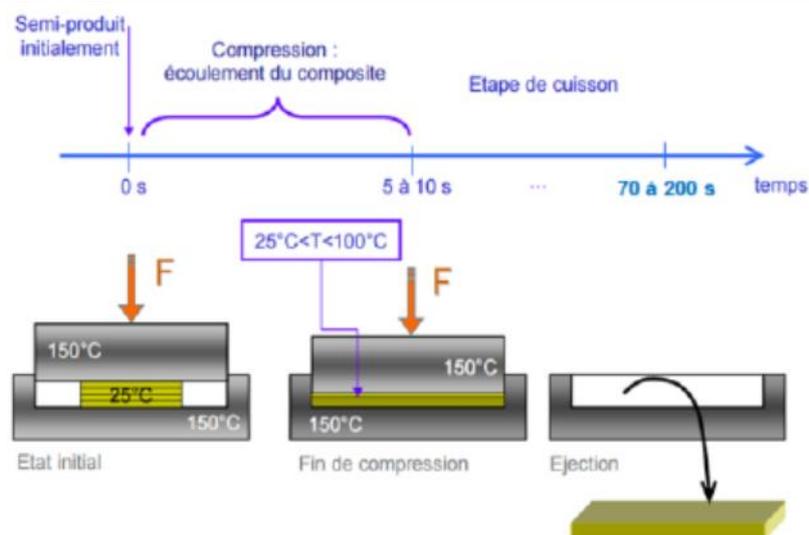


Figure 1-5: Schéma du processus de thermocompression.

Dans un premier temps, sous l'effet conjoint de la chaleur et de la pression, la matrice va se fluidifier et s'écouler dans le moule en transportant avec elle le renfort, ensuite lors du maintien, la viscosité de la matrice va progressivement augmenter au fur et à mesure que la polymérisation s'effectue, pour finir par totalement se solidifier.

Afin d'éviter les problèmes de délaminage entre les différents plis et d'évacuer les bulles d'air ou de styrène piégées en leur sein, les moules ne sont pas garnis sur 100% de leur surface (en général ils sont garnis entre 50 et 80% de leur capacité). Ceci afin de permettre un flux de matière lors de la thermocompression, d'assurer un mélange entre les différents flancs [26]. Cet écoulement, quoique nécessaire, a un impact sur l'architecture du renfort. Tout d'abord, l'enchevêtrement des mèches est favorisé. Enfin, en fonction de la façon dont le moule est alimenté en flancs, on pourra obtenir différents profils en termes de distribution des orientations des renforts. En effet, en optant pour une répartition des flancs centrée et symétrique, on maintient la distribution initiale (aléatoire et quasi uniforme des mèches) par un écoulement du flux de matière quasi-uniforme sans direction privilégiée. Ce type d'écoulement n'affecte que marginalement l'orientation du renfort. En adoptant des répartitions décentrés et/ou dissymétriques des flancs, une direction d'écoulement est privilégiée par rapport aux autres, ce qui induit une réorientation du renfort selon cette direction, de façon plus ou moins importante selon l'intensité de l'écoulement induit.

1.4 Les différentes familles de SMC

Depuis leur apparition dans les années soixante-dix, les SMC évoluèrent au fur et à mesure des avancées technologiques mais aussi pour s'adapter à l'évolution des besoins industriels en termes d'applications notamment dans le secteur de l'industrie automobile.

1.5 Les SMC « classiques »

Ces matériaux composites sont généralement constitués d'une matrice en résine polyester à la hauteur de 50% en masse dans laquelle des charges minérales de carbonate de calcium sont ajoutés, et d'un renfort constitué de mèches de fibres de verres (~30% en masse) discontinues dispersées plus ou moins aléatoirement. Leur masse volumique finale est de l'ordre de $1,88 \text{ g/cm}^3$ [3]-[8][27].



Figure 1-6: Plancher arrière de Citroën C4 Picasso et Peugeot 308 développé par Plastic Omnium, illustration fournie par Plastic Omnium.

1.5.1 Les SMC à faibles densités

Ces composites communément appelés Low Density SMC (LD-SMC) ont été développés pour répondre à un besoin croissant en termes de gains de masse sur des applications spécifiques, telles que les passages de roues, ou les ailes. Afin de réduire leur masse volumique, des billes de verres creuses sont ajoutées, ce qui permet d'obtenir l'effet recherché tout en ayant un impact marginal sur les propriétés du composite. De cette façon il est possible de réduire les masses volumiques de l'ordre de 30% et d'atteindre ainsi $1,22 \text{ g/cm}^3$ [13].

Le SMC TCA Ultra Lite a été employé par General Motors pour la corvette Chevrolet de 2016. Ainsi, 21 pièces de carrosserie sont produites avec ce matériau permettant de réaliser un gain de 9kg par rapport aux modèles précédents. Les principaux avantages de ce matériau sont un important gain de masse (de l'ordre de 40%) pour des dimensions géométriques équivalentes, une plus grande flexibilité lors de la conception par rapport à l'aluminium ce qui se traduit par une plus grande capacité à intégrer d'autres modules (phares, aérations, etc.).

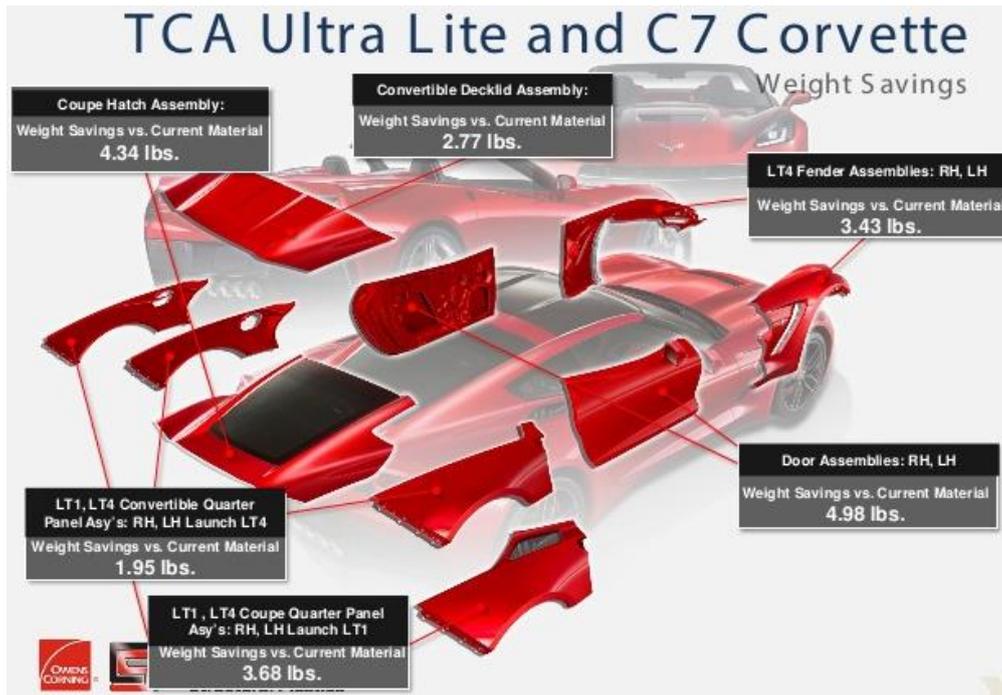


Figure 1-7: GM Chevrolet Corvette 2016, pièce de carrosserie [36].

1.5.2 Les SMC à hautes performances

Aussi appelés « SMC avancés » (A-SMC), ils furent aussi développés pour répondre à un besoin croissant en termes de réduction de masse de pièces. Ces composites avancés aspirent à concurrencer d'autres matériaux comme les métaux sur des applications structurales avec des fonctions de sécurité. Ils se caractérisent par une matrice constituée de résine vinylester, qui offre à la fois de meilleures propriétés mécaniques mais aussi permet l'imprégnation de mâts avec des taux de renforts plus élevés. Ainsi, on peut produire des composites avec un taux massique de renfort supérieur à 50% [11][12].

Les planchers de voiture, jusque-là constitué de 34 pièces de tôle métallique, font parties de ces éléments de structures pour lesquelles les A-SMC ont été destinés comme matériau de substitution à iso-performances. Plastic Omnium a développé en partenariat avec PSA (pour les Peugeot 208 Hybrid Air et Citroën C4 Cactus Airflow) un plancher en A-SMC composé de 4 éléments. Comme cette nouvelle solution offre un gain de masse de 40% par rapport à la solution d'origine et est en prime insensible à la corrosion, ce plancher est envisagé pour une de leur prochaine plateforme.

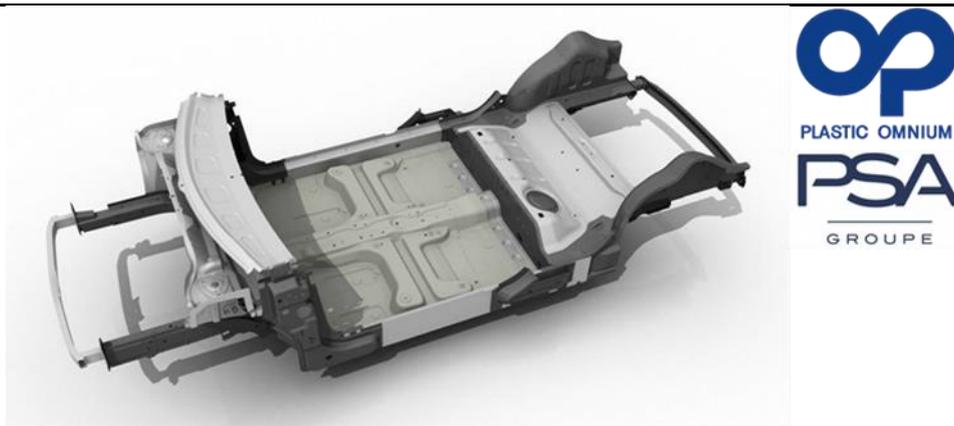


Figure 1-8: Plancher en A-SMC fibre de verre de la future plateforme PSA, image fournie par Plastic Omnium.

1.6 Les SMC avancés renforcés de mèches de fibres de carbone (AC-SMC)

Les AC-SMC, derniers nés de cette lignée de matériaux composites, comme leur nom l'indique, se caractérisent par une matrice constituée presque exclusivement de résine vinylester, et d'un renfort constitué de mèches de fibres de carbone. Si les A-SMC avaient pour principaux champs d'applications celui des éléments de structures soumis à des sollicitations de crash, les AC-SMC ont été développés pour concurrencer d'autres solutions-matières sur des applications structurelles nécessitant une rigidité élevée et/ou travaillant principalement en fatigue.

1.6.1 La fibre de carbone

1.6.1.1 Description

Produites par pyrolyse dans deux procédés différents et concurrents, les fibres de carbone offrent une grande variété de propriétés mécaniques. Cette diversité résulte de la microstructure obtenue à partir lors de la pyrolyse ainsi que la dimension et la densité des porosités résultantes. Les fibres de carbone sont classées en trois catégories : Haut Module, Haute Ténacité et celles intermédiaires. Afin de mieux appréhender les différences entre ces catégories, le tableau récapitulatif de leurs principales propriétés respectives permet de s'en faire une meilleure image [29][30].

Caractéristiques		HM	Intermédiaires	HT
Physiques	Masse volumique	1,8-2	1,7	1,73-1,8
	Mécaniques	Résistance mécanique	1850-2760	
Module d'Young		330-690		200-250
Allongement à rupture		0,32-073%		1,3-1,5
Thermique	Tenue au choc	Faible	Faible	faible
	Capacité thermique	0,7	0,8	0,7
	Conductivité thermique	80-160	175	8-35

Tableau 2 : Résumé des différentes caractéristiques des fibres de carbone [29][30].

1.6.1.2 Comportement

Dans leurs travaux Bunsel et Somer [31]-[32] s'attachent à caractériser expérimentalement le comportement de la fibre de carbone en traction monotone et cyclique. Dans un premier temps, une caractérisation sous chargement quasi-statique est menée, puis, à partir de ces résultats les auteurs, cherchent à caractériser la fatigue du matériau.

Ainsi dans le cas de la fibre Toray T300 sous chargement quasi-statique et selon la norme ASTM [33] associée à ce type d'essais, les résultats sont récapitulés dans le tableau suivant. Du fait de son comportement extrêmement fragile, une forte dispersion des résultats est observée. Afin d'estimer la résistance en traction du matériau, une loi de Weibull à trois paramètres est employée pour représenter la probabilité de rupture en fonction de la contrainte appliquée. A partir de cette loi statistique, la contrainte à rupture moyenne et l'écart type sont calculés et sont employés pour représenter la variabilité de la résistance en traction du matériau. Les résultats sont récapitulés dans le tableau suivant.

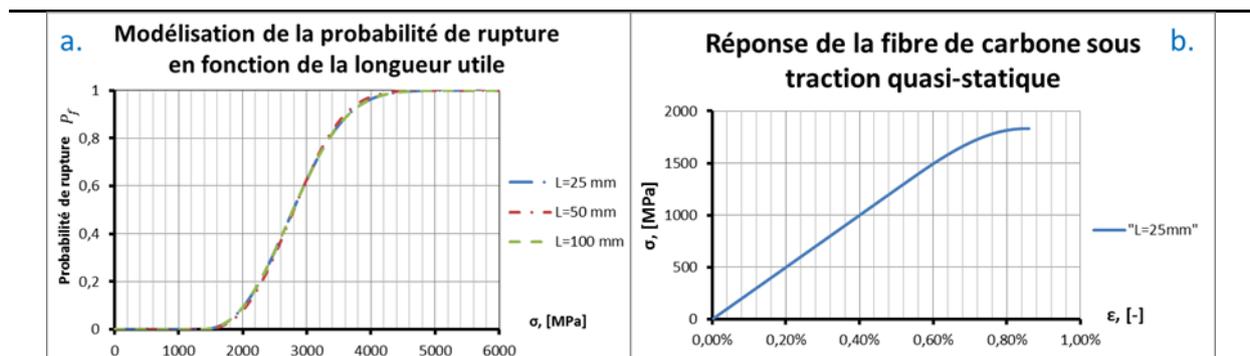


Figure 1-9: a. Courbe de probabilité de rupture obtenue par Bunsell et Somer [31], b. Extrapolation de la modélisation de la rupture en évolution de l'endommagement pour tracer le comportement de la fibre de carbone en traction quasi statique.

Lors des essais sous chargement cyclique, l'essentiel des ruptures se produisent entre $[10^5; 5 \cdot 10^6]$ cycles et exclusivement dans les mors, quand d'autres fibres survivent à $3 \cdot 10^7$ cycles. Le fait que la rupture soit majoritairement due aux effets de concentration de contraintes dans les mors, et que les faciès de rupture ne diffèrent pas d'un type de chargement à l'autre, amènent les auteurs à conclure que la fibre de carbone n'a pas de limite d'endurance.

Longueur utile [mm]	Module d'élasticité longitudinal		Résistance en traction	
	Moyenne	Ecart type	Moyenne	Ecart type
25	227	5	2,84	0,35
50	218	2	2,49	0,46
100	208	3	2,29	0,45

Tableau 3: Résultats expérimentaux [31].

1.6.1.3 Comparaison avec la fibre de verre

Les fibres de verre, en raison de leur disponibilité (faibles coûts, processus industriel éprouvé, etc.), de leurs caractéristiques (haute résistance mécanique et chimique, bon isolant) et de la nature des applications envisagées, étaient jusqu'à lors le renfort de prédilection des SMC. Encore maintenant, les composites à matrice organique renforcés de fibres de verres constituent 95% du marché. En revanche, ces fibres ont des limites en termes de performances, inhérentes à leur faible module d'élasticité, leur forte densité et leur faible résistance en fatigue.

Du fait de la demande accrue en matériaux plus légers avec de plus hautes propriétés mécaniques, la fibre de carbone est alors employée. Afin de mieux comprendre l'intérêt d'un tel renfort, une comparaison de leurs propriétés est réalisée.

	Verre		Carbone			
	Type E	Type R	HT	Inter.	HM	
Diamètre du filament	4-16	9-10	7-8	-	5-7	
Masse volumique	2,55	2,48	1,73-1,8	1,7	1,8-2	
Module	70-74	86-87	200-250	-	330-690	
Résistance mécanique	Traction	3200-3500	3700-4500	2400-4200	3900	1850-2760
	Compression	900	1100	900-1100		1300
Allongement à la rupture	3-4,5	5,4	1,3-1,5	1,3	0,32-0,73	

Tableau 4: Récapitulatif des propriétés mécaniques des fibres de verre et de carbone [29]-[34].

En résumé, les avantages des fibres de carbones par rapport à celles en verre sont : (i) une plus grande rigidité (entre 230% et 357% de gain), (ii) une masse volumique nettement plus faible (entre 66% et 80% plus faible), (iii) une résistance mécanique plus importante ainsi (iv) qu'une bien meilleure stabilité dimensionnelle due à leur faible coefficients d'expansion thermique, et (v) leur insensibilité à la fatigue. En revanche, la faible résistance des fibres de carbone et leur coût élevé sont à prendre en compte dans le choix de ce renfort pour une application.

Avantages	Inconvénients
Excellente tenue à la mécanique	Prix élevé
Excellente tenue à la température	Problème de corrosion au contact avec les métaux
Excellente tenue en fatigue	Sensibilité aux chocs mécaniques
Bonne conduction thermique et électrique	Sensibilité à l'abrasion
Excellente tenue à la corrosion et aux agents chimiques	Faible allongement à rupture
Insensibilité à l'humidité	Difficultés d'imprégnations par les résines époxydes
Coefficient de dilation quasi-nul	

Tableau 5: Avantages/Inconvénients liés à l'emploi des fibres de carbone [29].

1.6.2 Impacts sur le procédé d'élaboration

Du fait de leur diamètre de fibre plus fin, de leur masse volumique, de propriétés mécaniques et thermiques, l'emploi de fibre de carbone a un impact sur la formulation du matériau, l'élaboration des draps et la mise en forme des pièces par thermocompression.

1.6.2.1 Conséquences du renfort sur l'élaboration des draps

La fibre de carbone ayant un diamètre et une masse volumique que la fibre de verre, à longueur égale, est plus légère et plus fine que la fibre de verre.

Par conséquent, on a besoin d'une matrice moins visqueuse pour réaliser le transport des fibres lors de la mise en forme. Ceci se répercute sur la formulation du matériau et sur la nature de l'écoulement du flux de matière. Dans le cas d'AC-SMC, il n'est plus indispensable d'ajouter de charges minérales dans la composition de la matrice. On obtient en outre une meilleure imprégnation des fibres.

Mis à part cet effet sur le mélange, ces différences de masse, de volume et de propriétés mécaniques impliquent de modifier certains paramètres du procédé lors des étapes de découpe du renfort et de calandrage. Tout d'abord, il faut s'assurer que l'outil de découpe est approprié aux propriétés mécaniques de la fibre de carbone et ne s'endommagera pas au risque d'endommager les mèches lors de la découpe. Par la suite, la hauteur de chute et la vitesse d'avance du drap sont à réévaluer pour réaliser le mât. Enfin, lors du compactage, du fait de la différence de masse, le laminage peut réorienter la microstructure dans le sens d'avance.

1.6.2.2 Conséquences du renfort sur la thermocompression

Du fait de la plus faible viscosité de la matrice et de l'écoulement du flux de matière, garantir le remplissage du moule ne nécessite pas autant de pression que dans le cas de fibres de verre. De la même façon, l'absence de charges minérales et la meilleure conduction thermique du renfort carbone permettent de réduire la quantité d'énergie thermique nécessaire. Cela pourrait se traduire soit par une température moins élevée, soit un temps de maintien plus faible. Pour éviter les retraits, on aura plus tendance à modifier la température.

1.6.3 Potentielles applications pour le AC-SMC

Comme détaillé précédemment, le fait de remplacer les fibres de verre par des fibres de carbone permet à la fois de gagner en termes de propriétés et performances mécaniques tout en s'affranchissant du besoin en charges minérales. Quelques applications envisagées pour ce composite aux propriétés mécaniques accrues sont présentées ci-dessous.

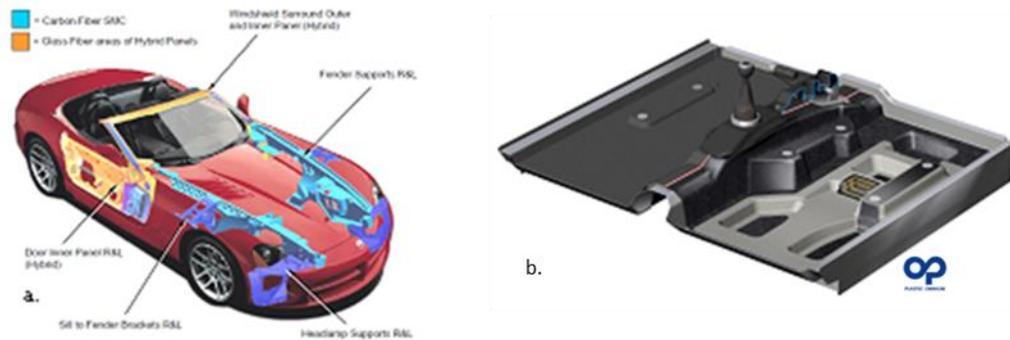


Figure 1-10: Séries d'applications des AC-SMC,

a) Dodge Viper 2003 : ailes en composites AC-SMC et cadre en A- et AC-SMC [35],

b) Prototype de plancher avant proposé par Plastic Omnium, réalisé à partir de A-SMC et d'AC-SMC, image fournie par Plastic Omnium.

En 2003, en utilisant les AC-SMC proposés par Quantum, Dodge propose une nouvelle Vyper exploitant leurs caractéristiques [35]. Poussés par un besoin accru en rigidité et suite à un changement de norme sur la quantité d'énergie à dissiper en cas d'impact, les ingénieurs proposèrent une structure en sandwich constituée de deux pièces en SMC classiques renforcés d'un AC-SMC UD chacune. Cette solution leur offrirait un gain de rigidité de 22% par rapport au modèle précédent [35].

Pour la partie avant du véhicule, jusqu'à lors les Dodge Vypers se caractérisaient par un assemblage d'un sous-ensemble de pièces, nécessitant un haut niveau de finitions manuelles, et résultant en un ensemble massif. De façon à conserver le style du véhicule tout en simplifiant la conception, la masse et l'assemblage de l'ensemble, la solution choisie fut de réaliser le châssis supportant les ailes entièrement en AC-SMC. L'emploi de ce nouveau matériau leur permit d'augmenter les fonctionnalités de telles pièces. La souplesse de conception qu'offrent les AC-SMC pour de telles pièces permet de prévoir des points d'assemblages supplémentaires sans pour autant augmenter le nombre de supports. Il est alors possible d'y attacher sans supports rapportés, bon nombres d'éléments de carrosserie mais aussi des éléments du bloc moteur. L'emploi du composite AC-SMC permet en outre de réaliser un gain de rigidité au niveau du tableau de bord de 22%, et de réduire de 18kg la masse du véhicule par rapport à la solution précédente [35].

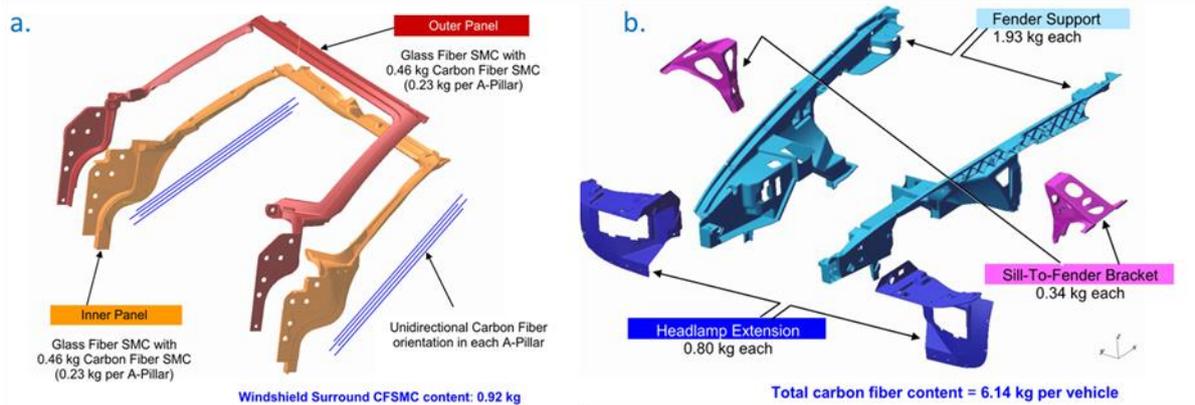


Figure 1-11: Détails de conception des a. Supports de pare-brise, b. des supports des ailes avant, de la Dodge Vyper 2003, [35].

De la même façon que Dodge avec leur support de parebrise, PSA et Plastic Omnium propose une solution hybride afin, à la fois, d'alléger les hayons et d'exploiter toute la souplesse qu'offre les AC-SMC. Le modèle proposé à Frankfurt au salon IAA en 2013 est constitué d'une âme en AC-SMC garantissant ainsi la rigidité de la structure et servant de support aux différents éléments rapportés (phares, parebrise, clenche, essuie-glace, moteurs, etc.), recouverte d'un thermoplastique qui assure un bon état de surface et peut être coloré dans la masse ou peint. Cette solution permet de réaliser un allègement de 30 à 45% de la pièce (en fonction de la quantité d'AC-SMC utilisée).

De son côté, dans le cadre de leur programme de développement « Véhicule 2l/100km », Plastic Omnium cherche à alléger les véhicules. Afin de réaliser cet objectif, des pièces de structures pour l'habitacle sont développés en A- et AC-SMC. Ainsi le prototype de plancher avant est réalisé en trois pièces et permet à la fois une réduction de masse et une réduction d'éléments à assembler.

Enfin comme dernier exemple, Lamborghini exploite de plus en plus au fur et à mesure des modèles les avantages qu'offrent les AC-SMC. Grâce aux développements réalisés dans leur « Centre de Recherche pour Composites Avancés » (ACRC), ils proposèrent un concept car au Mondial de l'Automobile de Paris (2011) permettant de réaliser un gain de masse de 10% par rapport à leur dernier modèle Murcielago (de 1750 à 1575 kg). Mais outre la souplesse de mise en forme et les propriétés mécaniques que peuvent offrir ce matériau, Lamborghini exploite aussi les aspects esthétiques du matériau. Lors de sa mise en forme, du fait des mèches de carbones le constituant, le matériau gagne un aspect marbré unique qui offre de nouvelles opportunités en termes de design. Ainsi en 2014, les modèles « Veneno » coupé et roadster dans lesquelles ce matériau est aussi utilisé pour son aspect esthétique dans l'habitacle.



Figure 1-12: a. Structure portante de la concept car Aventador "sesto elemento" [37], b. Habitacle de la Venento avec ses sièges en AC-SMC, [38] [39].

1.6.4 Matériau de l'étude

Le matériau étudié dans le cadre de ce travail et fourni dans le cadre du Projet CoPerSim Fatigue est un AC-SMC développé par Plastic Omnium Automotive Exterior. Cet AC-SMC est composé de 55% en masse de mèches de fibres carbone et d'une matrice vinylester avec un jeu d'additif. Compromis entre son coût et ses propriétés mécanique, la fibre de carbone employée est une fibre à Haute Ténacité T700 produite par Toray.

Nature des composants	Fraction massique
Mèche de fibres de carbone	55%
Résine vinylester	43%
Additifs	2%

Tableau 6: Composition du AC-SMC d'étude.

Les draps sont découpés, déposés dans un moule puis sont thermocompressés pour être mis en forme. Contrairement aux A-SMC, la température et la pression de mise en forme sont plus faibles (130-140°C et entre 100 et 110 bar). Les plaques produites sont carrées de 500 par 500 mm avec une épaisseur de 2 ± 0.2 mm environ.

Pour les besoins de l'étude et afin d'étudier les effets d'orientation du renfort, à partir des draps élaborés, deux configurations du renfort ont été produites. La première est obtenue à partir de deux flans empilés et placés au centre du moule, en recouvrant 97% de la surface. Ce plan de remplissage est conçu pour conserver la microstructure initiale, en limitant les effets de réorientation induit par la thermocompression. La répartition du renfort dans les draps étant considérée aléatoire dans le plan du drap, cette configuration de thermocompression est nommée Randomly Oriented (RO). La seconde configuration a été développée de façon induire une importante réorientation du renfort. Afin d'obtenir cet effet, le plan de chargement est modifié. Les deux flans sont redécoupés en trois pièces de dimensions égales, puis tous les 6 empilés contre l'un des bords du moule (cet empilement couvre alors 32,3% de l'empreinte du moule). Avec ce plan de chargement décentré, la thermocompression induit un écoulement linéaire modifiant la microstructure initiale des draps (réorientation du renfort

dans la direction d'écoulement). Cette configuration de thermocompression est nommée Highly Oriented (HO).

1.7 Conclusion

1.7.1 Synthèse

Ce que l'industrie automobile recherche grâce aux AC-SMC est en premier lieu leurs excellentes propriétés et performances mécaniques, tout particulièrement les rapports rigidité/masse volumique et résistance mécanique/masse volumique. Ensuite, outre la facilité de mise en œuvre et une bonne stabilité dimensionnelle, la souplesse et l'agilité de mise en forme qu'offre la thermocompression permet de concevoir des pièces multifonctions à même de substituer une structure d'un seul tenant à un ensemble de pièces assemblées entre elles. La combinaison de cette singularité propre aux SMC, avec les propriétés mécaniques accrues des AC-SMC rend les solutions réalisées dans ces composites économiquement intéressante, et ce malgré le coût élevé des renforts carbone. Enfin, leur excellente tenue thermique, leur très bonne stabilité aux environnements agressifs et leur bonne résistance au vieillissement complètent le tableau et en font un concurrent aux alliages métalliques. Si l'on considère encore les hautes cadences de production que la thermocompression offre, les AC-SMC sont des composites prometteurs capables de concurrencer des matériaux plus conventionnels pour des applications automobiles requérant une rigidité/résistance importante.

L'emploi de ces matériaux dans des applications exploitant au mieux leurs propriétés par les constructeurs automobiles implique nécessairement une meilleure compréhension de leur comportement, en particuliers sous chargement complexes ou cycliques. Selon la littérature disponible, on peut regrouper les sources de difficultés lors du dimensionnement de pièces en trois catégories.

Tout d'abord, la prise en compte de la microstructure est l'une des premières difficultés. L'anisotropie du comportement lié à l'orientation plus moins marqué du renfort, principalement gouvernée par la nature de l'écoulement du flux de matière lors de la thermocompression, voire lors de l'élaboration des draps, est l'une des premières difficultés en conception. Causée en particulier par l'écoulement lors de la thermocompression, la variabilité spatiale de la microstructure dans la pièce se traduit par une variabilité des propriétés mécaniques initiales et un comportement anisotrope. Les conséquences de l'interaction matériau-procédé engendre des difficultés pour caractériser localement les différentes microstructures en termes de variations de fractions volumiques, de la distribution d'orientation et de forme de renforts.

Ensuite, les composites, du fait de leur nature, se caractérisent par une multiplicité des mécanismes d'endommagement prenant place et dont les effets se répercutent sur le comportement macroscopique. Le type de sollicitations appliquées et le trajet associé ont un impact sur la réponse macroscopique du

matériau. Certains types de chargement favorisent une partie des mécanismes d'endommagement par rapport aux autres.

Ainsi, outre la dépendance des mécanismes d'endommagement au chemin de chargement, il faut aussi considérer l'impact de la variabilité de la microstructure sur leur évolution.

1.7.2 Plan du manuscrit

Il ressort de ce chapitre la nécessité de caractériser le matériau composite à différentes échelles afin d'évaluer les propriétés mécaniques initiales et d'en prédire les évolutions. Par conséquent le mémoire de thèse est structuré de la façon suivante. Le deuxième chapitre est consacré à la description et à la caractérisation de la microstructure. Les principaux résultats issus de cette analyse sont : (i) la description en trois échelles de la texture du matériau (microstructure : fibres et matrice, mésostructure : mèches de fibres et matrice, macrostructure : composite AC-SMC), (ii) caractérisation des mèches en termes de fraction volumique de fibres et description de leur géométrie en termes de facteur de forme, (iii) description de la distribution d'orientation des mèches en termes de fonction de densité d'orientation. Le troisième chapitre est consacré à la caractérisation du comportement macroscopique du composite AC-SMC, sous chargement de traction quasi-statique et de fatigue en traction-traction, pour deux configurations de remplissage de moule. De façon globale, les essais quasi-statiques ont mis en évidence la nature anisotrope dans le plan du comportement des deux configurations, que ce soit leur élasticité ou leur endommagement. En outre une déformation anélastique résiduelle, dont l'évolution est couplée à celle de l'endommagement, est observée. L'analyse des réponses en fatigue a mis en évidence le potentiel de ce matériau composite sous de telles sollicitations. Les mécanismes d'endommagement prenant place sous sollicitations quasi-statique ou de fatigue sont étudiés dans le chapitre quatre. A l'issue de cette étude, la nature anisotrope de l'endommagement est confirmée. Les mécanismes d'endommagement se produisent à l'échelle de la microstructure et de la mésostructure, et dépendent de la qualité des interfaces fibre/matrice (déchaussement) et mèche/matrice (pseudo-délaminage). Dans le chapitre cinq, un modèle mécanique multi-échelles est proposé, identifié et validé sur les bases de données expérimentales constituées. Ce modèle multi-échelles intègre la description de la microstructure, le comportement mécanique des différentes phases et la modélisation du principal mécanisme d'endommagement identifié (pseudo-délaminage des mèches). Une conclusion en deux temps clôture ce manuscrit. Dans un premier temps, les principaux éléments mis en évidence dans ces travaux sont résumés et mis en perspective. Dans un second temps, une partie des perspectives ouvertes par ces travaux sont abordées et discutées.

Bibliographie :

- [1] Gutierrez J., Le Lay F., “Tenue au feu des composites ignifugés”, Face au risqué, 1997, 338, pp. 16-24.
- [2] Ashland, “Hexion epoxy vinyl ester resins selection guide for corrosion resistant FRP applications”.
- [3] Collister J., Allen A., « sheet Molding Compound Rheology”, vol.14, France, Grenoble, 1993.
- [4] Cara F., “Etude des paramètres du procédé SMC influent sur la qualité des pièces”, mémoire de thèse, INSA Lyon, 2001.
- [5] Jendli Z., “Analyse et modélisation multi-échelles du comportement mécanique sous sollicitations rapides de composites SMC”, 2005.
- [6] Glass S., “Glass microspheres produce lower weight SMC”, Reinforced Plastics, 1997, 41, pp. 34-7
- [7] Kraemer A., Lin S., Brabandt D., Böhlke T., Lanza G., “Quality control in the production process of SMC lightweight material”, Procedia CIRP, 2014; 17, pp. 772-7.
- [8] Feuillade V., Vergeret A., Quantin J., Crespy A., “Characterisation of glass fibre used in automotive industry for SMC body panels”, Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2006, 37, pp. 1536-44.
- [9] Wang S.S., Chim E.S.-M, “Fatigue Damage and degradation in random short-fiber SMC composite”, Journal of Composites Material, 1983, 17, pp. 114-34.
- [10] Hour K.-Y., Sehitoglu H., “Damage development in a short fibre reinforced composite”, Journal of Composite Materials, 1993, 27 (8), pp. 782-05.
- [11] Shirinbayan M., Fitoussi J., Meraghni F., Surowiec B., Boquet M., Tcharkhtchi A., “High strain rates visco-damageable behaviour of Advanced sheet Molding Compound (A-SMC) under tension”, Composites Part B: Engineering, 2015, 82, pp. 30-41.
- [12] Shirinbayan M., Fitoussi J., Boquet M., Meraghni F., Surowiec B., Tcharkhtchi A., “Multi-scale experimental investigation of the viscous nature of damage in Advanced Sheet Molding Compound (A_SMC) submitted to high strain rates”, Composites Part B: Engineering, 2016.
- [13] Shirinbayan M., Fitoussi J., abbasnezhad N., Meraghni F., Surowiec B., Tcharkhtchi A., “Overall mechanical characterization of a Low-Density Sheet Molding Compound (LD-SMC): Multi-scale damage analysis and strain rate effect”, Composite Part B.: Engineering 2017.
- [14] Le T.H., Dumont P.J.J, Orgéas L., Favier D., Salvo L., Boller E., “X-ray phase contrast microtomography for the analysis of the fibrous microstructure of SMC composites”, Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2008, 39, pp. 91-103.

- [15] Revellino M. Saggese L., Gaeiro E., “Compression Molding of SMC’s”, Iveco SPA, Italy.
- [16] Comte E., Merhi D., Michaud V., Manson J.A.E., “Void formation and transport during SMC manufacturing: Effect of the glass fiber sizing”, *Polymer Composites*, Lausanne, 2006, pp. 289-98.
- [17] Barone M.R., Caulk D.A., “A model for the flow of a chopped fiber reinforced polymer compound in compression molding”, *Journal of Applied Mechanics*, 1986, 53, pp. 361-70.
- [18] Kim D.K., Choi H.Y., Kim N., “Experimental investigation and numerical simulation of SMC in compression molding”, *Journal of Materials Processing Tech.*, 1995, 49, pp. 333-44.
- [19] Kim K.T., Im Y.T., “Experimental study on physical properties of compression molded SMC parts under plane strain condition”, *Composite Structures*, 1996, 35, pp. 131-41.
- [20] Abrams L.M, Castro J.M., “Predicting molding forces during sheet molding compound (SMC) compression molding. I: Model development”, *Polymer Composites*, 2003, 24 (3), pp. 291-303
- [21] Boylan, S., Abrams L.M., Castro J.M., “Predicting molding forces during sheet molding compound (SMC) compression molding. II: Effect of SMC Composition”, *Polymer Composites*, 2003, 24 (6), pp. 731-47.
- [22] Dumont P. Orgéas L., Favier D., Pizette P., Venet C., “Compression moulding of SMC: In-situ experiments, modelling and simulation”, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2007, 38, pp. 353-68.
- [23] Guiraud O., Dumont P.J.J., Ogéas L., Favier D., “Rheometry of compression moulded fibre-reinforced polymer composites: Rheology, Compressibility and frictions forces with mould surfaces”, *Composites Part A: Applied science and Manufacturing*, 2012, 42, pp. 2107-19.
- [24] Shokrieh M.M., Mosalmani R., “Modeling of sheet molding compound compression molding under non-isothermal conditions”, *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, 2014, 33, pp. 1183-98.
- [25] Kluge N.J., Lundström T.S., Westerberg L.G., Olofsson K., “Compression moulding of sheet moulding compound: Modelling with computational fluid dynamics and validation”, *Reinforced Plastics and Composites*, 2015, 34 (6), pp. 479-92.
- [26] Le T.H., Dumont P.J.J., Orgéas L., Favier D., Salvo L., Boller E., “X-ray phase contrast microtomography for the analysis of the fibrous microstructure of SMC composites”, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 39, 2008, pp. 91-103.
- [27] Oldenbo M., Fernberg S.P., Berglund L.A., “Mechanical behaviour of SMC composites with toughening and low density additives”, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2003, 34, pp. 875-85.
- [28] McConnell V.P., “New recipes for SMC innovation”, *Reinforced Plastics*, September 2008, pp. 34-39.

- [29] Luyckx J., “Fibres de carbone”, Techniques de l’Ingénieur, A2210, 1994.
- [30] Peebles L.H., “Carbon fibres: structure and mechanical properties”, International Materials Reviews, 29 (2), 1994.
- [31] Bunsell A.R., Somer, “The tensile and fatigue behaviour of carbon fibers”, Plastic Rubber and Composites Processing and Applications, 1992, 18, pp. 263-7.
- [32] Bunsell A.R., Hearle J.W.S., Hunter R.D., “An apparatus for fatigue testing of fibers”, Journal of Physical E: Scientific Instruments, 1971, 4(11), 868-73.
- [33] ASTM D3379-75, “Standard test method for tensile strength and Young’s modulus for high modulus single filament materials”.
- [34] Lamanche J., “Renforts en fibres de verre”, Technique de l’Ingénieur, A3-237, 1998.
- [35] Bruderick M., Denton D., Shinedling M, Kiesel M., “Applications of carbon fiber SMC for the dodge viper”, 2002.
- [36] <https://www.corvetteactioncenter.com/continental-structural-plastics-holding-corporation-wins-award-for-first-ever-use-of-tca-ultra-lite-composites-in-corvette/>
- [37] <http://www.lefigaro.fr/automobile/2011/05/03/03001-20110503ARTFIG00400-lamborghini-livre-ses-lecons-sur-l-allegement.php>.
- [38] <https://www.lamborghini.com/>
- [39] <http://dailycars-us.blogspot.com/2012/04/new-lamborghini-urus-suv-super-athlete.html>

2 Chapitre II : Microstructure du AC-SMC

Introduction :

Le procédé de mise en forme présenté dans le chapitre précédent s'effectue en deux étapes. La fabrication des draps de pré-imprégnés partir de la matrice non réticulée et du renfort confère une première forme à la microstructure du matériau. L'objectif des industriels produisant ces matériaux est d'obtenir une microstructure la plus homogène et présentant une distribution du renfort aléatoire dans le plan. La mise en forme par thermocompression provoque un écoulement de matière dans la cavité du moule, lequel fait évoluer la microstructure du matériau notamment en modifiant l'orientation initiale du renfort. En fonction de la forme et de l'intensité du flux de matière dans le plan de thermocompression le renfort peut être réorienté dans une direction privilégié. Cette interaction matériau-procédé a deux facettes. Maîtrisée, la prise en compte de cette réorientation induite par le flux permettrait d'adapter dans une certaine mesure les propriétés mécaniques locales du matériau. Dans le cas contraire, cette réorientation du renfort rend les propriétés mécaniques du matériau plus contrasté. Un écart entre les propriétés mécaniques dans la direction d'écoulement et dans la direction transverse est induit, et leur valeur est plus dispersive. Par conséquent, la compréhension du comportement macroscopique du matériau passe par l'analyse de la microstructure du AC-SMC.

Comme présenté au chapitre I, les précédentes évolutions des SMC ont été effectuées avec une constante : la nature du renfort principal. Toutes les précédentes générations de SMC sont renforcées de mèches de fibres de verres constituées de 200 à 300 filaments. Remplacer les mèches de fibres de verre par des mèches de fibre de carbone ne modifie pas uniquement les propriétés mécaniques du renfort. Ces fibres de carbones ont un diamètre moitié plus petit, pour des raisons économiques les mèches sont découpées dans des bobines de 12000 filaments, la masse de ces mèches est différente, etc. L'évolution de toutes ces propriétés modifient la forme des interactions matériau-procédé.

Quels sont les effets du changement de renfort sur la maîtrise du procédé de fabrication ? Tout d'abord la microstructure générale des SMC est présentée à travers une revue bibliographique. A partir de cette revue, les différents paramètres nécessaires à l'investigation sont définis. A partir de cette base de connaissance une campagne expérimentale est mise en œuvre pour analyser la microstructure du AC-SMC (RO) dont le protocole expérimental et les résultats sont présentées dans les troisième et quatrième parties. En conclusion, les principales observations sont rassemblées dans la cinquième partie.

Sommaire :

2	Chapitre II : Microstructure du AC-SMC	37
2.1	Microstructure des composites SMC.....	39
2.1.1	Analyse de la microstructure des SMC	39
2.1.2	Méthodes d'investigation de la microstructure	41
2.1.3	Influence des paramètres de thermocompression sur la microstructure	41
2.1.4	Exemples de microstructures de SMC	43
2.1.5	Conclusion.....	44
2.2	Méthode d'analyse	44
2.2.1	Méthode d'investigation des micrographies.....	44
2.2.2	Description de l'orientation d'un objet avec les angles d'Euler.....	45
2.2.3	Représentation de l'orientation du renfort.....	49
2.2.4	Synthèse.....	51
2.3	Protocole expérimental.....	51
2.3.1	Préparation des échantillons	52
2.3.2	Acquisition et post-traitement des images.....	53
2.4	Résultats	55
2.4.1	Analyse qualitative	56
2.4.2	Analyse quantitative	57
2.4.3	Forme supposée de l'ODF.....	66
2.5	Conclusion.....	66
	Bibliographie :.....	68

2.1 Microstructure des composites SMC

Les SMC, dont le procédé de fabrication a été succinctement présenté dans le chapitre précédent, sont obtenus à partir de la thermocompression de draps, constitués de mèches, de fibres plongées dans une matrice thermodurcissable. Ce procédé de fabrication de matériaux composites confère aux SMC une microstructure singulière. La revue bibliographique effectuée présente les particularités de cette microstructure et explique en partie l'influence de la thermocompression sur cette microstructure. Enfin, différentes méthodes d'investigations de la microstructure sont présentées et discutées.

2.1.1 Analyse de la microstructure des SMC

La microstructure de ces composites est composée d'un empilement de mèche, constitué de fibres, plongées dans la matrice. Les travaux de Le *et. al.* [1] sur l'analyse de la microstructure des SMC par micro tomographie par rayons X permet de la mettre en évidence en 3D et dans deux plans de coupe (**Figure 2-1**). Les fractions volumiques des mèches dans le SMC et des fibres dans les mèches ne permettent pas de définir efficacement la microstructure. A l'issue de ces travaux, les auteurs proposent 5 paramètres pour décrire la microstructure des SMC. Ceux-ci sont définis et évalués afin de caractériser la forme des mèches, leur orientation, leur courbure, leur épaisseur, ainsi que l'aire de leur section. L'épaisseur et la largeur des mèches sont calculées directement à partir de micrographies (**Figure 2-1 (b) et (c)**).

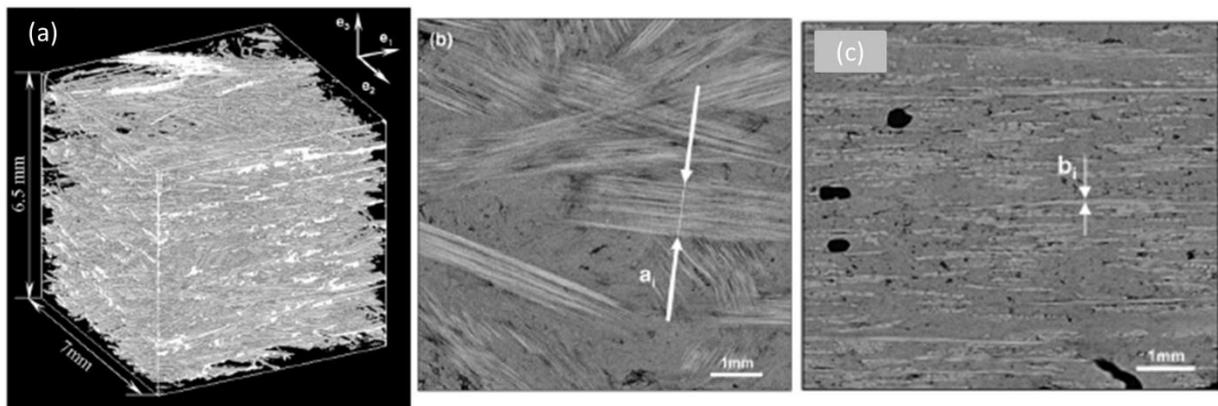


Figure 2-1: Analyse de la microstructure d'un SMC par micro-tomographie aux rayons X, (a) micro-tomographie des mèches, (b) micrographie 2D de la coupe transverse du SMC obtenue par micro-tomographie, (c) micrographie 2D du SMC en coupe horizontale [1].

Comme la **Figure 2-2** le montre, ces mèches sont orientées suivant différentes directions par rapport au repère global associé au matériau. L'orientation de chacune de ces mèches, généralement prise en compte par le calcul des angles d'Euler associés, permet de définir les fonctions de densité d'orientation de mèches pour chacun des angles considérés ou bien conduire à l'estimation des tenseurs d'orientations comme proposé par Advani *et.al.* [11].

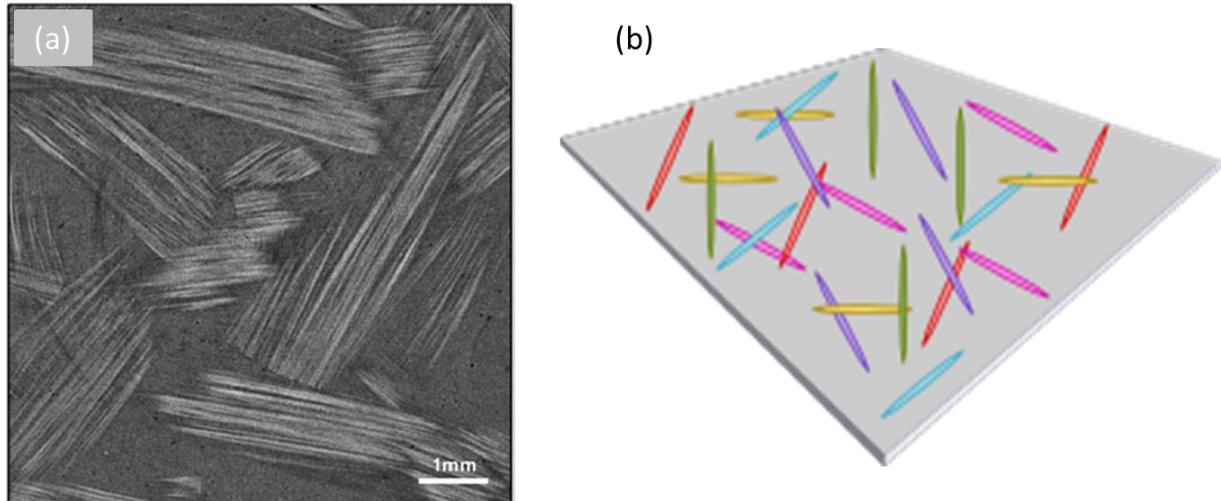


Figure 2-2 : (a) Micrographie 2D obtenue par micro-tomographie par rayons X [1], (b) illustration des familles d'orientation des mèches.

Une méthode pour évaluer la flexion des mèches est proposée en **Figure 2-3 (a)**. Celle-ci repose sur le calcul d'un rayon de courbure constant à partir de trois points par mèches. Enfin, outre la description de la microstructure fibre/mèche, l'analyse des porosités enrichit la description de la microstructure du matériau (**Figure 2-3 (b)**).

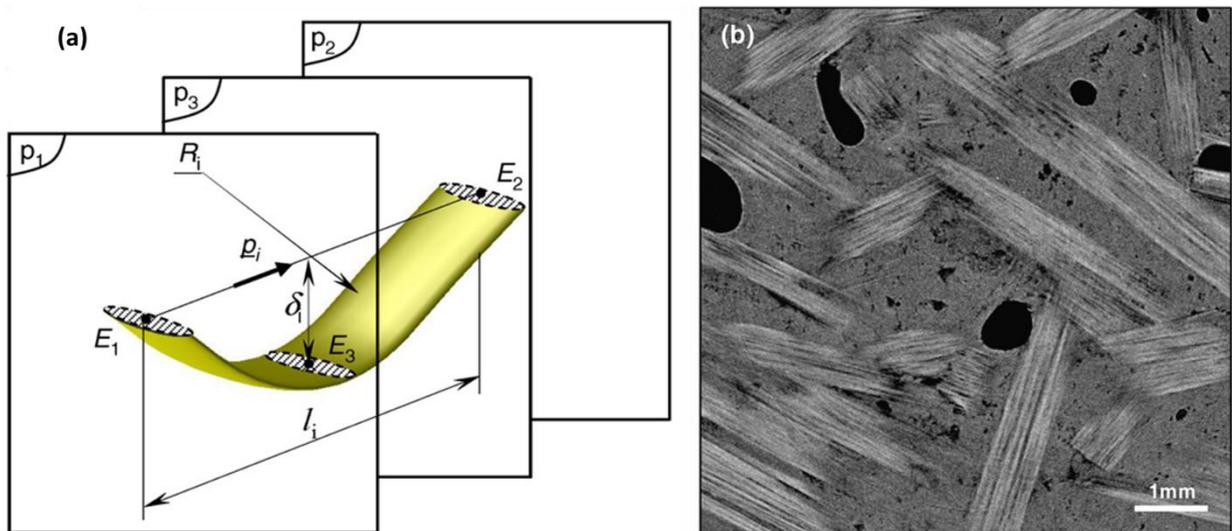


Figure 2-3: (a) schéma de la mesure de l'angle d'ondulation de la mèche [1] et (b) Micrographie 2D du SMC révélant des porosités [1].

La méthode d'investigation ainsi que la précision de celle-ci ont une grande influence sur la qualité de la description microstructurale d'un SMC. Dans le paragraphe suivant nous verrons en quoi, l'emploi d'une méthode ou d'une autre, restreint ou non l'accès à ces différentes informations

2.1.2 Méthodes d'investigation de la microstructure

La méthode la plus généralement utilisée est basée sur l'analyse de micrographie obtenue au microscope optique. Celle-ci permet d'obtenir l'orientation dans le plan et hors plan des mèches ainsi que la longueur des demi-axes définissant leur section. En revanche, le calcul de la courbure du renfort n'est pas accessible avec seulement ces micrographies. Si l'acquisition des micrographies peut être automatisée, la préparation de l'échantillon requiert un important travail et est chronophage. De plus, seulement des petites zones sont analysées. Obtenir une description représentative du matériau implique alors la préparation de nombreux échantillons. Cet aspect est particulièrement problématique dans le cas de composite à renfort aléatoire comme les SMC du fait de l'absence de périodicité de la microstructure.

Afin d'accélérer l'analyse de la microstructure, notamment celle de l'orientation du renfort Kacir *et. al.* [2] ont développé une méthode basée sur l'analyse par corrélation d'images d'un composite dont une partie du renfort avait été teinte. Cette solution est adaptée aux composites dont le renfort est transparent.

Pour les milieux opaques, comme les composites renforcés de fibres de carbone, la méthode de Kacir *et. al.* [2] n'est pas appropriée. Trambauer *et. al.* [3] proposèrent alors une méthode basée sur l'incinération des échantillons pour en enlever la matrice. Celle-ci consumée, les mèches sont révélées et peuvent alors être analysées par observation au microscope. Cette approche macroscopique, adaptée à l'analyse de l'orientation des mèches, présente comme désavantage un temps d'incinération important ainsi qu'une précision limitée.

Plus récemment, l'amélioration de la micro tomographie par rayons X a rendu possible son application à l'analyse de la microstructure des matériaux composites à renfort aléatoire comme les SMC [1] et [4]. Cette méthode présente comme principal avantage le fait qu'elle soit entièrement automatisable et comme principal inconvénient le fait que le renfort doit être opaque aux rayons X. Si c'est le cas de la fibre de verre, la fibre de carbone est en revanche réputée transparente à ces rayons rendant cette méthode inapplicable aux composites renforcés de fibre de carbone.

2.1.3 Influence des paramètres de thermocompression sur la microstructure

Il est globalement accepté l'existence d'une relation entre procédés d'élaboration et microstructure, dans leurs travaux Lundström *et. al.* [5] ont isolés les principaux paramètres influençant sur le taux porosité. Concernant les SMC thermocompressés, la présence de porosités est expliquée par l'emprisonnement de gaz dans les draps lors de la compression. Pour chasser ces gaz trois éléments sont nécessaires : (i) une pression élevée lors de la thermocompression, (ii) un important flux d'écoulement local dans le moule, (iii) une faible concentration de gaz emprisonné dans les draps. Le mode de chargement du moule permet d'induire ou non un flux d'écoulement local plus ou moins

important. Plus la surface du moule recouverte de flanc est faible, plus le flux d'écoulement induit est important. Cette tendance est confirmée par les travaux de Le *et. al.* [1] ainsi que par ceux d'Evans *et. al.* [6].

Dans leurs travaux, Evans *et. al.* [6], étudient également les effets de l'écoulement induit par le mode de remplissage du moule. Comme le réseau de renfort agit en tant que frein au transport des fibres par la matrice et entrave leur mobilité lors de la thermocompression, il existe une limite à la longueur maximale d'écoulement de la matière avant qu'un phénomène d'essorage de la matrice ne soit observé : séparation de la matrice des fibres, conduisant à l'appauvrissement en matrice des mèches et à une dégradation des interfaces. En faisant varier le taux de recouvrement du moule de 40% à 100%, différents effets sont mis en évidence. Tout d'abord les auteurs ont montré que la fraction volumique de renfort présente une variation de $\pm 5\%$ pour toutes les configurations produites. Il semblerait qu'aucun phénomène d'essorage ne se produise, même au plus faible taux de recouvrement. En revanche, le taux de recouvrement a une influence sur l'orientation du renfort. Le flux induit dans le moule provoque la rotation du renfort discontinue et tend à les aligner dans la direction d'écoulement. Cette réorientation de la microstructure est visible à travers l'évolution des propriétés mécaniques, notamment un accroissement des disparités entre les directions parallèle et transverse au flux d'écoulement. Enfin, outre une modification de l'évolution dans le plan de l'orientation du renfort, un flux d'écoulement important a aussi un impact sur l'orientation hors plan et la courbure des mèches. En **Figure 2-4**, une diminution de l'orientation hors plan du renfort est observée au fur et à mesure que le taux de recouvrement du moule augmente vers 100%.

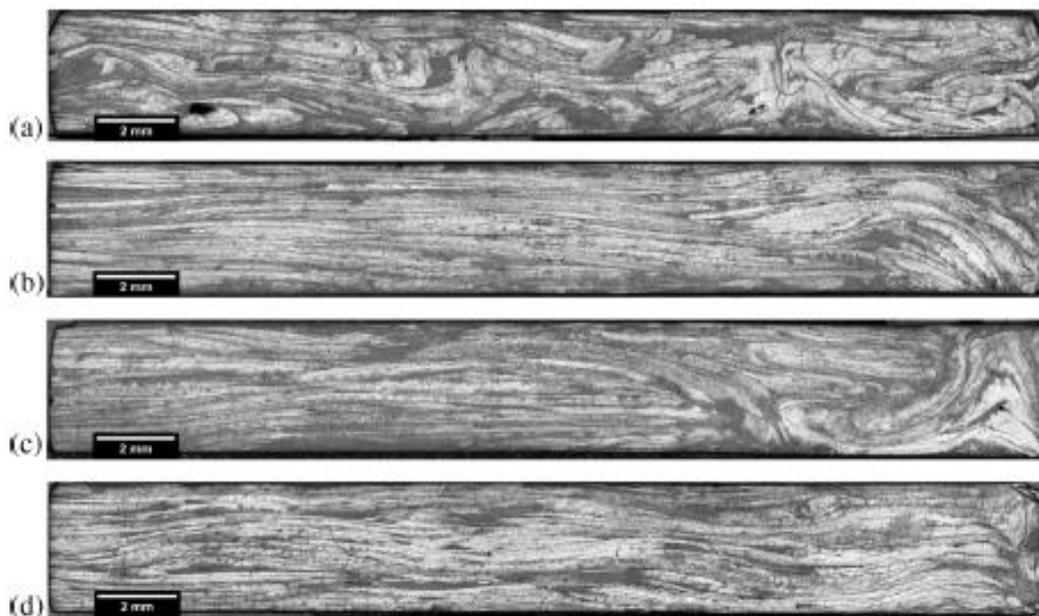


Figure 2-4: Micrographies de l'épaisseur d'échantillons prélevées dans les plaques obtenues avec un taux de recouvrement de (a) 40%, (b) 60%, (c) 80%, (d) 100% [6].

2.1.4 Exemples de microstructures de SMC

Comme présenté dans le chapitre précédent, différentes générations de SMC ont été développées au fur et à mesure que de nouvelles applications étaient envisagées pour ces matériaux en particulier pour l'industrie automobile. Des micrographies de la microstructure des LD-SMC et A-SMC présentés précédemment sont discutées ci-dessous.

Dans leur publication, Shirinbayan *et. al.* [7] présentent la microstructure de leur matériau au moyen de micrographies obtenues par microscopie électronique à balayage. Comme dans le cas du SMC classique, on observe des mèches de fibres de verre éparses dans le matériau et distantes les unes des autres. Les sphères de verre creuse, présentent en plus grande quantité, sont clairement visibles dans les intervalles entre les mèches.

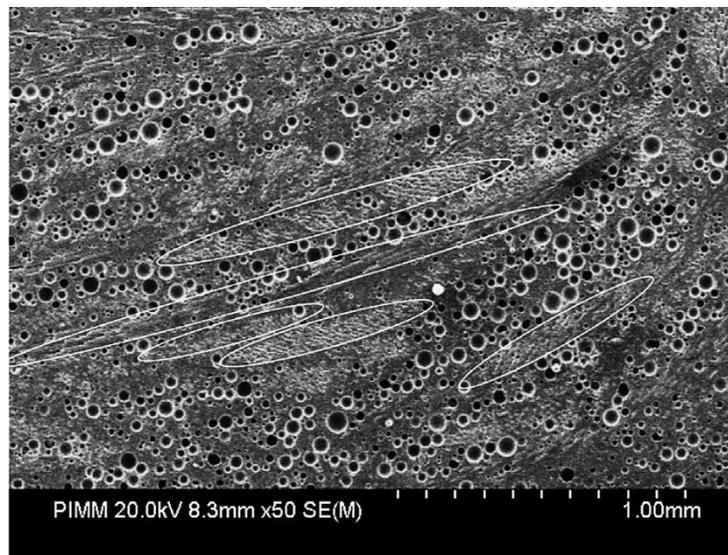


Figure 2-5: Micrographies MEB d'un LD-SMC faisant ressortir la microstructure particulière conférée par les billes de verre [7].

La microstructure du A-SMC [8][9] obtenue au MEB elle aussi montre une microstructure mèche/fibre bien plus dense que pour les SMC classiques (**Figure 2-2**) ou le LD-SMC (**Figure 2-5**). Notamment, les intervalles entre les mèches sont nettement réduits et les zones riches en matrice bien moins importantes.

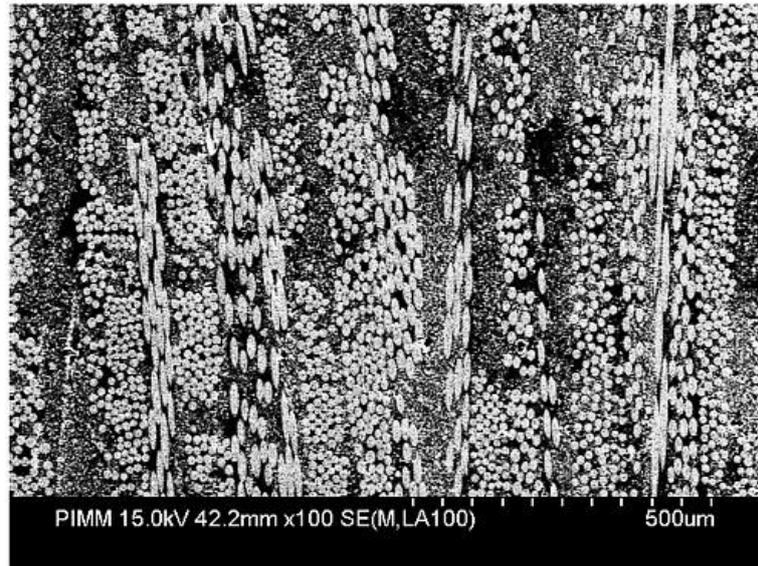


Figure 2-6: Micrographie MEB de l'A-SMC RO révélant la microstructure particulière du matériau [8].

2.1.5 Conclusion

Si différentes méthodes d'investigation de la microstructure ont été développées et appliquées aux composites SMC, la méthode la plus efficace et précise (micro-tomographie par rayons X) n'est pas applicable au AC-SMC. La transparence des fibres de carbone aux rayons X associée à la forte fraction volumique de renfort présente dans le matériau ne permet pas de le séparer efficacement de la matrice. En outre, les tentatives d'analyse par carbonisation ayant été infructueuse, la méthode d'investigation employée est la préparation d'échantillons et l'analyse des micrographies obtenues par microscopie optique de ceux-ci. Il ne sera donc pas possible d'analyser le rayon de courbure des mèches.

2.2 Méthode d'analyse

2.2.1 Méthode d'investigation des micrographies

Comme présentée dans la partie précédente, différents paramètres sont à évaluer pour caractériser la microstructure du AC-SMC. Tout d'abord l'orientation des mèches est évaluée. A l'issue de la thermocompression, celles-ci forment un cylindre à base elliptique plus ou moins élancée. L'intersection de ce cylindre avec le plan d'observation ne permet pas d'obtenir directement son orientation dans le plan (angle Ψ). Or ces mèches étant constituées de fibres de carbone cylindrique, l'intersection du plan d'observation avec la fibre se traduit par une surface elliptique. La forme de l'ellipse décrite dépend directement de l'angle d'orientation de celle-ci. Afin de mesurer les demi-axes de l'ellipse, la méthode employée est celle des seconds moments.

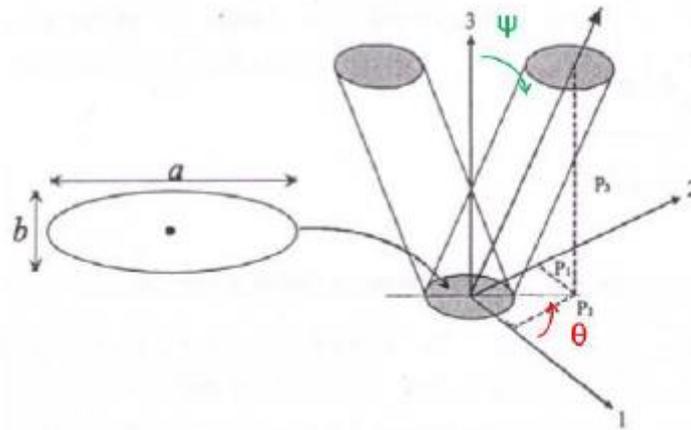


Figure 2-7: schéma de l'intersection de la fibre avec le plan de découpe.

Le groupe de pixels connectés associé à la surface de la fibre est utilisé pour calculer les dimensions de l'ellipse par calcul des moments d'inerties associés. Les moments de premier ordre M_1 et M_2 correspondent aux coordonnées du centre d'inertie dans le repère défini par la micrographie. Les moments de second ordre M_{11}, M_{22}, M_{12} correspondent aux moments d'inertie de la figure. A partir de ces données, les demi-axes $\{a, b\}$ de l'ellipse sont alors calculés avec les relations suivantes (1) [10] :

$$\begin{aligned} a &= \sqrt{2(M_{11} + M_{22}) + (2(M_{11} + M_{22})^2 + 4M_{12}^2)^{0,5}} \\ b &= \sqrt{2(M_{11} + M_{22}) - (2(M_{11} + M_{22})^2 + 4M_{12}^2)^{0,5}} \end{aligned} \quad 1$$

Une fois les demi-axes de l'ellipse calculés, le calcul de l'angle Ψ est donné par :

$$\theta = \frac{1}{2} \tan^{-1} \left(\frac{2M_{11}}{M_{11} - M_{22}} \right) \quad 2$$

L'angle θ est obtenu à partir des mèches. Une fois leur orientation dans le plan connue (angle Ψ), et le contour de ces mèches tracés, il est possible de calculer l'angle θ à partir de l'angle que forment les axes de l'ellipse avec le repère de mesure. Dans le cadre de ces travaux, l'analyse des micrographies est effectuée avec le logiciel ImageJ.

2.2.2 Description de l'orientation d'un objet avec les angles d'Euler

Afin de décrire l'orientation du renfort dans le matériau, il est nécessaire d'adopter une convention. Celle choisie est celle des angles d'Euler, elle est brièvement présentée dans ce qui suit.

2.2.2.1 Présentation générale de la méthode

Le choix des angles et de l'ordre des rotations n'est pas unique, en fonction des problèmes considérés, certaines conventions seront plus adaptées que d'autres. La description de l'orientation d'un objet avec cette méthode nécessite trois angles, couramment dénommés $\{\Psi, \theta, \varphi\}$. La convention la plus couramment utilisée est la ZYZ, acronyme décrivant l'ordre des axes de rotations : la première autour de l'axe Oz, la seconde autour de l'axe Oy de la nouvelle base obtenue, la troisième autour de l'axe Oz de la dernière base obtenue. Cette méthode est schématisée dans la **Figure 2-8**.

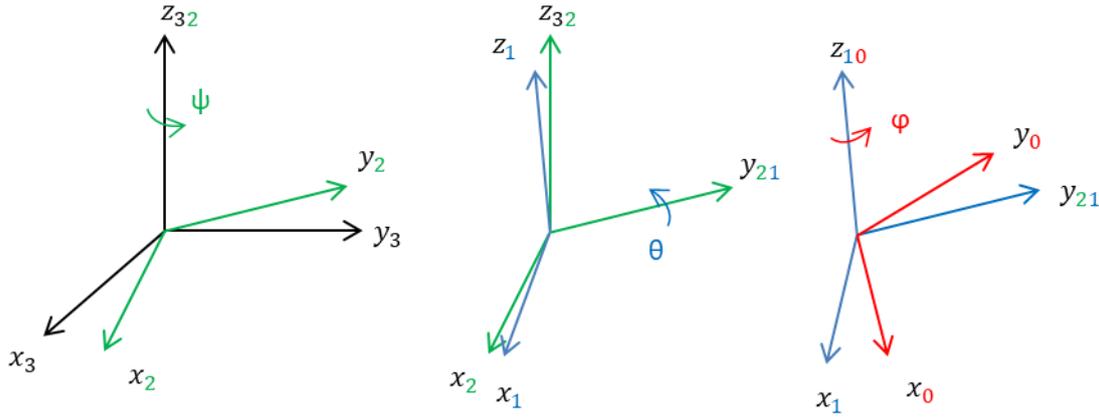


Figure 2-8 : Schéma des angles et transformations d'Euler.

De façon analytique, on associe à chaque changement de base une matrice de rotation :

$$Rot_{Oz,23} = \begin{bmatrix} \cos \Psi & -\sin \Psi & 0 \\ \sin \Psi & \cos \Psi & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{bmatrix} \quad 3$$

$$Rot_{Oy,12} = \begin{bmatrix} \cos \theta & 0 & -\sin \theta \\ 0 & 1 & 0 \\ \sin \theta & 0 & \cos \theta \end{bmatrix} \quad 4$$

$$Rot_{Oz,01} = \begin{bmatrix} \cos \varphi & -\sin \varphi & 0 \\ \sin \varphi & \cos \varphi & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{bmatrix} \quad 5$$

A partir de ces trois matrices de rotations, la matrice de rotation globale est obtenue :

$$Rot_{Oz,01} = \begin{bmatrix} \cos \Psi \cos \theta \cos \varphi - \sin \Psi \sin \varphi & -\cos \Psi \cos \theta \sin \varphi + \sin \Psi \cos \varphi & -\cos \Psi \sin \theta \\ \sin \Psi \cos \theta \cos \varphi + \cos \Psi \sin \varphi & \cos \Psi \cos \varphi - \sin \Psi \cos \theta \sin \varphi & -\sin \Psi \sin \theta \\ \sin \theta \cos \varphi & \sin \theta \sin \varphi & \cos \theta \end{bmatrix} \quad 6$$

2.2.2.2 Convention utilisée

La base d'observation des fibres est définie à partir de celle d'observation de l'échantillon comme présentée dans la **Figure 2-9**.

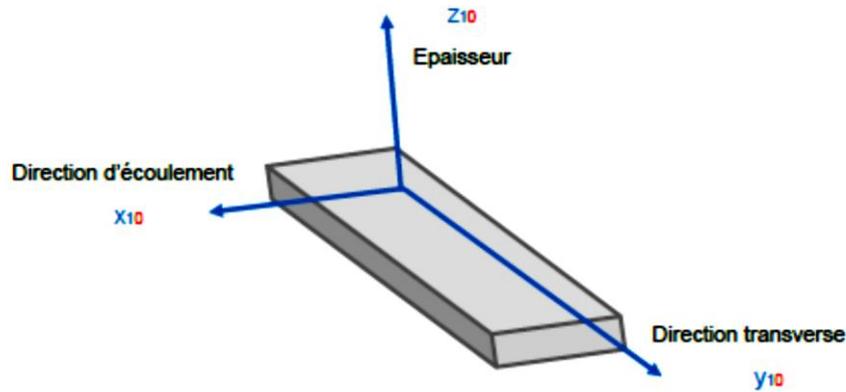


Figure 2-9 : schéma de l'échantillon et axes du repère associé.

La surface analysée par micrographies est contenue dans le plan $P(Oy_{10}z_{10})$. Les micrographies obtenues par observation microscopique étant en deux dimensions, seulement deux des angles d'Euler sont calculables. Ne pouvant utiliser que deux des trois rotations, une erreur est introduite dans la mesure. Son évaluation revient à se placer dans le cas le plus défavorable, c'est-à-dire lorsqu'une fibre est dans la configuration de la figure suivante :



Figure 2-10 : schéma d'un renfort avec une orientation hors plan maximale.

L'erreur d'orientation est alors égale à la valeur maximale de l'angle α , celle-ci est associée au schéma présenté en **Figure 2-10**. Par simple relation trigonométrique, on obtient une valeur maximale pour α égale à 5° , ce qui se traduit par une erreur de mesure du petit-axe de l'ordre de 0,4%. Cette faible valeur de l'erreur induite permet de négliger la rotation d'angle φ .

La première rotation dans la convention ZYZ est celle d'angle Ψ autour de Oz_{32} comme présentée en **Figure 2-8**. Elle permet de relier les demi-axes de l'ellipse au rayon du cylindre de la fibre comme présenté en **Figure 2-11**.

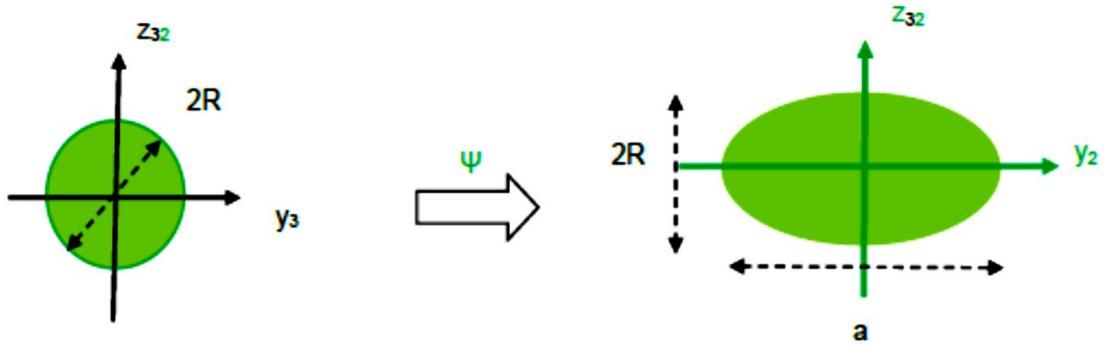


Figure 2-11 : Schéma de la relation entre le rayon de la fibre et les demi-axes de l'ellipse.

L'équation du cercle dans le plan $P(Oy_3z_{23})$ est la suivante :

$$\left(\frac{y_3}{R}\right)^2 + \left(\frac{z_{23}}{R}\right)^2 = 1 \tag{7}$$

Par changement de base, elle devient dans le plan $P(Oy_2z_{23})$:

$$\left(\frac{y_3 \cos \Psi}{R}\right)^2 + \left(\frac{z_{23}}{R}\right)^2 = 1 \tag{8}$$

On en déduit alors la valeur des demi-axes $\left\{\frac{a}{2}, \frac{b}{2}\right\}$ de l'ellipse et la valeur de l'angle Ψ :

$$\Psi = \cos^{-1}\left(\frac{2R}{a}\right) \tag{9}$$

De façon analogue, on obtient l'angle θ à partir de la rotation autour de l'axe Ox_{21} (Figure 2-12).

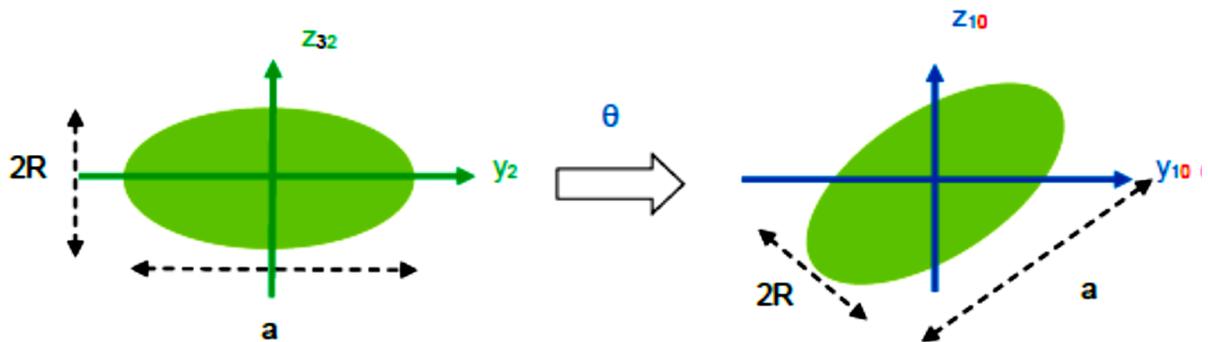


Figure 2-12 : schéma de calcul de l'angle θ .

L'équation de l'ellipse devient alors la suivante :

$$y_{10}^2 \frac{\cos^2 \Psi \cos^2 \theta + \sin^2 \theta}{R^2} + z_{10}^2 \frac{\cos^2 \Psi \sin^2 \theta + \cos^2 \theta}{R^2} + y_{10} z_{10} \frac{\sin 2 \theta (\cos^2 \Psi - 1)}{R^2} = 1 \tag{10}$$

2.2.3 Représentation de l'orientation du renfort

A partir des mesures individuelles d'orientation d'élément de renfort, il est possible de proposer une représentation globale de ces orientations. Deux méthodes sont principalement employées. La première, est fondée sur l'estimation des tenseurs d'orientations proposées par Advani *et. al.* [11]. Elle est utilisée dans différents logiciels de simulation de procédés d'injection de polymères chargé, notamment MoldFlow (équations 11-13). La seconde, est basée sur l'évaluation des fonctions de densité d'orientation (ODF). Elle est plus appropriée pour la modélisation multi-échelles bien que rarement employée dans ces logiciels de simulation de procédés. En effet, celle-ci implique plus de paramètres. Ce surcoût en termes de paramètres donne, en revanche, accès à une plus grande précision dans la description de l'orientation du renfort. Pour cette raison, elle est généralement privilégiée dans le cadre d'approche multi échelles par champs moyens.

2.2.3.1 Tenseurs d'orientations

Dans le cadre de la méthode des tenseurs d'orientations, un vecteur est associé à chaque élément de renfort considéré. Pour les renforts de révolution, comme les fibres, celui-ci est porté par l'axe de révolution. La projection de ce vecteur dans le système global d'étude permet donc d'obtenir l'orientation du renfort.

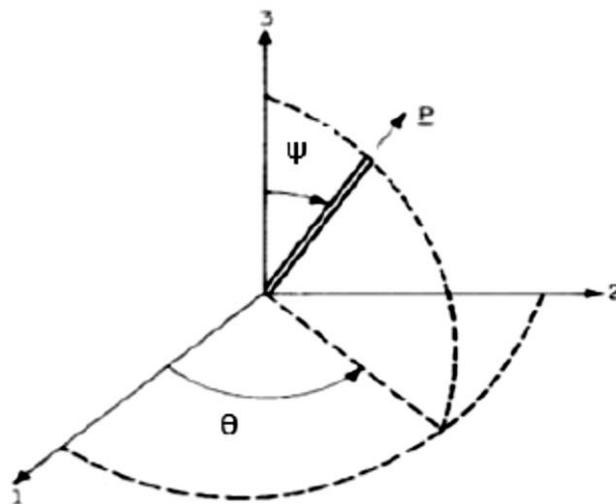


Figure 2-13 : Définition des angles et du vecteur caractérisant l'orientation d'une fibre dans le cadre des tenseurs d'orientations [11].

Cette orientation peut être réécrite dans le cadre des angles d'Euler au travers des relations entre les composantes de ce vecteur et les angles d'Euler, comme la relation (11) le montre (**Figure 2-13**).

$$\vec{p}(p_1, p_2, p_3) \rightarrow \begin{cases} p_1 = \sin \Psi \cos \theta \\ p_2 = \sin \Psi \sin \theta \\ p_3 = \cos \Psi \end{cases}$$

11

Les matériaux composites contiennent en général un grand nombre de fibre, l'orientation globale est alors obtenue par balayage angulaire lors d'une intégration, comme le traduit la relation.

$$O(\Psi_1 < \Psi < \Psi_1 + d\Psi; \theta_1 < \theta < \theta_1 + d\theta) = \int_{\Psi_1}^{\Psi_1 + d\Psi} \int_{\theta_1}^{\theta_1 + d\theta} f(\Psi, \theta) \sin \Psi d\Psi d\theta \quad 12$$

Avec $f(\Psi, \theta)$ la fonction de densité d'orientation exprimée en fonction de $\{\Psi, \theta\}$, eux-mêmes calculés à partir de \vec{p} (**Figure 2-13**).

Par soucis de simplicité, seulement les tenseurs d'orientation d'ordre deux et quatre sont ici considérés (respectivement $\{a, A\}$). Ceux-ci sont respectivement associés à la moyenne spatiale du double et du quadruple produit tensoriel de \vec{p} , comme la relation suivante le montre (**13**) :

$$a_{ij} = \int_{\vec{p}} p_i p_j f(\Psi, \theta) dp = \langle \vec{p} : \vec{p} \rangle$$

$$a_{ijkl} = \int_{\vec{p}} p_i p_j p_k p_l f(\Psi, \theta) dp = \langle \vec{p} : \vec{p} : \vec{p} : \vec{p} \rangle \quad 13$$

Par définition on obtient un tenseur d'orientation d'ordre 2 (respectivement 4) symétrique et dont la trace vaut 1. Les termes diagonaux sont tous compris entre 0 et 1, les autres composantes sont nulles.

Dans le cas d'un tenseur d'ordre 2, par construction, dans le cas d'une orientation aléatoire en trois dimensions, chaque coefficient de la trace est égal à $1/3$ et tous les autres coefficients sont nuls. En revanche, dans le cas d'une orientation aléatoire en deux dimensions, deux coefficients de la trace sont égaux à $1/2$ et le dernier nul. Enfin, dans le cas de renforts orientés de façon parallèle dans une direction, deux coefficients de la trace sont nuls et le troisième égal à 1. En **Figure 2-14**, trois tenseurs d'orientations de contraintes d'ordres deux sont fournies avec une reconstruction de l'orientation des fibres dans le VER concerné. Ces trois tenseurs montrent une orientation privilégiée du renfort dans la direction e_1 avec une orientation dans les deux autres directions allant en diminuant. Les reconstructions de VER associées aux tenseurs traduisent cette évolution.

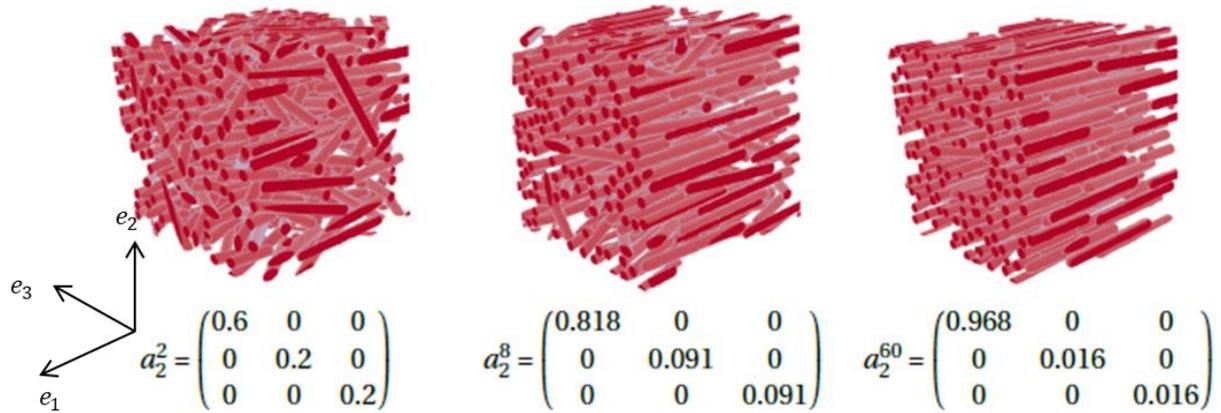


Figure 2-14 : exemples de tenseurs d'orientations d'ordre 2 et schéma des microstructures associées [12].

2.2.3.2 Fonctions de distribution d'orientation

La seconde méthode principalement employé pour décrire l'orientation du renfort est celle des fonctions de densité d'orientation (ODF). L'étendue des valeurs angulaires est discrétisée. Puis, pour chaque renfort, une fois son orientation décrite, la densité de fibres pour chacun des angles d'Euler pris en compte est calculée :

$$d_{renfort}(\Psi_i) = \frac{\text{somme des renforts présentant un angle } \Psi_i}{\text{somme des renforts}}$$

14

A partir de ces valeurs, il existe différentes formes de fonction d'orientation comme les travaux de Despringre [13] ou Evans *et. al.* [6] le montrent.

2.2.4 Synthèse

Les tenseurs d'orientation définissent la quantité minimale d'informations nécessaires pour décrire l'orientation du renfort. Cependant, cette méthode présente des limites. Tout d'abord, ceux-ci ne sont pas simple d'utilisation. Plus l'ordre du tenseur est faible, moins son contenu informationnel est élevé par effet de troncature. En outre, les tenseurs d'orientation traduisent l'orientation moyenne du renfort. Si cette information est suffisante pour estimer les propriétés élastiques initiales d'un composite, celle-ci est en revanche insuffisante dans le cadre d'une modélisation micromécanique multi-échelles. Pour ces raisons, les fonctions de densité d'orientation seront privilégiées dans le reste des travaux.

2.3 Protocole expérimental

Comme détaillé dans les parties précédentes, toute la caractérisation de la microstructure est obtenue à partir de micrographies. Celles-ci sont obtenues par observations sous microscope optique de la tranche polie d'un échantillon de AC-SMC RO. La qualité et la précision du polissage ayant un impact de premier ordre sur la précision et la fiabilité des résultats, un protocole de préparation des échantillons est développé et présenté. Une fois les échantillons préparés, pour minimiser les erreurs

de mesure un protocole d'acquisition est mis en œuvre. Enfin, l'utilisation du logiciel ImageJ permet d'automatiser le post-traitement des micrographies. Ce processus de post-traitement est lui aussi présenté.

2.3.1 Préparation des échantillons

2.3.1.1 Découpe des échantillons

Les échantillons de AC-SMC RO sont prélevés dans les chutes des plaques de composite après découpe au jet d'eau des échantillons. Du fait de leurs faibles dimensions (**Figure 2-15**) la découpe jet d'eau n'est pas appropriée. Ceux-ci sont alors découpés avec une scie à lame diamantée Secotum (**Figure 2-15**).

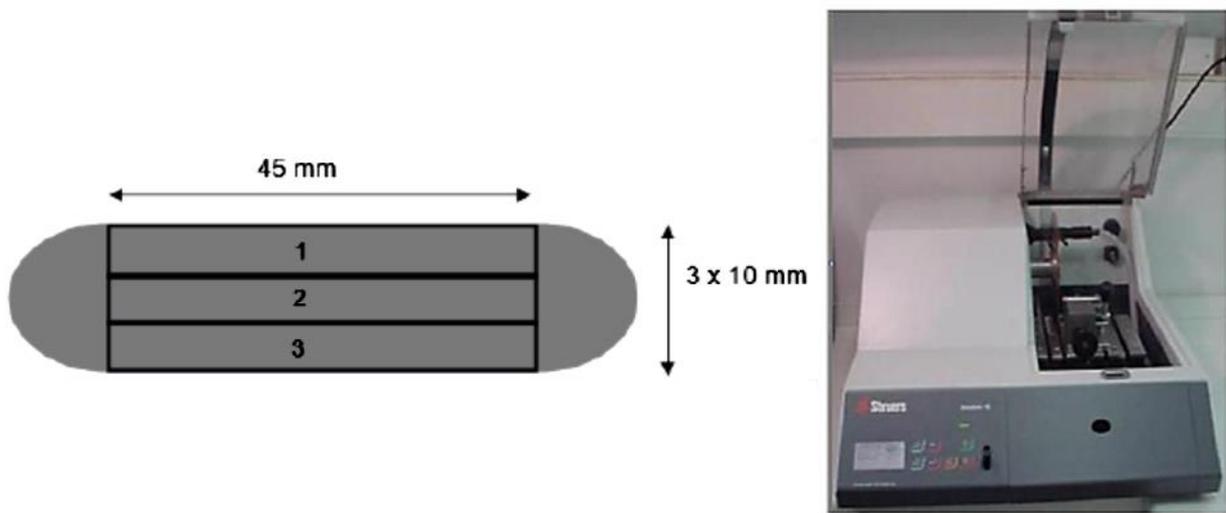


Figure 2-15 : dimensions des échantillons considérés et outil de découpe utilisé.

2.3.1.2 Procédure de polissage

Les échantillons ainsi obtenus sont ensuite enrobés de résine (Mecaprex KM-U) puis polis avec une polisseuse automatique (**Figure 2-16**).

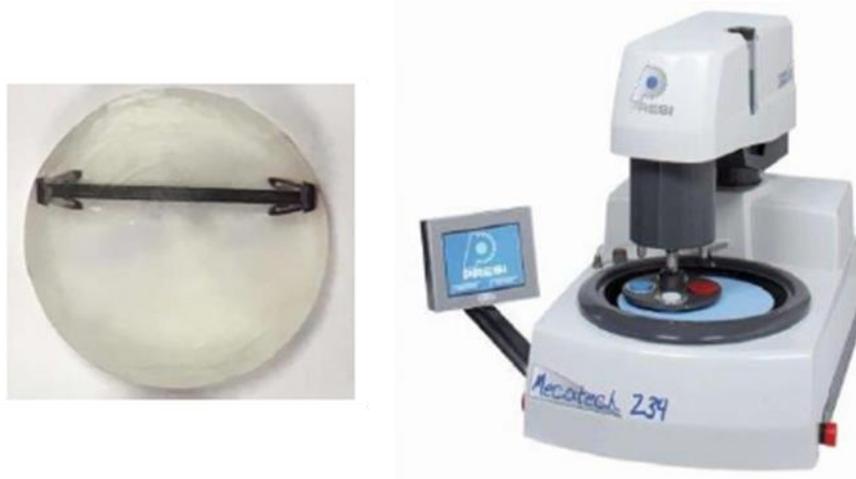


Figure 2-16 : échantillon enrobé et polisseuse automatique Macatech 24.

Du fait de la sensibilité de la fibre de carbone à l'abrasion, il convient de choisir soigneusement les paramètres de polissage (vitesse de rotation du drap, vitesse de rotation du plateau, pression sur les échantillons, taux de lubrification, etc.) pour éviter d'endommager les fibres ou leur interface. Un protocole en quatre étapes, avec des draps de plus en plus fins a été développé. Entre chaque étape, les échantillons sont passés aux ultrasons afin d'en ôter les résidus de polissage. En **Figure 2-17**, l'évolution de l'état de surface au fur et à mesure des étapes est montré.

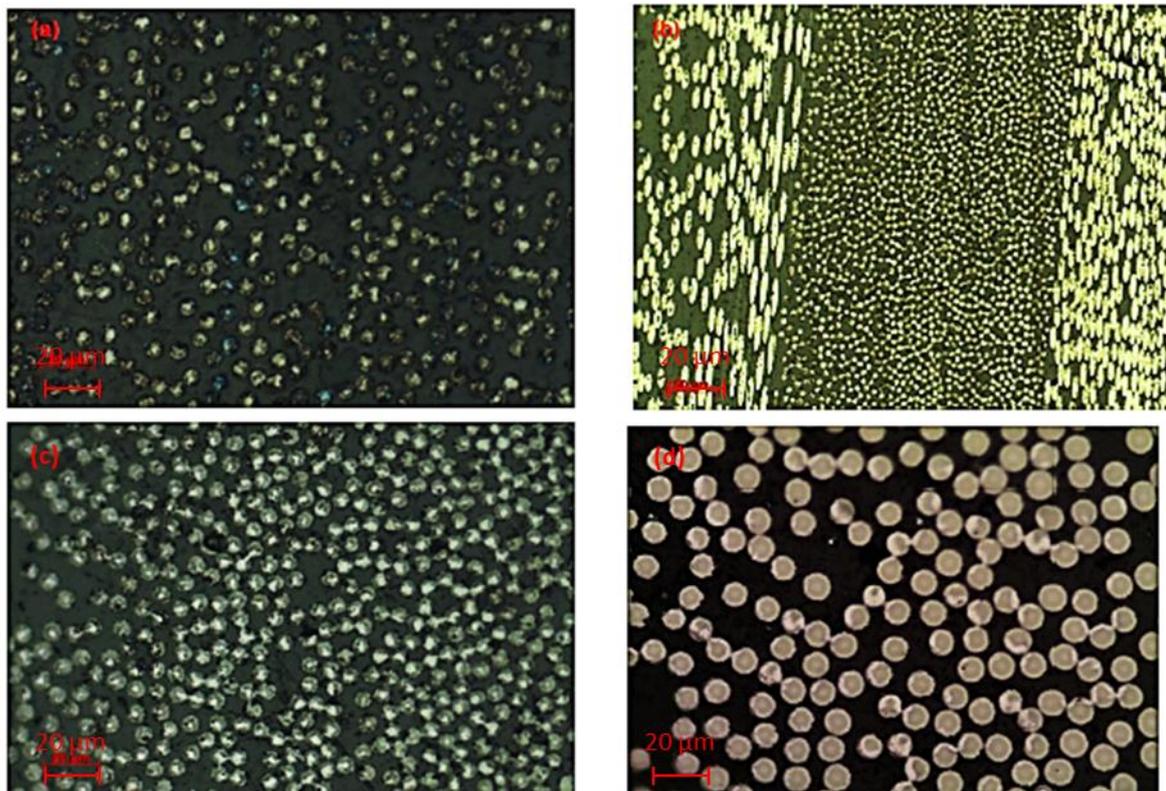


Figure 2-17 : évolution de l'état de surface des échantillons de AC-SMC RO au fil des étapes de polissages : (a) pâte diamantée de 9 μm , (b) et (c) pâte diamantée de 6 μm , (d) pâte diamantée de 1 μm .

2.3.2 Acquisition et post-traitement des images

2.3.2.1 Acquisition des micrographies

Les micrographies des échantillons sont obtenues par observations au microscope optique muni d'une caméra. Toute la surface de l'échantillon est balayée, et trois acquisitions de 240 micrographies sont effectuées avec un grossissement de 20. La méthode et les dimensions des micrographies acquises sont présentés dans la **Figure 2-18**.

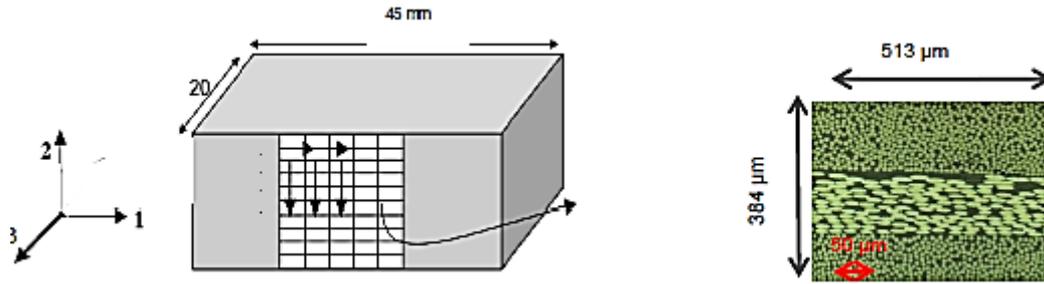


Figure 2-18 : Principe d'acquisition des micrographies et dimensions de celles-ci du AC-SMC RO

Le logiciel d'acquisition AxioVision permet par la suite de reconstituer la surface balayée (2,4 mm de largeur, 45 mm de longueur) à partir de la mosaïque de micrographies obtenues (**Figure 2-19**).

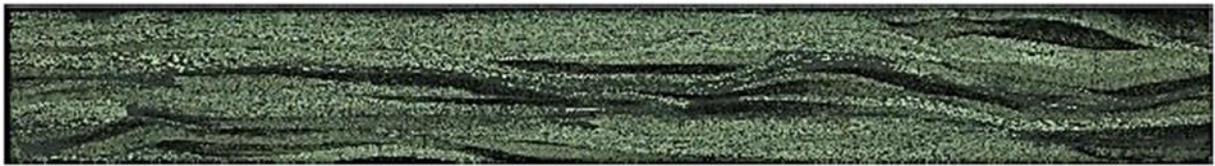


Figure 2-19 : reconstitution de la surface balayée à partir des micrographies acquises d'un échantillon AC-SMC RO.

2.3.2.2 Post-traitement

Les micrographies ainsi obtenues sont ensuite post-traités avec le logiciel ImageJ. Après une étape de correction de la netteté, les images sont converties en niveaux de gris, puis transformées en image binaire en noir et blanc. Une fois ces actions effectuées, le post-traitement est adapté en fonction des données recherchées. A l'échelle microscopique, les paramètres de microstructure accessibles sont : la fraction l'orientation des fibres (lesquelles correspondent à celle de la mèche qui les contient). Tandis qu'à l'échelle mésoscopique les paramètres accessibles sont la fraction volumique de fibre dans la mèche ainsi que les dimensions des mèches.

Dans le premier cas, une fois les micrographies rendues binaires, une fonction permettant d'extraire le contour des phases est utilisé pour délimiter les surfaces des fibres. Ceci effectué, les orientations sont obtenues au moyen de la méthode des moments. Ce protocole est présenté dans la **Figure 2-20**.

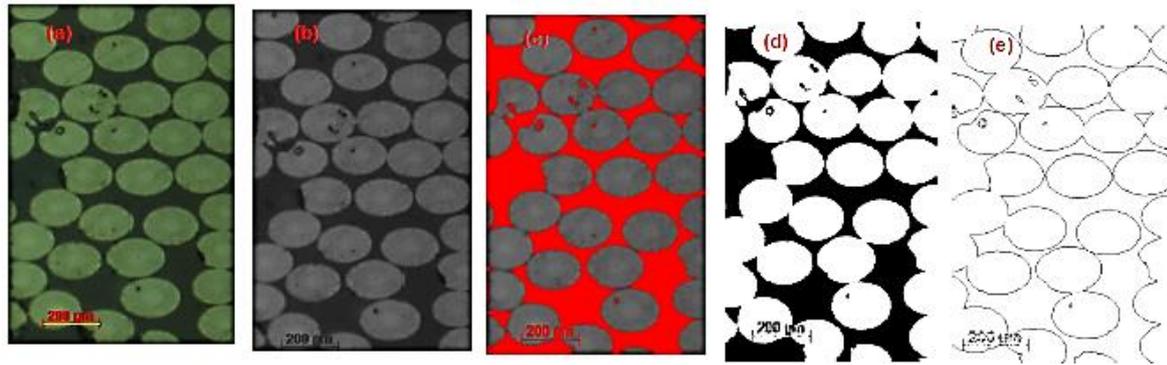


Figure 2-20: Etapes de post-traitement à l'échelle microscopique des micrographies: (a) image originale, (b) conversion en niveaux de gris, (c) et (d) binarisation, (e) détournage des fibres.

À l'échelle mésoscopique, le post-traitement des images s'arrête à la binérisation. Les mèches sont alors détournées manuellement (définition d'un contour convexe englobant un maximum de fibres de mêmes orientations). Une fois le contour de la mèche connu, il est alors possible de calculer la fraction volumique de fibre dans ces mèches ainsi que leurs dimensions. Ce protocole est résumé dans la **Figure 2-21**.

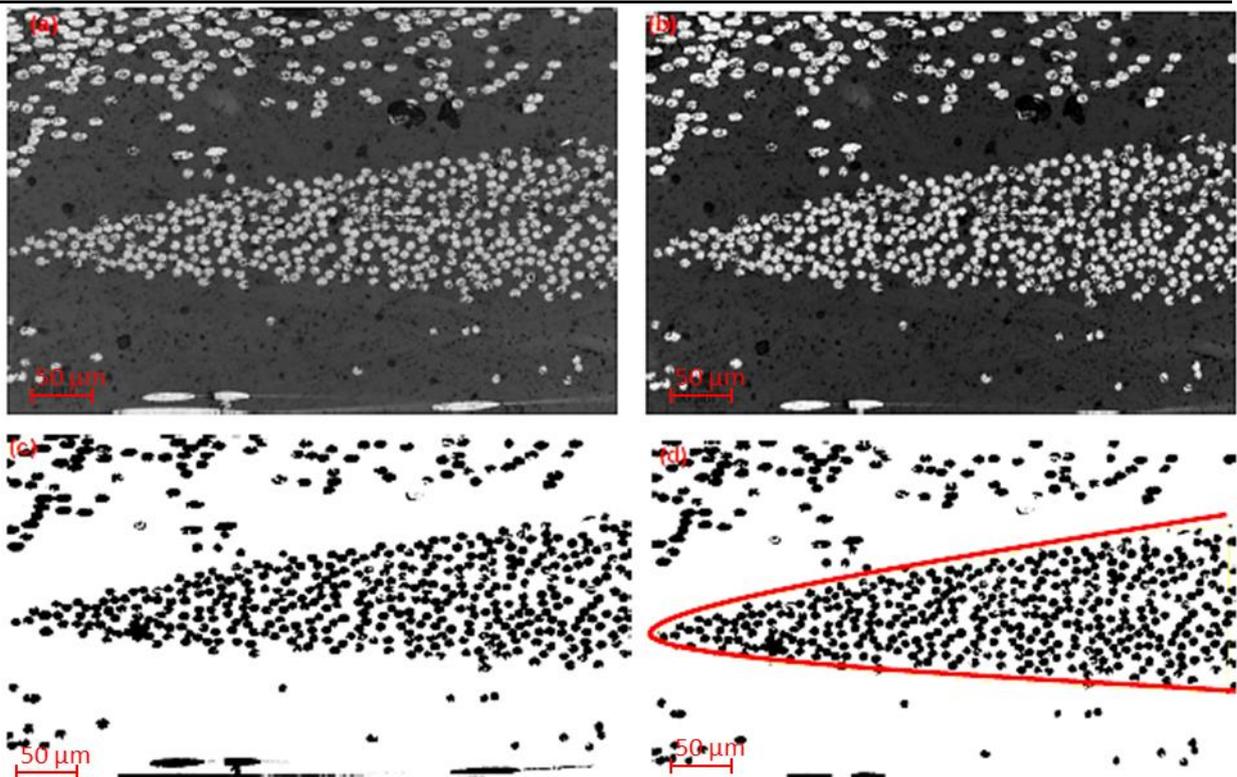


Figure 2-21: Etapes de post-traitement à l'échelle mésoscopique appliqué à une micrographie de AC-SMC RO: (a) image en niveaux de gris, (b) correction des contrastes, (c) binérisation, (d) détournage manuel.

2.4 Résultats

Les résultats obtenus sont ensuite analysés en deux étapes. Dans un premier temps, une analyse qualitative de la microstructure révélée est conduite. Puis une analyse quantitative aux deux échelles (micro- et mésoscopique) est effectuée pour évaluer les différents paramètres de microstructure

accessible (fraction volumique de fibres dans les mèches, formes des mèches, orientations des mèches).

2.4.1 Analyse qualitative

Les cartographies des échantillons reconstitués révèlent une microstructure constituée d'un amas continue de mèches aux contacts les unes des autres. Les zones riches en matrice que l'on pouvait encore observer dans les SMC classiques ou le LD-SMC sont quasiment inexistantes. En comparaison avec le A-SMC, les mèches sont nettement plus élancées et l'intervalle de matrice les séparant semble lui aussi avoir disparu (**Figure 2-22**). Un motif de vague traversant toute la longueur de la micrographie est visible dans la partie supérieure de la **Figure 2-22 (a)**, sa longueur laisse supposer que plusieurs mèches le constituent.

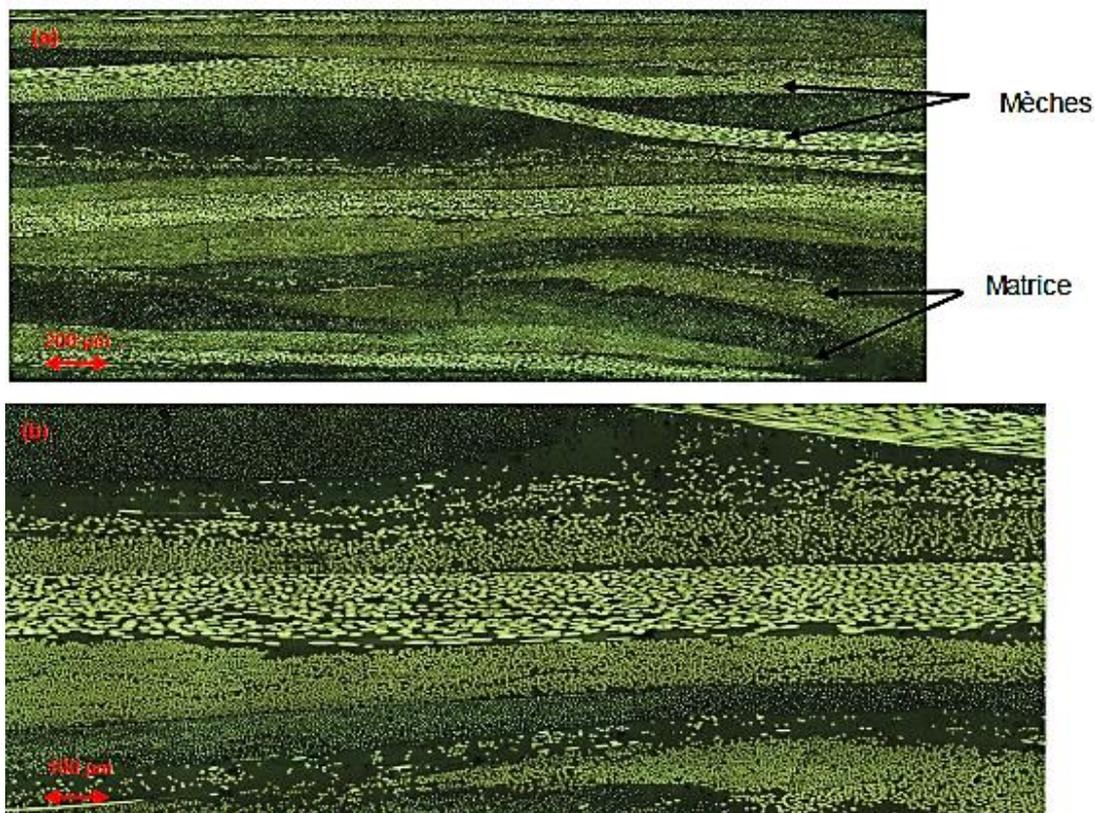


Figure 2-22: Cartographies de deux échantillons de l'AC-SMC RO obtenue par reconstitution.

Avec un agrandissement de cinq, la distinction entre les mèches est plus claire. Les différences d'orientations des mèches sont visibles ainsi que les intervalles de matrice entre les mèches (**Figure 2-23**). A cette échelle, il est possible de discerner les limites des mèches et ce malgré leur compacité. Cette distinction est grandement facilitée lorsqu'elles présentent des orientations différentes. En revanche, il est toujours difficile de distinguer les limites de mèches présentant la même orientation. En **Figure 2-23 (b)**, la mèche visible dans la partie inférieure de la micrographie est orientée perpendiculairement au plan d'observation. Une différence de concentration de fibres est observée

entre le cœur de cette mèche (densité élevée, contact entre les fibres fréquents) et sa périphérie (chute de la densité et disparition des contacts entre filament). De plus on observe dans la même figure, que la zone de séparation entre les mèches n'est pas constituée de matrices pures, mais elle est parsemée de fibres éparses.

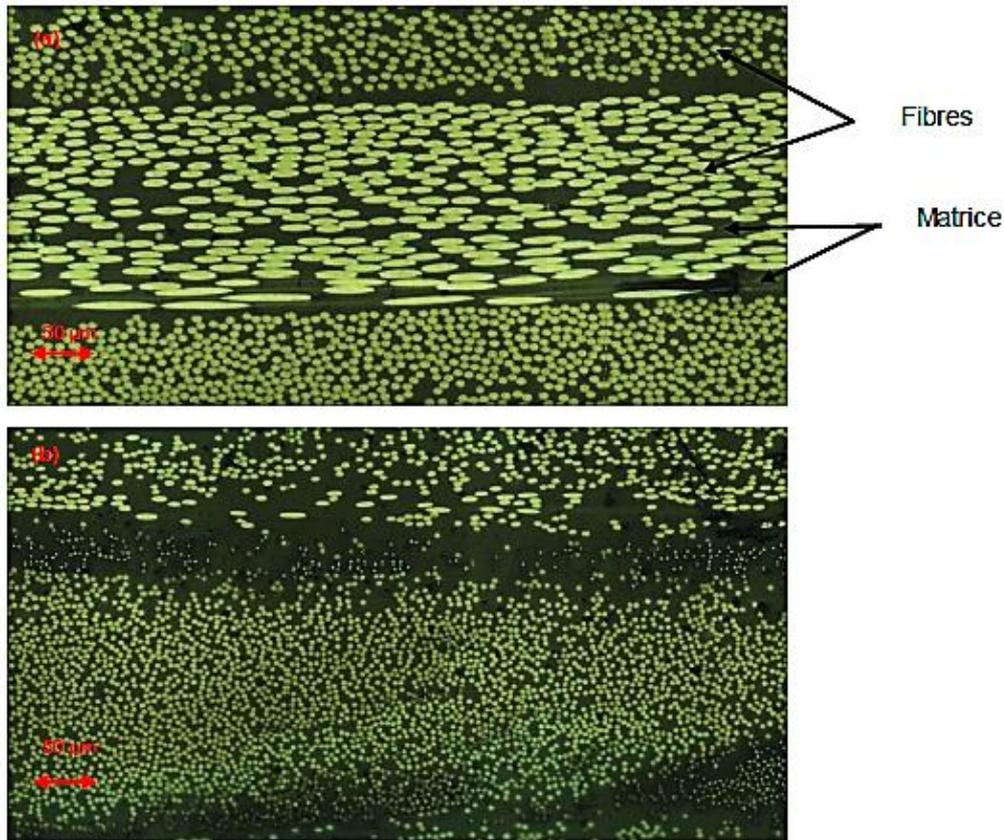


Figure 2-23 Observation de deux cartographies avec un grossissement de cinq

Ce matériau présente deux échelles distinctes : à l'échelle mésoscopique, la structure est constituée d'un amas de forte densité de mèches entourées d'une peau de matrice. L'AC-SMC présente une apparence homogène. Différents paramètres microstructuraux sont alors calculables. A l'échelle microscopique, la densité de fibres dans les mèches est plus importante aux cœurs de celles-ci qu'en périphérie. L'intervalle entre deux mèches peut être une zone de matrice seule, un gradient de concentration de fibres, ou alors être inexistant. Dans le dernier cas, seule une différence d'orientation entre les deux mèches permet d'en tracer leur limite. De plus, la microstructure des mèches ne présente pas la même homogénéité que celle observée à l'échelle mésoscopique. Enfin, aucune porosité n'a été observée dans les cartographies.

2.4.2 Analyse quantitative

Comme détaillé dans la première partie du chapitre, quatre paramètres sont à évaluer pour caractériser la microstructure mèche/fibre du matériau. Dans un premier temps, la fraction volumique de fibres à l'intérieur des mèches est calculée. A partir de celle-ci, la fraction volumique de mèches

dans le matériau peut être calculée. Ensuite, les deux paramètres définissant la forme de l'ellipsoïde des mèches (le grand axe et le petit axe de la section de base) sont eux aussi calculés. Enfin, l'orientation des mèches est caractérisée au moyen d'ODFs. Ce dernier résultat est alors comparé à des données publiées sur les SMC.

2.4.2.1 Calcul de la fraction volumique de fibre dans les mèches

A partir des micrographies obtenues à l'échelle mésoscopique et en appliquant le protocole de post-traitement détaillé précédemment, la fraction volumique des fibres dans les mèches est calculée. Pour minimiser les erreurs, seules les mèches orientées perpendiculairement au plan d'observation et dont les limites sont clairement visibles ont été retenues lors de l'analyse des six cartographies d'échantillons effectuées. En appliquant cette méthode 285 mèches ont été retenues. Les résultats sont représentées sous la forme d'une gaussienne en **Figure 2-24**.

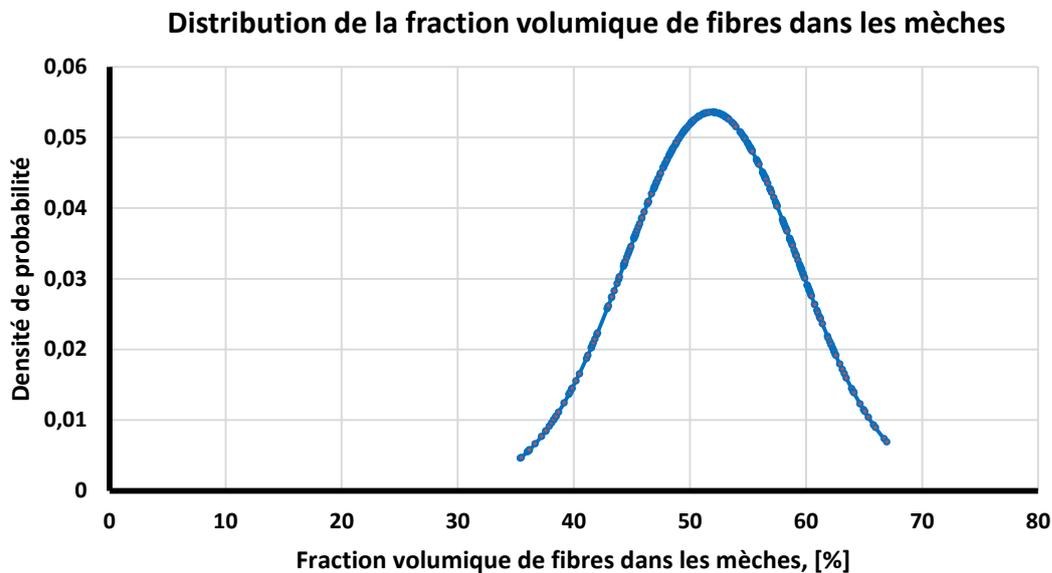


Figure 2-24: Distribution de la fraction volumique de fibres dans les mèches de fibres dans les mèches d'AC-SMC RO

La fraction volumique moyenne est égale à 51,9 %, l'écart type est de 7,4%. Le coefficient de variation de cette distribution est de 14%.

A partir de ces résultats, il est alors possible, connaissant la fraction volumique globale de fibre dans le matériau, de calculer la fraction volumique de mèches dans le matériau. En faisant l'hypothèse qu'aucune porosité n'est présente dans le matériau, on peut calculer la fraction volumique de fibre dans le matériau :

$$c_{f/SMC} = \frac{m_{f/SMC}}{m_{f/SMC} + m_{m/SMC} \frac{\rho_f}{\rho_m}} \quad 15$$

Avec $c_{f/SMC}$ la fraction volumique de fibres dans le AC-SMC, $m_{f/SMC}$ et $m_{m/SMC}$ respectivement les fractions massiques de fibre et de matrice et ρ_f et ρ_m respectivement les masses volumiques de fibres et de matrice. A partir des données matériaux présentées dans le chapitre précédent, on obtient une fraction volumique de fibre dans l'AC-SMC de 44,9%.

Les fractions volumiques de fibres dans le composite et de fibres dans la mèche connues, il est alors possible de calculer celle de mèche dans le composite. La fraction volumique moyenne de mèches dans l'AC-SMC est calculée avec la relation **16** :

$$\overline{c_{b/SMC}} = \frac{c_{f/SMC}}{\overline{c_{f/b}}} = \frac{44,9}{51,8} = 86,5\% \quad 16$$

A partir des résultats expérimentaux, il est aisé de calculer les fractions volumiques limites. Avec un intervalle de confiance de 95%, la fraction volumique de mèche dans le SMC est comprise dans l'intervalle [67,8%; 100%].

2.4.2.2 Calcul des axes des mèches

Les dimensions des axes de la section elliptique des mèches sont à leur tour évaluées. Sur les 285 mèches isolées, 180 sont utilisées pour évaluer les dimensions des mèches (soit 30 par échantillons). Les résultats par échantillon sont présentés dans **Tableau 7**.

Tableau 7: Dimensions moyennes des axes des mèches calculées pour chaque échantillon.

Echantillons	0-1	0-2	0-3	1-1	1-2	1-3
Grand axe : a, [µm]	1469	1405	1435	2317	1687	1696
Petit axe : b, [µm]	93	81	84	111	79	77

Ces mesures sont concaténées en une loi normale pour chacun des axes d'ellipse. Les résultats sont alors présentés dans le **Tableau 8**.

Tableau 8: Valeurs moyennes des axes des ellipses des mèches et la dispersion des distributions normales associées.

Axes des ellipses	a, [µm]	b, [µm]
Valeurs moyennes	1666	88
Dispersion	26%	28%

Compte tenu des fractions volumiques de fibres dans les mèches et des dimensions des axes de la section des mèches, la moyenne des fibres dans les mèches est comprise entre 11000 et 13000 filaments. Les données fournies par le fabricant font état de mèches de 12 000 filaments. La différence observée provient d'une part de l'absence de limites clairement identifiables entre les mèches, ce qui rend leur séparation difficile lorsqu'elles ont une orientation similaire. D'autre part, le détourage étant fait manuellement, des erreurs d'appréciations sont aussi une source de variation.

La méthode utilisée pour évaluer la section des mèches présente des limites. La forte compacité du réseau de mèches sur l'ensemble des échantillons rend leur détourage approximatif. Il est fréquent d'observer des amas de mèches de même orientation si proches les unes des autres que leur différenciation est impossible.

2.4.2.3 Calcul de l'orientation des fibres

2.4.2.3.1 Protocole

Une fois les micrographies à l'échelle microscopique post-traitées, le calcul des orientations des fibres est effectué à partir de la méthode des moments. Quatre configurations d'orientations se distinguent (**Figure 2-25**) :

1. les fibres et la mèche sont orientées perpendiculairement au plan d'observation et appartiennent au plan de thermocompression $\{\Psi = 0, \theta = 0\}$ (**Figure 2-25 (a)**),
2. le renfort n'est pas perpendiculaire au plan d'observation mais appartient au plan de thermocompression, ce qui se traduit par $\{\Psi \neq 0, \theta = 0\}$ (**Figure 2-25 (b)**),
3. le renfort est en dehors du plan de thermocompression et n'est pas perpendiculaire au plan d'observation, les deux angles sont donc non nuls $\{\Psi \neq 0, \theta \neq 0\}$ (**Figure 2-25 (c)**)
4. le renfort est perpendiculaire au plan d'observation et en dehors du plan de thermocompression $\{\Psi = 0, \theta \neq 0\}$ (**Figure 2-25 (c)**).

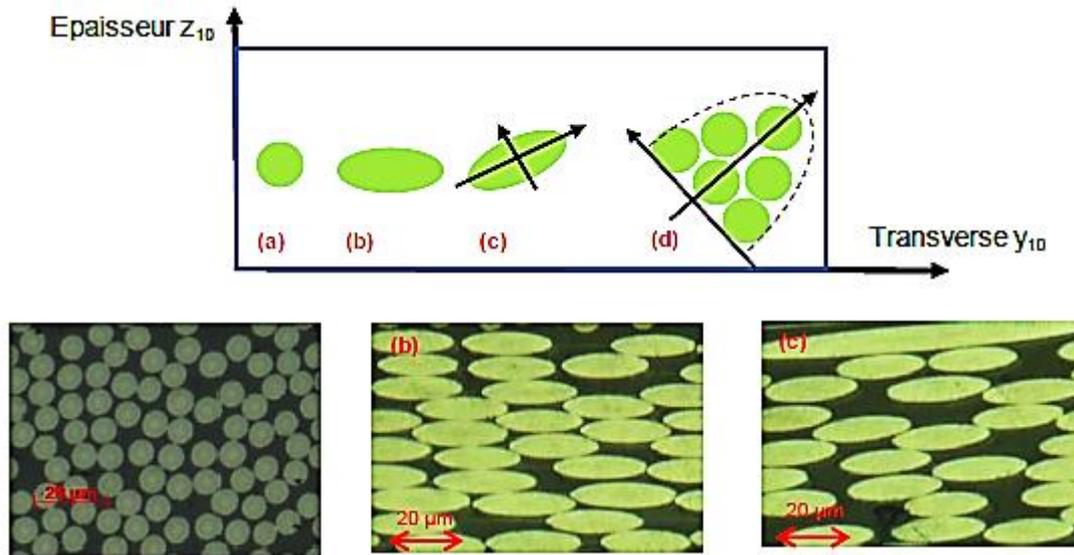


Figure 2-25: Schéma des configurations d'orientation avec des exemples de micrographies.

Dans les trois premiers cas, il est aisé d'obtenir par analyse de la forme des fibres les angles $\{\Psi, \theta\}$. En revanche, dans le cas où les fibres sont orientées dans la direction d'écoulement (soit perpendiculaires au plan d'observation), il est important de vérifier si la mèche n'a pas une orientation en dehors du plan de thermocompression. Cette vérification n'est pas aisée voire possible dans cette configuration à l'échelle microscopique, il faut donc la réaliser à l'échelle mésoscopique.

2.4.2.3.2 Fonctions de distribution d'orientation

Les résultats sont présentés de la façon suivante : dans un premier temps les deux ODF obtenues pour un échantillon sont présentées et discutées. Dans un second temps, les ODF globales obtenues à partir des différents échantillons sont tracées. Enfin, les résultats obtenus sont comparés à ceux publiés par Le *et. al.* [1] et Dumont *et. al.* [14][15] pour des SMC classiques dont les distributions d'orientations sont considérées aléatoires dans le plan.

2.4.2.3.3 Fonctions de densité d'orientation d'un échantillon

Hypothèse est faite que les ODF sont symétriques, celles-ci ne seront donc représentées que sur un intervalle angulaire de 90° . En **Figure 2-26** et **Figure 2-27** les histogrammes des ODF pour les angles $\{\Psi, \theta\}$ sont tracés.

ODF(ψ): distribution d'orientation dans le plan de thermocompression

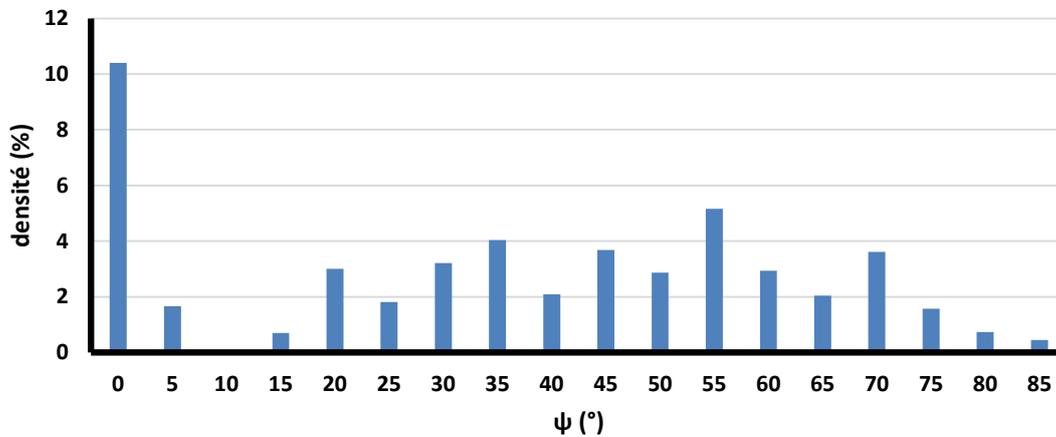


Figure 2-26: Histogramme des distributions d'orientations dans le plan de thermocompression d'un échantillon AC-SMC RO.

L'ODF de l'angle $\{\psi\}$ (**Figure 2-26**) présente un pic de densité d'orientation à 0° traduisant une orientation privilégiée du renfort dans la direction d'écoulement. En dehors du pic à 0° , l'historgramme des densités d'orientation entre 5 et 85° montre une distribution irrégulière pouvant être considérée uniforme avec une densité de 2,35% de renfort par intervalle de cinq degrés. De plus amples résultats sont nécessaires pour conclure. Cette configuration du matériau ayant été obtenue sans écoulement de matière dans une direction privilégiée lors de la thermocompression, un tel résultat est surprenant, à moins de considérer que la microstructure des flancs de matière crue présente cette même tendance.

L'ODF de l'angle $\{\theta\}$ présente aussi un pic de densité d'orientation autour de 0° , avec une distribution de densités décroissantes entre 0 et 35° et nulle au delà. Les densités d'orientation cumulées entre 0 et 15° représentent l'essentiel (90%) des distributions d'orientations. L'approximation d'une distribution d'orientation purement dans le plan de thermocompression peut être faite, ce qui reviendrait à négliger cette ODF. Toutefois, de plus amples résultats sont nécessaires pour conclure ici aussi.

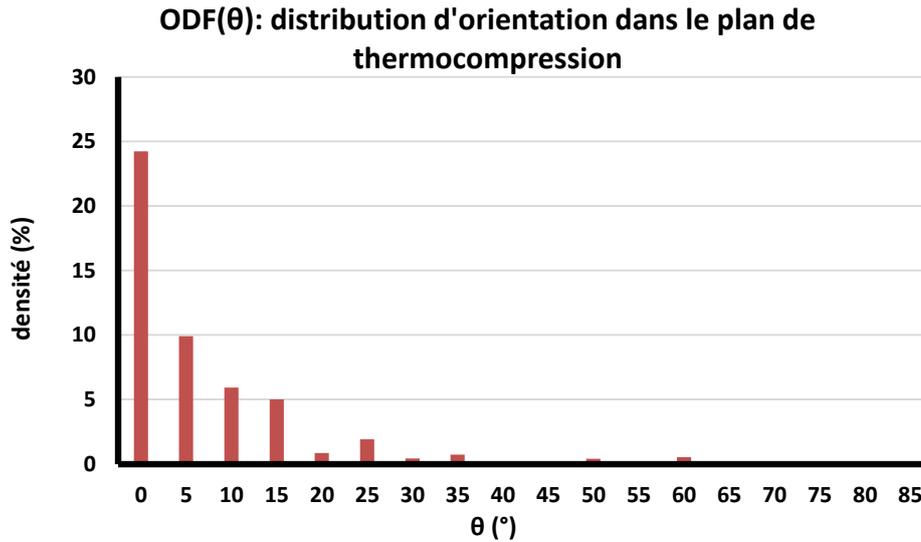


Figure 2-27: Histogramme des distributions d'orientation hors plan de thermocompression d'un échantillon AC-SMC RO.

2.4.2.3.4 Fonctions de densités d'orientations globales

Les résultats obtenus sur les différents échantillons sont ensuite agrégés de façon à tracer les ODF globales. Celles-ci sont présentées et discutées de façon analogue au cas individuel (**Figure 2-28** et **Figure 2-29**).

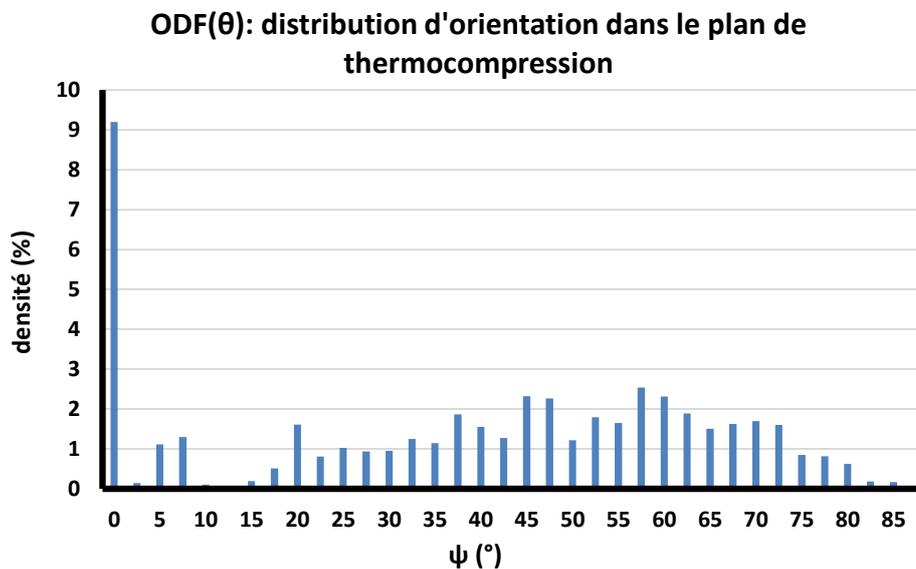


Figure 2-28 : ODF dans le plan de thermocompression établie à partir des résultats des différents échantillons concaténés.

Similairement au cas individuel, on retrouve une orientation privilégiée du renfort dans la direction d'écoulement et un fond plus ou moins uniforme dans les autres directions (**Figure 2-28**). Entre 5 et 90°, de façon moins prononcée que pour le cas individuel présenté avant, l'orientation du renfort présente une distribution presque uniforme. La fraction de renfort pour chacun des trente-six intervalles considérés est de l'ordre de 1,16% ce qui est presque huit fois plus petit qu'entre 0 et 2,5°. Ce type de distribution d'orientation du renfort aura un impact sur les propriétés mécaniques du

matériau, notamment sur l'écart des modules d'élasticité et de contraintes maximales à rupture entre la direction d'écoulement (0°) et la direction transverse (90°).

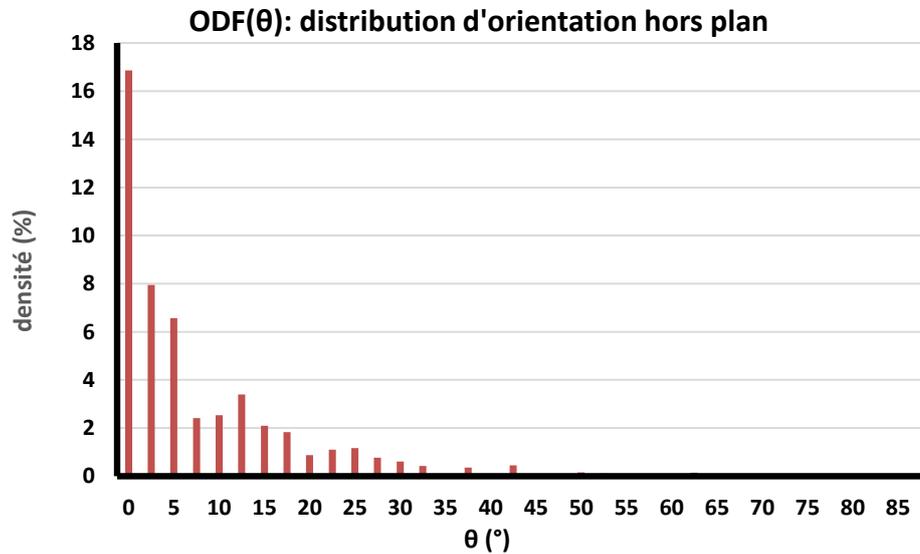


Figure 2-29 : ODF globale de l'orientation hors plan obtenue par agrégation des résultats obtenus sur les différents échantillons.

Comme dans le cas individuel, on retrouve une orientation privilégiée à 0° , néanmoins celle-ci est légèrement moins marquée (**Figure 2-29**). Cette distribution est clairement centrée sur 0° . L'hypothèse d'une orientation plane des mèches peut cependant être conservée.

A partir de ces ODF, il est possible de calculer les coefficients d'orientation des tenseurs d'orientation d'ordre deux. Ceux-ci sont donnés dans le **Tableau 9** sous deux formes : la forme brute, et la forme diagonalisée. Celle-ci donne une meilleure lisibilité.

Que ce soit sur un échantillon ou de façon globale sur tous, les deux tenseurs d'orientations présentent la même tendance. Le premier coefficient de la trace est nettement supérieur aux autres traduisant une orientation privilégiée du renfort dans cette direction. Le troisième coefficient de la trace est négligeable. Donc les orientations hors plan du renfort sont elles aussi négligeables et l'on peut considérer l'orientation du renfort uniquement dans le plan de thermocompression.

Tableau 9: Tenseurs d'orientations d'ordre deux bruts et diagonalisés.

AC-SMC	Brut	Diagonalisé
Echantillon 3	$\begin{bmatrix} 0,627 & 0,289 & 0,053 \\ 0,289 & 0,347 & 0,033 \\ 0,053 & 0,033 & 0,026 \end{bmatrix}$	$\begin{bmatrix} 0,813 & 0 & 0 \\ 0 & 0,166 & 0 \\ 0 & 0 & 0,021 \end{bmatrix}$
Global	$\begin{bmatrix} 0,59 & 0,28 & 0,05 \\ 0,28 & 0,39 & 0,04 \\ 0,05 & 0,04 & 0,02 \end{bmatrix}$	$\begin{bmatrix} 0,793 & 0 & 0 \\ 0 & 0,193 & 0 \\ 0 & 0 & 0,014 \end{bmatrix}$

2.4.2.4 Comparaison de l'orientation du AC-SMC avec d'autres SMC

Dans leur publication, Le *et. al.* [1] ainsi que Dumont *et. al.* [15] donnent les tenseurs d'orientations pour des SMCs classique [1], ainsi que des matériaux modèles [15]. Le SMC de Le *et. al.* [1] est à matrice polyester chargée renforcée de 25% en masse de mèches de fibres de verres. Le matériau modèle de Dumont *et. al.* [15] est quant à lui constitué d'une matrice PMMA renforcée de 15% en mèches de fibres de verres. Dans les deux publications, seulement les cas de mise en forme sans écoulement dans une direction privilégiée sont considérés. Une comparaison est effectuée entre les orientations du AC-SMC RO et de ces deux autres matériaux à partir des tenseurs d'orientation d'ordre deux.

Dans le tableau suivant, les tenseurs d'orientation de ces différents matériaux sont donnés sous leur forme brute et leur forme diagonalisée. Dans les trois cas, la forme diagonalisée met en évidence que le troisième coefficient est négligeable traduisant une absence d'orientation hors plan. Les deux coefficients relatifs à l'orientation dans le plan de thermocompression sont proches. Cet aspect est plus significatif encore pour le SMC-R25. Même si la direction d'écoulement (direction associée au premier coefficient) semble légèrement privilégiée, l'hypothèse d'une orientation plane est toujours acceptable pour ces trois matériaux

Tableau 10: Tenseurs d'ordre deux d'autres SMC pour comparaison.

	Brut	Diagonalisé
SMC 1 [14]	$\begin{bmatrix} 0,6 & 0,03 & 0 \\ 0,03 & 0,4 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix}$	$\begin{bmatrix} 0,604 & 0 & 0 \\ 0 & 0,390 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix}$
SMC (PMMA) 2 [14]	$\begin{bmatrix} 0,63 & 0,05 & 0 \\ 0,05 & 0,37 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix}$	$\begin{bmatrix} 0,639 & 0 & 0 \\ 0 & 0,361 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix}$
SMC-R25 [1]	$\begin{bmatrix} 0,54 & -0,054 & -0,008 \\ -0,054 & 0,193 & -0,011 \\ -0,008 & -0,011 & 0,001 \end{bmatrix}$	$\begin{bmatrix} 0,567 & 0 & 0 \\ 0 & 0,432 & 0 \\ 0 & 0 & 0,001 \end{bmatrix}$

La comparaison entre les résultats de l'AC - SMC RO et de ces trois autres matériaux coïncident sur un point : l'orientation hors plan est négligeable. En revanche dans le plan de thermocompression, si l'hypothèse d'une orientation aléatoire est toujours possible, l'AC - SMC RO se démarque par son orientation privilégiée dans la direction d'écoulement. Cette nette différence entre les matériaux est sûrement due à l'orientation initiale de la microstructure dans les draps. Il semble que leur procédé de fabrication confère une direction privilégiée à la microstructure fibre/mèche qui est ensuite conservée lors de la mise en forme.

2.4.3 Forme supposée de l'ODF

L'analyse des ODF obtenus nous permet de tirer deux conclusions. Tout d'abord, l'ODF d'angle (θ) est négligeable et l'on peut considérer une orientation plane du renfort. Enfin, les résultats obtenus pour l'ODF d'angle (ψ) permettent de proposer un type de fonction.

En effet, outre le pic de 10% à 0° et 180° , le reste de la distribution peut être approximée par une distribution uniforme du renfort. Une façon de modéliser cette distribution sur une plage angulaire allant de 0 à 180° serait de considérer deux distributions normales d'écart-type égaux et centrée respectivement à 0° et 180° auxquelles une distribution uniforme serait ajoutée. Un exemple est fourni dans la **Figure 2-30**:

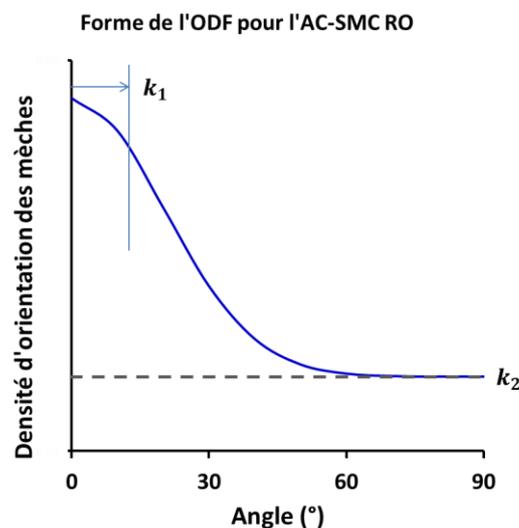


Figure 2-30 : exemple d'ODF possible pour le AC-SMC RO, postulée à partir des résultats obtenus.

2.5 Conclusion

La revue bibliographique du début de chapitre a permis de présenter la forme générale de la microstructure des SMCs. Elle permet aussi de définir un jeu de quatre paramètres à évaluer pour caractériser la microstructure mèche/fibre ainsi que l'influence de la thermocompression sur celle-ci. Enfin, une brève revue des techniques d'investigation disponibles pour caractériser la microstructure a été effectuée. Après avoir discuté les avantages et les inconvénients de ces méthodes, l'analyse de micrographies obtenues par microscopie optique fut préférée aux autres.

Le cadre théorique de l'analyse et de la représentation de l'orientation du renfort a ensuite été abordé. Une fois ce cadre défini, une stratégie d'acquisition de la découpe des échantillons à la préparation des micrographies obtenues par microscopie optique est proposée et détaillée. Les résultats acquis ont alors été analysés de façon qualitative et quantitative.

D'un point de vue quantitatif, cette campagne d'investigation de la microstructure a permis d'évaluer les quatre paramètres définis, c'est-à-dire : (i) la fraction volumique de fibre dans les mèches, (ii) et (iii) les axes de l'ellipse des mèches, (iv) l'orientation du renfort dans ce matériau. Tout d'abord la fraction volumique de fibres dans ces mèches a été extrapolée de la fraction surfacique de fibres dans les mèches : elle est considérée comme étant égale à 51,8% en moyenne. A partir de cette fraction volumique et en connaissant la fraction volumique globale de fibres dans le composite, la fraction volumique de mèche dans le matériau est alors calculée. Ensuite, la géométrie des mèches peut être modélisée par un cylindre elliptique de longueur 25,4 mm et d'axes {1666;88} μm . On remarque que les mèches du AC-SMC sont, sous l'effet conjoint de leur fraction volumique et du nombre de filaments par mèches (12000) bien plus élancée que celles des autres SMC considérés, que ce soit les classiques ou les LD- et A-SMC. Enfin, l'analyse de l'orientation du renfort a mis en évidence l'absence d'orientation hors plan de thermocompression. Dans celui-ci, une orientation privilégiée dans la direction 0° est clairement observée. Ce résultat surprenant aura des répercussions sur le comportement mécanique et l'endommagement du matériau, sujets qui sont respectivement abordés dans les chapitres III et IV. Comme le matériau a été mis en forme sans induire d'écoulement de matière dans une direction privilégiée, l'hypothèse retenue est que cette orientation privilégiée est conférée au renfort lors de la fabrication des draps. L'analyse des ODF expérimentales permet de postuler la forme analytique de l'ODF. Ce résultat sera particulièrement important lors de la formulation du modèle multi-échelles présenté dans le chapitre V.

Pour finir, les bases de données constituées à l'issue de ces travaux ne portent que sur l'analyse de six échantillons. La question de leur représentativité se pose. Afin d'en augmenter la robustesse, il faudra les enrichir à travers l'analyse d'autres échantillons.

Bibliographie :

- [1] Le TH, Dumont PJJ, Orgéas L, Favier D, Salvo L, Boller E. X-ray phase contrast microtomography for the analysis of the fibrous microstructure of SMC composites. *Compos Part A Appl Sci Manuf* 2008;39:91–103. doi:10.1016/j.compositesa.2007.08.027.
- [2] Kacir L, Narkis M, Ishai O. Oriented short glassfiber composites. I. Preparation and statistical analysis of aligned fiber mats. *Polym Eng Sci* 1975;15:525–31. doi:10.1002/pen.760150708.
- [3] Trambauer ER, Hellman JR, Jones LE. Orientated microchannel membranes via oxidation of carbon-fiber-reinforced glass composites. *Carbon* 1992;30 (6):873–82.
- [4] Ferré Sentis D, Orgéas L, Dumont PJJ, Rolland du Roscoat S, Sager M, Latil P. 3D in situ observations of the compressibility and pore transport in Sheet Moulding Compounds during the early stages of compression moulding. *Compos Part A Appl Sci Manuf* 2017;92:51–61. doi:10.1016/j.compositesa.2016.10.031.
- [5] Lundström TS. Measurement of void collapse during resin transfer moulding. *Compos Part A Appl Sci Manuf* 1997;28:201–14. doi:10.1016/S1359-835X(96)00109-1.
- [6] Evans AD, Qian CC, Turner TA, Harper LT, Warrior NA. Flow characteristics of carbon fibre moulding compounds. *Compos Part A Appl Sci Manuf* 2016;90:1–12. doi:10.1016/j.compositesa.2016.06.020.
- [7] Shirinbayan M, Fitoussi J, Abbasnezhad N, Meraghni F, Surowiec B, Tcharkhtchi A. Mechanical characterization of a Low Density Sheet Molding Compound (LD-SMC): Multi-scale damage analysis and strain rate effect. *Compos Part B Eng* 2017;131:8–20. doi:10.1016/j.compositesb.2017.08.004.
- [8] Shirinbayan M, Fitoussi J, Meraghni F, Surowiec B, Bocquet M, Tcharkhtchi A. High strain rate visco-damageable behavior of Advanced Sheet Molding Compound (A-SMC) under tension. *Compos Part B Eng* 2015;82:30–41. doi:10.1016/j.compositesb.2015.07.010.
- [9] Shirinbayan M, Fitoussi J, Meraghni F, Surowiec B, Laribi M, Tcharkhtchi A. Coupled effect of loading frequency and amplitude on the fatigue behavior of advanced sheet molding compound (A-SMC). *J Reinf Plast Compos* 2016;731684416682853. doi:10.1177/0731684416682853.
- [10] Stojmenovic M., Nayak A. Direct Ellipse Fitting and Measuring Based on Shape Boundaries. In: Mery D., Rueda L. (eds) *Advances in Image and Video Technology. PSIVT 2007. Lecture Notes in Computer Science 2007:4872*. Springer, Berlin, Heidelberg. doi:10.1007/978-3-540-77129-6_22
- [11] Advani SG, Tucker CL. The Use of Tensors to Describe and Predict Fiber Orientation in Short Fiber Composites. *J Rheol (N Y N Y)* 1987;31:751–84. doi:10.1122/1.549945.
- [12] Burgarella B. Comportement visco-élastique effectif d'un thermoplastique thermostable renforcé de fibres courtes. LMA, 2018.

- [13] Despringre N. Analyse et modélisation des mécanismes d'endommagement et de déformation en fatigue multiaxiale de matériaux composites: polyamide renforcé par des fibres courtes. Arts et Métiers PARISTECH, 2015.
- [14] Dumont P, Vassal JP, Orgéas L, Michaud V, Favier D, Manson JAE. Processing, characterisation and rheology of transparent concentrated fibre-bundle suspensions. *Rheol Acta* 2007;46:639–51. doi:10.1007/s00397-006-0153-8.
- [15] Dumont P, Le Corre S, Orgéas L, Favier D. A numerical analysis of the evolution of bundle orientation in concentrated fibre-bundle suspensions. *J Nonnewton Fluid Mech* 2009;160:76–92. doi:10.1016/j.jnnfm.2009.03.001.

3 Chapitre III : Caractérisation du comportement Macroscopique du AC-SMC sous chargement quasi-statique et en fatigue

Introduction

Une fois la microstructure du composite observée et caractérisée, ce chapitre est consacré à l'analyse du comportement macroscopique du AC-SMC en relation avec sa microstructure, induite par le procédé de mise en œuvre. De plus, une analyse bibliographique du comportement macroscopique des composites SMCs est effectuée et présentée dans ce chapitre. Contrairement aux analyses de microstructures, la bibliographie consacrée au comportement mécanique des SMCs est plus importante et permet d'en suivre les évolutions au fur et à mesure des innovations et développement dans cette classe de matériau.

Comme présenté au chapitre I, les composites SMCs ont été initialement produits à base de mèches de fibres de verre et de charges minérales plongées dans une matrice polyester. La composition de ces matériaux continue à évoluer en fonction des applications envisagées. Si les charges minérales permettent d'alléger ce matériau, utiliser des sphères de verre creuses comme éléments de renforts permet de diminuer la densité et de le rendre plus adapté pour répondre aux contraintes d'allègement auxquelles l'industrie du transport fait face, sans sacrifier les autres propriétés mécaniques. On parle alors de Low Density-SMC (LD-SMC). L'une des principales faiblesses identifiées de cette classe de matériau sont les faibles caractéristiques mécaniques de la matrice thermodurcissable polyester. Si la résine époxyde a donné lieu à une autre évolution de cette famille de matériau, celle-ci, du fait de son coût relativement élevé, donna lieu à une nouvelle déclinaison : les SMC à matrice vinyle ester. Offrant des propriétés mécaniques intermédiaires entre celles du polyester et de l'époxyde pour un coût plus faible que la seconde, elle se démarque par une meilleure résistance à l'environnement et autorise des taux de renfort plus élevé. Ce sont les Advanced-SMC (A-SMC). Toujours contraints par l'allègement des structures, de nouvelles applications sont envisagées pour ces matériaux. Pour satisfaire de nouvelles exigences en termes de tenue mécanique, les propriétés mécaniques sont améliorées à travers une évolution du renfort, de mèches de fibres de verre à des mèches de fibres de carbone (Advanced Carbon based-SMC ou AC-SMC).

Quels effets ont eu ces différentes évolutions sur le comportement mécanique macroscopique des SMC ? Dans un premier temps, l'analyse bibliographique des différentes déclinaisons de cette classe de matériau permet de mieux comprendre leurs propriétés et de fournir un socle de connaissance pour analyser les réponses du AC-SMC sous chargements de traction quasi-statiques ou de fatigue en traction-traction avec en toile de fond le procédé de thermocompression. Les conditions et les procédures expérimentales sont présentées en deuxième partie, suivies des résultats et de leur analyse en troisième et quatrième partie pour respectivement les essais de traction quasi-statiques et de fatigue en traction-traction. Enfin, les principales observations sont rassemblées en cinquième partie.

Sommaire :

3	Chapitre III : Caractérisation du comportement Macroscopique du AC-SMC sous chargement quasi-statique et en fatigue	71
3.1	Comportements des SMCs	73
3.1.1	Comportement sous chargement quasi-statique des SMC	73
3.1.2	Comportement sous chargement de traction-traction cyclique	79
3.1.3	Conclusion de la revue bibliographique	84
3.1.4	Structure du chapitre	86
3.2	Matériau et méthodes expérimentales	87
3.2.1	Un composite, deux configurations	87
3.2.2	Géométrie des éprouvettes	88
3.2.3	Procédures expérimentales	90
3.3	Comportement mécanique sous chargement quasi-statique	94
3.3.1	Bornes du AC-SMC en traction quasi-statiques	94
3.3.2	Comportement du AC-SMC en traction quasi-statique avec décharge incrémentale ...	96
3.3.3	Comparaison AC-SMC / A-SMC	103
3.4	Comportement sous chargement de fatigue en traction-traction	107
3.4.1	Evolution de la réponse mécanique du AC-SMC RO orienté à 0°	107
3.4.2	Comportement en fatigue du AC-SMC	110
3.4.3	Comparaison AC- / A- SMC	115
3.5	Conclusion	117
	Bibliographie :	119

3.1 Comportements des SMCs

Depuis les premiers travaux de Denton [1] portant sur la caractérisation des propriétés mécaniques d'un SMC-R50 (fraction massique de 50% de fibres de verres réparties aléatoirement dans le plan de thermocompression) en fonction de la température et soumis à des chargements quasi-statique et de fatigue, de nombreuses études ont été menées sur différents composites SMC au fur et à mesure de leurs développements et de leurs utilisations industrielles. Dans cette partie, sur la base d'une analyse bibliographique, le comportement mécanique des SMC est présenté et discuté.

3.1.1 Comportement sous chargement quasi-statique des SMC

3.1.1.1 SMC classiques

Le comportement quasi-statique d'un SMC soumis à différents modes de chargement (traction, compression, cisaillement) a été caractérisé Mir *et. al.* [2]. Le SMC étudié était à matrice polyester renforcée de mèches réparties aléatoirement dans le plan de thermocompression. Chaque mèche est composée d'environ 300 fibres de verre d'un diamètre de 10 μm . La fraction massique de fibres dans le matériau est de 30%. Ce matériau est nommé dans la suite des travaux SMC-R30. Le comportement en traction quasi-statique est caractérisé et analysé au moyen d'essais de charge monotone et de charges avec décharges élastiques incrémentales. Après avoir observé un comportement identique avec des sollicitations dans des directions différentes de chargement, le matériau est considéré comme initialement isotrope transverse dans le plan de la thermocompression.

En **Figure 3-1** (a.) on observe la réponse contrainte-déformation (σ, ε) typique de ce SMC en traction monotone. Après une première zone linéaire, au-delà d'un seuil de 30 MPa le comportement devient non-linéaire. La contrainte maximale à rupture est de l'ordre de 90 MPa, la déformation à rupture est de l'ordre de 2% pour ce composite, que ce soit dans le sens longitudinal ou transverse. Afin de déterminer la cause de cette non-linéarité (plasticité, endommagement), des essais de traction quasi-statique avec décharges incrémentales sont menés. En **Figure 3-1** (b.) nous retrouvons la même évolution du comportement avec un deux régimes : d'abord linéaire puis non linéaire. Au-delà d'un seuil de transition, la rigidité de l'éprouvette se dégrade au fil des incréments de chargement, et l'on observe le développement d'une faible déformation anélastique rémanente à la décharge (inférieure à dix pourcents de la déformation à rupture). La variation du module macroscopique est un indicateur de l'endommagement de l'éprouvette. La limite entre les zones de comportement linéaire et non-linéaire est considérée comme un seuil d'endommagement. La transition de la réponse du régime linéaire à non linéaire est marquée par l'initiation de fissures et les décohésions d'interfaces dans le matériau. Au fur et à mesure que l'amplitude du chargement augmente, l'endommagement s'accumule et conduit l'éprouvette à la rupture macroscopique.

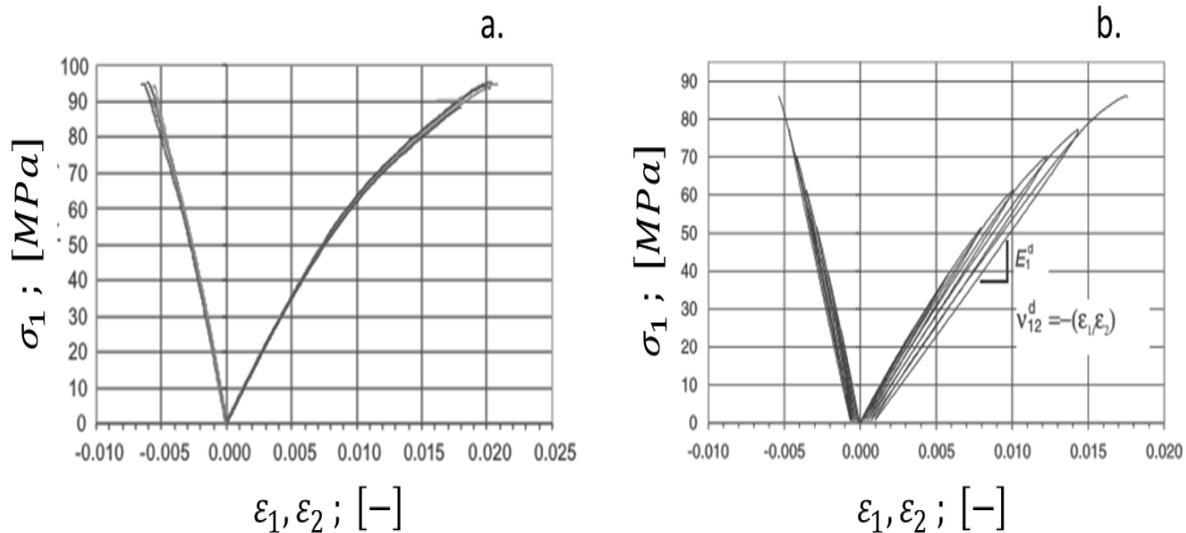


Figure 3-1: Réponse dans le plan sous chargement de traction quasi-statique monotone (a.), avec décharges incrémentales (b.) d'un SMC-R30 [2].

Des essais de compression sont par la suite entrepris, dont les résultats sont présentés en **Figure 3-2**. La réponse dans le plan (σ, ϵ) est quasi-linéaire jusqu'à rupture, il n'y a pas de transition franche entre un régime linéaire et non-linéaire contrairement à ce qui a été observé lors d'une sollicitation en traction. La contrainte maximale à rupture est significativement supérieure à celle observée en traction : environ 175 MPa en compression par rapport au 90 MPa observé en traction (soit deux fois plus), pour un module d'élasticité apparent légèrement plus élevé (7,08 GPa en moyenne en traction contre 8,3 GPa en compression).

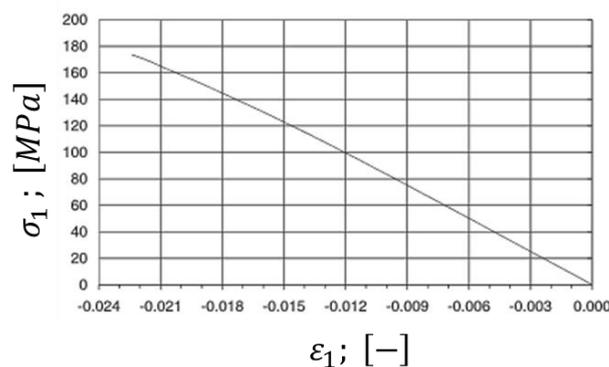


Figure 3-2: Réponse dans le plan (σ, ϵ) du matériau sous compression quasi-statique monotone d'un SMC-R30 [2].

Pour finir, des essais de cisaillement quasi-statiques sont menés avec un protocole analogue à la caractérisation du comportement en traction (chargement à rupture et cycles progressifs de charges-décharges). La **Figure 3-3** présente les réponses dans le plan (σ, γ) correspondant aux différents chargements. En **Figure 3-3** (a.) et (b.) les réponses sont de formes analogues à celles observées en traction : comportement initialement linéaire, qui devient non linéaire lorsque la contrainte atteint un tiers de la contrainte à rupture. Au-delà de ce seuil, une dégradation continue de la rigidité du matériau

est observée ainsi que le développement d'une déformation anélastique résiduelle ($\leq 10\% \gamma_f$). En outre, les propriétés élastiques établies en traction et en cisaillement satisfont les conditions d'isotropie transverse validant définitivement l'hypothèse faite quant au comportement initial du matériau.

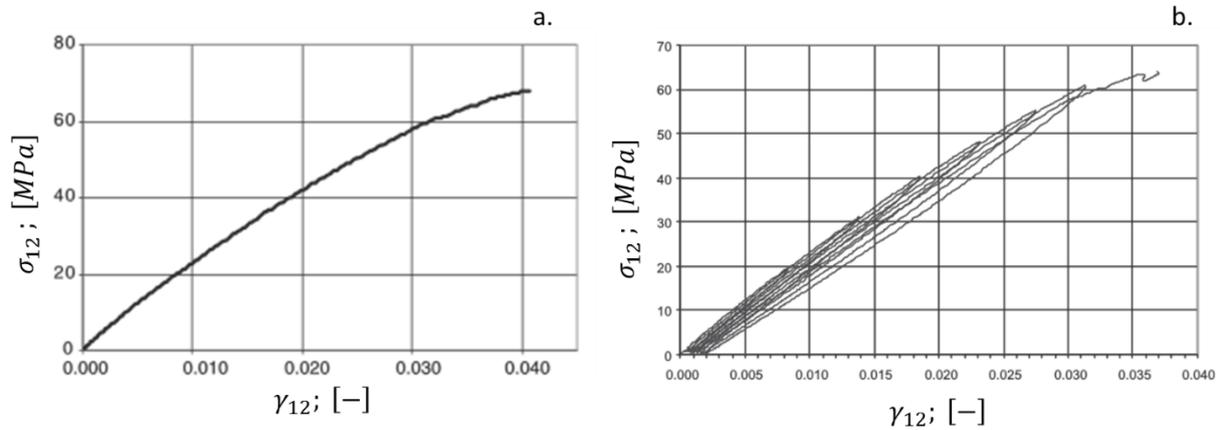


Figure 3-3: Réponse dans le plan (σ, γ) à un chargement de cisaillement monotone jusqu'à rupture (a.), avec décharge incrémental (b.) [2].

En résumé, le SMC étudié par Mir *et al.* [2] présente un comportement initialement élastique isotrope dans le plan selon les auteurs. De plus, il présente un comportement dissymétrique entre traction (élastique en dommageable) et compression (élastique fragile) concernant les propriétés à rupture en termes de contraintes et de déformations ultimes.

3.1.1.2 LD-SMC et A-SMC

Dans les travaux de M. Shirinbayan [3][6], deux nouveaux SMC développés par Plastic Omnium ont été finement caractérisés sous chargement quasi-statique et en fatigue. Le premier est un SMC basse densité (LD-SMC) à matrice polyester tandis que le second est un SMC avancé (A-SMC) à matrice vinylester dont les compositions sont données dans la **Figure 3-4**. Ces deux composites sont thermocompressés selon deux configurations : l'une avec un écoulement limité sans direction privilégiée, nommée RO (Randomly Oriented), et l'autre avec un écoulement privilégié dans une direction, nommée HO (Highly Oriented) (**Figure 3-4**). La configuration RO permet de conserver l'orientation initiale de la microstructure obtenue lors de la mise en forme des flancs, quand la variante HO induit une réorientation de la microstructure dans la direction d'écoulement privilégiée.

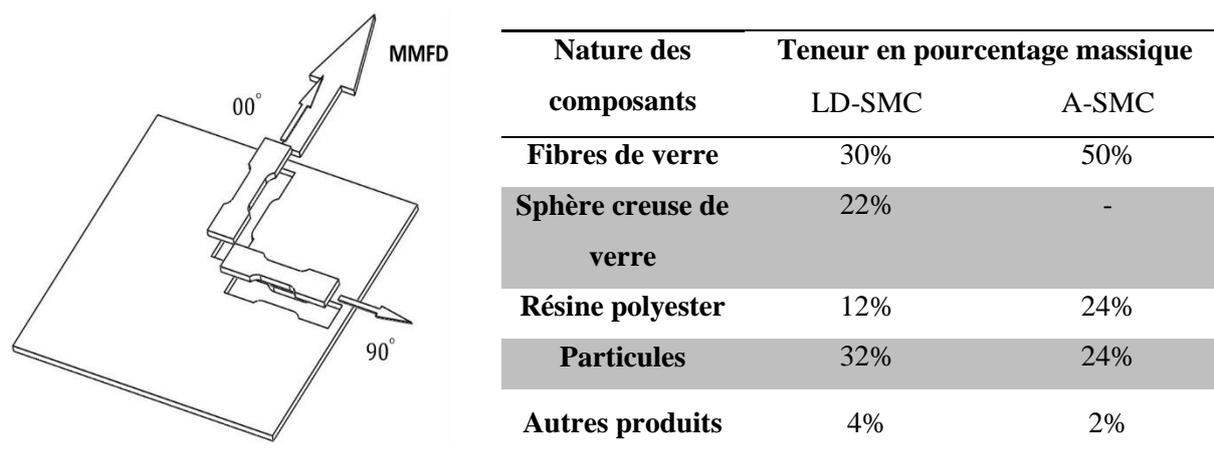


Figure 3-4: Composition des deux composite SMC : LD-SMC et A-SMC étudiés dans [3-6].

Les résultats des essais de traction et compression obtenus par Shirinbayan *et al.* [3] pour le A-SMC sont présentés en **Figure 3-5**. La réponse aux différentes sollicitations ne montre un comportement dissymétrique que dans la configuration du matériau A-SMC RO. Dans le cas de la configuration HO, les réponses en traction et en compression sont équivalentes dans les deux directions (0° , 90°) considérées. Quel que soit le type de sollicitation, le comportement global observé comporte deux phases : une première phase linéaire élastique suivi par une phase non-linéaire inhérente à l'initiation et à l'accumulation de l'endommagement. En effet, selon Shirinbayan *et al.* [3][6], le comportement est élastique endommageable, avec une sensibilité à l'endommagement dépendant de l'orientation de la microstructure.

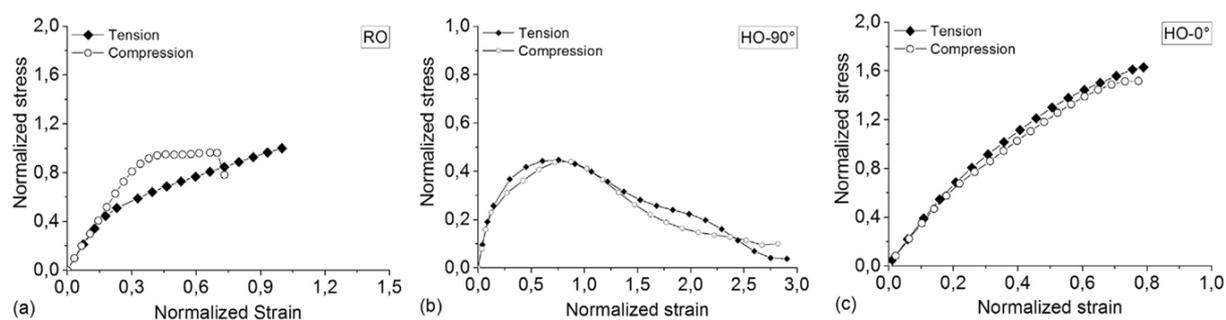


Figure 3-5: Courbes de traction et compression quasi-statique dans les configurations A-SMC RO et HO à différents angles de chargement par rapport à la direction d'écoulement privilégiée [3].

En **figure 6**Figure 3-5, les effets d'orientations sont mis en évidence pour les deux types de SMC (LD et A-SMC) étudiés par Shirinbayan. Les deux composites sont testés dans les configurations RO et HO. Le comportement dans la configuration RO étant isotrope transverse, une seule courbe décrit son comportement macroscopique. La configuration HO étant elle anisotrope, son comportement est décrit à partir de deux courbes enveloppes correspondant à la direction d'écoulement ($HO-0^\circ$) lors de la mise en forme et à la direction perpendiculaire ($HO-90^\circ$). Pour les deux types de composites, on

observe que la réponse macroscopique de la configuration HO est fortement dépendante de l'orientation du renfort. De la même façon que pour le LD-SMC, le composite A-SMC se comporte de façon élastique endommageable en traction, quelle que soit la direction de sollicitation.

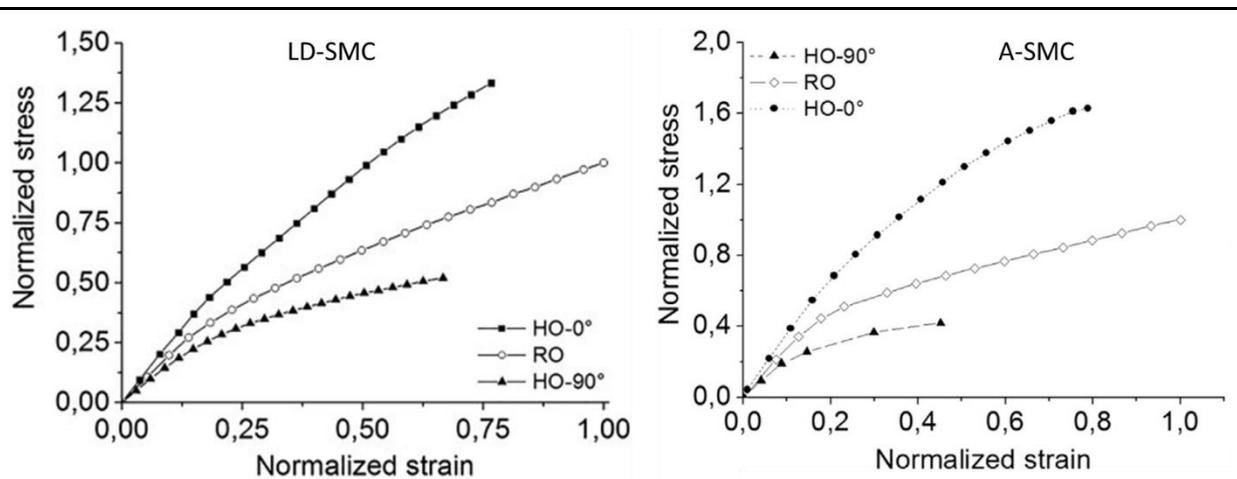


Figure 3-6: Mise en évidence des effets d'orientations par des essais de traction quasi-statique sur les LD-SMC et A-SMC [3][6].

Comme le montre la figure 6 pour les configurations HO du LD-SMC ou bien A-SMC, l'anisotropie induite par l'écoulement lors de la thermocompression se traduit à la fois sur les propriétés élastiques initiales et sur les propriétés mécaniques à rupture. Le Tableau 11 regroupe les valeurs moyennes des modules de Young déterminés pour les configurations et orientations des SMC analysés. Dans les deux cas, le comportement des orientations à 0° et 90° de la configuration HO encadre les résultats obtenus à pour une configuration RO et peuvent servir de configurations limites. Le rapport des contraintes maximales à rupture entre HO- 90° et HO- 0° est de 3 pour le LD-SMC et de 4 pour le composite A-SMC. Pour analyser cette anisotropie induite par le procédé de thermocompression dans la configuration HO, il faut prendre en compte la différence importante de fraction volumique notamment de mèches de fibres de verres entre les deux matériaux.

Module d'élasticité [GPa]	LD-SMC	A-SMC
HO- 00°	12	18,5
RO	10	14,5
HO- 90°	8	12,5

Tableau 11: Modules d'élasticités déterminés lors des essais de traction quasi-statique pour les deux configurations selon différentes orientations [3][6].

L'impact de la température d'essais sur les propriétés mécaniques initiales et à rupture du A-SMC a été également étudié à partir d'essais de traction réalisés à différentes températures [3][6]. Le résultat de ces essais sont présentés en **Figure 3-7**. Shirinbayan observe dans le cas du HO- 00° un impact

limité de la température de sollicitation sur l'évolution du module de Young (réduction >20% à 135°C) mais notable sur la contrainte maximale à rupture, de l'ordre de 35%. Dans le cas HO-90° l'impact est nettement plus significatif que ce soit sur le module de Young (réduction de 80% à 135°C) ou la contrainte maximale à rupture (réduction de 44%). L'impact de la température sur la configuration RO est intermédiaire sur les deux grandeurs étudiées. Une hypothèse pourrait expliquer ces tendances d'influence, elle réside dans le fait que pour le HO-90° le comportement serait plus gouverné par la rhéologie et les propriétés de la matrice comparativement à la configuration HO-0°. Seules ces dernières sont dépendantes de la température dans la plage de température étudiée.

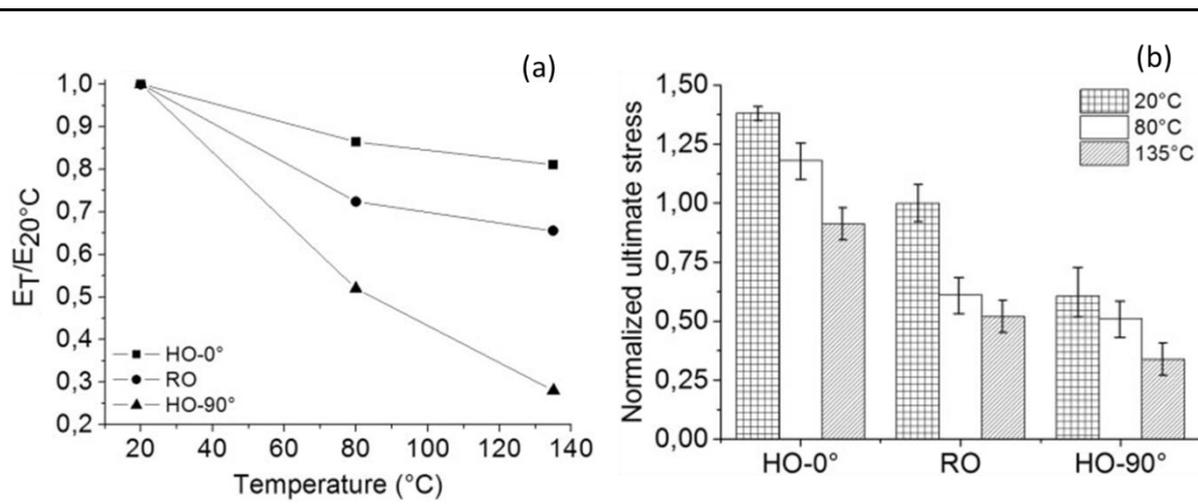


Figure 3-7: Impact de la température sur le comportement mécanique quasi-statique: (a) évolution du module d'Young, (b) évolution de la contrainte maximale à rupture [4][6].

L'évolution de l'endommagement macroscopique déterminé à partir de la baisse de module sous chargement de traction quasi-statique avec décharges incrémentales des LD- et A-SMC est présenté en **Figure 3-8** pour les deux configurations étudiées dans [4][6]. Les effets d'orientations observés se traduisent par des différences en termes de cinétique et de niveau maximal d'endommagement. Pour les deux SMC considérés, la configuration HO sollicitée à 90° est celle présentant l'évolution la plus rapide en fonction de la contrainte appliquée normalisée par rapport à la contrainte maximale à rupture pour le couple configuration/orientation concerné. De plus la valeur d'endommagement critique est équivalente ($D_{crit} \approx 0,24$). Par contre, pour la même configuration mais sollicitée à 0°, l'évolution de l'endommagement en fonction de la contrainte normalisée est plus lente et l'endommagement critique bien plus faible. Une nouvelle différence est mise en évidence entre le LD-SMC et le A-SMC : le niveau d'endommagement critique est bien plus faible pour le second matériau ($D_{crit}^{LD-SMC}(HO - 0^\circ) \approx 0,11$; $D_{crit}^{A-SMC}(HO - 0^\circ) \approx 0,01$). Pour les deux composites considérés, l'évolution de l'endommagement macroscopique du RO présente un comportement intermédiaire : la cinétique est comprise entre celles du HO à 0° et 90°, avec cependant un endommagement à rupture équivalent à celui du HO-90° traduisant un état d'endommagement macroscopique équivalent.

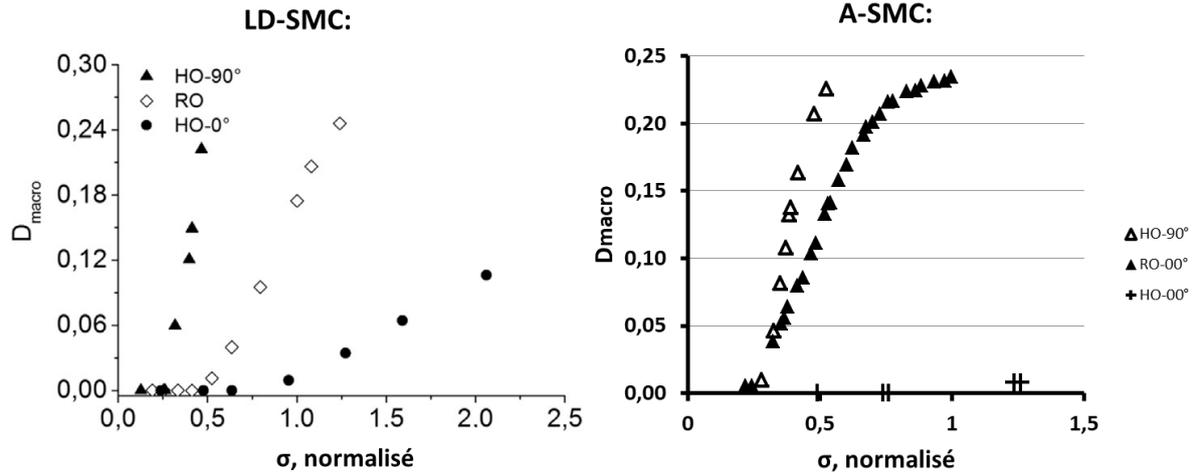


Figure 3-8: Evolution macroscopique de l'endommagement des LD- et A-SMC pour les configurations RO et HO à 0° et 90° [3][6].

3.1.2 Comportement sous chargement de traction-traction cyclique

3.1.2.1 SMC classiques

Dans leurs travaux Wang *et al.* [7] caractérisent la réponse mécanique sous chargement de traction-traction cyclique d'un SMC à matrice polyester renforcée de mèches de fibres de verres à hauteur de 50% en masse. La fraction massique de fibres de verre est égale à celle du A-SMC et supérieure à celle du LD-SMC et à celle du composite de Dano *et al.* [2]. L'analyse couplée des courbes S-N du matériau et des observations microscopiques post-mortem des échantillons permettent de décrire le comportement de ce composite en fatigue.

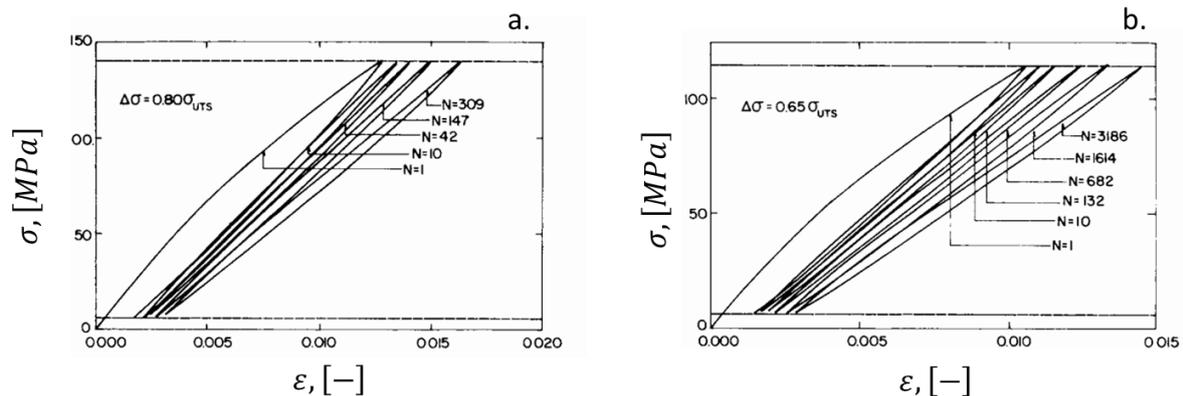


Figure 3-9: Evolution de la réponse du SMC dans le plan au fil des cycles à sollicitation constante : $\Delta\sigma = 0.8 \sigma_{uts}$ (a) et $\Delta\sigma = 0.65 \sigma_{uts}$ (b) [7].

Comme les courbes contrainte-déformation présentés en **Figure 3-9** l'illustrent, le comportement en fatigue dépend fortement de l'amplitude du chargement. Pour les grandes amplitudes de chargement, les auteurs [7] observent une forte densité de fissures de faibles dimensions caractéristiques, et l'inverse pour les faibles amplitudes. La conséquence de ces dégradations

microscopiques se répercutent sur le comportement macroscopique à travers l'évolution de la rigidité de l'éprouvette. En effet, plus la contrainte maximale appliquée est élevée plus la dégradation de la rigidité est importante avec une cinétique rapide traduite par la pente de la baisse de rigidité en fonction du nombre de cycle. (**Figure 3-10**).

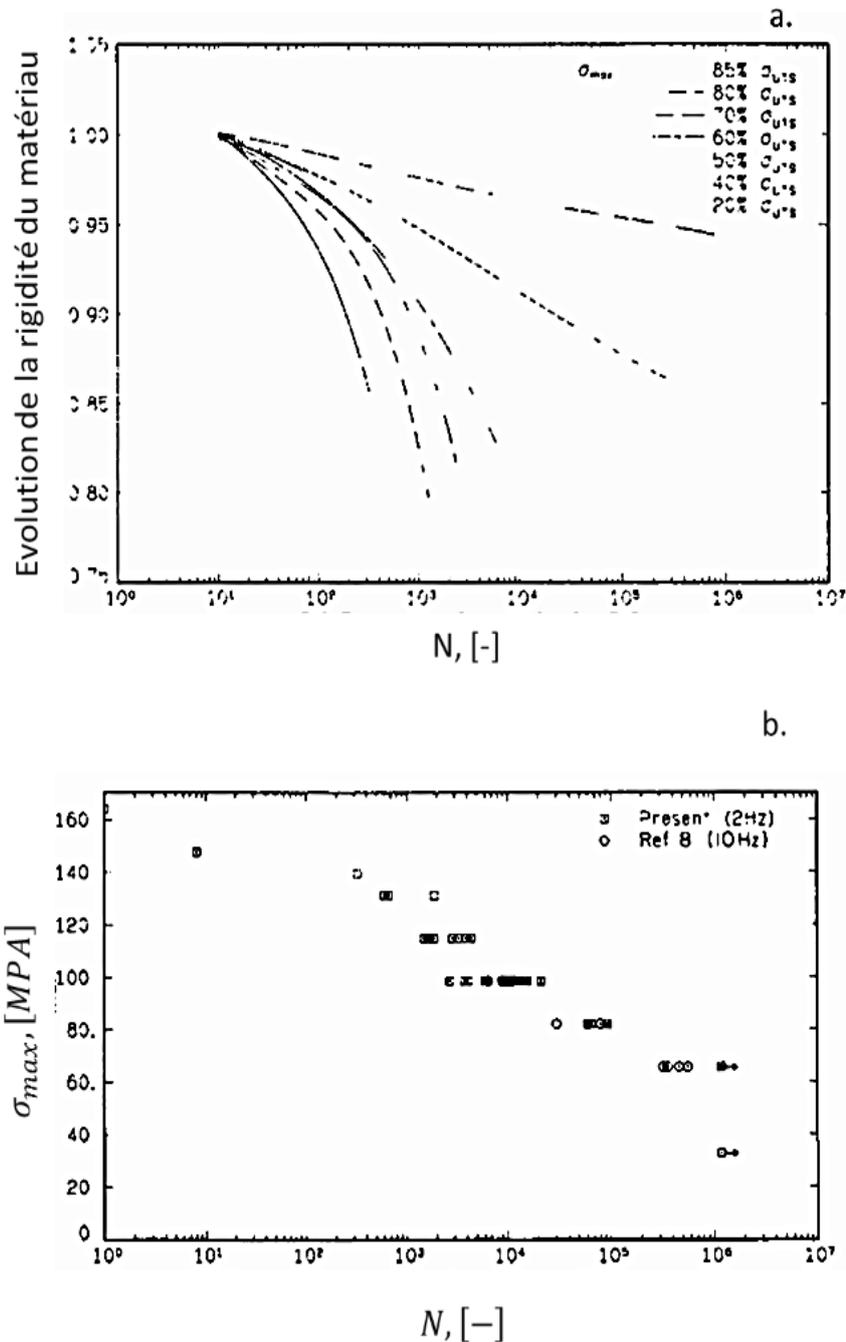


Figure 3-10: (a) Evolution de la rigidité du matériau en fonction du nombre de cycle, (b) courbes S-N obtenues à une fréquence de 2 et 10 Hz, [7]

L'évolution de la réponse macroscopique traduit l'impact des dégradations, impact présenté en **Figure 3-10 (a)** dans laquelle l'évolution du module d'élasticité du matériau en fonction de la contrainte maximale appliquée est exprimée. Deux comportements sont facilement identifiables : à faible amplitude la dégradation de la rigidité en fonction du nombre de cycles est linéaire, à haute amplitude celle-ci suit une loi de puissance. La transition entre ces deux modes s'effectue pour une amplitude de contrainte appliquée entre 40 et 50% de la résistance maximale en traction. Une loi d'évolution de la rigidité du matériau est proposée par les auteurs. Celle-ci est d'une loi de puissance dont l'exposant est exprimé en fonction de la contrainte maximale appliquée de façon unique.

3.1.2.2 A-SMC

Dans ses travaux M. Shirinbayan s'est attaché aussi à caractériser le comportement du A-SMC en fatigue [4]-[6]. Comme lors des essais sous chargement quasi-statique, les effets d'orientation sont étudiés sur les deux configurations du matériau (RO et HO) et présentés en **Figure 3-11**. Tout d'abord, la durée de vie de la configuration RO soumis à une contrainte égale à 44% de sa résistance en traction est d'environ 50,000 cycles. Une diminution de 12% de cette sollicitation (soit 39% de la résistance) se traduit par une multiplication par 20 de la durée de vie (10^6 cycles). Ensuite, la comparaison des courbes S-N de Wöhler entre le RO et le HO-90° montre un comportement en fatigue proche. En revanche le comportement du HO-0° présente un comportement en fatigue plus avantageux : les durées de vie sont décalées de deux décades à contraintes équivalentes. Cette évolution de propriétés mécaniques induites par l'écoulement lors de la thermocompression offre de nouvelles possibilités aux industriels. En effet, en jouant sur l'écoulement il devient possible d'ajuster les propriétés mécaniques du matériau et de sa réponse macroscopique en particulier en fatigue.

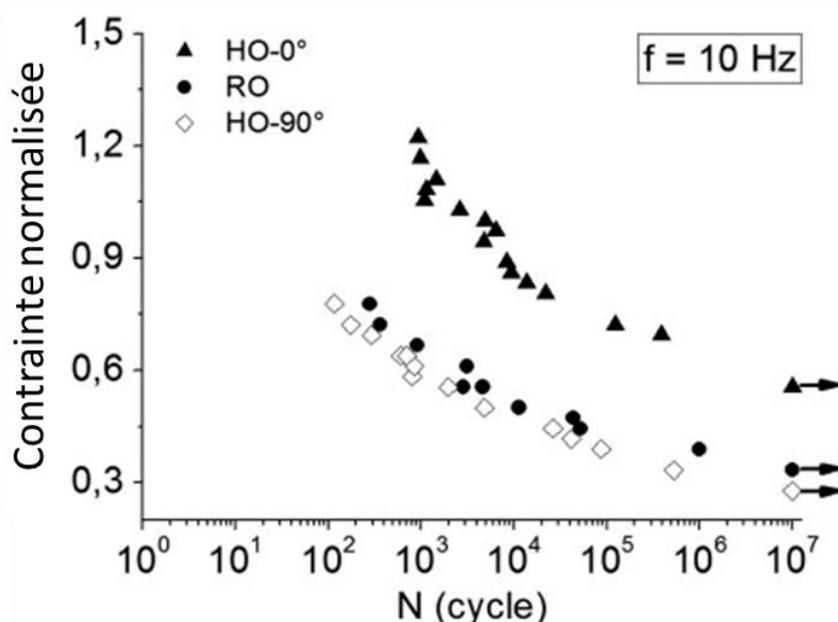


Figure 3-11: Courbes de Wöhler du A-SMC établies à 10Hz pour les configurations RO et HO à 0° et 90° [4][6].

Plus généralement, les courbes S-N de fatigue peuvent être vues comme composées de deux zones linéaires (en échelle semi-log) en fonction de l'amplitude de la contrainte appliquée. Ainsi, sous forte amplitude ($\sigma_{max} \geq 0,47 * \sigma_{uts}(RO)$), la durée de vie du RO et du HO-90° est inférieure à 10,000 cycles. Toujours sous forte amplitude, la durée de vie du HO-0° ($\sigma_{max} \geq 0,75 * \sigma_{uts}(RO)$) est trois fois plus grande. Shirinbayan montre que pour les faibles amplitudes, les trois courbes SN tendent vers une asymptote horizontale. Pour confirmer ou infirmer cette tendance, des essais à amplitudes plus faibles et sans interruption des essais seraient nécessaires du fait que les composites ne présentent généralement pas de limite d'endurance. Néanmoins, en dessous de, respectivement, $0,3 * \sigma_{uts}(RO)$ pour HO-90° ou le RO et $0,6 * \sigma_{uts}(RO)$ pour HO-0°, les durées de vie atteintes sont supérieures à 10^7 cycles.

En fatigue, la fréquence de sollicitation est un des paramètres principaux. A hautes fréquences, un phénomène d'auto-échauffement se développe, il tend à réduire la rigidité et la durée de vie des matériaux. Cet auto-échauffement est causé, dans la matrice polymère par le frottement intermoléculaire, et dans le composite endommagé par le frottement des lèvres des fissures l'une sur l'autre. Cet effet peut être confondu avec de l'endommagement lorsque l'on se base sur l'évolution de la rigidité du composite. Afin d'étudier ce phénomène, des essais de fatigue à différentes fréquences (10, 30, 50, 100 Hz) ont été réalisés par Shirinbayan et al. [4][6] et sont présentés en **Figure 3-12**. Deux tendances de comportement se distinguent : hautes et basses fréquences. Aux faibles amplitudes, aucune différence n'est perceptible entre les fréquences de 10 à 50 Hz. Par contre à haute fréquence (100Hz), on observe pour le même niveau de contrainte, une durée de vie de deux décades inférieures. Cette différence est aussi observable à hautes amplitudes. Cette différence de comportement est attribuée par les auteurs [5][6] à l'auto-échauffement induit par la fréquence de sollicitation.

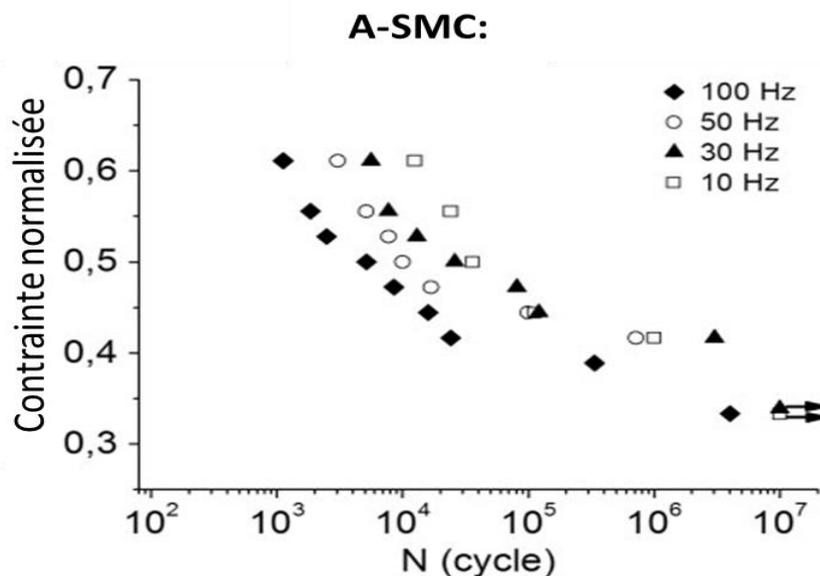


Figure 3-12: Courbes de Woehler du A-SMC RO à différentes fréquences (10, 30, 50 et 100 Hz)[4]-[6].

Afin de déterminer plus précisément les origines de cette chute de la durée de vie pour les hautes fréquences de sollicitation, lors des essais de fatigue conduits par M. Shirinbayan [4]-[6] la température induite par l'auto-échauffement du composite a été mesurée. Cette mesure permet de déterminer la part de fatigue thermique induite de celle de fatigue mécanique sur la durée de vie totale observée. A faible fréquence (**Figure 3-13 (a) & (b)**), l'évolution du module d'élasticité normalisée est linéaire en échelle semi-logarithmique, tandis que l'élévation de la température de l'échantillon reste limitée (inférieure à 5°C). L'auto-échauffement est donc négligeable ou sous contrôle, et la fatigue essentiellement mécanique. En revanche à haute fréquence (**Figure 3-13 (c) & (d)**), la température de l'échantillon évolue rapidement et continuellement tout au long de l'essai (élévation de la température de plus de 30°C). En même temps, une accélération de la vitesse de dégradation du module d'élasticité est observée. L'auto-échauffement de l'échantillon n'est plus sous contrôle, et la fatigue thermique induite devient alors une composante non négligeable affectant la durée de vie en fatigue. La ruine du matériau s'accélère de façon exponentielle lorsque l'auto-échauffement induit une température supérieure à 35°C dans l'échantillon.

En outre, la forme des courbes d'évolution de la raideur en fonction du nombre de cycle varie en fonction de la fréquence et de l'auto-échauffement induit. Ainsi, sans auto-échauffement (**Figure 3-13 (a) & (b)**), la courbe d'évolution comporte deux zones distinctes. La première traduit une évolution progressive linéaire et lente de la réduction de rigidité jusqu'au point de dégénérescence. Ce point marque le début de l'évolution brutale menant à la ruine de l'échantillon. A contrario, à haute fréquence (**Figure 3-13 (c) & (d)**), l'évolution comporte trois zones. Tout d'abord les zones (i) & (ii) peuvent être approximées par des segments de droite dont le point de transition est dépendant de la sollicitation appliquée. Enfin, comme précédemment, la zone (iii) est celle d'évolution brutale menant à la ruine.

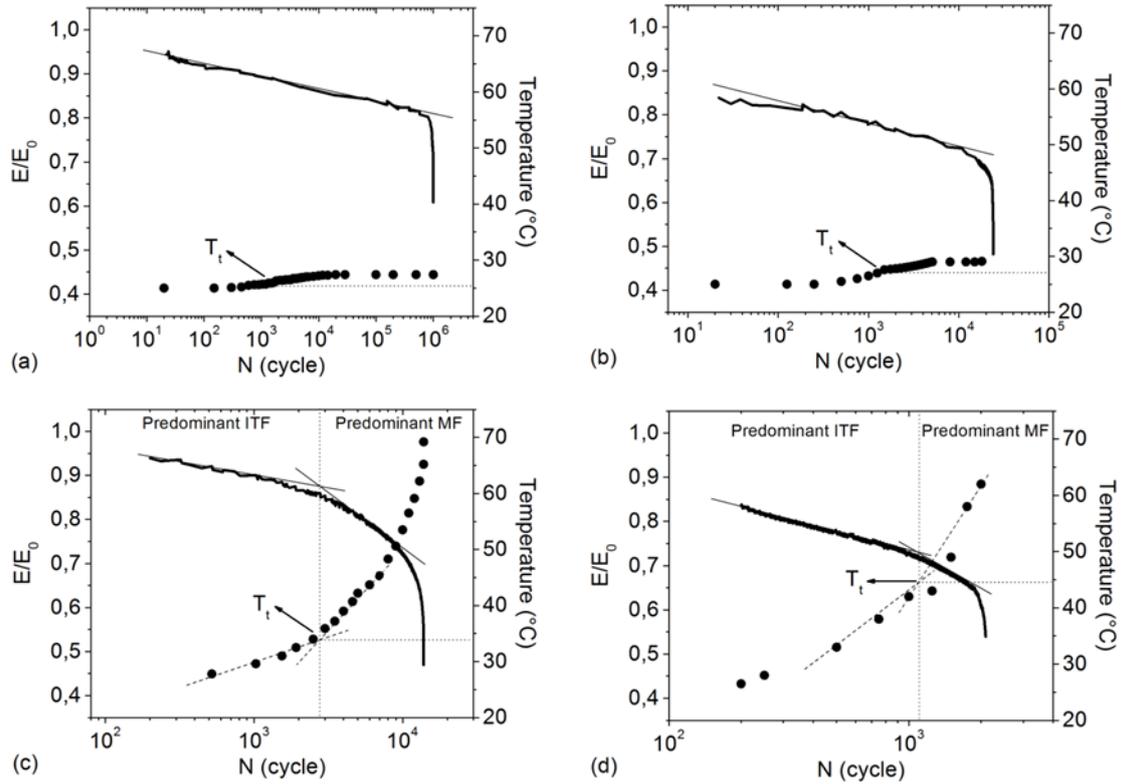


Figure 3-13: Courbes d'évolution de la rigidité et de la température du composite lors d'essais à différentes amplitudes et fréquences: (a) $f = 10 \text{ Hz}$, $\sigma_{norm} = 40\%$, (b) $f = 10 \text{ Hz}$, $\sigma_{norm} = 55\%$, (c) $f = 100 \text{ Hz}$, $\sigma_{norm} = 40\%$, (d) $f = 100 \text{ Hz}$, $\sigma_{norm} = 55\%$; [4][6].

3.1.3 Conclusion de la revue bibliographique

Si les SMC, classiques ou récemment développés, exhibent un comportement globalement quasi-fragile (déformation totale à rupture inférieure à 2%, endommagement critique inférieure à 0.3), ces différentes caractérisations de SMC sous chargements quasi-statiques et de traction-traction cycliques permettent d'identifier les deux principaux phénomènes responsables du comportement non-linéaire des composites considérés : l'endommagement et la rhéologie de la matrice en particulier sous l'effet de la température. Sous chargements quasi-statiques et cycliques à faibles fréquences, l'endommagement se traduit macroscopiquement par une réduction de la rigidité du matériau (observable du fait de la discontinuité du renfort) et l'apparition d'une faible déformation anélastique résiduelle. Pour les SMC-R25 et LD-SMC, on observe dans la configuration RO un comportement unilatéral entre traction et compression. La différence de comportement se traduit par un comportement plus fragile en compression.

Sous chargements quasi-statiques, comme les LD- et A-SMC l'illustrent, l'évolution de l'endommagement (en termes de cinétique et de niveau critique précédant la rupture) est fortement dépendante de l'orientation du renfort. Ainsi la cinétique la plus rapide est observée pour la configuration HO à 90° et la plus lente pour la même configuration à 0° (rapporter par rapport à la contrainte normalisée par la valeur de la contrainte UTS). On remarque que celle de la configuration

RO est entre les deux précédentes. En revanche, si l'on considère l'endommagement à rupture, il existe peu de différences entre le HO-90° et le RO : pour les deux SMC, l'endommagement macroscopique est de l'ordre de 0,24 avant rupture, ce qui n'est pas le cas pour la configuration à 0°.

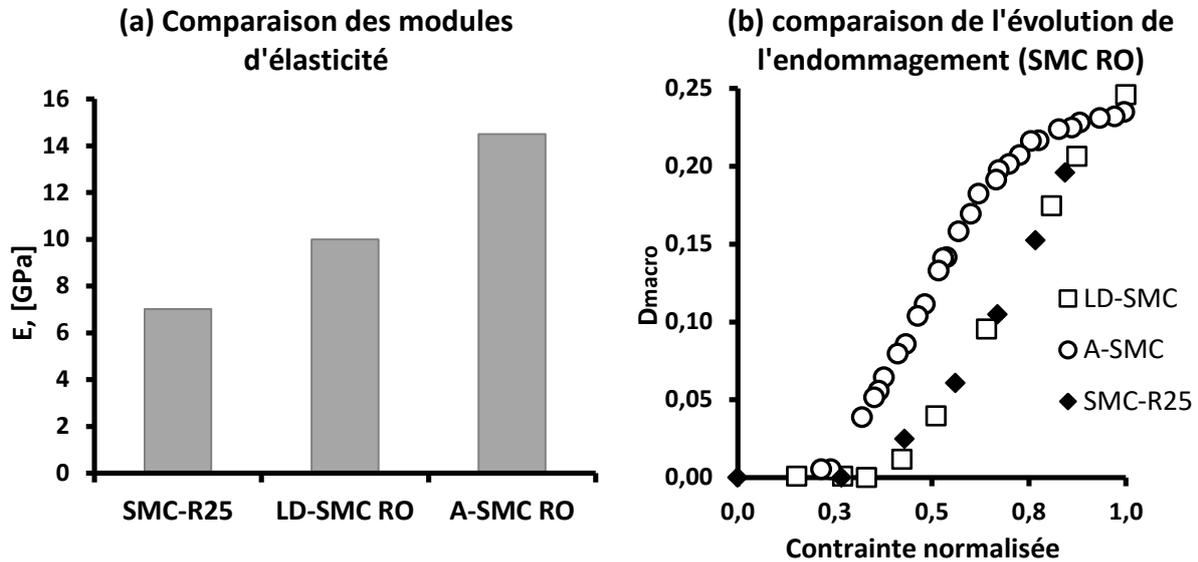


Figure 3-14: Comparaisons des SMC-R25, LD-SMC et A-SMC, en termes de module d'élasticité (a), et d'évolution de l'endommagement macroscopique (b).

En **Figure 3-14** la comparaison des SMC en traction quasi-statique nous montrent que doubler la quantité de mèches de fibres de verre revient à doubler le module d'élasticité, et que cela modifie la cinétique d'endommagement : celui-ci commence à une contrainte normalisée plus faible et évolue avec une pente plus faible. De façon surprenante, les cinétiques d'endommagement sont équivalentes entre le LD-SMC et le SMC-R25. Le seuil d'endommagement relatif plus faible du A-SMC pourrait s'expliquer par la différence de matrice. De plus, on observe un changement dans l'évolution de l'endommagement. D'un côté les SMC-R25 et LD-SMC présentent une évolution en deux phases : (i) initiation et (ii) accumulation. De l'autre celle du A-SMC est en trois phases : (i) initiation, (ii) accumulation, (iii) saturation. Ce changement n'est pas observé pour la configuration HO indépendamment de l'orientation concernée (0° ou 90°). Cette évolution pourrait s'expliquer par la conjonction d'une concentration élevée en fibres (50% en masse) et une distribution aléatoire dans le plan des mèches. Dans les trois cas considérés, l'endommagement à rupture reste inchangé. Du fait de l'augmentation de la fraction massique du renfort, les zones riches en matrice sont moins importantes, ce qui a un impact sur les mécanismes d'endommagement : la fissuration n'est plus le mécanisme principal, la rupture d'interface fibre/matrice et le pseudo-délaminage des mèches deviennent prépondérants. Cette évolution des mécanismes d'endommagement est traitée de façon plus approfondie dans le chapitre suivant.

Les travaux menés par Wang et Chim [7] mettent en évidence la dépendance de la réponse du SMC à la contrainte maximale appliquée. A faible amplitude, la dégradation de la rigidité est linéaire, elle suit une loi de puissance à grande amplitude. De leur côté, Shirinbayan *et al.* [4]-[6] retrouvent ce phénomène dans le A-SMC et mettent en évidence l'impact de la fréquence sur la réponse dans le plan σ -N. Dans les deux cas, la transition entre le comportement à faible et celui à haute amplitude s'effectue pour une contrainte appliquée entre 40 et 50 % de la résistance en traction. Comme pour l'effet de la contrainte appliquée, un effet de fréquence sur la réponse du A-SMC est observé. A haute fréquence de sollicitation la réponse évolue : le frottement des mèches dans la matrice et des lèvres des fissures non refermées induisent un auto-échauffement modifiant la cinétique d'endommagement. L'endommagement du matériau dépend alors de deux contributions : une mécanique et une thermique induite. La **Figure 3-12** couplée aux mesures de la **Figure 3-13** montre qu'il y a une forte influence de l'auto-échauffement sur la durée de vie par effet de couplage jusqu'à la transition ductile (ce qui précipite les choses), à faible amplitude les courbes de Wöhler obtenues à 10, 30 et 50 Hz sont équivalentes alors que celle obtenue à 100 Hz présente une durée de vie nettement inférieure. La transition entre ces deux régimes se situe entre 50 et 100 Hz pour ce composite.

En conclusion, les SMC présentent un comportement élastique quasi-fragile. Si le comportement initial est isotrope dans le plan de thermocompression, l'endommagement est quant à lui anisotrope [2]-[6]. De plus, comme montré par Shirinbayan *et al.* [4]-[6], son évolution est fortement dépendante de l'orientation du renfort : la comparaison des configurations RO et HO montrent que le fait de réorienter les renforts dans une direction privilégiée tend à rendre le matériau plus fragile dans cette direction et plus ductile dans la direction transverse. Sous sollicitations cycliques, les courbes S-N montrent une dépendance de l'amplitude et de la fréquence appliquée. Les effets de l'amplitude observés par Wang *et al.* [7] ainsi que Shirinbayan *et al.* [4]-[6]. Un effet similaire est observé en fonction de la fréquence dans le cas du A-SMC. A faible fréquence, l'essai peut être considéré isotherme et les durées de vies observées dues exclusivement à une fatigue mécanique sans effets de couplage. En revanche, à haute amplitude, un important auto-échauffement est observé et les durées de vies sont nettement plus faibles. Lorsque la température de la matrice polymère atteint la température de transition fragile-ductile, son comportement change brutalement ce qui mène à une ruine prématurée. Dans le cas du A-SMC le seuil est situé entre 50 et 100Hz.

3.1.4 Structure du chapitre

Comme pour les précédents SMC considérés, la caractérisation du comportement du composite étudié dans le présent travail en l'occurrence le composite AC-SMC comprend une campagne d'essais quasi-statiques et une campagne d'essais cycliques. L'analyse bibliographique ayant mis en évidence un comportement dissymétrique entre traction et compression ainsi qu'une contrainte maximale à la rupture plus élevée en compression, aucun essai de compression ne sera effectué sur le AC-SMC. En

revanche, la caractérisation du comportement mécanique sera focalisée sur l'influence de l'orientation du renfort sur la réponse mécanique. Pour se faire, et de façon analogue aux LD- et A-SMC, le matériau composite AC-SMC est produit sous deux configurations, respectivement RO et HO. Ces configurations sont présentées et définies dans le paragraphe suivant. La suite du chapitre est structurée de la façon suivante. Les deux configurations de production du matériau composite et les procédures expérimentales employés pour caractériser le comportement mécanique du AC-SMC sont décrites en deuxième partie. En troisième partie les résultats des campagnes expérimentales quasi-statiques sont présentés, discutés et comparés aux résultats publiés par Shirinbayan *et. al.* [4]-[6]. De la même façon, en quatrième partie les résultats des essais de fatigue en traction-traction sont à leur tour présentés, discutés et comparés à ceux obtenus par Shirinbayan *et. al.* [4]-[6]. En conclusion, les principales observations expérimentales sont résumées afin de mettre en évidence les caractéristiques du AC-SMC ainsi que les conséquences de la microstructure, et en particulier de l'orientation des renforts sur la réponse mécanique macroscopique.

3.2 Matériau et méthodes expérimentales

3.2.1 Un composite, deux configurations

Afin d'étudier les effets du procédé sur la microstructure ainsi que les conséquences de cette microstructure sur les performances du composite, le composite AC-SMC considéré dans nos travaux est produit en deux configurations : l'une obtenue avec un très faible écoulement (moule chargé à 97%) sans direction privilégiée lors de la thermocompression nommée Randomly Oriented (RO), l'autre obtenue avec un écoulement massif (moule chargé à 32,3%) dans une direction privilégiée dénommée Highly Oriented (HO). Dans les deux configurations, les flancs sont découpés dans les mêmes draps de matière crue, avec la même quantité de renfort et orientés de la même façon dans le moule. Lors de la fabrication des draps, la direction de mise en forme est repérée et correspond à l'angle de 0°. Entre les deux configurations (respectivement RO et HO), seul le plan de chargement du moule change (le moule est chargé à respectivement 97% et 32,3% pour les deux configurations. Dans le cas RO, afin de conserver la microstructure initiale des draps supposée isotrope, deux draps d'égales dimensions sont empilés de façon centrée dans le moule et en couvrent 97% (**Figure 3-15 (a)**). En revanche, dans le cas HO, afin de modifier la distribution d'orientation initiale du renfort, le moule est garni de six flancs d'égales dimensions empilés en appui d'une des parois du moule et couvrant 32,3% de ce dernier (**Figure 3-15 (b)**). Ce plan de chargement engendre, lors de la thermocompression, un écoulement de matière dans une direction privilégiée, notée dans la suite du manuscrit MMFD (Material Main Flow Direction).

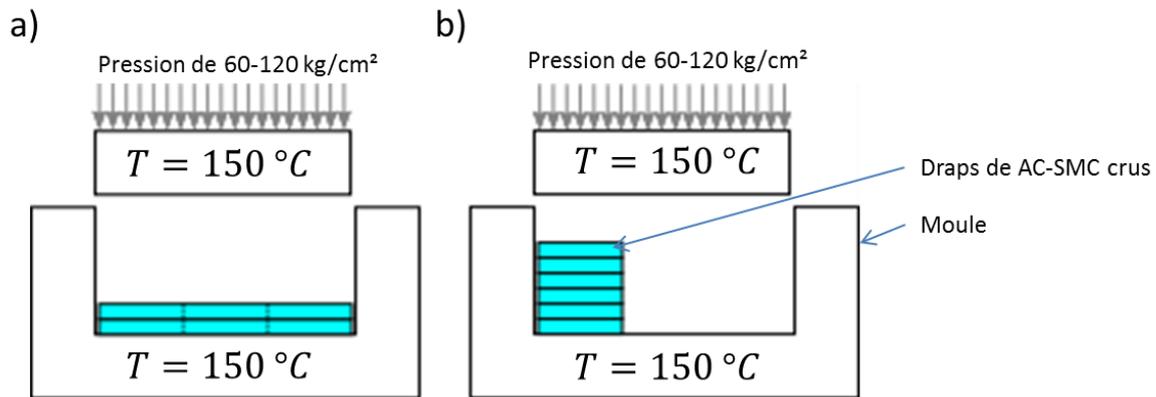
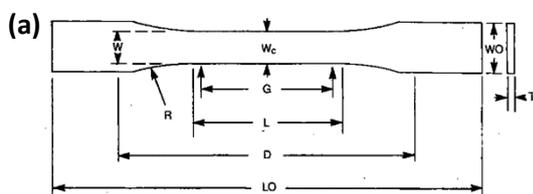


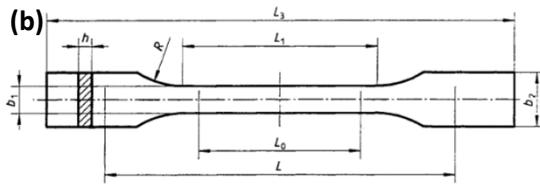
Figure 3-15 : Schéma du remplissage des moules, a) dans le cas du AC-SMC RO, b) dans le cas AC-SMC HO.

3.2.2 Géométrie des éprouvettes

De nombreuses études ont mis en évidence la présence d'un effet de taille lors de l'évaluation des propriétés mécaniques de matériaux composites que ce soit en traction, compression ou flexion [8] [9]. Les essais de traction et compression réalisés par *Quian et al* [10] et *Feraboli et al.* [9] soulignent qu'augmenter relativement la largeur des éprouvettes par rapport à la longueur des fibres a deux principaux effets. Une augmentation de largeur pour une longueur de mèches constante se traduit par (i) une augmentation du module d'élasticité et (ii) une réduction de la résistance maximale en traction. Ceci est dû, dans le cas du module d'élasticité, au fait que cette propriété dépend de la représentativité du volume de matière observé. En revanche, pour la résistance en traction, celle-ci dépend de la densité de défauts critiques : plus la section est importante plus la probabilité de rencontrer l'un de ces défauts est grande. En outre, ces auteurs observent une diminution du coefficient de variation associé à chacune des propriétés évaluées. Ces observations mettent en évidence que l'effet de taille dépend, dans le cas de composite à renfort discontinu réparti aléatoirement, de la longueur caractéristique du renfort aussi bien que du volume testé [8].



Dimensions	T < 7 mm
W largeur de la ZoI	13 mm
L longueur de la ZoI	57 mm
WO largeur globale	19 mm
LO longueur globale	165 mm
G longueur utile d'extensométrie	50 mm
D distance entre les mors	115 mm
Rayon d'épaulement	76 mm
α_K coefficient de concentration de contrainte (xvii)	1.02


Dimensions $2 \leq h \leq 10 \text{ mm}$
 L_3 longueur globale $\geq 150 \text{ mm}$
 L_1 longueur de la ZOI 60 ± 0.5
 L_0 longueur utile d'extensométrie 50 ± 0.5
 L longueur entre mors 115 ± 0.5
 b_1 largeur de la ZOI 10 ± 0.5
 b_2 largeur globale 20 ± 0.5
 R rayon du congés ≥ 60
 α_K coefficient de concentration de contrainte 1.02

(xvii)

Figure 3-16: Schémas et dimensions des éprouvettes recommandés par les normes (a) ASTM D638 et (b) ISO 527.

Les normes ISO-527 et ASTM D638 (**Figure 3-15(a) et (b)**) stipulent que, pour une épaisseur d'échantillon respectivement inférieure à 10 et 7 mm, une largeur de la zone d'observation (ZOI) de 10 et 13 mm. Lors de l'analyse bibliographique, les différentes éprouvettes employées ne respectent pas toujours ces normes [2][7] et [15]. Dans chacun des cas les mèches sont de 25,4 mm ce qui se traduit par des zones d'observations de très grandes dimensions lorsque l'on cherche à définir un volume élémentaire représentatif. Si l'on considère les travaux de Dano *et. al.*[2], Wang et Chim [7] et Hour et Sehitoglu [15] (**Figure 3-17**) les auteurs ont choisis une zone d'observation plus grande que celles proposées dans les deux normes et un rayon d'épaulement n'appartenant ni à l'une ni à l'autre. Les dimensions de ces éprouvettes sont un compromis entre la quantité de matière, une volonté de minimiser les effets de taille et les capacités mécaniques de la majorité des bancs présents dans les laboratoires.

Le composite AC-SMC étant renforcé lui aussi de mèches de fibres de carbone d'une longueur de 25,4 mm, les éprouvettes recommandées par ces normes sont inadaptées. Les plans d'éprouvette sont réévalués afin d'obtenir les valeurs les plus significatives et de minimiser la variabilité des résultats obtenus. Pour se faire, trois points sont pris en compte. Tout d'abord, la largeur et la longueur de la zone utile (ZOI) des éprouvettes sont fixées à 1,2 fois la longueur des mèches (soit 30 mm) pour la largeur, et le double (soit 60 mm) pour la longueur. Ensuite pour limiter le risque de rupture dans les mors, la largeur de la partie d'amarrage (talon) et la valeur du rayon de raccordement sont eux aussi revus de façon à augmenter les contraintes dans la ZOI. Il est possible de calculer le coefficient de concentration de contrainte α_K de la façon suivante pour les éprouvettes prélevées dans des plaques :

$$\left\{ \begin{array}{l} \sigma_{Zoi} = \alpha_K * \sigma_{talon} \\ \alpha_K = 1 + \frac{1}{\sqrt{0.6 \frac{R}{(b_0 - b_1)} + 1.5 \frac{(1 + b_1/2 * R)^2}{(b_1/2 * R)^3}}} \end{array} \right. \quad \text{(xvii)}$$

Avec R le rayon de raccordement, b_0 la largeur du talon et b_1 la largeur de la zone utile. Si les deux normes ne proposent qu'une concentration de contrainte limitée avec un coefficient de 1,02 (**Figure 3-16 (a) et (b)**), cette recommandation n'est suivie dans aucune des publications [2], [7], [15] (**Figure 3-17**), les valeurs du coefficient sont comprises entre 1,09 [7] et 1,28 [15]. Dans le cas du AC-SMC, le coefficient de concentration de contrainte choisi est de 1,33. A partir de ces considérations, les éprouvettes employés lors de la caractérisation du comportement mécanique du AC-SMC ont les dimensions mentionnées en **Figure 3-17** et **Figure 3-18**.

Dimensions en mm.	Wang et Chim [7]	Hour et Sehitoglu [15]	Mir et Dano [2]	Eprouvette de l'étude
L_0	254	104,4	200	212
L_1	152,4	54,4	100	92
L_2	76,2	38	60	60
b_0	50,8	25	24	50
b_1	38,1	19	18	30
R	71,2	12,7	25,4	17,9
α_K	1,09	1,28	1,12	1,33

Figure 3-17: Dimensions des éprouvettes employées par Wang et Chim, Hour et Sehitoglu, Mir et Dano ainsi que dans le cadre de ces travaux de recherches.

Les éprouvettes utilisées lors des différentes campagnes expérimentales sont découpées selon le plan présenté en **Figure 3-18** au jet d'eau. Cette technologie de découpe offre les avantages suivants : le procédé n'induit aucun délaminage du renfort ni d'endommagement thermique, les coupes sont effectuées en un seul passage sans besoin de finition ni émission de poussière.

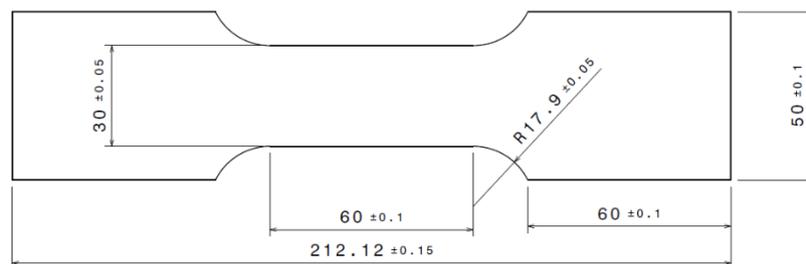


Figure 3-18: Géométrie haltère de l'éprouvette adoptée pour les essais de caractérisation du composite AC-SMC.

3.2.3 Procédures expérimentales

Afin de caractériser le comportement mécanique, les effets induits par le procédé de thermocompression et l'évolution de l'endommagement de ces deux configurations de production du

même matériau composite, trois orientations de découpes des éprouvettes sont considérées (MMFD-0°, 45°, 90°) comme illustré en **Figure 3-19**. Les essais sont systématiquement effectués à température ambiante et sous une humidité relative ambiante.

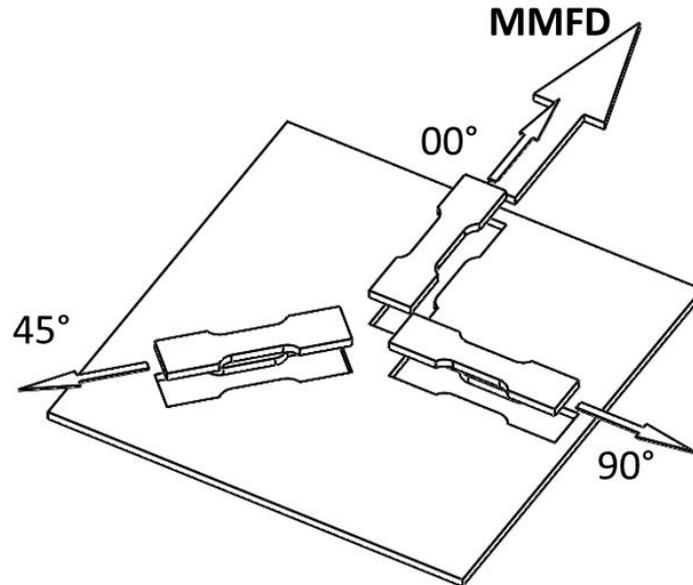


Figure 3-19: Schéma représentant les différents angles de découpes des éprouvettes du AC-SMC par rapport au MMFD.

Les essais quasi-statiques sont effectués avec une vitesse de déformation $\dot{\epsilon} = 10^{-3} s^{-1}$ sur une machine d'essai mécanique universelle Zwick pilotée sous le logiciel TestXpert II. La charge mécanique est mesurée avec une cellule d'effort d'une capacité de 50kN et d'une précision de 0,5% de la pleine échelle. Les déplacements sont mesurés par la technique de corrélation d'images dont les traitements sont effectués à l'aide du logiciel VIC 2D à partir d'images acquises avec une caméra CCD. Afin de caractériser l'endommagement, la campagne expérimentale est menée en deux temps. Tout d'abord, des essais de traction monotone jusqu'à rupture pilotés en déformations sont effectués sur la configuration HO dans la MMFD et à 90°. Ensuite, des essais avec de traction avec décharges sont réalisés, la montée en charge est pilotée en déformation, jusqu'à un niveau de contrainte donné. L'éprouvette est ensuite déchargée de façon élastique à la même vitesse jusqu'à une contrainte de 0,33 MPa afin d'éviter la compression lors de la décharge. Ce processus de charge-décharge est répété en augmentant de façon incrémentale le niveau de contrainte (avec un pas de 20 MPa) auquel la décharge est effectuée comme présenté en **Figure 3-20**. Pour chaque orientation considérée, cinq éprouvettes sont testées.

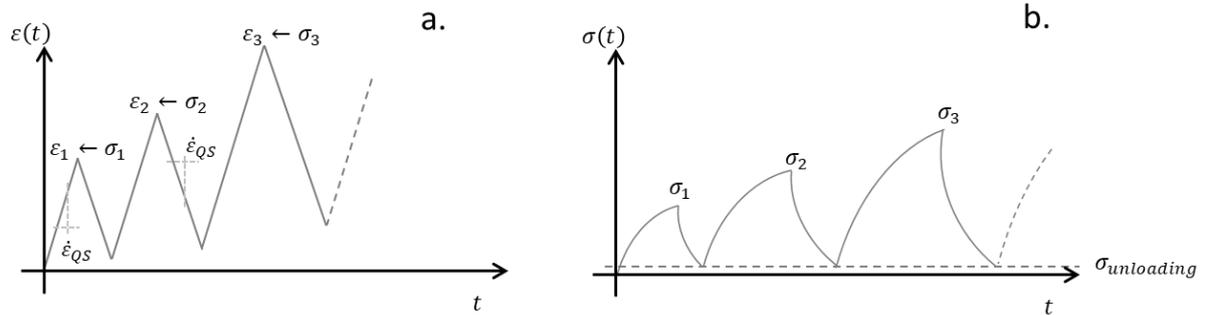


Figure 3-20: Schéma de la loi chargement de traction quasi-statique avec décharge élastique incrémental pilotée en déformation : dans le plan (t, ε) (a.) et dans le plan (t, σ) (b.).

Les essais de fatigue en traction-traction sont effectués à une fréquence de $f = 10 \text{ Hz}$ avec un rapport de sollicitation $R_\sigma = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}}$ de 0,1 et sous chargement sinusoïdal en contrainte sur une machine servo-hydraulique Instron (**Figure 3-21**). La contrainte est recalculée à partir des mesures d'une cellule d'effort en fatigue de $\pm 100 \text{ kN}$ avec une précision de $\pm 0,5\%$ de la pleine échelle. L'évolution de la température de l'échantillon est suivie avec une caméra Infra-rouge (IR). La déformation est obtenue à partir des données de déplacement obtenues par le LVDT du vérin hydraulique (évolution des hystérèses) et par corrélation d'images des déformations locales comme pour les essais quasi-statiques. Dans le cas de la configuration AC-SMC RO, les trois différentes orientations par rapport à la MMFD sont testées, alors que dans le cas HO le matériau est seulement testé selon la MMFD et à 90° . Pour chacune de ces orientations, quatre paliers de chargement sont considérés. Enfin, pour analyser les effets du rapport de chargement, quelques paliers de charge sont répétés sur la configuration RO avec un ratio R_σ de 0,4.

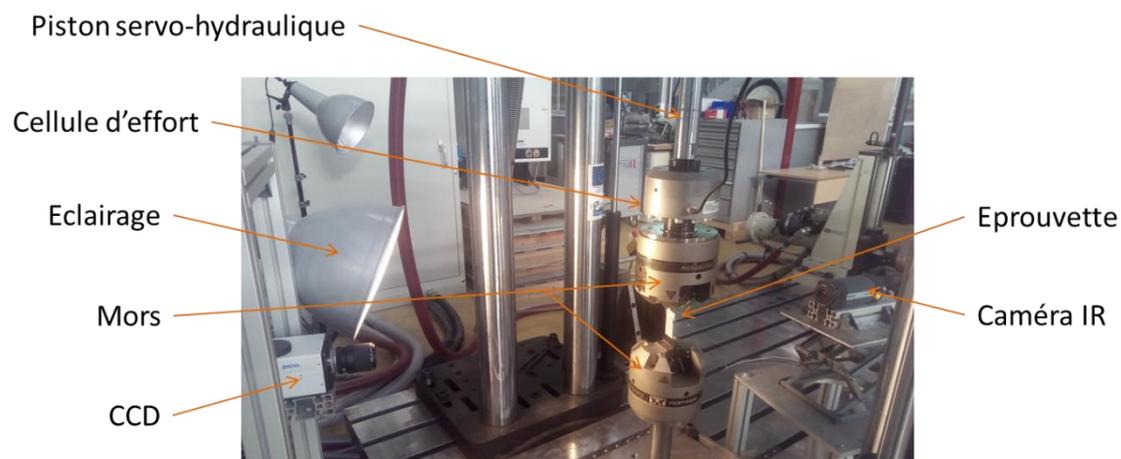


Figure 3-21: Banc d'essais de fatigue avec les moyens de mesure utilisés dans cette étude.

La dégradation du module d'élasticité est évaluée expérimentalement à des cycles définis lors de décharge élastique comme le proposent Brunbauer et Pinter dans leurs travaux [11], [12]. La règle de détermination de la perte de module en fatigue est présentée en **Figure 3-22**. Pour chaque

combinaison de configuration, d'orientation, et de rapport de chargement considérée, cinq à neuf éprouvettes sont testées.

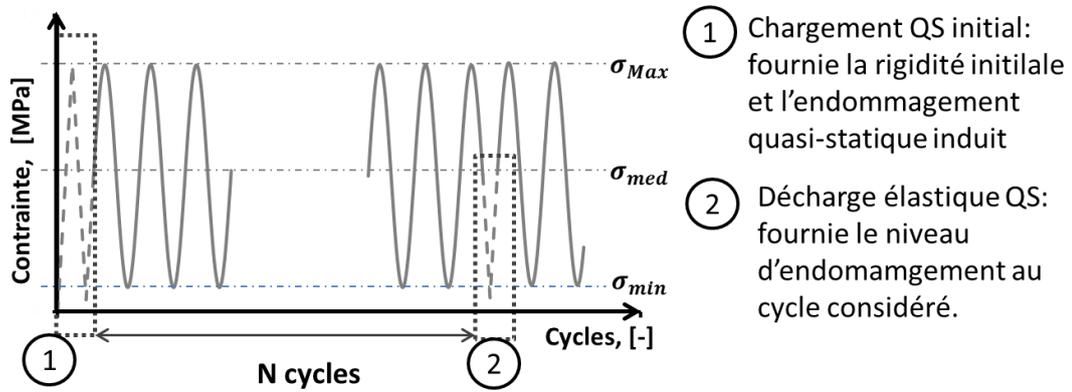


Figure 3-22: Schéma de consigne appliquée lors des essais de traction-traction en fatigue.

3.3 Comportement mécanique sous chargement quasi-statique

Le principal objectif de cette section est d'analyser les effets de l'anisotropie induite par le processus de fabrication sur la réponse mécanique du composite AC-SMC. Les résultats obtenus lors de cette première campagne expérimentale sont confrontés, après discussion, à ceux publiés par M. Shirinbayan *et. al.* [3][6] à partir de leurs travaux sur un matériau composite A-SMC produit dans les mêmes conditions et dont seul la nature et la forme des éléments renfort diffèrent : mèches de fibres de verre, nombre de filament par mèche, fraction massique de fibre de verre, charges minérales.

3.3.1 Bornes du AC-SMC en traction quasi-statiques

3.3.1.1 Propriétés mécaniques

Les courbes contraintes-déformations du AC-SMC HO obtenues pour les éprouvettes à 0° et 90° sont respectivement présentées en **Figure 3-23** et **Figure 3-24**. Deux évolutions différentes, en fonction de l'orientation de sollicitation, sont observées. Dans la direction du MMFD le comportement en termes contraintes et déformations est linéaire jusqu'à rupture avec une déformation maximale inférieure à 1% ($\varepsilon_{rupt}(0^\circ)_{avg} = 0,69\% > \varepsilon_{rupt}(90^\circ)_{avg} = 0,45\%$). A 90° , la réponse présente deux régimes : tout d'abord linéaire puis la réponse devient non linéaire.

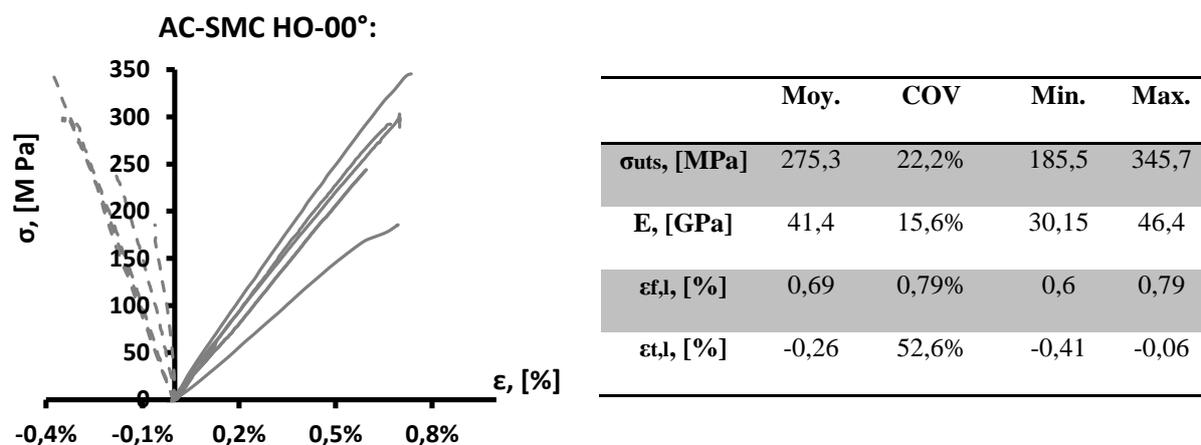


Figure 3-23: Résultats des essais de traction continue jusqu'à rupture du AC-SMC HO-00° et des propriétés mécaniques évaluées expérimentalement exprimées en termes de moyenne, de dispersion, et dont les bornes sont données.

Dans la direction du MMFD (**Figure 3-23**), le module d'élasticité en traction est évalué à 41,4 GPa quand la résistance maximale en traction est de 275 MPa. Dans la direction transverse (figure 24), le module d'élasticité moyen est évalué à 16,7 GPa avec une contrainte maximale à la rupture de 54,5 MPa. On observe entre ces deux directions des ratios de modules d'élasticité et de contrainte maximale à la rupture respectivement de 2,5 et 5.

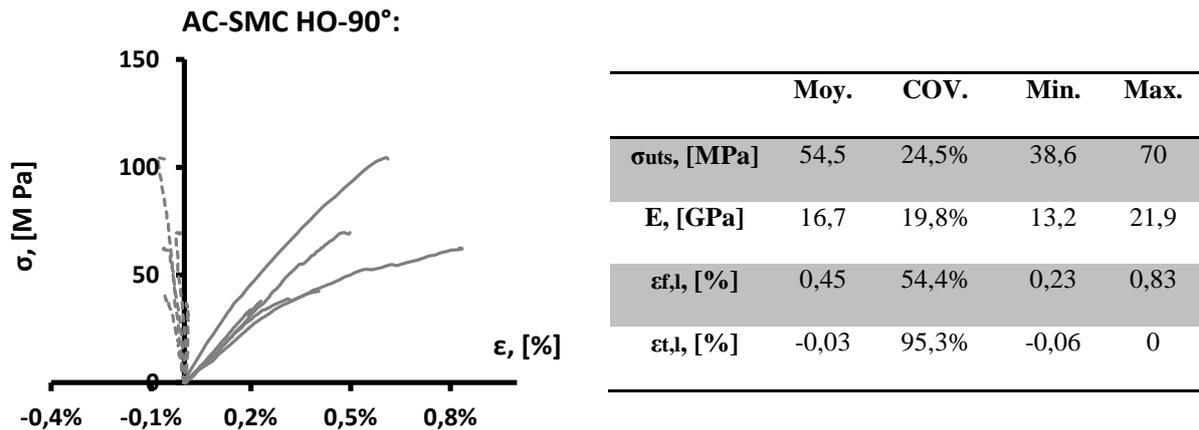


Figure 3-24: Résultats des essais de traction continue jusqu'à rupture du AC-SMC HO-90° et des propriétés mécaniques évaluées expérimentalement exprimées en termes de moyenne, de dispersion, et dont les bornes sont données.

3.3.1.2 Variabilité des réponses

Un autre résultat notable lors de ces essais est la variabilité des réponses. Pour chacune des grandeurs considérées, la dispersion associée est évaluée par le coefficient de variation (COV) $COV. = \frac{\text{écart type}}{\text{moyenne}}$ donnée en pourcent (Figure 3-23 et Figure 3-24). On observe que celle-ci est plus importante pour la contrainte maximale (22,2% et 24,5% pour respectivement l'orientations 0° et 90°). On constate également que pour la dispersion sur le module d'élasticité (15,6% et 19,8% pour respectivement 0° et 90°) pour les deux orientations, est légèrement plus importante dans l'ensemble à 90° qu'à 0° (22,2% < 24,5% et 15,6% < 19,8%). Cette dispersion est supérieure à celles observées dans les différents travaux ayant étudiés les SMC à renforts à base de fibres de verre [2][13][14]. Elle représente une difficulté supplémentaire pour établir des propriétés mécaniques pouvant être représentatives du comportement moyen du AC-SMC.

3.3.1.3 Synthèse

L'anisotropie du comportement observée dans la configuration HO, induite par le processus de mise en forme est clairement visible comme les rapports de modules et de contraintes maximales le soulignent. La réponse dans le plan contrainte-déformation des deux orientations considérées est élastique fragile à 0° et quasi-fragile à 90°, comme les déformations à la rupture et la forme des réponses le soulignent. La dispersion observée des résultats peut s'expliquer par la nature globalement fragile du composite et du faible taux de chargement. Enfin, les bornes des réponses contrainte-déformation sont établies : les réponses de la configuration RO sont attendues entre (0,83%; 38,6 MPa) et (0,79%; 345 MPa).

3.3.2 Comportement du AC-SMC en traction quasi-statique avec décharge incrémentale

3.3.2.1 Réponse macroscopique

3.3.2.1.1 Effets de l'orientation du chargement par rapport à la MMFD

Les résultats des essais de traction en termes de termes de contraintes et déformations pour chacune des deux configurations du AC-SMC en fonction des angles de sollicitation sont présentés dans les **Figure 3-25** à **Figure 3-30**. Comme pour les essais de traction monotone jusqu'à rupture, après défaillance (chute de la contrainte supérieure à 60%) les spécimens restent d'une seule pièce même si des fissures sont clairement visibles à la surface du matériau. Ce phénomène est cohérent avec les observations faites par Dano *et. al* [2].

3.3.2.1.1.1 Configuration RO

La réponse de la configuration RO en fonction de la direction de chargement est présentée dans les **Figure 3-25** à **Figure 3-27**.

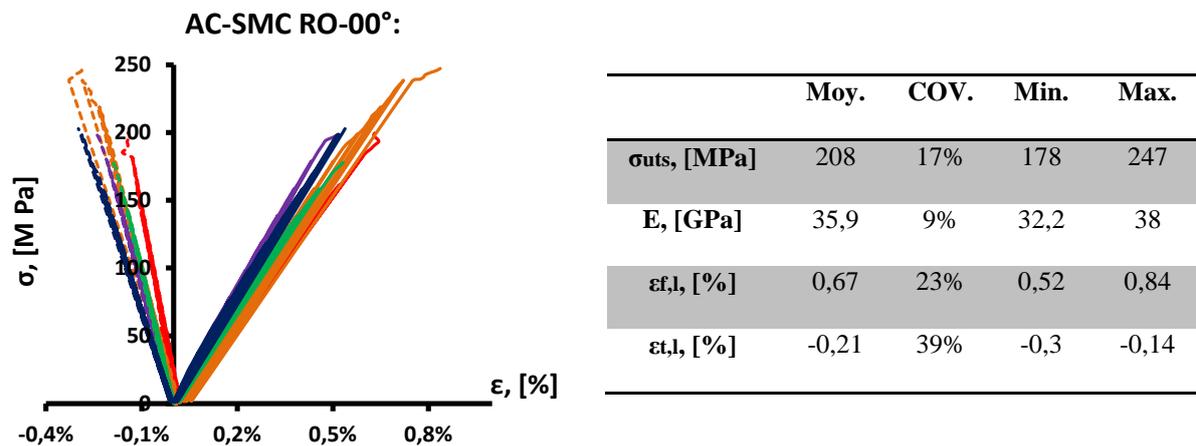


Figure 3-25: Propriétés mécaniques du AC-SMC RO sollicité dans la MMFD et réponses dans le plan ($\sigma - \epsilon$).

La **Figure 3-25** présente les résultats de traction uniaxiale pour un angle de 0° , et l'on observe que les éprouvettes sollicitées dans la direction MMFD se comportent de façon quasi-fragile : module d'élasticité et une contrainte maximale élevée, une perte de linéarité limitée, une déformation à la rupture inférieure à 1% et quasi aucune déformation permanente lors des décharges élastiques.

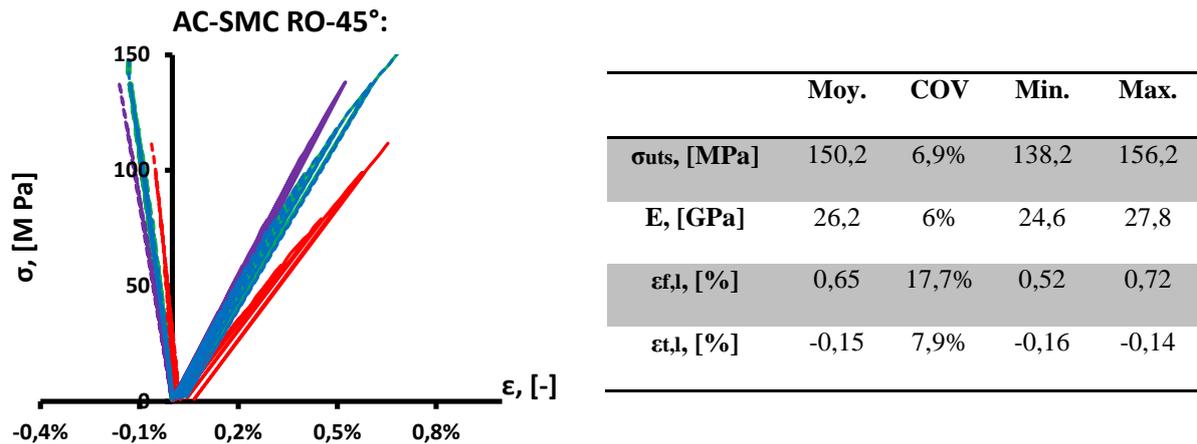


Figure 3-26: Courbes de traction du AC-SMC RO sollicité à 45° et tableau des propriétés mécaniques évaluées expérimentalement.

De la même façon, le comportement macroscopique du AC-SMC RO testé à 45° par rapport à la MMFD est présenté en Figure 3-26. Dans cette direction, le matériau présente une ductilité légèrement plus importante (augmentation de 70% des déformations anélastiques avant rupture par rapport à la réponse du matériau dans la direction MMFD). En outre on observe une réduction à la fois de la valeur moyenne de contrainte maximale à la rupture de 28% et du module d'élasticité moyen de 40% par rapport à la réponse dans la direction MMFD (respectivement 150,2 et 208 MPa, ainsi que 26,2 et 35,9 GPa). La déformation à la rupture reste quant à elle quasi inchangée ($\epsilon_{rupt}(0^\circ)_{avg} = 0,67\% \cong \epsilon_{rupt}(45^\circ)_{avg} = 0,69\%$).

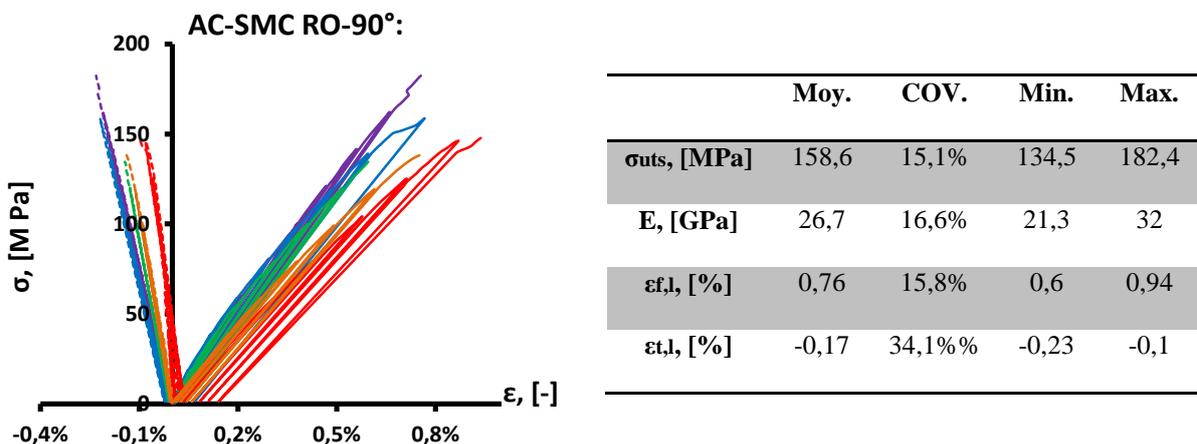


Figure 3-27: Propriétés mécaniques et courbes de traction du AC-SMC RO testé à 90° par rapport à la MMFD.

Pour finir, les résultats du AC-SMC RO à 90° sont présentés en Figure 3-27. Dans cette direction, le composite présente une ductilité plus prononcée qu'à 45°, laquelle correspond à une augmentation de la déformation à rupture de 13% et à une diminution de la contrainte maximale à rupture de 28% par rapport aux essais réalisés dans la direction MMFD. De plus, on observe que les déformations

anélastiques permanentes sont deux fois plus importantes que celles observées sur l'éprouvette sollicitée à 45°, quand les modules d'élasticité restent eux équivalents.

Compte tenu du plan de chargement du moule lors de la thermocompression, la réponse contrainte-déformation attendue est isotrope, ce qui implique que les réponses devraient être indépendantes de la direction de chargement. Cependant, les résultats expérimentaux (Figures 25 à 27) mettent en évidence un comportement global affecté par l'orientation, tout particulièrement au regard des parties non linéaires du comportement. Le comportement macroscopique anisotrope du AC-SMC RO est causé en partie par les phases du procédé de la thermocompression des plaques et/ou lors de la fabrication des draps. Comme il a été considéré (i) que le mode de remplissage RO, aucun écoulement de matière dans une direction privilégiée a lieu pendant le moulage, et que (ii) la direction d'enroulement des draps correspond à la MMFD (00°), cette anisotropie dans le plan pourrait être attribuée à une légère orientation privilégiée de la répartition conférée au renfort lors de fabrication des draps, notamment lors du calandrage.

3.3.2.1.2 Configuration HO

Les essais de traction monotone jusqu'à rupture ont montré que le matériau composite dans sa configuration HO présente un comportement fortement anisotrope dans le plan. Ce comportement était voulu par le fabricant qui a conçu un mode de remplissage du moule spécifique. Les résultats sont présentés de façon analogue à ceux obtenus pour la configuration RO.

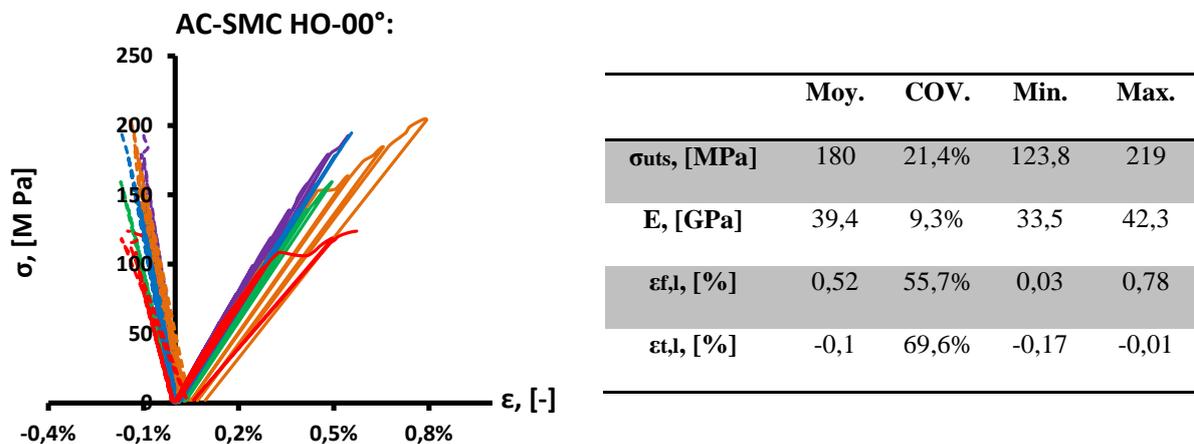


Figure 3-28: Résultats des essais de traction de la configuration HO dans la MMFD du AC-SMC et calcul des propriétés mécaniques.

Pour les essais réalisés suivant la MMFD, la réponse de la configuration HO est représentée en **Figure 3-28**. Le comportement macroscopique observé est élastique fragile avec un module d'élasticité, supérieur à celui du AC-SMC RO 0° (39,4 contre 35,9 GPa). En outre on observe une chute de la contrainte maximale à la rupture, que ce soit par rapport à celle observée pour le RO 0° ($\sigma_{uts}^{avec\ décharges}(RO - 0^\circ) = 208\text{ MPa}$; $\sigma_{uts}^{avec\ décharges}(HO - 0^\circ) = 180\text{ MPa}$) mais aussi par

rapport aux essais de traction continues effectués précédemment ($\sigma_{uts}^{monotone}(HO - 0^\circ) = 275,3 \text{ MPa}$; $\sigma_{uts}^{avec\ décharges}(HO - 0^\circ) = 180 \text{ MPa}$). Dans le premier cas cela peut s'expliquer par une plus grande sensibilité de la microstructure de la configuration HO aux défauts. En revanche, dans le second, deux hypothèses sont envisagées : (i) la variabilité du matériau est supérieure à celle observée lors des premiers essais de traction, (ii) les essais de traction avec décharges incrémentales introduisent un effet cyclique modifiant la réponse du matériau. Le AC-SMC HO à 90° ne présentant pas cette particularité, la seconde hypothèse est donc rejetée.

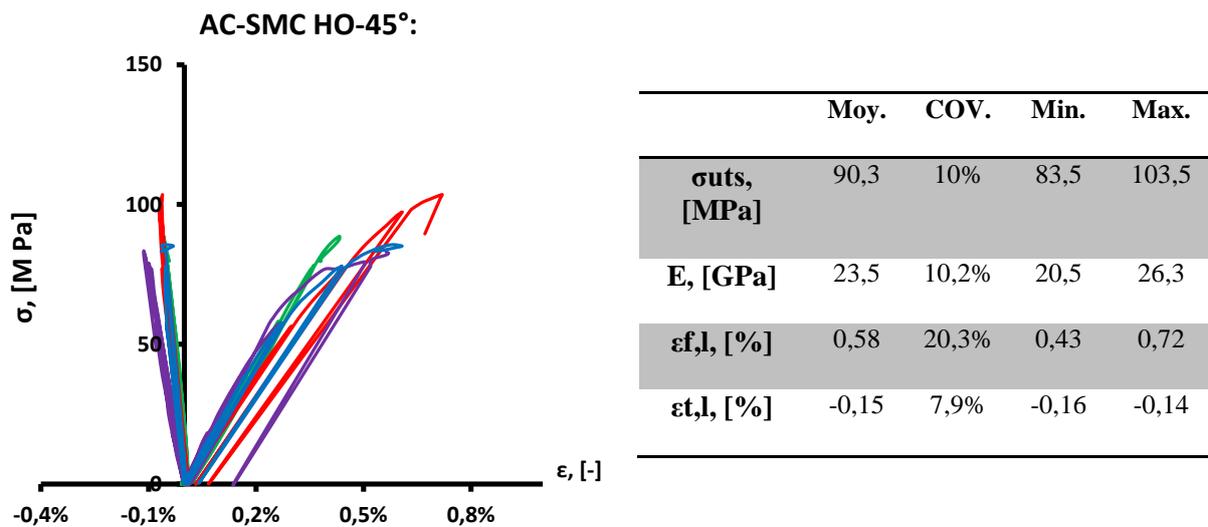


Figure 3-29: Résultats des essais de traction (courbes dans le plan $(\sigma - \epsilon)$ et propriétés mécaniques) du AC-SMC HO sollicité à 45° .

De la même façon que pour la configuration RO, lorsque la sollicitation forme un angle de 45° avec la MMFD, la réponse devient plus ductile, la partie non linéaire de la courbe plus prononcée et les valeurs des propriétés mécaniques mesurées diminuent (**Figure 3-29**). Plus particulièrement, la contrainte maximale chute de 57% tandis que le module d'élasticité diminue lui de 35%.

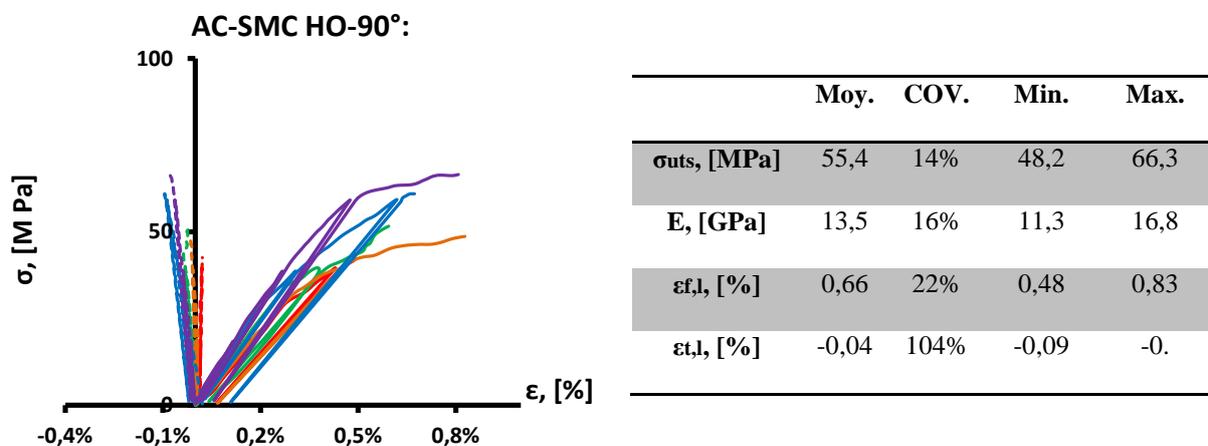


Figure 3-30: Propriétés mécaniques du AC-SMC HO à 90° et courbes de traction.

Enfin, les résultats à 90° sont présentés en (**Figure 3-30**). On observe la même tendance que lors des essais de traction monotone jusqu'à rupture, ou la réponse semble être principalement influencée par le comportement de la matrice. La contrainte maximale à rupture estimée est de l'ordre de 55,4 MPa. Cette valeur moyenne est équivalente pour les deux types d'essais tandis que la dispersion diminue (de 24% à 14%). La comparaison des déformations entre ces deux essais illustre le même phénomène de diminution de la dispersion des résultats (de 54% à 22%) et une augmentation de la déformation à rupture moyenne lors des essais avec décharges élastiques. Parmi les deux hypothèses formulées lors de l'analyse des résultats du HO- 0° en chargement monotone, il apparaît que la variabilité intrinsèque du matériau soit la principale responsable, même si un effet des décharges élastiques ne peut totalement être écarté.

Le AC-SMC HO montre un comportement anisotrope plus prononcé que la configuration RO, lié à la microstructure induite par le processus de thermocompression.

3.3.2.1.3 Synthèses des observations

Les valeurs des propriétés mesurées lors de chaque essais (traction continue à rupture et traction avec décharges incrémentale) sont synthétisées en **Figure 3-31 (a) et (b)** et normalisées par rapport aux valeurs moyennes établies pour le AC-SMC RO à 0° .

La comparaison des modules d'élasticités normalisés par rapport aux configurations et aux orientations présentées en **Figure 3-31 (a)** soulignent les points suivants. La différence de valeur entre le HO et le RO dans la MMFD n'est pas suffisamment significative, du fait de la variabilité des réponses, pour qu'un effet de configuration soit observable. Ces conclusions sont identiques pour ce qui concerne les modules normalisés à 45° et 90° pour la configuration RO. Par contre, entre ces deux orientations, pour la configuration HO, une différence est clairement observable que ce soit en termes de module d'élasticité ou de contrainte à rupture.

De façon analogue, les résistances mécaniques moyennes en traction normalisées par rapport à celle du AC-SMC RO à 0° sont présentées en **Figure 3-31 (b)**. La comparaison des configurations RO et HO à 0° ne permettent pas de faire ressortir une tendance globale, en effet si la résistance mécanique moyenne est supérieure pour la configuration HO, il en va de même de la dispersion des résultats.

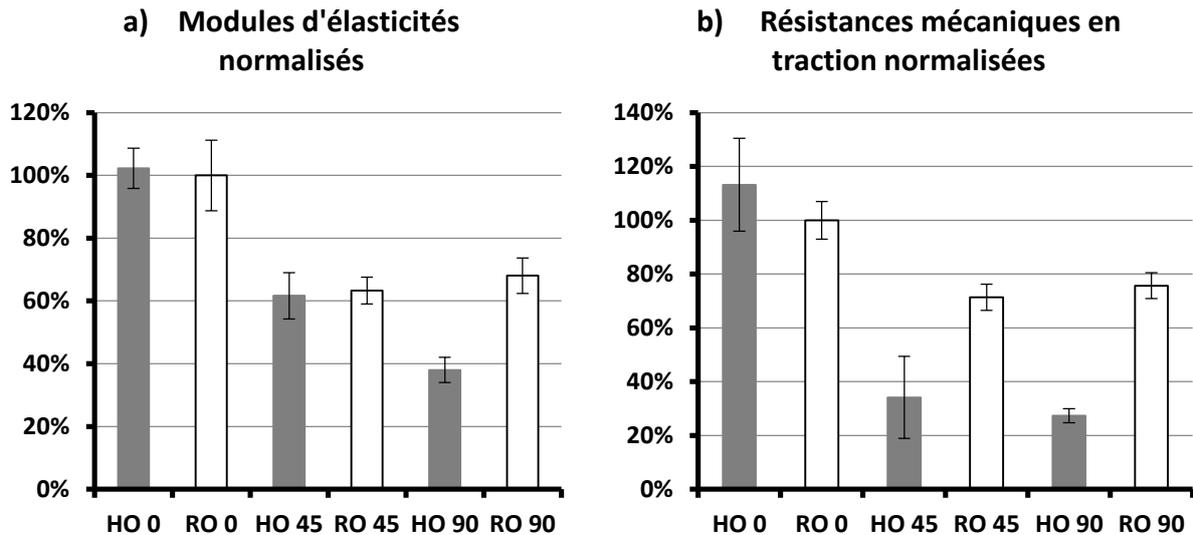


Figure 3-31 : Synthèses des propriétés mécaniques mesurées avec leurs extrema normalisés par rapport à celle du AC-SMC RO à 0°, (a) Module d'élasticité normalisé, (b) contrainte maximale à la rupture normalisée.

3.3.2.2 Evolution de l'endommagement

Tout au long des essais quasi-statiques de charges-décharges incrémentales, l'évolution de la rigidité est suivie jusqu'à la ruine (chute de la contrainte appliquée supérieure à 60%) des échantillons. Cette évolution est présentée en **Figure 3-32 (a) et (b)** pour chaque configuration du composite AC-SMC en fonction de l'orientation des essais. Afin d'en augmenter la lisibilité, les évolutions sont normalisées par rapport aux modules d'élasticité initiale propre de chaque orientation.

Pour la configuration HO, suivant la MMFD, il est observé que tout au long des essais la rigidité demeure constante. Ceci indique que l'endommagement induit conduisant à la rupture, s'il y en a, se développe de telle façon qu'il n'affecte pas le module d'élasticité dans la direction de la MMFD. Au fur et à mesure que l'angle de sollicitation s'écarte de cette direction, la dégradation de la rigidité avant rupture devient importante, atteignant une valeur limite de basse de 65% pour les spécimens à 90°. Ces observations confortent le constat suivant : la configuration HO se comporte comme un composite unidirectionnel du fait de l'orientation privilégiée des mèches à 0.

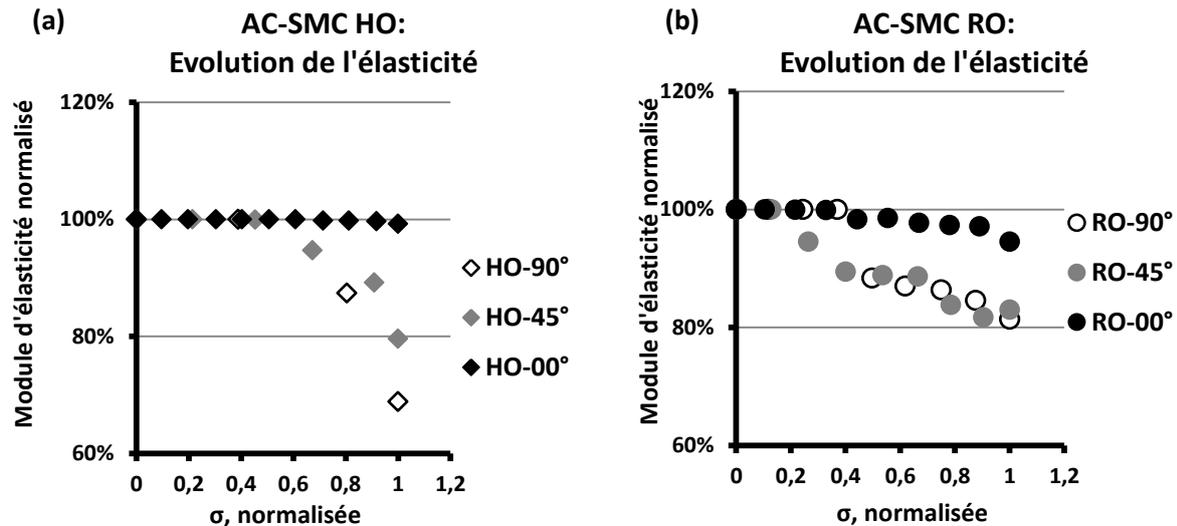


Figure 3-32: Evolution de la rigidité en fonction des orientations pour (a) la configuration HO et (b) la configuration RO.

Pour ce qui est de la configuration AC-SMC RO, bien qu'une tendance similaire soit observée, c'est-à-dire que l'évolution de la dégradation augmente avec l'angle de chargement, l'étendue de cette dégradation est limitée à 6% dans la MMFD et jusqu'à 17% pour les essais à 90°. Comme discuté dans la section précédente, ces résultats ne correspondent pas au comportement attendu d'une distribution censée être aléatoire du renfort. Néanmoins, le comportement macroscopique global de cette configuration est nettement plus proche d'un comportement isotrope dans le plan que la configuration HO. Les analyses microstructurales du chapitre quatre serviront donc à mieux préciser les relations entre comportement mécanique et microstructure. Enfin, le niveau critique d'endommagement pour l'initiation des dégradations, en fonction de la contrainte maximale admissible, est globalement inférieur pour la configuration RO comparativement à la configuration HO.

3.3.2.3 Evolution des déformations permanentes

De la même façon que pour l'évolution de la baisse de rigidité, l'évolution des déformations anélastiques permanentes est présentée en **Figure 3-33 (a) et (b)**. Toujours par soucis de lisibilité, les résultats présentés sont normalisés à partir de l'évolution des déformations permanentes du AC-SMC RO selon la MMFD.

L'évolution de ces déformations permanentes dans la configuration HO suit de façon qualitative celle observée pour la dégradation de la rigidité : selon la MMFD l'évolution est limitée, puis, à 45° et 90° cette évolution des déformations anélastiques augmente sensiblement indiquant une rupture plus ductile que fragile. Toutefois, le niveau global d'évolution des déformations permanentes observée dans cette configuration est limitée et comparable à ce qui est généralement observé dans le cas de composite UD.

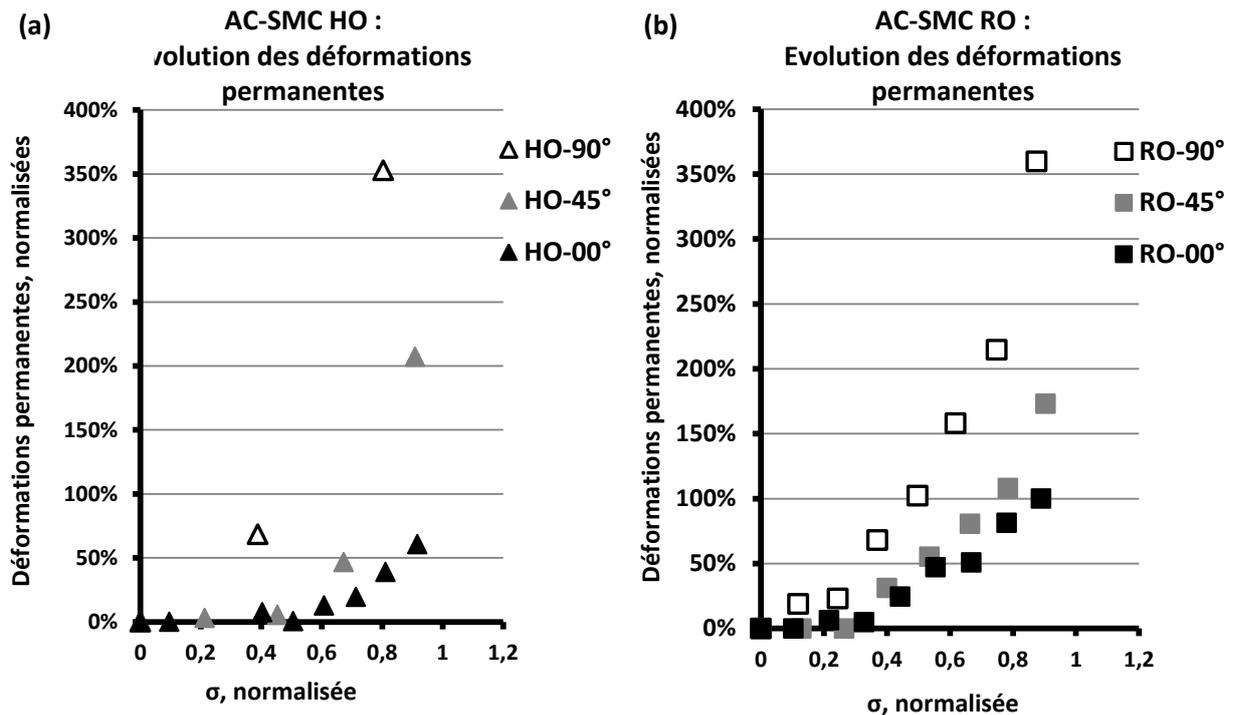


Figure 3-33: Evolution des déformations permanentes en fonction des contraintes appliquées normalisées pour les configurations (a) HO et (b) RO, en fonction de la direction de chargement.

Encore une fois, pour ce qui est du AC-SMC RO, la tendance observée pour l'évolution des dégradations est ici aussi conservée. De façon similaire, l'évolution des déformations permanentes ne correspond pas à un comportement isotrope dans le plan. L'évolution est d'autant plus rapide que l'angle de sollicitation s'écarte de la direction MMFD.

3.3.3 Comparaison AC-SMC / A-SMC

3.3.3.1 Résistances mécaniques en traction

Les propriétés mécaniques et le comportement caractéristique de l'endommagement du AC-SMC est comparé avec les observations et résultats expérimentaux obtenus par Shirinbayan *et. al.* [3][6]. Comme souligné dans l'introduction, ces deux matériaux composites sont fournis par le même industriel (Plastic Omnium), produit à partir de la même résine vinylester et le même procédé de thermocompression que ce soit pour les configurations RO et HO. Leur seule différence provient de la nature de leur renfort : si l'AC-SMC est renforcé de mèches de fibres de carbone, dans le cas du A-SMC le renfort est constitué de mèches de fibres de verres et de particules de carbonate de calcium.

Les observations et analyses précédentes démontrent que le comportement du AC-SMC n'est pas isotrope dans le plan, ce qui mène à deux constats : (i) le procédé de thermocompression dans la configuration RO induit une orientation d'écoulement privilégiée, (ii) le comportement macroscopique observé du matériau résulte d'une orientation privilégiée conférée au matériau lors de la fabrication des draps. En **Figure 3-34: (a) et (b)**, les résistances mécaniques en traction, normalisées par celle

obtenue selon la MMFD dans la configuration RO, sont comparées en fonction de l'angle de chargement et de la configuration. Pour ce qui est du A-SMC, du fait du comportement isotrope dans le plan observé dans le cas de la configuration RO, les résultats à 0° et 90° sont rassemblés dans la même colonne. De plus, il est important de rappeler que la caractérisation du comportement du A-SMC dans sa configuration a mis en évidence le fait que la contrainte maximale soit insensible à l'orientation de chargement.

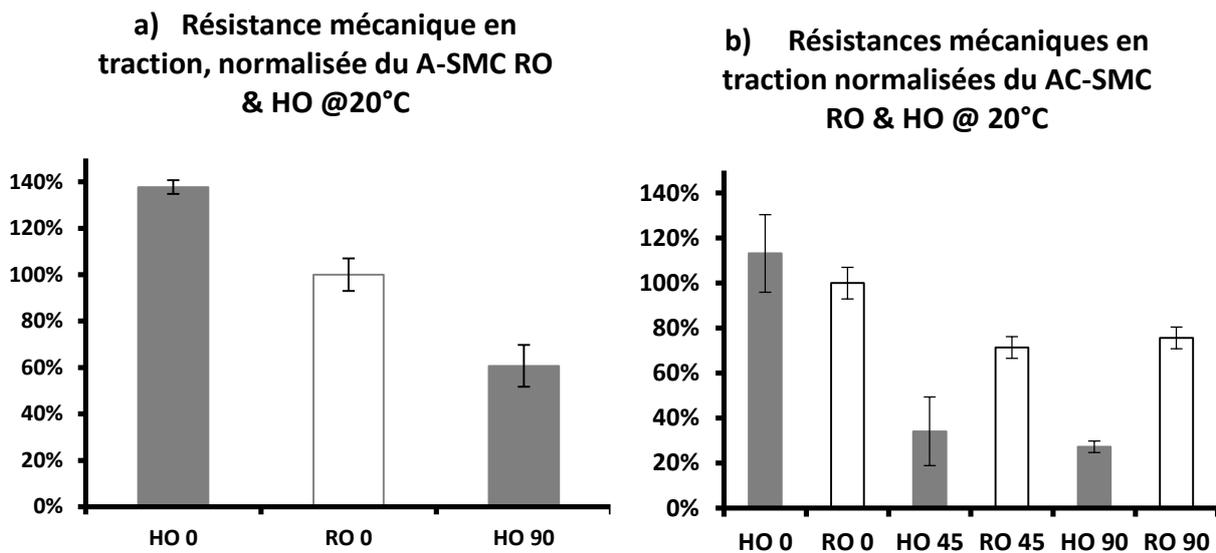


Figure 3-34: Résistance mécanique en traction normalisée par celle évaluée selon la MMFD dans la configuration RO pour (a) le A-SMC et (b) le AC-SMC.

La comparaison entre ces matériaux composites dans la configuration HO, selon la MMFD et à 90° de celle-ci, le AC-SMC présente une plus importante anisotropie en terme de résistance mécanique (**Figure 3-34: (a) et (b)**). En considérant une résistance normalisée de 1 à 0°, la valeur de σ_{uts} des échantillons HO à 0° et 90° est respectivement 1,3 et 0,6 pour l'A-SMC (**Figure 3-34: (a)**), tandis que pour le composite AC-SMC les valeurs sont pour 0°, 45° et 90° respectivement 0,9, 0,4 et 0,25. Le coefficient d'anisotropie ($Coef_{Ani} = \frac{\sigma_{uts}(0^\circ)}{\sigma_{uts}(90^\circ)}$), passe de 2,26 pour le A-SMC à 3,53 pour le AC-SMC. Cet accroissement de l'anisotropie s'explique pour partie par la contrainte maximale admissible nettement plus grande des fibres de carbone dans la direction longitudinale par rapport à celle des fibres de verre. Du fait de la dépendance de cette propriété à l'orientation des mèches de fibre de carbone par rapport à la direction de sollicitation, et de la plus grande probabilité d'orientation du renfort dans la MMFD pour la configuration HO par rapport à la RO, ce rapport d'anisotropie est nettement plus important pour le AC-SMC dans la configuration HO.

3.3.3.2 Evolution de l'endommagement macroscopique

Outre la comparaison en termes de contraintes maximales en traction des A-SMC et AC-SMC, l'évolution de l'endommagement macroscopique évaluée à partir de celle de la rigidité est aussi analysée et comparée.

D'un côté, l'évolution de l'endommagement du A-SMC en fonction des configurations et des orientations est présentée en **Figure 3-35 (a)**. On observe que pour la configuration HO une évolution fortement dépendante de la direction de sollicitation. Dans la MMFD, l'endommagement macroscopique observé est très limité et quasi indétectable (de l'ordre de 0,01) avant rupture, tandis qu'à 90° on observe une évolution rapide et relativement importante en plusieurs étapes de cet endommagement avant rupture. Cette tendance est aussi observable pour la configuration A-SMC RO. Pour le composite A-SMC HO-90° et le RO, l'évolution de l'endommagement suit trois étapes. L'initiation (i) de l'endommagement s'effectue aux alentours de 25% de la contrainte maximale. Cette étape est suivie (ii) d'une évolution relativement rapide avec une forte pente et quasi linéaire (Figure 3-35 (b)). Lors de cette étape, l'endommagement macroscopique atteint 0,22 pour une contrainte égale à 73% de la contrainte maximale à rupture. Enfin, la troisième et ultime étape (iii) est caractérisée par une réduction du taux d'accroissement de l'endommagement ($D'_2 < D'_1$). Cette tendance est bien plus notable pour la configuration RO que pour la HO à 90°.

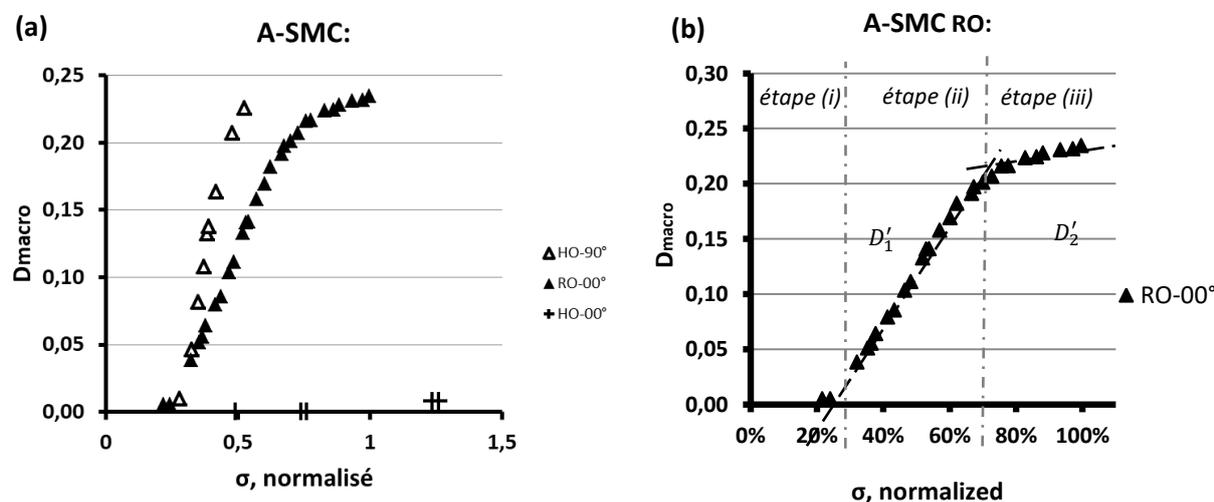


Figure 3-35: Evolution de l'endommagement sous chargement quasi statique du A-SMC pour (a) les configurations HO et RO, et (b) analyse de l'évolution pour le RO à 0°.

Comme présenté en **Figure 3-36 (a) et (b)**, on constate pour les deux configurations (HO et RO) du matériau AC-SMC une évolution en deux étapes : (i) l'initiation, dont le niveau de contrainte auquel elle s'effectue dépend de la configuration et de l'orientation, et (ii) l'accumulation. Contrairement au A-SMC, aucune saturation n'a été observée pour l'ensemble des configurations et des orientations étudiées. De plus, toujours pour les deux configurations (RO et HO), le niveau

d'endommagement critique atteint avant rupture dépend de l'orientation du chargement (**Figure 3-36 (a) et (b)**). Dans le cas de la configuration AC-SMC RO, ce niveau d'endommagement critique est de 0,06 dans la MMFD, alors qu'il atteint 0,17 et 0,18 pour respectivement 45° et 90°. De plus, le niveau relatif de la contrainte correspondant à l'initiation de l'endommagement est comparable pour les angles 45° et 90° dans la configuration RO, tandis qu'à 0°, l'endommagement s'initie tardivement (33% de σ_{uts}) et sa cinétique en est sensiblement réduite par rapport à celles du 45° et 90°.

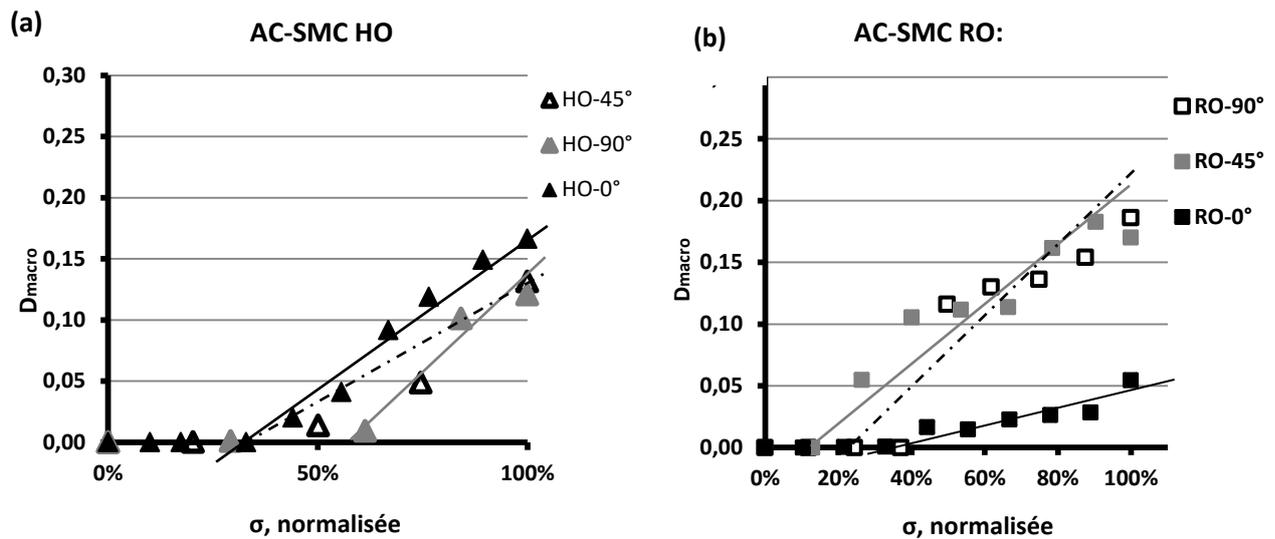


Figure 3-36: Evolution de l'endommagement sous chargement quasi statique du A-SMC pour (a) la configuration HO et (b) la configuration RO,

3.3.3.3 Synthèse de la comparaison

La comparaison entre ces deux matériaux composites met en évidence trois points : (i) la thermocompression dans la configuration RO engendre un matériau isotrope dans le plan pour le composite A-SMC et globalement anisotrope pour le AC-SMC. (ii) La différence entre les configurations RO et HO, inhérente aux effets de la microstructure induite par le procédé de moulage, est plus prononcée dans le cas du AC-SMC que pour le composite A-SMC. Enfin (iii) cette différence entre les SMC et leurs configurations affectent drastiquement l'évolution de l'endommagement et de leurs propriétés mécaniques, tout spécialement pour la configuration RO du AC-SMC.

3.4 Comportement sous chargement de fatigue en traction-traction

La réponse en fatigue du composite AC-SMC en traction-traction est caractérisée à partir d'essais effectués pour différentes orientations des configurations RO et HO. Ces essais sont effectués à température ambiante et à fréquence constante de 10Hz.

3.4.1 Evolution de la réponse mécanique du AC-SMC RO orienté à 0°

Les essais de fatigue conduit sur le AC-SMC permettent de suivre l'évolution de différentes grandeurs comme le couple contrainte-déformation, la dégradation du modulé d'élasticité ainsi que celles des déformations anélastiques résiduelles. Sous sollicitation cyclique, la réponse dans le plan contrainte-déformation décrit une hystérèse dont la forme évolue au cours de la vie du matériau en fonction de la dissipation thermique et de la dégradation de la rigidité. Les paliers de décharge-charge quasi-statique permettent de calculer la rigidité du matériau après un nombre de cycles donné. Cette grandeur permet de calculer l'endommagement macroscopique de la façon suivante : $D_{macro} = 1 - \frac{E(N)}{E_{ini}}$. Ces mêmes paliers permettent de suivre l'évolution des déformations anélastiques résiduelles au fil des cycles. Un exemple d'analyse de ces résultats est présenté ci-après dans le cas d'une éprouvette AC-SMC RO soumis à une contrainte maximale égale à 80% de la résistance maximale en traction, à une fréquence de 10 Hz et avec un rapport de charge de 0,1.

L'évolution des hystérèses en fonction du nombre de cycles est présentée en **Figure 3-37**. Si l'angle formée entre les hystérèses et l'axe des déformations et une translation de ces hystérèses vers les déformations croissantes sont observées au fil des cycles, les hystérèses ne s'ouvrent pas. Cela traduit respectivement un endommagement du matériau, une augmentation des déformations anélastiques et une dissipation mécanique stable tout au long de l'essai. Il est donc légitime de considérer l'essai comme étant effectuée sous conditions isothermes.

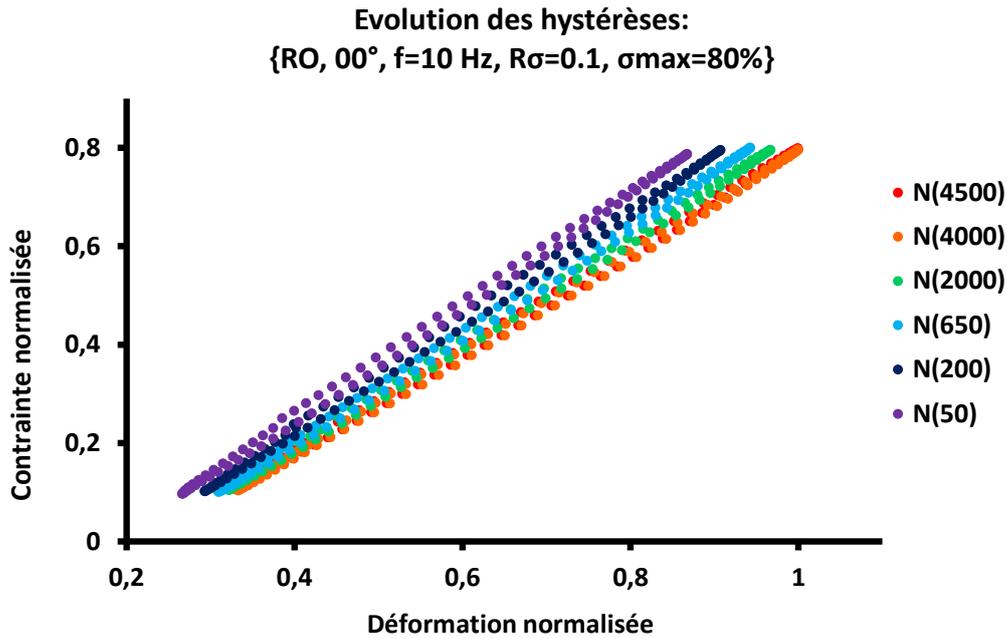


Figure 3-37: Evolution des hystèreses en fonction du nombre de cycles d'un échantillon RO sollicité à 0° à une fréquence de 10Hz, un rapport de charge de 0,1 et avec une contrainte maximale appliquée de 80%.

L'évolution de l'endommagement macroscopique en fonction du nombre de cycles de l'échantillon considéré est présentée dans la **Figure 3-38 (a)**. L'endommagement macroscopique en fatigue présente la même évolution en deux temps que celle observée lors des essais quasi-statiques en charge-décharge : (i) l'initiation (approximativement à $N_{ini}=35$ cycles), suivie de (ii) la propagation (accumulation de l'endommagement) selon une pente linéaire jusqu'à la rupture, comme c'est souvent le cas pour le comportement en fatigue des composites renforcés par les fibres de carbone [11],[12]. En effet, au-delà du cycle 4000 jusqu'à la ruine de l'éprouvette, aucune évolution d'endommagement n'a été observée. Le niveau d'endommagement atteint un niveau critique en fatigue (0,26) est bien moins précoce que celui observé en quasi-statique (0,06). Ce qui démontre que la dégradation de la rigidité n'est pas la grandeur la plus appropriée à suivre pour prédire la rupture du matériau (critère de fin de vie en fatigue).

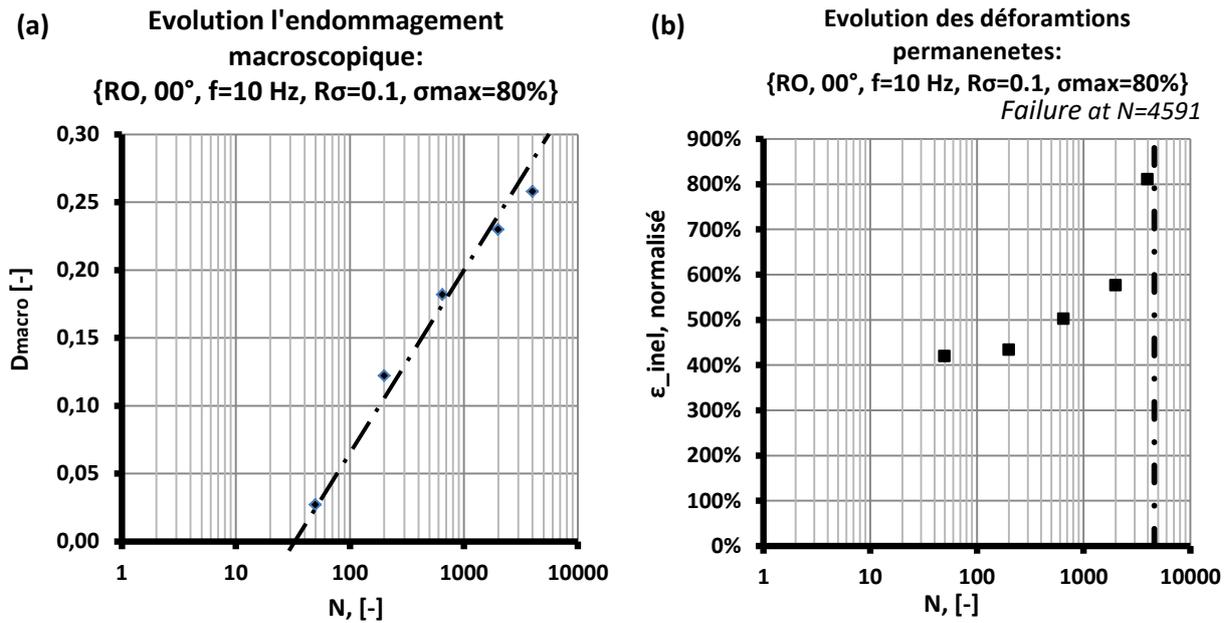


Figure 3-38: évolution de (a) l'endommagement macroscopique et de (b) des déformations permanentes, d'un échantillon RO à 0° soumis à {f=10 Hz, R_σ=0.1, σ_{max}=80% }.

L'évolution des déformations permanentes en fonction du nombre de cycles normalisée par rapport aux déformations permanentes observées lors des essais quasi-statiques est reportée en **Figure 3-38 (b)**. Contrairement à l'évolution de l'endommagement, les déformations permanentes varient linéairement avec le nombre de cycle, et atteint au bout de 4000 cycles huit fois le niveau observé en quasi-statique. Cette dernière observation souligne le fait que cette grandeur n'est pas plus appropriée que la précédente pour prédire la rupture.

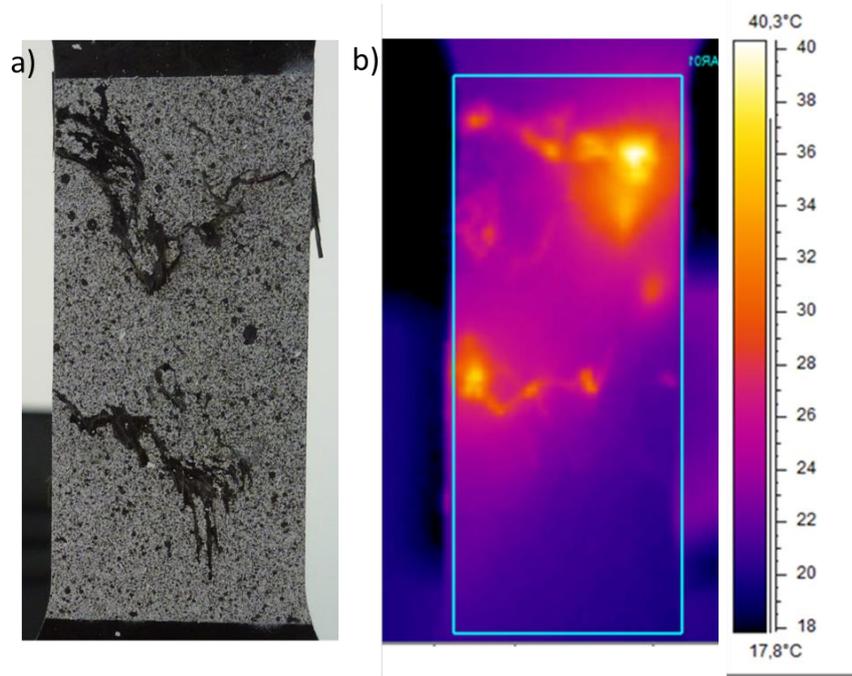


Figure 3-39: Observations qualitatives de la ZOI de l'échantillon considéré, (a) photos post-mortem de l'échantillon, (b) champ thermique à la rupture calculée à partir des images acquises par caméra infra-rouge.

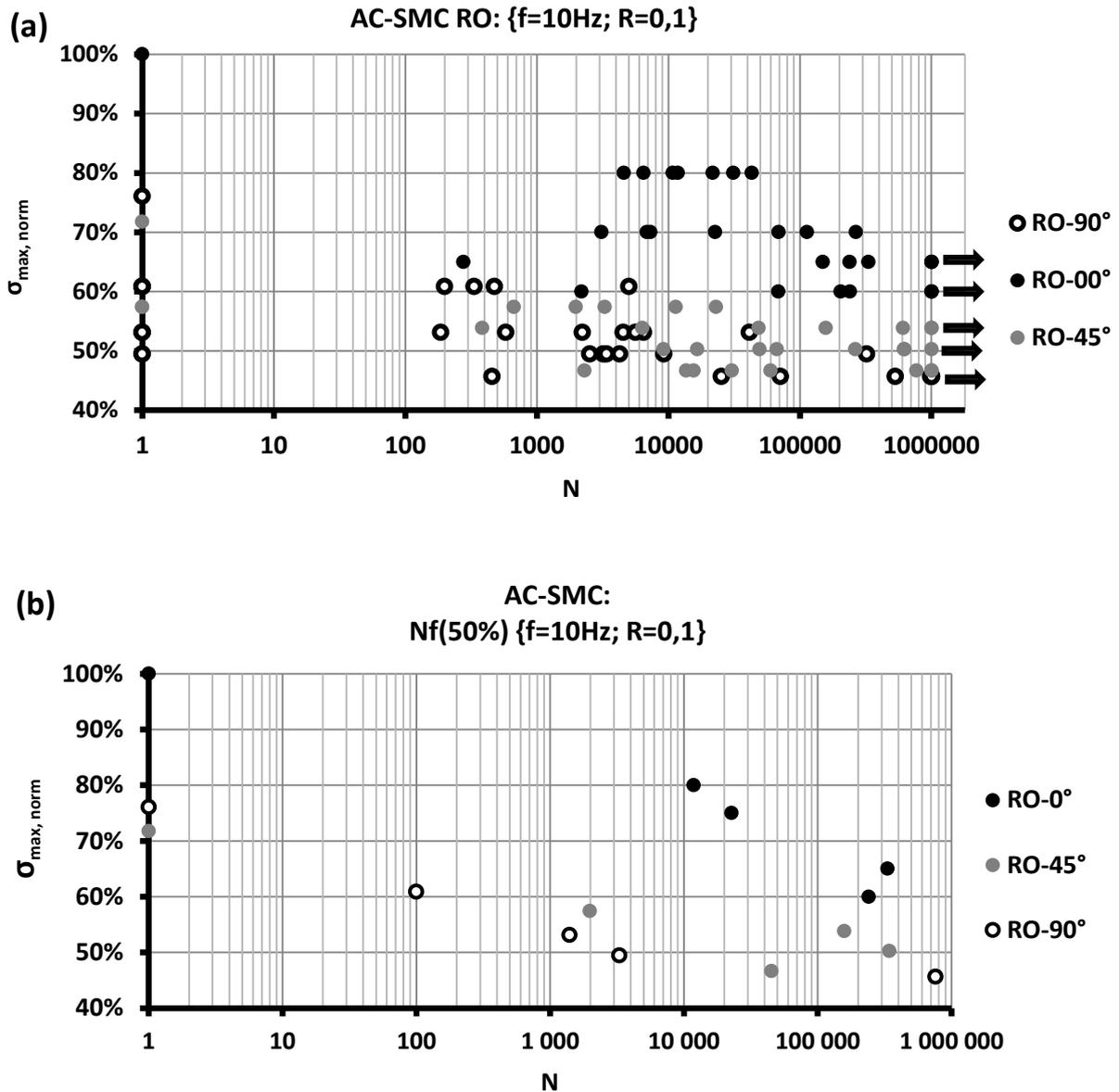
La confrontation de la photographie post mortem de la ZOI et de du champ thermique à la rupture calculée à partir des enregistrements de la caméra infra-rouge (**Figure 3-39 (a) et (b)**) souligne la présence de deux réseaux de fissures correspondant à deux zones d'élévations de température. Le champ thermique de la ZOI n'est pas homogène : une partie de l'éprouvette est quasiment à la même température que l'environnement (18~20°C). Cependant, les zones où l'endommagement se développe affichent une température relativement élevée pouvant atteindre 40,3°C, soit une élévation supérieure à 20°C.

3.4.2 Comportement en fatigue du AC-SMC

3.4.2.1 Effets de la microstructure induite sur la durée de vie en fatigue

Les effets de microstructure induite par le procédé sont mis en évidence à travers des essais de fatigue menés sur les deux configurations (RO et HO) selon différents angles de sollicitation, sous un chargement piloté en contrainte avec un rapport de charge de 0,1 à une fréquence de 10Hz. Comme les essais sont interrompus au bout d'un million de cycles, les éprouvettes ayant atteint cette limite sont marquées d'une flèche sur les courbes S-N. Pour chaque orientation considérée, quatre paliers de contraintes sont effectués, et pour chacun de ces paliers de cinq à sept éprouvettes sont testées. Par souci de visibilité, les courbes S-N obtenues et présentées en **Figure 3-40 (a)**, sont normalisées en contrainte par rapport à leur résistance en traction. On observe que lorsque la contrainte appliquée normalisée est inférieure à 60% les résultats sont particulièrement dispersés pour chacune des orientations étudiées, la dispersion peu s'étaler sur quatre décades. Afin de s'affranchir de la dispersion pour analyser les résultats obtenus, les courbes S-N sont tracées à partir des taux de survie à

50% de chacun des paliers (**Figure 3-40 (b)**). Globalement, la durée de vie augmente au fur et à mesure que les contraintes maximales appliquées diminuent, et cette diminution de la durée de vie suit la même tendance que celle observée pour les résistances en traction. Enfin l'évolution de l'écart type en nombres de cycle en fonction des paliers de chargement des orientations et configurations concernées est tracée en (**Figure 3-40 (c)**). On observe que l'écart type associé à chacune des orientations testées augmente au fur et à mesure que les contraintes maximales appliquées diminuent.



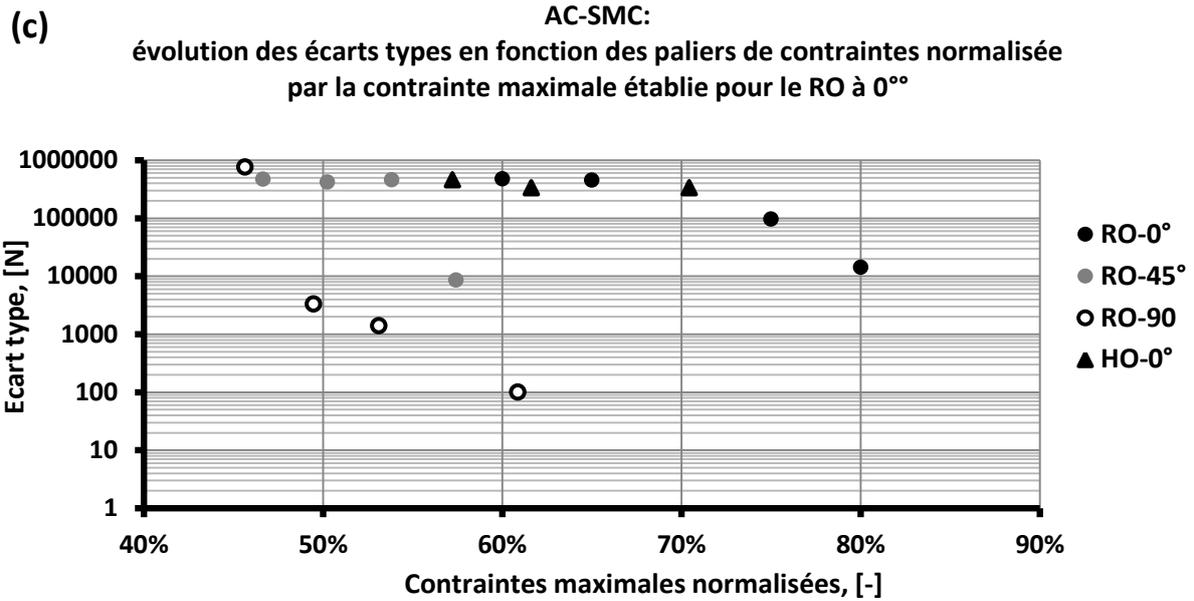
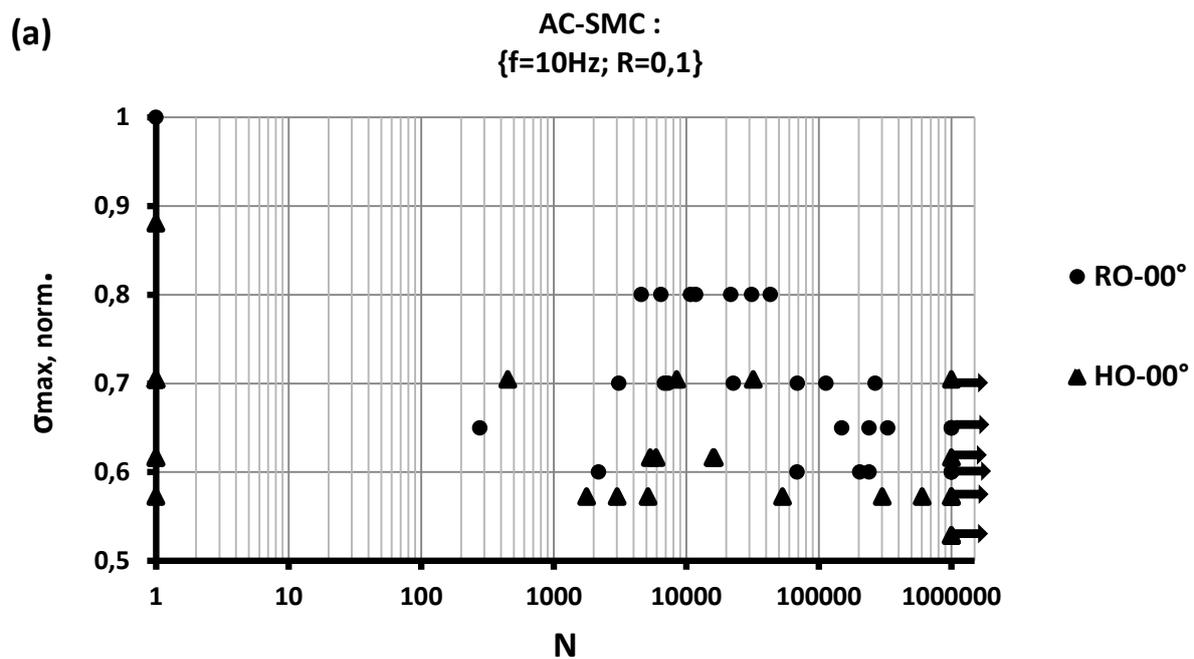


Figure 3-40: Résultats des essais de fatigue conduits sur le AC-SMC RO normalisée par la contrainte maximale établie pour le RO à 0°, (a) courbes S-N, (b) courbes S-N tracé pour 50% de survie, (c) évolution de la variabilité en fonction des paliers de contraintes considérés.

La comparaison des configurations HO et RO se fait à travers des courbes S-N dans la MMFD (**Figure 3-41 (a) et (b)**). De la même façon que pour la configuration RO, afin d’effectuer une comparaison en terme de durée de vie moyenne, les courbes S-N pour un taux de survie à 50% sont elles aussi reportées en (**Figure 3-41 (b)**). On observe la même tendance entre les deux configurations, même si la variabilité des résultats est supérieure pour la configuration HO et le comportement en fatigue binaire (100% de survie à 55% de la résistance en traction normalisée).



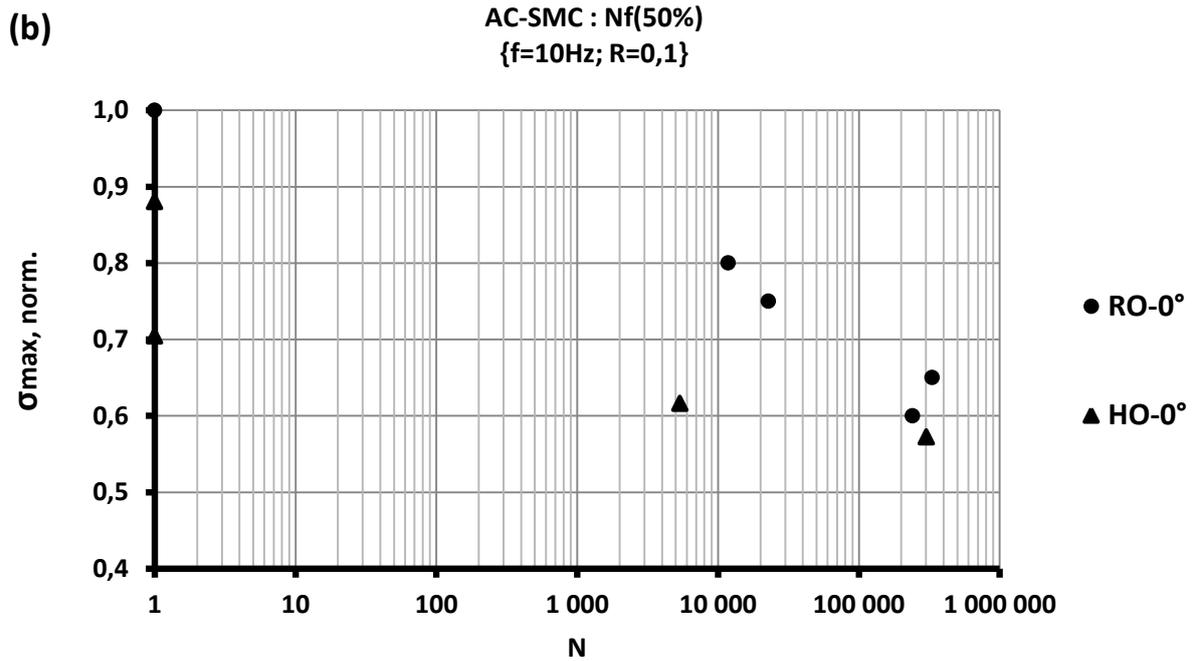


Figure 3-41: Comparaison des résultats obtenus à 0° pour les configurations HO et RO, (a) courbes S-N, (b) courbes S-N tracé pour un taux de survie de 50%.

En somme, les observations réalisées pour les différentes orientations sous chargement quasi-statiques de traction sont confirmées par les essais de fatigue en traction-traction. A propos de la configuration RO, la différence entre les différentes orientations en termes de contrainte maximale à rupture est retranscrite en termes de durée de vie. La dispersion des résultats s'accroît du fait à la fois de la nature dispersive intrinsèque du matériau SMC, ce qui rend plus complexe l'analyse des résultats obtenus. Dans le cas de la configuration HO, dans la MMFD le comportement en fatigue évolue de façon binaire : en dessous d'un seuil ($0,57 \sigma_{uts}(RO - 0^\circ)$) en termes de contraintes appliquées aucune rupture d'éprouvette n'a pu être observée avant un million de cycles, en revanche au-dessus de ce seuil les résultats pour chaque palier couvrent toute l'étendue ($[1; 10^6]$ cycle).

3.4.2.2 Effets du rapport de chargement

L'analyse des effets du rapport de chargement dans le cadre d'essais de fatigue en traction-traction est effectuée en répétant, pour la configuration RO, des paliers de chargement avec un rapport de sollicitation de 0,4 au lieu de 0,1. Les autres caractéristiques du chargement mécanique sont maintenues identiques (fréquence à 10 Hz, même valeur de contrainte maximale appliquée, température et humidité relative ambiante.). Les résultats de ces essais sont présentés dans la **Figure 3-42**.

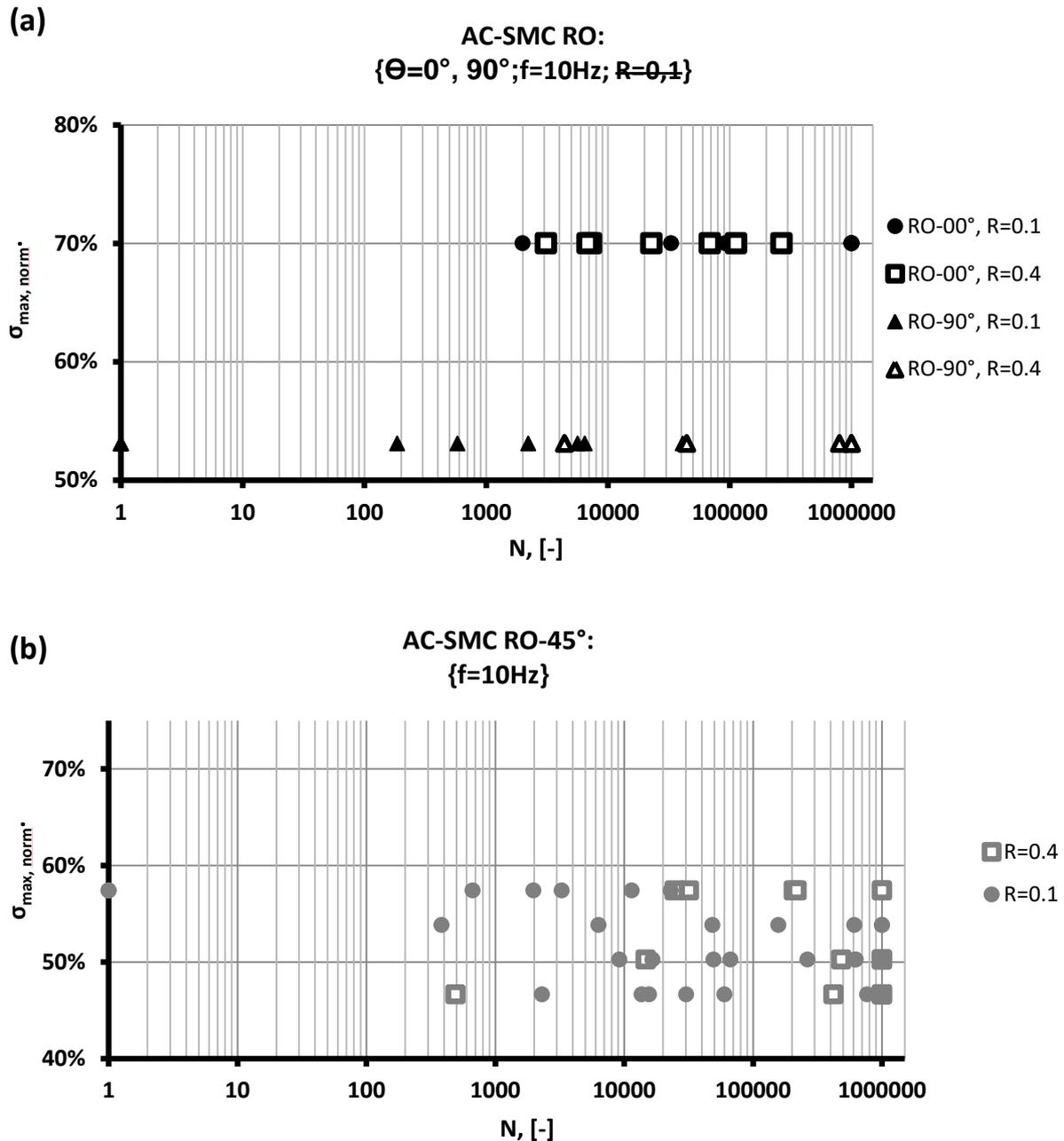


Figure 3-42: Courbes S-N obtenues dans la configuration RO, pour deux ratio de chargement différents, (a) à 0° et 90° , (b) à 45° .

Selon la MMFD (**Figure 3-42 (a)**), aucune influence significative n'est observée que ce soit sur la durée de vie en fatigue ou la dispersion des résultats. En revanche, à 90° , un accroissement substantiel de la durée de vie en fatigue est observé avec un ratio de 0,4 comparé à celui de 0,1 (**Figure 3-42 (a)**). Les résultats obtenus pour des éprouvettes sollicitées à 45° sont plus contrastés (**Figure 3-42 (b)**). Si avec une contrainte maximale égale à 47% de $\sigma_{uts}(RO - 00^\circ)$ aucun effet sensible n'est observé, aux deux autres paliers de chargement considérés (50% et 57% de $\sigma_{uts}(RO - 00^\circ)$) l'augmentation du

rapport de chargement se traduit par un accroissement de la durée de vie. Ce qui traduit un effet de seuil. Néanmoins, aucun effet significatif n'est observé sur la dispersion des résultats.

3.4.2.3 Synthèses des observations

En résumé, les observations réalisées sur l'effet de l'orientation sur le comportement sous chargement quasi-statique et de fatigue en traction-traction convergent vers les mêmes tendances : (i) dans le cas de la configuration RO, les évolutions de la résistance en traction et des durées de vie en fonction de l'orientation de chargement convergent ; (ii) une augmentation du rapport de charge peut avoir un impact positif sur la durée de vie du matériau, même si cet effet n'est pas observé dans toutes les situations testées et qu'il semble principalement dépendre de la direction de sollicitation et de la contrainte maximale appliquée.

3.4.3 Comparaison AC- / A- SMC

De façon analogue avec ce qui fut proposé pour dans la section traitant du comportement sous chargement quasi-statique, les résultats de la caractérisation du comportement en fatigue du AC-SMC sont confrontés à ceux obtenus par Shirinbayan *et. al* pour le A-SMC pour un chargement similaire à l'un de ceux étudiés précédemment (soit une fréquence de 10Hz, un rapport de charge de 0,1 et des essais pilotés en contrainte). Les courbes S-N sont présentées en **Figure 3-43**, les éprouvettes ayant survécu à dix millions de cycles sont marquées d'une flèche.

Si aucune information n'est disponible sur la dispersion des résultats dans les travaux de Shirinbayan *et. al.*, une courbe de Wöhler est tracée pour chacune des orientations concernées, ce qui suggère une faible dispersion des durées de vie en fatigue. En effet, les éprouvettes utilisées par les auteurs présentent un rapport largeur sur longueur de l'éprouvette caractéristique trop faible ($R = \frac{l_{ZOI}}{L_{mèche}} = \frac{10}{25,4} = 0,25$) pour ne pas affecter le calcul des propriétés mécaniques du matériau. Comme discuté dans la section 3.2.2, le module d'élasticité aura tendance à être sous-estimé tandis que la contrainte maximale à rupture aura elle tendance à être surestimée. Ces courbes présentent systématiquement une tendance bilinéaire, de plus les courbes obtenues pour la configuration RO et la HO à 90° sont similaires même si la durée de vie des éprouvettes est systématiquement plus élevée à chargement équivalent. Plus spécifiquement pour la configuration A-SMC RO, on observe un saut de durée de vie de 50 000 à 10⁶ cycles lorsque la contrainte maximale appliquée passe de 0.44 à 0.39 $\sigma_{uts}(RO)$.

De la même façon que pour le AC-SMC, la réponse sous chargement de fatigue en traction-traction est fortement influencée par la configuration du matériau composite : pour une contrainte maximale appliquée de 0.72 $\sigma_{uts}(A - SMC RO)$, la durée de vie en fatigue observée pour le HO à 90° est de 171 cycles, tandis qu'elle est de 358 cycles pour la configuration RO et de 100 000 pour la configuration HO dans la MMFD. La nature particulièrement dispersive du AC-SMC est un obstacle

pour tracer, en l'état, des courbes de Wöhler. Cela implique de tester un plus grand nombre d'éprouvettes afin de pouvoir mener une analyse statistique robuste des résultats.

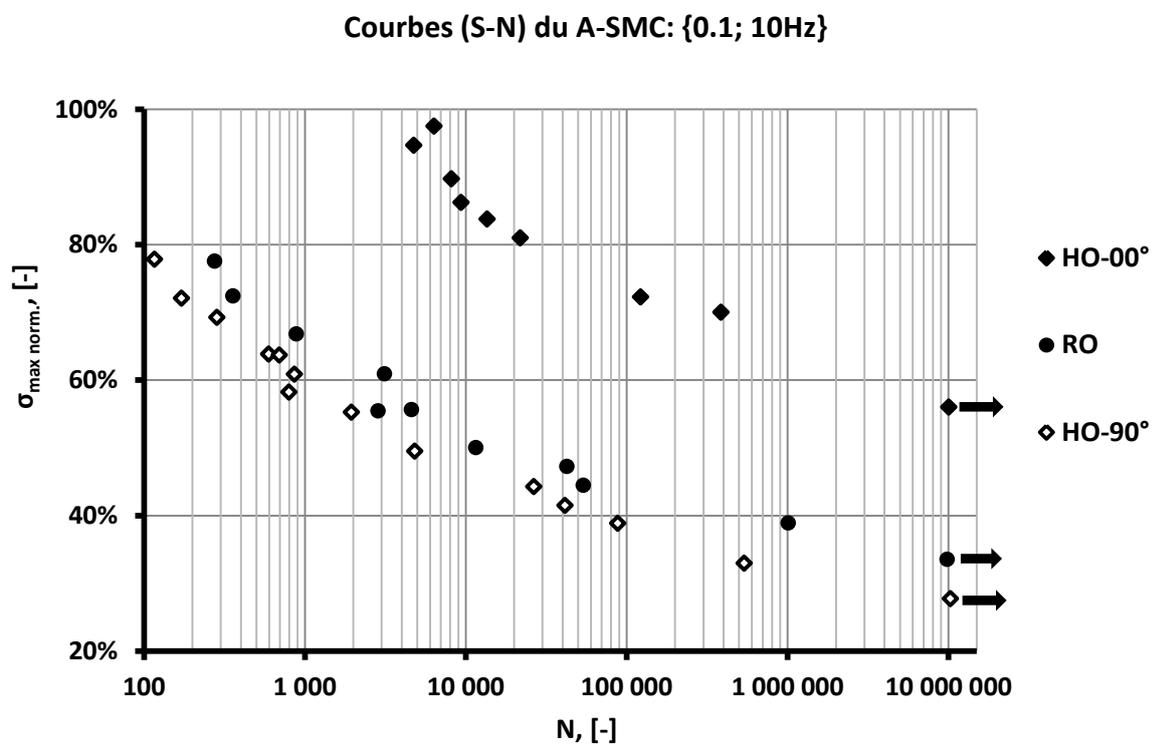


Figure 3-43: courbes S-N normalisées obtenues avec un rapport de sollicitation de 0,1 à une fréquence de 10Hz pour les configurations HO (0° et 90°) et RO.

3.5 Conclusion

La caractérisation du comportement mécanique macroscopique de la nouvelle classe de matériaux composites (AC-SMC) a été conduite au moyen d'essais de traction quasi-statique avec des boucles charges et décharges incrémentales, et d'essais de fatigue en traction-traction. Les effets de l'anisotropie induite par le procédé de thermocompression ont été analysés à travers une étude comparative des deux configurations produites (RO et HO) de ce matériau composite. Pour ces deux configurations, les éprouvettes ont été testées selon trois orientations (0° , 45° , 90°). Dans le cas des essais quasi-statiques, l'influence du processus de thermocompression et de l'orientation de la microstructure sont étudiés en termes de contraintes maximales à rupture, de modules d'élasticités et d'évolution de l'endommagement macroscopique correspondant à la baisse de la rigidité. Pour la réponse en fatigue du AC-SMC, l'influence de l'orientation des éprouvettes est analysée à travers l'obtention des courbes de fatigue S-N, et de l'évolution de l'endommagement macroscopique en fonction du nombre de cycles effectués. Les résultats expérimentaux obtenus sont comparés avec ceux obtenus sur un matériau composite SMC équivalent, renforcé de mèches de fibre de verre (A-SMC). A partir de ces études, les conclusions suivantes sont tirées :

- Les deux configurations du composite AC-SMC présentent un comportement anisotrope quasi-fragile dans le plan de la thermocompression. Ce résultat ne correspond pas à ce qui est attendu pour un composite à microstructure aléatoire dans le plan. La comparaison avec le comportement établi des SMC et confirmé lors de la caractérisation du A-SMC de type RO, qui présentent eux un comportement isotrope dans le plan, amène à caractériser plus finement la microstructure des AC-SMC RO afin d'établir les relations procédé-microstructure-tenue en service, qui semblent fortement dépendre du type de renfort (verre ou carbone).
- L'analyse de l'évolution de l'endommagement macroscopique du AC-SMC dans la configuration HO révèle que pour les éprouvettes testées selon la MMFD (0°), l'endommagement est quasi inexistant avant rupture, tandis que dans les autres orientations, l'endommagement atteint respectivement 0,2 et 0,32 pour le 45° et 90° . Dans le cas de la configuration RO, l'endommagement avant rupture observé dans la MMFD est faible (0,06), tandis que pour les autres angles, il atteint un niveau plus élevé similaire (approximativement 0,18). En outre, les cinétiques d'endommagement mise en évidence par les essais à 45° et 90° sont elles aussi similaires. Enfin, l'évolution de l'endommagement macroscopique présente une évolution en deux temps (initiation et accumulation), et aucune saturation n'a été observée avant la rupture, contrairement à l'évolution de l'endommagement observée pour le AC-SMC RO. Cette conclusion amène à discuter de la pertinence de l'endommagement macroscopique comme mesure de

l'endommagement menant à la ruine du matériau. Une stratégie de modélisation intégrant les mécanismes physiques d'endommagement semble inévitable pour prédire la tenue en service de ces composites.

- La comparaison des deux SMC (A-SMC et AC-SMC) met en évidence une différence accrue, en termes de résistance en traction, entre les configurations RO et HO pour le AC-SMC. Cette différence est particulièrement visible à 45° et 90° pour le AC-SMC. Cette conclusion renforce le besoin de définir un modèle intégrant les informations de la microstructure afin de prédire la tenue en service.
- L'analyse des essais de fatigue (courbes S-N) démontre que, par rapport à l'angle de de chargement, l'évolution de la durée de vie du AC-SMC RO présente la même tendance que celle observée en terme de contrainte maximale. L'augmentation du rapport de charge de 0,1 à 0,4 pourrait se traduire par un accroissement de la durée de vie, même si cette tendance n'est pas observée dans tous les cas (effet de seuil) et cet effet semble principalement dépendre de la contrainte maximale et de la direction de sollicitation. A propos du AC-SMC HO, selon la MMFD, le comportement en fatigue présente les mêmes tendances et un caractère de rupture fragile généralement observées pour un composite unidirectionnel renforcé de fibres de carbone [11][12].
- Enfin, l'évolution macroscopique de l'endommagement du AC-SMC en fatigue présente la même évolution en deux régimes que celle observée lors des essais sous chargement quasi-statiques.

Cette caractérisation du comportement mécanique du AC-SMC en traction met en évidence un point essentiel pour les composites SMC en fonction de la nature de leur renfort (fibres de carbone ou de verre). Le degré d'anisotropie est plus important pour le AC-SMC, du fait de la forte dépendance de ce comportement à la microstructure induite par le procédé de fabrication. En outre, les évolutions de l'endommagement macroscopique des deux SMC (AC-SMC et A-SMC) ont des cinétiques différentes, tout particulièrement l'absence de saturation de l'endommagement dans la configuration RO du AC-SMC par rapport au A-SMC. Ces conclusions sont d'une importance primordiale dans la proposition de modèle micromécanique (Chapitre V : Modélisation du comportement mécanique) pour ces deux composites, lequel doit nécessairement tenir compte de ces différences.

Bibliographie :

- [1] Denton D.L. Mechanical properties characterization of an SMC-50 composite. Proceedings of the 34th annual technical conference, S.P.I. reinforced Plastics/Composites Institute, New-York, section 11-F, pp. 1-12.
- [2] Dano M-L, Gendron G, Maillette F, Bissonnette B. Experimental Characterization of Damage in Random Short Glass Fiber Reinforced Composites. *J Thermoplast Compos Mater* 2006;19:79–96. doi:10.1177/0892705706055447.
- [3] Shirinbayan M, Fitoussi J, Abbasnezhad N, Meraghni F, Surowiec B, Tcharkhtchi A. Mechanical characterization of a Low Density Sheet Molding Compound (LD-SMC): Multi-scale damage analysis and strain rate effect. *Compos Part B Eng* 2017;131:8–20. doi:10.1016/j.compositesb.2017.08.004.
- [4] Shirinbayan M, Fitoussi J, Meraghni F, Surowiec B, Bocquet M, Tcharkhtchi A. High strain rate visco-damageable behavior of Advanced Sheet Molding Compound (A-SMC) under tension. *Compos Part B Eng* 2015;82:30–41. doi:10.1016/j.compositesb.2015.07.010.
- [5] Shirinbayan M, Fitoussi J, Meraghni F, Surowiec B, Laribi M, Tcharkhtchi A. Coupled effect of loading frequency and amplitude on the fatigue behavior of advanced sheet molding compound (A-SMC). *J Reinf Plast Compos* 2016;731684416682853. doi:10.1177/0731684416682853.
- [6] Shirinbayan M. Etude du comportement mécanique et de l'endommagement de divers matériaux composites SMC soumis à des chargements de type dynamique, fatigue et dynamique post-fatigue. PhD. Thesis, Arts et Métiers ParisTech Paris, 2017.
- [7] Wang SS, Chim ES-M. Fatigue Damage and Degradation in Random Short-Fiber SMC Composite. *J Compos Mater* 1983;17:114–34. doi:10.1177/002199838301700203.
- [8] Wisnom MR. Size effects in the testing of fibre-composite materials. *Compos Sci Technol* 1999;59:1937–57.
- [9] Feraboli P, Peitso E, Cleveland T, Stickler PB, Halpin JC. Notched behavior of prepreg-based discontinuous carbon fiber / epoxy systems. *Compos Part A* 2009;40:289–99. doi:10.1016/j.compositesa.2008.12.012.
- [10] Qian C, Harper LT, Turner TA, Warrior NA. Notched behaviour of discontinuous carbon fibre composites: Comparison with quasi-isotropic non-crimp fabric. *Compos Part A Appl Sci Manuf* 2011;42:293–302. doi:10.1016/j.compositesa.2010.12.001.
- [11] Brunbauer J, Pinter G. On the strain measurement and stiffness calculation of carbon fibre reinforced composites under quasi-static tensile and tension-tension fatigue loads. *Polym Test* 2014;40:256–64. doi:10.1016/j.polymertesting.2014.09.014.
- [12] Brunbauer J, Pinter G. Effects of mean stress and fibre volume content on the fatigue-induced damage mechanisms in CFRP. *Int J Fatigue* 2015;75:28–38. doi:10.1016/j.ijfatigue.2015.01.014.

- [13] Evans AD, Qian CC, Turner TA, Harper LT, Warrior NA. Flow characteristics of carbon fibre moulding compounds. *Compos Part A Appl Sci Manuf* 2016;90:1–12. doi:10.1016/j.compositesa.2016.06.020.
- [14] Nicoletto G, Riva E, Stocchi A. Mechanical Characterization of Advanced Random Discontinuous Carbon/Epoxy Composites. *Mater Today Proc* 2016;3:1079–84. doi:10.1016/j.matpr.2016.03.052.
- [15] Hour K-Y, Sehitoglu H. Damage Development in a Short Fiber Reinforced Composite. *J Compos Mater* 1993;27:782–805. doi:10.1177/002199839302700803.

4 Chapitre IV : Mécanismes d'endommagement du AC-SMC

Introduction :

Après avoir caractérisé le comportement macroscopique du AC-SMC sous chargement quasi-statique ou fatigue, et mis en évidence les différents phénomènes macroscopiques (endommagement, et déformations résiduelles) prenant place dans le matériau, les processus de dégradation sont à leur tour analysés. Afin de mieux comprendre ces phénomènes, une analyse des faciès de rupture par radiographies aux rayons X et par observations microscopique au MEB sont effectués. Comme dans les deux chapitres précédents, une analyse bibliographique des modes de dégradation prenant place dans les composites SMC au fil de leurs évolutions est effectuée. Cette étude fournit un contexte dans le cadre duquel les observations et conclusions tirées des investigations effectuées sur l'AC-SMC sont interprétées.

Comme dans le chapitre précédent, l'étude bibliographique porte sur les mêmes types de SMC (SMC-R30, LD-SMC, A-SMC) par soucis de cohérence. Dans les différentes publications concernées, l'investigation des mécanismes d'endommagement est conduite à travers l'analyse micrographique post-mortem des éprouvettes, et pour les générations les plus récentes (LD-SMC, A-SMC), d'une campagne d'essais in-situ. Les modes de dégradations des SMC (SMC-R26/-R30/-R50) classiques s'initient principalement dans les zones riches en matrice au niveau des concentrateurs de contraintes internes tels que les porosités ou l'extrémité de fibres. Les fissures ainsi formées se propagent selon une direction perpendiculaire à la direction de chargement. Lorsque ces fissures atteignent le renfort, celles-ci sont déviées, bloquées ou causent la rupture du renfort en fonction de l'orientation relative du renfort par rapport à la direction de chargement. L'ajout de sphères de verre creuses (LD-SMC) ne modifie significativement le scénario d'endommagement, elles remplacent les porosités et les extrémités de fibres en tant que concentrateurs internes. Le remplacement de la matrice polyester par une matrice vinylester (A-SMC) modifie le processus de dégradation du matériau composite. Si pour les précédents SMC les modes d'endommagement sont intrinsèquement liées à la matrice et à ses faibles propriétés mécaniques, pour le composite A-SMC le processus de dégradation s'initie principalement aux interfaces fibre/matrice et mèche/matrice. Cette évolution du mécanisme d'initiation de l'endommagement mène à une évolution de la propagation : conférer une orientation privilégiée au renfort se traduit mécaniquement par une orientation privilégiée de l'endommagement.

Le remplacement des mèches de fibres de verre par des mèches de fibre de carbone a-t-il un impact sur les mécanismes d'endommagement ? La plus grande densité d'interfaces dans le matériau composite se traduit-il par une plus grande densité de fissures, par un endommagement plus homogène, ou au contraire, l'orientation du renfort attribue-t-il une orientation privilégiée et une localisation plus prononcée aux fissures ? L'analyse des modes de dégradations se produisant dans le AC-SMC couronne la caractérisation de ce matériau composite et constitue la dernière brique nécessaire à la rédaction d'un modèle, traité dans le chapitre suivant.

Sommaire :

4	Chapitre IV : Mécanismes d'endommagement du AC-SMC	121
4.1	Mécanismes de dégradation des SMC.....	123
4.1.1	Dégradation des SMC sous chargement quasi-statique.....	123
4.1.1.1	SMC classiques	123
4.1.1.2	LD-SMC et A-SMC	125
4.1.1.3	Modes d'endommagement sous chargement quasi-statique.....	129
4.1.2	Comportement sous chargement de traction-traction en fatigue	130
4.1.2.1	SMC classiques	130
4.1.2.2	A-SMC	131
4.1.2.3	Modes d'endommagement sous chargement de fatigue.....	133
4.1.3	Synthèse des mécanismes d'endommagement et de leur évolution	134
4.2	Analyses <i>post-mortem</i> du AC-SMC sous chargement quasi-statique	135
4.2.1	Investigation aux rayons X.....	135
4.2.2	Observations au MEB	137
4.2.3	Synthèse des observations	138
4.3	Analyses <i>post-mortem</i> des échantillons testés AC-SMC sous chargement de fatigue.....	138
4.3.1.1	Impact du chargement sur l'endommagement.....	139
4.3.1.2	Effets du rapport de chargement.....	141
4.3.2	Synthèse des observations	143
4.4	Conclusion.....	144
	Bibliographie :.....	146

4.1 Mécanismes de dégradation des SMC

De façon analogue au chapitre précédent, dans un premier temps, une analyse du processus de dégradation des SMC sous chargement quasi-statique et de fatigue est menée. Cette étude commence avec les composites SMC classiques (résine polyester renforcée de mèches de fibres de verre) suivi de l'analyse de la dégradation pour les LD- et A-SMC.

4.1.1 Dégradation des SMC sous chargement quasi-statique

4.1.1.1 SMC classiques

Comme présenté dans le chapitre précédent, les travaux de Mir *et. al.* [1] portant sur la caractérisation et la modélisation du comportement mécaniques d'un SMC-R30 constitué d'une résine polyester renforcée de mèches de fibres de verre (30% en masse) comportent aussi une part d'investigation sur les mécanismes d'endommagement. Ces analyses des modes de dégradation sont effectuées par observations *post-mortem* au microscope électronique à balayage (MEB) sur les faciès de rupture des échantillons.

Comme présenté en **Figure 4-1 (a)** et **(b)**, le faciès de rupture du composite montre de grandes fissures traversant la matrice de façon perpendiculaire à la direction de chargement (**Figure 4-1 (a)**). Selon les conclusions présentées [1], ces fissures suivent une évolution en plusieurs étapes. Tout d'abord, (i) elles se forment à l'extrémité de fibres ou au niveau des porosités, lieux de concentration de contraintes à l'échelle microscopique. Ensuite (ii), au fur et à mesure que la contrainte appliquée augmente ces fissures croissent. Enfin, comme illustré par la **Figure 4-1 (b)**, lorsque ces fissures rencontrent les renforts, elles se propagent le long des interfaces et finalement causent la rupture des fibres.

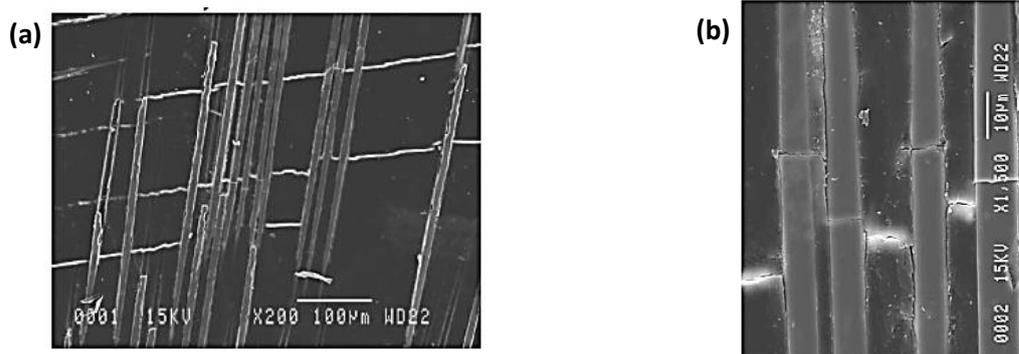


Figure 4-1: Micrographies post-mortem d'échantillons en composite SMC sollicités en traction quasi-statique, (a) vue générale, des fissures transversales (b) observation locale de la propagation des fissures longitudinales dans les interfaces fibres/matrice [1].

Les analyses *post-mortem* effectuées sur les échantillons SMC sollicités en cisaillement quasi-statique sont présentées en **Figure 4-2 (a)** et **(b)**. Les fissures se développent à l'échelle microscopique et se coalescent avec un angle de 45° par rapport à la direction de cisaillement. Soit à 90° de la direction principale de traction.

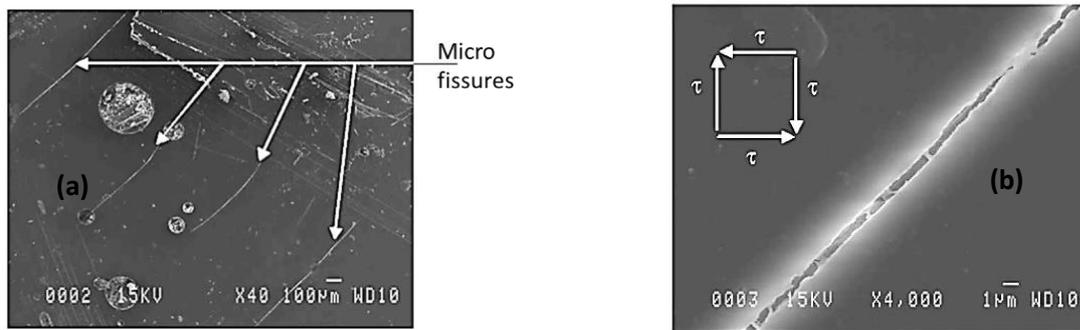


Figure 4-2: Micrographies post-mortem d'échantillons SMC sollicités en cisaillement quasi-statique, (a) vue générale montrant les bandes de cisaillement, (b) observation locale montrant une fissure se propageant à 45° [1].

Dans leurs travaux, Z. Jendli *et. al.* [2] s'attachent à identifier les mécanismes d'endommagement prenant place dans un SMC-R26 constitué d'une matrice polyester renforcée de 26% en masse de mèches de fibres de verre. La **Figure 4-3** présente la réponse contrainte-déformation typique du SMC considéré. Cette réponse fait ressortir trois régimes du comportement élastique-endommageable traduisant l'évolution de l'endommagement : initiation, coalescence et accumulation. Différentes observations micrographiques ont été réalisées aux trois régimes du comportement et viennent confirmer les phase d'évolution de l'endommagement. Dans un premier temps la réponse linéaire du matériau traduit son comportement élastique réversible, au cours duquel aucun mécanisme d'endommagement n'apparaît. Ensuite, à environ 30% de la contrainte à rupture, la réponse devient non-linéaire ce qui est attribué à l'initiation de l'endommagement. Localement cette dégradation consiste en une succession de fissurations de la matrice à l'échelle microscopique, de décohésions des interfaces fibre/matrice et de rupture de fibres.

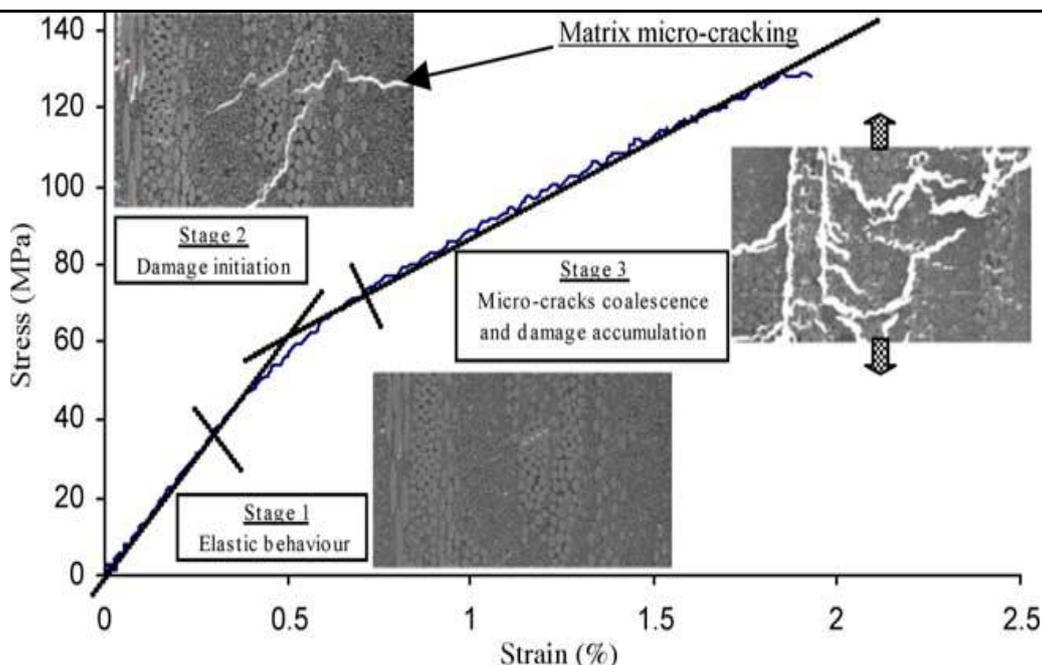


Figure 4-3: Réponse classique d'un SMC-R26 à matrice polyester renforcée de mèches de fibre de verre sous chargement quasi-statique [2].

Que ce soit pour le SMC R30 ou le R26, ces deux études montrent que l'endommagement s'initie dans les zones riches en matrice par la microfissuration de celles-ci au niveau d'éléments concentrateurs de contraintes comme les porosités et les extrémités de fibres. Sa propagation s'effectue à travers la matrice, jusqu'à la rencontre d'une interface fibre/matrice le long de laquelle la fissure se propage engendrant la décohésion des fibres, voir leur rupture.

4.1.1.2 LD-SMC et A-SMC

Comme vu précédemment, M. Shirinbayan a étudié deux nouveaux types de SMC [3]-[6], l'un est une matrice polyester renforcée de mèches de fibres de verre (30% en masse) et de billes creuses en verre (22% en masse) nommé LD-SMC [3], [6], l'autre est constitué de matrice vinylester renforcé de mèches de fibre de verre (50% en masse) et de particules (24% en masse) nommé A-SMC [4]-[6].

Dans leur article à propos du LD-SMC, Shirinbayan *et. al.* [3], deux analyses sont effectuées : outre les observations *post-mortem* faites sur les éprouvettes après rupture macroscopique, des essais de traction quasi-statiques ont été réalisés *in-situ* dans un MEB, sur des éprouvettes de la configuration HO à 0° et 90° (**Figure 4-4**).

A 90°, les auteurs observent que le premier phénomène d'endommagement apparaît en même temps que la non-linéarité sur la courbe de traction. Ainsi que la première micrographie accolée à la courbe le montre, ce phénomène d'endommagement correspond à la rupture ou à la décohésion des sphères de verre creuses dans les zones riches en matrice. L'accroissement de la contrainte se traduit par une croissance de ces fissures perpendiculaires à la direction de chargement. Ce premier mécanisme d'endommagement (naissance de fissures au voisinage des sphères) apparaît de façon diffuse dans chaque zone riche en matrice de la surface observée. Les fissures ainsi générées continuent de croître avec la sollicitation appliquée, et de nouvelles fissures apparaissent au niveau des interfaces fibres/matrices dans différentes mèches. Les mèches les plus impactées sont celles ayant le plus grand angle d'orientation avec la direction de chargement. Une coalescence de ces deux types de fissures est observée à l'échelle microscopique, laquelle aboutit à la formation de fissures à l'échelle mésoscopique (celle des mèches) qui continuent leur évolution au fil du chargement comme l'illustre la troisième micrographie. Enfin, lorsque la contrainte maximale à la rupture est atteinte, du cisaillement est induit autour des mèches ce qui conduit au pseudo-délaminage de celles-ci conduisant à la rupture macroscopique de l'éprouvette testée.

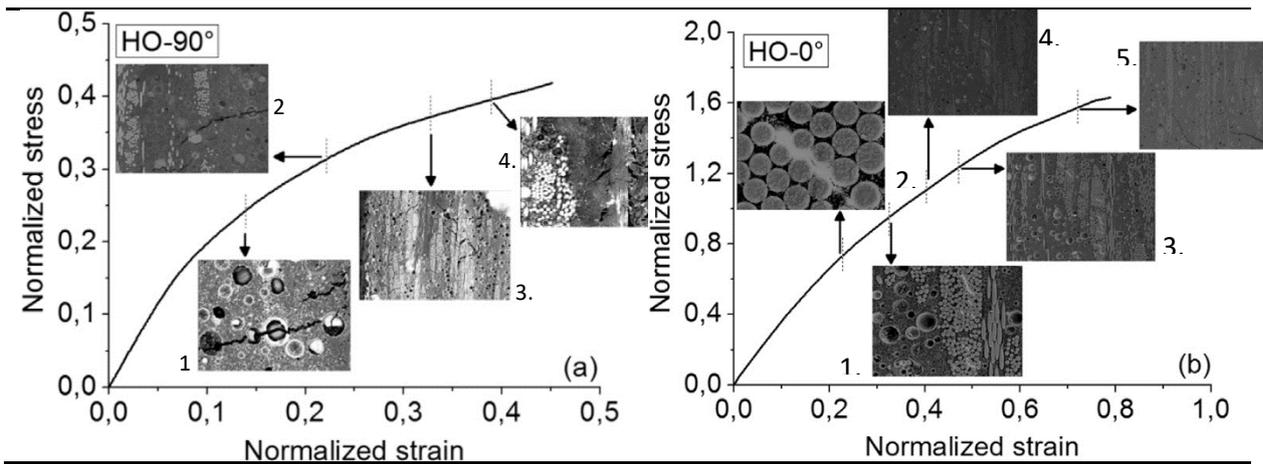


Figure 4-4: Essais de traction *in-situ* couplés à des observations MEB de la microstructure sur des échantillons LD-SMC HO à 90° et 0° [3].

A contrario, les observations réalisées sur les éprouvettes A-SMC HO sollicitées à 0° sont similaires à celles observées dans le cas de SMC classique. Dans cette orientation, l'endommagement est principalement piloté par la décohésion des interfaces fibre-matrice, laquelle apparaît à partir de 30% de la contrainte maximale à la rupture, de façon diffuse dans la surface observée, et majoritairement dans les mèches présentant un angle d'orientation important par rapport à la direction de sollicitation. Du fait de l'orientation privilégiée des mèches dans la direction de chargement, la contrainte est distribuée de façon plus homogène entre le renfort et la matrice que pour le cas HO à 90°. Cela se traduit par l'absence d'autres mécanismes d'endommagement jusqu'à la rupture, où les zones riches en matrice présentent des fissures.

L'anisotropie de comportement induite par le procédé de thermocompression se répercute aussi sur les mécanismes de dégradation prenant place dans le matériau. La différence de mécanismes d'endommagement entre les orientations 0° et 90° montrent qu'une compétition existe entre la fissuration des interfaces sphères/matrices et fibres/matrice lorsque la direction de sollicitation s'écarte de la direction de l'écoulement induit par la thermocompression (MMFD).

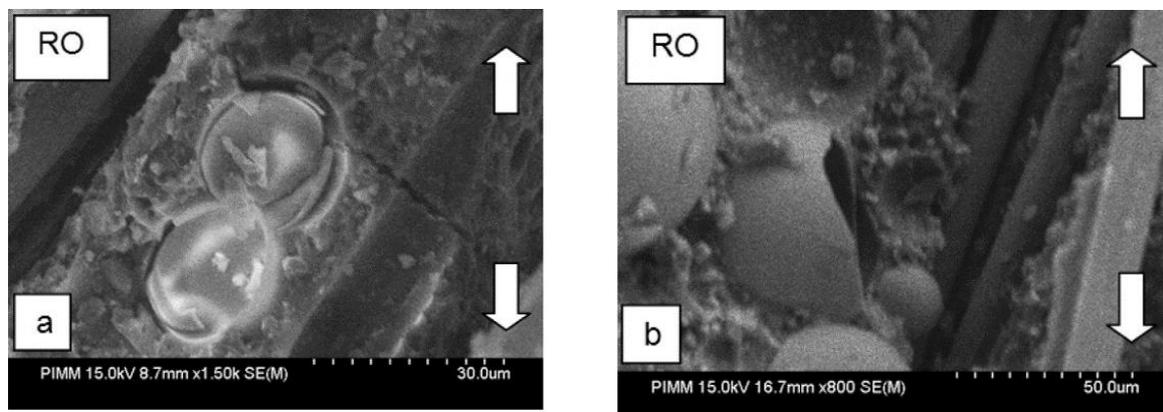


Figure 4-5: Micrographies obtenues par MEB des faciès de rupture d'échantillon LD-SMC RO sollicité en traction quasi-statique, (a) pseudo délamination autour de sphères de verre creuse, (b) rupture de sphère de verre creuse [3].

Les observations *post-mortem* réalisées par les auteurs complètent les observations effectuées lors des essais *in-situ*. Ainsi, les observations *post-mortem* mettent en évidence la décohé- sion aux interfaces sphères/matrices comme mode d'endommagement pour les trois cas considérés (**Figure 4-5**, **Figure 4-6** et **Figure 4-7**). La propagation de ces fissures microscopiques dans la matrice avant la rupture et elle aussi confirmée (**Figure 4-6 (a)**, **Figure 4-7 (b)**).

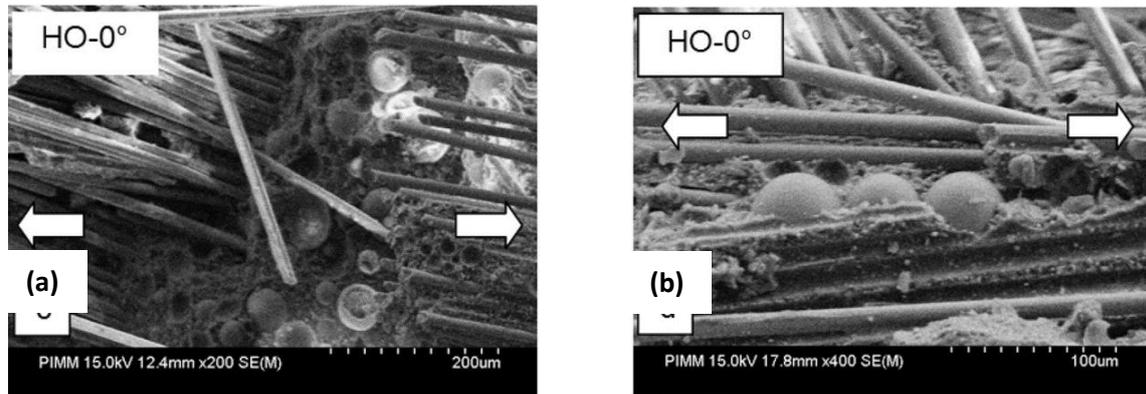


Figure 4-6: Micrographies obtenues par MEB des faciès de rupture d'échantillon LD-SMC HO sollicité en traction quasi-statique à 0°, (a) pseudo-délamination et pull out des fibres, (b) pseudo-délamination autour de sphères de verre creuse [3]

En outre, la présence de ces sphères dans le voisinage de mèches orientées perpendiculairement à la sollicitation favorise le processus d'endommagement dans ces zones (**Figure 4-6 (b)**). En revanche, à proximité des mèches orientées à 0°, la fissuration de la matrice causée par la décohé- sion des sphères favorisent le déchaussement du renfort (**Figure 4-6 (a)**).

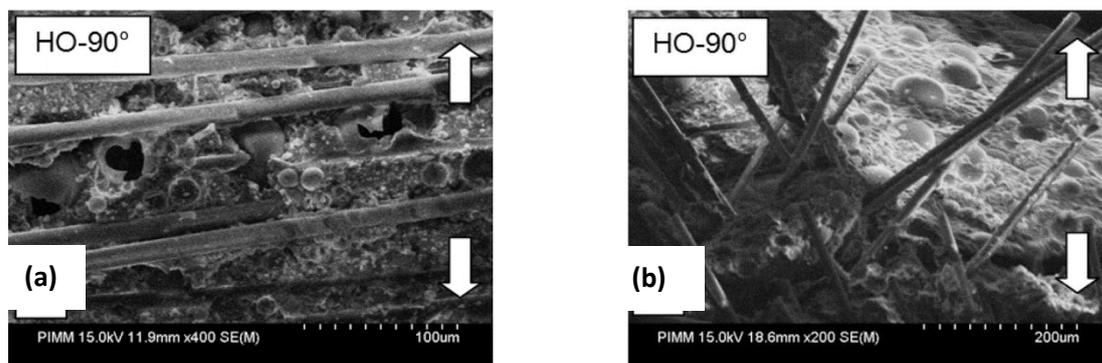


Figure 4-7: Micrographies obtenues par MEB des faciès de rupture d'échantillon LD-SMC HO sollicité en traction quasi-statique à 90°, (a) rupture de sphère de verre creuse, (b) pseudo-délamination et pull out des fibres [3].

Ces différentes observations soulignent que le processus de dégradation et la défaillance du matériau composite sous chargement quasi-statique sont fortement influencés par la présence de ces sphères de verre creuses. Cette influence se décline de différentes façons en fonction de l'orientation du renfort vis-à-vis de la direction de chargement. Si la présence de ces sphères a un impact sur l'évolution de l'endommagement, celui-ci s'initie toujours dans les zones riches en matrice et au niveau des extrémités des mèches comme c'est le cas pour les SMC classiques.

De façon analogue à l'étude du LD-SMC [3] et du SMC-R26 [2], l'étude des mécanismes d'endommagement prenant place dans l'A-SMC est effectuée à partir de l'analyse *post-mortem* des échantillons sollicités en traction quasi-statique [4], pour compléter ces observations, des essais *in-situ* de flexions quatre points sont effectuées dans un MEB dans la configuration HO pour deux configurations : la fibre neutre est orienté à 0° et 90° de la MMF (**Figure 4-8**). Pour ces deux orientations, il apparaît que le principal mécanisme d'endommagement conduisant à la rupture est le pseudo-délaminage à l'interface mèche/matrice. Cette décohésion apparaît majoritairement sur les mèches orientées à 90° de la direction principale de sollicitation, du fait de l'importante contrainte de traction induite. Les fissures issues de ce phénomène de pseudo-délaminage se propagent et coalescent entre les fibres dans les mèches donnant lieu à un réseau de fissures transverses très localisées. La forte densité des mèches dans ce composite gêne la propagation de ces fissures mésoscopiques. Elles sont déviées et continuent de se propager autour de mèches elles aussi orientées perpendiculairement à la direction principale de chargement. Ce processus initie le pseudo-délaminage. Enfin, des ruptures de fibres peuvent être observées juste avant la rupture macroscopique de l'éprouvette.

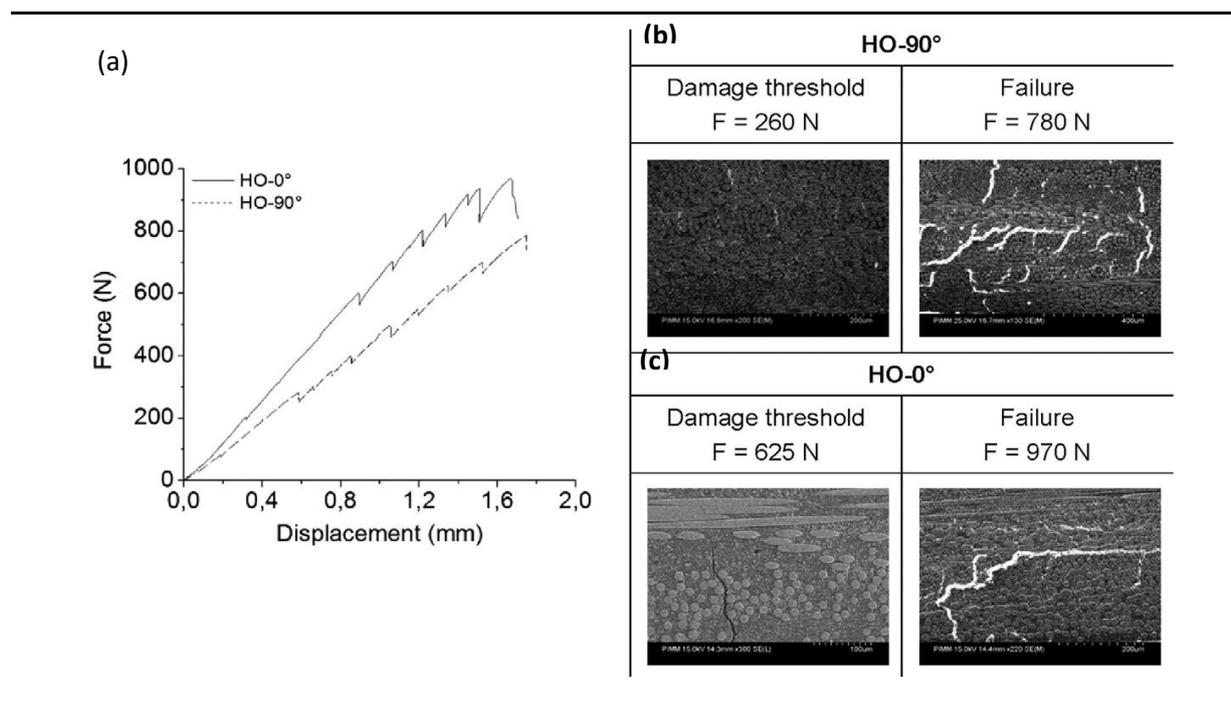


Figure 4-8: Investigations des mécanismes d'endommagement, (a) courbes de flexions pour les éprouvettes A-SMC HO à 0° et 90° , (b) micrographies MEB du A-SMC HO- 90° , (c) micrographies du HO- 0° [4].

Si le scénario d'endommagement et les mécanismes d'endommagement ne varient pas d'une orientation à l'autre, le seuil auquel les dégradations s'initient lui est fonction de cette orientation (**Figure 4-8 (b) et (c)**). Outre cette première différence, l'importance relative des deux mécanismes observés semble elle aussi dépendre de l'orientation. Selon l'orientation par rapport au MMFD (0°) les décohésions d'interfaces restent limitées pour les mèches à 0° alors que le pseudo-délaminage des mèches est favorisé. Pour les mèches à 90° , le pseudo délaminage est restreint et les décohésions d'interfaces sont majoritaires.

Les observations *post-mortem* réalisées sur les échantillons de traction sous chargement quasi-statiques corroborent celles faites lors des essais *in-situ* : les deux mécanismes d'endommagement identifiés (décohésion et pseudo-délamination des mèches) sont de nouveaux présents dans ces nouvelles micrographies.

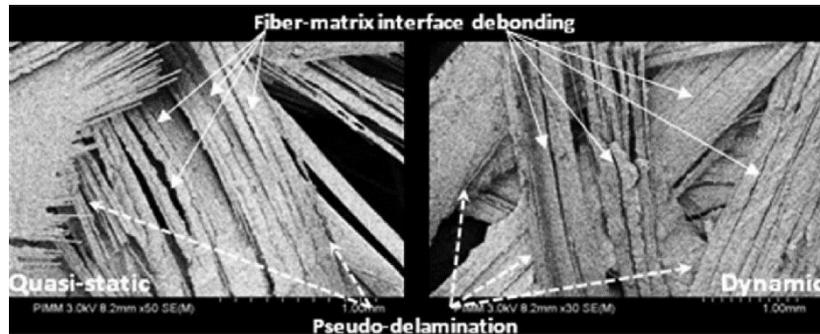


Figure 4-9: Micrographies *post-mortem* des mécanismes d'endommagement sous chargement quasi-statique et dynamique [4].

4.1.1.3 Modes d'endommagement sous chargement quasi-statique

La comparaison des différents modes ou scénarii d'endommagement dans les SMC étudiés fait ressortir une évolution des mécanismes d'endommagement à travers les échelles du matériau allant de l'échelle microscopique à celle macroscopique.

Initialement, l'endommagement s'initie à l'échelle microscopique dans les zones riches en matrice. Cette initiation est principalement induite par les concentrations au niveau des extrémités des fibres, ou des porosités. Les fissures initiées coalescent puis se propagent de ces zones riches en matrice jusqu'à des mèches de fibre de verre. Aux interfaces, ces fissures sont déviées le long des fibres et peuvent conduire à la rupture de celles-ci.

L'adjonction de grandes quantités de sphères de verre creuses (cas des LD-SMC) comme élément de renfort se traduit, selon Shirinbayan *et. al.* [3], par un changement des lieux de concentration de contrainte à l'origine de la nucléation de microfissures (ces sphères remplacent les extrémités de fibres et les porosités). En outre, ces sphères jouent aussi sur les effets d'orientations : à proximité des mèches alignées dans la direction de sollicitation, celles-ci favorisent le déchaussement de fibres, alors que pour celles orientées à 90° de la direction de sollicitation ces mêmes sphères amplifient les effets d'endommagement.

Dans le cas de l'A-SMC, le changement de matrice et l'augmentation de la fraction massique de renfort se traduisent par une diminution du nombre de zones riches en matrice et un changement de mécanismes d'endommagement. Les microfissurations résultent de la coalescence de la décohésion des interfaces fibre/matrice et forment localement un réseau de fissures transverses à l'intérieur des mèches.

4.1.2 Comportement sous chargement de traction-traction en fatigue

4.1.2.1 SMC classiques

Dans leurs travaux sur le comportement en fatigue de traction-traction d'un composite SMC R50 (matrice polyester renforcée de fibres de verre avec une fraction massique de 50%) Wang et Chim [7][8] analysent les mécanismes d'endommagement prenant place dans le matériau. Des investigations basées sur l'observation au MEB d'échantillons testés en fatigue ont été effectuées. Deux états ont été observés, celui à un nombre donné de cycles et l'état observé *post-mortem*. Ainsi, l'initiation et l'évolution des dégradations du matériau ont été suivies. Du fait de l'orientation aléatoire dans le plan à l'échelle mésoscopique du renfort, l'endommagement est vu par les auteurs comme homogènes et uniformes avec une évolution de l'endommagement considéré comme continue.

L'analyse des micrographies met en évidence le fait que l'endommagement apparaît sous différentes formes en fonction des zones observées. Dans celles riches en matrice, les microfissures apparaissent dans une direction perpendiculaire à la direction de sollicitation (**Figure 4-10 (a)**). En revanche, dans les zones plus riches en fibres, les fissures observées ont une orientation préférentielle selon la direction du renfort. Lorsque ces fibres sont orientées parallèlement à la sollicitation, les fissures observées sont perpendiculaires à la direction de chargement et les dimensions sont limitées par la distance séparant les fibres (**Figure 4-10 (b)**). En revanche, lorsque ces fibres forment un angle avec la direction de sollicitation, les fissures se propagent le long des interfaces fibre/matrice (**Figure 4-10 (c)**). A l'échelle mésoscopique, la rupture de mèches est rarement observée dans ce matériau. En revanche il est observé que ces fissures ont une orientation privilégiée en fonction de la direction de chargement.

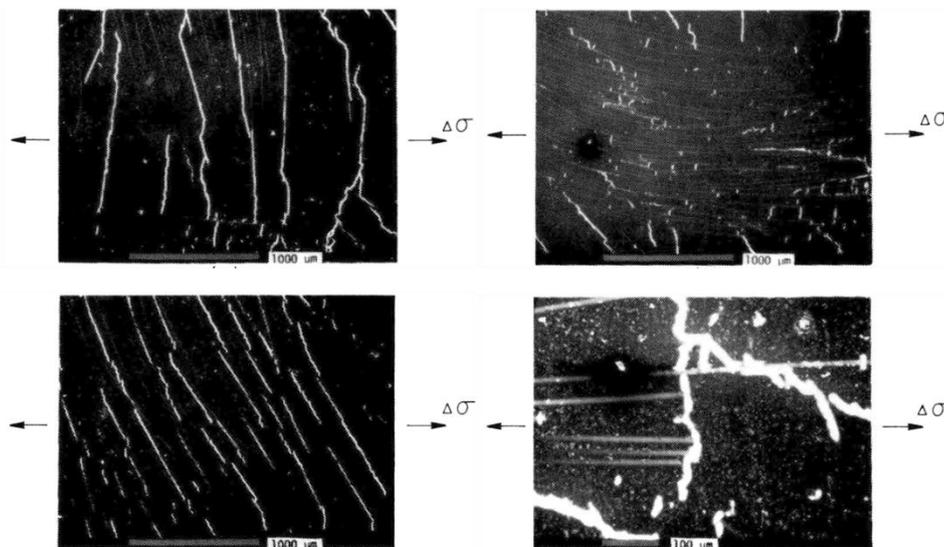


Figure 4-10: Micrographies MEB post-mortem d'un échantillon de SMC-R50 sollicité en fatigue à, fissures (a) dans une zone riche en matrice, (b) dans une zone riche en fibres orientées selon la direction de chargement, (c) dans une zone riche en matrice avec des fibres inclinées par rapport à la direction de sollicitation, (d) à l'extrémité des mèches [7].

Le suivi de l'évolution de la longueur des fissures et de leur orientation en fonction du nombre de cycles à contraintes maximales appliquées $\sigma_{max} = 0,6 \sigma_{uts}$ est présentée en **Figure 4-11 (a) et (b)** en termes de densités cumulées. En **Figure 4-11 (a)** l'évolution de la densité cumulée de longueurs de fissures montrent une augmentation rapide des densités de longueur de fissures inférieure à 1mm dès les premiers cycles. Cet accroissement se poursuit tout au long de la durée de vie de l'éprouvette. De façon analogue, l'évolution de la densité cumulée d'orientation des fissures montre, pour tous les cycles concernés, un accroissement rapide entre 0 et 45°, puis la courbe atteint un plateau au-delà. Cette évolution de la densité cumulée d'orientation démontre la forte orientation privilégiée des fissures.

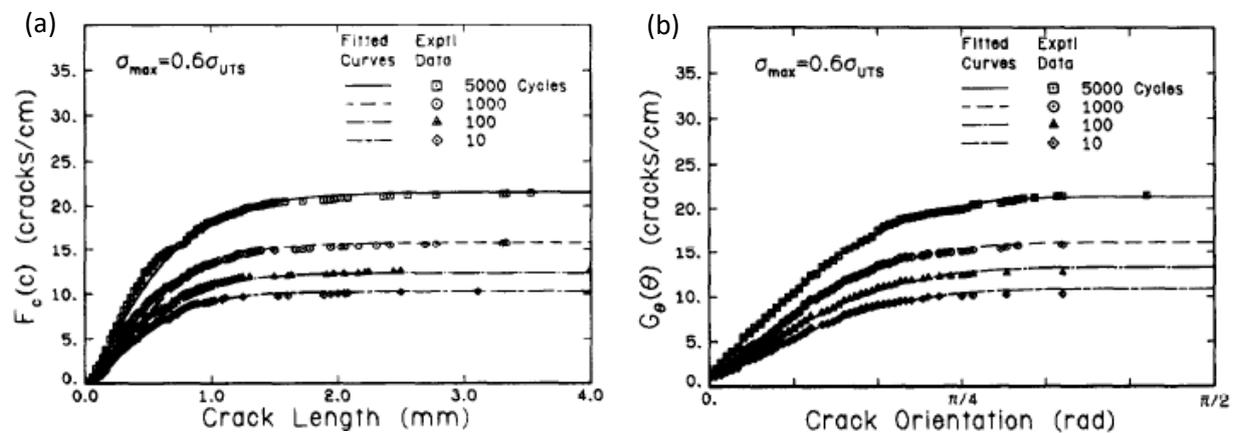


Figure 4-11: Evolution des densités cumulées de longueur (a) et d'orientation (b) des fissures observées sous chargement de fatigue à $\sigma_{max} = 0,6 \sigma_{uts}$ au fur et à mesure des cycles [8].

En outre, lorsque la contrainte maximale appliquée augmente de $\sigma_{max} = 0,6 \sigma_{uts}$ à $\sigma_{max} = 0,8 \sigma_{uts}$, la morphologie des fissures évolue : la densité de fissures observées est plus importante, mais leur longueur caractéristique est plus faible [8]. Cette évolution est attribuée au fait que sur une même période de temps, le nombre de fissures générées à grandes amplitudes est supérieur, mais que la durée de vie plus courte empêche ces fissures de croître suffisamment.

Les mécanismes d'endommagement à l'intérieur du SMC-R50 sont similaires à ceux observés pour les SMC-R30 et -R26 observés sous chargement de traction quasi-statique. La fraction massique plus importante de mèches de fibre de verre ne modifie pas le scénario d'endommagement (initiation de l'endommagement dans les zones riches en matrice au niveau des lieux de concentration de contraintes comme l'extrémité des mèches). Par contre, sous chargement de fatigue, on observe que les fissures ont des orientations privilégiées par rapport à la direction de sollicitation et que leur densité et dimensions caractéristiques dépend de la contrainte maximale appliquée.

4.1.2.2 A-SMC

De la même façon que sous chargement quasi-statique, Shirinbayan *et. al.* [5] ont analysé les l'évolution des mécanismes d'endommagement en fatigue en fonction de la fréquence de sollicitation.

Les principaux mécanismes d'endommagement identifiés sous chargement quasi-statique, la décohésion des interfaces fibre/matrice et le pseudo délaminage des mèches, sont les même sous chargement de fatigue.

A une fréquence de 10 Hz et à une faible contrainte appliquée ($0,4\sigma_{uts(RO)}$), les micrographies de la zone de de rupture en **Figure 4-12 (b)** révèlent des mèches complètement arrachés, emportant avec elles une grande part de matrice avec peu d'arrachements de fibre. Lorsque la contrainte appliquée augmente ($0,55\sigma_{uts(RO)}$), on observe une évolution du faciès de rupture avec un plus grand nombre de fibres arrachées (**Figure 4-12 (c)**). Ces fibres présentent des flancs rugueux, soulignant qu'une partie de leur interface est arrachée avec elles (rupture cohésive). A faible contrainte appliquée, le principal mécanisme d'endommagement est le pseudo-délaminage des mèches ; lorsque la contrainte appliquée augmente ce mécanisme n'est plus aussi prépondérant et l'arrachement des fibres devient alors le principal mécanisme de dégradation.

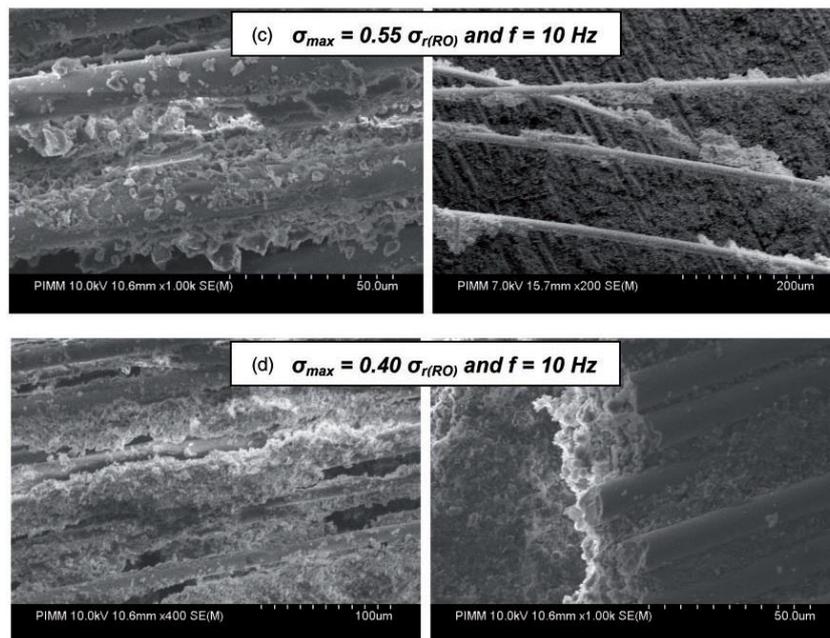


Figure 4-12: Micrographies *post-mortem* d'échantillons A-SMC sollicités en fatigue (traction-traction) à une fréquence de 10Hz, à différentes contraintes appliquées : (a) de 40% et (b) de 55% de la contrainte maximale à la rupture [5]

A haute fréquence (100Hz) et pour les deux contraintes maximales appliquées ($0,4\sigma_{uts(RO)}$; $0,55\sigma_{uts(RO)}$), les micrographies sont présentées en **Figure 4-13 (a) et (b)**. Les analyses soulignent la prédominance de l'arrachement des fibres comme mécanisme d'endommagement. La différence entre faible et forte contrainte est l'état de surface des fibres arrachées : celles-ci présentent des flancs bien plus lisses que précédemment et d'autant plus lisses que la contrainte appliquée est élevée. On observe une évolution du mode de rupture des interfaces de cohésive à adhésive. L'augmentation de la fréquence de sollicitation se traduit, selon [5], par une augmentation de la température de l'échantillon conduisant à un adoucissement de la matrice

favorisant une rupture plus ductile et une décohésion fibre/matrice de type rupture d'interface adhésive.

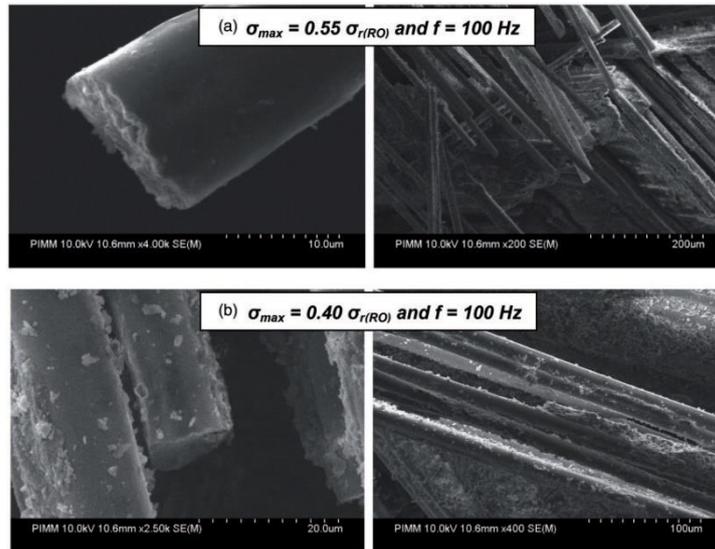


Figure 4-13: Micrographies *post-mortem* d'échantillons A-SMC sollicités en fatigue (traction-traction) à une fréquence de 100Hz pour une contrainte maximale appliquée (a) de 40% et (b) de 55% de la contrainte maximale à la rupture [5]

Les analyses des faciès de rupture en fatigue et de leur évolution en fonction de la contrainte appliquée confirment le rôle prédominant des interfaces dans le processus de dégradation du matériau composite. A faibles fréquence et contrainte, la rupture des interfaces est cohésive et le pseudo-délaminage des mèches est favorisé, tandis qu'à hautes fréquence et contrainte, la rupture des interfaces devient adhésive et l'arrachement des fibres devient le mode principal du fait de l'adoucissement de la matrice, induit par l'auto échauffement de la matrice.

4.1.2.3 Modes d'endommagement sous chargement de fatigue

L'analyse du scénario et des modes d'endommagement du SMC-R50 conforte les conclusions tirées de l'analyse des SMC-R30 et -R26 sous chargement quasi-statique. L'augmentation de la fraction massique de renfort ne semble pas modifier le scénario d'endommagement. En revanche un effet de seuil est observé en fonction de la contrainte appliquée : plus celle-ci est élevée, plus la densité de fissures est importante et plus la longueur de ces fissures est faible.

De façon analogue, l'analyse des modes d'endommagement du A-SMC sous chargement de fatigue confirme le rôle prépondérant de l'interface dans le processus de dégradation. Comme pour le SMC-R50, un effet de seuil associé à la contrainte appliquée est observé. Celui-ci marque un changement de mode de dégradations. En outre, un effet de seuil est aussi observé en fonction de la fréquence de sollicitations. Celui-ci marque un changement de rhéologie de la matrice induit par son auto-échauffement. L'évolution du comportement de la matrice se répercute lui aussi sur les modes de dégradations.

4.1.3 Synthèse des mécanismes d'endommagement et de leur évolution

Les principaux mécanismes d'endommagement observés dans les SMC classiques (SMC-R30 [1], -R26 [2], -R50 [7][8]) sont la fissuration de la matrice, des interfaces et la rupture des fibres. L'initiation de l'endommagement s'effectue à chaque fois dans les zones riches en matrice au niveau des lieux de concentrations de contraintes dans la microstructure (porosités et extrémités des fibres), la coalescence et la propagation des fissures ainsi générées se propagent dans la matrice dans une direction perpendiculaire à la direction de sollicitation. Lorsque ces fissures rencontrent le renfort (mèches de fibres de verre), celles-ci vont se propager de façon différente en fonction de l'orientation de celui-ci. Lorsque qu'il est parallèle à la direction de sollicitation, les fissures sont arrêtées aux interfaces et peuvent se propager le long de ceux-ci et/ou provoquer la rupture de la fibre et poursuivre jusqu'à la suivante. En revanche, lorsqu'il forme un angle avec la direction de chargement, les fissures sont déviées et se propagent le long des interfaces. Cette réorientation de la propagation des fissures est d'autant plus importante et fréquente que le renfort présente un angle élevé par rapport à la direction de chargement. Sous sollicitation de fatigue, les mécanismes d'endommagement et leur évolution restent les mêmes. Les travaux de Wang *et. al.* [7][8] ont mis en évidence une différence de la longueur caractéristique des fissures en fonction de la contrainte appliquée : plus celle-ci est importante, plus les fissures présentent une longueur caractéristique faible et une densité importante.

L'introduction de sphère creuse de verres comme renfort dans le cas du LD-SMC [3] ne modifie pas significativement les mécanismes d'endommagement. Ces sphères se substituent aux porosités et extrémités de fibres en tant que lieu de concentration de contrainte. L'initiation de l'endommagement s'effectue dans leur voisinage par décohésion des interfaces sphère/matrice ou par leur rupture. En outre, la présence de ces sphères autour de mèches non alignés dans la direction de chargement amplifie l'endommagement dans cette zone, quand leur présence autour de mèches parallèles à la direction de chargement favorise le pseudo-délaminage des mèches. Ce nouveau renfort augmente l'impact de l'orientation de la microstructure induite par le procédé sur la dégradation du matériau.

En revanche, dans le cas de l'A-SMC [4][5], le passage d'une matrice polyester à vinylester se traduit par une modification significative des mécanismes d'endommagement. Si la plus grande fraction massique de renfort (50% de mèches de fibres de verre) se traduit par des zones riches en matrice moins nombreuses, il n'en reste pas moins que la dégradation des interfaces fibre/matrice (décohésion et arrachement) et mèche/matrice (pseudo délaminage) deviennent les principaux mécanismes d'endommagement. L'initiation de l'endommagement s'effectue aux interfaces. L'étude de l'impact de la fréquence et de la contrainte de sollicitation sous chargement de fatigue sur les mécanismes de chargement met en évidence un changement de mécanisme principal en fonction du régime. A faible fréquence et contrainte, le pseudo-délaminage des mèches est le principal mécanisme. L'augmentation de la contrainte favorise la décohésion des fibres et leur arrachement. Enfin,

l'augmentation de la fréquence a un impact sur la forme de la rupture des interfaces fibre/matrice : de cohésive sous faibles amplitudes à adhésive sous fortes amplitudes. Cette modification est due à l'auto-échauffement induit et à l'adoucissement de la matrice qu'il engendre.

Cette évolution des mécanismes d'endommagement prenant place dans les SMC classique et l'A-SMC est majoritairement due au changement de matrice. Selon F. Vautard *et. al.* [9] l'évolution des applications envisagées des SMC vers des applications structurelles, les matrices polyester classiques sont remplacées par des matrices vinylester offrant de meilleures propriétés mécaniques et environnementales. En revanche, la faible adhésion de ces matrices à l'interface des fibres est un facteur critique dans le comportement des matériaux composites produits avec cette matrice.

4.2 Analyses *post-mortem* du AC-SMC sous chargement quasi-statique

Des observations *post-mortem* par rayons X de la zone d'observation (ZOI) et au MEB du faciès de rupture sont effectuées sur les éprouvettes AC-SMC testés en traction quasi-statique, dont les résultats sont présentés dans le chapitre précédent. A partir de ces observations, les mécanismes d'endommagement du matériau sont analysés et comparés aux conclusions de la section précédente relatives aux SMC, LD-SMC et aux A-SMC.

4.2.1 Investigation aux rayons X

Les radiographies *post-mortem* des échantillons de la configuration AC-SMC RO et HO sont présentées respectivement en **Figure 4-14** et **Figure 4-15**. Pour les trois directions de chargement considérées, un réseau complexe de fissures couvrant une partie substantielle de la ZOI est révélé par rayons X. Ce réseau est constitué de deux types de fissure : le premier se présente sous la forme d'amas de fissures parallèles (type 1), le second est constitué de fissures plus grandes et enchevêtrées (type 2). Il est supposé que le premier réseau de fissure se développe à l'intérieur des mèches. En revanche, le second, du fait de la largeur relative des fissures et de leur enchevêtrement est supposé se produire à l'échelle des mèches.

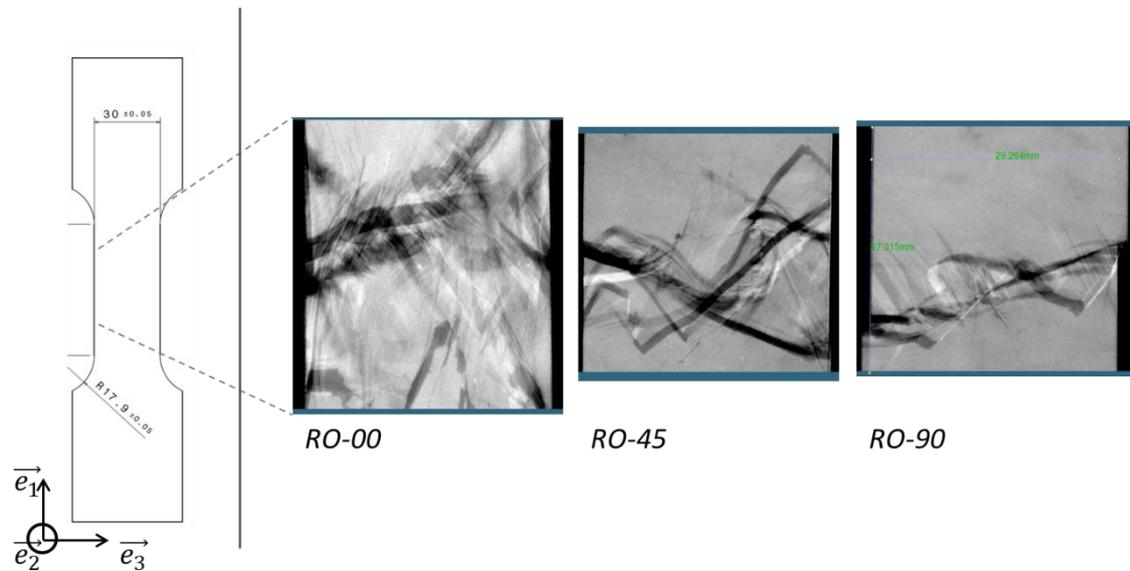


Figure 4-14: Radiographie *post-mortem* aux rayons X d'échantillons RO sollicités en traction quasi-statique selon différentes orientations.

Tout d'abord, pour les échantillons RO, on observe une évolution de la forme du réseau de fissures en fonction de la direction de sollicitation. Si pour des sollicitations selon la MMFD (0°), toute la zone d'intérêt (ZOI) est affectée par ce réseau de fissures, il est observé qu'à 45° et 90° ce réseau couvre une partie de plus en plus restreinte de la ZOI, soulignant que l'endommagement évolue de façon localisée et de moins en moins diffuse. En outre, les fissures de type 2 présentent des orientations de moins en moins variées au fur et à mesure que l'angle de chargement s'écarte de la MMFD, traduisant ainsi le fait que l'endommagement se produise et évolue dans des directions privilégiées.

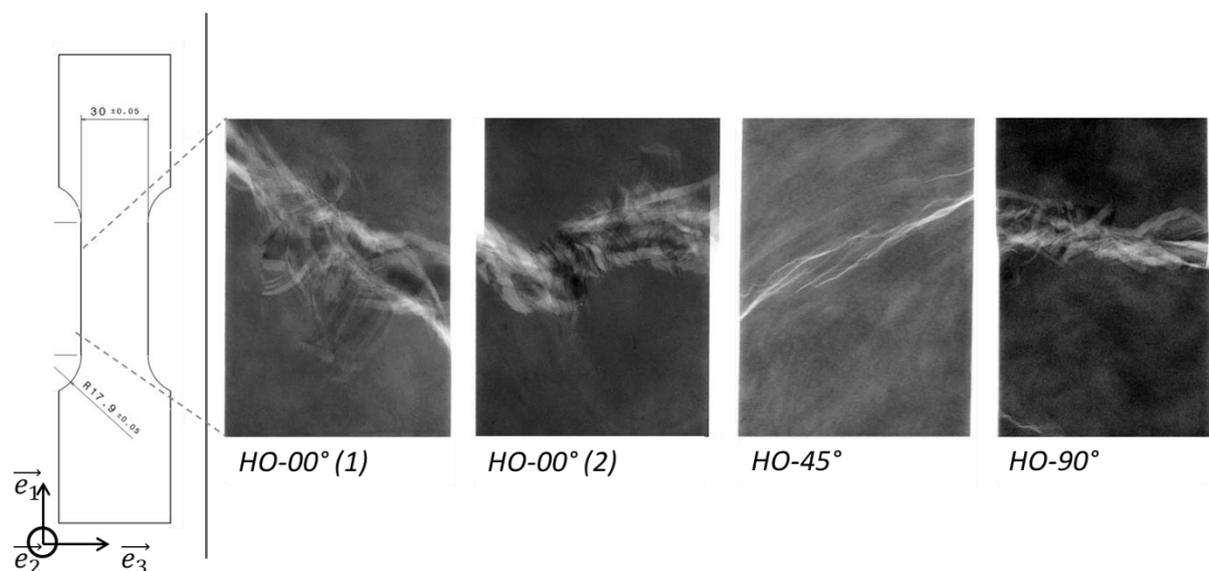


Figure 4-15: Radiographie *post-mortem* aux rayons X d'échantillons HO sollicités en traction quasi-statique selon différentes orientations.

En revanche, si les radiographies par rayon X effectuées à 45° et 90° des échantillons HO présentent un réseau de fissures similaire à ceux observés pour la configuration RO, dans des conditions de chargement similaires : la rupture se produit selon la MMFD pour ces deux orientations. Cela met en évidence le fait que les fissures se propagent selon la direction principale de la microstructure induite par le procédé de thermocompression. Les deux radiographies *post-mortem* présentées pour les échantillons HO sollicité à 0° montrent une plus faible diffusion des fissures de type 1 que pour la configuration RO, et une orientation privilégiée des fissures de type 2 (autour de 45° pour HO-00° (1) et 90° pour HO-00° (2) par rapport la direction de longitudinal).

De façon plus générale, pour les deux configurations de AC-SMC et pour chaque orientation considérée, il est observé que l'endommagement se produit à deux échelles : à l'intérieur des mèches, l'endommagement se produit sous la forme de longues et fines fissures ; et entre les mèches sous la forme de larges fissures ouvertes pouvant mener à la rupture macroscopique des éprouvettes.

4.2.2 Observations au MEB

Pour approfondir l'analyse des mécanismes d'endommagement à une échelle plus fine, des observations des faciès de rupture au MEB sont effectuées. En **Figure 4-16**, une analyse détaillée du faciès de rupture d'un échantillon RO sollicité selon la MMFD est présentée. Celle-ci repose sur une vue globale enrichie d'agrandissements en différents lieux afin de mieux distinguer les mécanismes d'endommagement. Cette analyse confirme l'hypothèse d'un processus d'endommagement se produisant à deux échelles (à l'intérieure et autour des mèches) faite à partir de l'analyse des radiographies *post-mortem* effectuées sur les échantillons testés précédemment. Les mécanismes d'endommagement identifiés à l'extérieur des mèches sont le pseudo-délamination des mèches et l'arrachement des fibres. A l'intérieur de ces mèches, les mécanismes d'endommagement sont principalement la décohésion des interfaces fibre/matrice et la fissuration de la matrice, dans les rares zones où on observe un volume suffisant de matrice pour que cela se produise.

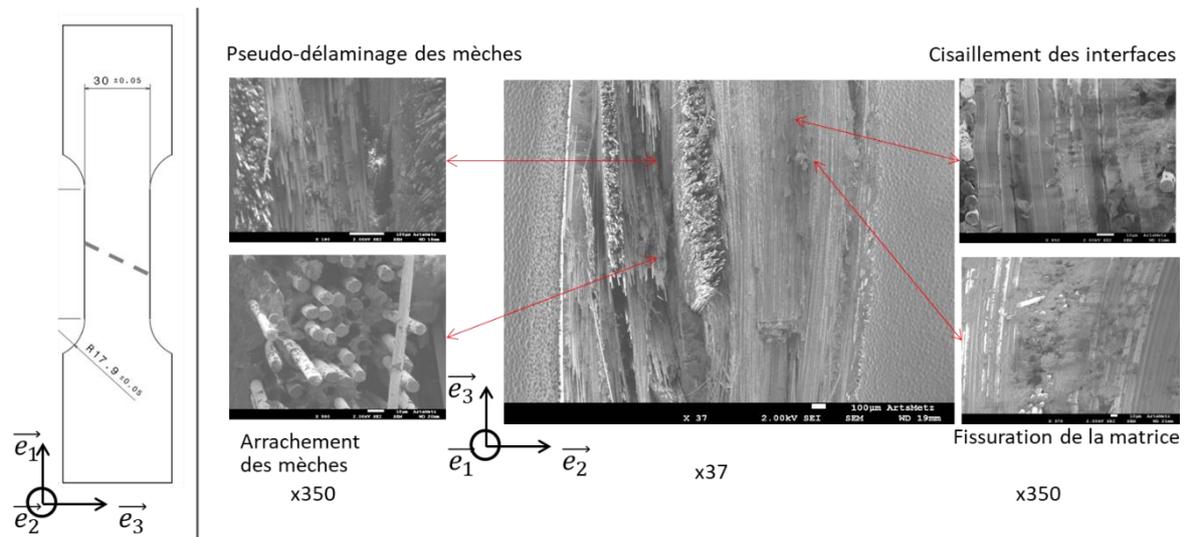


Figure 4-16: Micrographies MEB *post-mortem* du faciès de rupture du AC-SMC RO sollicité selon la MMFD.

Enfin les observations réalisées au MEB montrent l'absence de fragmentation des mèches ou de ruptures des fibres. Les fissures macroscopiques de type deux conduisant à la rupture se propagent entrent les mèches.

4.2.3 Synthèse des observations

Les analyses *post-mortem* mettent en évidence un endommagement se produisant à deux échelles. A l'échelle de la microstructure, l'endommagement se produit à l'intérieur des mèches par la décohésion des interfaces fibre/matrice conduisant au déchaussement des fibres et, dans de rares occurrences, la fissuration de la matrice dans les zones riches en matrice. A l'échelle de la mésostructure (mèche), l'endommagement se produit aux interfaces mèche/matrice conduisant dans la majorité des cas au pseudo-délamination des mèches, et, dans une moindre mesure, au déchaussement ou à l'éclatement de celles-ci. Enfin, deux tendances sont qualitativement observables. Pour la configuration des éprouvettes AC-SMC RO sollicitées à 45° et 90° comme pour la direction HO dans les trois orientations considérées : l'endommagement se développe selon la direction principale d'orientation du renfort. En revanche dans le cas de la configuration AC-SMC RO à 0° (MMFD), l'endommagement se développe de façon homogène dans la zone d'observation, sans qu'une direction privilégiée des fissures ne transparaissent.

4.3 Analyses *post-mortem* des échantillons testés AC-SMC sous chargement de fatigue

Comme pour les éprouvettes sollicités de façon quasi-statique, une analyse *post-mortem* par rayons X de la zone d'observation (ZOI) des éprouvettes AC-SMC testées en fatigue, dont les résultats sont présentés dans le chapitre précédent. La caractérisation du comportement en fatigue ayant porté sur les trois orientations AC-SMC RO (0°, 45°, 90°) et sur les effets de rapport de charge ($R_\sigma = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{MAX}} = 0,1 \text{ et } 0,4$), l'analyse des mécanismes d'endommagement prend en compte ces deux aspects.

4.3.1.1 Impact du chargement sur l'endommagement

L'impact de la contrainte appliquée sur l'évolution de l'endommagement est analysé à partir des radiographies des ZOI des échantillons RO testés à 0° (**Figure 4-17**), 45° (**Figure 4-18**), et 90° (**Figure 4-19**).

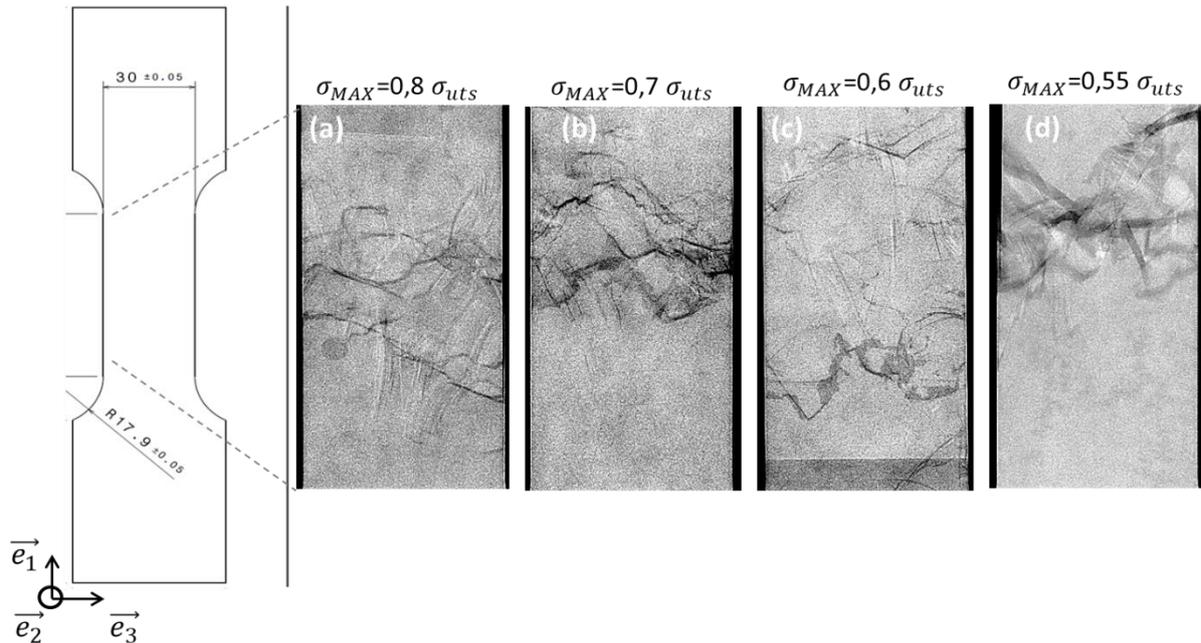


Figure 4-17: Radiographies des échantillons RO testés à 0° , à une fréquence de 10Hz et avec un rapport de chargement de 0,1, pour des contraintes maximales appliquées (a) $\sigma_{MAX} = 0,8\sigma_{uts}$, (b) $\sigma_{MAX} = 0,7\sigma_{uts}$, (c) $\sigma_{MAX} = 0,6\sigma_{uts}$, (d) $\sigma_{MAX} = 0,55\sigma_{uts}$.

L'observation radiologique *post-mortem* des zones d'intérêts des éprouvettes AC-SMC RO selon la MMFD et testées en fatigue à différentes contraintes montrent une évolution d'un réseau de fissures (**Figure 4-17**). De façon générale, ce réseau gagne en densité au fur et à mesure que les contraintes appliquées décroissent. En revanche, les résultats ne permettent pas de conclure sur le fait que l'endommagement soit diffus ou localisé. Les **Figure 4-17 (a), (b) et (d)** présentent des zones affectées de dimensions équivalentes, en **Figure 4-17 (c)**, deux zones distinctes d'endommagement, présentant des différences en termes de densité de fissures, sont visibles dans la majorité des éprouvettes testées. Enfin, la comparaison avec les observations effectuées sous sollicitation quasi-statiques fait ressortir deux aspects : (i) l'endommagement est nettement plus diffus et le réseau de fissures nettement plus dense en quasi-statique, (ii) dans les deux cas, les deux types de fissures identifiées sont observables.

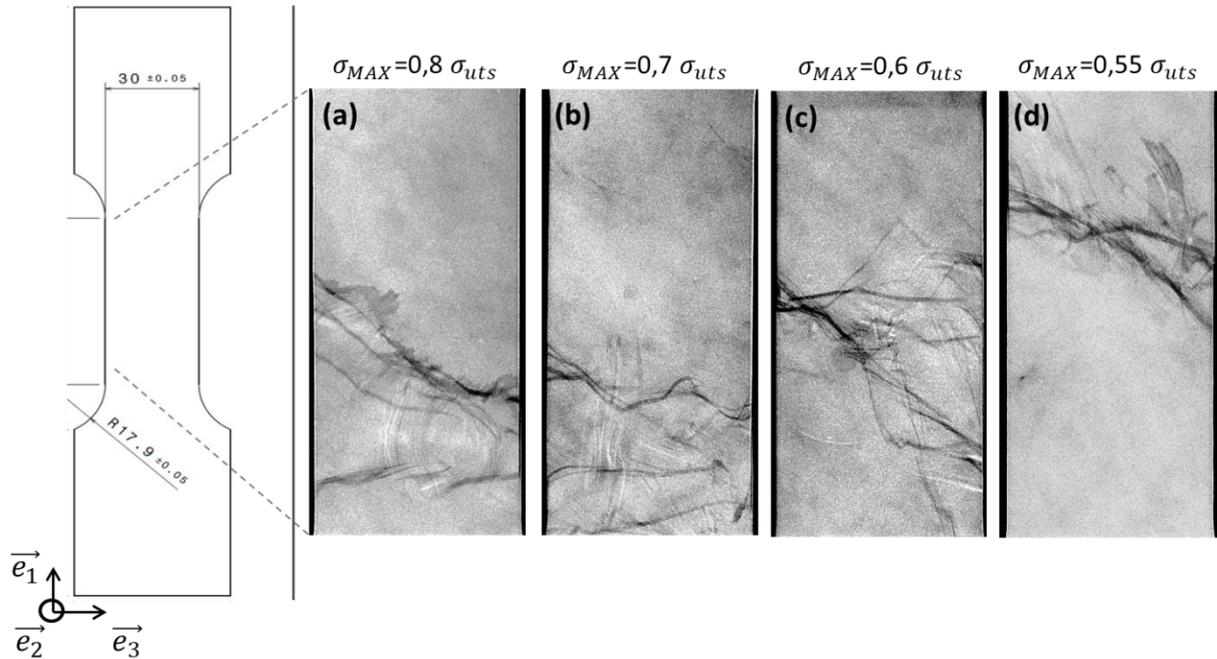


Figure 4-18: Observations aux rayons X des éprouvettes AC-SMC RO à 45° (fréquence de 10 Hz, rapport de charge de 0,1) à différentes contraintes maximales appliquées : (a) $\sigma_{MAX} = 0,8\sigma_{uts}$ (b) $\sigma_{MAX} = 0,7\sigma_{uts}$, (c) $\sigma_{MAX} = 0,6\sigma_{uts}$, (d) $\sigma_{MAX} = 0,55\sigma_{uts}$.

Le résumé des observations radiologiques par rayons X des échantillons RO testés à 45° est présenté en **Figure 4-18**. Contrairement au cas RO 0°, les fissures de type 2 (larges, entremêlées et attribuées à l'endommagement des interfaces mèche/matrice) forment majoritairement un angle de 45° ou 90° avec la direction de chargement. Les fissures pour les deux contraintes appliquées les plus basses ($\sigma_{MAX} = 0,6\sigma_{uts}$ et $\sigma_{MAX} = 0,55\sigma_{uts}$ respectivement **Figure 4-18** (c) et (d)) forment majoritairement un angle de 45° avec la direction de chargement et présentent des densités de fissures plus faibles par rapport aux deux autres paliers de chargement. La comparaison des résultats à 45° et dans la MMFD met en évidence les mêmes différences en fatigue qu'en quasi-statique : plus faible densité et un endommagement diffus avec une orientation privilégiée des fissures.

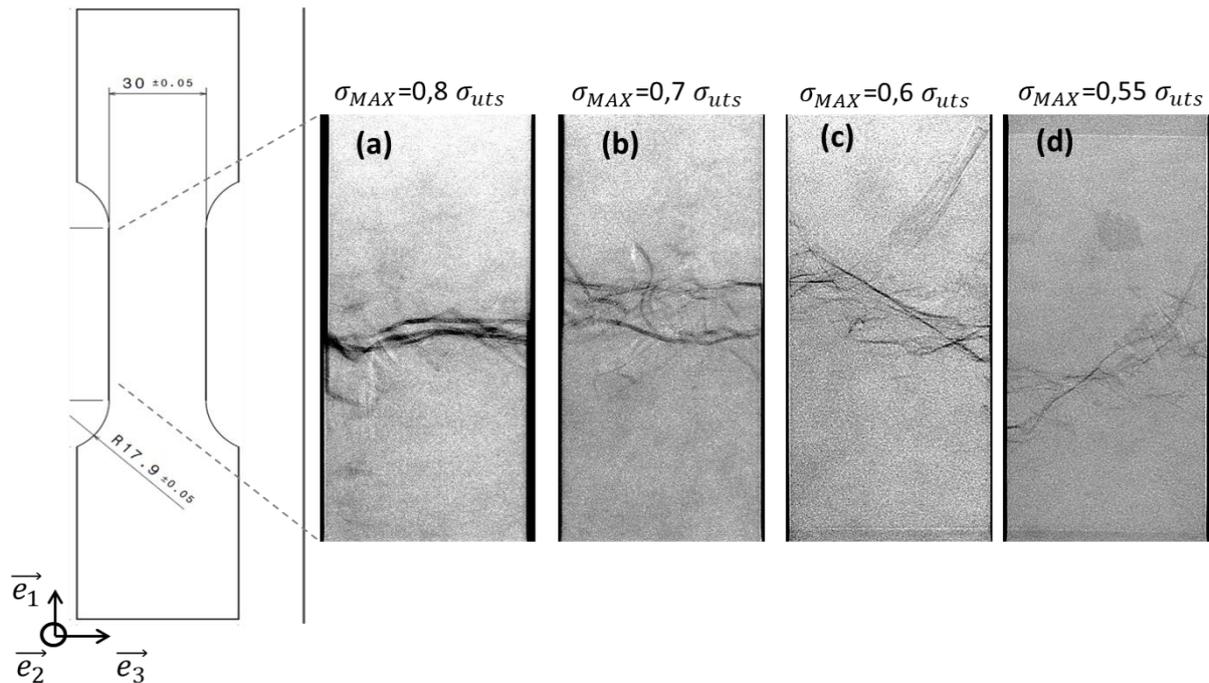


Figure 4-19: Radiographies des échantillons RO testés à 90° , à une fréquence de 10Hz et avec un rapport de chargement de 0,1, pour des contraintes maximales appliquées (a) $\sigma_{MAX} = 0,8 \sigma_{uts}$, (b) $\sigma_{MAX} = 0,7 \sigma_{uts}$, (c) $\sigma_{MAX} = 0,6 \sigma_{uts}$, (d) $\sigma_{MAX} = 0,55 \sigma_{uts}$.

De façon analogue aux cas précédents, les observations des zones d'intérêts des éprouvettes aux rayons X mettent en évidence le réseau de fissures (**Figure 4-19**). Deux principaux phénomènes sont observables : (i) la zone affectée par l'endommagement croît au fur et à mesure que la contrainte appliquée diminue. En fait, l'endommagement est davantage localisé lorsque la contrainte appliquée est élevée, (ii) la densité ainsi que la largeur des fissures) s'avère diminuer avec la contrainte maximale appliquée. L'orientation privilégiée des fissures par rapport à la direction de sollicitation est à nouveau observée. Cet aspect confirme les observations faites en quasi-statique ainsi que la tendance décrite par les éprouvettes RO à 45° pour les différentes sollicitations.

4.3.1.2 Effets du rapport de chargement

De façon comparable à l'analyse des effets d'orientations, l'impact du rapport de charge en traction-traction est brièvement analysé à travers deux rapports différents : 0,1 et 0,4. Cette analyse porte sur l'AC-SMC RO à 45° (**Figure 4-20**) et selon la MMFD et à 90° de celle-ci (**Figure 4-21**).

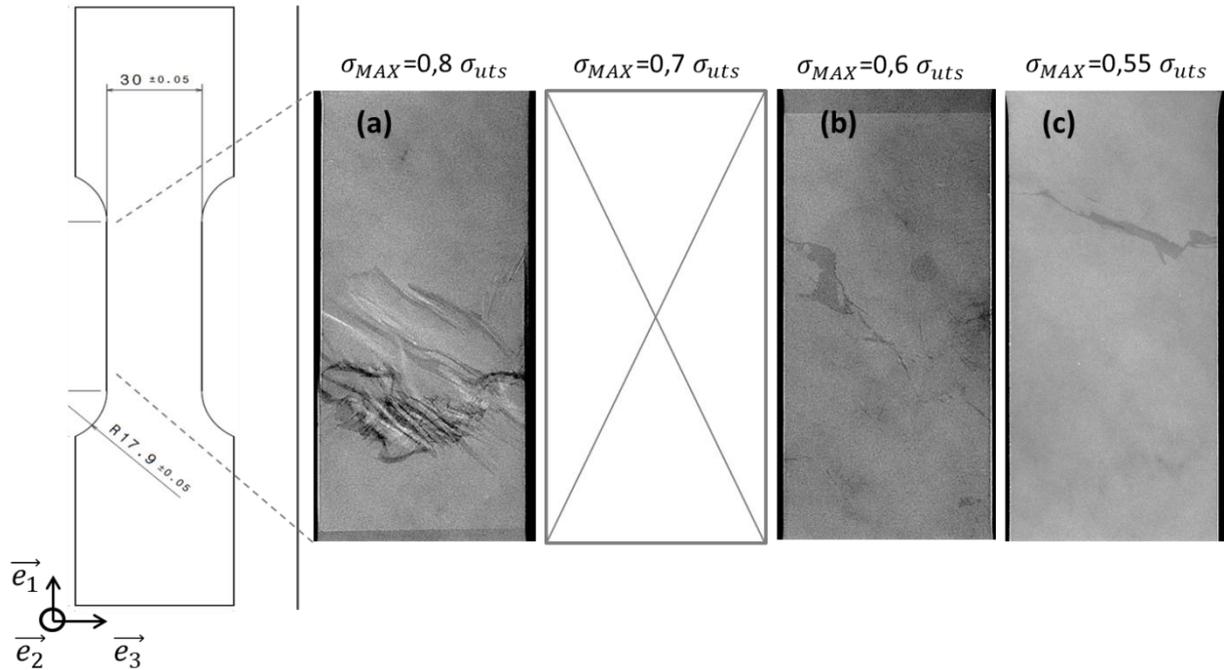


Figure 4-20: Observations *post-mortem* aux rayons X des éprouvettes AC-SMC RO 45° testée en fatigue à une fréquence de 10 Hz, avec un rapport de charge de 0,4 pour différentes contraintes maximales appliquées : (a) $\sigma_{MAX} = 0,8\sigma_{uts}$, (b) $\sigma_{MAX} = 0,6\sigma_{uts}$, (c) $\sigma_{MAX} = 0,55\sigma_{uts}$.

Comme présenté en **Figure 4-20**, trois paliers de sollicitation sont considérés pour le AC-SMC RO à 45° pour un rapport de charge 0,4, aux mêmes contraintes maximales appliquées que précédemment. Aux contraintes maximales les plus faibles ($\sigma_{MAX} = 0,6\sigma_{uts}$ et $\sigma_{MAX} = 0,55\sigma_{uts}$) très peu de fissures sont observées dans la zone d'observation, traduisant adoucissement de l'endommagement (en termes de zone affectée, de dimensions et de densité du réseau de fissures). Néanmoins, il s'avère que l'orientation privilégiée de l'endommagement reste conservée pour les trois paliers concernés. Pour une contrainte appliquée égale à 80% de la contrainte à la rupture (**Figure 4-20 (a)**), un changement de tendance est observé entre les deux rapports de charges considérés. Si, pour un rapport de charge 0,1 (**Figure 4-18 (b)**) les fissures de type deux sont majoritaires, celles-ci sont remplacées par les fissures de type 1 (fines fissures parallèles attribuées à l'endommagement intra-mèche) lorsque le rapport de charge est égale à 0,4.

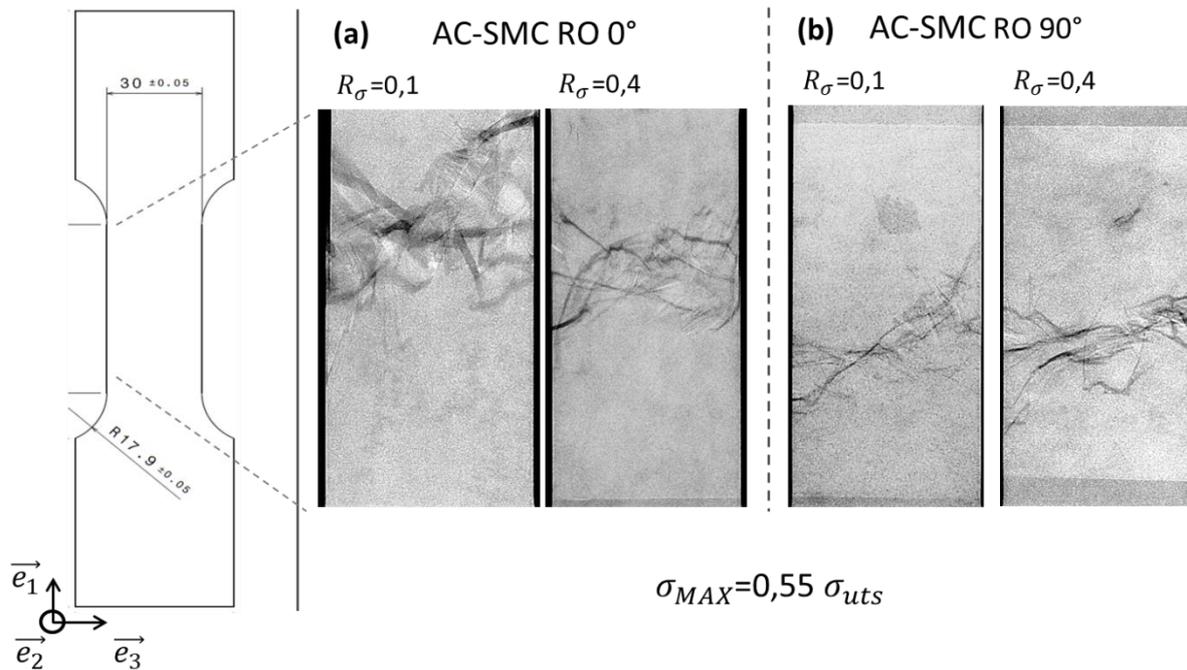


Figure 4-21: Comparaison des radiographies *post-mortem* du AC-SMC RO selon la MMFD aux deux rapports de charge ((a) 0,1 (b) 0,4) et à 90° pour les mêmes rapports de charge (respectivement (c) et (d)).

Une comparaison entre les radiographies *post-mortem* pour deux rapports de charge différent (0,1 et 0,4) pour les orientations 0° et 90° du AC-SMC est présentée en **Figure 4-21** ((a) et (b)). L'augmentation du rapport de charge dans la MMFD (**Figure 4-21** (a)) se traduit par un endommagement plus faible : le réseau de fissures est moins dense, la zone affectée est plus petite, et les fissures sont moins larges. Cette évolution de l'endommagement présente les mêmes tendances que celles observées à 45°. En revanche, cette même augmentation de rapport de charge se traduit par des effets inverses dans le cas du AC-SMC RO à 90° (**Figure 4-21** (b)) : le réseau de fissure révélée par radiographies s'avère plus dense tout en affectant des surfaces équivalentes et en conservant la même orientation privilégiée.

4.3.2 Synthèse des observations

Ces différentes analyses *post-mortem* effectuées sur les éprouvettes testées en fatigue ont mis en évidence différents effets de l'endommagement en fonction de l'orientation et du rapport de charge. Globalement la dispersion des réponses en fatigue se répercute lors des analyses *post-mortem* rendant l'analyse difficile. L'augmentation du rapport de charge de 0,1 à 0,4 se traduit, pour une contrainte maximale appliquée égale à 60% de la contrainte à rupture, dans le cas du AC-SMC à 0° et 45°, par un endommagement moins sévère (en termes de surface affectée et de la densité de réseau de fissures). Les observations radiographiques *post-mortem* des éprouvettes testées en fatigue confirment les effets d'orientation mis en évidence lors de l'analyse des éprouvettes quasi-statiques. De façon analogue, on observe une orientation privilégiée de l'endommagement pour les orientations 45° et 90° contrairement à la MMFD. La densité du réseau de fissures diminue lorsque l'angle de sollicitation

augmente pour les deux types de fissures identifiées. A 90° , les fissures de type 1 (endommagement intra-mèche) ont quasiment disparu. Pour les éprouvettes à 0° (MMFD), la diminution de la contrainte appliquée se traduit par une augmentation de la densité du réseau de fissures. Cette densité de fissures reste cependant plus faible en fatigue qu'en quasi-statique.

4.4 Conclusion

L'analyse des mécanismes d'endommagement à travers l'étude *post-mortem* des éprouvettes par radiographie ou au MEB confirment l'anisotropie de l'endommagement observée dans le chapitre précédent. Cette étude démontre que l'endommagement prend place à deux échelles.

A l'intérieur des mèches (échelle microscopique), l'endommagement s'initie aux interfaces fibre/matrice et se propage le long des fibres. Cela se traduit dans les radiographies par des ensembles de fines fissures parallèles faiblement espacées. L'endommagement des interfaces peut mener au déchaussement des fibres comme les observations au MEB le mettent en évidence. Les analyses au MEB ont aussi mis en évidence un second mécanisme d'endommagement : la fissuration de la matrice. Celui-ci se produisant dans les zones riches en matrice à l'intérieur des mèches, il est bien moins fréquemment observé que le précédent. A l'échelle mésoscopique (entre les mèches) l'endommagement prend la forme de fissures apparaissant et se propageant aux interfaces mèche/matrice. A cette échelle, l'endommagement apparaît sur les radiographies sous la forme d'un réseau de larges fissures entremêlées. Cette fissuration des interfaces mèche/matrice conduit généralement au pseudo-délaminage ou au déchaussement des mèches. Plus l'angle que forme une mèche avec la direction de sollicitation est important, plus la fissuration de son interface aura tendance à se propager sur une plus grande surface, favorisant ainsi le pseudo-délaminage au détriment du déchaussement.

L'analyse bibliographique initiale a mis en évidence deux principaux scénarii. Les SMC à matrice polyester renforcé de fibres de verre (et ce indépendamment de la fraction massique de renfort considérée) ont pour principal mécanismes d'endommagement la fissuration de la matrice. Celle-ci s'amorce dans les zones riches en matrice au niveau de concentrateurs de contraintes internes (extrémités des fibres et porosités pour les SMC-R25 et 26, sphères de verre creuses pour le LD-SMC). Les fissures ainsi initiées se propagent dans la matrice perpendiculairement à la direction de chargement jusqu'à rencontrer une mèche de fibres qui les dévie. En revanche, dans le cas du A-SMC, l'endommagement s'initie aux interfaces fibre/matrice et mèche/matrice, et les fissures ainsi engendrées se propagent le long des interfaces. Une orientation privilégiée du renfort se traduit alors par un endommagement se propageant dans une direction privilégiée lorsque la direction de sollicitation diverge de la direction privilégiée du renfort.

L'étude des éprouvettes AC-SMC après rupture met en évidence un scénario d'endommagement similaire à celui du A-SMC : sous chargement quasi-statique, l'orientation privilégiée de l'endommagement plus prononcée dans la configuration HO que dans la RO le souligne. En revanche, malgré la similarité des modes de dégradations des A- et AC-SMC, de nombreuses différences entre ces deux matériaux composites rendent l'idée d'un modèle prédictif, à base physique, de l'endommagement commun impossible. Aux nombres de ces différences, les micrographies de ces deux SMC diffèrent. A l'échelle microscopique, le plus faible diamètre de la fibre de carbone (50% plus faible que celui de la fibre de verre) et le plus grand nombre de filaments par mèches (12000 dans le cas du AC-SMC contre 200 pour le composite A-SMC) modifie significativement la géométrie des mèches. A l'échelle mésoscopique, la plus faible densité des fibres de carbone se traduit par une plus grande fraction volumique de mèches (de l'ordre de 72%). Du fait de cette forte fraction volumique de mèches, les zones riches en matrice généralement observées dans les SMC à renfort verre disparaissent à cette échelle. En outre, comme mis en évidence dans le chapitre trois, les réponses macroscopiques sous sollicitations quasi-statique ou de fatigue diffèrent. Le comportement du AC-SMC est bien plus fragile et les résultats bien plus dispersés que pour le composite A-SMC (avec des contraintes à rupture supérieures) Appuyer avec une ou deux dernières phrases sur la nécessité de développer un modèle multi-échelle qui intègre la microstructure, les modes et les cinétiques d'endommagement spécifique aux AC-SMC.

Bibliographie :

- [1] Dano M-L, Gendron G, Maillette F, Bissonnette B. Experimental Characterization of Damage in Random Short Glass Fiber Reinforced Composites. *J Thermoplast Compos Mater* 2006;19:79–96. doi:10.1177/0892705706055447.
- [2] Jendli Z, Meraghni F, Fitoussi J, Baptiste D. Micromechanical analysis of strain rate effect on damage evolution in sheet molding compound composites. *Compos Part A Appl Sci Manuf* 2004;35:779–85. doi:10.1016/j.compositesa.2004.01.020.
- [3] Shirinbayan M, Fitoussi J, Abbasnezhad N, Meraghni F, Surowiec B, Tcharkhtchi A. Mechanical characterization of a Low Density Sheet Molding Compound (LD-SMC): Multi-scale damage analysis and strain rate effect. *Compos Part B Eng* 2017;131:8–20. doi:10.1016/j.compositesb.2017.08.004.
- [4] Shirinbayan M, Fitoussi J, Meraghni F, Surowiec B, Bocquet M, Tcharkhtchi A. High strain rate visco-damageable behavior of Advanced Sheet Molding Compound (A-SMC) under tension. *Compos Part B Eng* 2015;82:30–41. doi:10.1016/j.compositesb.2015.07.010.
- [5] Shirinbayan M, Fitoussi J, Meraghni F, Surowiec B, Laribi M, Tcharkhtchi A. Coupled effect of loading frequency and amplitude on the fatigue behavior of advanced sheet molding compound (A-SMC). *J Reinf Plast Compos* 2016;731684416682853. doi:10.1177/0731684416682853.
- [6] Shirinbayan M., “Etude du comportement mécanique et de l’endommagement de divers matériaux composites SMC soumis à des chargements de type dynamique, fatigue et dynamique post-fatigue”, PhD. Thesis, Arts et Métiers ParisTech Paris, 2017.
- [7] Wang SS, Chim ES-M. Fatigue Damage and Degradation in Random Short-Fiber SMC Composite. *J Compos Mater* 1983;17:114–34. doi:10.1177/002199838301700203.
- [8] Wang SS, Suemasu H, Chim ES-M. Analysis of fatigue damage evolution and associated anisotropic elastic property in random short-fiber composite. *Eng Fract Mech* 1986;25:829–44.
- [9] Vautard F, Xu L, Drzal L. Carbon fiber—vinyl ester interfacial adhesion improvement by the use of an epoxy coating. In: Daniel IM, Gdoutos EE, Rajapakse YDS, editors. *Major accomplishments in composite materials and sandwich structures*. Netherlands: Springer; 2010. p. 27–50.

5 Chapitre V : Modélisation du comportement mécanique du AC-SMC

Introduction :

Entre la revue bibliographique sur le comportement des composites SMC et les observations faites lors des essais réalisés, on arrive à la conclusion que sous sollicitations quasi-statiques de traction, le AC-SMC présente un comportement élastique-endommageable à rupture quasi-fragile plus ou moins marqué. Ce comportement est anisotrope dans le plan et clairement gouverné par la microstructure dont la distribution des orientations des mèches est induite par le procédé de thermocompression. Les déformations anélastiques résiduelles sont relativement faibles (inférieures ou égales à 5% de la déformation totale atteinte (soit de l'ordre de 0,03%). D'autre part, les observations post-mortem des faciès de rupture réalisées au microscope mettent en évidence le fait que les mèches restent compactes ce qui nous amène à les considérer comme une inclusion homogène de géométrie ellipsoïdale. En effet, compte tenu de la fraction volumique en fibres de carbone élevée et la forte compacité de son arrangement, une mèche carbone du AC-SMC joue un rôle d'inclusion compacte plutôt que qu'un assemblage de fibres de faible diamètre. Cette séparation est renforcée par l'analyse des mécanismes d'endommagement menant le matériau à la rupture qui prennent place à deux échelles : microscopique (inter-mèches) et mésoscopique (inter-mèches). Ces deux mécanismes sont respectivement liés à la qualité des interfaces fibre-matrice et mèche-matrice.

Deux approches sont principalement utilisées pour modéliser le comportement mécanique de ce matériau à microstructure « aléatoire ». La première s'inscrit dans le cadre de la modélisation phénoménologique basée sur thermodynamique des processus irréversibles. Elle repose sur l'emploi de variables internes phénoménologiques d'endommagement ou de plasticité. La seconde repose sur une approche multi-échelles. A partir de l'analyse microstructurale des modes de dégradation et de leurs effets sur la réponse macroscopique du matériau, les mécanismes d'endommagement sont décrits localement. Le comportement effectif macroscopique du matériau est alors obtenu au moyen de diverses méthodes d'homogénéisation. Il existe également une voie intermédiaire : en adoptant une approche hybride, il est possible de prendre en compte les particularités de la microstructure tout en limitant le nombre de paramètres nécessaire au modèle. La majeure part des modèles hybrides développés prennent en compte l'effet de la microstructure lors du calcul du tenseur de rigidité initial dont l'évolution est prise en compte à travers un modèle phénoménologique. Une autre façon de procéder est, à partir des observations réalisées, de décrire les principaux mécanismes d'endommagement en employant les outils de la micromécanique, tout en conservant l'approche phénoménologique pour prendre en compte les mécanismes restant. C'est cette approche que nous privilégierons ici.

Sommaire :

5	Chapitre V : Modélisation du comportement mécanique du AC-SMC.....	147
5.1	Modélisation du comportement mécanique des SMC.....	149
5.1.1	Modélisation phénoménologique d'un SMC-R30.....	149
5.1.2	Modélisation multi-échelles	154
5.1.3	Comparaison des approches	166
5.2	Proposition d'une stratégie de modélisation multi-échelles du AC-SMC.....	167
5.2.1	Echelles pertinentes de modélisation.....	167
5.2.2	Lois de comportement locales	169
5.2.3	Endommagement à l'échelle mésoscopique.....	172
5.2.4	Schéma d'homogénéisation.....	174
5.2.5	Synthèse du modèle.....	176
5.3	Identification des paramètres et validation du modèle micromécanique.....	177
5.3.1	Propriétés des phases et de la microstructure	177
5.3.2	Evaluation de la distribution des orientations de mèches : ODF.....	177
5.3.3	Identification des paramètres du modèle	178
5.3.4	Simulation de la réponse à 45°	180
5.4	Utilisation du modèle dans un code (Abaqus) de calcul par éléments finis	181
5.4.1	Eprouvette de traction	181
5.4.2	Structure en deux dimensions : Epreuve Meuwissen.....	187
5.4.3	Structure industrielle : simulation sur pièce école.....	190
5.5	Conclusion.....	193
	Bibliographie :.....	195

5.1 Modélisation du comportement mécanique des SMC

Les caractérisations à plusieurs échelles et pour différents modes de chargement (quasi-statique, cyclique, multiaxial) du comportement des matériaux composites SMC ont servi à l'établissement de différents modèles mécaniques. Ces modèles permettent d'en modéliser le comportement effectif en régime linéaire ou non linéaire. Afin de poursuivre l'analyse des différences entre ces matériaux, une comparaison non exhaustive de différentes approches développées dans la littérature est proposée ici. Cette étude, dont l'accent porte sur les différences en termes de méthodes d'identification et de pouvoir prédictif, nous permet de conclure sur les avantages et inconvénients des stratégies de modélisation adoptées et de justifier la forme du modèle choisi dans ce travail.

5.1.1 Modélisation phénoménologique d'un SMC-R30

Le développement d'un modèle constitutif à l'échelle macroscopique, intégrant une théorie continue de l'endommagement (Lemaitre *et al.* [1]) et de la déformation plastique ou viscoplastique, est fréquemment adopté en raison de son efficacité en terme de simulation de structures. Ce type de modèle est alors généralement implémenté dans un solveur par éléments finis. Par cette approche, le comportement effectif macroscopique du matériau composite est décrit à travers des variables observables et/ou internes tirée de l'observation des phénomènes observés. Il n'y a pas de séparation ni transition d'échelles ou une approximation de champs locaux. La nature même de ce type d'approche repose sur la description des phénomènes au moyen de critères macroscopiques et de lois d'évolution. Les différents modèles existants dans la littérature ont des formulations similaires. Ainsi, parmi l'ensemble de ces modèles nous avons choisi de nous focaliser sur le modèle phénoménologique proposé par Mir *et al.* [1]. Ce dernier propose une formulation caractéristique des modèles phénoménologiques tenant compte de l'anisotropie de l'endommagement et le couplage endommagement-anélasticité observé dans les composites.

Après avoir caractérisé le comportement mécanique d'un matériau composite SMC, Mir *et al.* [2][3] proposent un modèle, identifié et validé expérimentalement sur différentes bases de données disponibles dans la littérature scientifique. L'analyse du comportement mécanique met en lumière trois phénomènes : (i) le comportement du matériau est isotrope dans le plan de thermocompression ; (ii) il existe un couplage entre l'endommagement et les déformations permanentes (celles-ci ne sont pas dues à un comportement plastique de la matrice polyester) ; (iii) le comportement purement élastique est dissymétrique entre traction et compression. En traction, la réponse dans le plan ($\sigma - \varepsilon$) est élastique endommageable, tandis qu'en compression dans le même plan le comportement est élastique fragile (absence de comportement non linéaire, rupture fragile).

5.1.1.1 Définition des variables

Le modèle proposé par Mir [2][3] s'inscrit dans le cadre de la Thermodynamique des Processus Irréversibles (TPI) à travers l'écriture d'un potentiel thermodynamique. L'endommagement est pris en

compte à travers une variable interne tensorielle (tenseur d'ordre deux) dont les effets sur le comportement du matériau sont pris en compte à travers un opérateur d'endommagement (défini en termes d'équivalence en énergie de déformation) et une fonction d'évolution pour le calcul des déformations anélastiques.

Le potentiel thermodynamique ici postulé est de la forme de celui de Gibbs, les variables associées sont les suivantes :

Phénomènes	Variables			
	Type	d'états	Internes	Associées
Elasticité	Tensorielles	σ		ε
Endommagement	Tensorielles		D	Y
Déformations résiduelles	Tensorielles		ε^D	σ

Tableau 12: Récapitulatif des variables du modèle Mir-Hicham

5.1.1.2 Potentiel Thermodynamique

Le potentiel thermodynamique postulé est le suivant :

$$\rho\psi^* = \underbrace{\frac{1}{2} \sigma : \tilde{\mathbf{M}} : \sigma}_{\rho\psi^{*,e}} + \underbrace{\sigma : \mathbf{A} : \mathbf{D}}_{\rho\psi^{*,D}}$$

18

Le potentiel postulé est constitué de deux termes : le premier $\rho\psi^{*,e}$ traduit la dégradation des propriétés mécaniques, quand le second $\rho\psi^{*,D}$ représente les déformations résiduelles anélastiques dues à la refermeture partielle des microfissures générées dans le matériau. Les différentes variables sont la contrainte mécanique appliquée σ et le tenseur d'endommagement D . Les tenseurs $\tilde{\mathbf{M}}$ et \mathbf{A} sont respectivement les tenseurs de rigidité effectif du matériau et l'opérateur des déformations résiduelles liées à l'endommagement. L'opérateur des déformations résiduelles est un tenseur symétrique d'ordre quatre, dont les coefficients sont des constantes du matériau.

5.1.1.3 Variable d'endommagement

Selon les auteurs et sur la foi des observations réalisées, l'endommagement se développant dans le matériau est anisotrope et dépend de la direction principale de sollicitation. Ceci les amènes à privilégier un tenseur d'ordre deux leur modèle. Les effets de couplages de l'endommagement entre les différentes directions étant considéré négligeable, le tenseur d'endommagement postulé est diagonal et défini de la façon suivante :

$$\mathbf{D} = \delta_{ij} D_i n_i n_j$$

19

Ce tenseur maintenant défini, il lui est associé un opérateur d'endommagement. Lequel est défini selon les travaux de Chen *et. al.* [5], dans le cadre de la théorie des milieux continus :

$$\mathbf{O}^{-1}(\mathbf{D}) = \frac{\delta_{ik}\delta_{jl}}{\sqrt{(1-D_i)(1-D_j)}} n_i n_j n_k n_l \quad 20$$

De façon analogue aux cas précédents, le tenseur de souplesse effectif est défini comme suit :

$$\tilde{\mathbf{M}} = \mathbf{O}^{-1}(\mathbf{D}) : \mathbf{M} : \mathbf{O}^{-1}(\mathbf{D}) \quad 21$$

Pour un comportement plan, le tenseur de rigidité effectif du matériau est alors de la forme suivante :

$$\tilde{\mathbf{M}} = \begin{bmatrix} (E(1-D_1)^2)^{-1} & -\nu(E(1-D_1)(1-D_2))^{-1} & 0 \\ -\nu(E(1-D_1)(1-D_2))^{-1} & (E(1-D_1)^2)^{-1} & 0 \\ 0 & 0 & (G(1-D_1)(1-D_2))^{-1} \end{bmatrix} \quad 22$$

Avec $\{E, \nu, G\}$ respectivement le module d'élasticité et le coefficient de Poisson et le module de cisaillement du SMC-R30. De leur côté, $\{D_1, D_2\}$ sont les variables d'endommagement dans le plan. Les effets de l'endommagement dans les différentes directions du matériau sont pris en compte, et la dégradation de chacune des propriétés mécaniques peut être évaluée.

5.1.1.4 Forces thermodynamiques et lois d'évolution

Deux forces thermodynamiques associées aux variables internes dérivent du potentiel de Gibbs proposé :

$$\begin{aligned} \boldsymbol{\varepsilon} &= \rho \frac{\partial \psi^*}{\partial \boldsymbol{\sigma}} = \underbrace{\tilde{\mathbf{M}} : \boldsymbol{\sigma}}_{\boldsymbol{\varepsilon}^e} + \underbrace{\mathbf{A} : \mathbf{D}}_{\boldsymbol{\varepsilon}^D} \\ \mathbf{Y} &= \rho \frac{\partial \psi^*}{\partial \mathbf{D}} = \underbrace{\boldsymbol{\sigma} : \left[\frac{1}{2} \left(\frac{\partial \mathbf{O}^{-1}(\mathbf{D})}{\partial \mathbf{D}} : \mathbf{M} : \mathbf{O}^{-1}(\mathbf{D}) + \mathbf{O}^{-1}(\mathbf{D}) : \mathbf{M} : \frac{\partial \mathbf{O}^{-1}(\mathbf{D})}{\partial \mathbf{D}} \right) \right]}_{\mathbf{Y}^D} + \underbrace{\boldsymbol{\sigma} : \mathbf{A}}_{\mathbf{Y}^e} \end{aligned} \quad 23$$

Que ce soit pour la déformation ou le taux de restitution d'énergie élastique, leur expression est la somme de deux termes : le premier est lié au comportement élastique endommageable, le second aux effets résiduels.

L'analyse convexe appliquée à la thermodynamique des processus irréversibles [6] a démontré que le second principe est automatiquement respecté si la loi d'évolution des variables internes est exprimée en fonction de leurs variables associées au travers d'un potentiel de dissipation qui doit vérifier un certain nombre de propriétés [6][7].

Les couplages entre les différentes directions d'endommagement sont pris en compte au moyen d'une grandeur équivalente dépendant des forces thermodynamiques associées aux variables

d'endommagement. Dans le cas de sollicitation plane, cette grandeur équivalente est définie par la relation (24) :

$$\widehat{Y}_i(t) = \max\{Y_0, \sup_{t \leq \tau}(Y_i + b * Y_j)\}; i \neq j, \quad 24$$

Où Y_0 représente le seuil d'endommagement et b le paramètre de couplage. L'endommagement est alors calculé en fonction de cette grandeur équivalente :

$$D_i = f(\widehat{Y}_i(t)) \quad 25$$

Les observations expérimentales réalisées permettent de décrire la forme de la fonction d'évolution de l'endommagement, avec a le paramètre d'évolution d'endommagement :

$$D_i = f(\widehat{Y}_i) = a * (\widehat{Y}_i - Y_0) \quad 26$$

Dans le cas de sollicitations planes, les déformations résiduelles induites par l'endommagement sont calculées à travers une loi d'évolution linéaire. Celle-ci est postulée par les auteurs à partir des observations expérimentales réalisées. En notation de Voigt (voir Annexe A) ce tenseur est de la forme suivante :

$$\mathbf{A} = \begin{bmatrix} \alpha & -\beta & 0 \\ -\beta & \alpha & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix} \rightarrow \begin{cases} \varepsilon_{11}^D = \alpha * D_1 - \beta * D_2 \\ \varepsilon_{22}^D = \alpha * D_2 - \beta * D_1 \end{cases} \quad 27$$

Dans le cadre de sollicitation planes, le modèle proposé par Mir [2][3] comporte alors trois paramètres d'endommagement $\{a, b, Y_0\}$ et deux paramètres associées aux déformations résiduelles $\{\alpha, \beta\}$. Soit cinq paramètres.

5.1.1.5 Identification et validation du modèle

5.1.1.5.1 Identification des paramètres du modèle

Le modèle est identifié sur les bases de données expérimentales constituées lors de leurs travaux [2][4] à partir d'essais de traction, compression et cisaillement quasi-statiques, monotones et avec charges-décharges incrémentales. La dégradation du module d'élasticité au fil des charges et l'évolution des déformations résiduelles sont enregistrés à chaque essai. La base de données ainsi obtenue est ensuite utilisée pour évaluer les paramètres du modèle.

Le chargement cyclique permet de mesure la dégradation du module d'élasticité endommagé au fil des cycles, et par conséquent d'évaluer la variable d'endommagement dans la direction de sollicitation :

$$E_1 = E(1 - D_1)^2 \quad 28$$

La seconde variable d'endommagement D_2 est évaluée à partir de la relation

$$D_2 = a(\widehat{Y}_2 - Y_0)$$

29

Une fois les deux variables d'endommagement définies de manières calculables, il est possible de déterminer tous les paramètres nécessaires au modèle $\{Y_0, a, b, \alpha, \beta\}$ à partir d'une méthode d'identification par méthode inverse, par exemple un algorithme basé sur le gradient de la fonction objectif. Ces paramètres sont ici évalués sur des essais de traction en charge décharge.

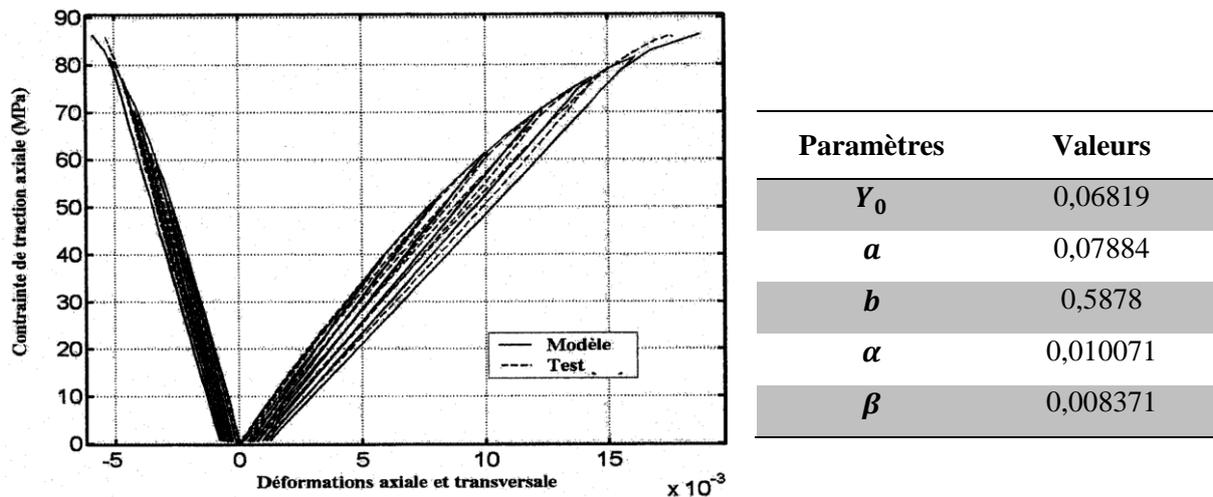


Figure 5-1: Evaluation des paramètres du modèle et comparaison de la simulation vis-à-vis des résultats expérimentaux, et tableau des paramètres du modèle évaluée [2][4].

Les résultats de l'évaluation des paramètres et la comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques sont présentés en **Figure 5-1**. La confrontation numérique-expérimentale montre que le modèle permet de simuler l'évolution du comportement, tant en termes dégradation du module d'élasticité que de déformation résiduelles.

5.1.1.5.2 Validation du modèle

Une fois le modèle identifié sur les essais de tractions quasi-statiques cycliques, les bases de données expérimentales en cisaillement quasi-statique monotone et avec charge-décharges incrémentale sont utilisées pour valider le modèle. La réponse en cisaillement du matériau SMC-R30 est simulée avec les paramètres évalués précédemment. Les résultats numériques sont ensuite comparés aux résultats expérimentaux (**Figure 5-2 (a)** et **(b)**). La comparaison des résultats sous sollicitation de cisaillement monotone est présentée en **Figure 5-2 (a)**, ceux-ci mettent en évidence la capacité du modèle à simuler convenablement le comportement du matériau. Ceci étant, la **Figure 5-2 (a)** montre que dans le cas de cisaillement avec décharges incrémental, le modèle surestime la réponse du matériau. Si l'évolution des déformations anélastiques est correcte, l'endommagement est quant à lui sous-estimé pour ce type de sollicitation.

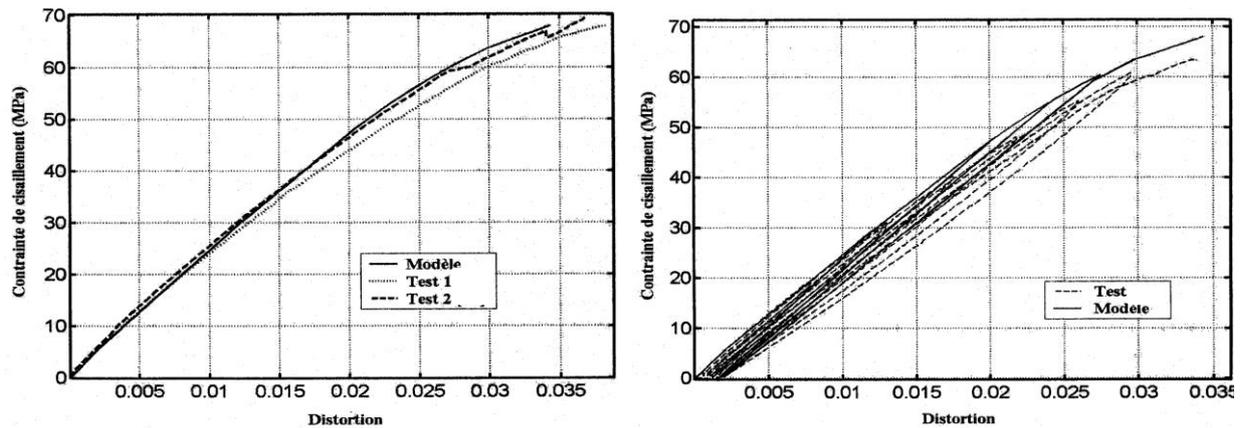


Figure 5-2: Comparaison simulation / essais sous sollicitation de cisaillement quasi-statique (a) monotone jusqu'à rupture, (b) avec décharges incrémentales jusqu'à rupture [4].

5.1.1.6 Remarques

Ce modèle phénoménologique a été formulé pour un matériau présentant un comportement isotrope dans le plan. Il prend en compte deux phénomènes : (i) l'endommagement anisotrope du matériau, (ii) l'apparition de déformations anélastiques dont l'évolution est couplée à celle de l'endommagement.

Les principaux avantages de ce modèle résident dans le faible nombre de paramètres (5) et leur identification relativement simple. Sous réserve que d'autres matériaux présentent le même comportement, ce modèle peut être à nouveau employé, mais de nouvelles campagnes expérimentales seront nécessaires pour en réévaluer les paramètres.

En revanche, ce modèle n'intégrant pas la microstructure (variation d'orientation du renfort, de fraction volumique, de forme des mèches) dans la formulation, une campagne de caractérisation expérimentale et d'identification des paramètres est nécessaire pour chaque composite SMC considéré. Cet aspect limite grandement le pouvoir prédictif du modèle.

5.1.2 Modélisation multi-échelles

Les approches multi-échelles se répartissent en deux groupes principaux :

Le premier se caractérise par un calcul direct par Eléments Finis (EF) d'un volume élémentaire représentatif (VER). Cette méthode fournit les champs locaux en tout point de ce volume. Cette méthode d'une grande puissance requiert néanmoins d'importantes ressources numériques pour la résolution des équations en tout point du VER, lesquelles peuvent rapidement devenir un obstacle dans le but d'une utilisation industrielle. Une résolution par méthode FFT ou par méthodes éléments finis a été employée pour modéliser le comportement de matériaux composites en incluant différents mécanismes d'endommagement. Dans le second cas, on parle généralement de méthode FE^2 , la résolution par élément fini étant présente à l'échelle du VER et de la microstructure.

Le second, constitué de l'ensemble des méthodes micromécaniques, a pour objectif de déterminer le comportement effectif d'un matériau hétérogène en l'assimilant à un milieu équivalent par homogénéisation en se basant sur les champs moyens de chaque phase considérée. L'approche micromécanique permet également d'incorporer la microstructure du matériau considéré, le comportement mécanique de chacune des phases ainsi que les mécanismes d'endommagement identifiés. Contrairement aux méthodes EF, ces méthodes ne permettent pas de décrire les champs locaux de façon complète mais à travers des champs moyens par phase. Cette perte d'information (champs moyens par rapport aux champs locaux en tout point) se traduit par des besoins en ressources numériques plus faibles, mais ne permet pas de prendre en compte certains comportements non-linéaires localisés. L'homogénéisation micromécanique convient aussi bien aux approches déterministes comme [8][9], qu'aux approches statistiques comme [10][11][13][14][15] ou stochastiques [16].

La majorité des méthodes micromécaniques d'homogénéisation est basée sur la solution d'Eshelby [17]. Si celle-ci est directement applicable à un matériau hétérogène, son domaine d'application reste néanmoins limité aux faibles fractions volumiques d'inclusions. Cette limite est la conséquence de la non prise en compte des interactions entre les différentes inclusions. De nombreuses évolutions de cette solution ont été développées pour en étendre le domaine d'application, comme les bornes d'Hashin-Shtrikman [18], la méthode de Mori-Tanaka [19][20][21] ou la méthode auto-cohérente [22]. La méthode de Mori-Tanaka est largement utilisée dans la communauté scientifique pour l'homogénéisation des matériaux composites du fait de son efficacité dans le calcul des champs moyens et du comportement effectif, de par l'écriture analytique des tenseurs de concentration. Les fondements de la micromécanique et le schéma de Mori-Tanaka sont brièvement présentés en annexes à la fin de ce chapitre.

Dans le cadre de la modélisation des matériaux composites par homogénéisation micromécanique, différents exemples de modélisation statistique ou déterministe d'endommagement sont présentés ci-après [10][11][13][14][15] [16].

5.1.2.1 Modélisation multi-échelles du SMC-R50

L'analyse du comportement en fatigue d'un SMC-R50 conduite par Wang *et. al* [16] les a amenés à proposer un modèle de comportement qui repose sur la prise en compte statistique des effets de l'endommagement. Comme mis en évidence par les auteurs, l'endommagement est analysé au moyen de micrographies et est caractérisé en termes de longueur et d'orientation des fissures. Ces deux grandeurs sont prises en compte de façon statistique avec des fonctions de densités de longueur et d'orientations des fissures tracées en fonction du nombre de cycles et des contraintes appliquées.

5.1.2.1.1 Prise en compte de l'endommagement

Le comportement effectif du composite est obtenu en utilisant un schéma micromécanique auto-cohérent, dans lequel les fissures sont considérées comme des phases de vide avec une fraction volumique, une géométrie et une orientation évaluées.

La forme des fissures est représentée par des ellipsoïdes, dont le plus petit diamètre est égal à celui des mèches de fibres de verre et la longueur du plus grand dépend du niveau d'endommagement et est notée c . L'orientation de cette fissure est considérée à travers l'angle θ relatif à la direction de chargement. La densité de fissures par unité de longueur λ est alors exprimée en fonction de ces deux variables. Du fait de la nature aléatoire de la répartition d'orientation des mèches dans le composite, les variables $\{\theta, c\}$ sont considérées comme étant statistiquement indépendantes, ce qui permet de décrire la densité de fissures de la façon suivante :

$$\lambda(c, \theta) = \frac{1}{M_0} f_c(c) g_\theta(\theta) \quad 30$$

Où les fonctions sont $f_c(c)$ et $g_\theta(\theta)$ respectivement les fonctions de densités de longueur et d'orientation, avec M_0 le nombre total de micro fissures par unité de longueur.

Les deux fonctions de densités sont obtenues par dérivation des fonctions cumulatives de distribution de la longueur et de l'orientation des microfissures obtenues expérimentalement :

$$f_c(c,) = \frac{dF_c(c)}{dc}; g_\theta(\theta) = \frac{dG_\theta(\theta)}{d\theta} \quad 31$$

5.1.2.1.1.1 Fonctions de densités de longueur des fissures

A partir des mesures réalisées, il est observé que la fonction de distribution cumulée $F_c(c)$ a le comportement suivant : augmentation rapide pour des fissures de longueur inférieure à 1 mm puis un plateau est atteint au-delà de 2mm. En outre, $F_c(c,)$ augmente aussi en fonction du nombre de cycles démontrant que le nombre total de cycles augmente au cours des sollicitations en fatigue. Pour représenter cette évolution, $F_c(c,)$ est décrite par une fonction de type Weibull :

$$F_c(c,) = M_0 \left(1 - \exp \left(- \left(\frac{c}{c_0} \right)^\gamma \right) \right), \forall c \in [0; c_f] \quad 32$$

où $2c_0$ représente une mesure de la longueur moyenne des fissures, γ un paramètre de forme représentant la variance des longueurs de fissures et c_f la longueur de l'échantillon. La densité de fissures $f_c(c)$ obtenue par dérivation est de la forme suivante :

$$f_c(c, \gamma) = \frac{dF_c(c, \gamma)}{dc} = \frac{M_0 \gamma}{c_0} \left(\frac{c}{c_0}\right)^{\gamma-1} \exp\left(-\left(\frac{c}{c_0}\right)^\gamma\right)$$

33

L'analyse de la longueur des fissures est effectuée tout au long des essais de fatigue. Pour chacun des chargements appliqués, les fissures sont dénombrées et leur longueur caractérisée en fonction du nombre de cycles. Les fonctions de distribution cumulée et de densité caractéristique de la longueur des défauts, identifiée à partir des micrographies, sont présentées en **Figure 5-3 (a)** et **(b)**, respectivement.

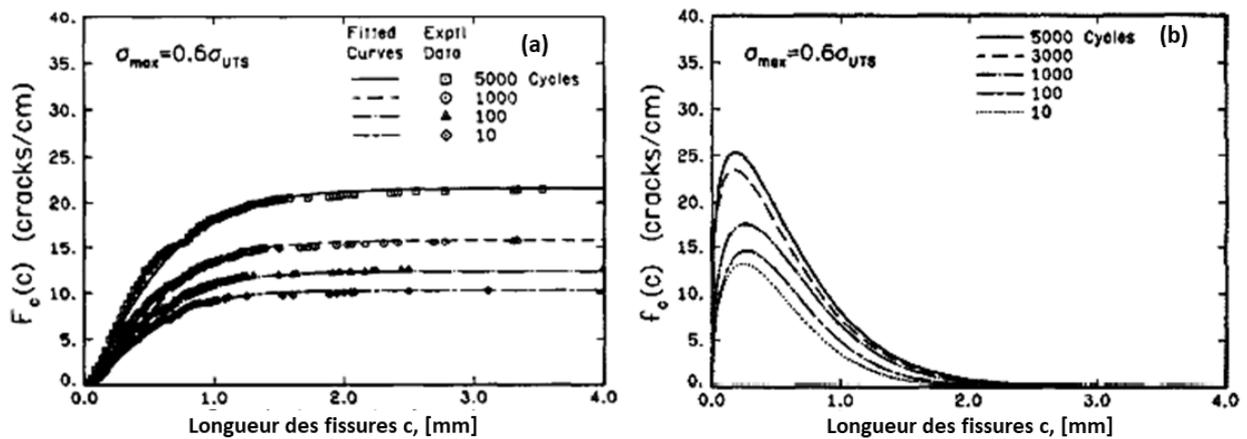


Figure 5-3: Evolutions des fonctions de distribution cumulée (a), et de fonction de densité (b) pour un contrainte maximale égale à 60% de la contrainte à la rupture [16].

Les évolutions des paramètres de la loi de Weibull et du nombre de fissures en fonction du nombre de cycle normalisé est présentée en **Figure 5-4 (a)**, **(b)** et **(c)**. Pour un niveau de chargement donné, une rapide augmentation du nombre de fissures par unité de longueur (M_0) en fonction du nombre de cycles est observée (**Figure 5-4 (a)**). Par la suite le taux d'accroissement diminue graduellement au fil de la durée de vie en fatigue. Dans le cas de c_0 , un rapide accroissement est aussi observé sur les tous premiers cycles, puis la valeur devient quasi constante juste après (**Figure 5-4 (b)**). Enfin, l'évolution de l'exposant de Weibull montré en **Figure 5-4 (c)**, a une valeur quasi constante tout au long de la durée de vie en fatigue.

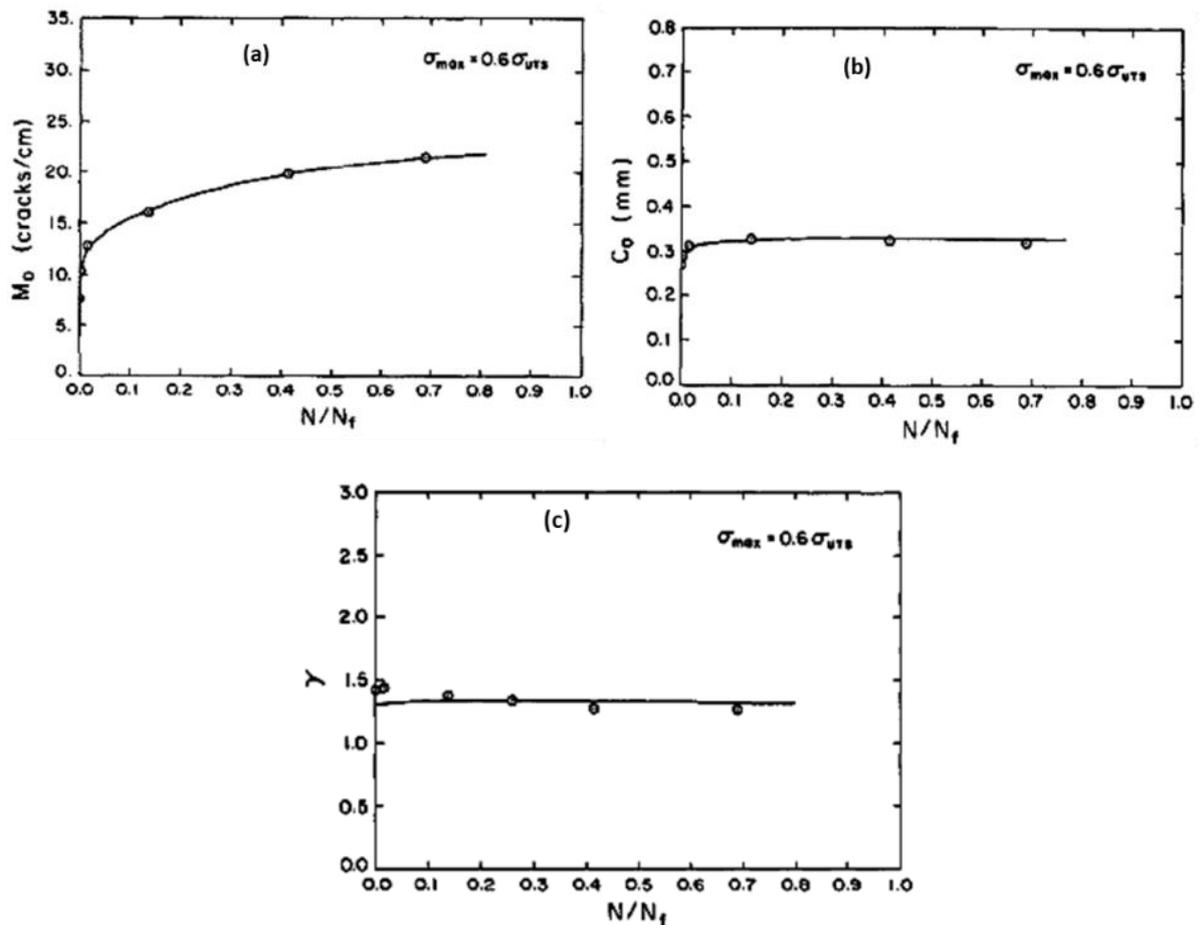


Figure 5-4: Evolution du nombre de fissures (a) et des paramètres de Weibull (b) & (c) en fonction du nombre de cycles pour un palier de chargement donné ($\sigma_{max} = 0,6\sigma_{uts}$)[16].

5.1.2.1.1.2 Fonctions de densités d'orientation des fissures

Contrairement à l'évolution de la longueur des fissures au fil des cycles, leur orientation reste inchangée. Des observations plus fines, effectuées par les auteurs, ont montré quelques exceptions à cette règle, notamment lorsqu'une fissure est déviée par une mèche selon la direction des fibres.

L'évolution de l'orientation des fissures en fonction du nombre de cycles pour un palier de chargement donné ($\sigma_{max} = 0,6\sigma_{uts}$) est donnée en **Figure 5-5** (a) et (b). L'évolution des distributions cumulées montrent un accroissement entre 0° et 45° puis un plateau est atteint au-delà. Cela démontre la forte orientation privilégiée de l'endommagement par rapport à la direction de sollicitation.

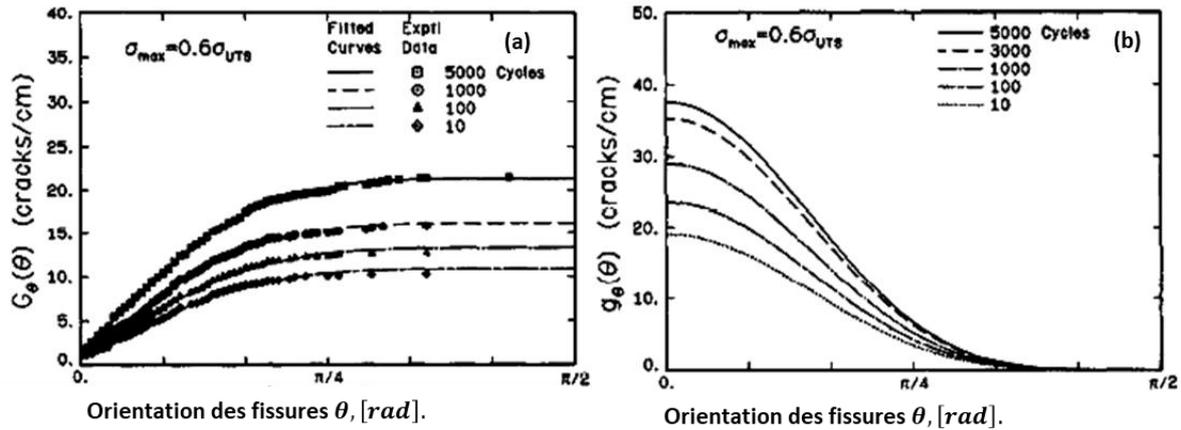


Figure 5-5: Evolution de l'orientation des fissures en fonction du nombre de cycles pour une contrainte maximale donnée: (a) Fonctions de distributions cumulées, (b) fonctions de densité d'orientation ($\sigma_{max} = 0,6\sigma_{uts}$)[16].

La fonction retenue pour l'évolution de $G_\theta(\theta)$ est de la forme suivante [16] :

$$G_\theta(\theta) = \alpha_0 + \int_0^\theta \cos \tilde{\theta} (\alpha_1 \cos^4 \tilde{\theta} + \alpha_2 \cos^2 \tilde{\theta} \sin^2 \tilde{\theta}) d\tilde{\theta}$$

$$g_\theta(\theta) = \alpha_0 \delta(\theta) + \cos \theta [\alpha_1 \cos^4 \theta + \alpha_2 \cos^2 \theta \sin^2 \theta]$$

34

Avec $\delta(\theta)$ la fonction de Dirac. Comme observé en **Figure 5-5 (b)**, les fonctions de densité d'orientation présentent un pic à $\theta = 0^\circ$, puis une décroissance rapide en fonction de θ est observée. Cette évolution souligne que les fissures sont majoritairement orientées dans l'intervalle $[-30; +30]^\circ$ par rapport à la direction de sollicitation. Au fil des cycles de sollicitations, le pic grandit à la fois en amplitude et taux, 0° est donc la direction privilégiée d'orientation des fissures.

L'évolution des paramètres en fonction du nombre de cycles à sollicitation appliquée constante est présentée en **Figure 5-6 (a) et (b)**. Les deux premiers paramètres $\{\alpha_0, \alpha_1\}$ augmentent tous deux de façon continue avec le nombre de cycles. En revanche le paramètre α_2 est quasi-nul pour tous les cas étudiés par les auteurs, simplifiant d'autant la fonction.

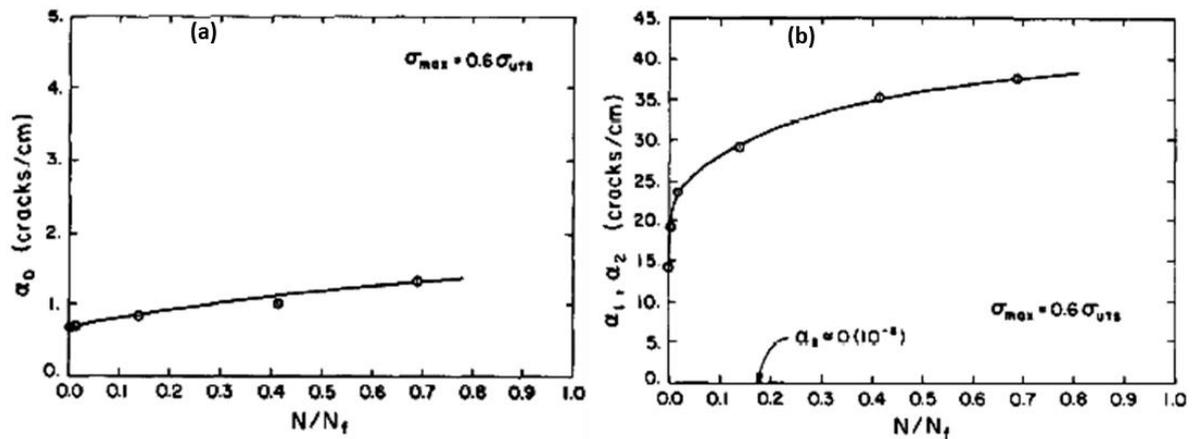


Figure 5-6: Evolution des paramètres des fonctions d'orientation en fonction du nombre de cycles pour un palier de chargement donné ($\sigma_{max} = 0,6\sigma_{UTS}$) : (a) paramètre α_0 , (b) autres paramètres $\{\alpha_1, \alpha_2\}$ [16].

5.1.2.1.2 Evolution des propriétés mécaniques

A partir de la modélisation statistique des fissures, l'endommagement du matériau est calculé par homogénéisation auto-cohérente de fissures elliptiques de longueur $2c$ et d'orientation θ . Afin de prendre en compte les différentes orientations et longueur de fissures, les fonctions de densités établies précédemment sont intégrées dans le schéma d'homogénéisation.

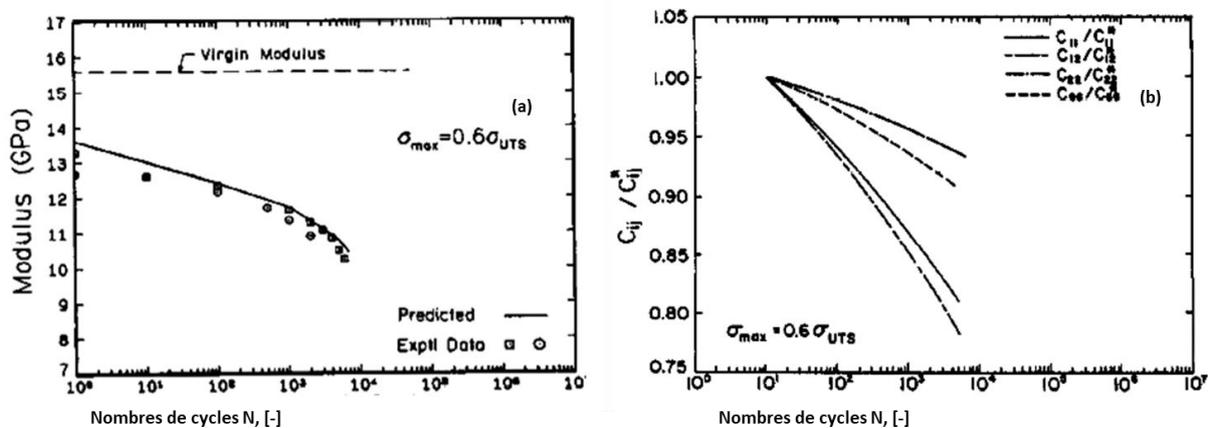


Figure 5-7: Prédiction des propriétés mécaniques en fonction du nombre de cycles, (a) Evolution du module d'élasticité longitudinale : comparaison entre simulation et données expérimentales, (b) Simulation de l'évolution des composantes du tenseur d'élasticité [16].

Pour évaluer les capacités du modèle, une simulation de l'évolution du module d'élasticité est comparée aux mesures expérimentales (**Figure 5-7 (a)**). La comparaison entre les données expérimentales et la simulation montrent une excellente corrélation entre les deux. Ces résultats montrent que l'analyse statistique de l'endommagement couplée avec un schéma d'homogénéisation fournissent de bons résultats. La simulation de la dégradation des propriétés mécaniques est faite pour celles dans le plan de thermocompression $\{L_{11}, L_{22}, L_{12}, L_{66}\}$ et les résultats sont donnés en **Figure 5-7 (b)**. Il apparaît clairement que chacune de ces propriétés est impactée par l'endommagement, même si

les degrés relatifs d'impacts varient sensiblement d'une composante à l'autre. Soumis à une sollicitation dans la direction 1-1, les dégradations sont les plus importantes pour les composantes $\{L_{11}, L_{12}\}$ à la fois en termes de magnitude et de taux de dégradations. Il est aussi observé que la dégradation la plus faible est observée pour la composante $\{L_{22}\}$. Ce modèle ne prenant pas en compte l'endommagement quasi-statique, la corrélation entre la dégradation de la rigidité déterminée expérimentalement et celle simulée ne commence qu'à partir du premier cycle.

5.1.2.1.3 Remarques

Ce modèle multi-échelles décrit l'évolution de l'endommagement en fatigue d'un SMC R-50. Le comportement initial du matériau est élastique isotrope avec un endommagement quasi-fragile. L'endommagement est anisotrope et pris en compte au travers de ses conséquences sur la forme de la microstructure.

Comme pour le modèle précédent le nombre de paramètres à évaluer reste faible (cinq paramètres). En revanche, pour être évalué, il est nécessaire d'associer des observations microscopiques à la dégradation de la rigidité du matériau. Ce besoin accru en information implique de constituer deux autres bases de données expérimentales et de conduire une analyse statistique dessus. Une fois ce modèle évaluée, il peut être appliqué à d'autres matériaux pour peu qu'ils présentent les mêmes caractéristiques en termes de comportement initial et d'endommagement.

Tout comme le modèle phénoménologique proposé pour le SMC-R30, son pouvoir prédictif semble limité. Une étude plus poussée de l'applicabilité des lois d'évolution proposée pour les fonctions représentatives des longueurs et orientations de défauts permettrait de déterminer son aspect prédictif. Cependant, l'évolution des défauts est très dépendante de la microstructure initiale et du type de chargement appliqué. Si la forme des fonctions de densité est suffisamment générale, une identification des paramètres de ces fonctions par méthodes inverses est possible en se basant sur une base de données d'essais macroscopiques.

5.1.2.2 Modélisation du comportement de deux SMC-R26

Si l'approche micromécanique proposée par [16] permet de déterminer l'évolution du module effectif, elle n'intègre cependant pas une différenciation des mécanismes d'endommagement. L'analyse bibliographique et la caractérisation expérimentale des SMC ont montré l'importance de considérer les mécanismes d'endommagement et leur contribution locale à l'endommagement du matériau [32][33]. Dans la littérature, plusieurs modèles micromécaniques proposent d'intégrer ces mécanismes d'endommagement et leurs contributions locales sur le comportement effectif, telle la rupture des fibres, la fissuration de la matrice et la rupture des interfaces.

5.1.2.2.1 Rupture de fibres

Un des mécanismes de rupture prenant place dans les matériaux composites, la rupture du renfort [23], est particulièrement dommageable car elle induit une redistribution des contraintes importantes sur les autres renforts et dans la matrice. Cette augmentation du niveau de contrainte dans les autres phases induit l'apparition d'autres endommagements menant rapidement à la ruine du matériau.

Les fibres ayant un comportement élastique fragile, leur rupture est généralement prise en compte de façon statistique, comme Hild [23] le propose. La variable d'endommagement associée d_f est évaluée à partir de la probabilité de rupture des fibres, généralement selon une loi de type Weibull à deux ou trois paramètres [28]. A partir des champs locaux déterminés par homogénéisation, une contrainte équivalente au sens de Von Mises σ^{VM} est calculée dans la fibre et alimente la loi de Weibull

$$P_{rupt.}(\sigma^{VM}) = 1 - \exp\left(-\left(\frac{\sigma^{VM}}{\beta}\right)^\alpha\right); P_{rupt.}(\sigma^{VM}) \in [0; 1] \quad 35$$

$$d_f = P_{rupt.}(\sigma^{VM})$$

Cette variable d'endommagement correspond à la proportion de fibres susceptibles de s'être rompues.

Dans ses travaux de thèse sur les polyamides renforcés par des fibres courtes (PA66/GF30), Despringre [24] enrichit la description de ce mécanisme. L'écriture sous forme de loi d'évolution incrémentale de l'endommagement cumulée atteinte au pas précédent garantissent que l'évaluation de la probabilité de rupture ne porte que sur les fibres indemnes. Cette extension requière l'ajout de de trois paramètres : une constante de temps caractéristique λ du matériau, et deux paramètres traduisant la prise en compte de l'endommagement cumulé $\{\gamma, \delta\}$.

$$\dot{d}_f = \left(\frac{1 - d_f}{\lambda}\right) \left(1 - \exp\left(-\left(\frac{\sigma^{VM}}{(1 + \gamma d_f)^\delta \beta}\right)^\alpha\right)\right) \quad 36$$

En **Figure 5-8 (a)**, l'évolution de l'endommagement de la fibre est tracée en fonction de différentes valeurs des paramètres avec la constante de temps fixée à $\lambda = 1$ et le rapport $\frac{\sigma^{VM}}{\beta}$ égal à $\frac{1}{15}$. La **Figure 5-8 (b)** présente l'évolution de la variable d_f pour un jeu de paramètre donné $\{\lambda = 1, \alpha = 2, \gamma = 1, \delta = 5, \}$.

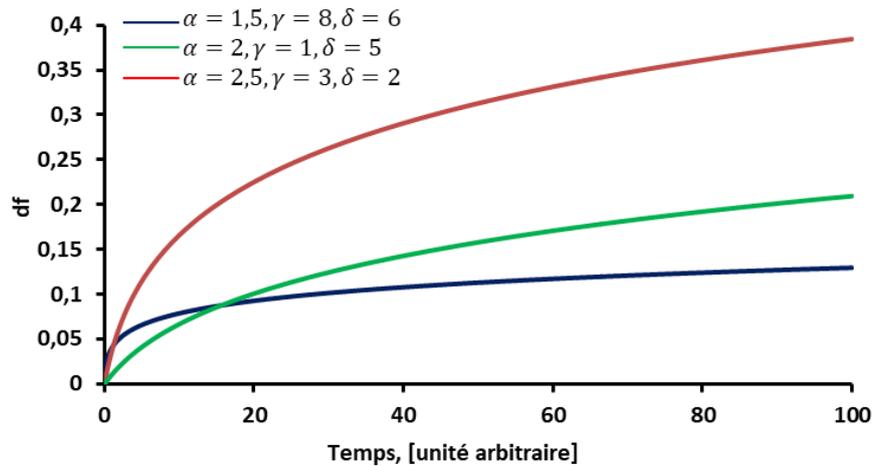


Figure 5-8: Evolution du taux de fibres rompues en fonction des paramètres $\{\alpha, \gamma, \delta\}$.

5.1.2.2.2 Fissuration de la matrice d'un SMC-R26

L'initiation des microfissures matricielles s'effectue dans les zones riches en matrice et à proximité des lieux de concentration de contraintes (extrémités des mèches, sphères creuses de verre ou porosité). D'autres sont générées par la propagation ductile des fissures issues de l'endommagement des interfaces ou de la rupture du renfort. La variable d'endommagement associée à la dégradation de la matrice d_m correspond alors à un pourcentage de vide généré Meraghni *et. al* [25]. Son calcul repose sur la prise en compte des champs locaux au moyen d'une contrainte équivalente au sens de Von Mises (pour une matrice isotrope).

$$c_{matrice/composite} = (1 - d_m)c_{matrice/composite}^0$$

$$c_{vide/composite} = c_{vide/composite}^0 + d_m c_{matrice/composite}^0$$

37

Dans les récents travaux de Despringre [24], ce mécanisme d'endommagement est enrichi pour prendre en compte deux autres aspects : la microfissuration matricielle et la coalescence de fissures à travers respectivement deux composantes $d_{m,\mu}$ et $d_{m,coalescence}$. De façon analogue à l'endommagement des fibres, l'endommagement $d_{m,\mu}$ est aussi décrit de façon incrémentale avec prise en compte de l'endommagement cumulé à l'incrément précédent et la progressivité de la rupture est aussi prise en compte à travers l'introduction d'une constante de temps λ . La coalescence des fissures est prise en compte à travers une loi exponentielle. Cette contribution ne devient significative qu'à partir d'un certain niveau d'endommagement global de la matrice. Pour prendre en compte la cinétique d'évolution de la coalescence l'endommagement est pris en compte à travers une formulation exponentielle avec deux paramètres $\{\eta, \zeta\}$. Cette description plus avancée de l'endommagement de la matrice se traduit par un nombre de paramètres plus grand à évaluer.

$$\dot{d}_m = \dot{d}_{m,\mu} + \dot{d}_{m,coalescence}$$

$$\dot{d}_{m,\mu} = \left(\frac{1-d_m}{\lambda}\right) \left(1 - \exp\left(-\left(\frac{\sigma^{VM}}{(1+\gamma d_m)^\delta \beta}\right)^\alpha\right)\right)$$

$$\dot{d}_{m,coalescence} = \left(\frac{1-d_m}{\lambda}\right) \left(\exp\left(-\left(\frac{\sigma^{VM}}{\beta} \frac{\exp(\eta d_m) - 1}{\exp(\zeta(1-d_m))}\right)^\alpha\right) - 1\right)$$

38

L'évolution de l'endommagement matriciel est présenté en fonction du temps pour un jeu de paramètres $\{\lambda, \alpha, \gamma, \delta\}$ respectivement égal à $\{1; 1,5; 5; 5\}$ est présenté en **Figure 5-9**. L'évolution de la cinétique d'endommagement de la coalescence est illustrée pour différentes valeurs des paramètres associées $\{\eta, \zeta\}$.

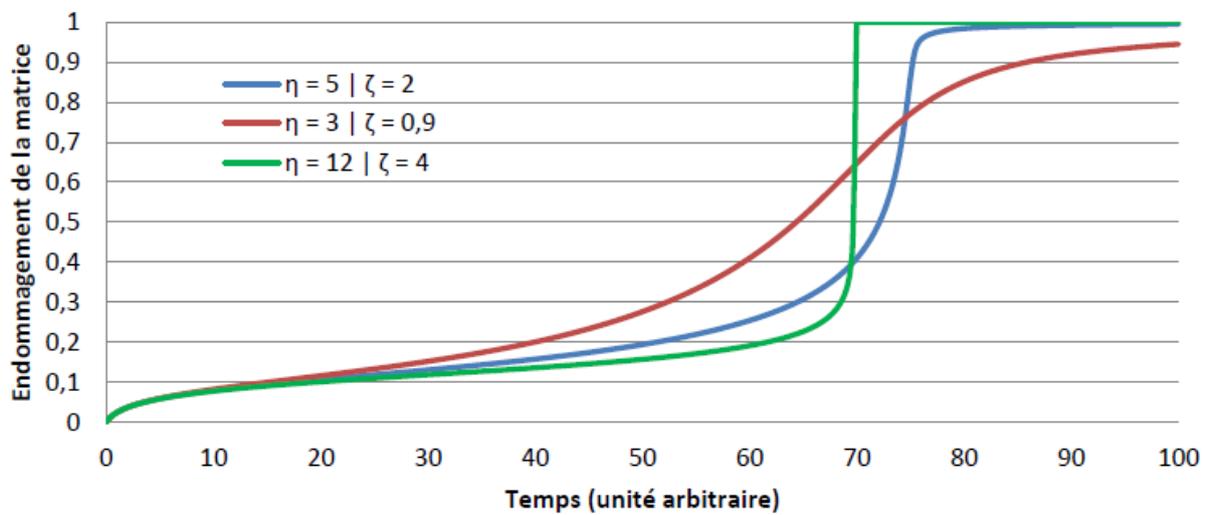


Figure 5-9 : Evolution de l'endommagement matricielle en fonction des paramètres cinétiques de la coalescence [24].

5.1.2.2.3 Rupture des interfaces

Comme présenté par Jendli *et. al.* [26] pour les SMC-R26, l'endommagement de l'interface est modélisé de façon statistique. Les champs locaux obtenus à travers le schéma d'homogénéisation sont projetés sur l'interface du renfort et un critère quadratique est calculé à partir des composantes normales et tangentielles. Ce critère quadratique est calculé en tout point de l'azimut du renfort selon un balayage angulaire φ . Cette méthode proposée par Meraghni *et. al.* [27] est illustrée en **Figure 5-10**.

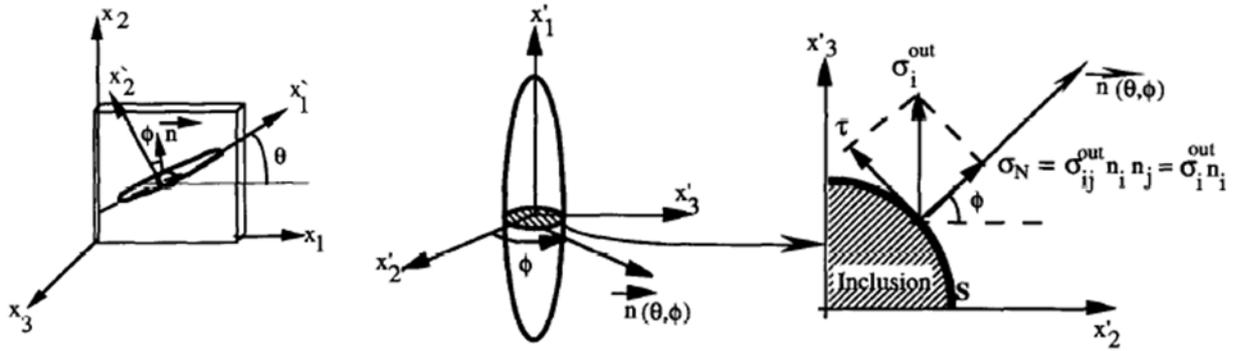


Figure 5-10: Schéma du calcul des composantes normale et tangentielle de la contrainte à l'interface autour de l'azimut du renfort [27].

Les composantes normale et tangentielle sont $\{\sigma_N, \tau\}$ normalisées par leurs valeurs maximales respectives $\{\sigma_{N,uts}, \tau_{uts}\}$ et sont intégrées dans le calcul du critère quadratique. Lequel est ensuite utilisé comme variable d'une loi de Weibull à deux paramètres afin d'évaluer l'endommagement de la mèche concernée.

$$\xi_\phi(\sigma_N, \tau) = \left(\frac{\sigma_N}{\sigma_{N,uts}}\right)^2 + \left(\frac{\tau}{\tau_{uts}}\right)^2$$

$$d_{int} = 1 - \exp(-\xi_\phi(\sigma_N, \tau)^m)$$

39

L'évolution de l'endommagement interfacial en fonction des contraintes normales et de cisaillement normalisées pour une valeur du paramètre $m = 3,7$ est présentée en **Figure 5-11**.

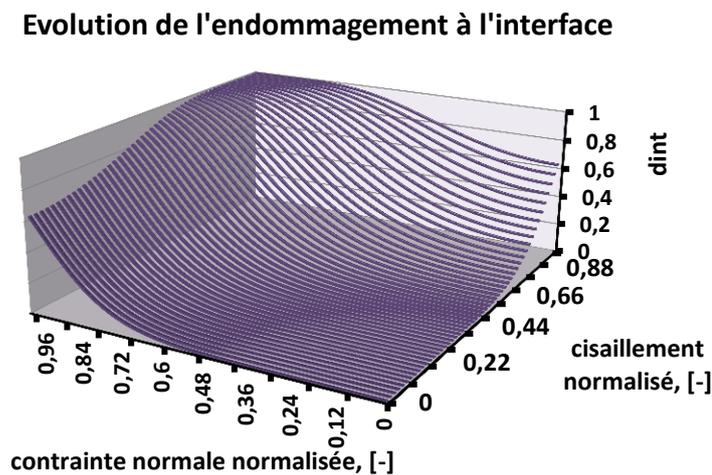


Figure 5-11: Evolution de l'endommagement interfacial en fonction des contraintes normales et tangentielles normalisées avec $m = 3,7$.

5.1.2.3 Remarques

Ce type d'approche micromécanique au travers de la modélisation des mécanismes d'endommagement implique de prendre en compte la microstructure du matériau, et de modéliser chacun des mécanismes de façon dédiée.

Le principal avantage de ces approches est de concevoir des modèles flexibles et adaptables. En effet, la prise en compte de la microstructure du matériau et la description de chacun des mécanismes d'endommagement de façon dédiée rend ces modèles modulables : il est possible de rajouter des éléments au fur et à mesure que la connaissance des phénomènes de dégradation sur un matériau s'enrichit. Aussi le modèle est valide permet de prendre en compte la microstructure du matériau induite par le procédé, et ce pour différents types de matrices et de renforts. Cette capacité leur confère une capacité prédictive importante.

L'inconvénient de cette approche demeure dans la quantité d'informations nécessaires à la construction du modèle ainsi que l'évaluation des paramètres. Afin de décrire les mécanismes d'endommagement à chacune des échelles concernées, il est nécessaire de les observer et de les analyser aux échelles en question (ce qui implique des moyens expérimentaux plus conséquent). L'identification des paramètres est quant à elle faite à partir des réponses macroscopiques avec une méthode d'identification inverse. Cette dernière étape nécessite des ressources en calcul conséquentes pour être effectuée rapidement.

5.1.3 Comparaison des approches

Les trois approches de modélisation présentées présentent chacune des avantages et des inconvénients en termes de besoins d'informations, de facilité d'évaluation des paramètres et de pouvoir prédictif.

Comme présentée précédemment, l'approche nécessitant le moins d'information est l'approche phénoménologique, celle-ci ne reposant sur une analyse phénoménologique du comportement des matériaux. Les méthodes multi-échelles nécessitent en revanche plus d'informations. En effet, elles reposent sur l'observation des mécanismes ou bien des conséquences de l'endommagement. Une description des mécanismes d'endommagement en fonction des champs mécaniques à l'échelle pertinente permet d'obtenir un modèle générique avec une capacité prédictive importante. C'est cette approche que nous privilégierons pour établir un modèle de comportement des AC-SMC. En effet la grande variabilité de la microstructure et des chargements rencontrés lors de l'analyse du comportement mécanique d'un composant automobile requière un modèle prenant en compte ces aspects. Seule la description des mécanismes d'endommagement et de leurs effets sur le comportement mécanique à l'aide de schémas de transition d'échelle permet d'assurer la validité de la modélisation face à cette grande variabilité.

En ce qui est de l'évaluation des paramètres, l'approche phénoménologique implique une identification directe à partir des bases de données macroscopiques, tandis qu'à l'opposé, l'approche multi-échelles implique une identification par méthodes inverses à partir de la même base de données macroscopique, bien souvent complémentée par une caractérisation microscopique.

5.2 Proposition d'une stratégie de modélisation multi-échelles du AC-SMC

5.2.1 Echelles pertinentes de modélisation

5.2.1.1 Microstructure de l'AC-SMC

Ainsi que cela a été mis en évidence dans le chapitre II, l'AC-SMC présente une microstructure complexe s'étalant sur trois échelles.

- A l'échelle macroscopique de la structure, l'AC-SMC est considéré comme un matériau homogène continu,
- A l'échelle mésoscopique, les micrographies révèlent une structure dense en amas de mèches de fibres de carbone d'orientation plane. Ces mèches sont effilées et présentent, pour une minorité dans le cas de l'AC-SMC RO, une faible courbure. Aucune zone riche en matrice n'est observée, ainsi que très peu de porosité,
- A l'échelle microscopique, à l'intérieur des mèches les micrographies révèlent une structure constituée de fibres de carbone parallèle enrobée de matrice. En revanche, entre les mèches ces micrographies révèlent une zone de séparation constituée d'un gradient de fibres.

Afin de prendre en compte la microstructure mèche/fibre du matériau, il est nécessaire de prendre en compte ces trois échelles dans le modèle multi-échelles.

Dans ce même chapitre II, la microstructure mèche/fibre est caractérisée au moyen de quatre paramètres. Tout d'abord la fraction volumique de fibres dans les mèches est évaluée. A partir de celle-ci et connaissant la fraction massique globale de fibres dans l'AC-SMC, la fraction volumique de mèches est obtenue. Ensuite deux paramètres sont définis pour définir la forme des mèches. Celles-ci sont considérées comme étant des cylindres à base elliptique (forme d'ellipsoïde). Les paramètres deux et trois sont alors le grand et le petit axe de la section de base de ces ellipses. Enfin, le cinquième paramètre est l'orientation du renfort. Celle-ci est caractérisée à partir de la fonction de densité d'orientation des mèches à l'échelle mésoscopique.

Le modèle proposé est donc de la forme suivante (**Figure 5-12**). A l'échelle microscopique, les mèches sont constituées de fibres de carbone et de matrice vinylester. Le VER est alors constitué de deux phases. Le comportement effectif des mèches est obtenu à partir d'un schéma

d'homogénéisation. A l'échelle mésoscopique, le matériau est constitué de nombreuses mèches en forme d'ellipsoïde d'orientation variable dans le plan. Le VER associé est donc constitué de mèches et de matrice. Les différentes orientations du renfort sont prises en compte en distribuant la fraction volumique initiale de mèches selon différentes directions à partir de l'ODF considérée.

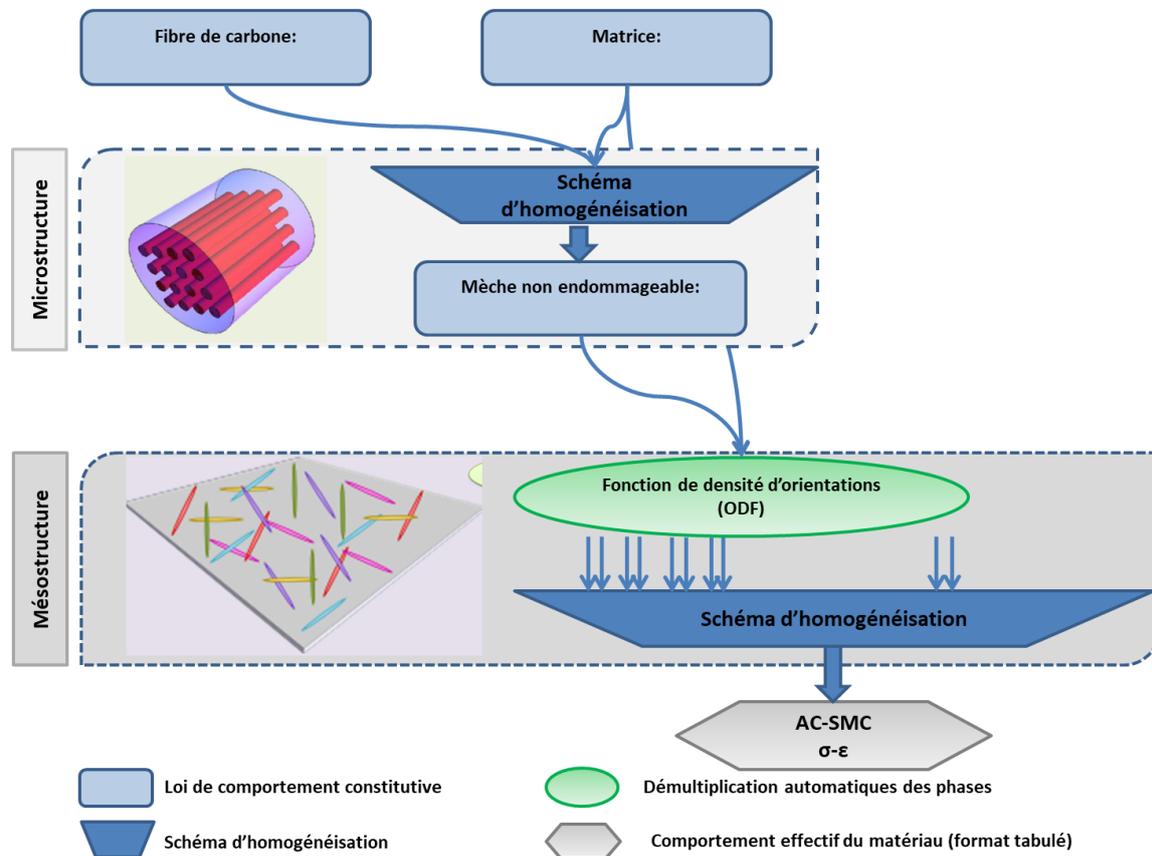


Figure 5-12: Schéma de l'architecture du modèle proposé : prise en compte de la microstructure.

5.2.1.2 Mécanismes d'endommagement considérés

Les travaux présentés dans les chapitres III et IV mettent en évidence les mécanismes d'endommagement observés lors de sollicitation mécanique, et en particulier le rôle prépondérant des interfaces dans le processus de dégradation du matériau, et ce quel que soit les échelles considérées. Ce processus prend place à deux échelles :

- Echelle microscopique : fissuration des interfaces fibre/matrice par cisaillement induit. Cette fissuration se traduit par le déchaussement des fibres,
- Echelle mésoscopique : l'endommagement des interfaces mèche/matrice, lequel se traduit par le pseudo-délaminage de ces mèches.

Le mécanisme prépondérant, contrôlant la tenue en service des AC-SMC, est l'endommagement à l'échelle mésoscopique. Ce mécanisme dépend des champs mécaniques locaux, l'écriture d'une loi

d'endommagement dépendant de ces champs permettra d'évaluer une variable d'endommagement. Celle-ci est alors utilisée pour incrémenter une fraction volumique de vide et de diminuer la fraction volumique de mèches dans la direction concernée.

L'architecture proposée évolue comme présenté dans la figure suivante. L'architecture proposée évolue comme présenté dans la figure suivante.

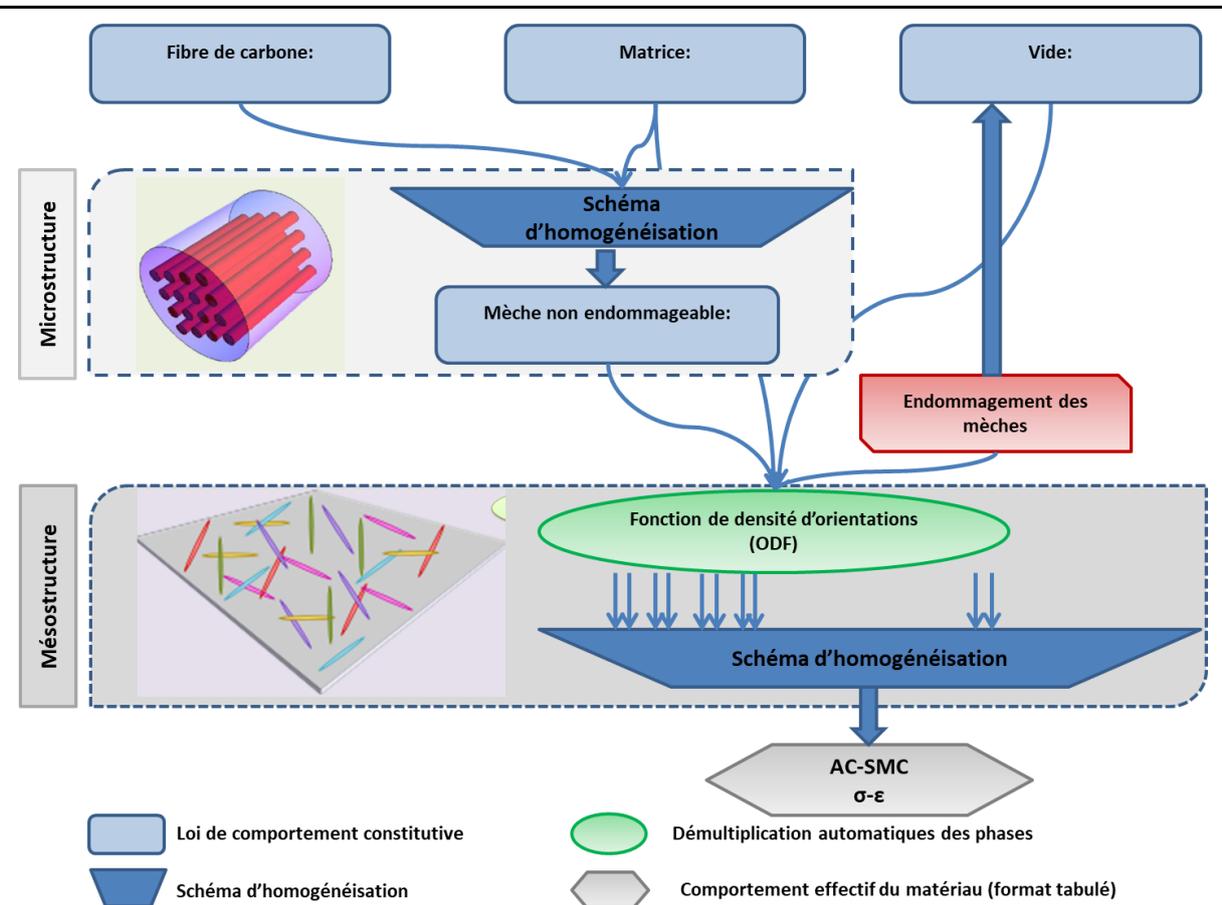


Figure 5-13: Schéma du modèle proposé avec mécanismes d'endommagement.

Cette architecture met en évidence les différents éléments à prendre en compte dans le modèle. Chacune des phases élémentaires requière une loi de comportement locale. A l'échelle mésoscopique, le mécanisme d'endommagement doit être défini. Ensuite, les schémas d'homogénéisation pour obtenir le comportement effectif des mèches et de l'AC-SMC doivent aussi être défini et pris en compte. Ces différents éléments sont définis dans les sous parties suivantes.

5.2.2 Lois de comportement locales

5.2.2.1 Fibre de carbone

Contrairement aux fibres de verre qui auxquelles on attribue généralement un comportement isotrope, le comportement des fibres de carbone est élastique isotrope transverse. La loi de

comportement associée est linéaire élastique et nécessite cinq paramètres pour en écrire le tenseur d'élasticité :

- deux modules d'élasticités : longitudinal E_L , et transverse E_T ,
- deux coefficients de Poisson ν_{TT}, ν_{TL} ,
- un module de cisaillement G_{TL}

Les tenseurs de souplesse et d'élasticité s'expriment en fonction de ces paramètres. Pour le tenseur de souplesse l'écriture est directe, contrairement au tenseur d'élasticité, lequel peut être calculé à partir du tenseur de souplesse.

$$\sigma = L: \varepsilon \leftrightarrow \varepsilon = M: \sigma$$

$$M = \begin{pmatrix} E_L^{-1} & -\nu_{TL}E_T^{-1} & -\nu_{TL}E_T^{-1} & 0 & 0 & 0 \\ -\nu_{TL}E_T^{-1} & E_T^{-1} & -\nu_{TT}E_T^{-1} & 0 & 0 & 0 \\ -\nu_{TL}E_T^{-1} & -\nu_{TT}E_T^{-1} & E_T^{-1} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & G_{TT}^{-1} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & G_{TL}^{-1} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & G_{TL}^{-1} \end{pmatrix} \quad 40$$

$$L = M^{-1}$$

5.2.2.2 Micro-discontinuité (vide ou porosité)

La conséquence de l'endommagement des mèches dans une direction donnée se traduit par une réduction de la fraction volumique de mèche (dans la direction concernée) et l'augmentation de la fraction volumique de vide. L'écriture de la loi de comportement associée nécessite deux paramètres : le module d'élasticité E et un coefficient de Poisson ν . Les tenseurs d'élasticité et de souplesse dépendent de ces paramètres. De façon analogue aux tenseurs de la fibre de carbone, l'écriture du tenseur de souplesse est directe et celle du tenseur d'élasticité dépend des coefficients de Lamé (41).

$$\sigma = L: \varepsilon \leftrightarrow \varepsilon = M: \sigma$$

$$M = \begin{pmatrix} E^{-1} & -\nu E^{-1} & -\nu E^{-1} & 0 & 0 & 0 \\ -\nu E^{-1} & E^{-1} & -\vartheta E^{-1} & 0 & 0 & 0 \\ -\nu E^{-1} & -\nu E^{-1} & E^{-1} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & G^{-1} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & G^{-1} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & G^{-1} \end{pmatrix}; G = \frac{E}{2(1+\nu)}$$

$$L = \begin{pmatrix} \lambda + 2\mu & \lambda & \lambda & 0 & 0 & 0 \\ \lambda & \lambda + 2\mu & \lambda & 0 & 0 & 0 \\ \lambda & \lambda & \lambda + 2\mu & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 2\mu & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 2\mu & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 2\mu \end{pmatrix}; \begin{cases} \lambda = E\vartheta((1+\nu)(1-2\nu))^{-1} \\ \mu = E(2(1+\nu))^{-1} \end{cases} \quad 41$$

Les valeurs des propriétés mécaniques du vide sont fixées à 10 MPa pour le module d'élasticité et à 0,33 pour le coefficient de Poisson.

5.2.2.3 Résine vinylester

Enfin, une loi phénoménologique de comportement élastoplastique avec écrouissage isotrope est utilisée pour la matrice vinylester. La composante élastique est linéaire isotrope, comme pour le vide et deux paramètres sont nécessaires : le module d'élasticité et le coefficient de contraction de Poisson $\{E, \nu\}$.

$$\begin{aligned}\rho\varphi(\varepsilon, \varepsilon_p, p) &= \rho\varphi_e + \rho\varphi_p \\ \rho\varphi_e &= \frac{1}{2}(\varepsilon - \varepsilon_p):L:(\varepsilon - \varepsilon_p)\end{aligned}$$

42

Avec ε_p la déformation plastique, ε la déformation totale et p l'incrément de plasticité.

La composante plastique du comportement de la matrice est prise en compte à travers une formulation classique comportant une loi d'écrouissage isotrope $R(p)$ dont l'évolution est conditionnée par une surface de charge $f_p(p)$. Ce qui ajoute trois paramètres à prendre en compte $\{K_1, n, R_0\}$.

$$\begin{aligned}\rho\varphi_p &= G(p) \\ \frac{dG}{dp} &= R(p) = K_1 p^n \\ f_p(p) &= \sigma^{VM} - R_0 - R(p) = 0 \\ \dot{\varepsilon}_p &= \dot{p} \frac{3}{2} \frac{\sigma'}{\sigma^{VM}}\end{aligned}$$

43

Avec σ' la composante déviatorique du champ de contrainte et σ^{VM} la contrainte équivalente au sens de Von Mises.

La réponse de la matrice dans le plan des contraintes déformations est présentée en **Figure 5-14**.

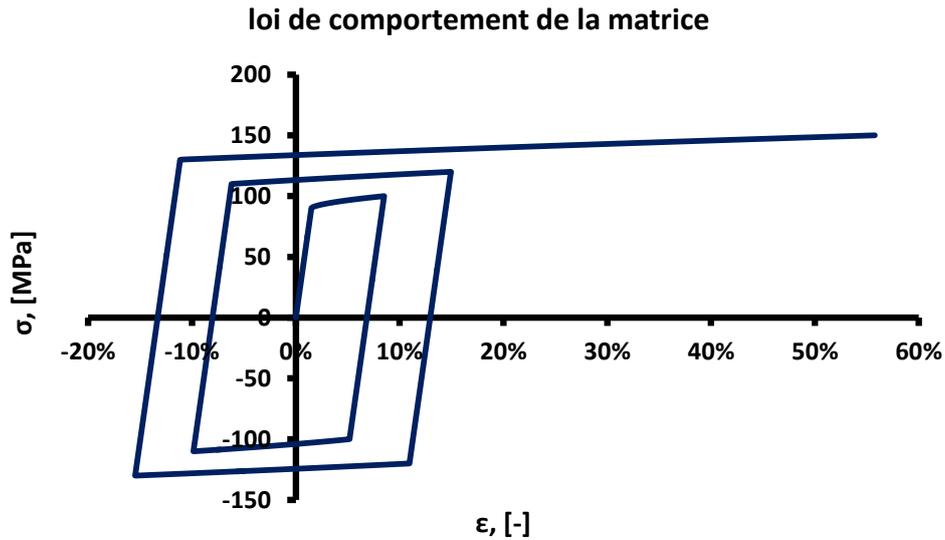


Figure 5-14 : Simulation du comportement de la matrice avec des $\{R_0 = 90 \text{ MPa}; K_1 =; n\}$.

5.2.3 Endommagement à l'échelle mésoscopique

Principal mécanisme d'endommagement identifié dans le matériau, la dégradation des interfaces mèche/matrice est présente tout au long de la durée de vie du matériau et mène à la rupture du matériau. Ce mécanisme d'endommagement est fortement anisotrope et son évolution est tributaire de l'angle relatif entre l'orientation du renfort et la principale direction de sollicitation.

5.2.3.1 Calcul de l'endommagement d'une mèche

Pour une orientation de mèche considérée, le critère quadratique ξ_i associé est calculé en suivant une démarche analogue à celle proposée par Praud *et. al.* [31]. L'anisotropie de l'endommagement est prise en compte à travers un critère de Hill modifié, calculé directement à partir du champ local considéré (44).

$$\xi_i(\sigma) = \langle \sqrt{\sigma : H : \sigma} - 1 \rangle^+; H = \begin{pmatrix} 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & \frac{1}{\sigma_{N,uts}^2} & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{1}{\tau_{uts}^2} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} \quad 44$$

L'endommagement, à l'incrément de temps considéré, est alors calculé au moyen d'une loi de type Weibull (à deux paramètres $\{m; \eta\}$) pondérée d'une constante k . Cette dernière permet de limiter l'endommagement tout en conservant l'aspect saturant de la loi de Weibull ($k \in [0; 1]$). Enfin l'endommagement dans l'interface est actualisé en le comparant à l'endommagement cumulé à l'incrément précédent (45).

$$d_{int,i}^t(\xi_i) = k \left(1 - \exp \left(- \left(\frac{\xi_i}{\eta} \right)^m \right) \right)$$

$$d_{int,i} = \max \{ d_{int,i}^{t-1}; d_{int,i}^t \}$$

45

5.2.3.2 Calcul de l'endommagement global des mèches

La variable d'endommagement d_{int}^{tot} représente l'endommagement global des interfaces pour toutes les orientations de renfort. Cette variable résulte de la somme des contributions de chaque orientation considérée (46). Elle est par la suite employée pour mettre à jour les fractions volumiques de mèche (47), et de vide (48) dans chaque direction. Cette mise à jour se traduit par une augmentation de la fraction volumique de vide et une diminution de la fraction volumique de mèche pour les orientations concernées.

$$d_{int}^{tot} = \frac{\sum_i c_{b/SMC,i} * d_{int,i}}{c_{b/SMC}^0} \quad 46$$

$$c_{b/SMC,i} = (1 - d_{int,i}) c_{b/SMC}^0 \quad 47$$

$$c_{v/SMC,i} = d_{int,i} * c_{b/SMC,i} \quad 48$$

L'anisotropie de l'endommagement est prise en compte à travers le calcul du critère quadratique, les vides introduits dans l'AC-SMC sont considérés de forme sphériques. Une analyse plus poussée de l'effet de l'endommagement microscopique sur le comportement effectif permettra de mieux ajuster la forme moyenne de ces vides.

5.2.3.3 Impact du mécanisme sur le comportement mécanique d'une inclusion

En **Figure 5-15**, les effets du mécanisme d'endommagement sur le comportement effectif d'une mèche sont tracés en fonction de la direction de sollicitation.

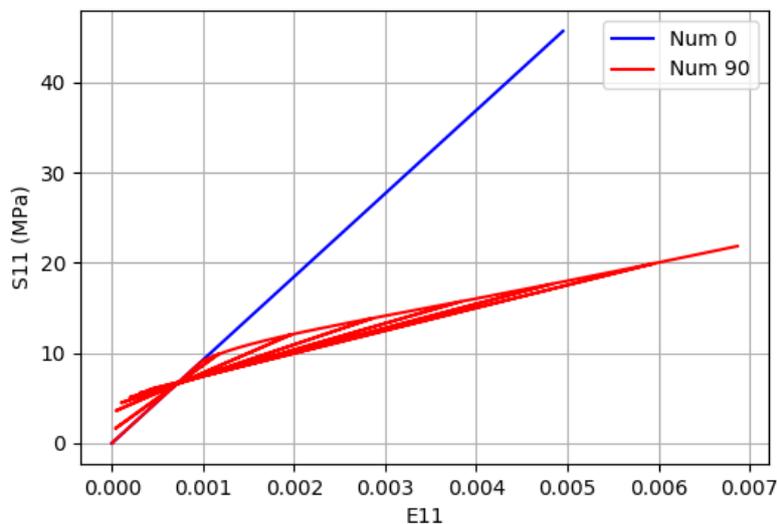


Figure 5-15: Réponse de la mèche en fonction de la direction de sollicitation issue de la simulation d'un milieu hétérogène constituée de matrice et d'une inclusion soumis à un chargement de charge-décharge incrémental.

Dans la direction des mèches, la réponse du matériau est élastique : aucun endommagement n'est généré. En revanche, dans la direction transverse (à 90°) de la mèche, le comportement initialement linéaire du matériau devient non linéaire sous l'effet de l'endommagement. La dégradation de la rigidité dans la direction est clairement visible. Le mécanisme d'endommagement ainsi formulée traduit bien l'effet anisotrope de l'endommagement de la mèche.

5.2.4 Schéma d'homogénéisation

Comme présenté plus haut dans cette partie, le schéma multi-échelles proposé comporte deux transitions d'échelles : (i) micro-mésoscopique : des fibres et matrice au comportement effectif de la mèche, (ii) méso-macroscopique : des mèches et de la matrice au comportement effectif de la mèche.

Comme cela a été présenté dans la première partie de ce chapitre, différentes approches existent pour calculer le comportement effectif d'un milieu hétérogène. Dans le cadre de la micromécanique sur la base des travaux d'Eshelby, trois méthodes sont plus généralement utilisées : (i) l'inclusion diluée, (ii) la méthode Mori-Tanaka, (iii) la méthode auto-cohérente. Chacune se démarque par un domaine d'utilisation dédiée. La méthode de l'inclusion diluée ne prend pas en compte les interactions entre les inclusions dans le calcul des tenseurs de localisation de contraintes et déformations. Cet aspect la rend particulièrement adaptée aux matériaux faiblement hétérogènes (fraction volumique d'inclusions inférieure ou égale à 5%). Le modèle Mori-Tanaka permet de prendre en compte des fractions volumique de renfort plus élevée, et commence à présenter des limites autour de 50% d'inclusions. De son côté, le modèle auto-cohérent ne présente pas réellement de limites en termes de fraction volumique de renfort, mais plus particulièrement adapté aux milieux constitués de phases aux propriétés mécaniques proches, comme les matériaux poly cristallins.

5.2.4.1 Comportement effectif de la mèche

Les fibres de carbone sont modélisées par des cylindres à base circulaire de diamètre et longueur connue. Le rapport entre la longueur et le diamètre étant supérieure à 1000, ces fibres sont considérées comme étant infinies à l'échelle microscopique. La fraction volumique de fibres dans les mèches a été déterminée dans le chapitre II. Celle-ci est prise égale à 59,6%. Cette microstructure est représentée en **Figure 5-16**.

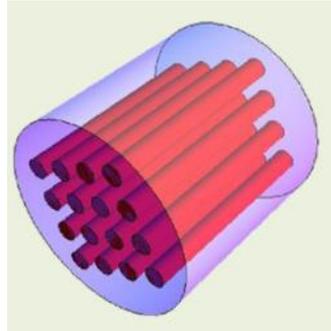


Figure 5-16 : Schéma de la microstructure de la fibre à la mèche.

Si la fraction volumique de fibre dans les mèches semble orienter le choix vers une méthode auto-cohérente, la grande disparité des propriétés mécaniques entre la fibre et la matrice ainsi que le temps de calcul supérieur font que la méthode Mori-Tanaka est préférée.

Le comportement effectif est donc calculé à partir d'un schéma Mori-Tanaka à deux phases, avec des inclusions cylindriques infinies orientées selon l'axe de la mèche. Le détail du calcul des différents tenseurs est donné en annexes.

5.2.4.2 Comportement effectif de l'AC-SMC

La transition d'échelle mésoscopique-macroscopique est effectuée par l'homogénéisation du comportement des mèches et de la matrice. Les mèches sont de la forme d'un cylindre à base elliptique, dont les axes de la section de base ont été définis et mesurés dans le chapitre II. Le rapport entre la longueur de la mèche et le grand axe de l'ellipse étant nettement inférieur à 100, ces mèches sont considérées comme étant courtes à l'échelle mésoscopique. A partir de la fraction volumique de fibres dans les mèches et de la fraction volumique globale de fibres dans l'AC-SMC, celle de mèches dans le AC-SMC est estimée égale à 72%.

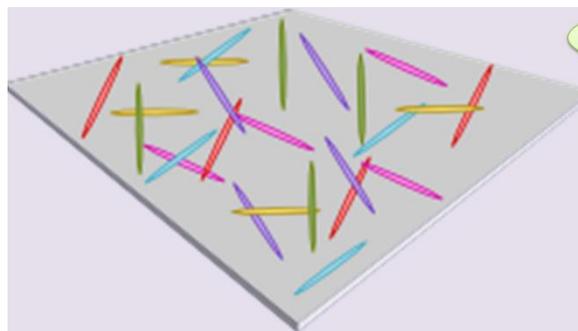


Figure 5-17 : schéma de la microstructure : de l'échelle mésoscopique à l'échelle macroscopique.

Pour les mêmes raisons que précédemment, le schéma d'homogénéisation choisi est de type Mori-Tanaka à n-phases. Les phases sont la matrice, le vide et les mèches. Celles-ci étant orientées de façon variable dans le plan de thermocompression, la phase de mèches est subdivisée en autant de phases que le nombre d'orientations considérées.

Les différentes orientations du renfort sont prises en compte en multipliant la fraction volumique globale de mèches dans le composite par la densité de mèches en fonction de l'orientation considérée. Un bon compromis entre précision et temps de calcul est de discrétiser l'ODF avec un pas de 10° . Cette distribution étant symétrique, seule la plage $[0; 180]^\circ$ est considérée.

Soit un schéma d'homogénéisation à vingt phases.

5.2.5 Synthèse du modèle

Le modèle proposé est schématiquement résumé en **Figure 5-18**. Celui prend en compte les trois lois de comportement des phases élémentaires (fibre de carbone, matrice et micro-discontinuités) et le mécanisme d'endommagement des mèches. Le comportement effectif des mèches est calculé à partir d'un schéma Mori-Tanaka incrémental à deux phases, et celui de l'AC-SMC à partir d'un schéma Mori-Tanaka incrémental à 20 phases (18 orientations sont considérées pour le renfort). Ce modèle nécessite sept propriétés de phases (cinq pour la fibre de carbone, deux pour la matrice), trois paramètres pour l'écroutissage isotrope de la matrice et cinq paramètres par orientation de renfort pour l'endommagement des mèches.

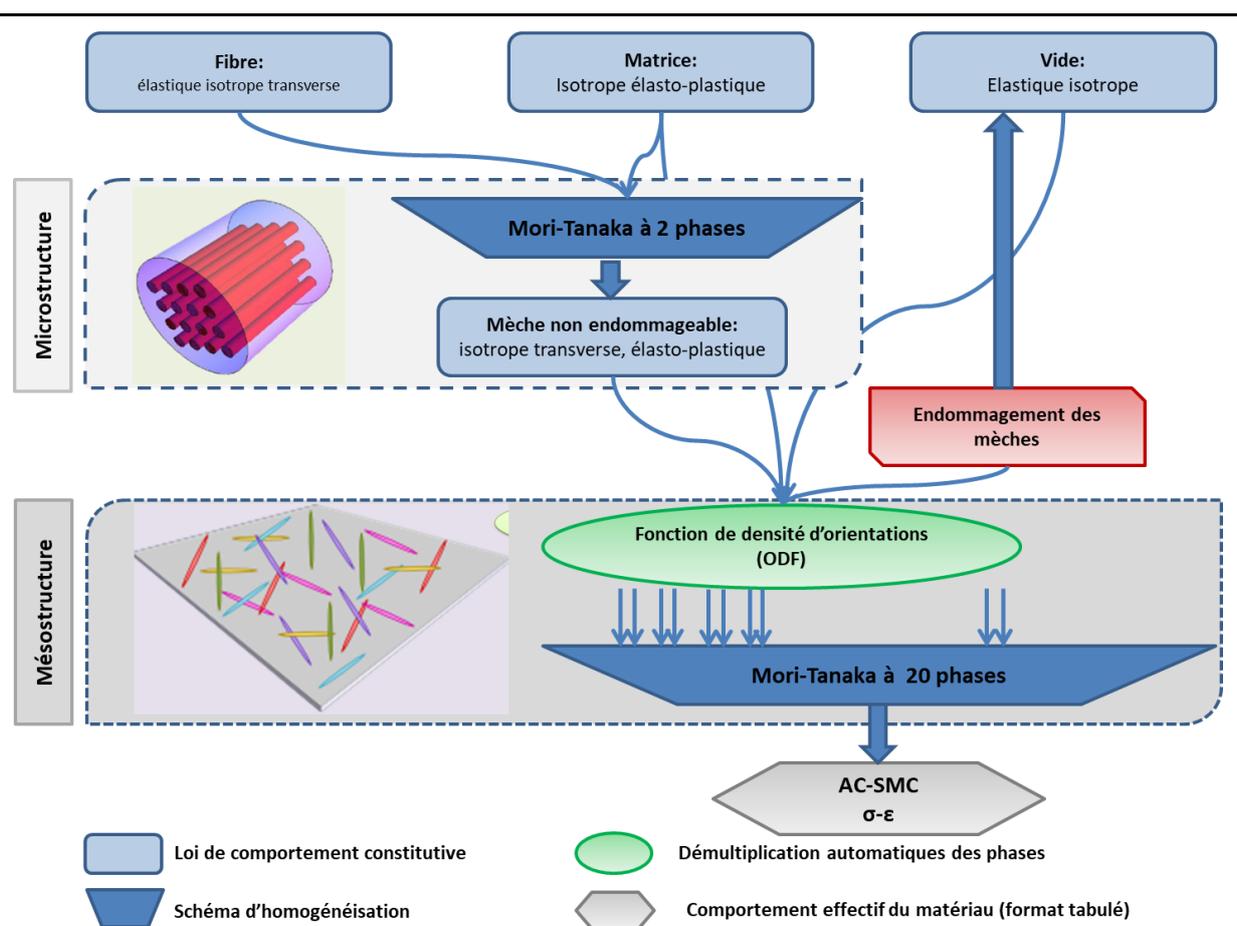


Figure 5-18: Synthèse du modèle multi-échelles proposé.

5.3 Identification des paramètres et validation du modèle micromécanique

La première étape, l'identification des paramètres du modèle est effectuée à partir d'une partie des bases de données expérimentales constituées dans le chapitre III. Pour une configuration de thermocompression donnée, les paramètres sont évalués par méthode inverse à partir des résultats dans les directions à 0° et 90°. La seconde étape, la validation du modèle, est effectuée en simulant la réponse à 45° et en comparant le résultat obtenu avec les résultats expérimentaux.

Avant de procéder à ces opérations, les propriétés de chacune des phases sont rappelées et l'ODF du matériau est calculée.

5.3.1 Propriétés des phases et de la microstructure

L'analyse de la microstructure du matériau lors du chapitre a permis d'évaluer la fraction volumique de fibre de carbone dans celles-ci ainsi que les paramètres de l'ellipsoïde. Ces résultats sont résumés dans la **Table 1**.

Table 1: Paramètres des mèches

Paramètres	$c_{f/b}$	a_1	a_2	a_3
Valeurs	62 %	25400 μm	88 μm	1680 μm

La fraction volumique globale de fibres de carbone dans l'AC-SMC étant connue, celle de mèche dans le matériau est déduite de la façon suivante :

$$C_{b/SMC} = \frac{C_{f/SMC}}{C_{f/b}} = 72\%$$

49

Les propriétés mécaniques de la matrice vinylester et des fibres de carbone sont fournies dans la **Table 2**.

Table 2: Propriétés mécaniques de la matrice et de la fibre

Propriétés	E_L	E_T	ν_{LT}	ν_{TT}	G_{LT}
Matrice	6 GPa	-	0,33	-	-
Fibre de carbone	205 GPa	14,5 GPa	0,016	0,49	22,8 GPa

5.3.2 Evaluation de la distribution des orientations de mèches : ODF

Comme cela a été mis en évidence lors dans le chapitre trois, le comportement du AC-SMC RO n'est pas isotrope transverse dans le plan, ce qui se traduirait par une distribution uniforme des mèches dans le plan. Le module d'élasticité plus élevé dans selon la MMFD est attribué à une plus grande

densité de mèches orientées dans cette direction. En revanche, la relative égalité des modules à 45° et 90° traduit des densités d'orientations égales dans ces deux directions.

Pour prendre en compte ces différences, l'ODF choisie est le résultat de la somme de deux distributions normales avec une distribution uniforme. Chaque distribution gaussienne est caractérisée par deux paramètres (la moyenne et l'écart type), et la distribution uniforme par un seul. Soit 5 paramètres en tout. Afin de prendre en compte les différentes observations expérimentales certains de ces paramètres sont fixés *a priori*. Ainsi, pour prendre en compte la plus grande densité de mèches orientées selon la MMFD et la symétrie de la distribution, les centres des deux distributions gaussiennes sont respectivement fixés à 0° et 180° ($\mu_1 = 0^\circ$ et $\mu_2 = 180^\circ$) et leurs écart-types sont identiques ($\sigma_1 = \sigma_2 = \sigma_0$). Il ne reste donc plus que le paramètre de distribution uniforme c_{min} et cet écart-type σ_0 à déterminer soit deux paramètres.

Ces deux paramètres sont calculés en simulant la réponse élastique du matériau avec un VER contenant 36 familles d'orientations de mèches sur 360° (soit un pas de discrétisation de 10°). Les résultats de cette simulation sont comparés aux modules d'élasticité moyens dans ces différentes directions et les paramètres optimisés de façon à réduire l'écart entre la simulation et la base de données. Le résultat est présenté en **Figure 5-19**, les paramètres sont alors égaux respectivement à $\sigma_0 = 20^\circ$ et $c_{min} = 0.045$.

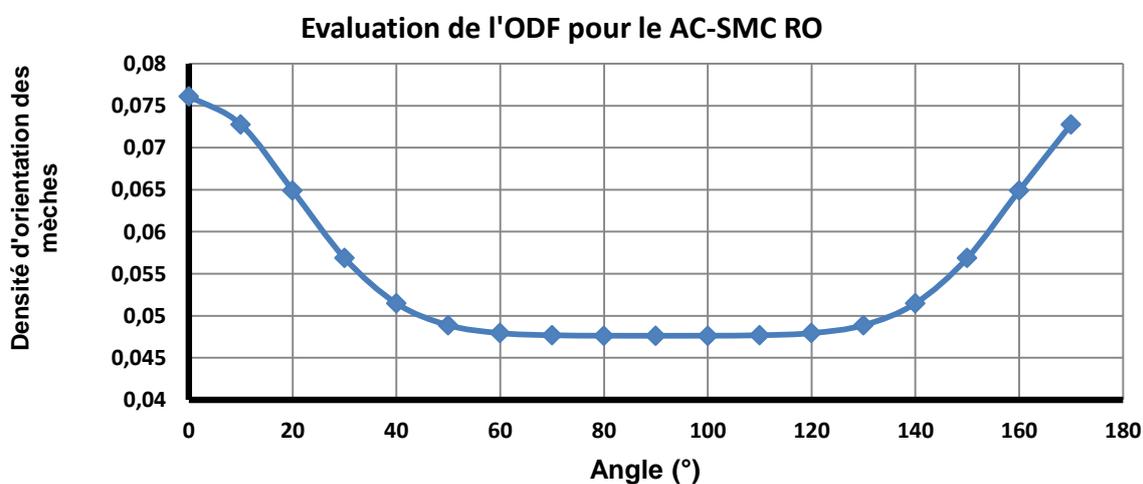


Figure 5-19: ODF générée à partir des modules d'élasticités moyens établis dans le chapitre trois.

5.3.3 Identification des paramètres du modèle

Maintenant que l'ODF est évaluée, les paramètres de plasticité de la matrice et d'endommagement des mèches sont à leur tour identifiés. Cette opération est effectuée à partir de la base de données expérimentale quasi-statique du AC-SMC RO en considérant que les orientations 0° et 90° .

Le résultat du processus d'optimisation est présenté dans les **Figure 5-20 (a)** et **Figure 5-20 (b)**. Pour les deux orientations considérées, la réponse macroscopique dans le plan contrainte-déformation et l'évolution de l'endommagement macroscopique sont fournis. Selon la MMFD (**Figure 5-20 (a)**), le résultat est compris entre les courbes expérimentales limites. On retrouve le comportement élasto-fragile observée expérimentalement. L'évolution de l'endommagement macroscopique (**Figure 5-20 (b)**) est lui aussi entre les bornes expérimentales même s'il ne correspond pas à l'évolution moyenne de celui-ci, les résultats sont acceptables compte tenu des dispersions caractérisant les AC-SMC.

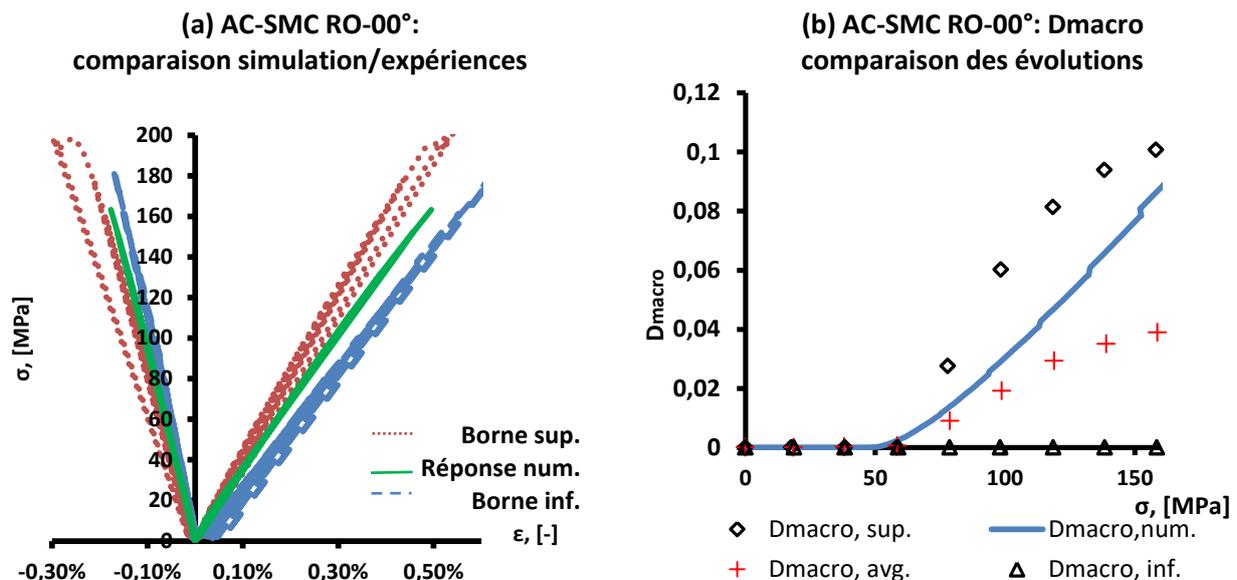


Figure 5-20: Evolution des paramètres du AC-SMC RO, résultats à 0°:(a) Réponse macroscopique en contrainte et déformation, (b) Evolution de l'endommagement macroscopique.

De la même façon à 90°, l'optimisation des paramètres dans le plan contrainte-déformation permet de converger vers le comportement médian cible de façon appropriée (**Figure 5-21 (a)**). Si l'on compare l'évolution de l'endommagement macroscopique (**Figure 5-21 (b)**), celui-ci est toujours compris entre les bornes expérimentales et est bien plus en adéquation avec l'évolution moyenne de l'endommagement que pour la direction précédente.

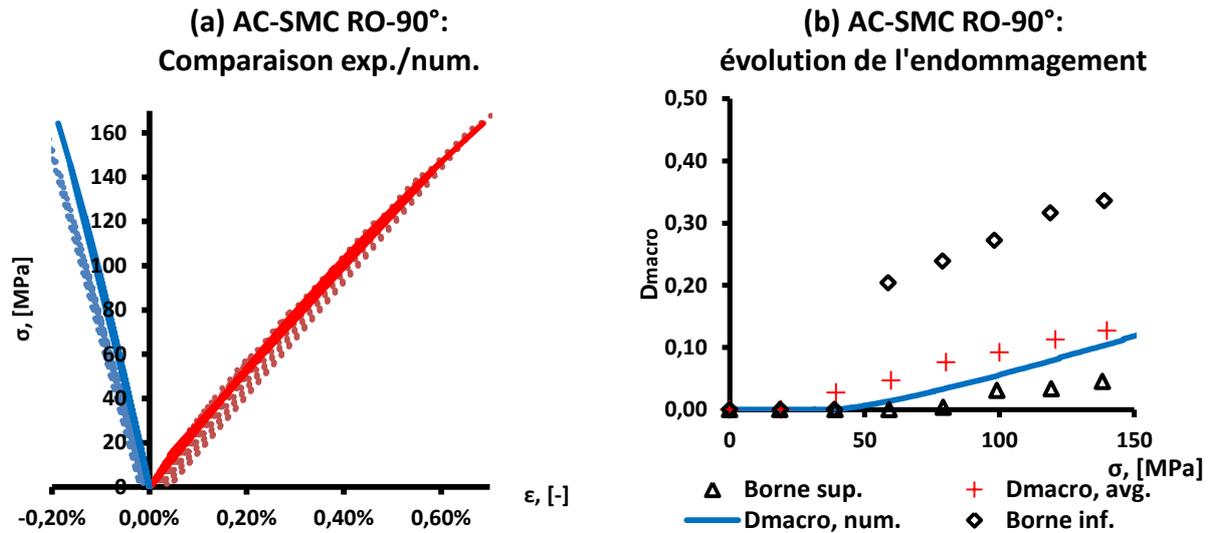


Figure 5-21: Optimisation des paramètres du modèle, résultats à 90° (a) en termes de contrainte et déformation, (b) en termes d'évolution de l'endommagement macroscopique.

L'optimisation des paramètres du modèle fournit des résultats dans l'ensemble convainquant et en accord avec les tendances expérimentales. Les valeurs des paramètres associés au mécanisme d'endommagement des mèches sont résumés dans la **Table 3** :

Table 3: Paramètres optimisés d'endommagement des mèches.

Paramètres	k	η	$\sigma_{N,uts}$	m
Valeurs	0,37	9,65	90 MPa	1,2

Les paramètres de plasticité de la matrice sont donnés dans la **Table 4**.

Table 4: Paramètres de la loi d'érouissage de la matrice.

Paramètres	K	n
Valeurs	50	0,6

5.3.4 Simulation de la réponse à 45°

Pour évaluer la capacité du modèle à prédire le comportement du matériau, le modèle avec ses paramètres optimisés est utilisé pour prédire le comportement du matériau à 45°. Les résultats numériques sont confrontés à ceux obtenus expérimentalement. La réponse en termes de contrainte-déformation numérique est comparée avec la courbe médiane obtenue lors des essais quasi-statiques (**Figure 5-22 (a)**). La prédiction effectuée par le modèle permet de décrire le comportement avec une bonne précision. La comparaison des évolutions de l'endommagement macroscopique en **Figure 5-22 (b)** montre aussi de bon résultats, avec un endommagement simulé très similaire à la tendance moyenne déterminée dans le chapitre trois pour cette orientation.

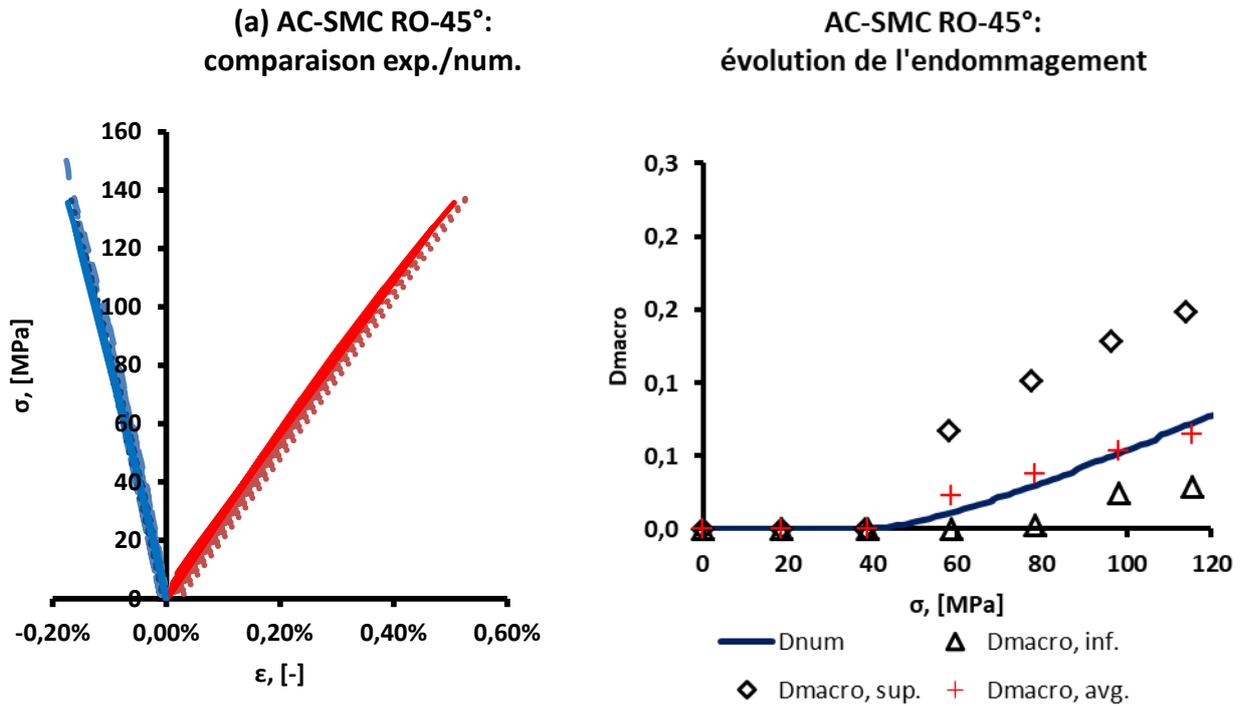


Figure 5-22: Comparaison des prédictions du modèle avec les résultats expérimentaux pour l'AC-SMC orienté à 45°

5.4 Utilisation du modèle dans un code (Abaqus) de calcul par éléments finis

Après implémentation numérique de la loi de comportement pour AC-SMC, celle-ci est testée lors de simulation éléments finis sur des structures simples (éprouvettes de traction et Meuwissen) puis sur une structure plus complexe (pièce école).

L'objectif de cette partie est de montrer la faisabilité de la stratégie de calcul micro-méso-macro dans une simulation par éléments finis, et ainsi de traduire l'impact de la microstructure sur le comportement global de la structure considérée.

Les paramètres matériau utilisés sont les paramètres identifiés sur le matériau AC-SMC (Table 3 et Table 4).

5.4.1 Epreuve de traction

La première structure testée est une éprouvette de traction de type haltère. Trois ODF sont utilisées pour simuler trois configurations du matériau :

- ODF parfaitement RO : les mèches ont une densité de répartition équiprobable (distribution uniforme de l'endommagement dans le plan). Autrement dit, la concentration de mèches en fonction de leur orientation est égale à une constante.
- ODF RO identifiée : distribution d'orientation identifiée sur les résultats expérimentaux (Figure 5-19),

- **ODF HO** : distribution HO basée sur une hypothèse : la concentration de mèche à 0° est égale à $2/3$ de la concentration de mèche à 90° . Cette distribution est obtenue en considérant une concentration d'orientation minimum $c_{min} = 0.16$ et un écart-type d'orientation $\sigma_0 = 20^\circ$.

5.4.1.1 Géométrie des éprouvettes

L'éprouvette de traction est une éprouvette de type haltère (**Figure 5-23**). A une extrémité de l'éprouvette, les déplacements sont bloqués et de l'autre côté, un déplacement est imposé. Les essais sont pilotés en déplacement afin d'atteindre un effort suffisant et vont donc bien au-delà des capacités réelles du matériau.

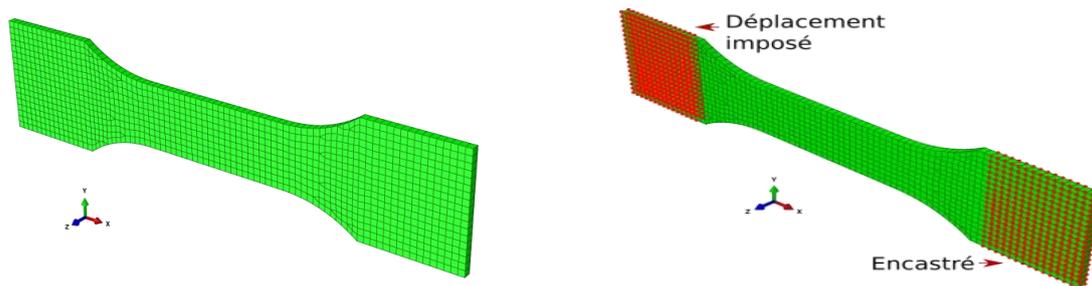


Figure 5-23: Géométrie, maillage et conditions aux limites du modèle « éprouvette de traction ».

5.4.1.2 Matériau parfaitement RO

La première configuration testée est définie par une ODF totalement RO, c'est-à-dire que toutes les concentrations de famille de mèche sont égales à une même constante quelle que soit l'orientation de la famille de mèche.

La **Figure 5-24** représente le champ de contrainte de Von Mises dans l'éprouvette en fin de simulation. **Figure 5-25** montre le comportement sur le centre géométrique de l'éprouvette. Dans la zone utile de l'éprouvette, le champ de contrainte est homogène. Les contraintes se concentrent dans la direction principale de traction.

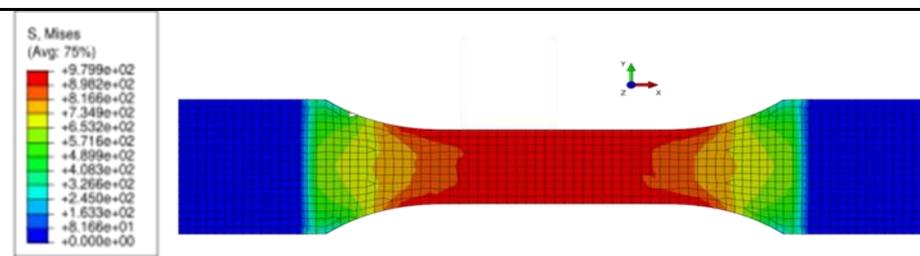


Figure 5-24: Champs de contraintes de Von Mises d'une éprouvette de traction de AC-SMC avec une ODF totalement RO soumise à une traction uni-axiale.

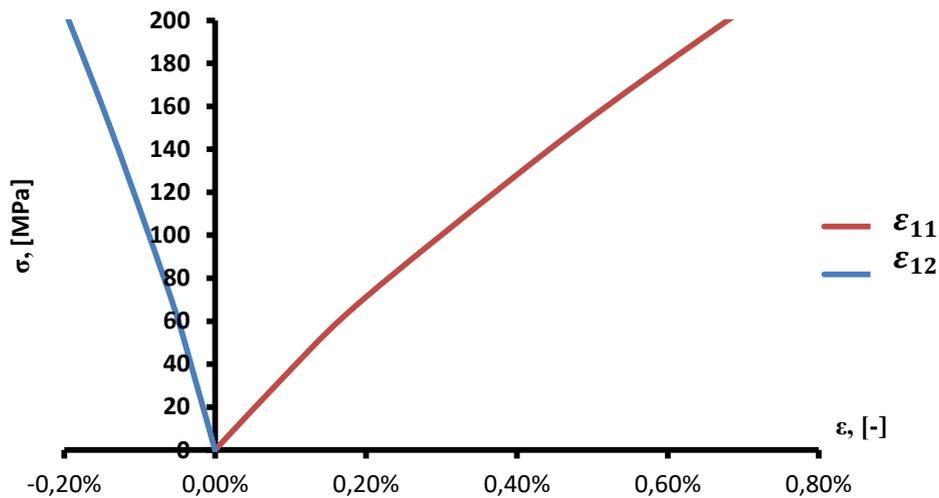


Figure 5-25: Loi de comportement d'une éprouvette de traction de AC-SMC avec une ODF parfaitement RO soumise à une traction uni-axiale.

La **Figure 5-26** présente la réponse du matériau, calculée sur la zone d'intérêt de l'éprouvette.

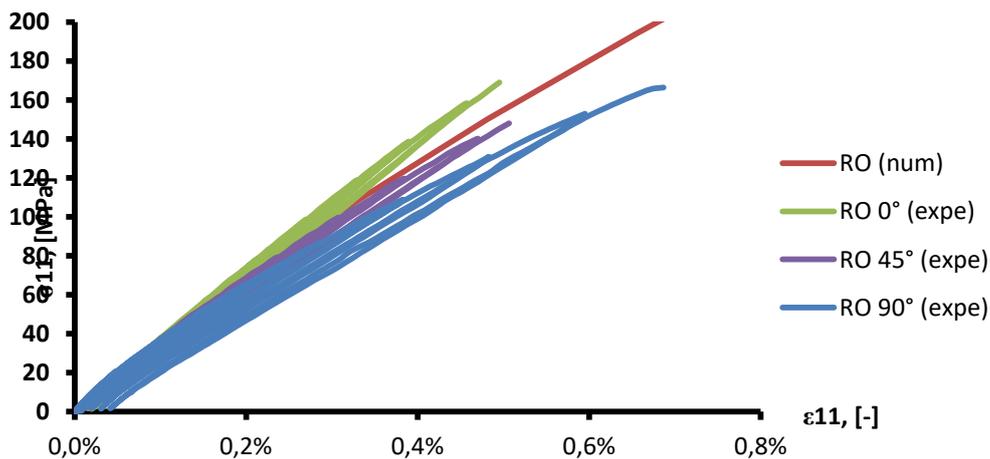


Figure 5-26: Comparaison simulation EF (avec une ODF parfaitement RO) vis-à-vis des résultats expérimentaux sur un essai de traction uni-axiale de AC-SMC.

La **Figure 5-26** montre une comparaison entre les résultats expérimentaux des essais de traction sur AC-SMC RO dans 3 orientations différentes et une simulation EF de traction considérant un AC-SMC avec une ODF totalement RO. Le résultat numérique est proche des résultats expérimentaux mais ne tient pas du tout compte de l'anisotropie du matériau.

5.4.1.3 Matériau RO réel

Dans cette partie, l'ODF identifiée sur les essais expérimentaux RO est exploitée. La **Figure 5-27** représente le champ de contrainte de Von Mises dans l'éprouvette en fin de simulation. Elle montre que l'orientation du matériau influe bien sur le comportement du composite. La **Figure 5-28** montre le comportement sur le centre géométrique de l'éprouvette. Comme attendu, la réponse de

l'éprouvette est influencée par l'orientation du matériau. La réponse est maximale dans la direction de traction pour un matériau orienté à 0° .

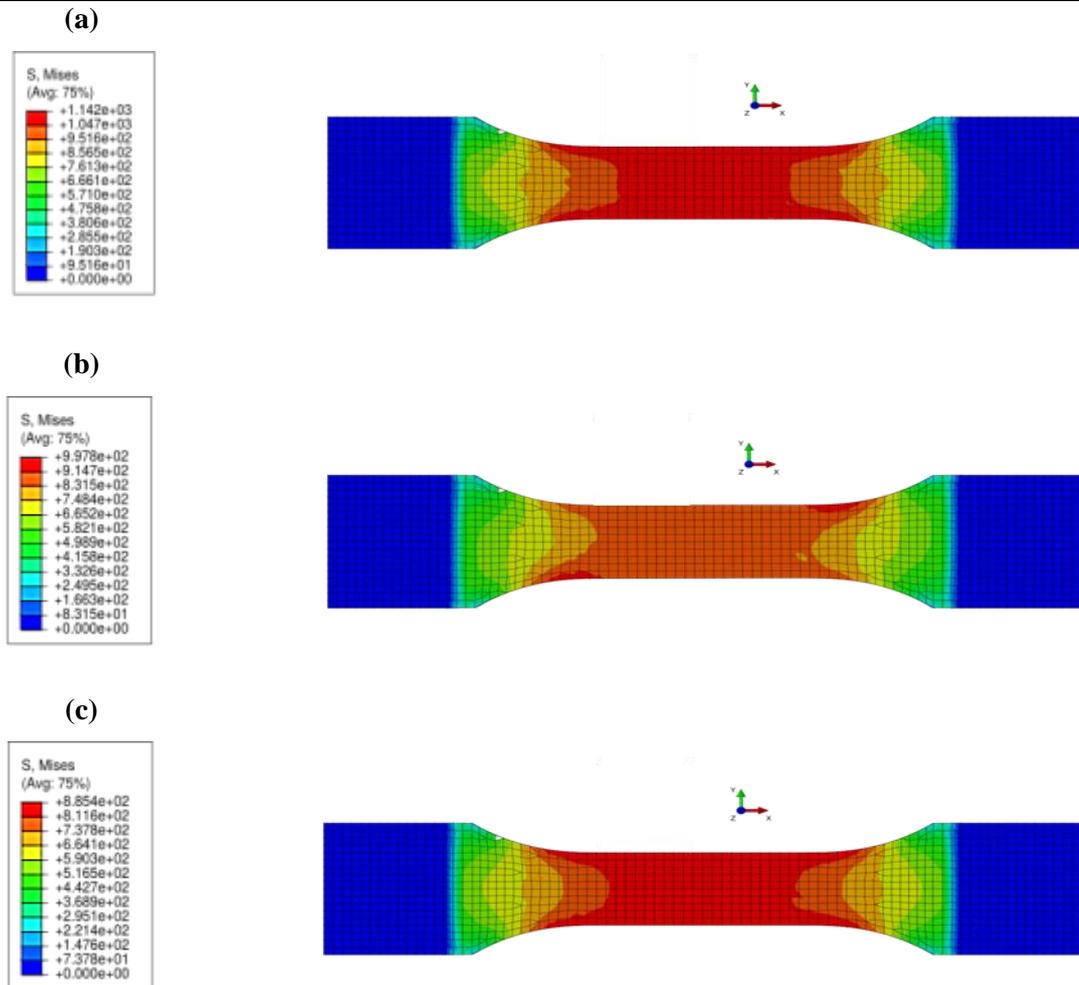


Figure 5-27: Champs de contraintes de Von Mises d'une éprouvette de traction de AC-SMC avec une ODF RO identifiée soumise à une traction uni-axiale à 0° (a), 45° (b) et 90° (c).

Les résultats des simulations numériques effectuées par éléments finis sur les éprouvettes de traction pour un AC-SMC RO selon différentes directions de sollicitations sont présentées en **Figure 5-28**. Les résultats numériques obtenus sont comparés aux courbes médianes obtenues dans chacune des directions de sollicitations concernées. La comparaison met en évidence la bonne capacité de prédiction du modèle ainsi que sa capacité à prendre en compte l'anisotropie du comportement et de l'endommagement.

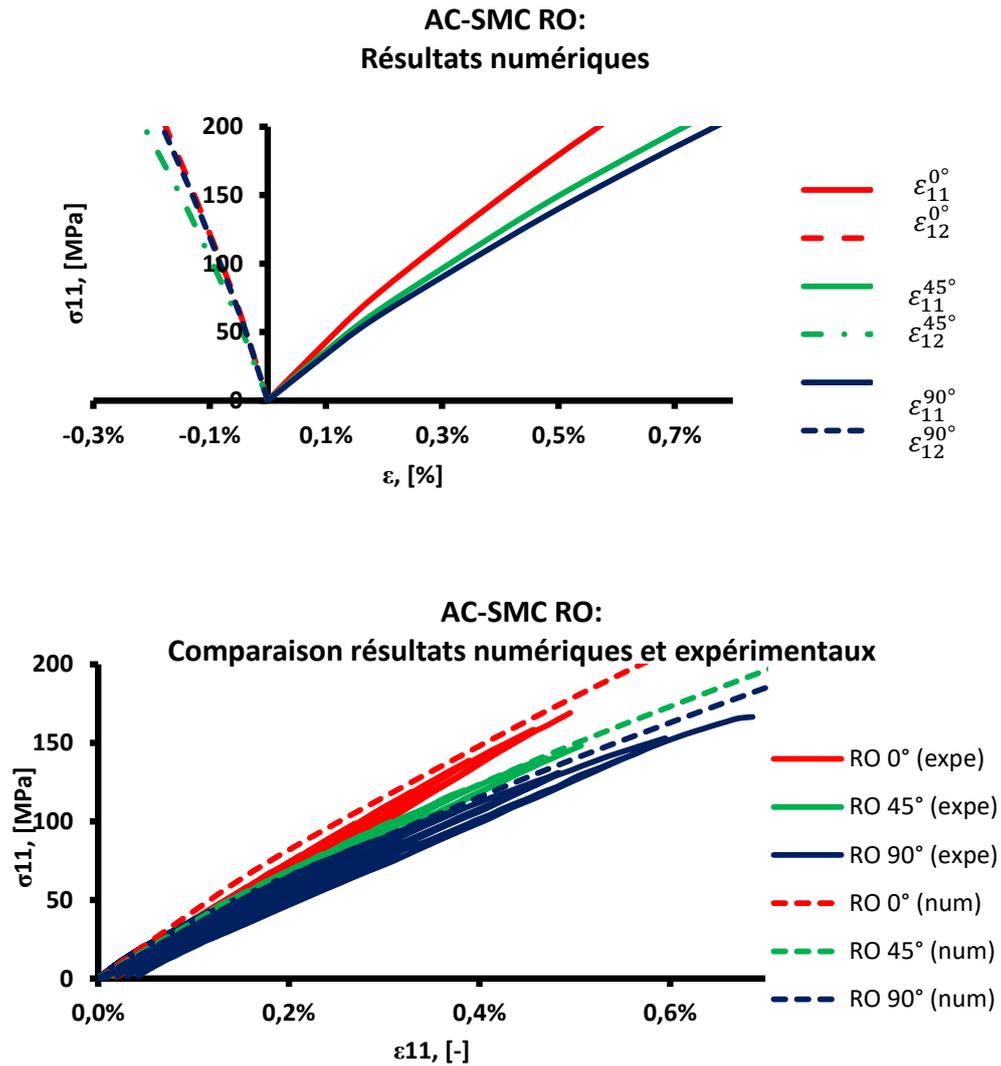


Figure 5-28: Résultats numériques EF et comparaison avec les résultats expérimentaux pour un essai de traction uniaxiale sur un AC-SMC RO selon différentes directions de sollicitations

5.4.1.4 Matériau HO

De façon analogue aux analyses menées sur la configuration RO, la simulation numérique par éléments finis du comportement en traction de l'AC-SMC HO est effectuée et discutée. L'ODF considérée dans cette configuration est de la même forme que précédemment. La concentration de mèches orientées à 0° représente les $2/3$ de la concentration de mèches orientées à 90° .

La **Figure 5-29** représente le champ de contrainte de Von Mises dans l'éprouvette en fin de simulation. Celui-ci montre que le champ de contrainte est encore plus influencé par l'orientation du matériau que pour la configuration RO identifiée.

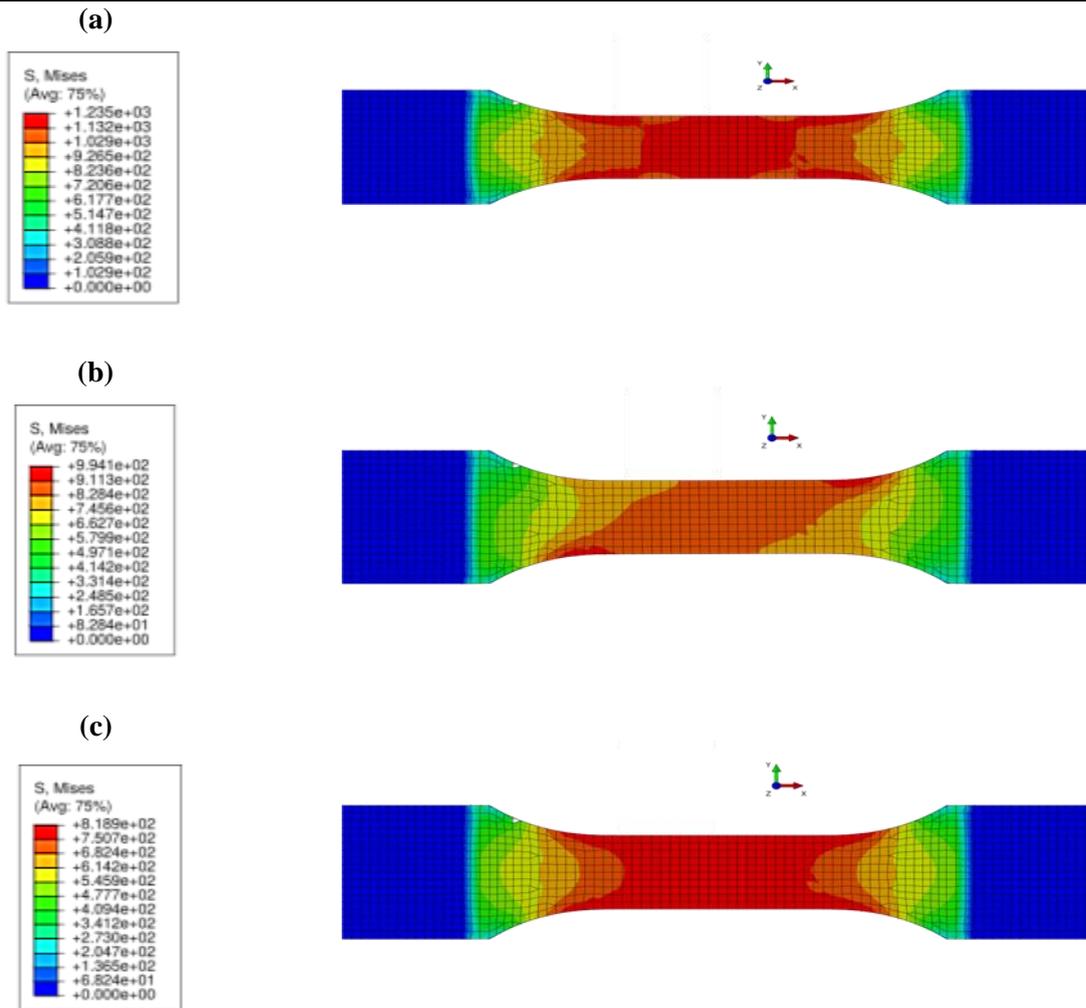


Figure 5-29: Champs de contraintes de Von Mises d’une éprouvette de traction de AC-SMC avec une ODF HO soumise à une traction uni-axiale à 0° (a), 45° (b) et 90° (c).

La Figure 5-30 montre le comportement sur le centre géométrique de l’éprouvette. Elle montre une anisotropie accrue du matériau HO.

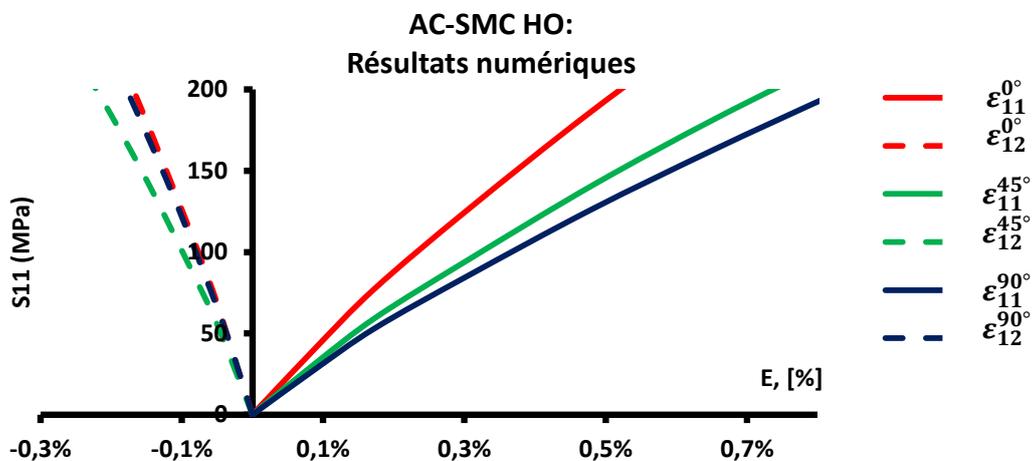


Figure 5-30: Loi de comportement d’une éprouvette de traction de AC-SMC avec une ODF HO soumise à une traction uni-axiale à 0°, 45° et 90°.

L'anisotropie de l'endommagement est ici aussi prise en compte de façon satisfaisante compte tenu de l'ODF choisie.

5.4.2 Structure en deux dimensions : Epreuve Meuwissen

La deuxième géométrie testée est une éprouvette de type Meuwissen qui sert à rendre le champ de contrainte hétérogène notamment par la présence d'un champ de cisaillement induit important au centre de l'éprouvette.

L'objectif est de tester l'implémentation de la loi de comportement dans un cas de chargement hétérogène générant un état de contrainte multi-axial (totalement 3D).

5.4.2.1 Géométrie des éprouvettes

La **Figure 5-31** montre la géométrie, le maillage et les conditions aux limites de l'éprouvette de type Meuwissen induisant un champ de déformation hétérogène. Comme pour l'éprouvette de traction, les déplacements sont bloqués à une extrémité de l'éprouvette et un déplacement est imposé de l'autre côté. Comme pour les éprouvettes de traction, un déplacement excessif est imposé afin d'atteindre un effort suffisant. Les simulations vont donc, cette fois encore, bien au-delà des déformations réellement subies par le matériau en service.

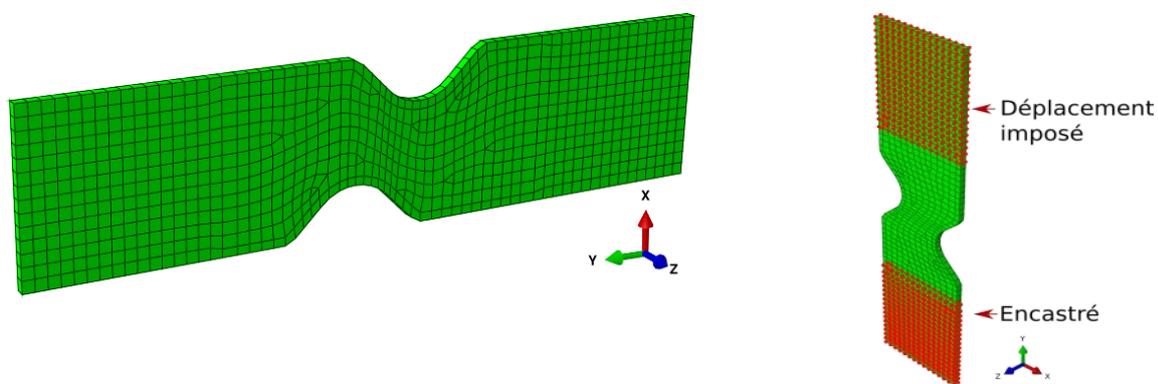


Figure 5-31: Géométrie, maillage et conditions aux limites du modèle « éprouvette Meuwissen».

5.4.2.2 Cas du matériau parfaitement RO

La **Figure 5-32** gauche représente le champ de contrainte de Von Mises dans l'éprouvette en fin de simulation. Elle montre les localisations de contraintes dans l'éprouvette. La **Figure 5-32** droite montre les champs de contraintes dans les directions 11, 22 et 12. Ces différentes illustrations mettent en évidence l'hétérogénéité des champs induits par le chargement et mettent ainsi en avant les effets de structure.

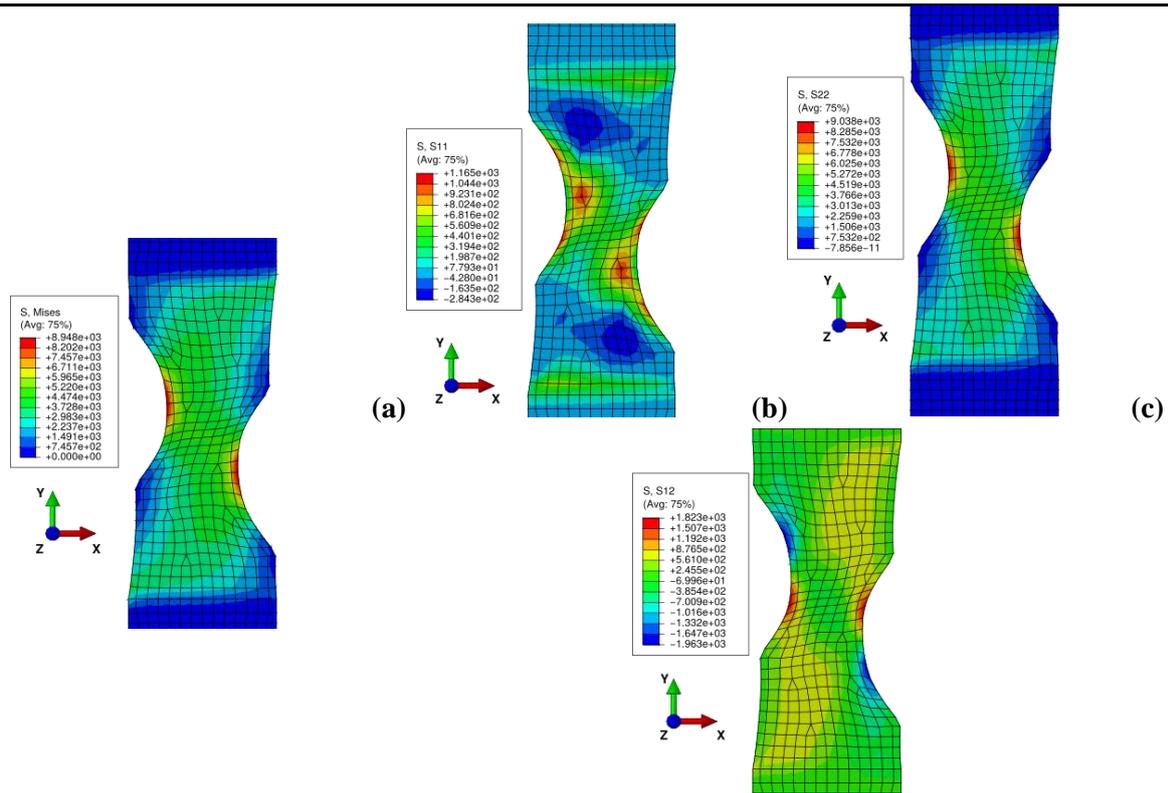


Figure 5-32: Gauche : champs de contraintes de Von Mises. Droite : détails des champs de contraintes dans les directions 11 (a), 22 (b) et 12 (c) d'une éprouvette Meuwissen de AC-SMC avec une ODF parfaitement RO soumise à une traction uni-axiale.

La **Figure 5-33** représente les déformations et contraintes relevées sur un nœud du maillage situé sur le centre géométrique de l'éprouvette. Sur celle-ci, trois courbes sont représentées : $\epsilon_{11}-\sigma_{11}$, $\epsilon_{22}-\sigma_{22}$ et $\epsilon_{12}-\sigma_{12}$. Cette figure montre l'anisotropie du comportement induite par la traction sur l'éprouvette de type Meuwissen.

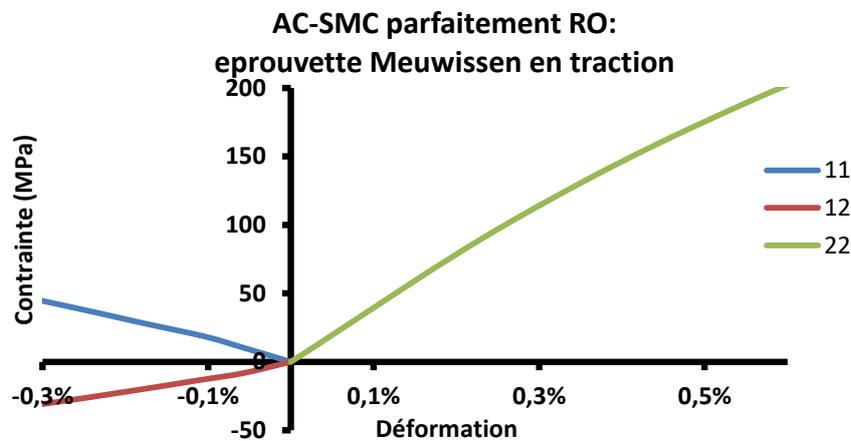


Figure 5-33: Contraintes VS déformations dans les directions principalement sollicitées (ϵ_{ab} Vs σ_{ab}) sur une éprouvette Meuwissen de AC-SMC avec une ODF parfaitement RO soumise à une traction uni-axiale.

5.4.2.3 Cas du AC-SMC RO réel

La **Figure 5-34** représente le champ de contrainte de Von Mises dans l'éprouvette en fin de simulation. Elle montre que l'effet d'orientation sur le champ de contrainte au sens de Von-Mises dans l'éprouvette pendant l'essai.

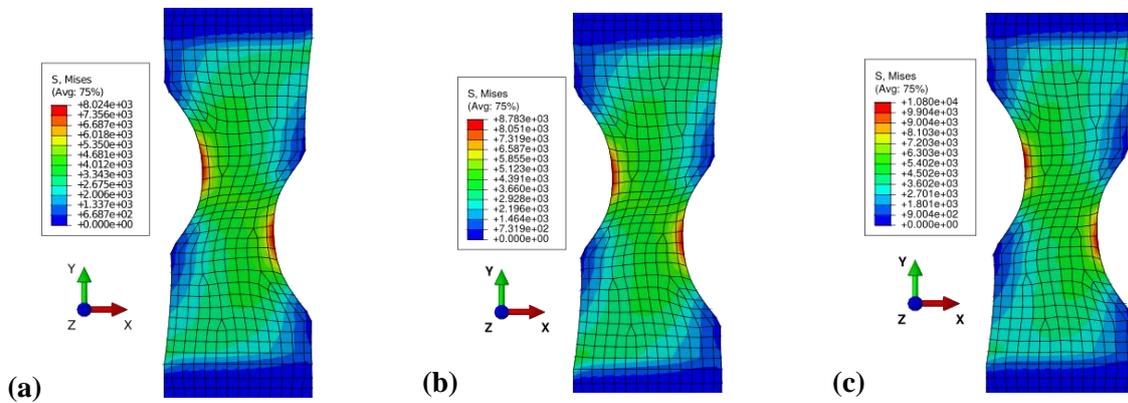


Figure 5-34: Champs de contraintes de Von Mises d'une éprouvette Meuwissen de AC-SMC avec une ODF RO identifiée soumise à une traction uni-axiale à 0° (a), 45° (b) et 90° (c).

La **Figure 5-35** représente les déformations et contraintes dans plusieurs directions ($\epsilon_{11}-\sigma_{11}$, $\epsilon_{22}-\sigma_{22}$ et $\epsilon_{12}-\sigma_{12}$) relevées sur un nœud du maillage situé sur le centre géométrique de l'éprouvette. Cette figure montre l'influence de l'orientation du matériau sur l'anisotropie du comportement lorsque le matériau est composé d'une ODF RO identifiée.

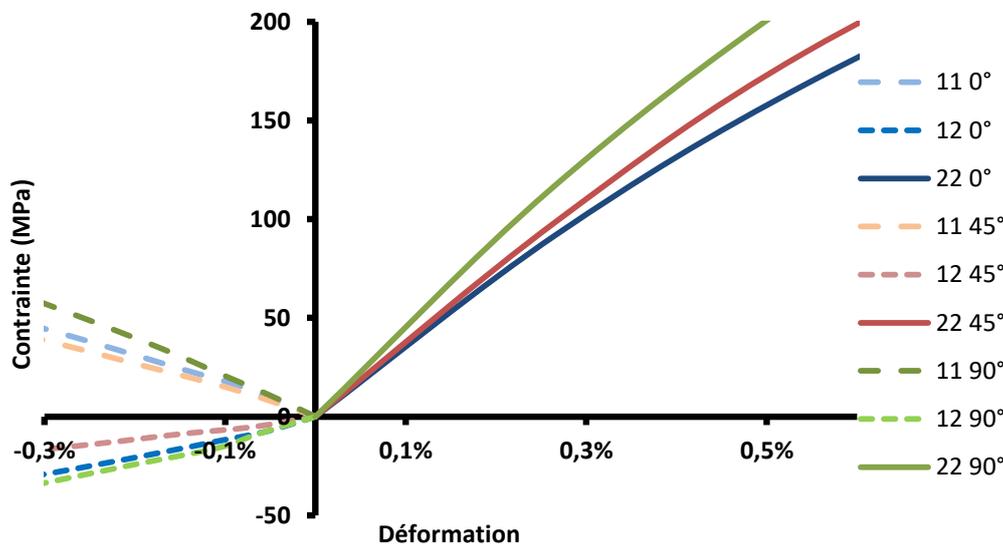


Figure 5-35: Contraintes VS déformations dans les directions principalement sollicitées (ϵ_{ab} Vs σ_{ab}) sur une éprouvette Meuwissen de AC-SMC avec une ODF RO identifiée soumise à une traction uni-axiale à 0°, 45° et 90°.

5.4.2.4 Cas du AC-SMC HO

La **Figure 5-36** représente le champ de contrainte de Von Mises dans l'éprouvette en fin de simulation. La **Figure 5-37** représente les déformations et contraintes dans différentes directions ($\epsilon_{11}-$

σ_{11} , ε_{22} - σ_{22} et ε_{12} - σ_{12}) relevées sur un nœud du maillage situé sur le centre géométrique de l'éprouvette. Cette figure montre l'influence accrue de l'orientation du matériau sur l'anisotropie du comportement lorsque le matériau est composé d'une ODF HO.

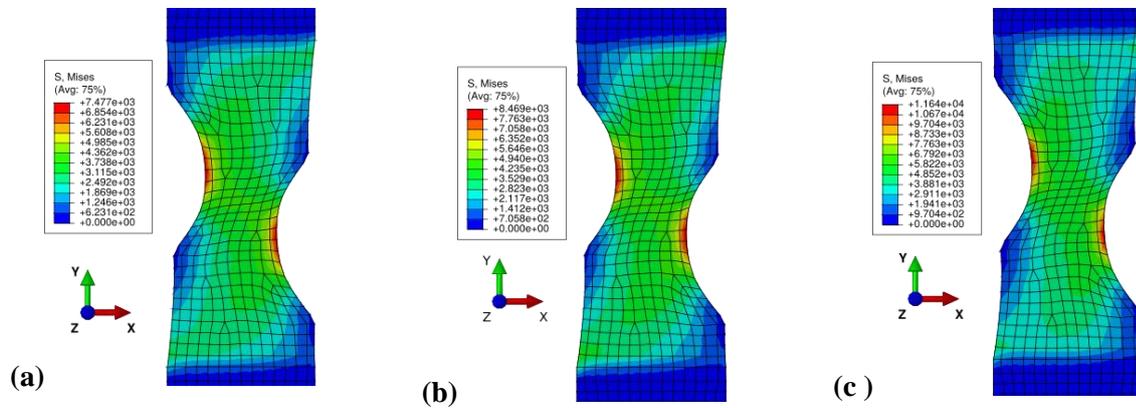


Figure 5-36: Champs de contraintes de Von Mises d'une éprouvette Meuwissen de AC-SMC avec une ODF HO soumise à une traction uni-axiale à 0°, 45° et 90° avec une ODF HO soumise à une traction uni-axiale à 0° (a), 45° (b) et 90° (c).

Comme dans les deux précédents, l'évolution des différents couples contraintes déformation sont présentés en **Figure 5-37**.

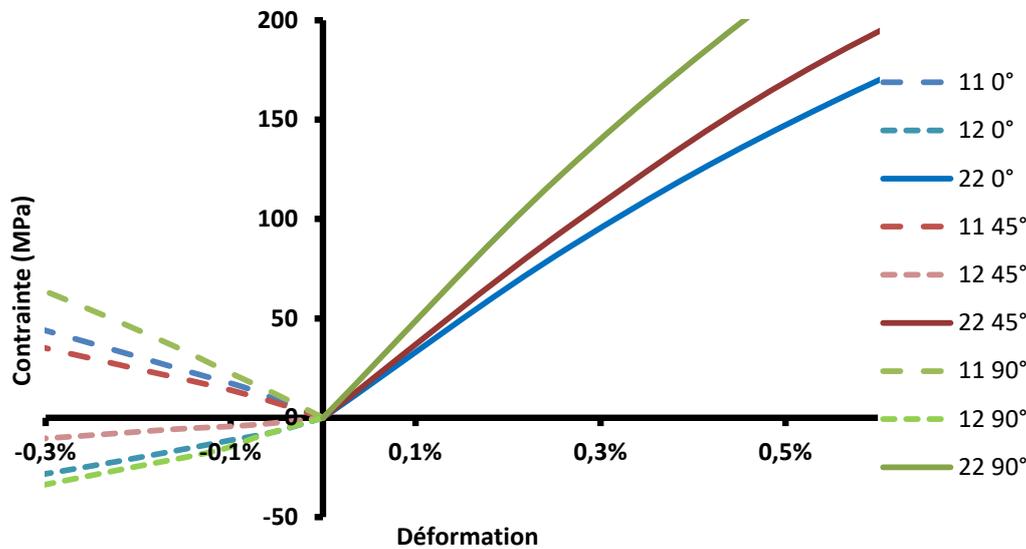


Figure 5-37: Contraintes VS déformations dans les directions principalement sollicitées (ε_{ab} - σ_{ab}) sur une éprouvette Meuwissen de AC-SMC avec une ODF HO soumise à une traction uni-axiale à 0°, 45° et 90°.

5.4.3 Structure industrielle : simulation sur pièce école

Afin de tester la loi de comportement sur une structure plus complexe, celle-ci est appliquée à la pièce école développée et utilisée dans le cadre du projet.

A l'instar de ce qui est fait pour les pièces en composite thermoplastique renforcé, généralement, la stratégie de calcul consiste à coupler le code de simulation d'injection (exemple

MoldFlow) au calcul de structure par éléments finis. Cette stratégie permet de faire un mapping des orientations (ou des tenseurs d'orientation) induites par le procédé et de les transférer sur le maillage du calcul de structure par EF. Actuellement, cette stratégie n'a jamais été appliquée pour des pièces composites SMC du fait de la complexité de la simulation du procédé de thermocompression. Pour ces raisons et en l'absence d'informations sur les ODF des différentes zones de la pièce école, il a été décidé en accord avec Plastic Omnium de choisir une distribution de mèches sans direction privilégiée, c'est-à-dire une ODF totalement parfaitement RO.

5.4.3.1 Géométrie du modèle

La **Figure 3-38** illustre le montage expérimental pour l'éprouvette école. Un socle est fixé sur un bloc solide et indéformable. Ce socle maintient par serrage la pièce école. A l'autre extrémité de la structure, un pion sert de point d'encrage pour imposer une excitation à l'aide d'un vérin hydraulique.

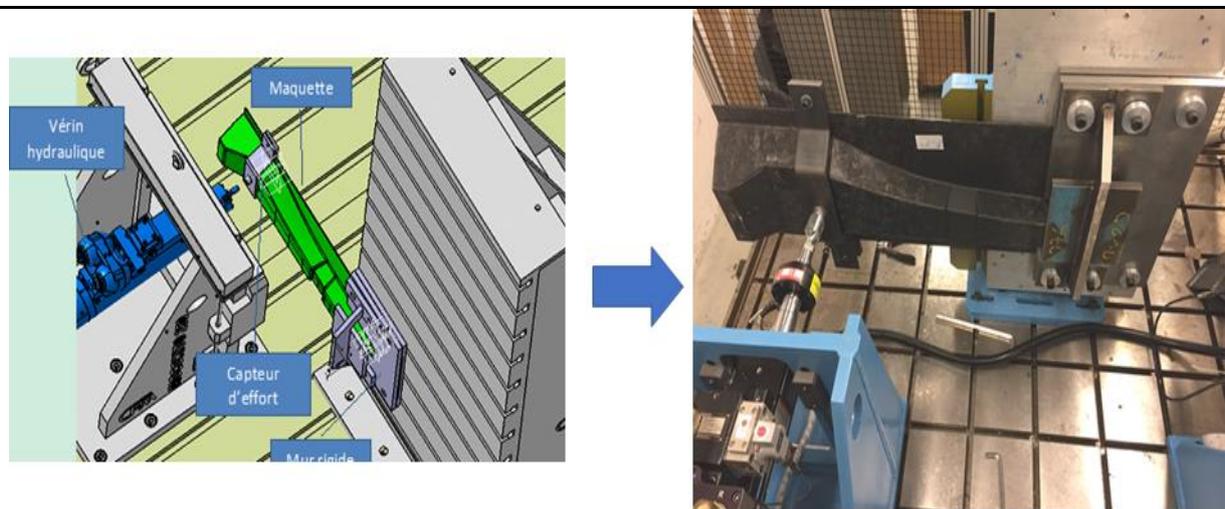


Figure 5-38: Montage expérimental pour les essais sur la pièce école.

La **Figure 5-39** montre la géométrie du modèle. Le maillage est plus complexe que sur les éprouvettes de traction. Celui-ci mêle des pièces en composites et des pièces en aciers (exemple : le socle), différents types de mailles (tétraèdres et hexaèdres) et différentes dimensions d'éléments (shells et solids). Le modèle représente un essai de flexion sur structure. Sur la gauche, un socle encastré bloque la pièce (via des contacts dans le modèle) et, sur la droite (point rouge), un déplacement ($\dot{x} > 0$) est imposé sur un pion.

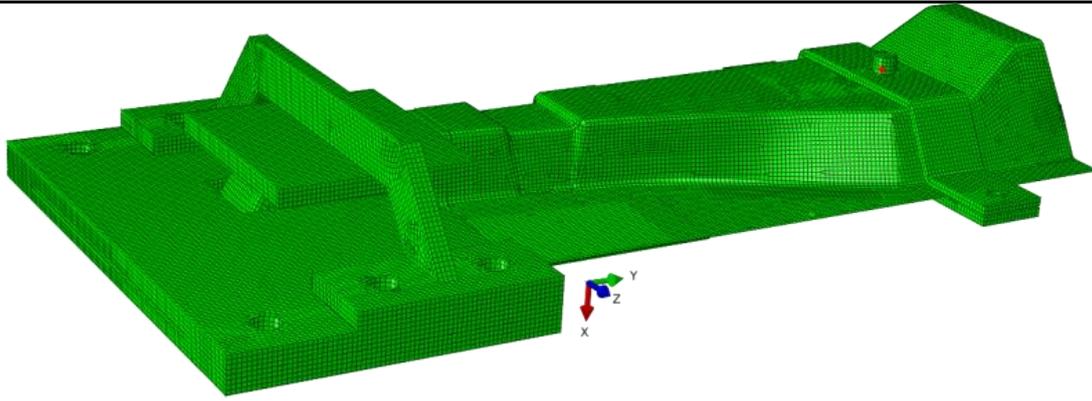


Figure 5-39: Géométrie et maillage du modèle « pièce école ».

5.4.3.2 Matériau parfaitement RO

La **Figure 5-40** montre le champ de contrainte de Von Mises sur l'ensemble de la pièce école. Les contraintes se localisent principalement dans une zone réduite de la structure.

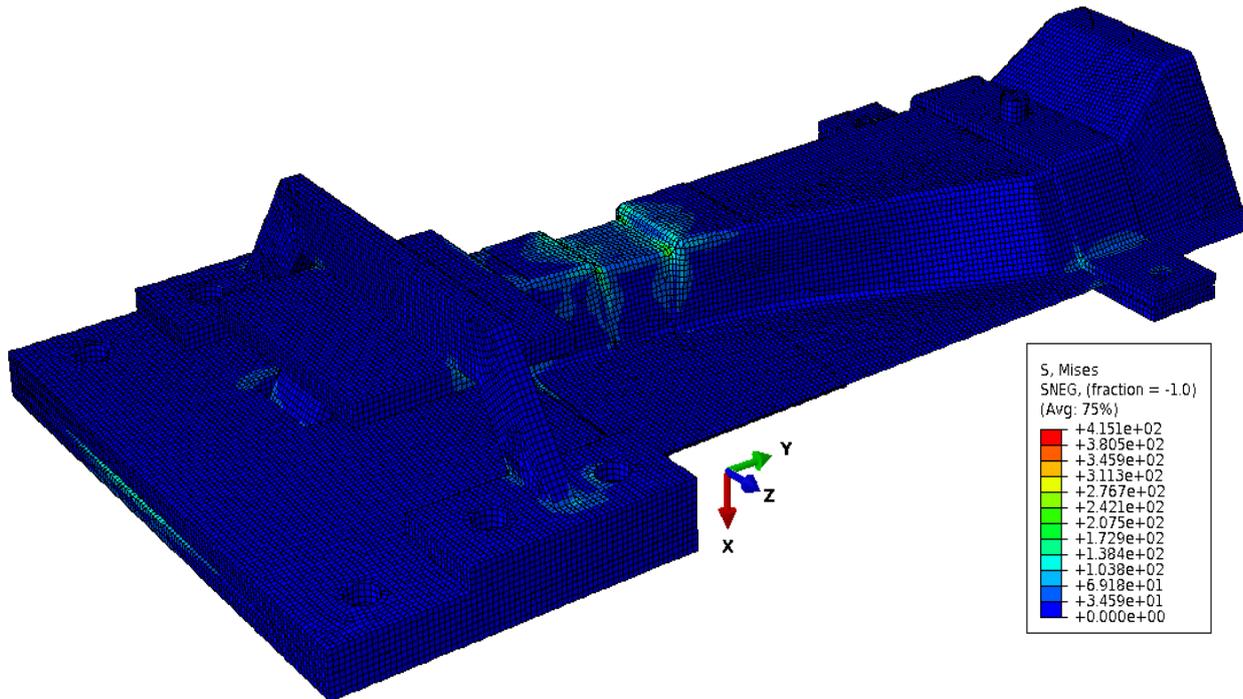


Figure 5-40: Champs de contraintes de Von Mises du modèle école de AC-SMC avec une ODF totalement RO soumis à une flexion de la structure.

5.5 Conclusion

Le développement d'un modèle tenant compte de la microstructure du matériau a été réalisé. La stratégie de modélisation multi-échelles adoptée et les résultats obtenus en l'appliquant au cas du AC-SMC donnent des résultats satisfaisant malgré la dispersion des résultats rassemblés dans les bases de données expérimentales (chapitre trois). Le comportement anisotrope dans le plan du matériau est bien pris en compte et la méthode de génération d'ODF utilisée donne des résultats satisfaisants. Néanmoins, bien que la modélisation proposée soit robuste, sur le plan de la formulation mathématique, pour prédire le comportement élastique endommageable du AC-SMC à renfort de fibres de carbone, il est évident que le manque de données aux échelles pertinentes limite son exploitation. La principale difficulté soulevée par le modèle est le manque de données sur le matériau aux échelles pertinentes : microscopique ou mésoscopique.

Cette méthode permet d'alimenter le modèle efficacement lorsque les informations sur l'orientation du renfort viennent à manquer. Néanmoins, afin de prendre en compte la microstructure réelle du matériau, il est recommandé d'utiliser une base de données expérimentale. L'anisotropie de l'endommagement est bien prise en compte par le mécanisme d'endommagement des mèches, et le choix de proposer un mécanisme d'endommagement unique pour traduire la dégradation des mèches et de leur interface donne des résultats satisfaisants malgré une perte d'informations sur les mécanismes de dégradation. En revanche, le choix de découpler les déformations anélastiques résiduelles de l'endommagement et de les modéliser par en appliquant une loi de comportement élasto-plastique à écrouissage isotrope dans la matrice ne permet pas modéliser efficacement cet aspect de la réponse du matériau.

Cependant, différentes voies de développement sont possibles pour améliorer ce modèle. En effet, la répartition des fractions volumiques des mèches en fonction de leur orientation présente une difficulté particulièrement ardue. Afin de mieux prendre en compte la microstructure initiale du matériau et sa variabilité, une base de données expérimentale plus robuste est nécessaire. De telles données pourraient toutefois être obtenues sous conditions de l'existence de certains logiciels de simulation du procédé de thermocompression comme c'est le cas du logiciel MoldFlow pour le procédé d'injection des thermoplastiques renforcés. Ces distributions statistiques des paramètres des ODF permettraient alors de générer des familles d'ODF. Inclus dans le modèle robuste, celui-ci aboutirait alors à des prédictions plus fiables et permettrait alors de simuler les bornes supérieures et inférieures du comportement du AC-SMC pour chaque configuration de thermocompression. Ce point mériterait de focaliser les futurs développements sur les AC-SMC afin d'accroître la maîtrise de la chaîne de calcul allant de la simulation du procédé de thermocompression à la prédiction de la tenue de structure sous chargement de fatigue ou de crash.

Une meilleure prise en compte des mécanismes de dégradation du matériau nécessite de plus amples développements. Tout d'abord, afin de prendre en compte la dégradation des propriétés mécaniques des mèches, il est nécessaire d'établir une base de données expérimentale robuste de leur comportement mécanique. A partir de celles-ci, la modélisation de leur comportement (par un modèle phénoménologique ou multi-échelles) devient possible. L'endommagement intra-mèche serait alors dissocié de l'endommagement inter-mèche. Une réécriture du mécanisme d'endommagement inter-mèche deviendrait alors inévitable. Cependant celle-ci ne saurait être trop complexe, car, comme l'analyse bibliographique du début de chapitre l'a souligné, de nombreux travaux ont déjà été consacrés à ce type de mécanisme.

Enfin, d'autres développements seront nécessaires afin de mieux prendre en compte les déformations anélastiques résiduelles et leur couplage avec l'endommagement du matériau. Différentes approches sont possibles, cependant il est important de noter qu'une modélisation satisfaisante de ce phénomène implique que le modèle soit capable de prendre en compte efficacement l'anisotropie de comportement du matériau et de modéliser de façon précise l'évolution de l'endommagement.

Bibliographie :

- [1] Lemaitre J, Desmorat R. Engineering Damage Mechanics: Ductile, Creep, Fatigue and brittle Failures. Springer, Berlin, 2010.
- [2] Mir H. Contribution à la modélisation de l'endommagement des matériaux composites à fibres de verre courtes : anisotropie induite, effets unilatéral et résiduel. 2003.
- [3] Mir H, Fafard M, Bissonnette B, Dano M-L. Damage Modeling in Random Short Glass Fiber Reinforced Composites Including Permanent Strain and Unilateral Effect. *J Appl Mech* 2005;72:249. doi:10.1115/1.1839593.
- [4] Dano M-L, Gendron G, Mir H. Mechanics of Damage and Degradation in Random Short Glass Fiber Reinforced Composites. *J Thermoplast Compos Mater* 2002;15:169–77. doi:10.1106/089270502021449.
- [5] Chen XF, Chow CL. On Damage Strain Energy Release Rate Y. *J Damage Mech* 1995;4:251–63.
- [6] Germain P. Sur Quelques Concepts Fondamentaux de la Mécanique. In: Gittus J., Zarka J., Nemat-Nasser S. (eds) *Large Deformations of Solids: Physical Basis and Mathematical Modelling*. Springer, Dordrecht 1986 ; 3-25.
- [7] Rockafellar R.T. *Convex Analysis*. Princeton Mathematics Ser. 28. Princeton University Press, Princeton, New Jersey 1970.
- [8] Horsta JJ, Saliengkob N V, Spoormaker JL. Fibre-matrix debonding stress analysis for short fibre-reinforced materials with matrix plasticity, finite element modelling and experimental verification. *Pol Eng Sci JJ Spoormaker JL J Muter Sci* 1998;36:2718–272632. doi:10.1016/s1359-835x(97)00125-5.
- [9] Klimkeit B. Etude expérimentale et modélisation du comportement en fatigue multiaxiale d'un polymère renforcé pour application automobile 2009:193.
- [10] Meraghni F, Blakeman CJ, Benzeggagh ML. Effect of interfacial decohesion on stiffness reduction in a random discontinuous-fibre composite containing matrix microcracks. *Composites Science and Technology* 1996;56:541–55. doi:10.1016/0266-3538(96)00039-5.
- [11] Meraghni F, Benzeggagh ML. Micromechanical modelling of matrix degradation in randomly oriented discontinuous-fibre composites. *Compos Sci Technol* 1995;55:171–86. doi:10.1016/0266-3538(95)00096-8.
- [12] Yang BJ, Kim BR, Lee HK. Micromechanics-based viscoelastic damage model for particle-reinforced polymeric composites. *Acta Mech* 2012;223:1307–21. doi:10.1007/s00707-012-0651-y.

- [13] Lee HK, Pyo SH. Micromechanics-based elastic damage modeling of particulate composites with weakened interfaces. *Int J Solids Struct* 2007;44:8390–406. doi:10.1016/j.ijsolstr.2007.06.019.
- [14] Meraghni F, Desrumaux F, Benzeggagh M-L. Implementation of a constitutive micromechanical model for damage analysis in glass mat reinforced composite structures. *Compos Sci Technol* 2002;62:2087–97.
- [15] Guilleminot J, Soize C, Kondo D, Binetruy C. Theoretical framework and experimental procedure for modelling mesoscopic volume fraction stochastic fluctuations in fiber reinforced composites. *Int J Solids Struct* 2008;45:5567–83. doi:10.1016/j.ijsolstr.2008.06.002..
- [16] Wang SS, Chim ES-M. Fatigue Damage and Degradation in Random Short-Fiber SMC Composite. *J Compos Mater* 1983;17:114–34. doi:10.1177/002199838301700203.
- [17] Eshelby JD. Determination of the elastic field of an ellipsoidal inclusion, and related problems. *Proc R Soc London* 1957;376–96. doi:10.1098/rspa.1957.0133.
- [18] Hashin Z, Shtrikman S. A variational approach to the theory of the elastic behaviour of multiphase materials. *J Mech Phys Solids* 1963;11:127–40. doi:10.1016/0022-5096(63)90060-7.
- [19] Mori T, Tanaka K. Average Stress in Matrix and Average Elastic Energy of Materials with Misfitting Inclusions. *Acta Metall* 1973;21:571–4.
- [20] Benveniste Y. A New Approach to the Application of Mori-Tanaka's Theory in Composite Materials. *Mech Mater* 1987;6:147–57.
- [21] Launay A, Marco Y, Maitournam MH, Raoult I. Modelling the influence of temperature and relative humidity on the time-dependent mechanical behaviour of a short glass fibre reinforced polyamide. *Mech Mater* 2013;56:1–10. doi:10.1016/j.mechmat.2012.08.008.
- [22] Budiansky B. On the elastic moduli of some heterogeneous materials. *J Mech Phys Solids* 1965;13:1–5.
- [23] Hild F. The Weibull Law: A Model of Wide Applicability. *Math Phys Chem* 2001;32.
- [24] Despringre N. Analyse et modélisation des mécanismes d'endommagement et de déformation en fatigue multiaxiale de matériaux composites: polyamide renforcé par des fibres courtes. Arts et Métiers PARISTECH, 2015.
- [25] Meraghni F, Benzeggagh ML. Micromechanical modelling of matrix degradation in randomly oriented discontinuous-fibre composites. *Compos Sci Technol* 1995;55:171–86. doi:10.1016/0266-3538(95)00096-8.

- [26] Jendli Z, Meraghni F, Fitoussi J, Baptiste D. Multi-scales modelling of dynamic behaviour for discontinuous fibre SMC composites. *Compos Sci Technol* 2009;69:97–103.
- [27] Meraghni F, Blakeman CJ, Benzeggah ML. Effect of interfacial decohesion on stiffness reduction in a random discontinuous-fibre composite containing matrix microcracks. *Compos Sci Technol* 1996;56:541–55.
- [28] Bunsell AR, Somer A. the tensile and fatigue behaviour of carbon fibres. *Plast Rubber Compos Process Appl* 1992;18:263–7.
- [29] Mura T. *Micromechanics of Defects in Solids*. Boston Martinus Njihoff Pub1987.
- [30] Nemat-Nasser S, Hori M. *Micromechanics: overall properties of heterogeneous materials* 1993.
- [31] Praud F, Chatzigeorgiou G, Chemisky Y, Meraghni F. Hybrid micromechanical-phenomenological modelling of anisotropic damage and anelasticity induced by microcracks in unidirectional composites. *Compos Struct* 2017;182:223–36. doi:10.1016/j.compstruct.2017.09.013.
- [32] Shirinbayan M, Fitoussi J, Abbasnezhad N, Meraghni F, Surowiec B, Tcharkhtchi A. Mechanical characterization of a Low Density Sheet Molding Compound (LD-SMC): Multi-scale damage analysis and strain rate effect. *Compos Part B Eng* 2017;131:8–20. doi:10.1016/j.compositesb.2017.08.004.
- [33] Shirinbayan M, Fitoussi J, Meraghni F, Surowiec B, Bocquet M, Tcharkhtchi A. High strain rate visco-damageable behavior of Advanced Sheet Molding Compound (A-SMC) under tension. *Compos Part B Eng* 2015;82:30–41. doi:10.1016/j.compositesb.2015.07.010.
- [34] Qu J, Cherkaoui M.. *Fundamentals of micromechanics of solids*, Hoboken, New Jersey: John Wiley & Sons, 2006.

Conclusion générale du manuscrit

Synthèse des travaux

Ce mémoire marque l'aboutissement de la partie Fatigue des SMC du projet CoPerSim piloté par l'IRT Jules Verne de Nantes, en partenariat avec les entreprises Plastic Omnium, PSA, Renault et Solvay, ainsi qu'avec le laboratoire LEM3, et plus précisément l'équipe SMART en tant que partenaire académique. Le financement du projet a été assuré par les industriels membres ainsi que l'Agence Nationale pour la Recherche dans le cadre du Programme national d'Investissement d'Avenir (PIA).

L'AC-SMC, matériau récent dont le développement a été achevé pendant la durée du projet CoPerSim, était encore inconnue du monde scientifique au début des travaux. Le projet CoPerSim a permis d'établir un premier socle de connaissances le concernant. A cet effet, différentes bases de données expérimentales ont été établies pour caractériser la microstructure, le comportement mécanique quasi-statique et en fatigue ainsi que les processus de dégradations prenant place dedans. La clef de voute de ces travaux est l'organisation et l'emploi de ces différentes connaissances dans la formulation d'un modèle mécanique multi-échelles.

Ces différentes campagnes expérimentales, observations et analyses ont mis en évidence les différences que présentent ce matériau par rapport aux autres types de SMC dont les connaissances sont établies. Les différentes étapes des travaux et les chapitres s'y rapportant sont schématiquement présentées dans la figure ci-dessous. Les principales découvertes associées à chaque étape sont ensuite résumées par la suite.

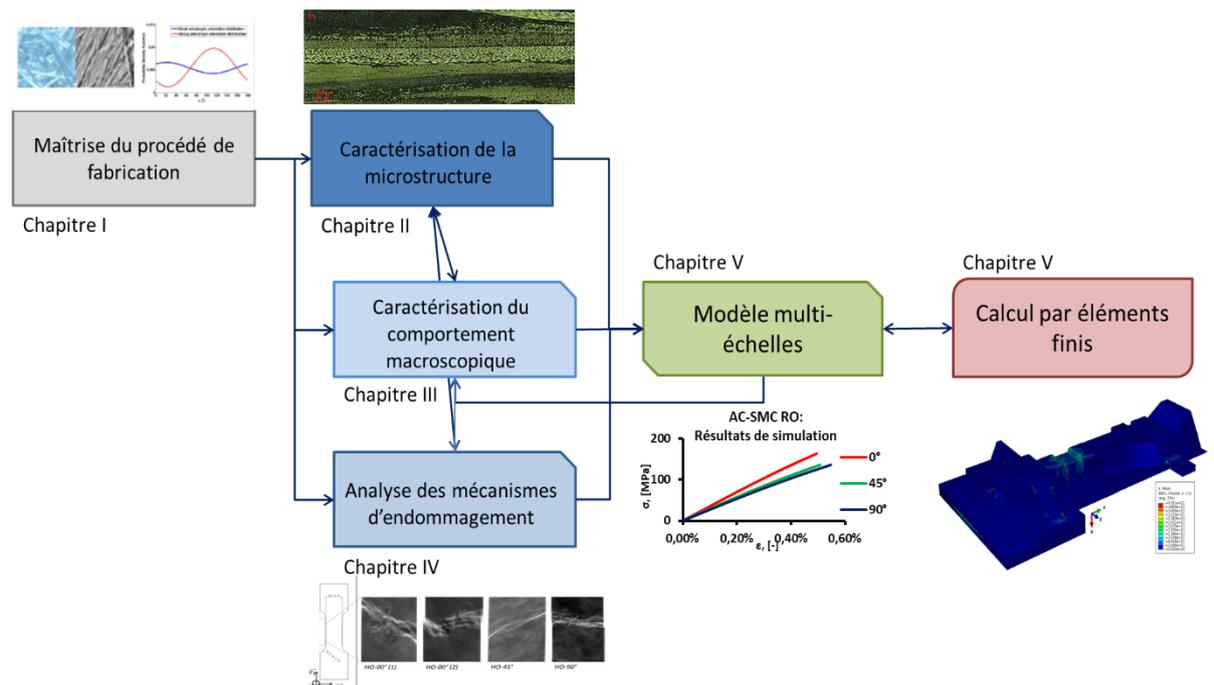


Schéma des étapes des travaux de thèse.

Cette contribution au projet commence par une présentation générale du contexte industriel et des composites SMC. Après avoir présenté brièvement le procédé de fabrication des draps et de la mise en forme du matériau composite, une brève revue des différentes variantes de SMC est effectuée avec leurs principales applications dans l'industrie du transport automobile. Les particularités du AC-SMC, nouvelle variante de SMC en cours de développement au début du projet, notamment son renfort constitué de mèches de fibres de carbone, la fraction massique élevée de fibres dans le matériau (55%), ainsi que le nombre de filaments par mèches (12000) ont été présentées et discutées.

Le chapitre II est consacré à l'analyse de la microstructure de cette nouvelle variante de SMC à renfort de carbone. Après une revue des connaissances sur la microstructure des SMC, un protocole d'analyse est formulé et appliqué au matériau dont la microstructure présentait des particularités induites par le procédé de thermocompression. Afin de décrire la microstructure fibre/mèche, quatre paramètres sont définis : (i) la fraction volumique de fibre dans la mèche, (ii) et (iii) les axes de l'ellipse décrivant la section de base des mèches, (iv) l'orientation des mèches. Du fait des propriétés physiques et mécaniques des différentes phases du composite, les technologies disponibles pour l'analyse de cette microstructure se sont rapidement réduites à l'observation au microscope d'échantillons du matériau. Les observations volumiques par micro-tomographie aux rayons X ont été inexploitable du fait de la transparence du carbone à ces mêmes rayons (difficulté pour distinguer la matrice du renfort). L'analyse de ces résultats et leur comparaison avec l'état de l'art mettent en évidence de nombreuses évolutions. La fraction de fibres dans les mèches (paramètre (i)) est comprise dans l'intervalle suivant [44; 60]%. Associée au plus grand nombre de filament (12000 au lieu de 200)

par mèches, ces deux éléments ont pour conséquences des mèches plus effilées. Les axes des ellipses (paramètres (iii) et (iv)) ont évaluées à $\{1667; 88\} \mu\text{m}$ pour respectivement le grand et le petit axe. Pour le paramètre (v), les ODF obtenues ont mis en évidence l'orientation plane du renfort, et la présence d'une orientation nettement privilégiée du renfort pour le AC-SMC RO. La comparaison de l'orientation du renfort du AC-SMC RO avec celles d'autres SMC et matériaux équivalents obtenues dans des conditions analogues de thermocompression en fait ressortir l'aspect surprenant. Cette orientation privilégiée du renfort dans la configuration RO va avoir un impact sur les propriétés mécaniques du matériau et sur l'évolution de l'endommagement. Enfin, cette orientation privilégiée du renfort se traduit par deux pics de densité d'orientation centré en 0° et 180° et une distribution quasiment uniforme entre. Ces tendances permettent de faire des hypothèses et à postuler la forme de la fonction mathématique décrivant l'ODF. L'analyse de l'orientation du renfort et de la forme des ODF fournissent une première base pour interpréter les résultats des chapitres III et IV. Enfin, cette analyse de la microstructure du AC-SMC RO et les quatre paramètres ainsi définis serviront de bases pour prendre en compte la microstructure dans le modèle proposé dans le chapitre V.

Une fois la microstructure caractérisée, c'est au tour du comportement mécanique du matériau d'être étudié sous chargements quasi-statiques et de fatigue. Afin d'étudier l'influence du procédé de thermocompression sur les propriétés mécaniques et le comportement du AC-SMC, deux configurations de ce composite ont été produites et testées. La configuration RO est obtenue avec un écoulement limité sans direction privilégiée de la matière lors de la mise en forme. En revanche, la configuration HO (Highly Oriented, hautement orientée) est obtenue en induisant un fort écoulement de matière dans une direction privilégiée. Les deux configurations sont produites dans les mêmes conditions de température et de pression lors de la mise en forme et avec la même quantité de matière. Seul le plan de chargement du moule et par conséquent l'écoulement du flux de matière différent d'une configuration à l'autre. Dans le cas RO deux flancs couvrant 97% de la surface du moule sont empilés au centre, alors que dans le cas HO six flancs couvrant 32,16% de la surface du moule sont empilés contre l'un des bords du moule. Le comportement mécanique de ces deux configurations a été caractérisé selon trois angles différents (0° , 45° , 90°) afin de cerner l'effet de l'orientation des mèches induite par l'écoulement lors de la thermocompression. Sous chargement de traction quasi-statique, la configuration RO présente un comportement élastique anisotrope dépendant de l'angle de chargement. Ce résultat est relativement surprenant compte tenu de l'aspect aléatoire de la répartition des mèches à l'instar des SMC à renfort verre. En effet, PO/MCR a plus d'expérience avec les renforts verre que carbone et donc le procédé de fabrication des draps de SMC verre est plus « robuste » que celui carbone, il reste de ce côté des optimisations de paramètres procédé à trouver. La déformation à la rupture augmente légèrement au fur et à mesure que l'angle de sollicitation augmente, néanmoins celle-ci demeure inférieure à 1%. Les essais de charges-décharges incrémentales ont mis en évidence deux phénomènes. En premier, le processus de dégradation du matériau est anisotrope et l'initiation de

l'endommagement tout comme la valeur critique atteinte avant rupture dépendent de l'orientation. En second, une très faible déformation anélastique résiduelle est observée à la décharge. Celle-ci apparaît comme étant couplée à l'endommagement. De façon analogue, les résultats de la caractérisation de la configuration HO sont analysés. Si le comportement élastique anisotrope est bien plus accentué car fortement dépendant de la direction du chargement, ce résultat est lui attendu compte tenu de la distribution d'orientation particulière induite par le procédé. Les essais de charges-décharges incrémentales ont mis en évidence une dégradation macroscopique du module d'élasticité quasi nulle à 0° (direction préférentielle des fibres de carbone, contribution majoritaire des fibres vs matrice dans cette direction). En revanche dans les autres directions (la matrice joue un rôle plus important ce qui nous permet d'observer une dégradation progressive) cette dégradation est plus aisément mesurable. Comme pour la configuration RO, une déformation anélastique résiduelle dont l'évolution semble couplée à l'endommagement est observée. En fatigue (traction-traction), la dispersion des résultats rend leur analyse complexe. En effet, la durée de vie des différents échantillons peut s'étaler sur quatre décades. Néanmoins, il est observé une durée de vie avoisinant un million de cycles pour une contrainte appliquée égale à 55% de la contrainte maximale à la rupture (fréquence de 10 Hz et rapport de charge de 0,1) pour chacune des orientations concernées dans la configuration RO (élévation marginale puis stabilisation de la température / pas de ruine liée l'auto-échauffement). Certains niveaux de sollicitation ont été effectués une seconde fois avec un rapport de charge différent (égal à 0,4). La dispersion des résultats obtenus (toujours aussi importante) rend leur analyse aussi difficile. Néanmoins, l'augmentation du rapport de charge en traction-traction semble se traduire par une augmentation relative limitée de la durée de vie du matériau.

Les mécanismes d'endommagement prenant place dans le matériau sont ensuite analysés par observations *post-mortem* des éprouvettes. Ces analyses sont effectuées sous microscope électronique à balayage et par radiographie aux rayons X. Les différentes analyses ont mis en évidence le rôle principal des interfaces tout au long du processus de dégradation. En effet, contrairement aux SMC classiques (résine polyester chargée et renforcée de mèches de fibres de verre) pour lesquels la microfissuration de la matrice est le mécanisme principal de rupture, dans le cas du AC-SMC, la rupture apparaît comme étant causée par le pseudo-délaminage des mèches provoqué par l'endommagement progressif des interfaces mèches/matrice. Les résultats ont aussi mis en évidence que l'endommagement se produisait à deux échelles distinctes. Néanmoins, la compacité des mèches, inhérentes aux faible diamètre des fibres et au grand nombre de fibres constituant une mèche, rend difficile l'endommagement intra-mèche par rapport à la décohésion inter-mèches. Outre l'endommagement des interfaces mèche/matrice, les micrographies et radiographies montrent l'endommagement des interfaces fibre/matrice à l'intérieur des mèches. L'endommagement à l'échelle microscopique se traduit par du déchaussement de fibres et la rupture des interfaces par cisaillement induit. As-tu une conclusion sur la dissipation relative d'énergie entre un SMC standard et un AC-

SMC ?? Enfin, les résultats sont valables pour la configuration RO comme pour la configuration HO et ce sous les deux types de chargement considérés (quasi-statique et de fatigue).

Les observations et résultats d'analyses des chapitres II, III et IV sont enfin rassemblés dans le dernier chapitre et formalisés dans un modèle multi-échelles qui constitue le point d'orgue du travail. Le comportement mécanique des mèches étant faiblement endommageable à cause de sa compacité, la stratégie de modélisation adoptée revient à modéliser l'endommagement intra-mèche et l'endommagement inter-mèches avec un mécanisme unique. La microstructure du matériau est prise en compte à travers deux schémas d'homogénéisation. Tout d'abord, le comportement effectif des mèches est obtenu au moyen d'un schéma de type Mori-Tanaka à partir du comportement local des fibres et de la matrice. Les lois de comportement sont respectivement élastiques isotrope transverse pour les fibres et élasto-plastique à écrouissage isotrope pour le matrice. Le comportement effectif du AC-SMC est ensuite calculé au moyen d'un schéma de type Mori-Tanaka en prenant en compte les mèches, la matrice et les conséquences de l'endommagement. Les différentes orientations du renfort sont incluses dans le modèle au moyen d'une ODF discrétisée avec un pas de 10° . Considérer 36 familles d'orientation du renfort présente un bon compromis entre la précision des résultats et la durée du calcul. L'endommagement du matériau est pris en compte à travers une variable d'endommagement par famille d'orientation. Cette variable est calculée à partir du champ de contrainte de la mèche dans la direction concernée au moyen d'un critère quadratique et d'une loi d'évolution de type Weibull. Cette variable est ensuite employée pour réduire la fraction volumique de mèches dans cette direction et incrémenter la fraction volumique de vides. Les paramètres du modèle sont ensuite évalués pour le composite AC-SMC dans sa configuration RO pour deux des trois orientations d'essais. A partir de ce jeu de paramètre, le modèle est employé pour simuler la réponse du matériau dans la troisième orientation. La comparaison entre la simulation et les résultats expérimentaux met en évidence la bonne capacité prédictive du modèle, et valide la stratégie de modélisation choisie. Le modèle est alors utilisé dans le cadre de simulations par éléments finis sur différentes structures simples (comme les éprouvettes de traction et de type Meuwissen) puis sur une structure plus complexe (comme la pièce école PLASTIC OMNIUM). Ces simulations par éléments finis, effectuées avec le logiciel Abaqus, démontrent l'applicabilité du modèle au calcul de structure. La majeure difficulté rencontrée lors de la modélisation du comportement du matériau est le manque de données sur le matériau, et les différentes phases le constituant, aux échelles pertinentes.

En conclusion, les travaux présentés permettent d'établir une base d'analyse et fournissent un premier socle de connaissance pour cette nouvelle génération de SMC à renfort de carbone. Le modèle multi-échelles proposé permet d'intégrer la microstructure du matériau de façon efficace, il inclut de façon satisfaisante les principaux phénomènes observés et leurs conséquences. Ces travaux ont néanmoins une marge de progression à travers une meilleure description de la microstructure et une

augmentation de la robustesse des bases de données expérimentales. Ce gain d'informations permettrait de mieux intégrer la variabilité à travers la simulation du comportement limite des configurations du AC-SMC, et ainsi de renforcer le pouvoir prédictif du matériau.

Perspectives

En plus des améliorations proposées dans le dernier chapitre de la synthèse des travaux et du chapitre cinq, notamment sur la prise en compte de la variabilité et la séparation des deux mécanismes d'endommagement observés, les travaux effectués dans le cadre du projet CoPerSim ouvrent de nouveaux axes de recherche.

Amélioration de la description des mécanismes d'endommagement

Le choix de modéliser le processus de dégradation du AC-SMC avec un unique mécanisme d'endommagement a deux causes : (i) l'absence de base de données expérimentales décrivant le comportement mécanique et l'endommagement des mèches, (ii) l'impossibilité de caractériser le comportement mécanique de la matrice.

Pour le premier point, comme il est impossible d'extraire une mèche de fibres de carbone du AC-SMC une fois réticulé, la constitution de la base de données expérimentale manquante reste difficile voire impossible. Néanmoins, deux alternatives pourraient être envisagées pour obtenir un comportement approché. La première méthode serait de prélever dans la matière non réticulée des mèches et de les thermo-compresser. Une fois la matrice réticulée, leur comportement serait analysé dans ce cas quid des conditions température/pression ? La seconde reviendrait à produire des draps de SMC à renfort continu unidirectionnel (dont la fraction volumique correspondrait à celle évaluée dans les mèches du AC-SMC) puis à les mettre en forme avec les mêmes paramètres de thermocompression que pour le AC-SMC RO ici quid de la représentativité réelle / tension du renfort UD dans les draps ? après l'une ou l'autre reste un moyen d'approcher une info manquante. L'avantage économique de la première méthode est contrebalancé par les contraintes expérimentales qu'elle impose. Du fait de leur dimension, les mèches formeraient les éprouvettes, rendant les essais de traction selon différentes orientations difficiles à effectuer. La seconde méthode implique la production d'une nouvelle matière avec toutes les contraintes inhérentes. Toutefois cela permettrait de caractériser aisément le comportement mécanique et l'endommagement de cette matière de se rapprocher des caractéristiques de la mèche. Le coût que cela représenterait est un frein majeur.

La mise en forme de draps de matrice pure par thermocompression est un échec. La nature fragile de la matrice provoque sa rupture lors du démoulage. Tant que cet obstacle n'est pas franchi, il sera impossible de caractériser directement le comportement mécanique de la matrice chargée en CaCO_3 on arrive parfois à sortir des plaques sans les briser. On imagine aussi une extrapolation du comportement en caractérisant successivement des matériaux avec de moins en moins de renfort 50% /

40% / 30 % / 20% pour en dégager une tendance ? Il nous restera la caractérisation via une méthode inverse (reverse engineering) en nous basant sur le comportement global du AC-SMC ou bien celui de la mèche, ce qui nous ramène au point précédent.

Prises en compte d'autres sollicitations

Dans l'industrie du transport, le dimensionnement de pièces prend en compte différents types de sollicitations, qu'elles soient mécaniques (fatigue, crash, sollicitation vibratoire), thermique, environnementales (vieillessement, milieu agressifs, etc.) ainsi que leurs différents couplages. Afin de faire évoluer ce modèle, et, pour mieux satisfaire les besoins industriels et de fournir un environnement unique de dimensionnement, il est nécessaire de prendre en compte, dans un premier temps, les autres sollicitations mécaniques. Sous réserve que les bases de données expérimentales concernant le comportement mécanique sous ces autres sollicitations soient constituées, il devient alors possible de faire évoluer le modèle. La structure hiérarchique par briques choisie lui confère une bonne flexibilité et une bonne adaptabilité, facilitant l'intégration de ces autres comportements.

Intégration de la microstructure des draps

Les propriétés physiques singulières de la fibre de carbone, notamment son opacité à la lumière visible et sa transparence aux rayons X, couplées à l'excellente résistance chimique de la matrice vinylester, limitent le choix des méthodes d'investigations de la microstructure. Les méthodes volumiques telles que la micro-tomographie par rayons X ou la corrélation d'images d'un renfort teint ne sont pas ici exploitables. La méthode choisie dans le cadre de ces travaux, reposant sur l'observation microscopique du matériau poli, ne donne accès qu'à une analyse partielle de la microstructure.

L'absence de logiciel de simulations du procédé SMC, analogue à Moldflow pour le procédé d'injection de composites thermoplastiques renforcés de fibres courtes, ne permet pas de s'affranchir des investigations expérimentales. Les récents travaux de Marrow *et. al.*, publiés dans la revue *Microscopy and Analysis* de Juillet-Aout 2017, portant sur des essais *in-situ* et la tomographie par rayon X de composites à fibres de carbone montrent que ce type d'analyse volumique est aussi possible pour ce type de matériaux composites. Les conditions expérimentales particulières que les auteurs utilisent (résolution de 1,2 μ m, 180 heures d'acquisition) ne permettent pas encore d'appliquer cette méthode dans un contexte industriel.

Les investigations microstructurales conduites dans le cadre de ces travaux ont permis d'établir une première base de données expérimentale pour la configuration RO de l'AC-SMC. Afin d'en augmenter la fiabilité et la robustesse, celles-ci devraient être enrichies par d'autres observations.

Perspectives d'utilisations des résultats

A court terme, le socle de connaissance établie sur l'AC-SMC donne un premier retour d'expérience sur les propriétés et capacités du matériau. Les propriétés mécaniques observées confirment le potentiel que ce matériau représente pour l'allègement des structures dans l'industrie du transport. La dispersion du comportement, représentant un réel défi en termes d'analyses et de modélisation, ne masque pas le gain en termes de propriétés mécaniques, que ce soit de façon relative ou absolue. L'analyse de la microstructure a mis en évidence que des investigations concernant la microstructure des draps s'avèrent nécessaires pour améliorer la maîtrise du processus de fabrication de la fabrication des draps à la thermocompression.

A moyen terme le modèle développé permet, de par sa flexibilité, d'optimiser les propriétés locales du matériau en fonction de l'écoulement induit. Cette possibilité de simulation de matériaux sur-mesure fournit un outil d'aide à la conception de structures et/ou de pièces thermocompressées et d'optimisation de la forme des moules, ce qui pourrait rendre ce matériau d'autant plus compétitif pour les applications structurales. En amont, le modèle proposé peut aussi être utilisé en avant-projet pour estimer les propriétés mécaniques d'un matériau SMC potentiel.

A long termes, le modèle proposé définit un environnement de simulation mécanique flexible interfaçable avec différents logiciels de simulation par éléments finis (comme Abaqus) pouvant être étendue aux autres SMC déjà développés et à ceux à venir. Cet environnement unifié de simulations de comportement permettra alors de réaliser des analyses comparatives de matériau composites plus aisément, et ainsi de fournir un outil de choix de matériau.

Annexe A : Notation de Voigt

Dans le cadre de la mécanique des milieux continus, dans le cas de tenseurs symétriques, il existe une écriture simplifiée de ceux-ci. En s'appuyant sur les relations de symétries, on réduit l'ordre du tenseur pour n'exprimer que les composantes d'intérêt, tout en conservant les propriétés des tenseurs ainsi que leurs relations entre eux. Ainsi un tenseur d'ordre quatre est réduit de deux ordres, quand un tenseur d'ordre deux se voit réduit d'un ordre. Dans le cas des tenseurs d'élasticité, contrainte et déformation par exemple, cela revient à écrire la loi de Hooke comme un simple produit d'un vecteur par une matrice.

Dans le cadre de ce rapport, comme dans celui de la bibliothèque numérique *SMART+*, cette notation est employée pour écrire les champs de contraintes $\boldsymbol{\sigma}$ et de déformations $\boldsymbol{\varepsilon}$, les tenseurs de souplesse \mathbf{L} et de rigidité \mathbf{M} , les tenseurs d'Eshelby \mathbf{S} , d'interactions \mathbf{T} , de localisation de déformation \mathbf{A} ou de concentration de contrainte \mathbf{B} .

Conséquence de cette simplification, il est nécessaire de considérer une convention d'écriture. Comme aucune proposition d'écriture ne fait consensus, la convention d'écriture utilisée tout au long de ce document et dans le cadre de la modélisation est celle proposée par le logiciel de calcul par éléments finis Abaqus. Pour plus de détails l'ouvrage de référence considéré est celui de Qu et Cherkaoui [34].

Ainsi pour les différents tenseurs mentionnés ci-dessus, leur écriture est de la forme suivante :

$$\boldsymbol{\sigma} = \begin{pmatrix} \sigma_{11} & \sigma_{12} & \sigma_{13} \\ \sigma_{21} & \sigma_{22} & \sigma_{23} \\ \sigma_{31} & \sigma_{32} & \sigma_{33} \end{pmatrix} \rightarrow \boldsymbol{\sigma}^{Voigt} = \begin{pmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \sigma_{12} \\ \sigma_{13} \\ \sigma_{23} \end{pmatrix}; \quad \boldsymbol{\varepsilon} = \begin{pmatrix} \varepsilon_{11} & \varepsilon_{12} & \varepsilon_{13} \\ \varepsilon_{21} & \varepsilon_{22} & \varepsilon_{23} \\ \varepsilon_{31} & \varepsilon_{32} & \varepsilon_{33} \end{pmatrix} \rightarrow \boldsymbol{\varepsilon}^{Voigt} = \begin{pmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ \varepsilon_{12} \\ \varepsilon_{13} \\ \varepsilon_{23} \end{pmatrix} \quad 50$$

$$\mathbf{L} = L_{ijkl} \vec{e}_i \otimes \vec{e}_j \otimes \vec{e}_k \otimes \vec{e}_l \rightarrow \mathbf{L}^{Voigt} = \begin{pmatrix} L_{1111} & L_{1122} & L_{1133} & L_{1112} & L_{1113} & L_{1123} \\ L_{1122} & L_{2222} & L_{2233} & L_{2212} & L_{2213} & L_{2223} \\ L_{1133} & L_{2233} & L_{3333} & L_{3312} & L_{3313} & L_{3323} \\ L_{1112} & L_{2212} & L_{3312} & L_{1212} & L_{1213} & L_{1223} \\ L_{1113} & L_{2213} & L_{3313} & L_{1213} & L_{1313} & L_{1323} \\ L_{1123} & L_{2223} & L_{3323} & L_{1223} & L_{1323} & L_{2323} \end{pmatrix} \quad 51$$

$$\mathbf{M} = M_{ijkl} \vec{e}_i \otimes \vec{e}_j \otimes \vec{e}_k \otimes \vec{e}_l \rightarrow \mathbf{M}^{Voigt} = \begin{pmatrix} M_{1111} & M_{1122} & M_{1133} & M_{1112} & M_{1113} & M_{1123} \\ M_{1122} & M_{2222} & M_{2233} & M_{2212} & M_{2213} & M_{2223} \\ M_{1133} & M_{2233} & M_{3333} & M_{3312} & M_{3313} & M_{3323} \\ M_{1112} & M_{2212} & M_{3312} & M_{1212} & M_{1213} & M_{1223} \\ M_{1113} & M_{2213} & M_{3313} & M_{1213} & M_{1313} & M_{1323} \\ M_{1123} & M_{2223} & M_{3323} & M_{1223} & M_{1323} & M_{2323} \end{pmatrix} \quad 52$$

$$\mathbf{S} = S_{ijkl} \vec{e}_i \otimes \vec{e}_j \otimes \vec{e}_k \otimes \vec{e}_l \rightarrow \mathbf{S}^{Voigt} = \begin{pmatrix} S_{1111} & S_{1122} & S_{1133} & S_{1112} & S_{1113} & S_{1123} \\ S_{1122} & S_{2222} & S_{2233} & S_{2212} & S_{2213} & S_{2223} \\ S_{1133} & S_{2233} & S_{3333} & S_{3312} & S_{3313} & S_{3323} \\ S_{1112} & S_{2212} & S_{3312} & S_{1212} & S_{1213} & S_{1223} \\ S_{1113} & S_{2213} & S_{3313} & S_{1213} & S_{1313} & S_{1323} \\ S_{1123} & S_{2223} & S_{3323} & S_{1223} & S_{1323} & S_{2323} \end{pmatrix} \quad 53$$

$$\mathbf{T} = T_{ijkl} \vec{e}_i \otimes \vec{e}_j \otimes \vec{e}_k \otimes \vec{e}_l \rightarrow \mathbf{T}^{Voigt} = \begin{pmatrix} T_{1111} & T_{1122} & T_{1133} & T_{1112} & T_{1113} & T_{1123} \\ T_{1122} & T_{2222} & T_{2233} & T_{2212} & T_{2213} & T_{2223} \\ T_{1133} & T_{2233} & T_{3333} & T_{3312} & T_{3313} & T_{3323} \\ T_{1112} & T_{2212} & T_{3312} & T_{1212} & T_{1213} & T_{1223} \\ T_{1113} & T_{2213} & T_{3313} & T_{1213} & T_{1313} & T_{1323} \\ T_{1123} & T_{2223} & T_{3323} & T_{1223} & T_{1323} & T_{2323} \end{pmatrix} \quad 54$$

$$\mathbf{A} = A_{ijkl} \vec{e}_i \otimes \vec{e}_j \otimes \vec{e}_k \otimes \vec{e}_l \rightarrow \mathbf{A}^{Voigt} = \begin{pmatrix} A_{1111} & A_{1122} & A_{1133} & A_{1112} & A_{1113} & A_{1123} \\ A_{1122} & A_{2222} & A_{2233} & A_{2212} & A_{2213} & A_{2223} \\ A_{1133} & A_{2233} & A_{3333} & A_{3312} & A_{3313} & A_{3323} \\ A_{1112} & A_{2212} & A_{3312} & A_{1212} & A_{1213} & A_{1223} \\ A_{1113} & A_{2213} & A_{3313} & A_{1213} & A_{1313} & A_{1323} \\ A_{1123} & A_{2223} & A_{3323} & A_{1223} & A_{1323} & A_{2323} \end{pmatrix} \quad 55$$

$$\mathbf{B} = B_{ijkl} \vec{e}_i \otimes \vec{e}_j \otimes \vec{e}_k \otimes \vec{e}_l \rightarrow \mathbf{B}^{Voigt} = \begin{pmatrix} B_{1111} & B_{1122} & B_{1133} & B_{1112} & B_{1113} & B_{1123} \\ B_{1122} & B_{2222} & B_{2233} & B_{2212} & B_{2213} & B_{2223} \\ B_{1133} & B_{2233} & B_{3333} & B_{3312} & B_{3313} & B_{3323} \\ B_{1112} & B_{2212} & B_{3312} & B_{1212} & B_{1213} & B_{1223} \\ B_{1113} & B_{2213} & B_{3313} & B_{1213} & B_{1313} & B_{1323} \\ B_{1123} & B_{2223} & B_{3323} & B_{1223} & B_{1323} & B_{2323} \end{pmatrix} \quad 56$$

Annexe B : Changement de base en notation de Voigt

Dans le cadre de l'homogénéisation des mèches en fonction de leur orientation (schéma Mori-Tanaka incrémental), on effectue cette opération dans le repère du SMC lequel diffère de celui des mèches d'une rotation d'un angle θ , autour de l'axe vertical.

En algèbre, si l'on considère les bases $\{B1, B2\}$ ainsi qu'un tenseur quelconque t_{B1} exprimé dans la base $\{B1; i, j\}$ que l'on cherche à exprimer dans $\{B2; k, l\}$. On obtient alors la relation suivante :

$$t_{kl} = P_{ki}P_{lj}t_{ij} \quad 57$$

Usuellement, les opérateurs de rotations sont exprimés de la façon générale suivante :

$$\mathbf{P} = \begin{pmatrix} a & b & c \\ d & e & f \\ g & h & i \end{pmatrix} \quad 58$$

Ils sont définis de façon orthogonale, c'est à dire $\mathbf{P}^{-1} = \mathbf{P}^t$, ce qui se traduit par l'égalité suivante :

$$\mathbf{P}^t = \begin{pmatrix} a & d & g \\ b & e & h \\ c & f & i \end{pmatrix} = \frac{1}{aei + cdh - ceg - afh - bdi} \begin{pmatrix} ei - fh & ch - bi & bf - ce \\ fg - di & ai - cg & cd - af \\ dh - eg & bg - ah & ae - bd \end{pmatrix} \quad 59$$

Si l'on considère un changement de base par rotation autour des différents vecteurs de base, on obtient les opérateurs suivant :

$$\begin{aligned} \text{autour du vecteur 1: } \mathbf{P}_1 &= \begin{pmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & \cos \theta & \sin \theta \\ 0 & -\sin \theta & \cos \theta \end{pmatrix} \\ \text{autour du vecteur 2: } \mathbf{P}_2 &= \begin{pmatrix} \cos \theta & 0 & -\sin \theta \\ 0 & 1 & 0 \\ \sin \theta & 0 & \cos \theta \end{pmatrix} \\ \text{autour du vecteur 3: } \mathbf{P}_3 &= \begin{pmatrix} \cos \theta & \sin \theta & 0 \\ -\sin \theta & \cos \theta & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix} \end{aligned} \quad 60$$

La convention de notation des tenseurs étant celle de Voigt, si l'on cherche à changer de base par rotation un tenseur de contrainte, on peut écrire la relation suivante :

$$\begin{aligned} \sigma_{B2} &= \mathbf{Rot}(\theta) : \sigma_{B1} : \mathbf{Rot}(\theta)^t \\ \sigma_{B2} &= \mathbf{Rot}^\sigma(\theta) : \sigma_{B1} \end{aligned} \quad 61$$

De la même façon, si l'on effectue un changement de base par rotation de la déformation, on obtient :

$$\begin{aligned}\boldsymbol{\varepsilon}_{B_1} &= \mathbf{Rot}(\theta) : \boldsymbol{\varepsilon}_{B_2} : \mathbf{Rot}(\theta)^t \\ \boldsymbol{\varepsilon}_{B_1} &= \mathbf{Rot}^\varepsilon(\theta) : \boldsymbol{\varepsilon}_{B_2}\end{aligned}\quad 62$$

Les deux opérateurs définis $\{\mathbf{Rot}^\sigma(\theta), \mathbf{Rot}^\varepsilon(\theta)\}$, écrits à partir des composantes de l'opérateur \mathbf{P} , compte tenu des particularité de la notation de Voigt, s'écrivent de la façon suivante :

$$\begin{aligned}\mathbf{Rot}^\sigma(\theta) &= \begin{pmatrix} a^2 & b^2 & c^2 & 2ab & 2ac & 2bc \\ d^2 & e^2 & f^2 & 2de & 2df & 2ef \\ g^2 & h^2 & i^2 & 2gh & 2gi & 2hi \\ ad & be & cf & bd + ae & cd + af & ce + bf \\ ag & bh & ci & bg + ah & cg + ai & ch + bi \\ dg & eh & fi & eg + dh & fg + di & fh + ei \end{pmatrix} \\ \mathbf{Rot}^\sigma(\theta)^{-1} &= \begin{pmatrix} a^2 & d^2 & g^2 & 2ad & 2ag & 2dg \\ b^2 & e^2 & h^2 & 2be & 2bh & 2eh \\ c^2 & f^2 & i^2 & 2cf & 2ci & 2fi \\ ab & de & gh & bd + ae & bg + ah & eg + dh \\ ac & df & gi & cd + af & cg + ai & fg + di \\ bc & ef & hi & ce + bf & ch + bi & fh + ei \end{pmatrix}\end{aligned}\quad 63$$

$$\begin{aligned}\mathbf{Rot}^\varepsilon(\theta) &= \begin{pmatrix} a^2 & b^2 & c^2 & ab & ac & bc \\ d^2 & e^2 & f^2 & de & df & ef \\ g^2 & h^2 & i^2 & gh & gi & hi \\ 2ab & 2de & 2gh & bd + ae & cd + af & ce + bf \\ 2ac & 2df & 2gi & bg + ah & cg + ai & ch + bi \\ 2bc & 2ef & 2hi & eg + dh & fg + di & fh + ei \end{pmatrix} \\ \mathbf{Rot}^\varepsilon(\theta)^{-1} &= \begin{pmatrix} a^2 & d^2 & g^2 & ad & ag & dg \\ b^2 & e^2 & h^2 & be & bh & eh \\ c^2 & f^2 & i^2 & cf & ci & fi \\ 2ab & 2de & 2gh & bd + ae & bg + ah & eg + dh \\ 2ac & 2df & 2gi & cd + af & cg + ai & fg + di \\ 2bc & 2ef & 2hi & ce + bf & ch + bi & fh + ei \end{pmatrix}\end{aligned}\quad 64$$

On remarque les relations suivantes entre ces différents opérateurs :

$$\begin{aligned}\mathbf{Rot}^\sigma(\theta)^{-1} &= \mathbf{Rot}^\varepsilon(\theta)^t \\ \mathbf{Rot}^\varepsilon(\theta)^{-1} &= \mathbf{Rot}^\sigma(\theta)^t\end{aligned}\quad 65$$

A partir de ces relations, il est possible d'exprimer le changement de base des tenseurs de rigidité et de souplesse en utilisant la loi de Hooke :

$$\begin{aligned}\boldsymbol{\sigma} = \mathbf{L} : \boldsymbol{\varepsilon} &\rightarrow \boldsymbol{\sigma}_{B2} = \mathbf{Rot}^\sigma(\theta) : \boldsymbol{\sigma}_{B1} = \mathbf{Rot}^\sigma(\theta) : \mathbf{L}_{B1} : \boldsymbol{\varepsilon}_{B1} = \mathbf{Rot}^\sigma(\theta) : \mathbf{L}_{B1} : \mathbf{Rot}^\varepsilon(\theta)^{-1} : \boldsymbol{\varepsilon}_{B2} \\ \mathbf{L}_{B2} &= \mathbf{Rot}^\sigma(\theta) : \mathbf{L}_{B1} : \mathbf{Rot}^\varepsilon(\theta)^{-1} = \mathbf{Rot}^\sigma(\theta) : \mathbf{L}_{B1} : \mathbf{Rot}^\sigma(\theta)^t\end{aligned}\quad 66$$

De la même façon pour le tenseur de souplesse :

$$\mathbf{M}_{B2} = \mathbf{Rot}^\varepsilon(\theta) : \mathbf{M}_{B1} : \mathbf{Rot}^\varepsilon(\theta)^t \quad 67$$

Annexe C : Tenseur d'Eshelby d'un ellipsoïde

Au cœur des méthodes de micromécanique utilisé pour homogénéisé un matériau hétérogène, le tenseur d'Eshelby définit pour des renforts de formes ellipsoïdales, est incontournable. Dans cette annexe, les formules générales permettant de calculer les composantes du tenseur dans le cas d'une matrice isotrope de coefficient de Poisson ϑ , et d'une hétérogénéité de forme ellipsoïdale et de demi-axes $\{a_1, a_2, a_3\}$ respectivement établis selon les trois axes du repère en coordonnées cartésiennes associées à l'ellipsoïde. Ces équations proviennent de l'ouvrage de Qu et Cherkaoui [34].

Soit un ellipsoïde dont les demi-axes présentent la relation suivante $a_1 > a_2 > a_3$:

$$\begin{aligned} S_{1111} &= \frac{3 * a_1^2}{8 * \pi * (1 - \vartheta)} I_{11} + \frac{1 - \vartheta}{8 * \pi * (1 - \vartheta)} I_1 \\ S_{1122} &= \frac{a_2^2}{8 * \pi * (1 - \vartheta)} I_{12} - \frac{1 - 2 * \vartheta}{8 * \pi * (1 - \vartheta)} I_2 \\ S_{1133} &= \frac{a_3^2}{8 * \pi * (1 - \vartheta)} I_{13} - \frac{1 - \vartheta}{8 * \pi * (1 - \vartheta)} I_1 \\ S_{1111} &= \frac{a_1^2 + a_2^2}{16 * \pi * (1 - \vartheta)} I_{11} + \frac{1 - \vartheta}{16 * \pi * (1 - \vartheta)} (I_1 + I_2) \end{aligned}$$

68

On peut par permutation circulaire des indices $\{1, 2, 3\}$ obtenir les autres composantes. Celles qui ne peuvent être obtenues ainsi sont nulles.

Les indices $\{I_1, I_2, I_3\}$ sont déterminés par les relations suivantes :

$$\begin{aligned} I_1 + I_2 + I_3 &= 4\pi \\ I_1 &= \frac{4 * \pi * a_1 * a_2 * a_3}{(a_1^2 - a_2^2)(a_1^2 - a_3^2)^{1/2}} [F(\theta, k) - E(\theta, k)] \\ I_3 &= \frac{4 * \pi * a_1 * a_2 * a_3}{(a_2^2 - a_1^2)(a_1^2 - a_3^2)^{1/2}} \left[\frac{a_2(a_1^2 - a_3^2)^{1/2}}{a_1 a_3} - E(\theta, k) \right] \\ F(\theta, k) &= \int_0^\theta \frac{1}{(1 - k^2(\sin w)^2)^{1/2}} dw \\ E(\theta, k) &= \int_0^\theta (1 - k^2(\sin w)^2)^{1/2} dw \end{aligned}$$

69

Les deux variables des fonctions $\{E(\theta, k), F(\theta, k)\}$, sont définies de la façon suivante :

$$\theta = \sqrt{\sin^{-1}\left(1 - \frac{a_3^2}{a_1^2}\right)}$$

$$k = \sqrt{\frac{a_1^2 - a_2^2}{a_1^2 - a_3^2}}$$
70

De façon analogue les indices $\{I_{11}, I_{12}, I_{13}\}$ sont déterminés par les relations suivantes :

$$3I_{11} + I_{12} + I_{13} = \frac{4\pi}{a_1^2}$$

$$3a_1^2 I_{11} + a_2^2 I_{12} + a_3^2 I_{13} = 3I_1$$

$$I_{12} = \frac{I_2 - I_1}{a_1^2 - a_2^2}$$
71

A partir de ces équations établies pour un ellipsoïde quelconque, il est possible pour certains cas particuliers d'obtenir des solutions analytiques. Dans le cadre de ce rapport, outre la formule générale nécessaire pour modéliser la mèche, deux formes particulières d'ellipsoïdes, dont les formes analytiques sont connues, sont susceptible d'être utilisées. Les étapes pour passer de la forme générale à la solution analytique sont disponibles dans l'ouvrage de Qu et Cherkaoui [34], seules ces formes sont présentées ici.

Les mèches sont modélisées par des cylindres elliptiques infinis de longueur $a_3 \rightarrow \infty$. On peut simplifier le calcul des composantes du tenseur d'Eshelby comme suit :

$$S_{1111} = \frac{1}{2(1-\vartheta)} \left[\frac{a_2^2 + 2a_1a_2}{(a_1 + a_2)^2} + \frac{a_2(1-2\vartheta)}{a_1 + a_2} \right]$$

$$S_{2222} = \frac{1}{2(1-\vartheta)} \left[\frac{a_1^2 + 2a_1a_2}{(a_1 + a_2)^2} + \frac{a_1(1-2\vartheta)}{a_1 + a_2} \right]$$

$$S_{1212} = \frac{1}{2(1-\vartheta)} \left[\frac{a_1^2 + a_2^2}{2 * (a_1 + a_2)^2} + \frac{(1-2\vartheta)}{2} \right]$$

$$S_{1122} = \frac{1}{2(1-\vartheta)} \left[\frac{a_2^2}{(a_1 + a_2)^2} - \frac{a_2(1-2\vartheta)}{a_1 + a_2} \right]$$

$$S_{2211} = \frac{1}{2(1-\vartheta)} \left[\frac{a_1^2}{(a_1 + a_2)^2} - \frac{a_1(1-2\vartheta)}{a_1 + a_2} \right]$$

$$S_{1133} = \frac{1}{2(1-\vartheta)} \frac{2 * \vartheta * a_2}{a_1 + a_2}$$

$$S_{2233} = \frac{1}{2(1-\vartheta)} \frac{2 * \vartheta * a_1}{a_1 + a_2}$$

$$S_{2323} = \frac{a_1}{2(a_1 + a_2)}$$

$$S_{1313} = \frac{a_2}{2(a_1 + a_2)}$$

$$S_{3333} = S_{3322} = S_{3311} = 0$$
72

A l'intérieur de ces mèches, les fibres sont modélisées avec par des cylindres de longueur $a_3 \rightarrow \infty$. Il suffit alors de reprendre les équations précédentes et tenir compte de $a_1 = a_2$.

Annexe D : Méthode Mori-Tanaka

L'histoire de la micromécanique débute en 1957 avec les travaux d'Eshelby [17] sur le comportement d'une inclusion présentant une déformation propre (eigenstrain) et son principe d'équivalence entre variation des propriétés et déformation propre. La micromécanique devient une discipline à part entière à partir des années 1980. Une présentation détaillée des concepts de la micromécanique et des schémas d'homogénéisation est présente dans les livres de Mura [29] et Nema-Nasser *et. al* [30]. L'objectif de l'étape d'homogénéisation est de définir, dans le VER considéré, la contrainte effective $\bar{\sigma}$, la déformation effective $\bar{\varepsilon}$, le tenseur effectif des rigidités \bar{L} ou des souplesses \bar{M} .

Le calcul du comportement effectif nécessite de faire une hypothèse : les milieux hétérogène et homogène équivalent sont soumis aux mêmes conditions limites en termes de déplacement. Cette hypothèse implique une déformation constante dans la surface périphérique délimitant le VER. Les théorèmes de la moyenne en contrainte et en déformation permettent de vérifier la contrainte et la déformation moyenne volumique sont respectivement égales aux contraintes et déformations aux limites du VER. L'une des conséquences de cet état est la conservation de la densité d'énergie du milieu hétérogène au milieu homogène équivalent. Cette conséquence est aussi interprétée en termes de condition : \bar{L} est le tenseur effectif du VER si et seulement si la densité d'énergie est conservée soit $U_{homo} = U_{hété}$.

$$\begin{aligned}\bar{\sigma} &= \bar{L} : \bar{\varepsilon}; & \bar{\varepsilon} &= \bar{M} : \bar{\sigma}; & \bar{L}^{-1} &= \bar{M}; \\ U_{homo} &= \frac{1}{2V} \int_V \varepsilon_{ij} \sigma_{ij} dV = \frac{\bar{\varepsilon} : \bar{\sigma}}{2}; \\ U_{hété} &= \frac{\bar{\varepsilon} : \bar{\sigma}}{2} = \frac{\bar{\varepsilon} : \bar{L} : \bar{\varepsilon}}{2}\end{aligned}$$

73

Le champ de contrainte à l'intérieur de chaque phase du VER considérée est supposé homogène. Si l'on considère la fraction volumique c attribuée à la phase i d'un milieu hétérogène à N phases, il existe une relation entre la contrainte et la déformation effectives et les contraintes et déformations locales :

$$\begin{cases} \frac{1}{V} \int_V \sigma dV = \bar{\sigma} = \sum_{i=0}^N c_i \sigma_i \\ \frac{1}{V} \int_V \varepsilon dV = \bar{\varepsilon} = \sum_{i=0}^N c_i \varepsilon_i \end{cases}$$

74

Soient $\{A, a\}$ et $\{B, b\}$ respectivement les tenseurs de localisation en déformation (d'ordre 4 et 2) et ceux en contrainte. Les tenseurs de contrainte et de déformation effectifs sont alors écrits de la façon suivante :

$$\begin{cases} \bar{\sigma} = \sum_{i=0}^N c_i \sigma_i = \sum_{i=0}^N c_i B_i \bar{\sigma}; & I_4 = \sum_{i=0}^N c_i B_i \\ \bar{\varepsilon} = \sum_{i=0}^N c_i \varepsilon_i = \sum_{i=0}^N c_i A_i \bar{\varepsilon}; & I_4 = \sum_{i=0}^N c_i A_i \end{cases} \quad 75$$

A partir de cette relation, et en prenant en compte le tenseur d'élasticité des différentes phases, le tenseur d'élasticité effectif est exprimé en fonction des tenseurs d'élasticités locaux :

$$\bar{\sigma} = \sum_{i=0}^N c_i \sigma_i = \sum_{i=0}^N c_i L_i : \varepsilon_i = \sum_{i=0}^N c_i L_i : A_i : \bar{\varepsilon} \rightarrow \bar{L} = \sum_{i=0}^N c_i L_i : A_i \quad 76$$

Le choix du schéma d'homogénéisation conditionne la façon de calculer les tenseurs de localisations et du tenseur d'interaction T . Cependant, ceux-ci dépendent toujours des propriétés du matériau composite.

$$\varepsilon_i = T_i : \bar{\varepsilon}_{ref} \quad 77$$

En pratique, chaque méthode d'homogénéisation définit des grandeurs de références (comme le couple tenseur d'élasticité/déformation) correspondant au comportement de la matrice tel que subit par une inclusion unique plongée au sein d'une matrice. Cette configuration correspond au problème d'Eshelby. Ces grandeurs de références traduisent l'influence des inclusions sur leur comportement réciproque, et par conséquent sur celui de la matrice. La forme du tenseur d'interaction affecte le comportement effectif du milieu homogénéisé dans sa totalité.

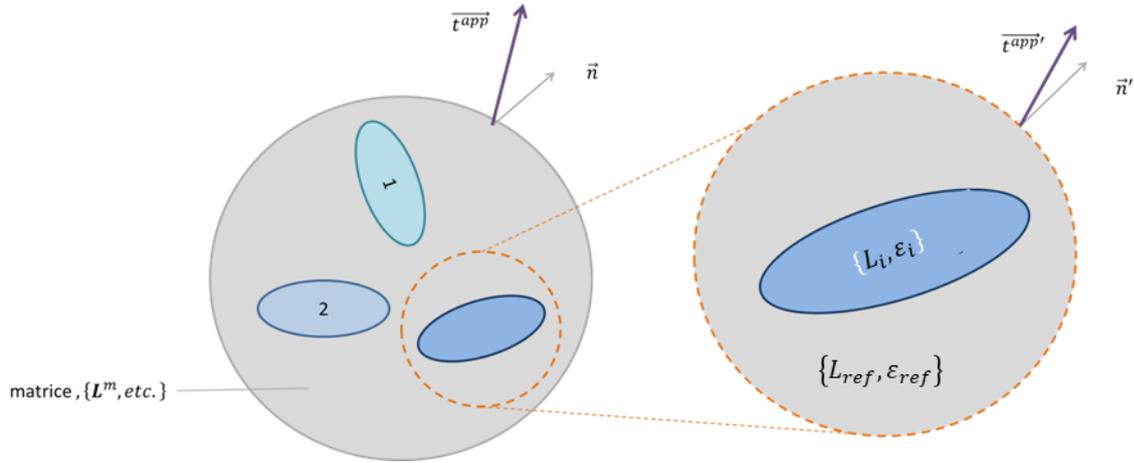


Figure 0-1: schéma de l'influence du schéma d'homogénéisation sur le calcul du comportement effectif.

La définition des tenseurs de localisations dans le cadre de la méthode de Mori-Tanaka prend en compte les interactions entre les différentes hétérogénéités à travers une modification appropriée du champ de contrainte moyen dans la matrice. Le champ de déformation de chaque phase s'écrit de la façon suivante :

$$\varepsilon_i = T_i : \bar{\varepsilon}_0; \quad \bar{\varepsilon} = \left(\sum_{i=0}^N c_i T_i \right) : \bar{\varepsilon}_0 \quad 78$$

Pour la matrice, phase 0, le tenseur d'interaction est égal au tenseur d'identité d'ordre quatre. La déformation effective du matériau est exprimée en fonction des fractions volumiques et des tenseurs d'interactions de chaque phase. La déformation moyenne dans chaque phase est calculée au moyen de la relation suivante :

$$\varepsilon_i = T_i : \left(\sum_{i=0}^N c_i T_i \right)^{-1} : \bar{\varepsilon} \quad 79$$

A partir de l'équation (79), les tenseurs de localisation sont calculés :

$$A_i = T_i : \left(\sum_{i=0}^N c_i T_i \right)^{-1}; \quad A_i = \frac{1}{c_0} \left(1 - \sum_{i=0}^N c_i T_i \right) \quad 80$$

De façon analogue, il est possible de calculer les tenseurs de localisation de contrainte :

$$B_i = L_i : T_i : M_0 \left(\sum_{i=0}^N c_i L_i : T_i : M_0 \right)^{-1}; \quad A_i = \frac{1}{c_0} \left(1 - \sum_{i=0}^N c_i B_i \right) \quad 81$$

$$T_i = [I + S L_0^{-1} (L_i - L_0)]^{-1}$$

Outre la méthode Mori-Tanaka, d'autres existent. Les approches les plus courantes sont la solution d'Eshelby (particulièrement appropriée aux faibles fractions volumiques d'inclusion) et le schéma auto-cohérent (particulièrement appropriée aux fortes fractions volumiques d'inclusions et aux faibles différences de propriétés mécaniques, comme dans le cas des poly cristaux). La solution d'Eshelby ne prend en compte aucune interaction entre les inclusions. Cela se traduit lors du calcul de la déformation de référence : elle est égale à celle du VER, et du calcul du tenseur de rigidité du milieu de référence : pris comme étant celui de la matrice. En revanche, dans le cas du schéma auto-cohérent, il est considéré que les inclusions prises individuellement ont un effet négligeable sur le comportement effectif du fait de leur multiplicité. Par conséquent, les grandeurs de références sont celles du milieu homogène équivalent. Ce comportement effectif étant dépendant des contributions de chaque phase, l'homogénéisation s'effectue de façon implicite.

Annexe E : Solutions d'Eshelby et schéma Auto-Cohérent

Outre l'approche Mori-Tanaka, d'autres méthodes d'homogénéisation sont fréquemment employées en micromécanique. L'objectif de cette annexe est de présenter brièvement deux autres méthodes usuelles, soit la solution de l'inclusion diluée et le schéma auto-cohérent.

La méthode de Mori-Tanaka prend en compte les interactions entre les différentes inclusions à travers la perturbation des champs locaux de la matrice du fait de ces inclusions. Le comportement de chaque renfort est donc calculé avec pour milieu de référence la matrice. Dans le cas de l'inclusion diluée, les interactions entre les inclusions sont ici négligées, ce qui implique que la déformation propre de chacune d'entre elles est considérée indépendante de la présence d'autre renforts. Le milieu de référence est alors le VER avec pour tenseur de référence celui de la matrice. Le schéma auto-cohérent considère en revanche qu'une inclusion isolée n'a qu'une influence négligeable sur le comportement effectif du VER considéré du fait de leur grand nombre. Le milieu de référence est alors celui du milieu homogénéisé équivalent. Les milieux de référence pour chacune des méthodes considérées sont résumés dans le tableau suivant (**Table 5**).

Table 5: Déformation et tenseur de rigidité de référence pour les différentes méthodes considérées.

Méthode micromécanique	Inclusion diluée	Mori-Tanaka	Auto-cohérente
$\bar{\epsilon}_{ref} :$	$\bar{\epsilon}_{VER}$	$\bar{\epsilon}_{matrice}$	$\bar{\epsilon}_{VER}$
$\bar{L}_{ref} :$	$L_{matrice}$	$L_{matrice}$	L_{VER}

La conséquence de ces hypothèses sur les tenseurs de localisation en déformation et en contrainte (respectivement A et B) sont résumées dans la **Table 6**. L'indice i désigne l'une des n phases constituant le VER considérés, c_i désigne la fraction volumique associée. Le tenseur T est le tenseur d'interaction et M_0 le tenseur de souplesse de la matrice.

Table 6: Tenseurs de localisation de déformation et contrainte pour les différentes méthodes micromécaniques considérées.

Méthode micromécanique	Inclusion diluée	Mori-Tanaka	Auto-cohérente
$A_i :$	T_i	$T_i \left(\sum_{i=0}^n c_i T_i \right)^{-1}$	$[I_4 + \bar{S}_i \bar{M} (L_i - \bar{L})]^{-1} = \bar{T}_i$
$B_i :$	$T_i T_i M_0$	$L_i T_i M_0 \left(\sum_{i=0}^n c_i L_i T_i M_i \right)$	$L_i \bar{T}_i \bar{M}$

Chacune des méthodes micromécaniques présentées, du fait des différentes hypothèses concernant le milieu de référence considéré, a un domaine d'application dépendant de la fraction volumique totale de renfort considérée. Ainsi, la méthode de l'inclusion diluée n'est recommandée que pour les milieux présentant un taux de renfort inférieur ou égal à 5%. Le modèle Mori-Tanaka permet de prendre en compte des fractions volumique de renfort plus élevée, et commence à présenter des limites autour de 40% d'inclusions. De son côté, le modèle auto-cohérent ne présente pas réellement de limites en termes de fraction volumique de renfort, mais plus particulièrement adapté aux milieux constitués de phases aux propriétés mécaniques proches, comme les matériaux polycristallins.

Modélisation multi-échelles de l'endommagement d'un composite à résine thermodurcissable renforcé de fibres courtes de carbonnes

RESUME :

L'évolution du contexte industriel pousse l'industrie du transport, et plus particulièrement le secteur automobile, à réaliser des gains de masse. Ceci passe, pour partie, par le développement de nouvelles solutions en matériaux composites. Le présent travail de thèse est consacré à la caractérisation mécanique et à la modélisation micromécanique d'un nouveau matériau composite SMC renforcé de mèches de fibres de carbone. L'objectif est de constituer une première base de connaissances sur le comportement de ce SMC en fatigue. Les investigations expérimentales passent notamment par l'analyse de la microstructure, la caractérisation du comportement mécanique sous sollicitation quasi-statique et de fatigue ainsi que par l'analyse des modes de dégradations. L'approche multi-échelle développée prend en compte la microstructure du matériau aux deux échelles mises en évidence à travers deux homogénéisations successives par une méthode Mori-Tanaka. Cette stratégie de modélisation permet de relier le comportement des fibres et le comportement élasto-plastique de la matrice à travers une loi de comportement dédiée à celui du matériau composite, et enfin d'intégrer la distribution d'orientation des mèches induites par le procédé de thermocompression. Le modèle multi-échelle a été identifiée par une méthode inverse à partir des bases de données expérimentales constituées lors des travaux. La loi constitutive globale, à l'échelle d'un volume élémentaire représentatif, a été implémentée dans la bibliothèque scientifique SMART+ en langage C++ et a été conçue pour être compatible dans le cadre d'analyse de structures par éléments finis.

Mots clés : SMC, fibres de carbone, comportement mécanique, fatigue, analyse de la microstructure, modèle micromécanique, éléments finis.

Multiscale damage modelling of a thermoset composite reinforced by short carbon fibers

ABSTRACT:

The evolution of the industrial context is pushing the transport industry, and more specifically the automotive sector, toward better energy efficiency. This objective is partly achieved by the development of new composite material solutions. The current work is devoted to the mechanical characterization and the multiscale modeling of a new SMC composite material reinforced with short carbon fibers bundles. The objective is to build a first knowledge base on the behavior of this SMC under fatigue loading. Experimental investigations include the analysis of the microstructure, the characterization of the mechanical behavior under quasi-static and fatigue loading, as well as the analysis of the damage mechanisms. The proposed multiscale approach takes into account the microstructure of the composite at the two scales highlighted through two successive homogenizations by the means of a Mori-Tanaka based method. Such modelling strategy makes it possible to relate elasto-plastic behavior of the matrix through dedicated local constitutive laws and the behavior of the fibers to that of the composite material, and to integrate the orientation distribution of the bundles induced by the manufacturing process... The multiscale model was identified by the mean of an inverse computation method applied on the experimental results taken from the databases created during the works. The global constitutive law, computed at the scale of a representative elementary volume, has been implemented in the SMART+ scientific library in C++ language in such a manner to be compatible in a finite element analysis (FEA) framework.

Keywords : SMC, carbon fiber, mechanical behavior, fatigue, microstructural investigation, multiscale modelling, FE.