

# 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	$\sigma$		$\varepsilon$
Endommagement	Tensorielles		$D$	$Y$
Déformations résiduelles	Tensorielles		$\varepsilon^D$	$\sigma$

Tableau 12: Récapitulatif des variables du modèle Mir-Hicham

### 5.1.1.2 Potentiel Thermodynamique

Le potentiel thermodynamique postulé est le suivant :

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

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  $\sigma$  et le tenseur d'endommagement  $D$ . Les tenseurs  $\tilde{M}$  et  $A$  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 :

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

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 :

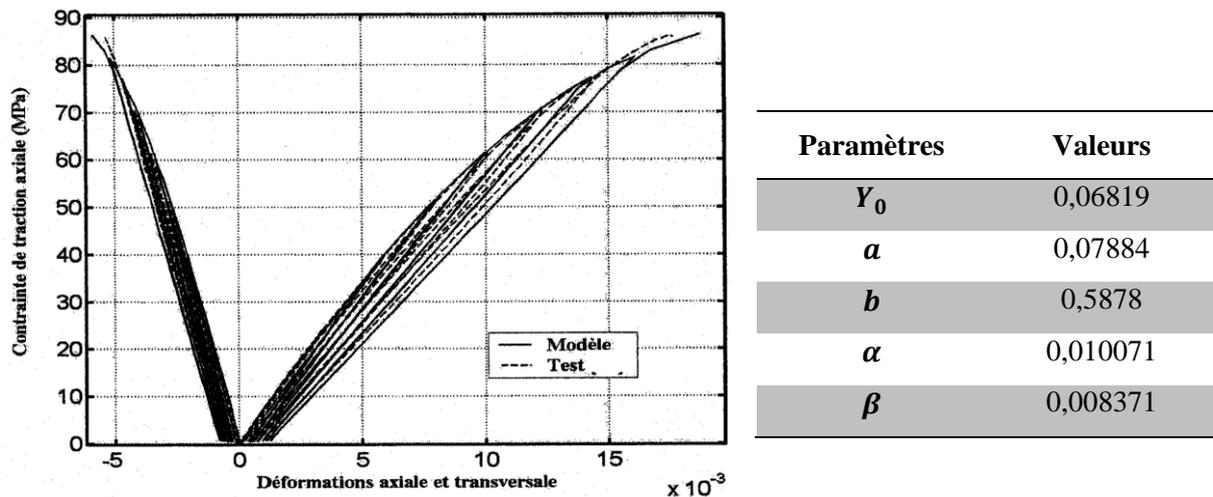
$$E_1 = E(1 - D_1)^2 \quad 28$$

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.

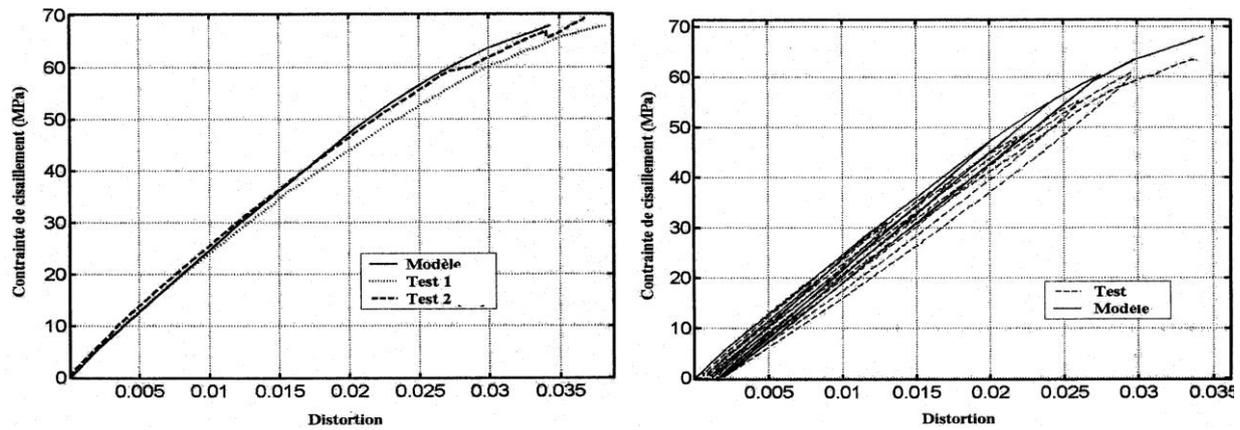


**Figure 5-1:** Evaluation des paramètres du modèle et comparaison de la simulation vis-à-vis des résultats expérimentaux, et tableau des paramètres du modèle évaluée [2][4].

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  $\theta$  relatif à la direction de chargement. La densité de fissures par unité de longueur  $\lambda$  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 :

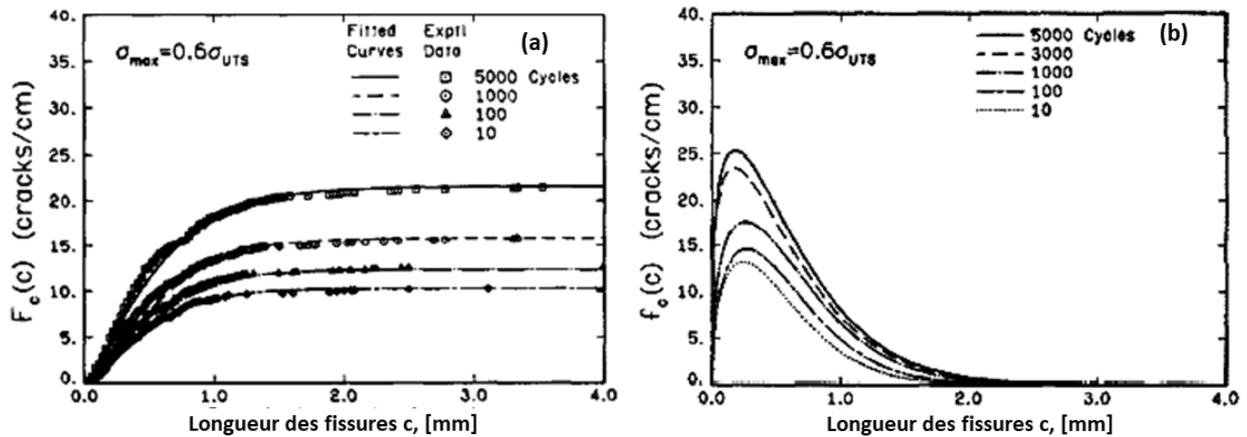
$$F_c(c, ) = M_0 \left( 1 - \exp \left( - \left( \frac{c}{c_0} \right)^\gamma \right) \right), \forall c \in [0; c_f] \quad 32$$

où  $2c_0$  représente une mesure de la longueur moyenne des fissures,  $\gamma$  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 :

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

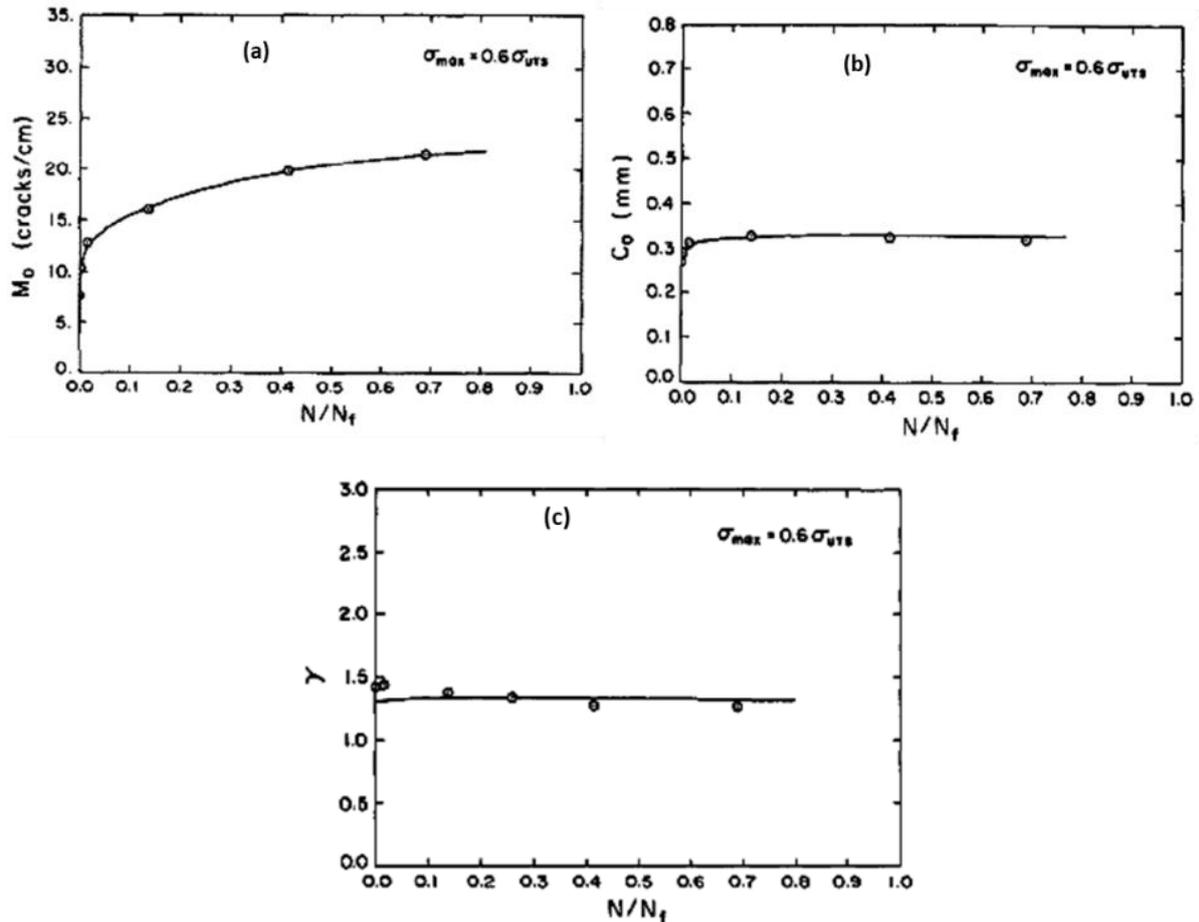
33

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.

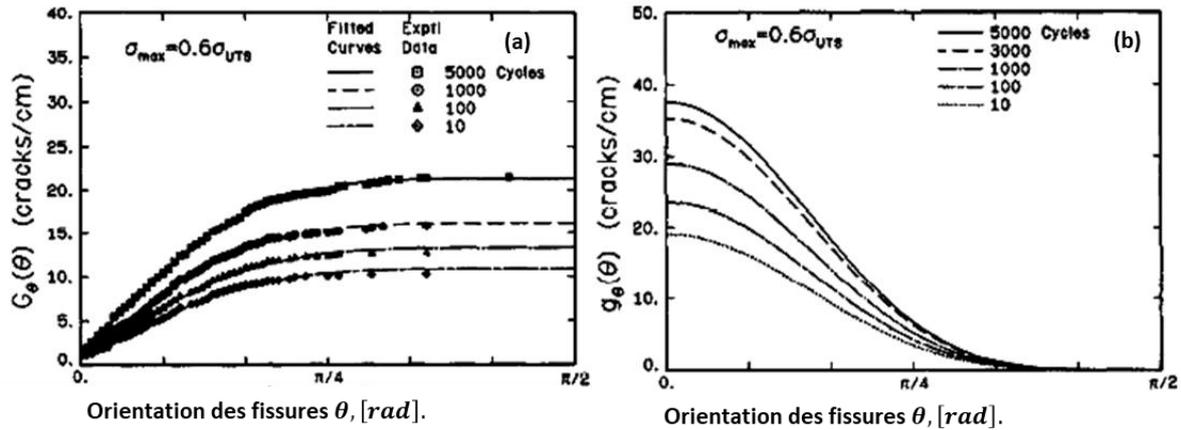


**Figure 5-4:** Evolution du nombre de fissures (a) et des paramètres de Weibull (b) & (c) en fonction du nombre de cycles pour un palier de chargement donné ( $\sigma_{max} = 0,6\sigma_{uts}$ )[16].

#### 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  $0^\circ$  et  $45^\circ$  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] :

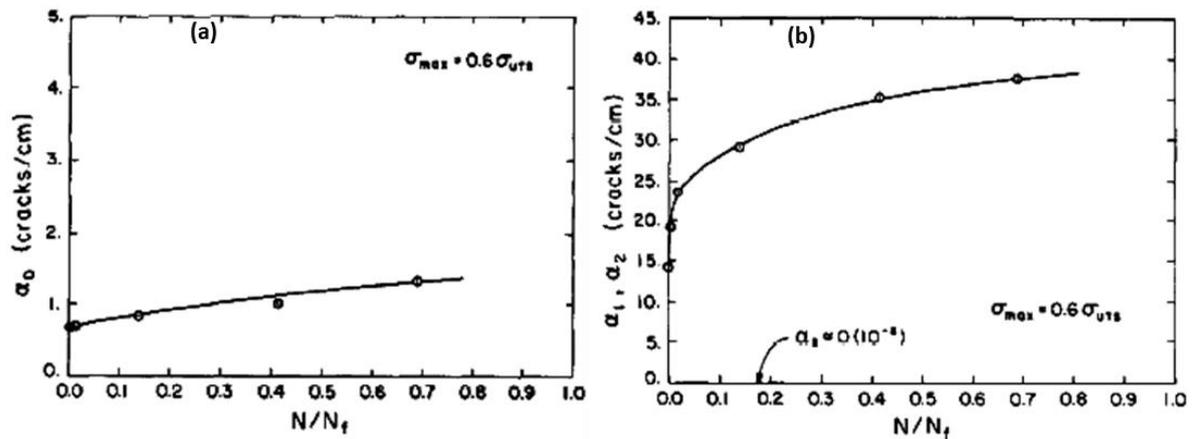
$$G_\theta(\theta) = \alpha_0 + \int_0^\theta \cos \tilde{\theta} (\alpha_1 \cos^4 \tilde{\theta} + \alpha_2 \cos^2 \tilde{\theta} \sin^2 \tilde{\theta}) d\tilde{\theta}$$

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

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  $\theta$  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,  $0^\circ$  est donc la direction privilégiée d'orientation des fissures.

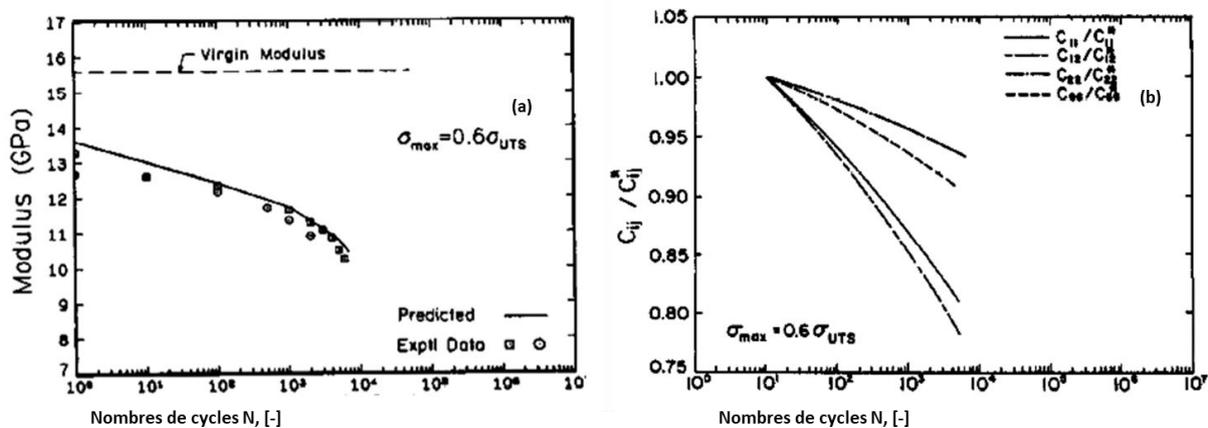
L'évolution des paramètres en fonction du nombre de cycles à sollicitation appliquée constante est présentée en **Figure 5-6 (a) et (b)**. Les deux premiers paramètres  $\{\alpha_0, \alpha_1\}$  augmentent tous deux de façon continue avec le nombre de cycles. En revanche le paramètre  $\alpha_2$  est 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  $\alpha_0$ , (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  $\theta$ . 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  $\sigma^{VM}$  est calculée dans la fibre et alimente la loi de Weibull

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

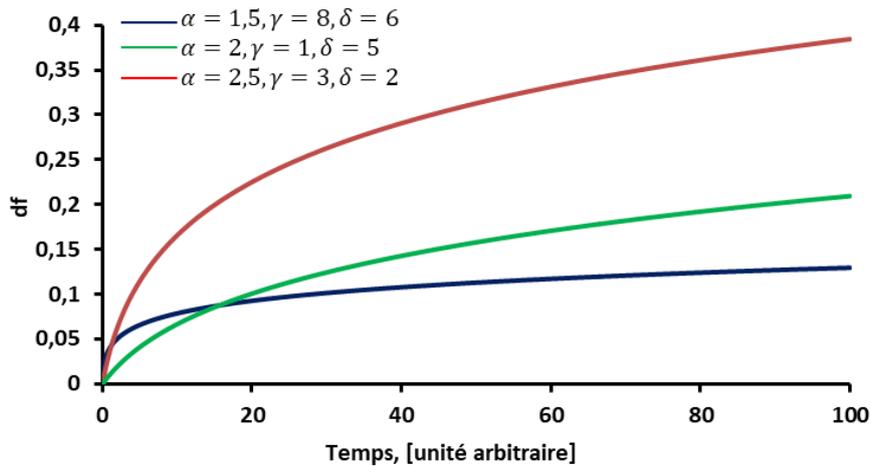
$$d_f = P_{rupt.}(\sigma^{VM})$$
35

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  $\lambda$  du matériau, et deux paramètres traduisant la prise en compte de l'endommagement cumulé  $\{\gamma, \delta\}$ .

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

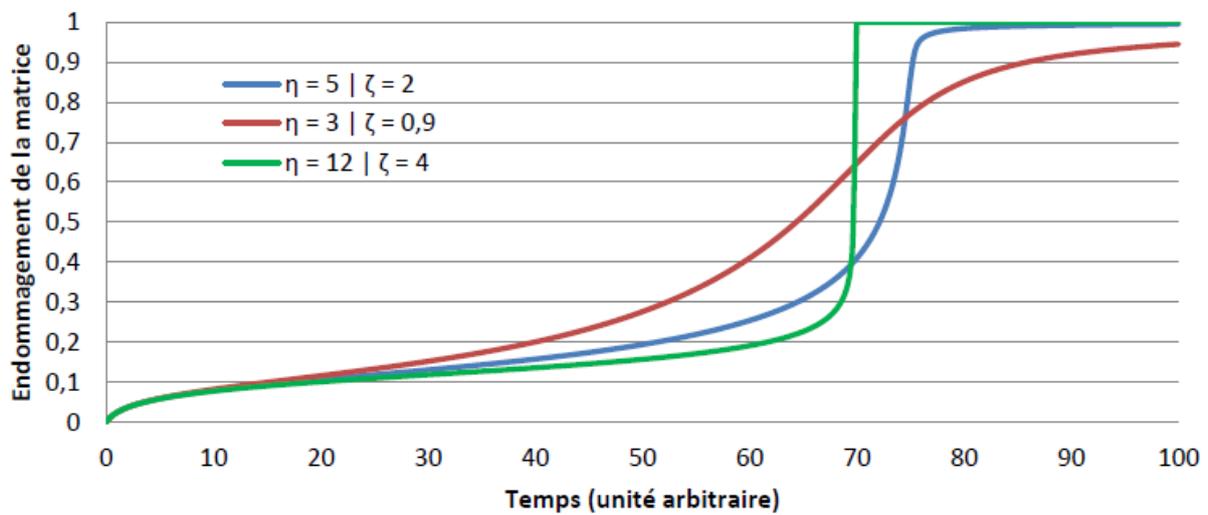
$$\dot{d}_m = \dot{d}_{m,\mu} + \dot{d}_{m,coalescence}$$

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

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

38

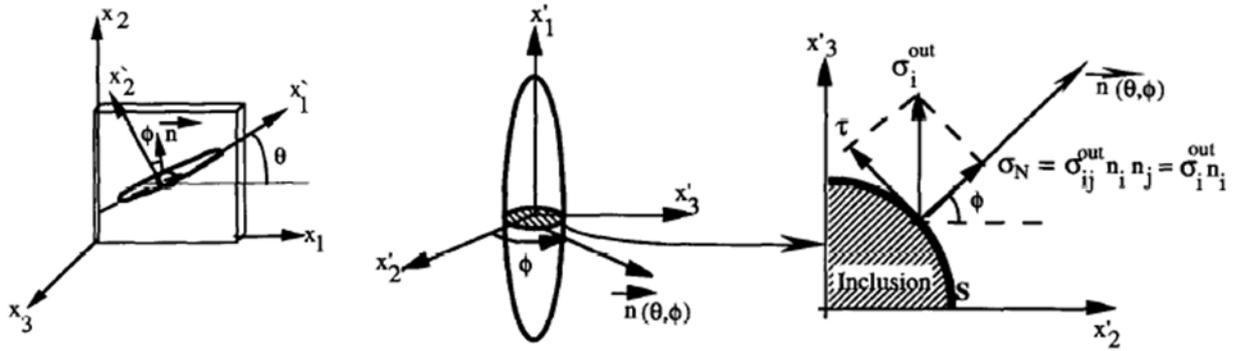
L'évolution de l'endommagement matriciel est présenté en fonction du temps pour un jeu de paramètres  $\{\lambda, \alpha, \gamma, \delta\}$  respectivement égal à  $\{1; 1,5; 5; 5\}$  est présenté en **Figure 5-9**. L'évolution de la cinétique d'endommagement de la coalescence est illustrée pour différentes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

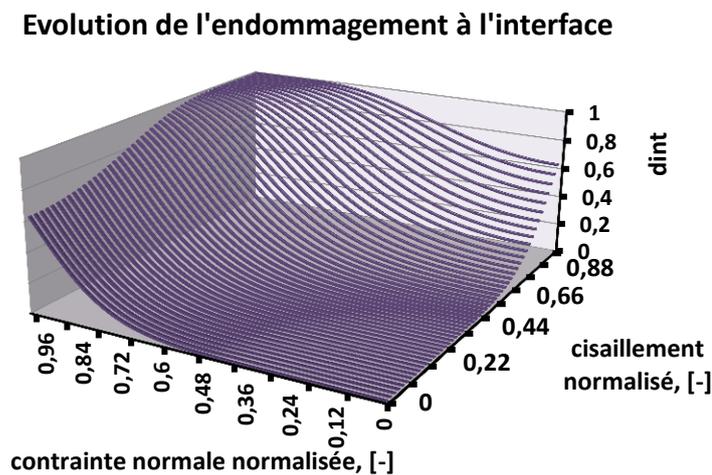
Les composantes normale et tangentielle sont  $\{\sigma_N, \tau\}$  normalisées par leurs valeurs maximales respectives  $\{\sigma_{N,uts}, \tau_{uts}\}$  et sont intégrées dans le calcul du critère quadratique. Lequel est ensuite utilisé comme variable d'une loi de Weibull à deux paramètres afin d'évaluer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

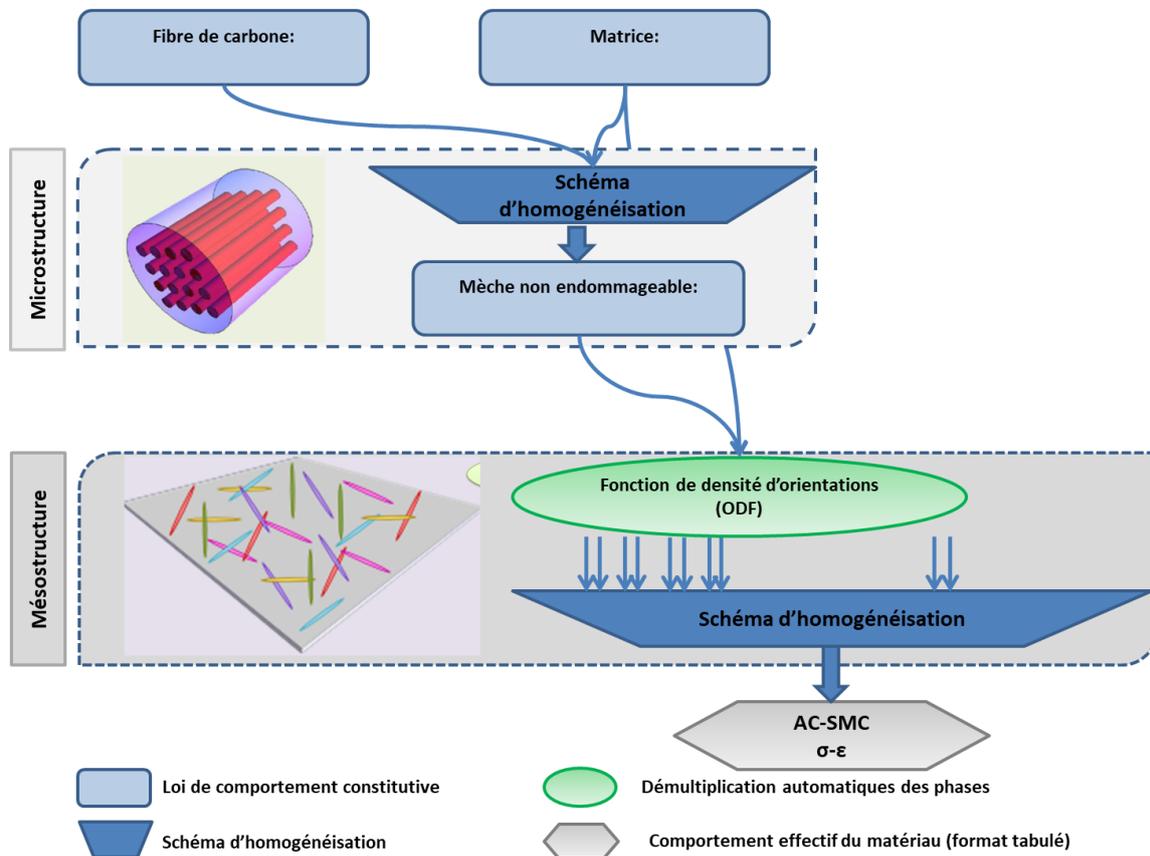
- A l'échelle macroscopique de la structure, l'AC-SMC est considéré comme un matériau homogène continu,
- A l'échelle mésoscopique, les micrographies révèlent une structure dense en amas de mèches de fibres de carbone d'orientation plane. Ces mèches sont effilées et présentent, pour une minorité dans 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

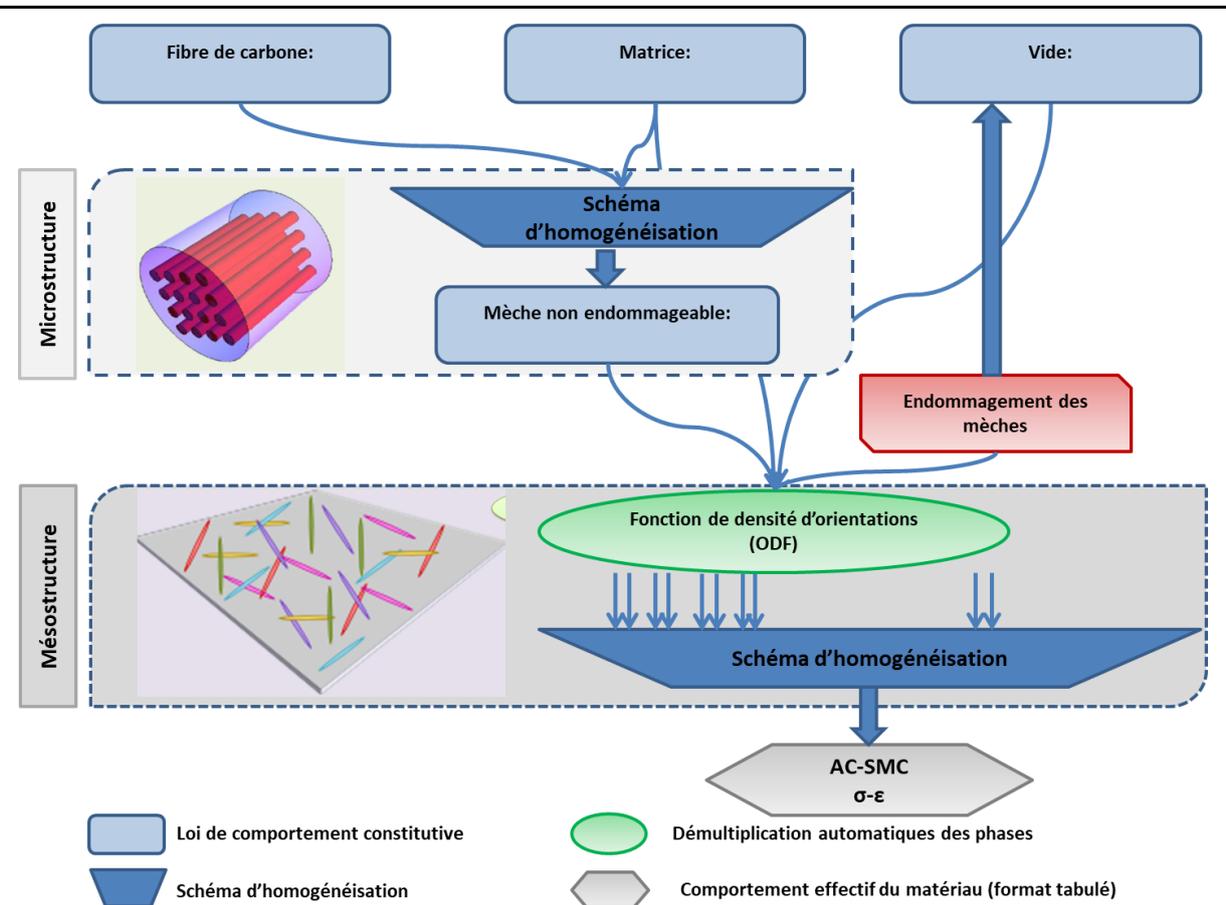
Les travaux présentés dans les chapitres III et IV mettent en évidence les mécanismes d'endommagement observés lors de sollicitation mécanique, et en particulier le rôle prépondérant des interfaces dans le processus de dégradation du matériau, et ce quel que soit les échelles considérées. Ce processus 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  $\nu_{TT}, \nu_{TL}$ ,
- 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  $\nu$ . 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  $\varepsilon_p$  la déformation plastique,  $\varepsilon$  la déformation totale et  $p$  l'incrément de plasticité.

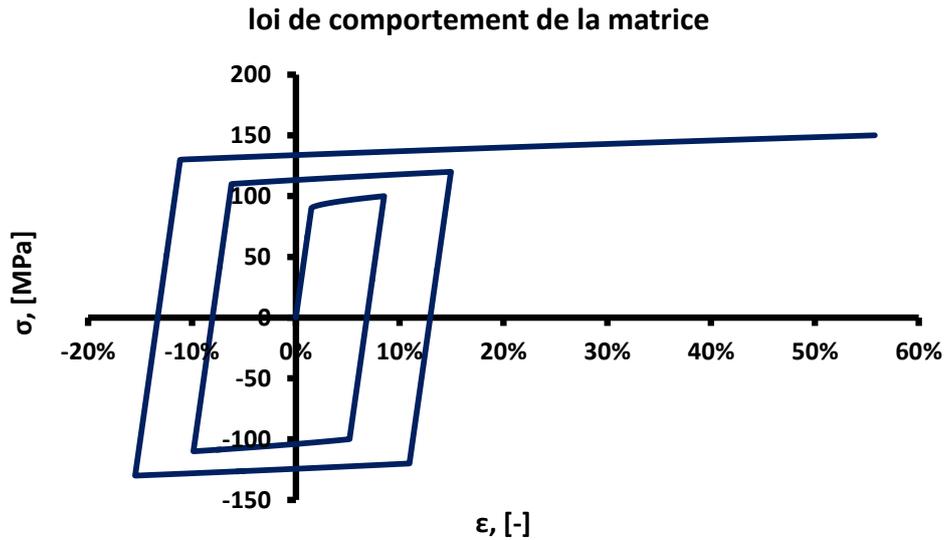
La composante plastique du comportement de la matrice est prise en compte à travers une formulation classique comportant une loi d'écrouissage isotrope  $R(p)$  dont l'évolution est conditionnée par une surface de charge  $f_p(p)$ . Ce qui ajoute trois paramètres à prendre en compte  $\{K_1, n, R_0\}$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

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

43

Avec  $\sigma'$  la composante déviatorique du champ de contrainte et  $\sigma^{VM}$  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  $\xi_i$  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.

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

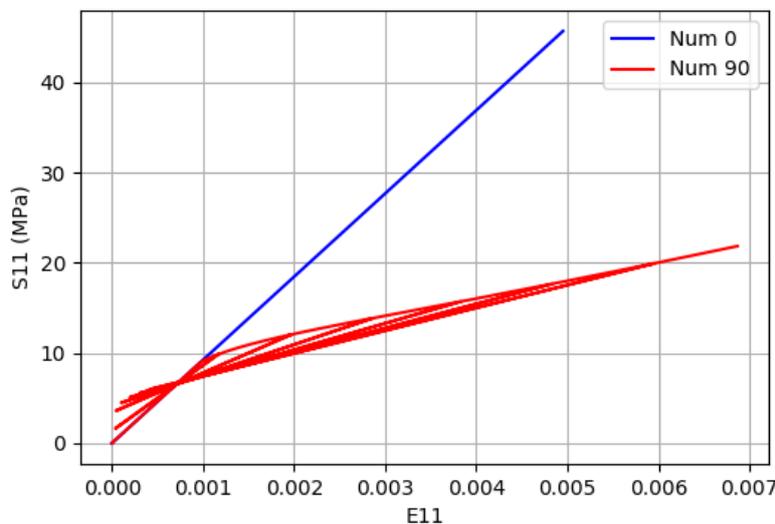
$$c_{b/SMC,i} = (1 - d_{int,i}) c_{b/SMC}^0 \quad 47$$

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

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.

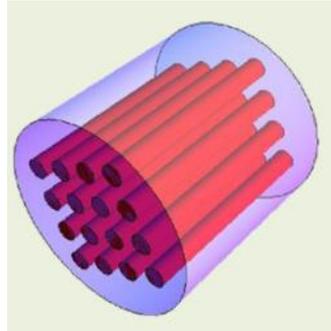
#### 5.2.4 Schéma d'homogénéisation

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**.



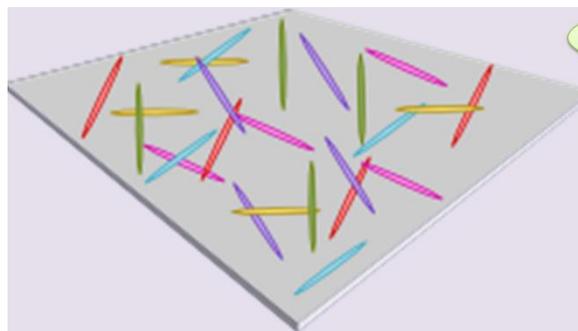
**Figure 5-16** : Schéma de la microstructure de la fibre à la mèche.

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.

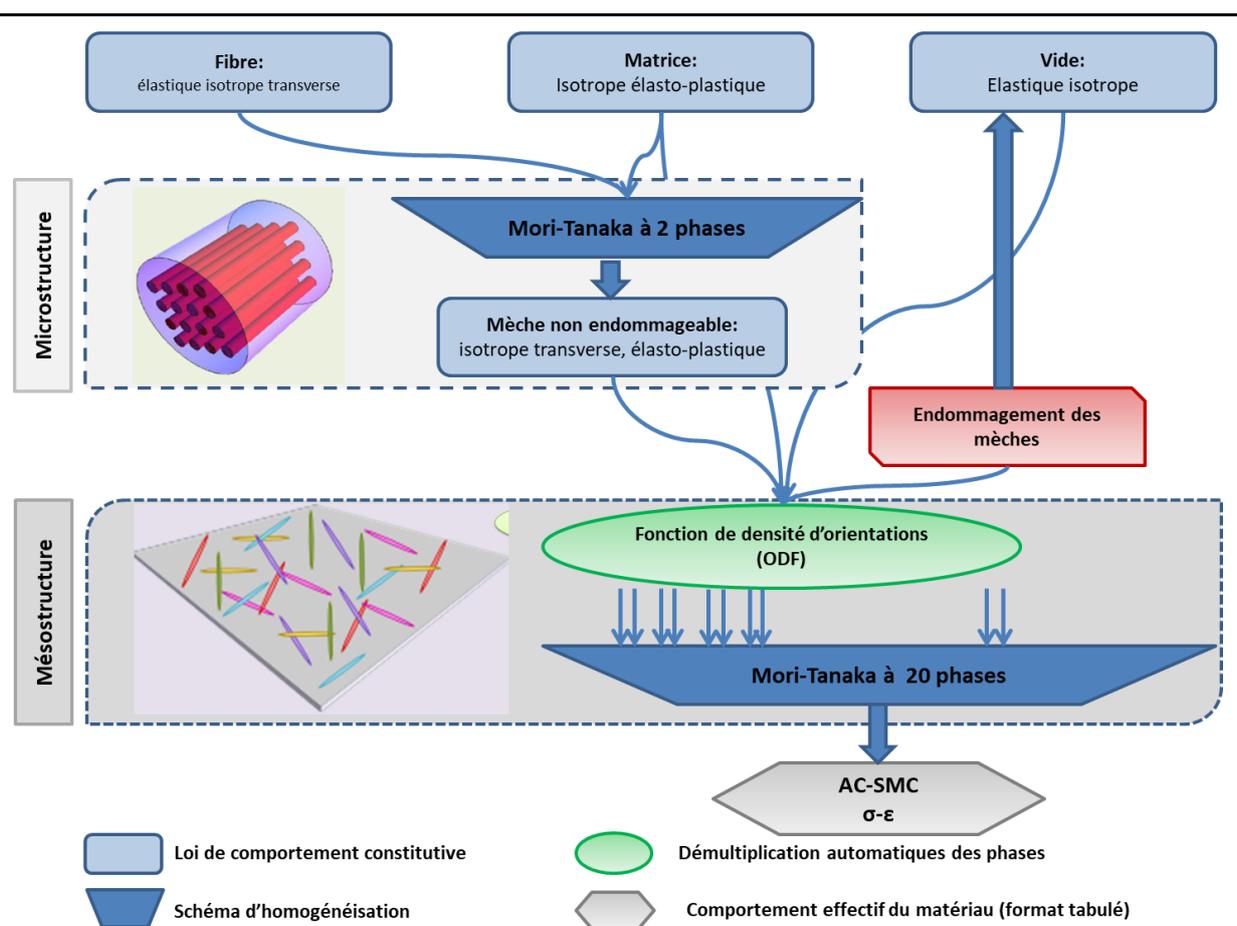
Pour les mêmes raisons que précédemment, le schéma d'homogénéisation choisi est de type Mori-Tanaka à n-phases. Les phases sont la matrice, le vide et les mèches. Celles-ci étant orientées de façon variable dans le plan de thermocompression, la phase de mèches est subdivisée en autant de phases que le 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  $10^\circ$ . 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 $\mu\text{m}$	88 $\mu\text{m}$	1680 $\mu\text{m}$

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

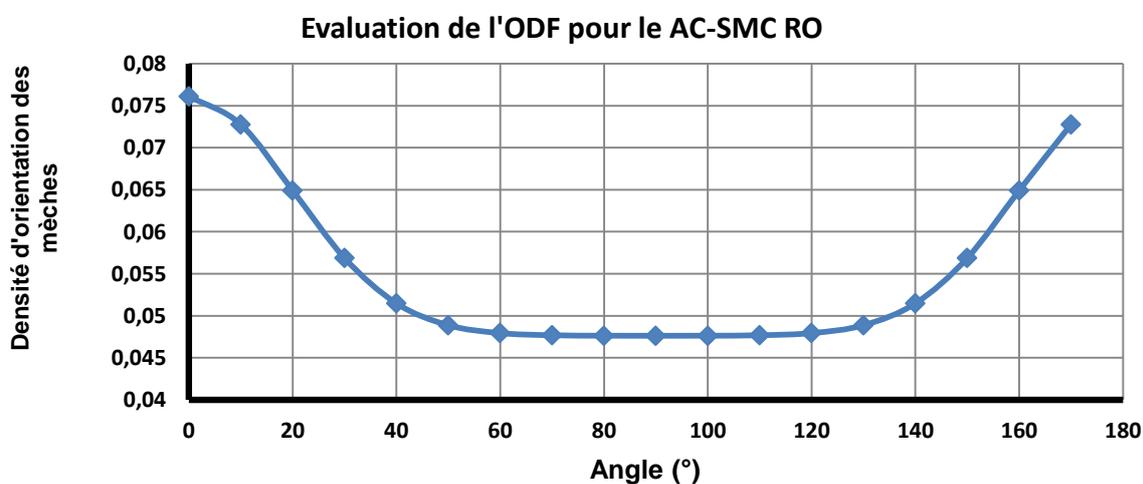
#### 5.3.2 Evaluation de la distribution des orientations de mèches : ODF

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  $45^\circ$  et  $90^\circ$  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  $0^\circ$  et  $180^\circ$  ( $\mu_1 = 0^\circ$  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  $\sigma_0$  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  $360^\circ$  (soit un pas de discrétisation de  $10^\circ$ ). 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  $c_{min} = 0.045$ .

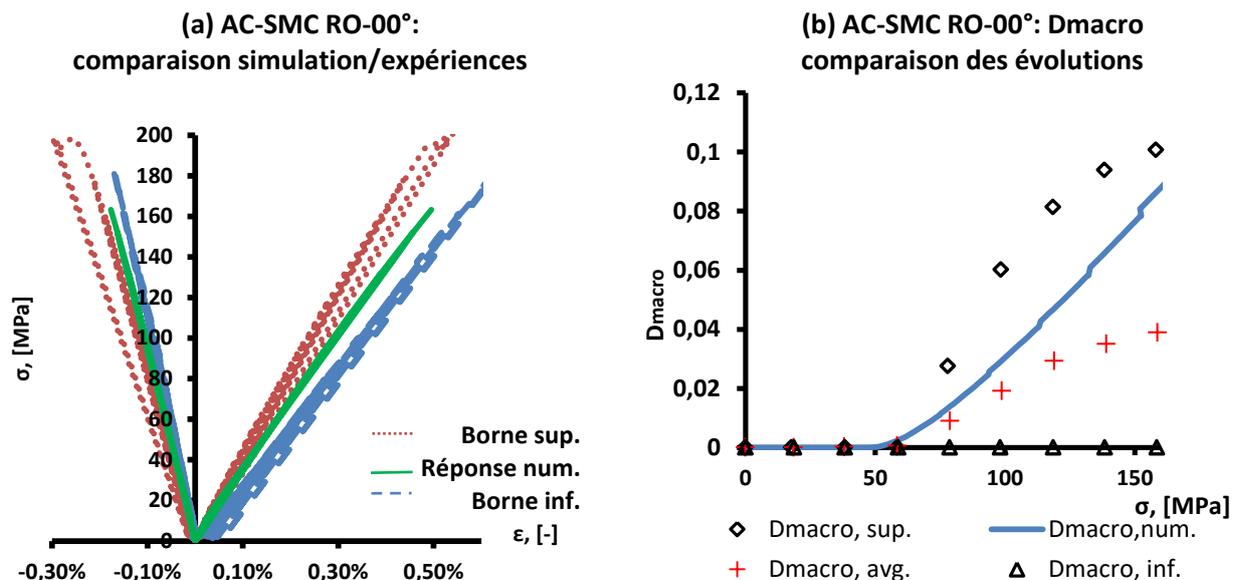


**Figure 5-19:** ODF générée à partir des modules d'élasticités moyens établis dans le chapitre trois.

### 5.3.3 Identification des paramètres du modèle

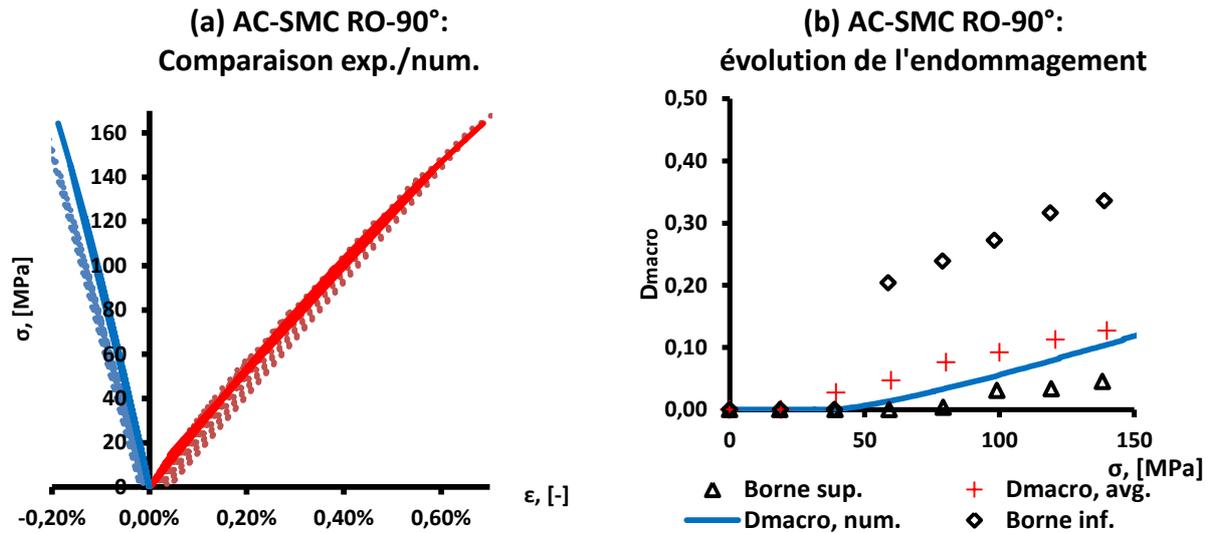
Maintenant que l'ODF est évaluée, les paramètres de plasticité de la matrice et d'endommagement des mèches sont à leur tour identifiés. Cette opération est effectuée à partir de la base de données expérimentale quasi-statique du AC-SMC RO en considérant que les orientations  $0^\circ$  et  $90^\circ$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

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	$k$	$\eta$	$\sigma_{N,uts}$	$m$
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.

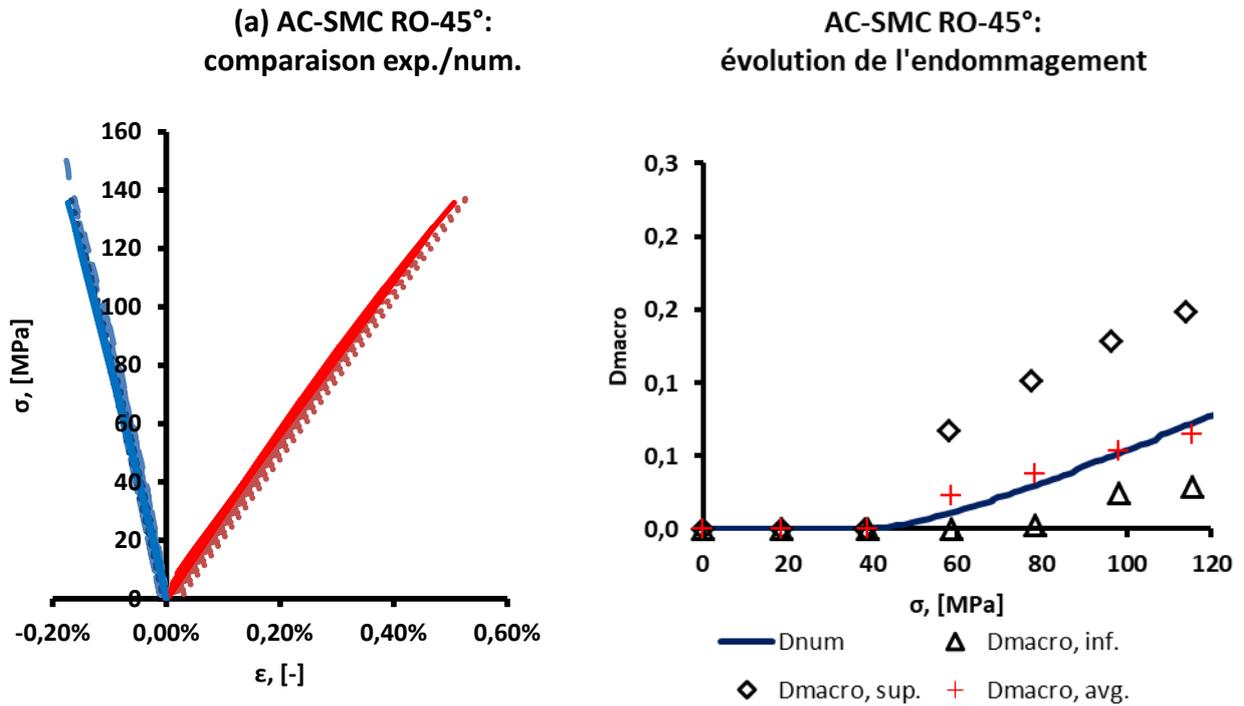


Figure 5-22: Comparaison des prédictions du modèle avec les résultats expérimentaux pour l'AC-SMC orienté à 45°

#### 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

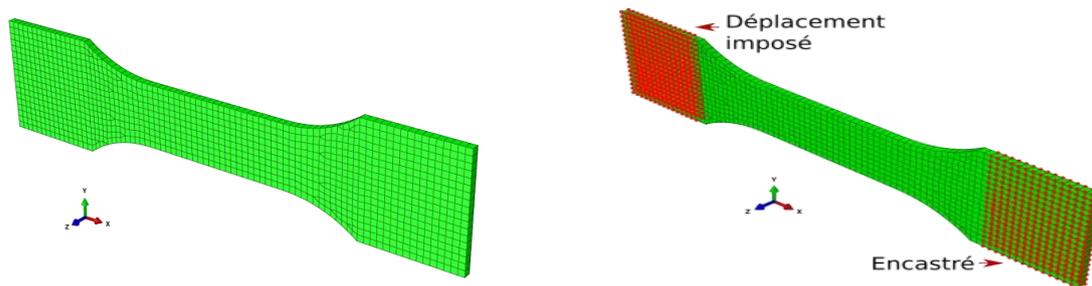
La première structure testée est une éprouvette de traction de type haltère. Trois ODF sont utilisées pour simuler trois configurations du matériau :

- 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  $0^\circ$  est égale à  $2/3$  de la concentration de mèche à  $90^\circ$ . 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.

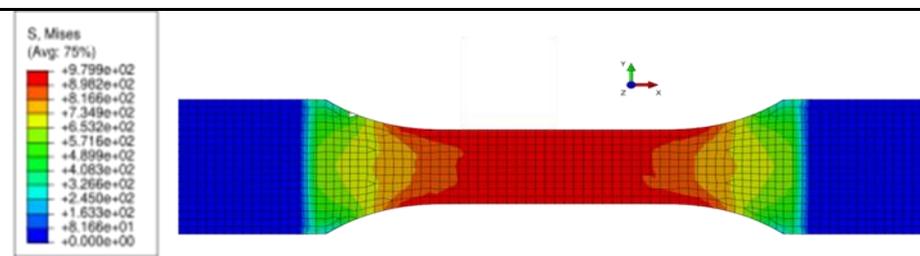


**Figure 5-23:** Géométrie, maillage et conditions aux limites du modèle « éprouvette de traction ».

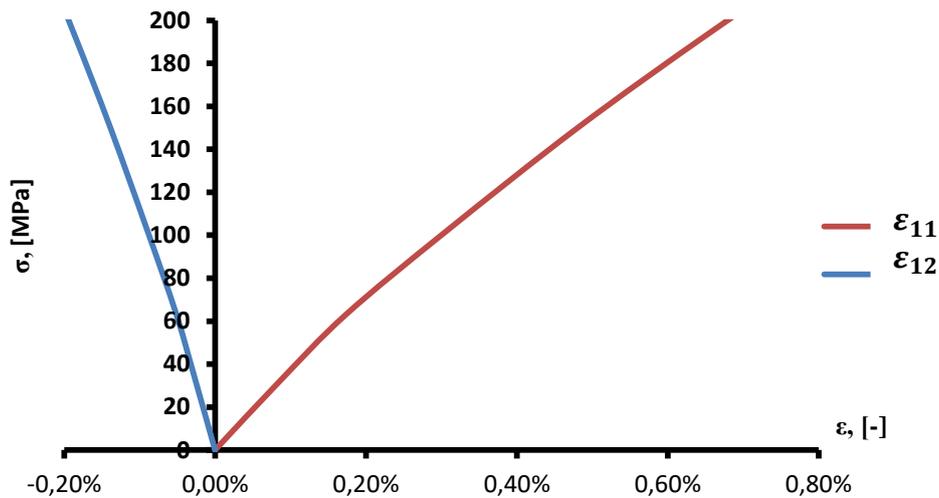
#### 5.4.1.2 Matériau parfaitement RO

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.

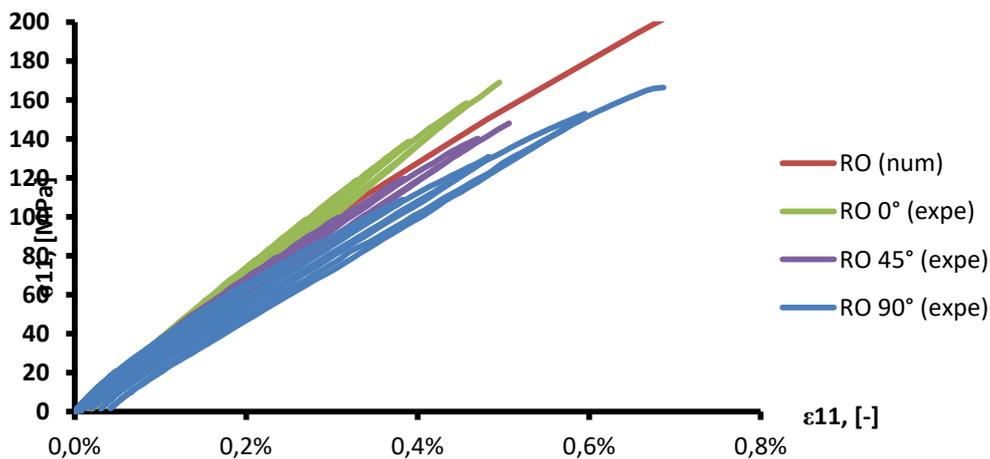


**Figure 5-24:** Champs de contraintes de Von Mises d'une éprouvette de traction de AC-SMC avec une ODF totalement RO soumise à une traction uni-axiale.



**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.



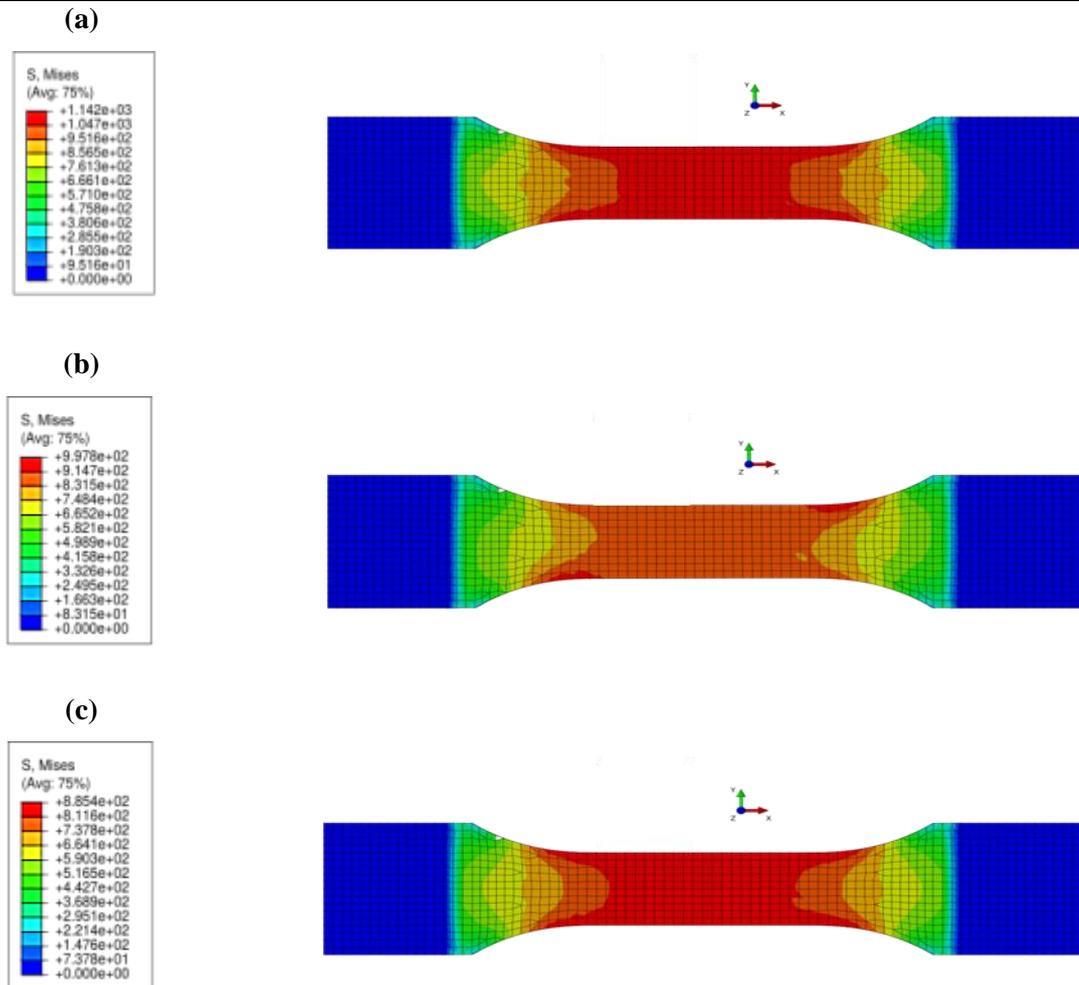
**Figure 5-26:** Comparaison simulation EF (avec une ODF parfaitement RO) vis-à-vis des résultats expérimentaux sur un essai de traction uni-axiale de AC-SMC.

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

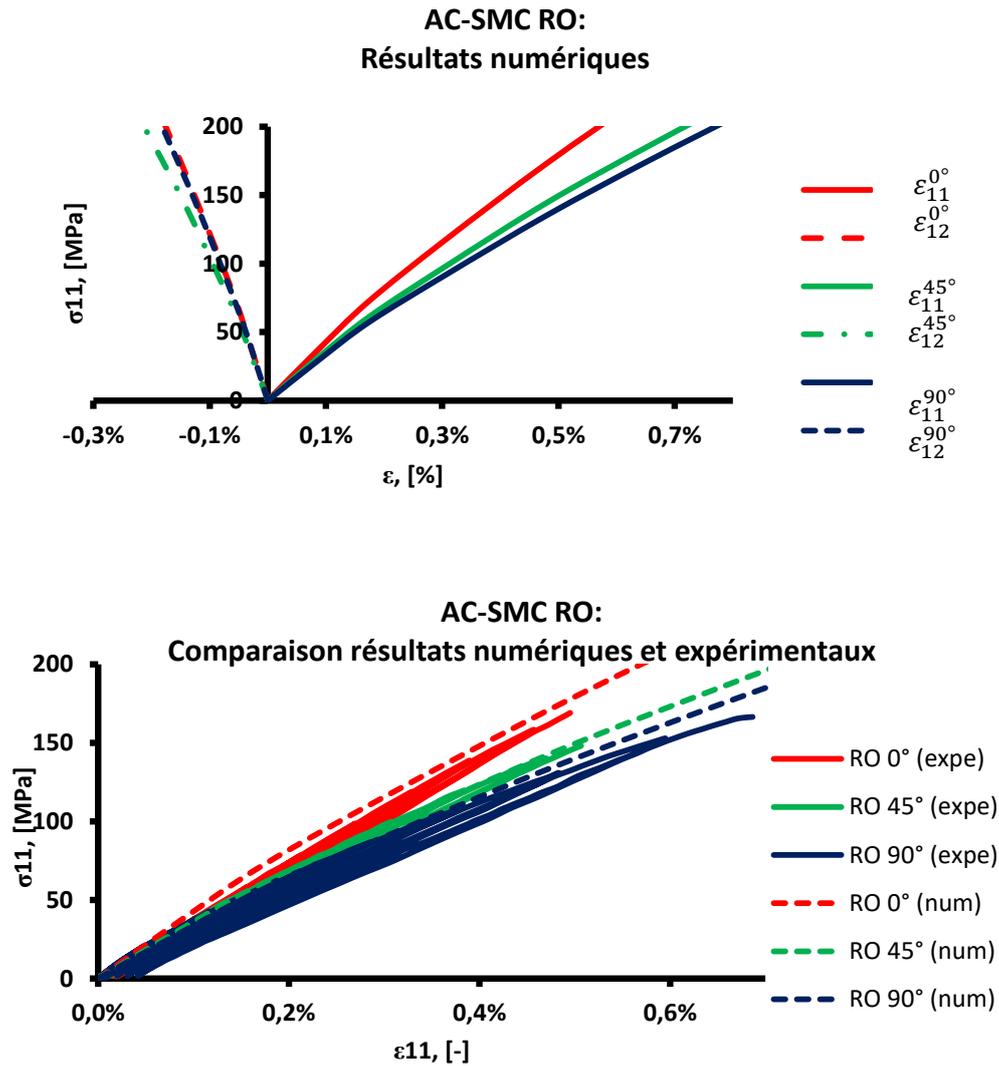
Dans cette partie, l'ODF identifiée sur les essais expérimentaux RO est exploitée. La **Figure 5-27** représente le champ de contrainte de Von Mises dans l'éprouvette en fin de simulation. Elle montre que l'orientation du matériau influe bien sur le comportement du composite. La **Figure 5-28** montre 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  $0^\circ$ .



**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  $0^\circ$  (a),  $45^\circ$  (b) et  $90^\circ$  (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  $0^\circ$  représente les  $2/3$  de la concentration de mèches orientées à  $90^\circ$ .

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.

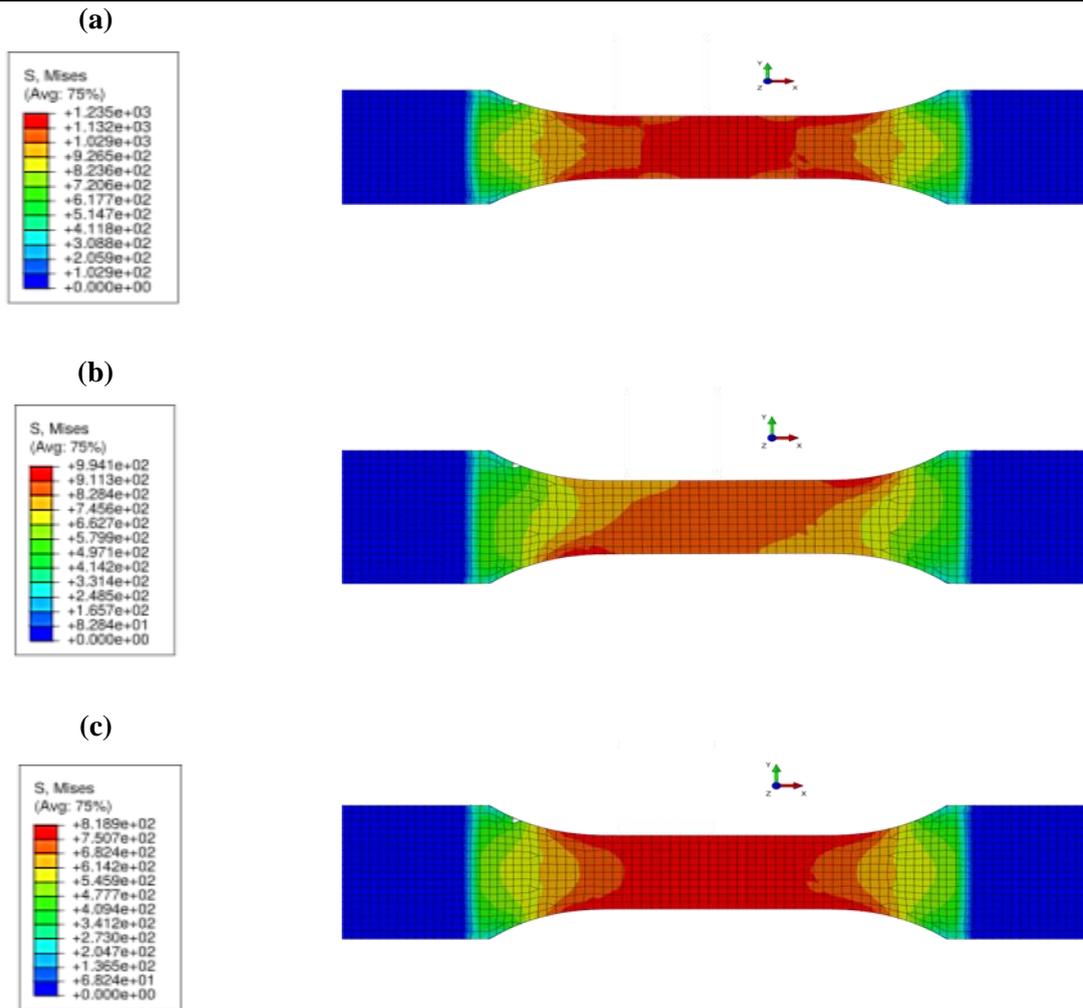


Figure 5-29: Champs de contraintes de Von Mises d’une éprouvette de traction de AC-SMC avec une ODF HO soumise à une traction uni-axiale à  $0^\circ$  (a),  $45^\circ$  (b) et  $90^\circ$  (c).

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

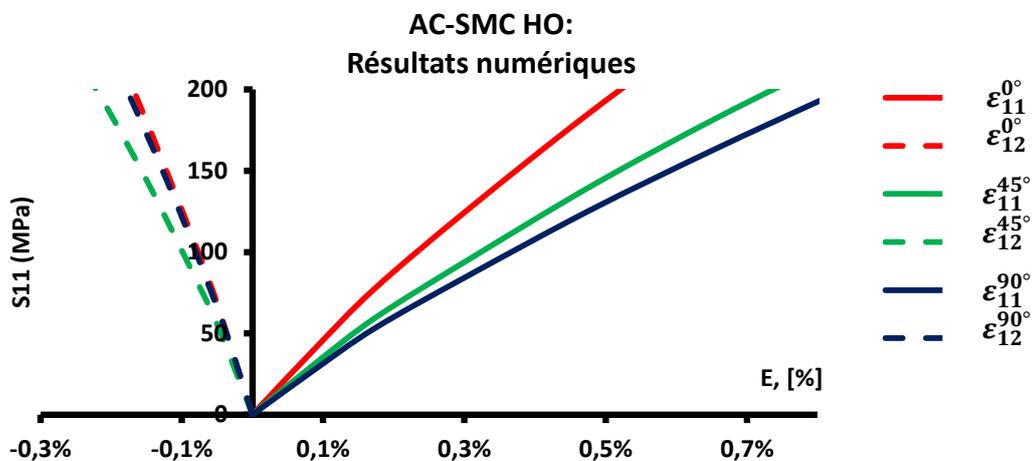


Figure 5-30: Loi de comportement d’une éprouvette de traction de AC-SMC avec une ODF HO soumise à une traction uni-axiale à  $0^\circ$ ,  $45^\circ$  et  $90^\circ$ .

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

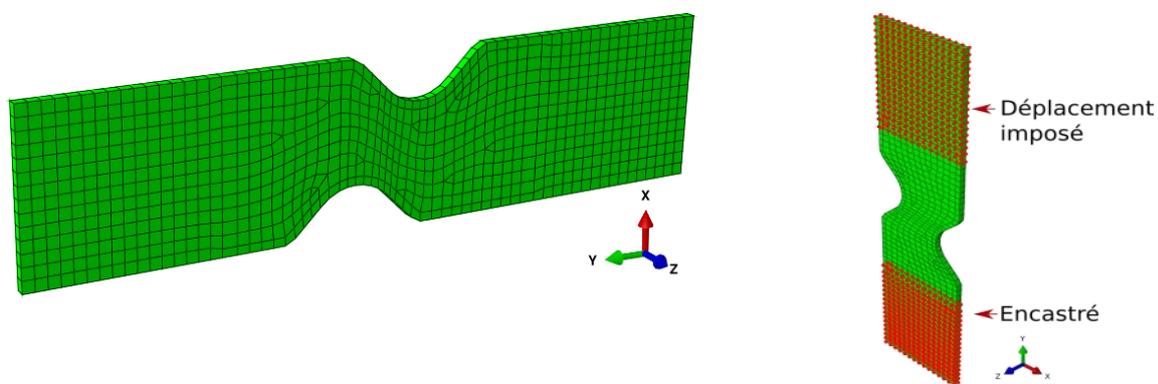
#### 5.4.2 Structure en deux dimensions : Eprouvette Meuwissen

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

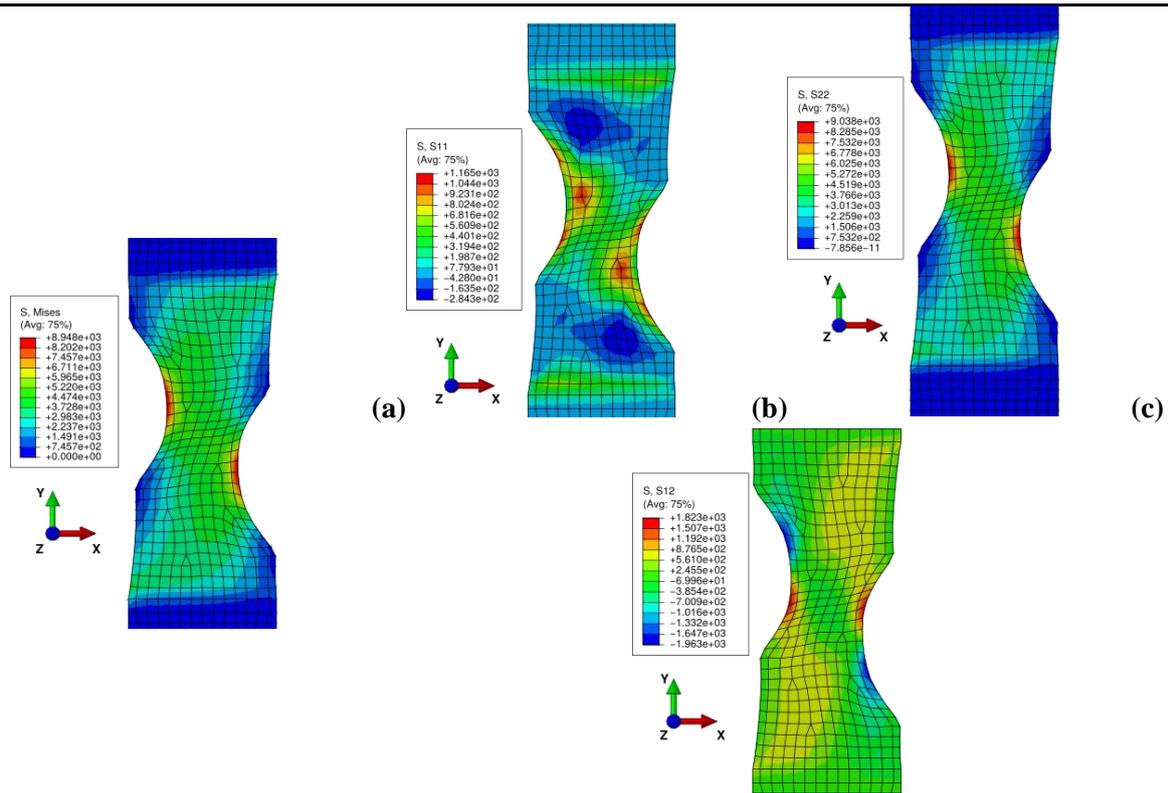
La **Figure 5-31** montre la géométrie, le maillage et les conditions aux limites de l'éprouvette de type Meuwissen induisant un champ de déformation hétérogène. Comme pour l'éprouvette de traction, les déplacements sont bloqués à une extrémité de l'éprouvette et un déplacement est imposé de l'autre 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».

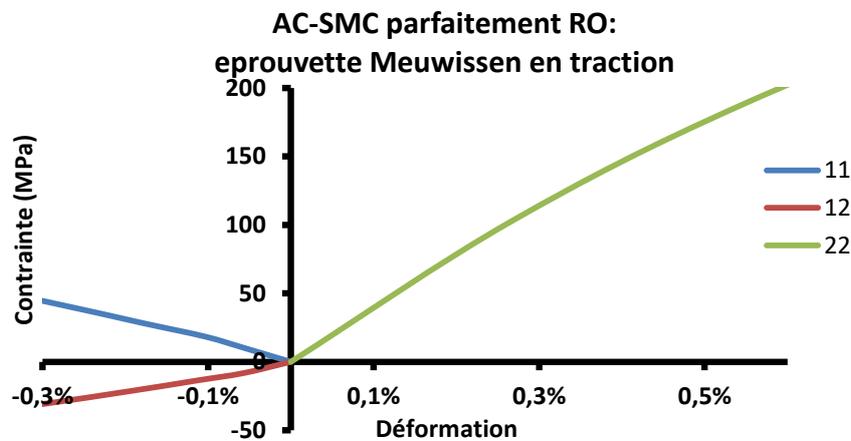
##### 5.4.2.2 Cas du matériau parfaitement RO

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.

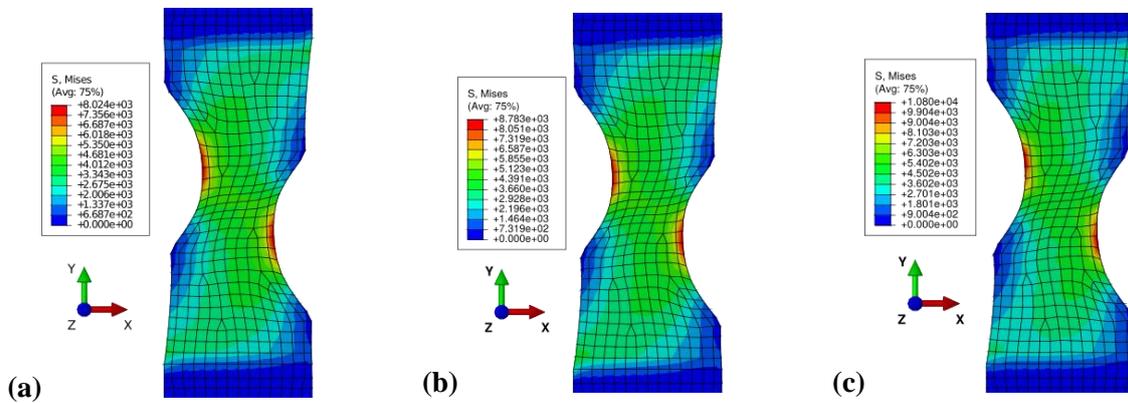
La **Figure 5-33** représente les déformations et contraintes relevées sur un nœud du maillage situé sur le centre géométrique de l'éprouvette. Sur celle-ci, trois courbes sont représentées :  $\epsilon_{11}-\sigma_{11}$ ,  $\epsilon_{22}-\sigma_{22}$  et  $\epsilon_{12}-\sigma_{12}$ . Cette figure montre 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 ( $\epsilon_{ab}$  Vs  $\sigma_{ab}$ ) sur une éprouvette Meuwissen de AC-SMC avec une ODF parfaitement RO soumise à une traction uni-axiale.

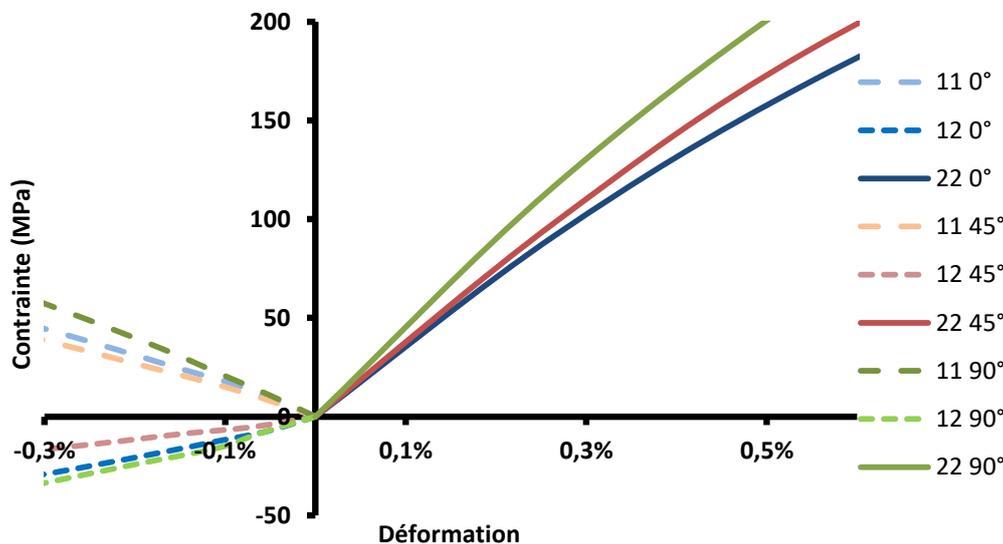
5.4.2.3 Cas du AC-SMC RO réel

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.

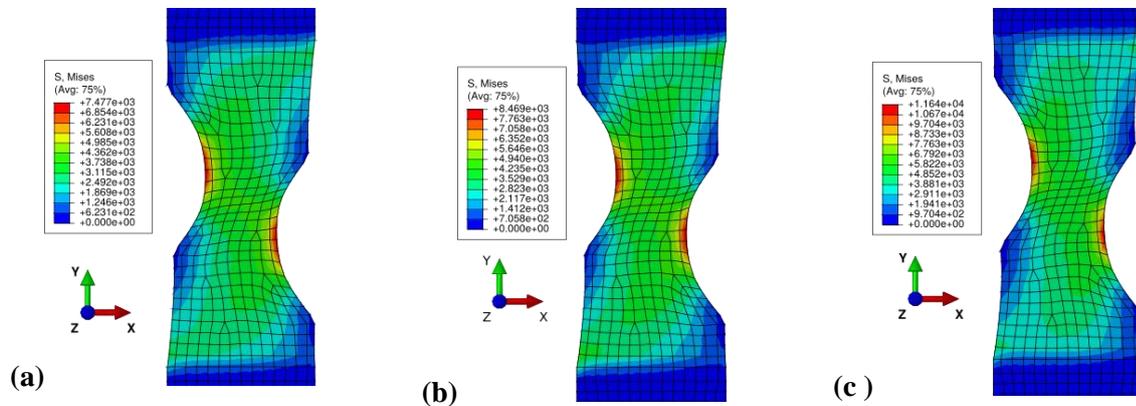


**Figure 5-35:** Contraintes VS déformations dans les directions principalement sollicitées ( $\epsilon_{ab}$  Vs  $\sigma_{ab}$ ) sur une éprouvette Meuwissen de AC-SMC avec une ODF RO identifiée soumise à une traction uni-axiale à 0°, 45° et 90°.

5.4.2.4 Cas du AC-SMC HO

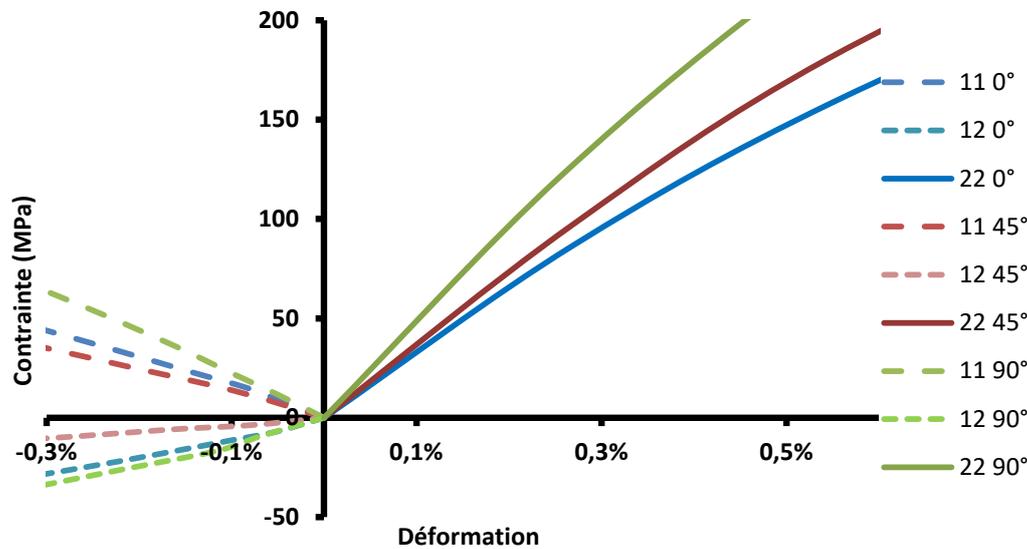
La **Figure 5-36** représente le champ de contrainte de Von Mises dans l'éprouvette en fin de simulation. La **Figure 5-37** représente les déformations et contraintes dans différentes directions ( $\epsilon_{11}-$

$\sigma_{11}$ ,  $\varepsilon_{22}$ - $\sigma_{22}$  et  $\varepsilon_{12}$ - $\sigma_{12}$ ) 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 ( $\varepsilon_{ab}$ - $\sigma_{ab}$ ) 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

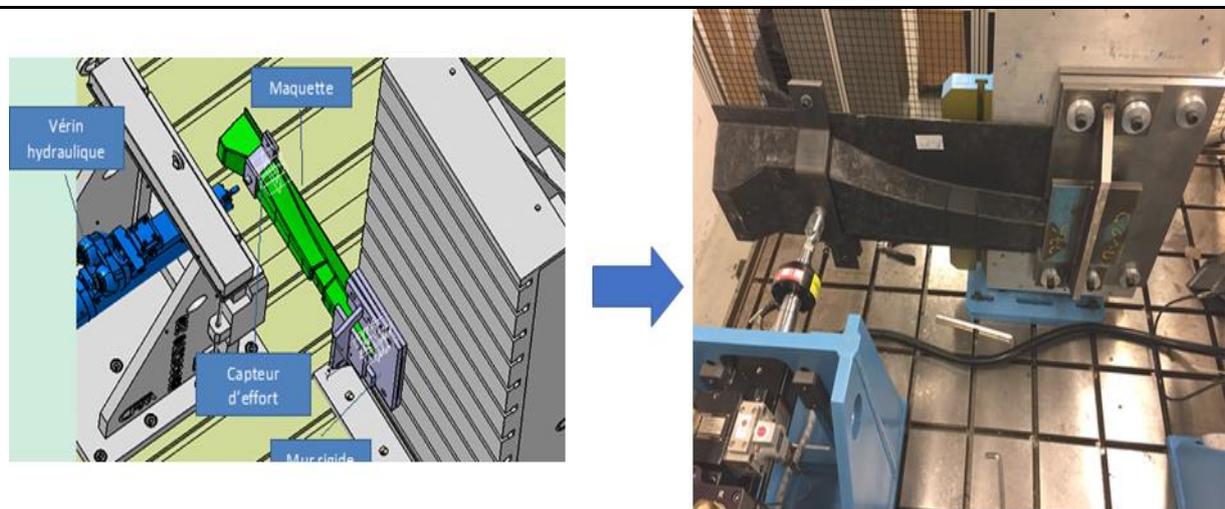
Afin de tester la loi de comportement sur une structure plus complexe, celle-ci est appliquée à la pièce école développée et utilisée dans le cadre du projet.

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.

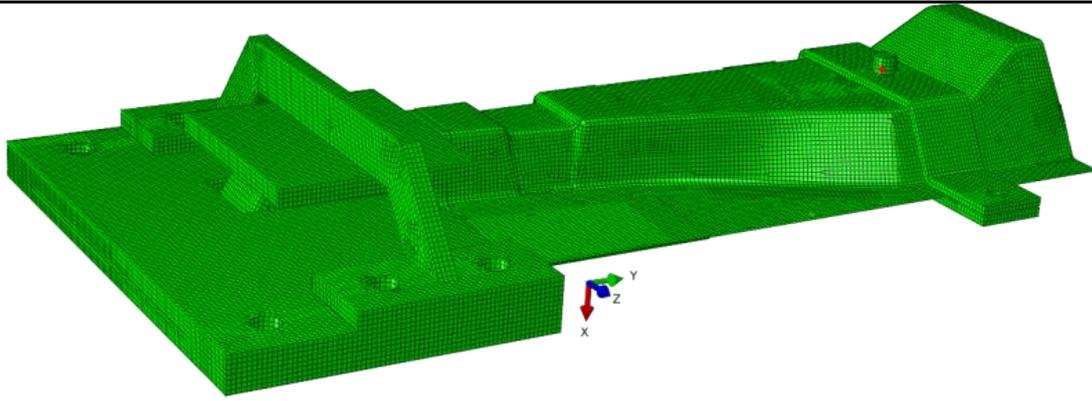
#### 5.4.3.1 Géométrie du modèle

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.

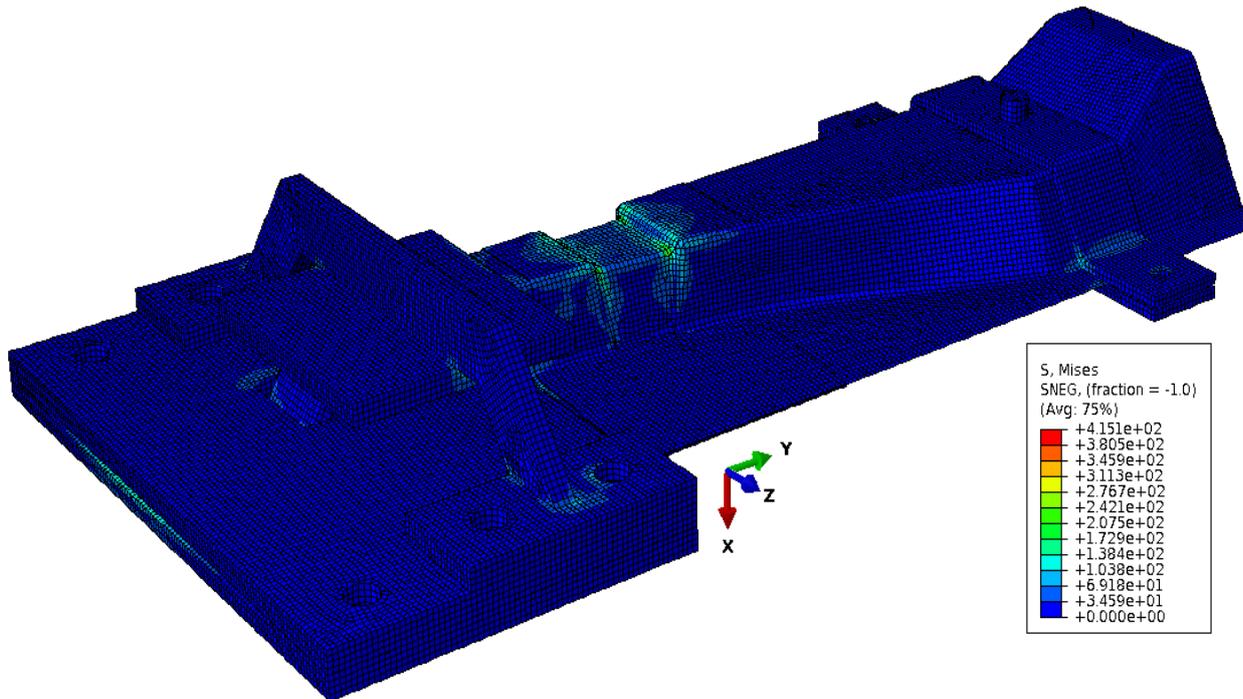
La **Figure 5-39** montre la géométrie du modèle. Le maillage est plus complexe que sur les éprouvettes de traction. Celui-ci mêle des pièces en composites et des pièces en aciers (exemple : le socle), différents types de mailles (tétraèdres et hexaèdres) et différentes dimensions d'éléments (shells 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.