Elaboration d'un outil numérique reliant les échelles micro/méso d'un composite thermoplastique sensible à l'humidité et à la température en quasi-statique

Anh Tuan Dau

▶ **To cite this version:**

Anh Tuan Dau. Elaboration d'un outil numérique reliant les échelles micro/méso d'un composite thermoplastique sensible à l'humidité et à la température en quasi-statique. Génie mécanique [physics.class-ph]. École centrale de Nantes, 2019. Français. NNT : 2019ECDN0004 . tel-02149967

HAL Id: tel-02149967

https://theses.hal.science/tel-02149967

Submitted on 6 Jun 2019

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

UNIVERSITE BRETAGNE SCIENCES LOIRE POUR L'INGENIEUR

CENTRALE NANTES

THESE DE DOCTORAT DE

L'ÉCOLE CENTRALE DE NANTES
COMUE UNIVERSITE BRETAGNE LOIRE

ECOLE DOCTORALE N° 602
Sciences pour l'Ingénieur
Spécialité : *Génie mécanique*

Par
Anh-Tuan DAU

« Elaboration d'un outil numérique reliant les échelles micro/méso d'un composite thermoplastique sensible à l'humidité et à la température en quasi-statique »

Thèse présentée et soutenue à l'Ecole Centrale de Nantes, le 23-01-2019
Unité de recherche : Institut de Recherche En Génie Civil et Mécanique – GeM (UMR CNRS 6183)

Rapporteurs avant soutenance :

Federica Daghia	Maître de Conférence HDR, ENS Cachan
Franck Lauro	Professeur des Universités, Université Polytechnique Hauts-de-France

Composition du Jury :

Président :	Zoheir Aboura	Professeur des Universités, Université de technologie de Compiègne
Examinateurs :	Laurent Guillaumat	Professeur des Universités, Arts et Métiers ParisTech Angers
	Mamadou Abdoul Mbacke	Docteur-Ingénieur, IRT Jules Verne
Dir. de thèse :	Patrick Rozycki	Maitre de Conférences HDR, Ecole Centrale de Nantes

A ma copine, Hong-Hanh,
A ma mère et ma sœur.

Remerciements

Je tiens à remercier l'IRT Jules Verne d'avoir financé mes travaux de thèse dans le cadre du projet COPERSIM Crash ainsi que l'ensemble des différents partenaires du projet, à savoir : Faurecia, Flex-N-Gate, le laboratoire GeM de l'Ecole Centrale de Nantes, l'IRT Jules Verne, PSA-Group, Renault et Solvay.

Je remercie le Professeur Nicolas MOËS de m'avoir accueilli au sein de l'équipe Modélisation et Simulations de l'Institut de Recherche en Génie Civil et Mécanique (GeM) et je remercie aussi M. Tanguy MORO et Mme. Gaëlle GUYADER de m'avoir accueilli respectivement au sein de l'équipe Simulation de l'IRT Jules Verne et du projet COPERSIM Crash.

Je tiens tout particulièrement à remercier mon directeur de thèse, M. Patrick ROZYCKI et mon encadrement industriel, M. Mamadou MBACKE, pour avoir encadré ce travail, ainsi que pour leur patience, leurs encouragements et leurs nombreux et précieux conseils scientifiques qui m'ont permis d'aboutir à la réalisation de ce travail. J'exprime ma profonde gratitude à M. Patrick ROZYCKI de m'avoir fortement aidé dans la rédaction et la mise en forme de ce présent mémoire de thèse.

J'adresse également un grand et profond merci à mes collègues du laboratoire GeM et de l'IRT Jules Verne : Tuan-Linh, Yanick, Simon, Hong-Duc, Alina, Dasha et Benjamin. Merci pour votre aide dans le travail et ma vie personnelle.

Un merci particulier à l'ensemble de mon jury de thèse qui s'est intéressé à ces travaux et a accepté d'en juger la qualité.

Un merci tout particulier à Paul YVAIN qui m'a appris énormément sur l'utilisation du logiciel CATIA V5.

Je remercie tout particulièrement Siavash GHABEZLOO, chercheur au laboratoire Navier - Ecole des Ponts ParisTech et le Professeur Adinel GAVRUS à l'INSA de Rennes, qui m'ont encouragé et recommandé de faire un doctorat.

J'aimerais également joindre une partie de mes remerciements à ma chérie qui a su me soutenir et me rassurer dans les moments les plus stressants.

Enfin, je remercie de tout mon cœur ma famille et mes amis pour leur soutien tout au long de ces années.

Sommaire

LISTE DES FIGURES **9**

LISTE DES TABLEAUX **13**

INTRODUCTION **15**

CHAPITRE 1 - ETAT DE L'ART **17**

1. LES MATERIAUX COMPOSITES TISSES 18
   - *1.1 Généralités* *18*
   - *1.2 Avantages à l'utilisation des composites tissés à matrice thermoplastique* *19*
2. REVUE DES ETUDES EXPERIMENTALES ET NUMERIQUES SUR LE COMPORTEMENT DE COMPOSITES TISSES A MATRICE THERMOPLASTIQUE 20
   - *2.1 Spécificités du comportement en traction* *20*
   - *2.2 Comportement expérimental* *21*
   - *2.3 Lois de comportement existantes* *25*
   - *2.4 Conclusion générale* *27*
3. REVUE DES METHODES D'HOMOGENEISATION ET DE MODELISATIONS MULTI-ECHELLES POUR MATERIAUX COMPOSITES 28
   - *3.1 Généralités sur l'homogénéisation* *28*
   - *3.2 Homogénéisation de composites tissés en quasi-statique* *29*
   - *3.3 Homogénéisation du composite tissé en dynamique* *34*
   - *3.4 Conclusion générale* *36*
4. REVUE A PROPOS DES CONSTITUANTS DU COMPOSITE TISSE RETENU 37
   - *4.1 Fibre de verre* *37*
   - *4.2 Polyamide 66* *39*
   - *4.3 Conclusion générale* *47*
5. DESORPTION ET ABSORPTION D'EAU – ETUDE ET MODELISATION 48
   - *5.1 Désorption et conditionnement (HR)* *48*
   - *5.2 Etude et modélisation de la diffusion d'eau dans les composites* *49*
   - *5.3 Conclusion générale* *50*
6. SYNTHESE DU CHAPITRE 50
7. BIBLIOGRAPHIE 51

CHAPITRE 2 - CARACTERISATIONS EXPERIMENTALES DU PA66 ET DU SERGE 2X2 VERRE/PA66 ..... **61**

1. CARACTERISATION EXPERIMENTALE DU COMPORTEMENT DU POLYMERE PA66 62
   - *1.1 Spécifications expérimentales* *62*
   - *1.2 Températures de transition vitreuse du PA66* *64*
   - *1.3 Essais quasi-statiques sur le polymère PA66* *65*
   - *1.4 Essais dynamiques sur le polymère PA66* *68*
   - *1.5 Conclusion générale* *73*
2. SYNTHESE DU COMPORTEMENT EXPERIMENTAL DU COMPOSITE SERGE 2X2 VERRE/PA66 73
   - *2.1 Rappels sur la campagne expérimentale menée* *74*
   - *2.2 Synthèse du comportement en quasi-statique du composite thermoplastique sergé 2x2 Verre/PA66* *75*
   - *2.3 Synthèse du comportement en dynamique du composite thermoplastique sergé 2x2 Verre/PA66* *76*
   - *2.4 Conclusion générale* *78*
3. SYNTHESE DU CHAPITRE 79

CHAPITRE 3 - LOIS DE COMPORTEMENT POUR LE PA66 ET LE TORON VERRE/PA66 ..... **81**

1. MODELE DE COMPORTEMENT POUR LA MATRICE PA66 82
   - *1.1 Cadre théorique de la loi de comportement pour la matrice PA66* *82*
   - *1.2 Algorithme* *84*
   - *1.3 Procédure d'identification des paramètres de la loi* *85*
   - *1.4 Validations numériques des développements pour le PA66 en quasi-statique* *91*
   - *1.5 Conclusion générale et perspectives* *94*
2. MODELE DE COMPORTEMENT POUR LE TORON VERRE/PA66 95
   - *2.1 Cadre théorique de la loi de comportement pour le toron Verre/PA66* *96*

2.2 Algorithme ... *98*
2.3 Modélisation par homogénéisation du comportement non-linéaire en quasi-statique du toron ... *99*
2.4 Procédure d'identification des paramètres de la loi ... *105*
2.5 Validations numériques des développements pour le toron Verre/PA66 en quasi-statique ... *110*
2.6 Conclusion générale et perspectives ... *113*
3. SYNTHESE DU CHAPITRE ... 114
4. BIBLIOGRAPHIE ... 115

CHAPITRE 4 - HOMOGENEISATION ELASTIQUE DU COMPOSITE SERGE 2X2 VERRE/PA66 ... 117

1. INTRODUCTION ... 118
2. PRINCIPE DE L'HOMOGENEISATION EN ELASTICITE LINEAIRE ... 118
2.1 Approche théorique pour l'homogénéisation PBC ... *119*
2.2 Homogénéisation en élasticité linéaire ... *121*
2.3 Approche numérique dans Abaqus sous forme de script python ... *122*
3. GEOMETRIE PARAMETRISABLE ET MAILLAGE PERIODIQUE DU VER DU COMPOSITE SERGE 2X2 ... 123
3.1 Géométrie par CATIA V5 ... *124*
3.2 Méthodologie de maillage du VER sur Abaqus ... *125*
4. IDENTIFICATION DES PROPRIETES ELASTIQUES DU COMPOSITE SERGE 2X2 ... 126
4.1 Echelle du Toron (échelle microscopique) ... *127*
4.2 Echelle du composite Sergé 2x2 (échelle mésoscopique) ... *128*
4.3 Conclusion générale et perspectives ... *129*
5. SYNTHESE DU CHAPITRE ... 130
6. BIBLIOGRAPHIE ... 131

CHAPITRE 5 - PROPOSITION D'UNE METHODOLOGIE POUR IDENTIFIER LE COMPORTEMENT DU SERGE ... 133

1. INTRODUCTION ... 134
2. REPRESENTATION D'UN ESSAI DE TRACTION SUR UN SERGE 2X2 A [Θ°] ... 134
3. TRACTION LONGITUDINALE DU COMPOSITE SERGE 2X2 EN QUASI-STATIQUE A 23°C ... 136
3.1 Résultats de la simulation numérique d'homogénéisation en quasi-statique à HR50 et à 23°C ... *137*
3.2 Résultats de la simulation numérique d'homogénéisation en quasi-statique à HR85 et à 23°C ... *138*
3.3 Conclusion générale et perspectives ... *139*
4. TRACTION EN CISAILLEMENT DU COMPOSITE SERGE 2X2 EN QUASI-STATIQUE A 23°C ... 139
4.1 Résultats de la simulation numérique d'homogénéisation en quasi-statique à HR50 et à 23°C ... *140*
4.2 Résultats de la simulation numérique d'homogénéisation en quasi-statique à HR85 et à 23°C ... *143*
4.3 Conclusion générale et perspectives ... *148*
5. PRISE EN COMPTE D'UN COMPORTEMENT NON LINEAIRE DES FIBRES DE VERRE DANS LE TORON POUR LE CISAILLEMENT ... 149
5.1 Améliorations du comportement des fibres pour le toron à HR50, 23°C en quasi-statique ... *149*
5.2 Conclusion générale et perspectives ... *159*
6. SYNTHESE DU CHAPITRE ... 160

CONCLUSION ET PERSPECTIVES ... 163

1. CONCLUSION GENERALE ... 163
2. PERSPECTIVES ... 164

Liste des figures

Figure 1-1 : Organigramme des constituants des matériaux composites [1]. 18
Figure 1-2 : Quelques types de tissus 2D [10]. 18
Figure 1-3 : Comportement en quasi-statique de tissés [±45°] à fibres de carbone TD et TP [13]. 19
Figure 1-4 : Comparaison entre des composites tissés [±45°]. 19
Figure 1-5 : Réalignement des fibres au cours d'un essai de traction cyclé [24]. 20
Figure 1-6 : Courbe de contrainte- déformation typique du composite tissé hors axe [25]. 21
Figure 1-7 : Courbes de comportement longitudinal et en cisaillement à différents HR d'un sergé 2x2 Verre/PA66 [26]. 21
Figure 1-8 : Evolution de la contrainte à rupture en fonction du HR pour un sergé 2x2 Verre/PA66 [32]. 21
Figure 1-9 : Essais de traction en cisaillement à 2 HR différents d'un sergé 2x2 Carbone/PA66 [27]. 22
Figure 1-10 : Comportements d'un composite UD Carbone/Polyimide à 0°, 45° et 90° pour différentes températures [38]. 23
Figure 1-11 : Traction à différentes vitesses de déformation d'un sergé 2x2 Verre/PA66 à température ambiante [49]. 23
Figure 1-12 : Evolution de l'endommagement en cisaillement en dynamique pour un sergé 2x2 Verre/PA66 [55]. 24
Figure 1-13 : Comparaisons numérique/expérimental d'un composite tressé à différentes températures en compression [58]. 25
Figure 1-14 : Comparaisons numérique/expérimental d'un Carbone/Epoxy en traction [60]. 25
Figure 1-15 : Résultats numériques et expérimentaux d'un tissé Carbone/Epoxy [41]. 26
Figure 1-16 : Confrontation expérience/modélisation d'un tissé Carbone/Epoxy [48]. 26
Figure 1-17 : Comparaison expérimental/numérique pour un Carbone/Epoxy [74]. 27
Figure 1-18 : Comparaisons expérimental/numérique du comportement d'un sergé 2x2 Verre/PA66 [49]. 27
Figure 1-19 : Représentation schématique de la stratégie de modélisation multi-échelles [5]. 29
Figure 1-20 : Image X-ray tomographique d'un toron dans un composite [98]. 29
Figure 1-21 : Homogénéisation mathématique d'un toron à matrice PA66 suivant Mori-Tanaka [81]. 30
Figure 1-22 : Type de VER pour un composite UD Carbone/PEEK [99]. 30
Figure 1-23 : Comparaisons d'un modèle macroscopique avec une homogénéisation à l'échelle microscopique [100]. 30
Figure 1-24 : Comportement du VER d'un composite UD Verre/PP [101]. 31
Figure 1-25 : Comparaisons expérimental/homogénéisations pour un composite UD Verre/Epoxy [104]. 31
Figure 1-26 : Simulations du comportement du toron [88]. 31
Figure 1-27 : VER à différents nombres de fibres d'un composite UD [101]. 31
Figure 1-28 : VER à l'échelle mésoscopique d'un composite sergé 2x2 Carbone/Epoxy [5]. 32
Figure 1-29 : Comparaisons expérimental/numérique d'un sergé 2x2 Carbone/Epoxy en longitudinale [5]. 32
Figure 1-30 : Comparaison expérimental et homogénéisation d'un composite tissé Verre/Epoxy [96]. 33
Figure 1-31 : Comparaison expérimental et homogénéisation numérique à différentes orientations [82]. 33
Figure 1-32 : Comparaison expérimental et homogénéisation numérique d'un satin Carbone/Epoxy [112]. 34
Figure 1-33 : VER utilisé en dynamique par [113]. 35
Figure 1-34 : Courbes de contrainte-déformation homogénéisée en dynamique [113]. 35
Figure 1-35 : Courbe contrainte-déformation pour des différentes vitesse de déformation [114]. 36
Figure 1-36 : Comparaison des profils endommagés [114]. 36
Figure 1-37 : Différentes échelles du composite sergé 2x2 Verre/PA66 (de microscopique à mésoscopique). 37
Figure 1-38 : Influence de la température (cercle) et du traitement thermique (carré) [118]. 38
Figure 1-39 : Structure chimique d'un PA66. 39
Figure 1-40 : Illustration de l'état d'un polymère en fonction de la température [115]. 39
Figure 1-41 : Absorption de l'eau par un PA [30]. 40
Figure 1-42 : Influence de l'hygrométrie à température ambiante en quasi-statique pour le PA66 [26]. 40
Figure 1-43 : T_g en fonction de HR pour un PA66 [26] et un PA66GF35 [28]. 41
Figure 1-44 : Effet de la température sur le comportement d'un polymère thermoplastique sec [135]. 41
Figure 1-45 : Effet de la température sur le comportement d'un PA6 [128]. 41
Figure 1-46 : Module d'Young en fonction de T-T_g pour un PA66 [131]. 42
Figure 1-47 : Limite d'élasticité en fonction de T-T_g pour un PA66 [131]. 42
Figure 1-48 : Courbes contrainte-déformation (a) et relevé de température (b) d'un PA66 [137]. 43
Figure 1-49 : Effet de la vitesse de déformation sur un PA6 [138]. 43
Figure 1-50 : Comportements d'un PA66 à équivalence T/HR identique [129]. 43
Figure 1-51 : Equivalence température- vitesse de déformation pour un PA66 [137]. 44
Figure 1-52 : Comportements d'un PA66 à équivalence température/HR/vitesse de déformation identiques [129]. 44
Figure 1-53 : Représentation schématique d'un modèle constitutif physique [140]. 45

Figure 1-54 : Comparaison expérimental/modélisation pour un polyéthylène haute densité [140]. 45
Figure 1-55 : Comparaisons expérimental/modèle DSGZ pour un PMMA [144]. 45
Figure 1-56 : Comparaison expérimental/modèle d'un PP chargé en minéraux (T=20°C – HR50) [145]. 46
Figure 1-57 : Comparaison expérimental/modèle d'un PA66 (T=23°C – HR50) [146]. 46
Figure 1-58: Courbe expérimentale d'absorption d'un PA66 et modélisation par loi de Fick [26]. 48
Figure 1-59 : Distribution de la concentration d'eau dans un composite tissé 3D Carbone/Epoxy [162]. 49
Figure 1-60 : (a) Evolution de la masse totale, (b) profil de concentration à 4 10^6 s, (c) profil de microstructure d'un composite tissé Carbone/Polyimide [155]. 49
Figure 2-1 : Dimensions des éprouvettes quasi-statiques de PA66. 62
Figure 2-2 : Dimensions des éprouvettes dynamiques de PA66. 63
Figure 2-3 : Essai DMA sur PA66 à HR0 (température ambiante) par Solvay. 64
Figure 2-4 : Essai DMA sur PA66 à HR50 (température ambiante) par Solvay. 64
Figure 2-5 : Courbes contrainte-déformation du PA66 à +23°C pour différents HR en quasi-statique. 65
Figure 2-6 : Courbes cyclées contrainte-déformation du PA66 à +23°C pour différents HR en quasi-statique. 66
Figure 2-7 : Courbes contrainte-déformation du PA66 à HR0 à deux températures en quasi-statique. 66
Figure 2-8 : Rupture du PA66 à HR0 et T=-40°C en quasi-statique. 67
Figure 2-9 : Courbes contrainte-déformation du PA66 à HR85 à deux températures en quasi-statique. 67
Figure 2-10 : Rupture du PA66 à HR85 et T=+80°C en quasi-statique. 67
Figure 2-11 : Courbes contrainte-déformation en quasi-statique du PA66 pour différentes températures et HR. 68
Figure 2-12 : Courbes contrainte-déformation du PA66 à +23°C pour différents HR en dynamique à 200 mm/s. 69
Figure 2-13 : Courbes contrainte-déformation du PA66 à HR0 et HR85 à deux températures en dynamique à 200 mm/s. 69
Figure 2-14 : Courbes contrainte-déformation en dynamique (200 mm/s) du PA66 pour différentes températures et HR. 69
Figure 2-15 : Courbes contrainte-déformation en dynamique (2 m/s) du PA66 à 23°C et HR50. 70
Figure 2-16 : Courbes contrainte-déformation du PA66 à +23°C pour différents HR en dynamique à 10 m/s. 70
Figure 2-17 : Courbes contrainte-déformation du PA66 à HR0 et HR85 à deux températures en dynamique à 200 mm/s. 71
Figure 2-18 : Influence de la vitesse de déformation à +23°C et à HR0 du PA66. 72
Figure 2-19 : Influence de la vitesse de déformation à +23°C et à HR50 du PA66. 72
Figure 2-20 : Influence de la vitesse de déformation à +23°C et à HR85 du PA66. 72
Figure 2-21 : Forme et dimensions des éprouvettes du composite sergé en statique et dynamique. 74
Figure 2-22 : Comportement longitudinal (ou transversal) quasi-statique du sergé 2x2 Verre/PA66. 75
Figure 2-23 : Comportement en cisaillement quasi-statique du sergé 2x2 Verre/PA66. 76
Figure 2-24 : Comportement en cisaillement (cyclage) quasi-statique du sergé 2x2 Verre/PA66. 76
Figure 2-25 : Comportement longitudinal (ou transversal) en dynamique du sergé 2x2 Verre/PA66 à +23°C. 77
Figure 2-26 : Comportement en cisaillement en dynamique du sergé 2x2 Verre/PA66 à +23°C et HR0. 78
Figure 2-27 : Comportement en cisaillement en dynamique du sergé 2x2 Verre/PA66 à +23°C et HR50. 78
Figure 2-28 : Comportement en cisaillement en dynamique du sergé 2x2 Verre/PA66 à +23°C et HR85. 78
Figure 3-1 : Algorithme pour la loi de comportement du PA66. 85
Figure 3-2 : Détails des post-traitements d'une courbe de traction cyclique en quasi-statique. 87
Figure 3-3 : Exemple d'extrapolation des déformations élastiques. 88
Figure 3-4 : Evolution de l'endommagement dans le PA66 en quasi-statique en fonction du HR et de la température. 88
Figure 3-5 : Approximation logarithmique pour l'évolution de l'endommagement. 89
Figure 3-6 : Evolution de l'écrouissage du PA66 en quasi-statique. 90
Figure 3-7 : Maillage de la cellule élémentaire pour la simulation numérique de la traction du PA66. 92
Figure 3-8 : Comparaison expérimental/numérique pour le PA66 à HR0 et à -40°C en quasi-statique. 92
Figure 3-9 : Comparaison expérimental/numérique pour le PA66 à HR0 et à 23°C en quasi-statique. 93
Figure 3-10 : Comparaison expérimental/numérique pour le PA66 à HR50 et à 23°C en quasi-statique. 93
Figure 3-11 : Comparaison expérimental/numérique pour le PA66 à HR85 et à 23°C en quasi-statique. 93
Figure 3-12 : Comparaison expérimental/numérique pour le PA66 à HR85 et à 80°C en quasi-statique. 94
Figure 3-13 : Comparaison expérimental/numérique pour le PA66 à HR0 et à 23°C en quasi-statique avec une évolution de la fonction d'écrouissage adaptée. 94
Figure 3-14 : Algorithme pour la loi de comportement du toron Verre/PA66. 98
Figure 3-15 : Conditions limites pour la modélisation du comportement du toron en traction transversale. 100
Figure 3-16 : Chargement appliqué sur la cellule élémentaire. 100
Figure 3-17 : Courbe homogénéisée contrainte-déformation transversales pour le toron à HR50 et T = 23°C en quasi-statique. 101
Figure 3-18 : Courbe homogénéisée contrainte-déformation transversales pour le toron à HR85 et T = 23°C en quasi-statique. 101

Figure 3-19 : Variable d'endommagement dans la matrice PA66 en quasi-statique à température ambiante. 101
Figure 3-20 : Conditions limites pour la modélisation du comportement du toron en cisaillement. 102
Figure 3-21 : Chargement appliqué sur la cellule élémentaire. 102
Figure 3-22 : Courbe homogénéisée contrainte-déformation en cisaillement pour le toron à HR85 et T = 23°C en quasi-statique. 103
Figure 3-23 : Différentes cellules élémentaires testées pour le comportement en cisaillement du toron. 103
Figure 3-24 : Courbes homogénéisées de contrainte-déformation en cisaillement du toron pour des différentes épaisseurs de la cellule élémentaire à HR85, T = 23°C et en quasi-statique. 103
Figure 3-25 : Courbe homogénéisée contrainte-déformation transversales pour le toron à HR50 et T = 23°C en quasi-statique. 104
Figure 3-26 : Courbe homogénéisée contrainte-déformation transversales pour le toron à HR85 et T = 23°C en quasi-statique. 104
Figure 3-27 : Variable d'endommagement dans la matrice PA66 en quasi-statique à température ambiante. 104
Figure 3-28 : Cas de chargement pour l'identification des constantes élastiques du toron. 105
Figure 3-29 : Approximation de l'évolution des endommagements transverses du toron à l'ambiante et pour HR50 et HR85 en quasi-statique. 107
Figure 3-30 : Approximation de l'évolution des endommagements de cisaillement du toron à l'ambiante et pour HR50 et HR85 en quasi-statique. 107
Figure 3-31 : Calibration du coefficient de couplage à l'ambiante pour HR50 en quasi-statique. 109
Figure 3-32 : Calibration du coefficient de couplage à l'ambiante pour HR85 en quasi-statique. 109
Figure 3-33 : Approximation de type puissance pour la fonction d'écrouissage à l'ambiante, pour les deux HR et en quasi-statique. 109
Figure 3-34 : Maillage de la cellule élémentaire pour la simulation numérique de la traction du toron. 111
Figure 3-35 : Comparaison en traction transversale du comportement numérique et pseudo expérimental du toron à HR50 et à température ambiante. 111
Figure 3-36 : Comparaison en cisaillement du comportement numérique et pseudo expérimental du toron à HR50 et à température ambiante. 111
Figure 3-37 : Comparaison en traction transversale du comportement numérique et pseudo expérimental du toron à HR85 et à température ambiante. 112
Figure 3-38 : Comparaison en cisaillement du comportement numérique et pseudo expérimental du toron à HR85 et à température ambiante. 112
Figure 3-39 : Comparaison du comportement transversal du toron à température ambiante. 112
Figure 3-40 : Comparaison du comportement en cisaillement du toron à température ambiante. 113
Figure 4-1 : Modèle multi-échelles du composite sergé 2x2 (de microscopique à mésoscopique). 118
Figure 4-2 : Exemple de VER périodique d'un composite UD. 119
Figure 4-3 : Détails des conditions limites périodique pour en VER. 120
Figure 4-4: Chargements à appliquer afin de calculer des propriétés élastiques homogénéisées d'un VER. 121
Figure 4-5: Démarche de l'utilisation générale des scripts « Python » pour réaliser une homogénéisation. 123
Figure 4-6: Exemple d'une équation contraignant deux nœuds sur deux faces opposées. 123
Figure 4-7 : Démarche pour l'homogénéisation du composite. 123
Figure 4-8 : Tomographie X-Ray de la microstructure du composite sergé 2x2 Verre/PA66 [17]. 124
Figure 4-9 : Géométrie du VER par CATIA V5 du composite sergé 2x2 Verre/PA66. 124
Figure 4-10: Contours des torons et 3 faces du VER du sergé 2x2. 125
Figure 4-11: Symétrisation des maillages surfaciques et maillage du VER. 126
Figure 4-12: Repère local du toron à l'échelle mésoscopique du composite sergé 2x2. 126
Figure 4-13 : Maillage du toron tel qu'un composite unidirectionnel à 70% de fibres. 127
Figure 4-14 : Equations de liaison créées par le script python pour définir des conditions limites périodiques. 128
Figure 5-1 : Démarche globale de modélisation du composite sergé 2x2. 134
Figure 5-2 : Représentation des VERs pour les éprouvettes de sergé 2x2 à 0° et à 45°. 134
Figure 5-3 : VER et conditions limites pour les éprouvettes de sergé 2x2 à 0°. 135
Figure 5-4 : VER et conditions limites pour les éprouvettes de sergé 2x2 à 45°. 135
Figure 5-5 : Observations post-rupture après un essai de traction à 0°. 136
Figure 5-6 : Conditions limites périodiques sur les faces chargées pour le sergé 2x2 Verre/PA66 [0°]. 137
Figure 5-7 : Endommagement de la matrice PA66 du composite sergé [0°] à HR50, 23°C en quasi-statique. 137
Figure 5-8 : Comparaison expérimental/numérique pour le sergé [0°] à HR50, 23°C en quasi-statique. 138
Figure 5-9 : Comparaison expérimental/numérique pour le sergé [0°] à HR85, 23°C en quasi-statique. 138
Figure 5-10 : Endommagement de la matrice PA66 du composite sergé [0°] à HR85, 23°C en quasi-statique. 139

Figure 5-11 : Conditions limites périodiques sur les faces chargées pour le sergé 2x2 Verre/PA66 [45°]. 140
Figure 5-12 : Comparaison expérimental/numérique pour le sergé [45°] à HR50, 23°C en quasi-statique. 141
Figure 5-13 : Comparaison expérimental/numérique des endommagements pour le sergé [45°] à HR50, 23°C en quasi-statique. 141
Figure 5-14 : Comparaison expérimental/numérique de la déformation plastique cumulée pour le sergé [45°] à HR50, 23°C en quasi-statique. 142
Figure 5-15 : Endommagement isotrope de la matrice PA66 du composite sergé [45°] à HR50, 23°C en quasi-statique. 142
Figure 5-16 : Endommagement dans les torons du composite sergé [45°] à HR50, 23°C en quasi-statique. 143
Figure 5-17 : Comparaison expérimental/numérique pour le sergé [45°] à HR85, 23°C en quasi-statique. 144
Figure 5-18 : Comparaison expérimental/numérique des endommagements pour le sergé [45°] à HR85, 23°C en quasi-statique. 144
Figure 5-19 : Comparaison expérimental/numérique de la déformation plastique cumulée pour le sergé [45°] à HR85, 23°C en quasi-statique. 144
Figure 5-20 : Endommagement isotrope de la matrice PA66 du composite sergé [45°] à HR85, 23°C en quasi-statique. 145
Figure 5-21 : Endommagement dans les torons du composite sergé [45°] à HR85, 23°C en quasi-statique. 145
Figure 5-22 : Comparaisons pour le sergé [45°] à HR85, 23°C avec des torons à HR50. 146
Figure 5-23 : Comparaisons des endommagements pour le sergé [45°] à HR85, 23°C avec des torons à HR50. 146
Figure 5-24 : Comparaisons de la déformation plastique cumulée pour le sergé [45°] à HR85, 23°C avec des torons à HR50. 146
Figure 5-25 : Endommagement isotrope de la matrice PA66 du composite sergé [45°] à HR85, 23°C en quasi-statique avec des torons à HR50. 147
Figure 5-26 : Endommagement dans les torons du composite sergé [45°] à HR85, 23°C en quasi-statique avec des torons à HR50. 147
Figure 5-27 : Bilan des courbes de contrainte-déformation en cisaillement. 148
Figure 5-28 : Courbe de contrainte-déformation en cisaillement de la fibre de verre (Cas 1). 150
Figure 5-29 : Fonction d'écrouissage pour la fibre de verre (Cas 1). 151
Figure 5-30 : Conditions limites pour la cellule élémentaire (Cas 1). 151
Figure 5-31 : Courbe de contrainte-déformation en cisaillement du toron à HR50 (Cas 1). 152
Figure 5-32 : Contrainte de cisaillement dans le toron à HR50 (Cas 1). 152
Figure 5-33 : Angle de glissement des fibres de verre à HR50 (Cas 1). 152
Figure 5-34 : Courbes contrainte-déformation en cisaillement pour les fibres, la matrice et le toron à HR50 (Cas 1). 153
Figure 5-35 : Endommagement des fibres, de la matrice et du toron à HR50 (Cas 1). 153
Figure 5-36 : Conditions limites pour la cellule élémentaire (Cas 2). 153
Figure 5-37 : Courbe de contrainte-déformation en cisaillement du toron à HR50 (Cas 2). 154
Figure 5-38 : Contrainte de cisaillement dans le toron à HR50, angle de glissement des fibres et endommagement de la matrice (Cas 2). 154
Figure 5-39 : Angle de glissement des fibres de verre à HR50 (Cas 2). 155
Figure 5-40 : Courbes contrainte-déformation en cisaillement pour les fibres, la matrice et le toron à HR50 (Cas 2). 155
Figure 5-41 : Endommagement des fibres, de la matrice et du toron à HR50 (Cas 2). 156
Figure 5-42 : Comportement choisi pour les fibres en cisaillement (Cas 3). 156
Figure 5-43 : Identification de l'évolution de l'endommagement de cisaillement des fibres (Cas 3). 157
Figure 5-44 : Identification de l'évolution de la fonction d'écrouissage en cisaillement des fibres (Cas 3). 157
Figure 5-45 : Courbe de contrainte-déformation en cisaillement du toron à HR50 (Cas 3). 158
Figure 5-46 : Contrainte de cisaillement dans le toron à HR50, angle de glissement des fibres et endommagements de la matrice et des fibres (Cas 3). 158
Figure 5-47 : Angle de glissement des fibres de verre à HR50 (Cas 3). 158
Figure 5-48 : Courbes contrainte-déformation en cisaillement pour les fibres, la matrice et le toron à HR50 (Cas 3). 159
Figure 5-49 : Endommagement des fibres, de la matrice et du toron à HR50 (Cas 3). 159
Figure 5-50 : Synthèse des comportements homogénéisés du toron pour les différents cas. 160

Liste des tableaux

Tableau 1-1 : Evolution des quantités élastiques de fibres de verre en dynamique [117]. 38
Tableau 2-1 : Essais quasi-statiques sur le PA66. 62
Tableau 2-2 : Essais dynamiques sur le PA66. 62
Tableau 2-3 : Températures de transition vitreuse de PA66 par DMA (Solvay). 65
Tableau 2-4 : Propriétés mécaniques du PA66 en quasi-statique à T=+23°C. 66
Tableau 2-5 : Synthèse des propriétés mécaniques en quasi-statique du PA66. 68
Tableau 2-6 : Synthèse des propriétés mécaniques en dynamique (200 mm/s) du PA66. 69
Tableau 2-7 : Synthèse des propriétés mécaniques en dynamique (2 m/s) du PA66. 70
Tableau 2-8 : Synthèse des propriétés mécaniques en dynamique (10 m/s) du PA66. 71
Tableau 2-9 : Synthèse des propriétés mécaniques du PA66 à température ambiante et HR0. 72
Tableau 2-10 : Synthèse des propriétés mécaniques du PA66 à température ambiante et HR50. 73
Tableau 2-11 : Synthèse des propriétés mécaniques du PA66 à température ambiante et HR85. 73
Tableau 2-12 : Matrice d'essais en sollicitations quasi-statiques de traction. 74
Tableau 2-13 : Matrice d'essais en sollicitations dynamiques de traction. 74
Tableau 2-14 : Matrice d'essais en sollicitations dynamiques de traction à faibles vitesses de déformation pour l'influence de la température. 75
Tableau 2-15 : Synthèse des paramètres quasi-statique dans le sens longitudinal. 75
Tableau 2-16 : Synthèse des paramètres quasi-statique dans le sens de cisaillement. 76
Tableau 3-1 : Extrait d'une procédure de dépouillement pour l'identification du module d'Young. 86
Tableau 3-2 : Paramètres élastiques issus des identifications en quasi-statique du PA66. 86
Tableau 3-3 : Paramètres à rupture issus des identifications en quasi-statique du PA66. 87
Tableau 3-4 : Paramètres des identifications des évolutions de l'endommagement du PA66 en quasi-statique. 89
Tableau 3-5 : Paramètres des identifications des évolutions de l'endommagement du PA66 en quasi-statique. 91
Tableau 3-6 : Paramètres d'identification du PA66 en quasi-statique. 91
Tableau 3-7 : Paramètres élastiques obtenues par homogénéisation périodique pour le toron. 106
Tableau 3-8 : Paramètres élastiques obtenus par dépouillement des courbes numériques de comportement du toron en traction transversale et en cisaillement 12. 106
Tableau 3-9 : Paramètres « endommagements » obtenus par dépouillement des courbes numériques de comportement du toron en traction transversale et en cisaillement 12. 108
Tableau 3-10 : Paramètres de la fonction d'écrouissage en quasi-statique pour le toron. 110
Tableau 3-11 : Paramètres d'identification du toron en quasi-statique. 110
Tableau 4-1 : Fraction volumique du VER du composite sergé 2x2. 126
Tableau 4-2 : Propriétés élastiques d'une fibre de verre E. 127
Tableau 4-3 : Propriétés élastiques de toron obtenues par homogénéisation périodique à différentes hygrométries et à température ambiante en quasi-statique. 128
Tableau 4-4 : Comparaisons des propriétés élastiques du composite sergé 2x2 à température ambiante en quasi-statique obtenus par homogénéisation, par expérience ou par le fournisseur de matière. 129
Tableau 5-1 : Paramètres d'identification du toron en quasi-statique. 157

Introduction

Les contextes économiques et écologiques actuels, sous l'impulsion des pouvoirs publics, poussent les constructeurs automobiles à réduire la consommation de carburant. En effet, l'Agence Internationale de l'Energie préconise une limitation des moyennes des émissions des véhicules neufs, vendus en Europe, à 93 g CO_2/km en 2020 et 75 g CO_2/km en 2025. Un des leviers pour réduire les émissions de CO_2 consiste à optimiser la masse des véhicules, il est donc impératif d'identifier de nouvelles solutions en ce qui concerne les matériaux : les composites semblent être de bons candidats pour répondre à ces attentes. Bien qu'il soit envisageable de développer des approches de type multi matériaux (association de métal et de composite), le présent mémoire ne s'intéressera qu'à des structures uniquement composites, qui offrent donc un gain de masse optimal.

Parmi l'ensemble des cahiers des charges relatifs à la construction d'un véhicule automobile, le domaine de la sécurité passive est l'un des aspects les plus contraignants. En effet, il requiert, en cas d'accident, une maitrise complète de l'absorption d'énergie de certaines parties structurelles du véhicule, afin d'assurer la survie des occupants. Cette maîtrise passe par une connaissance poussée du comportement des matériaux (élasticité, plasticité, endommagement, sensibilité à l'hygrométrie, la vitesse de déformation et la température…). Il est donc important non seulement de mettre en place des méthodologies de caractérisations expérimentales fiables, reproductives et simples à mettre en œuvre, mais aussi d'avoir les outils de simulation numérique adéquats permettant les prototypages virtuels qui réduisent les coûts et les délais de conception des véhicules avant la mise sur le marché.

C'est dans ce cadre que l'IRT Jules Verne a lancé le projet **CO**mposites **PER**formance **SIM**ulation portant sur la construction d'une approche méthodologique de modélisation de matériaux composites afin d'améliorer les outils de simulations dans trois domaines : crash, fatigue et vibro-acoustique. Cette thèse s'inscrit dans le volet **crash** et a été réalisée en partenariat avec Faurecia, Flex-N-Gate, l'équipe Modélisation et Simulation de l'Ecole Centrale de Nantes du laboratoire Institut de Recherche en Génie Civil et Mécanique (GeM), l'IRT Jules Verne, PSA-Group, Renault et Solvay. Ce projet avait deux objectifs principaux :

- Le premier était de répondre directement à la problématique précédente, à savoir construire une approche méthodologique expérimentale et de modélisation des composites thermoplastiques qui peut être chez les constructeurs automobiles. Une large campagne expérimentale de caractérisation a donc été menée pour un composite tissé Verre/PA66 à différents couples d'humidité relative et de température, du quasi-statique à la dynamique. Une loi de comportement a été proposée afin de pouvoir reproduire numériquement le comportement du composite d'intérêt, notamment pour des pièces structurelles automobiles.
- Le second objectif portait sur le rôle joué par les constituants des matériaux composites : les fibres et leur architecture ainsi que la matrice. En effet, les conditions du marché évoluant rapidement, il paraissait important de pouvoir réagir dans le même temps si pour une raison quelconque le matériau composite venait à être remplacé par un autre (autre fibre et/ou autre architecture et/ou autre matrice). L'idée a donc été de travailler autour de l'échelle des constituants (échelle microscopique) et du composite (échelle mésoscopique) en utilisant des méthodes d'homogénéisation afin d'obtenir un outil numérique d'aide à la décision rapide dans le cas de préconceptions. Les objectifs de cette thèse de doctorat sont donc de créer et valider un outil numérique basé sur l'homogénéisation pour rendre compte du comportement d'un composite à matrice polyamide 6,6 (PA66) renforcé d'un tissu de fibres de verre (sergé 2x2) à 50% de fraction volumique.

Pour répondre à la problématique de la seconde partie du projet COPERSIM-Crash, ce mémoire s'articule autour de cinq chapitres.

Le chapitre 1 propose une revue de l'état de l'art dans le domaine des composites tissés, tant d'un point de vue expérimental que numérique. Il se concentre, plus particulièrement, sur les composites à matrice thermoplastique et l'influence que peuvent avoir les conditions environnementales comme l'humidité et la température mais aussi la vitesse de déformation sur le comportement mécanique du composite. Le chapitre est aussi l'occasion d'explorer ce qui est actuellement proposé en ce qui concerne les techniques d'homogénéisation pour les composites tissés. Nous détaillons la revue des lois de comportement des constituants et abordons aussi brièvement l'absorption et la désorption de certains composites.

Le chapitre 2 est consacré à la caractérisation expérimentale de la matrice thermoplastique PA66 qui est employée dans notre composite sergé 2x2 Verre/PA66. Nous y détaillons les essais expérimentaux qui ont été menés sur la matrice PA66 en s'attardant sur l'influence de l'humidité relative et de la température. Ces résultats nous permettront d'identifier les paramètres des lois matériaux que nous avons développés par la suite. Nous présentons aussi les effets de la vitesse de déformation sur le comportement de la matrice. Dans une seconde grande partie, nous résumons la grande campagne expérimentale qui a été réalisée dans le cadre du premier objectif de COPERSIM-Crash à propos du composite sergé 2x2 Verre/PA66. Nous y présentons les principaux résultats obtenus pour différents couples d'humidité relative et de température en quasi-statique et en dynamique. Une partie de ces résultats sera confrontée aux résultats des travaux menés sur l'outil numérique développé, développé au laboratoire, qui est basé sur une homogénéisation à double échelles.

Le chapitre 3 présente les formulations des lois de comportement ainsi que la procédure d'identification des paramètres des lois tant pour la matrice PA66 et que pour le toron Verre/PA66. Pour la matrice PA66, nous décrivons un modèle de comportement isotrope élasto-plastique endommageable. En ce qui concerne le toron, nous présentons une loi de comportement non-linéaire orthotrope (avec prise en compte d'endommagements et de déformations irréversibles). Pour chacun des cas, nous détaillons les procédures d'identification des paramètres matériaux et proposons quelques validations numériques élémentaires.

Le chapitre 4 est dédié à la méthodologie d'homogénéisation à double échelles développée à l'aide l'outil numérique afin d'identifier les caractéristiques élastiques du composite sergé 2x2 Verre/PA66. Les simulations sont réalisées dans le logiciel Abaqus/Explicit. Nous proposons en plus dans cette partie, les différents scripts écrits en python qui permettent de mettre aisément en œuvre les modèles incluant notamment des conditions aux limites périodiques mais qui permettent, aussi, de lancer les simulations et de post-traiter leurs résultats. Nous détaillons enfin rapidement la création de la microstructure sous le logiciel Catia V5.

Le dernier chapitre 5 présente la méthodologie d'homogénéisation à double échelles afin d'obtenir le comportement du composite sergé 2x2 verre/PA66 en quasi-statique, à température ambiante et pour deux humidité relative (50% et 85%). Deux orientations du composite tissé sont aussi utilisées : [0/90°] et [+45°]. Dans une dernière partie, nous proposons une amélioration en ce qui concerne l'hypothèse de contact parfait entre fibres et matrice dans le toron : nous détaillons comment l'introduction de non linéarités dans la loi de comportement des fibres permet d'améliorer l'angle de glissement de ces dernières, ce qui a, de plus, pour effet de réduire les problématiques de déformation de maillage aux alentours de ces interfaces.

Chapitre 1 - Etat de l'art

Ce chapitre propose une revue de l'état de l'art dans le domaine des composites tissés. Dans un premier temps, une présentation succincte des matériaux composites et de l'intérêt des composites tissés à matrice thermoplastique dans le domaine de l'automobile est faite. Suite à cela, ce chapitre détaille les différentes études tant sur le plan expérimental que sur le plan numérique en ce qui concerne le comportement des composites tissés à matrice principalement thermoplastique : une attention particulière est portée sur l'influence des conditions environnementales comme le taux d'humidité relative et la température ainsi que sur l'influence de la vitesse de déformation. Ce point permettra de mettre en avant les comportements complexes auxquels nous sommes confrontés pour notre matériau d'intérêt. Comme le cœur de nos travaux de recherche concerne l'élaboration d'un outil virtuel basé sur des techniques d'homogénéisation, nous suggérons, dans un second temps, une revue bibliographique à propos des méthodes d'homogénéisation de composites tissés et des comportements des constituants (fibre, matrice et toron) pour la plus grande plage de sollicitation possible et pour différentes conditions environnementales. Enfin, nous proposons une petite partie spécifique sur l'absorption et la désorption d'un point de vue expérimental mais aussi numérique. Cette revue devra nous permettre de justifier les choix que nous avons opérés dans le cadre de nos travaux de recherche pour l'élaboration de la stratégie de la machine virtuelle d'essais.

CHAPITRE 1 - ETAT DE L'ART 17

1. LES MATERIAUX COMPOSITES TISSES 18
   - *1.1 Généralités 18*
   - *1.2 Avantages à l'utilisation des composites tissés à matrice thermoplastique 19*
2. REVUE DES ETUDES EXPERIMENTALES ET NUMERIQUES SUR LE COMPORTEMENT DE COMPOSITES TISSES A MATRICE THERMOPLASTIQUE 20
   - *2.1 Spécificités du comportement en traction 20*
   - *2.2 Comportement expérimental 21*
   - *2.3 Lois de comportement existantes 25*
   - *2.4 Conclusion générale 27*
3. REVUE DES METHODES D'HOMOGENEISATION ET DE MODELISATIONS MULTI-ECHELLES POUR MATERIAUX COMPOSITES 28
   - *3.1 Généralités sur l'homogénéisation 28*
   - *3.2 Homogénéisation de composites tissés en quasi-statique 29*
   - *3.3 Homogénéisation du composite tissé en dynamique 34*
   - *3.4 Conclusion générale 36*
4. REVUE A PROPOS DES CONSTITUANTS DU COMPOSITE TISSE RETENU 37
   - *4.1 Fibre de verre 37*
   - *4.2 Polyamide 66 ..... 39*
   - *4.3 Conclusion générale 47*
5. DESORPTION ET ABSORPTION D'EAU – ETUDE ET MODELISATION 48
   - *5.1 Désorption et conditionnement (HR) 48*
   - *5.2 Etude et modélisation de la diffusion d'eau dans les composites 49*
   - *5.3 Conclusion générale 50*
6. SYNTHESE DU CHAPITRE 50
7. BIBLIOGRAPHIE 51

1. Les matériaux composites tissés

Dans cette partie, nous proposons, de manière concise, quelques généralités à propos des matériaux composites et plus particulièrement des composites tissés. Nous donnons aussi quelques points clés à l'utilisation de composites tissés à matrice thermoplastique.

1.1 Généralités

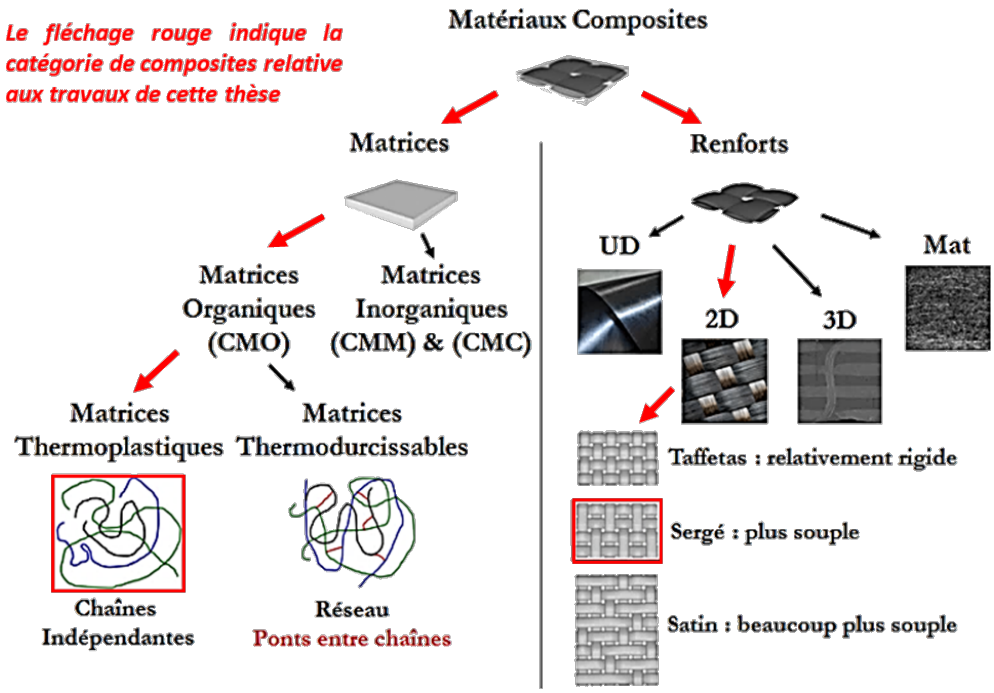


Figure 1-1 : Organigramme des constituants des matériaux composites ***[1].***

Les composites tissés ont été largement employés dans les domaines de l'aéronautique, de la marine, de l'automobile et de l'offshore en raison de leurs excellentes performances mécaniques par rapport aux composites stratifiés unidirectionnels traditionnels **[2]**-**[6]**. Dans la grande famille des composites (**Figure 1-1**), les tissés bidimensionnels (2D) sont parmi ceux qui sont les plus employés en raison de leur coût modéré et de leur fabrication aisée. Cependant, il faut noter que les propriétés mécaniques ainsi que le poids de ces composites tissés dépendent fortement des constituants (fibres et matrice) et de l'architecture du renfort (**Figure 1-2**) **[7]**-**[9]**.

Le matériau composite d'intérêt de nos travaux de recherche est un composite stratifié constitué de quatre plis. Chaque pli est un pli équilibré composé d'une matrice PA66 (**P**oly**A**mide 66 dont le nom commercial est XA1481) et d'un renfort de fibres de verre (50%) tissé équilibré en sergé 2x2 de $650\ g/m^2$.

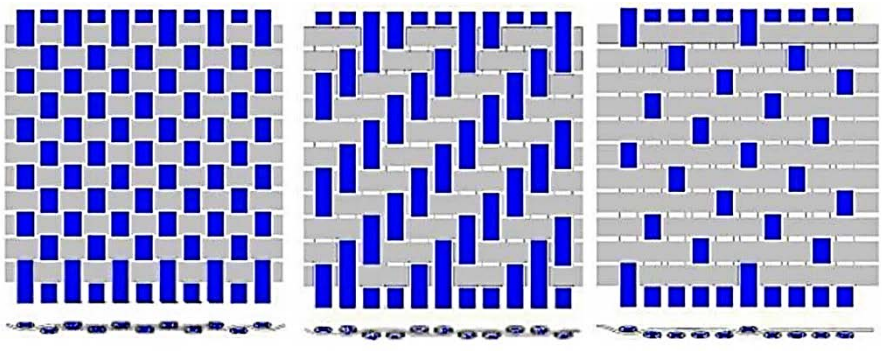


Figure 1-2 : Quelques types de tissus 2D ***[10].***

1.2 Avantages à l'utilisation des composites tissés à matrice thermoplastique

Au sein de la famille des matériaux composites, deux catégories de matrices organiques (résines polymères) peuvent être utilisées **[11]** :

- les matrices **T**hermo**D**urcissables (telle que l'époxy…). Ces matrices ont une structure moléculaire tridimensionnelle dont les liaisons chimiques sont à forte énergie.
- les matrices **T**hermo**P**lastiques (telles que les familles de **P**oly**A**mide, le **P**oly**E**ther**E**ther**K**etone…). Ces matrices sont composées de longues molécules linéaires reliées par des liaisons physiques de faible énergie

Si l'on se réfère à la bibliographie relative à la comparaison de composites à matrice TP et TD **[12]**-**[14]**, on constate que les matériaux composites à base de matrice thermodurcissable ont été largement utilisés au cours de ces 30 dernières années. Cependant, on peut citer quelques problématiques à leurs emplois dans le domaine automobile comme un procédé de fabrication complexe non compatible avec les cadences requises, un processus de durcissement long voire un processus de réticulation difficile à contrôler, une gamme d'utilisation « restreinte » … Ce sont les quelques raisons pour lesquelles les constructeurs automobiles se sont tournés vers les matrices thermoplastiques **[15]**. En effet, les thermoplastiques présentent un haut degré de résistance chimique, une bonne résistance aux chocs, une bonne soudabilité ainsi qu'un meilleur recyclage **[16]**-**[18]**, **[19]**. Ils ont aussi un faible coût de fabrication ce qui leur permet de bien se positionner quant à l'objectif de réduction du poids du véhicules par rapport aux exigences européennes **[20]**. Par contre, il est nécessaire de noter que certains types de matrice **[21]**-**[22]** peuvent effectivement être peu sensibles aux conditions environnementales (taux d'humidité et température) mais ce n'est pas le cas de toutes les matrices (comme le PA66 par exemple).

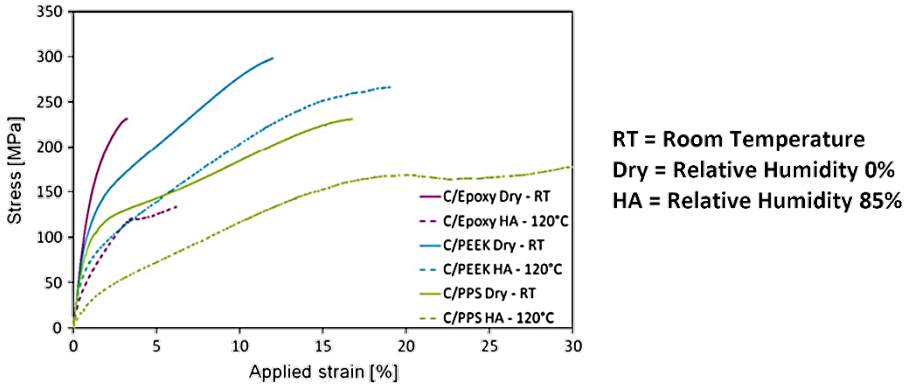
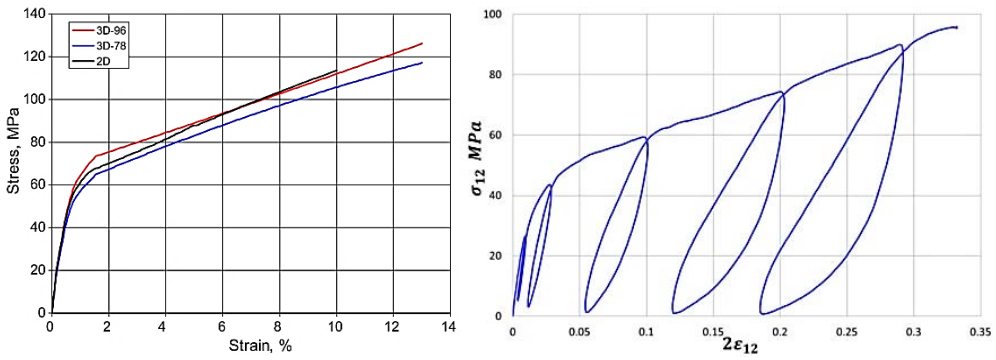


*Figure 1-3 : Comportement en quasi-statique de tissés [±45°] à fibres de carbone TD et TP **[13]**.*



(a) Verre/Epoxy **[23]** (a) Verre/PA66 **[1]**

Figure 1-4 : Comparaison entre des composites tissés [±45°].

La **Figure 1-3** et la **Figure 1-4** présentent une comparaison du comportement en cisaillement entre des composites tissés à fibres de verre à matrice TP et TD. On remarque que les composites TP permettent d'avoir des niveaux de déformation beaucoup plus importants que les composites TD, ce qui les classent comme de bons candidats en regard de structures composites destinées à l'absorption d'énergie. Cependant, comme nous le montrerons par la suite, bien que les composites à matrice thermoplastique possèdent de nombreux avantages pour le domaine automobile, ces derniers peuvent souffrir d'une sensibilité aux conditions environnementales (taux d'**H**umidité **R**elative et température) ainsi qu'à la vitesse de déformation, rendant leur comportement beaucoup plus complexe.

2. Revue des études expérimentales et numériques sur le comportement de composites tissés à matrice thermoplastique

Dans cette partie, nous proposons une revue de la littérature sur le comportement expérimental et numérique des composites tissés à matrice thermoplastique et plus particulièrement (dans la mesure du possible) des composites à matrice PA66 pour différentes conditions environnementales (température et HR) pour des sollicitations quasi-statiques et dynamiques. La partie sera structurée de la manière suivante : dans un premier temps nous proposerons rapidement les particularités du comportement des composites tissés en traction. Ensuite, nous détaillerons les effets sur le comportement des matériaux d'intérêt de l'hygrométrie, de la température et de la vitesse de déformation. Nous proposerons enfin les modèles existants qui ont été développés pour les matériaux composites. Nous conclurons alors en montrant l'intérêt du développement d'un outil numérique pour la caractérisation de notre composite d'étude.

2.1 Spécificités du comportement en traction

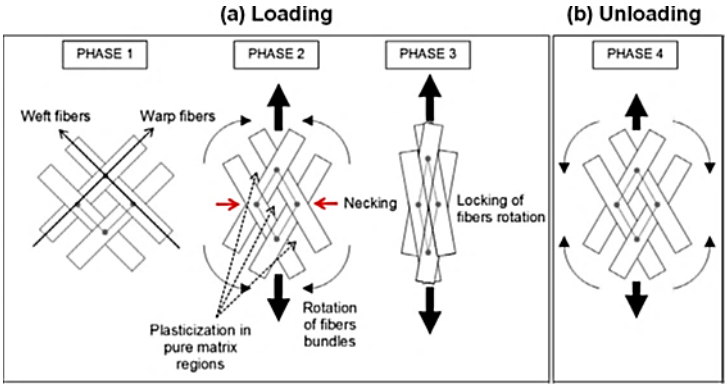


Figure 1-5 : Réalignement des fibres au cours d'un essai de traction cyclé ***[24].***

Le comportement du composite tissé dans la direction des fibres (direction longitudinale) est généralement élastique fragile et n'amène que peu de déformation. Cependant dans le cas d'un comportement hors axe de ce même composite (autrement dit pour une sollicitation qui n'est plus dans le sens des fibres), comme par exemple à 45° **[24]**-**[25]**, la courbe de contrainte-déformation est beaucoup plus complexe ; on peut noter que le niveau de déformation peut être très important, que l'endommagement s'y propage de manière beaucoup plus progressive, qu'il existe une réorientation des fibres du tissu (**Figure 1-5**), qu'il peut y avoir un décollement entre les fibres et la matrice mais aussi entre les torons (mèches de fibres) et la matrice... L'ensemble de ces phénomènes peuvent être synthétisés en quatre zones, tel que proposé par **[25]** sur la **Figure 1-6** correspondant au comportement soit d'un composite tissé thermoplastique (Carbone/**P**oly**P**henylene**S**ulfide) soit d'un composite tissé thermodurcissable (Carbone/Epoxy).

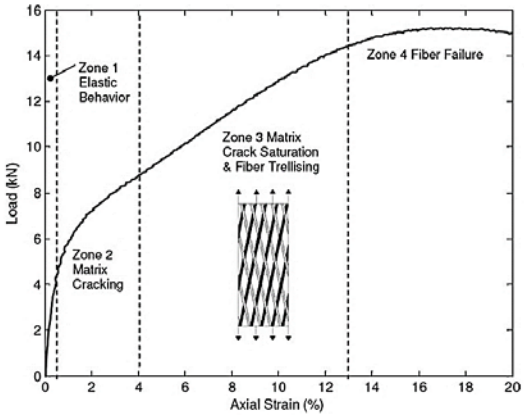


Figure 1-6 : Courbe de contrainte- déformation typique du composite tissé hors axe ***[25].***

2.2 Comportement expérimental

2.2.1 Influence de l'hygrométrie

On peut relever dans la littérature différents travaux qui ont été menés en ce qui concerne l'influence de l'hygrométrie sur les propriétés mécaniques de matériaux composites : dans **[26]**, le auteurs se sont intéressés à un composite sergé 2x2 Verre/PA66 et dans **[27]**, d'autres auteurs à un sergé 2x2 Carbone/PA66. On peut aussi trouver d'autres travaux mais concernant, cette fois-ci, des composites à fibres courtes : Verre/PA66 pour **[28]**-**[30]**, et Verre/PA6 pour **[31]**.

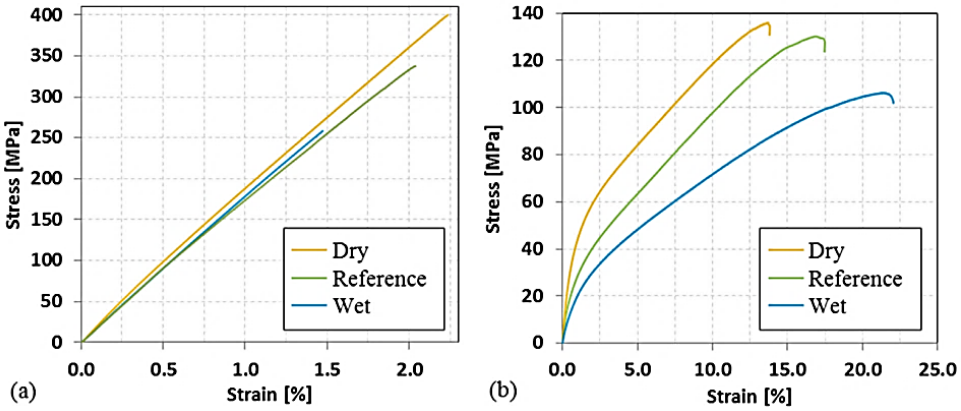


Figure 1-7 : Courbes de comportement longitudinal et en cisaillement à différents HR d'un sergé 2x2 Verre/PA66 ***[26].***

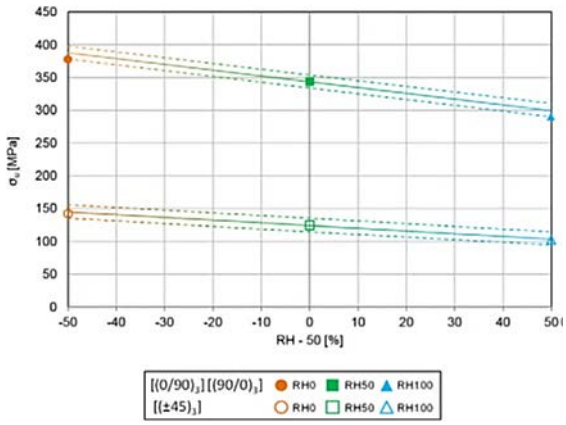
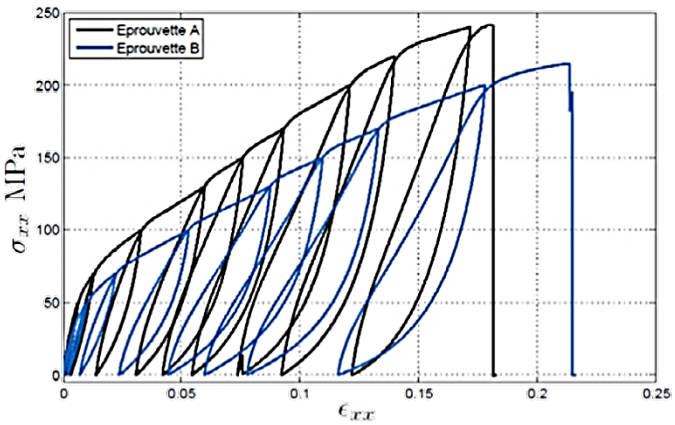


Figure 1-8 : Evolution de la contrainte à rupture en fonction du HR pour un sergé 2x2 Verre/PA66 ***[32].***

Les conclusions que l'on peut apporter à l'ensemble de ces travaux, montrent généralement que les modules longitudinaux (et transversaux) sont beaucoup moins sensibles au niveau d'humidité

relative que le module de cisaillement (**Figure 1-7**). Cependant, ce n'est pas le cas des constantes à rupture qui, quel que soit le type d'essai (longitudinal/transversale ou de cisaillement), sont fortement affectées (**Figure 1-8**). On peut aussi remarquer que l'influence du niveau d'humidité au sein du composite ne change quasiment pas le comportement longitudinal (ou transversal) puisqu'il demeure toujours élastique fragile (**Figure 1-7**) et qu'il tend à « rigidifier » le comportement en cisaillement (**Figure 1-7** et **Figure 1-9**).



- **Eprouvette A non conditionnée (HR « ambiant »)**
- **Eprouvette B conditionnée à HR75 pendant 1 mois**

Figure 1-9 : Essais de traction en cisaillement à 2 HR différents d'un sergé 2x2 Carbone/PA66 [27].

On constate que la forme des hystérésis (qui permettent de mesurer l'évolution de l'endommagement au sein du matériau) dans le cas d'un essai de cisaillement (**Figure 1-9**) tend à devenir non symétrique avec l'augmentation de l'humidité relative : ce phénomène peut trouver son explication dans la réorientation des torons du tissé facilitée par l'humidité contenue dans la matrice (**Figure 1-5**).

Malgré une bibliographie peu fournie sur le sujet, on peut conclure qu'il est important de prendre en compte, pour des sollicitations quasi-statiques (voire dynamiques), la sensibilité à l'hygrométrie de la matrice du composite puisque celle-ci modifie en conséquence non seulement les valeurs à rupture mais aussi la nature du comportement hors axe.

2.2.2 Influence de la température

Dans cette partie, nous nous intéresserons uniquement, comme pour la partie précédente, à l'influence seule de la température ; nous ne traiterons donc pas, comme certains auteurs l'ont proposé pour des matrices PA66, le vieillissement hygrothermique **[33]**-**[34]**. Selon **[35]**, l'effet de température affecte principalement les propriétés mécaniques des composites par, non seulement, la modification des propriétés mécaniques de la matrice de polymère, mais aussi, par la génération d'une contrainte thermique qui facilite la présence des microfissures. L'absence de liaisons croisées entre des molécules dans la structure du polymère thermoplastique est l'une des raisons pour lesquelles les polymères, et donc les composites thermoplastiques, dépendent fortement de la température **[36]**.

Les conclusions que l'on peut trouver dans la littérature sur des composites tissés Verre/PPS et Carbone/PPS **[37]** (ou encore pour des composites UD Carbone/Polyimide **[38]**, Carbone Vinylester **[35]** ou des composites à fibres courtes Verre/PA66 **[28]**) montrent que la température affecte principalement le comportement des composites hors axe et influe fortement, quelle que soit l'orientation, sur les constantes à rupture (**Figure 1-10**).

En conclusion, tout comme la sensibilité à l'hygrométrie, il est important de tenir compte de l'influence de la température sur le comportement de composites à matrice thermoplastique. En effet, comme nous le verrons ultérieurement pour notre matériau, les températures de transition vitreuse de notre PA66 sont une fonction directe du niveau d'humidité relative au sein du matériau. Ces

dernières sont entre $-10°C$ et $60°C$ environ. Par conséquent en fonction de l'hygrométrie, même un essai à température ambiante peut changer le comportement du matériau composite.

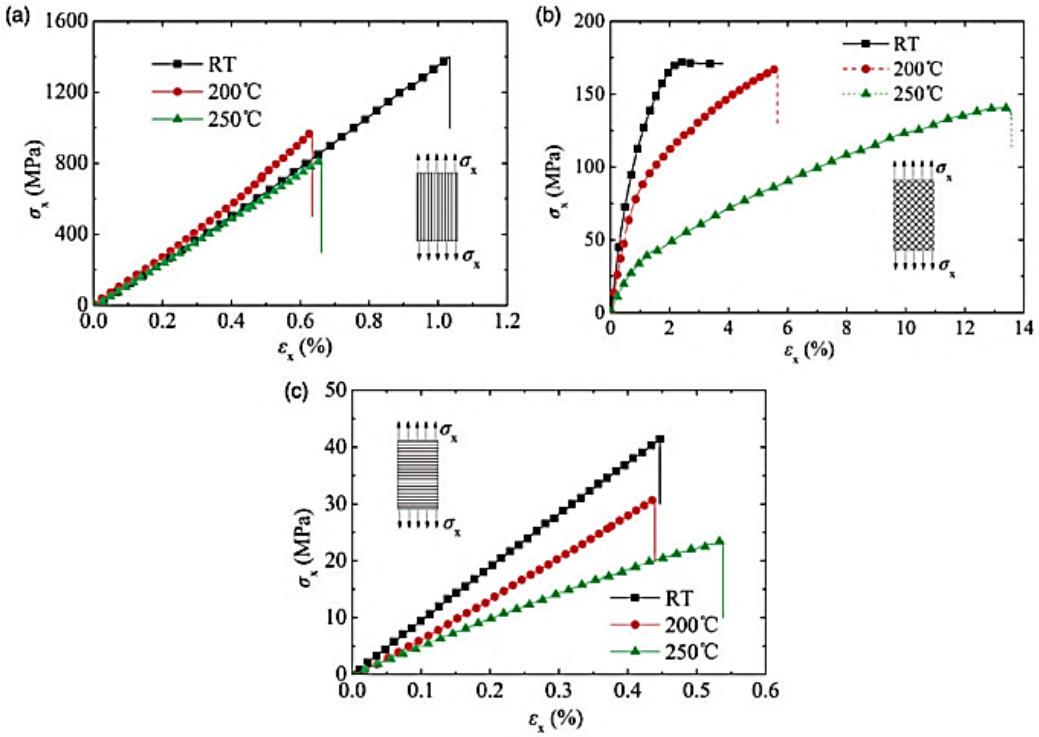


Figure 1-10 : Comportements d'un composite UD Carbone/Polyimide à 0°, 45° et 90° pour différentes températures ***[38].***

2.2.3 *Influence de la vitesse de déformation*

D'une manière générale, l'effet de la vitesse de déformation a largement été étudié en ce qui concerne les composites à matrice thermodurcissable **[39]**-**[48]**. Néanmoins, pour ceux qui possèdent une matrice thermoplastique, on peut aussi citer les travaux de **[49]** sur le sergé 2x2 Verre/PA66, de **[15]** et **[50]**-**[52]** sur des tissés ou unidirectionnels Verre/PP.

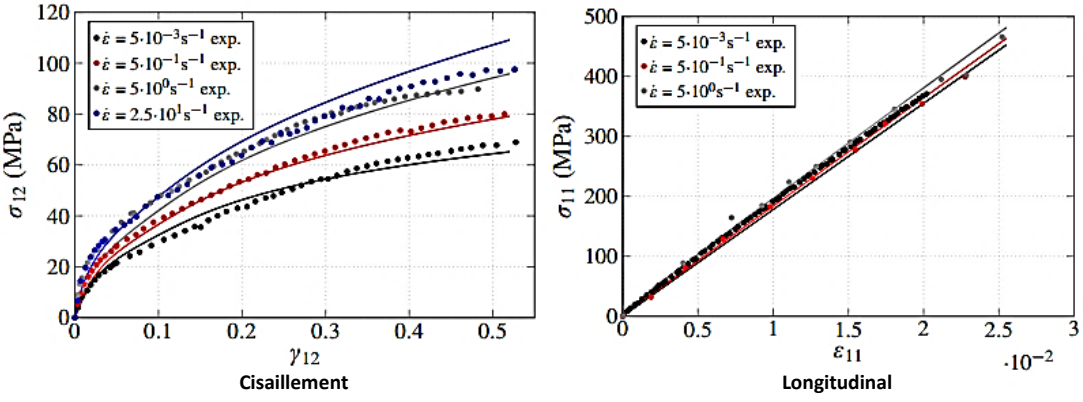


Figure 1-11 : Traction à différentes vitesses de déformation d'un sergé 2x2 Verre/PA66 à température ambiante ***[49].***

Les conclusions que l'on peut tirer de l'ensemble de ces études sont que la vitesse de déformation joue un rôle prépondérant sur le comportement hors axe des matériaux composites : les modules et contraintes à rupture (**Figure 1-11**) évoluent assez considérablement en fonction de cette dernière tandis que la déformation à rupture tendrait à diminuer. La vitesse de déformation influe telle que le comportement tend à devenir de plus en plus « linéaire fragile ». En ce qui concerne la direction

longitudinale, il semblerait que le module d'Young soit peu sensible à la vitesse de déformation et qu'il est peut-être plus difficile de quantifier l'évolution des constantes à rupture **[49]**, **[53]**-**[54]**.

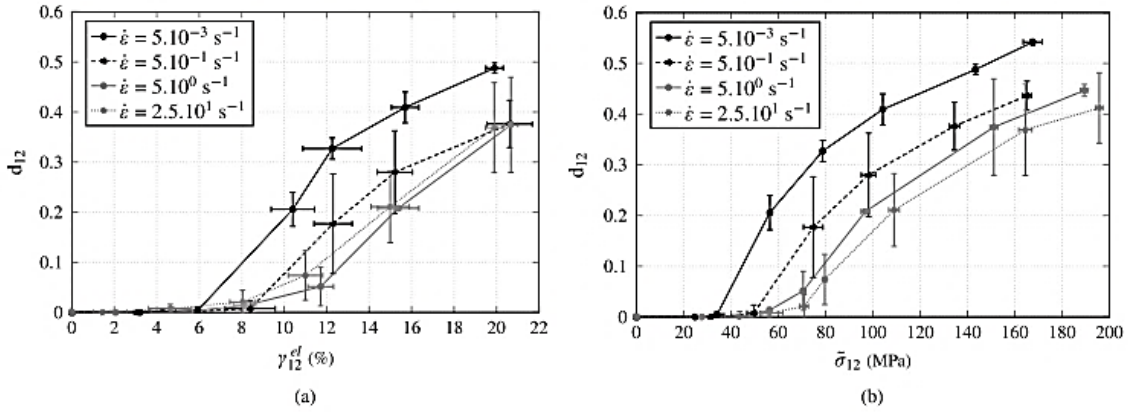


Figure 1-12 : Evolution de l'endommagement en cisaillement en dynamique pour un sergé 2x2 Verre/PA66 [55].

Dans les travaux de **[49]** et **[55]**, les auteurs ont mis en place un nouveau protocole pour estimer l'évolution de l'endommagement de cisaillement en fonction de la vitesse de déformation (**Figure 1-12).** Cette avancée permet de confirmer une évolution de l'endommagement beaucoup plus « rapide » en fonction de la vitesse de déformation et permet maintenant de justifier certains choix qui sont opérés dans l'élaboration de modèles.

Outre l'influence de l'hygrométrie et de la température, le comportement de composite à matrice thermoplastique est aussi une fonction de la vitesse de déformation. C'est un point très important puisque l'utilisation de ces matériaux dans le domaine automobile doit respecter certains critères notamment en matière de sécurité passive.

2.2.4 Conclusion

En conclusion, les composites tissés à matrice thermoplastique sont sensibles à trois grands facteurs : la température, leur niveau d'Humidité Relative (pour certaines matrices) et la vitesse de déformation et ce notamment dès qu'ils sont sollicités hors de l'axe du tissé. En effet, lorsque l'on sollicite le matériau suivant l'axe du tissu (ou de manière perpendiculaire), les influences observées sont alors beaucoup plus négligeables. On peut aussi noter que dans certains travaux **[28]**, le couple température/HR peut être ramené à une unique « variable » du fait que la température de transition vitreuse (T_g) est une fonction du niveau d'humidité relative dans le matériau. Cette variable correspond à la différence entre la température de l'essai et la T_g.

Caractériser un tel matériau afin de connaitre son comportement expérimental ou alors d'établir sa loi de comportement requiert donc une matrice d'essai conséquente, lourde à mettre en place et longue dans sa mise en œuvre. En effet, la caractérisation en quasi-statique d'un matériau composite tissé (équilibré) requiert, en contraintes planes, *a minima* 2 orientations (longitudinale et de cisaillement plan). Pour chacune de ces orientations, il est nécessaire aussi *a minima* de réaliser 3 à 5 essais pour des questions de reproductibilité, soit un total de 6 à 10 essais. Si le composite est maintenant sensible à la température, si l'on prend 3 différentes températures ($-40°C$, $+23°C$ et $+80°C$ par exemple qui sont les températures courantes dans le domaine automobile), il faudra par conséquent 18 à 30 essais. Si l'on ajoute la sensibilité à la température et que l'on prend 3 différents niveaux de HR (HR0, HR50 et HR85), le nombre d'essai passe alors à 54 ou 90 essais. Si maintenant il est nécessaire de le caractériser sur une plage de vitesse de déformation (4 vitesses différentes par exemple), cela porte le nombre d'essai à 216 ou 360. Il est donc plus qu'intéressant de savoir si l'élaboration d'une stratégie numérique ne permettrait pas de diminuer ce nombre d'essais à réaliser.

2.3 Lois de comportement existantes

2.3.1 *Influence de l'hygrométrie*

Les revues des études expérimentales de la partie précédente ont montré clairement l'influence de l'hygrométrie sur les propriétés mécaniques et le changement chimique (T_g) du matériau composite thermoplastique. A la connaissance de l'auteur, aucun modèle n'est proposé aujourd'hui pour modéliser cette influence sur le comportement du matériau composite.

2.3.2 *Influence de la température*[1]

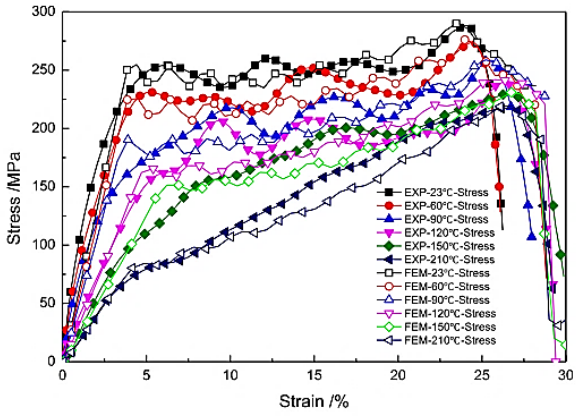
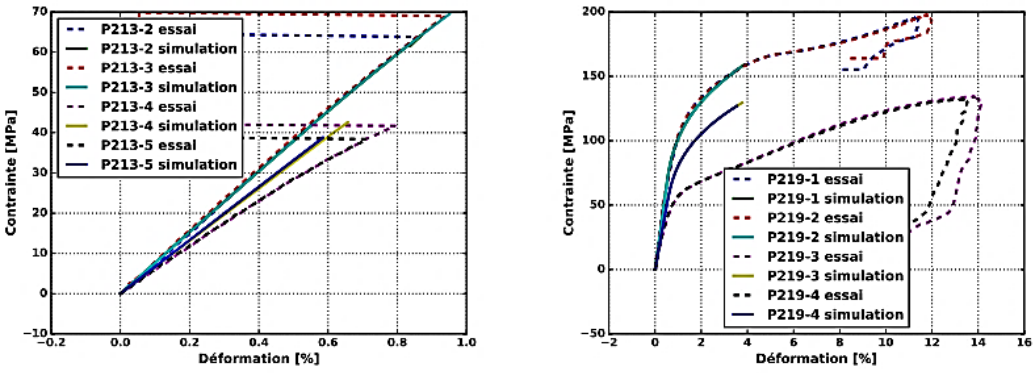


Figure 1-13 : Comparaisons numérique/expérimental d'un composite tressé à différentes températures en compression [58].

En fonction du domaine d'application, la revue bibliographique fait apparaître des modèles thermomécaniques **[56]**-**[60]** basés sur des corrélations entre des points clés (comme la température de transition vitreuse et la température de décomposition) et les propriétés des matériaux. Elle permet aussi de relever de nombreux travaux concernant l'étude numérique des conductivités thermiques effectives **[61]**-**[64]**. A l'échelle d'une microstructure, les travaux de **[65]** et **[66]** ont permis de calculer numériquement les distributions de contraintes thermiques dans les torons et la matrice d'un composite tissé. Un modèle thermomécanique couplé avec la mécanique de la rupture a été réalisé par **[58]** pour les torons d'un composite tressé en compression (**Figure 1-13**). Enfin, on peut aussi citer l'utilisation du modèle viscoélastique spectral de l'Onera **[59]**-**[60]** qui permet de prendre en compte l'évolution des propriétés physiques en fonction de la température dans le cadre du comportement en traction (**Figure 1-14**).



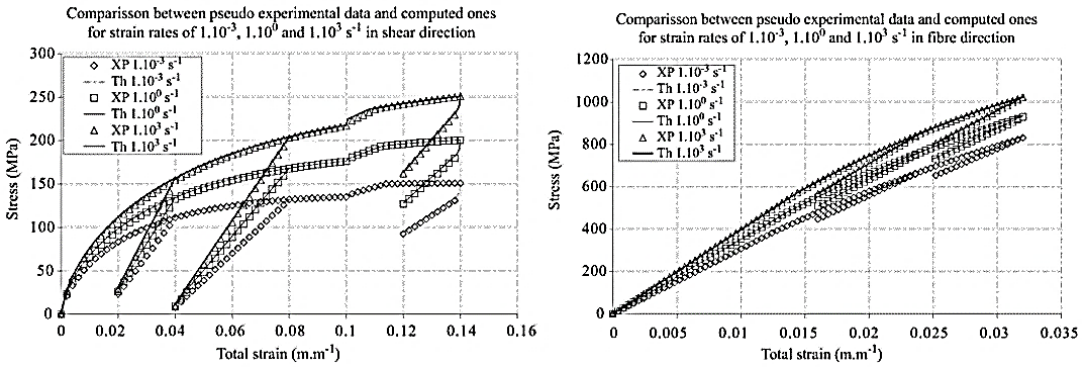
(a) Essais de traction sur $[90]_8$ (b) Essais de traction sur $[\pm 45]_{4s}$

Figure 1-14 : Comparaisons numérique/expérimental d'un Carbone/Epoxy en traction [60].

[1] *La littérature que nous proposons ici est pour les matériaux composites au sens général du terme car pour les applications que nous visons (domaine automobile et crash), les codes de calcul n'intègrent pas la thermomécanique.*

2.3.3 *Influence de la vitesse de déformation*

La bibliographie montre que de nombreux modèles sont disponibles pour la prise en compte de la vitesse de déformation par assimilation à une viscosité. Dans **[40]**-**[42]**, un modèle de comportement (**Figure 1-15**) élasto-plastique endommageable orthotrope avec influence de la vitesse de déformation (avec une éventuelle prise en compte d'un effet retard) a été développé pour des composites unidirectionnels ou tissés (à matrice thermodurcissable).



Cisaillement **Longitudinal**

*Figure 1-15 : Résultats numériques et expérimentaux d'un tissé Carbone/Epoxy **[41].***

Dans **[67]**, la modélisation choisie est basée sur une amélioration du modèle de Bodner-Partom et est dédiée aux composites à matrice polymère. **[68]** propose une modélisation par critères de rupture liés aux vitesses de déformation. **[69]** et **[70]** utilisent le modèle dénommé Onera Damage Model, qui est un modèle à endommagement continu à cinq variables d'endommagement. **[48]** a proposé une amélioration de ce modèle par la prise en compte de la friction (**Figure 1-16**). **[71]** propose un modèle élasto-plastique avec endommagement basé sur l'équation de Ramberg–Osgood pour des applications de type crash et **[72]** un modèle élasto-viscoplastique avec endommagement pour le comportement en compression.

On peut citer aussi des travaux récents **[73]** et **[74]** à base de dérivées fractionnaires qui ont été appliqués aux composites UD et tissés à matrice thermodurcissable ou thermoplastique. Ces modélisations, qui peuvent être purement basées sur un modèle à dérivées fractionnaires ou alors couplées à des lois plus « classiques » comme celle de **[40]** ou **[41]**, permettent de prendre en compte la viscosité du matériau. Ces modèles permettent de simuler les boucles d'hystérésis (**Figure 1-17**).

Enfin, on peut aussi remarquer l'élaboration du modèle de comportement dans **[49]** pour un composite sergé 2x2 Verre/P66 en cisaillement (**Figure 1-18**). Ce modèle repose sur une vision modulaire des mécanismes non linéaires et possède une description hiérarchique des effets de vitesse basée sur leurs temps caractéristiques.

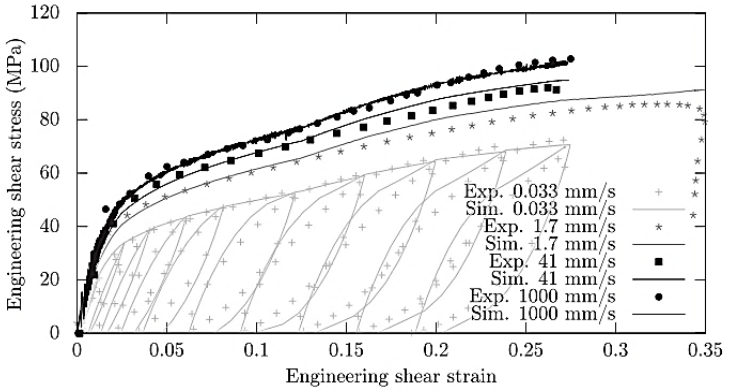


*Figure 1-16 : Confrontation expérience/modélisation d'un tissé Carbone/Epoxy **[48].***

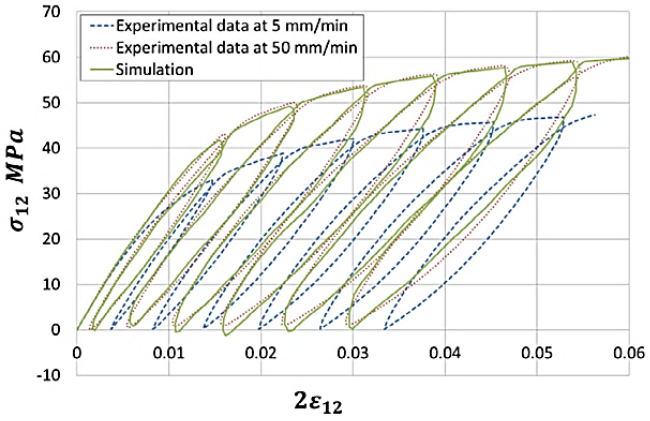


Figure 1-17 : Comparaison expérimental/numérique pour un Carbone/Epoxy ***[74]***.

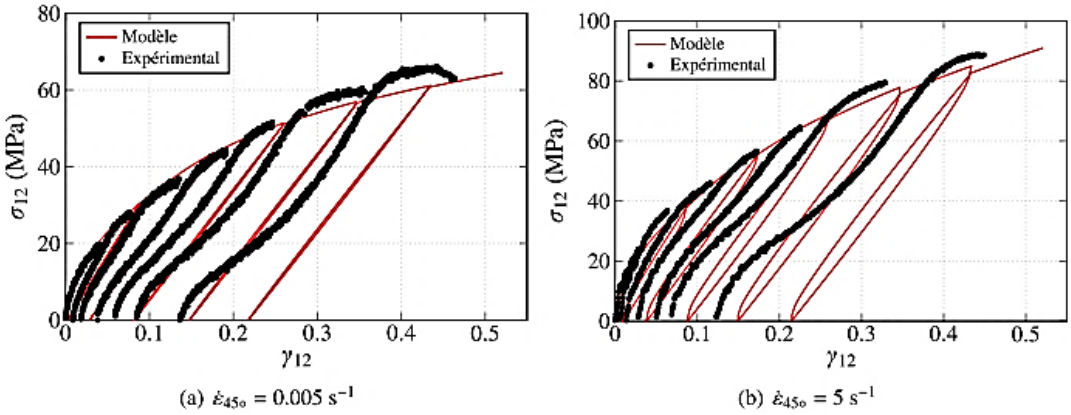


Figure 1-18 : Comparaisons expérimental/numérique du comportement d'un sergé 2x2 Verre/PA66 ***[49]***.

2.3.4 Conclusion

La revue bibliographique à propos des lois de comportement disponibles pour les composites montre que de nombreux travaux ont été menés pour décrire les comportements de ces matériaux de la quasi-statique à la dynamique mais sans inclure les conditions environnementales. En effet, à notre connaissance aucun modèle n'intègre les effets du niveau d'humidité relative que pourrait posséder un composite et peu de modèles prennent en compte les effets de température. On peut aussi conclure que de nombreux phénomènes sont représentés par ces lois de comportement avec prise en compte de la vitesse de déformation (déformations élastiques et irréversibles, endommagements ou hystérésis), ce qui sous-entend une méthode d'identification des paramètres des lois constitutives nécessitant un nombre d'essais assez important. On remarque donc que le développement d'un outil numérique pourrait être une aide à l'identification de certains des paramètres de ces lois de comportement (comme entre autres les constantes élastiques ou à rupture), surtout pour des conditions environnementales variées.

2.4 Conclusion générale

L'ensemble des travaux que nous avons passé en revue, nous montre expérimentalement que le comportement de composites à matrice thermoplastique est complexe et peut être très influencé par la température lors des sollicitations, par le niveau d'humidité relative qu'ils contiennent ou encore par la vitesse de déformation. Comme tous matériaux composites, on observe aussi des comportements différents en fonction de l'axe de sollicitation (élastique fragile dans le sens longitudinal et très non linéaire en cisaillement). D'un point de vue numérique, on remarque que de nombreux auteurs proposent des choix de modèles prenant en compte différents phénomènes (tels que l'élasticité, l'irréversibilité, l'endommagement, la vitesse de déformation). Ces lois de

comportement requièrent l'identification d'un certain nombre de paramètres au travers de la réalisation de divers essais. Tenir compte des conditions environnementales pour des chargements allant de la quasi-statique à la dynamique implique non seulement sur le plan expérimental mais aussi sur le plan des lois de comportement, de démultiplier les essais expérimentaux ce qui, dans des contextes économiques, peut se révéler être problématique (campagnes longues et coûteuses). Il peut donc être intéressant de posséder un outil numérique qui permettrait, principalement dans le cadre de dimensionnements rapides, de pouvoir identifier ou des caractéristiques ou des comportements.

La revue effectuée sur les lois de comportement disponibles incluant les effets de la température ou de l'hygrométrie nous pousse à faire le choix de ne pas intégrer, dans l'outil numérique, ces deux effets au sein des lois de comportement de la matrice et du toron. En effet, peu de travaux sont disponibles et l'outil final, étant destiné à être utilisé dans un code de calcul commercial (Abaqus/Explicit), ne nous permettra pas d'intégrer ces effets dans nos développements. Par conséquent, nous proposons d'utiliser une loi de comportement pour les constituants par couples de température/HR. Cela impliquera donc une caractérisation de la matrice PA66 pour différents couples température/HR et une identification adéquate des paramètres de la loi constitutive.

3. Revue des méthodes d'homogénéisation et de modélisations multi-échelles pour matériaux composites

Dans cette partie, nous proposons une revue de la littérature à propos des méthodes d'homogénéisation et des modélisations multi-échelles existantes pour les matériaux composites. Cette partie sera structurée de la manière suivante : dans un premier temps, nous proposerons de détailler rapidement les méthodes principales d'homogénéisation sur un **V**olume **E**lémentaire **R**eprésentatif. Ensuite, dans un second temps, nous nous attarderons sur l'homogénéisation multi-échelles de composites tissés qui consiste, tout d'abord, à proposer une homogénéisation basée sur un VER de composite **U**ni**D**irectionnel permettant d'obtenir le comportement des torons, puis ensuite d'effectuer une seconde homogénéisation sur le VER du tissé en utilisant la loi de toron précédente. L'ensemble de cette revue sera fait pour des sollicitations mécaniques de type quasi-statiques et dynamiques.

3.1 Généralités sur l'homogénéisation

Dans la littérature, différentes méthodes d'homogénéisation ont été proposées afin de modéliser le comportement complexe des composites. On peut distinguer les méthodes d'homogénéisation en deux approches : l'homogénéisation mathématique et l'homogénéisation numérique ou directe avec un **V**olume **E**lémentaire **R**eprésentatif par la méthode des éléments finis. Une étude bibliographique sur les liens entre l'homogénéisation analytique et l'homogénéisation numérique est proposée dans **[75]**.

Dans les travaux **[76]** et **[77]**, par exemple, les méthodes d'homogénéisation spatiales basées sur des études analytiques ou semi-analytiques à l'échelle microscopique ont permis de définir un comportement macroscopique entre des quantités moyennes effectives. Sous l'impulsion d'une prise en compte de phénomènes microscopiques de plus en plus complexes, d'autres méthodes sont apparues **[78]**-**[79]** où l'identification du modèle macroscopique est effectuée en résolvant une série d'essais numériques sur un volume élémentaire représentatif du matériau considéré. Cependant l'extension de ces dernières méthodes au cadre non-linéaire qui demeure possible mais complexe, impose la connaissance *a priori* du modèle macroscopique. Un modèle d'homogénéisation de Mori Tanaka incrémental a été développé par **[80]** et permet l'homogénéisation de composites à matrice inélastique (viscoplastique) pour une résine PP (Polypropylènes) et des fibres courtes et l'homogénéisation du toron à matrice PA66 par **[81]**. De plus, la méthode d'homogénéisation « **M**ean-

Field **H**omogenization » a été utilisée pour des composites en petites déformations par **[83]**-**[85]**. On peut enfin citer aussi d'autres stratégies dites d'analyse globale-locale. Elles sont basées sur une résolution, grâce à la méthode des éléments finis au carré (EF2) **[86]** ou grâce à une méthode similaire **[87]** couplée avec une **F**ast **F**ourier **T**ransformation, de deux problèmes imbriqués : l'un à l'échelle mésoscopique et l'autre à l'échelle microscopique.

Si l'on s'attarde dans la littérature aux travaux menés sur des composites tissés, on constate que beaucoup d'auteurs ont utilisé une méthode d'homogénéisation périodique numérique multi-échelles (**P**eriodic **B**oundary **C**onditions) **[5]**, **[81]**, **[88]**-**[96]**. Il nous parait aussi important de noter que les niveaux de déformation atteints demeurent généralement « petits ». On peut remarquer aussi que lorsque l'on s'attarde sur le toron **[97]** ou les composites à fibres courtes **[84]**, c'est plutôt la méthode d'homogénéisation mathématique qui est privilégiée. Par conséquent, dans les parties suivantes, nous proposons de passer en revue dans le cas de sollicitations quasi-statiques et dynamiques, les travaux portant sur des méthodes d'homogénéisation numériques par la méthode des éléments finis.

3.2 Homogénéisation de composites tissés en quasi-statique

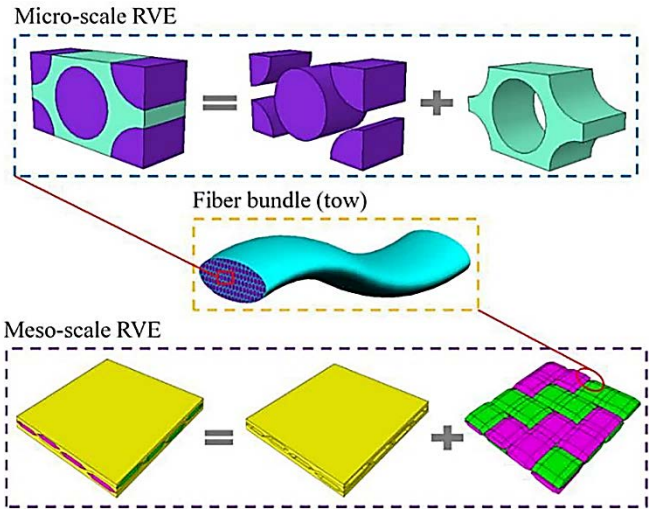


*Figure 1-19 : Représentation schématique de la stratégie de modélisation multi-échelles **[5]**.*

L'identification du comportement d'un matériau composite tissé par homogénéisation se base sur la méthode dite multi-échelles (**Figure 1-19**) : en effet, le comportement du composite (échelle mésoscopique) est obtenu par une homogénéisation à partir des comportements de la matrice et des torons. Cependant, pour obtenir le comportement du toron (échelle microscopique), une homogénéisation est aussi nécessaire. Pour cela, généralement le comportement du toron est assimilé à celui d'un composite unidirectionnel (formé de la même matrice que le composite tissé lui-même).

3.2.1 Homogénéisation à l'échelle microscopique – échelle du toron

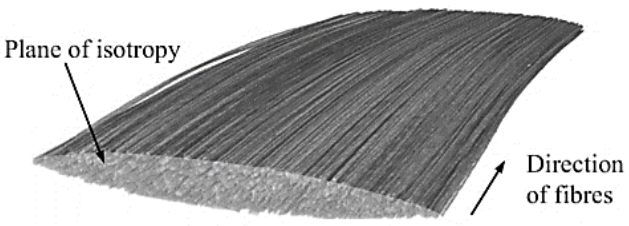


*Figure 1-20 : Image X-ray tomographique d'un toron dans un composite **[98]**.*

La composition d'un toron de composite tissé correspond à des fibres longues noyées dans de la matrice (**Figure 1-20**). Généralement, le comportement des fibres pris en compte est un comportement de type linéaire fragile et en ce qui concerne la matrice, le comportement est de type

non linéaire, comme par exemple viscoélastique-viscoplastique pour certains auteurs (nous reviendrons plus particulièrement sur ces lois dans les points **4.1.4** et **4.2.4**).

Parmi les méthodes utilisées pour obtenir numériquement le comportement d'un toron, comme nous l'avons souligné précédemment, certains travaux utilisent l'homogénéisation analytique tel que **[81]**. Cette méthode dans ces travaux est basée sur Mori-Tanaka qui consiste à idéaliser les microfissures d'un milieu par des inclusions ellipsoïdales de vide quasi-plates (**Figure 1-21**). La perte de rigidité ou la variable de l'endommagement est calculée par un schéma d'homogénéisation en introduisant une valeur de densité de microfissures γ_c dans un VER.

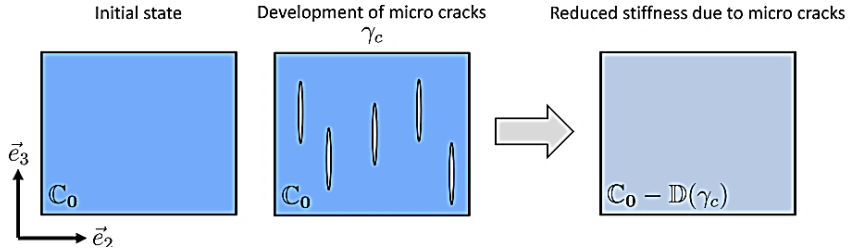


*Figure 1-21 : Homogénéisation mathématique d'un toron à matrice PA66 suivant Mori-Tanaka **[81].***

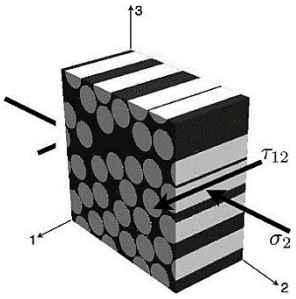


Figure 1-22 : Type de VER pour un composite UD Carbone/PEEK [99].

L'autre grande majorité des méthodes consiste à effectuer une homogénéisation numérique en considérant le VER d'un composite UD (**Figure 1-22**). Les résultats obtenus, en considérant les interfaces entre fibres et matrice comme parfaites **[100]**, peuvent être très satisfaisants (**Figure 1-23**), quelles que soient les directions de sollicitation (longitudinale, transversale ou de cisaillement). Cependant, pour représenter plus de phénomènes, des éléments cohésifs peuvent être aussi utilisés pour représenter l'interface fibres/matrice **[101]**-**[111]**. L'identification des paramètres pour les interfaces est basée sur des méthodes d'identification inverse (puisqu'il est très difficile d'identifier expérimentalement ces dernières). On peut remarquer que les résultats obtenus, quant aux paramètres de ces interfaces, a une influence plus ou moins forte sur le comportement du VER (comme en transverse **Figure 1-24** ou en cisaillement **Figure 1-25**).

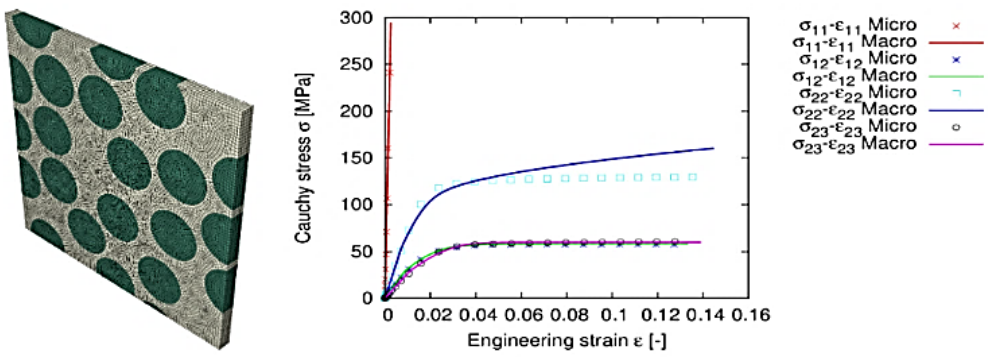


*Figure 1-23 : Comparaisons d'un modèle macroscopique avec une homogénéisation à l'échelle microscopique **[100].***

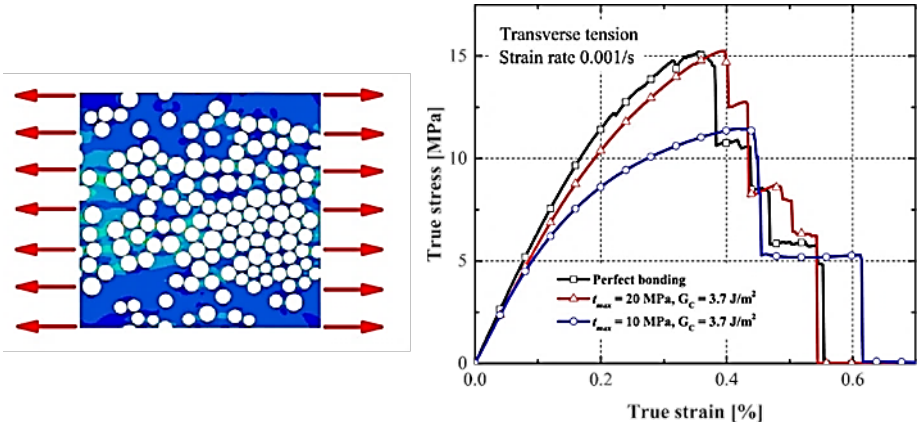


Figure 1-24 : Comportement du VER d'un composite UD Verre/PP ***[101].***

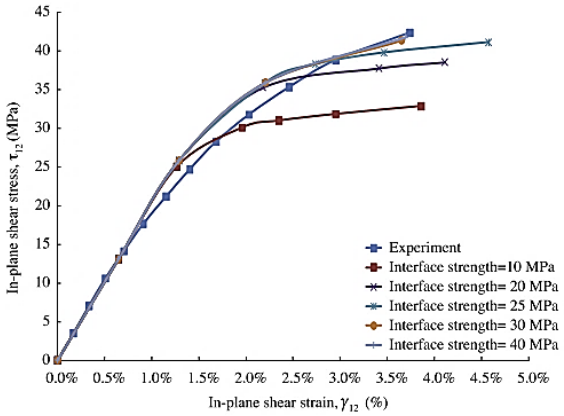


Figure 1-25 : Comparaisons expérimental/homogénéisations pour un composite UD Verre/Epoxy ***[104].***

En conclusion de la revue de **[88]**, **[101]**, **[94]**, **[110]**-**[111]**, nous pouvons dire que les résultats des simulations numériques réalisées à l'aide de techniques d'homogénéisation pour l'obtention du comportement du toron sont fortement reliées à la géométrie du VER (**Figure 1-26**), au nombre de fibres dans le VER **[101]** (**Figure 1-27**) mais aussi à la qualité de la description de l'interface fibre/matrice **[101]**-**[111]**. Malheureusement, dans les deux cas, il est très difficile de trouver des travaux d'un point de vue expérimental qui permettraient de figer l'ensemble des paramètres des simulations.

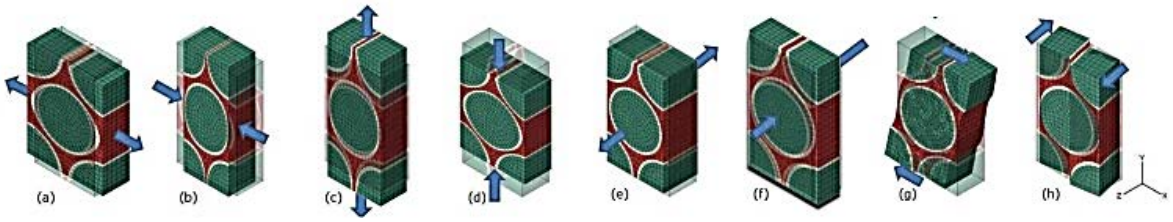


Figure 1-26 : Simulations du comportement du toron ***[88].***

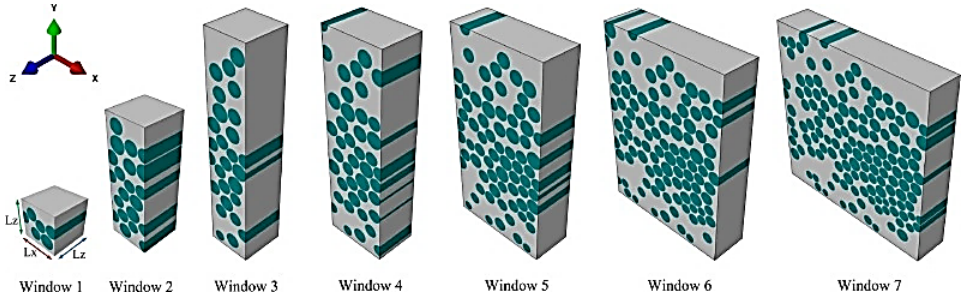


Figure 1-27 : VER à différents nombres de fibres d'un composite UD ***[101].***

Ensuite, on peut noter deux points principaux : le premier est que l'ensemble des comportements homogénéisés l'est dans une gamme de déformation restreinte. C'est peut-être un point de vigilance pour les composites tissés à matrice thermoplastique qui peuvent avoir des comportements jusqu'à d'importantes déformations. Malheureusement, comme nous l'avons souligné, il est difficile de trouver des travaux expérimentaux sur les torons pour s'assurer de ce point. Le second point est qu'il n'existe pas de travaux qui inclut les effets de la température et de l'hygrométrie de certaines matrices thermoplastiques pour la détermination du comportement du toron. C'est aussi un point qui peut s'avérer problématique et que nous traiterons dans la partie **5** de ce chapitre.

3.2.2 Homogénéisation à l'échelle mésoscopique – échelle du composite tissé

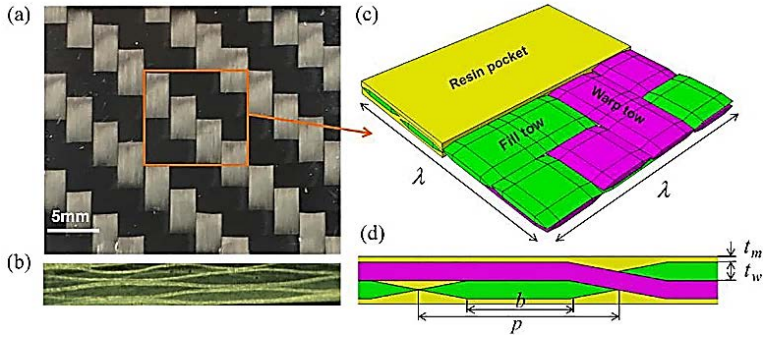


Figure 1-28 : VER à l'échelle mésoscopique d'un composite sergé 2x2 Carbone/Epoxy [5].

Pour l'homogénéisation à l'échelle du composite tissé, les méthodes numériques sont identiques à celles évoquées au point précédent mais cette fois-ci le VER utilisé est celui du composite considéré (**Figure 1-28**). Il est à noter que dans les nombreux travaux que l'on peut trouver, le VER proposé pour le composite tissé est un VER idéalisé, autrement dit qui ne prend pas en compte les variabilités internes du tissage (angle d'ondulation, longueurs et distances des torons, positionnement des torons, procédé de fabrication…).

En ce qui concerne la modélisation des essais en traction dans le sens longitudinal pour les composites tissé 2D, on peut citer les travaux suivants : **[5]**, **[81]**, **[89]**, **[92]**, **[94]**-**[96].** Dans ces travaux, les lois de comportement adoptées pour les torons sont généralement de type élastique fragile tandis que pour la matrice des modèles de comportement non linéaires sont utilisées. Dans **[5]**, par exemple, la matrice est considérée comme élastique isotrope et les torons comme élastiques orthotropes. Par contre pour les deux constituants, un modèle d'endommagement de type Murakami-Ohno (régularisé par un modèle de Bažant) a été associé permettant de traiter l'apparition des endommagements et la gestion de la « post-rupture » (**Figure 1-29**). Enfin, les conditions appliquées sur le VER sont des conditions de type PBC.

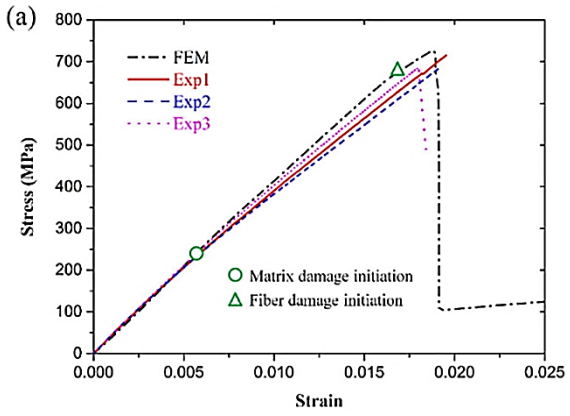
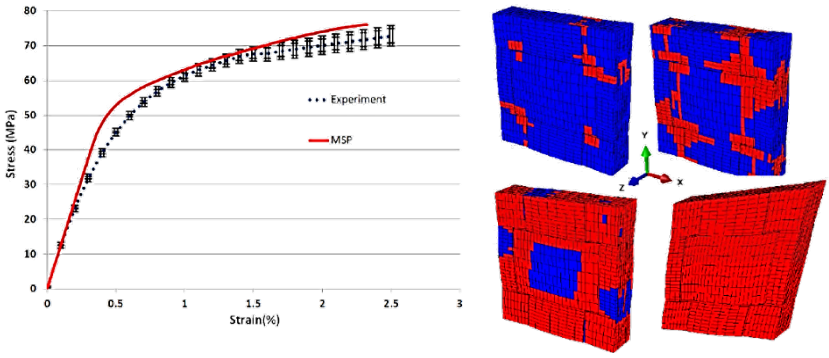


Figure 1-29 : Comparaisons expérimental/numérique d'un sergé 2x2 Carbone/Epoxy en longitudinale [5].

Pour l'homogénéisation du comportement du composite hors axe, comme par exemple sur une simulation à $45°$ de la direction des fibres, ce que l'on peut noter c'est qu'une grande majorité des travaux (**[81]**, **[89]**, **[94]**, **[96]**, **[112]**) offrent des résultats très satisfaisants mais pour une gamme de déformation « assez faible » (fonction de leurs objectifs en termes de sollicitations fixées) en traction monotone.



Courbe de comportement **Endommagement dans les torons à différents instants**

Figure 1-30 : Comparaison expérimental et homogénéisation d'un composite tissé Verre/Epoxy ***[96].***

La **Figure 1-30** présente une comparaison entre les résultats expérimentaux et d'homogénéisation numérique d'un composite tissé verre/époxy $[0/90]_{2S}$ en cisaillement **[96]**. Dans ce modèle d'homogénéisation, le comportement du toron et de la matrice sont élastiques avec respectivement un endommagement anisotrope basé sur le critère de Puck. La matrice et les torons sont reliés entre eux grâce à des « embedded elements » pour assurer certaines contraintes cinématiques et grâce à une gestion particulière de contact. On note une bonne corrélation entre les résultats d'homogénéisation et les résultats expérimentaux sur une plage de déformation maximale de 2.5%.

D'autres travaux ont été aussi récemment effectués sur un composite sergé 2x2 verre/PA66 à HR50 **[81]**. Les auteurs ont proposé un comportement du toron issu d'une homogénéisation à l'aide de Mori-Tanaka et un comportement viscoélastique-viscoplastique pour la matrice. On remarque une bonne corrélation entre des résultats d'homogénéisation et les résultats expérimentaux et ce pour différentes orientations du composite dont notamment $0°$, $15°$ et $30°$ (**Figure 1-31**) ; le comportement passe en fonction de l'orientation d'un comportement élastique fragile à élastique non-linéaire.

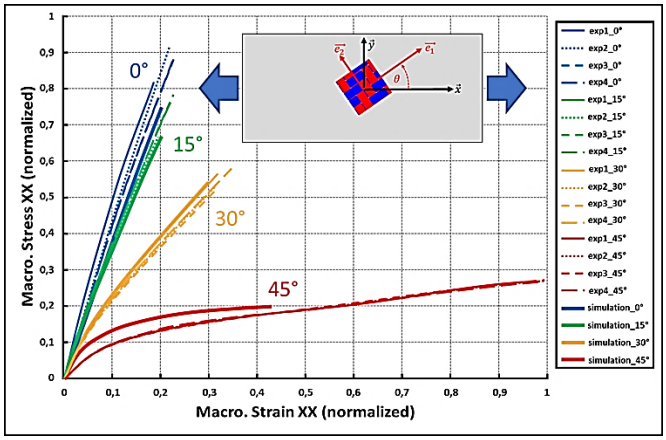


Figure 1-31 : Comparaison expérimental et homogénéisation numérique à différentes orientations ***[82].***

Enfin, on peut aussi s'intéresser aux travaux sur un composite tissé satin carbone/époxy proposé par **[112]**. Dans ce cadre, l'homogénéisation est réalisée en utilisant des conditions PBC, une loi pour le toron obtenue après homogénéisation sur un VER UD avec une loi de comportement

élastique linéaire pour les fibres et une loi de type élasto-plastique pour la matrice. Le contact entre les torons et la matrice est considéré comme parfait. On constate que la comparaison entre les résultats expérimentaux et d'homogénéisation sur le composite est satisfaisante à l'exception des « grandes » déformations en cisaillement (**Figure 1-32**). Les auteurs avancent le fait que cette non-corrélation est due à l'hypothèse d'une interface rigide entre les torons et la matrice mais aussi à la loi de comportement choisie pour la matrice.

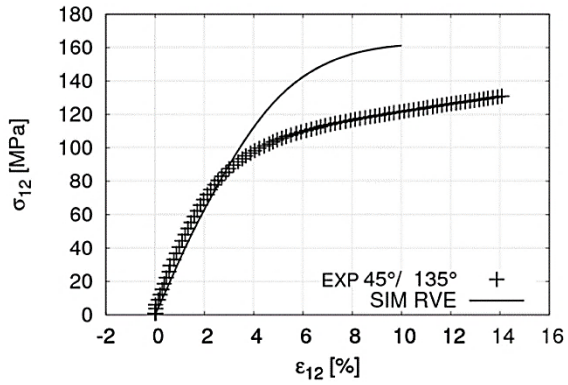


Figure 1-32 : Comparaison expérimental et homogénéisation numérique d'un satin Carbone/Epoxy ***[112].***

En résumé, la revue des méthodes montre que les lois de comportement utilisées tant pour le toron que pour la matrice ainsi que la qualité de la gestion de l'interface toron/matrice ont une importance notamment en cisaillement pour une large gamme de déformation.

3.2.3 Conclusion

Dans cette partie, une revue bibliographique des résultats d'homogénéisation pour composites tissés a été présentée. La méthode d'homogénéisation numérique est une méthode multi-échelles, c'est-à-dire que l'on applique deux fois l'homogénéisation, à l'échelle microscopique et à l'échelle mésoscopique.

A la première échelle (microscopique), les auteurs, qui utilisent généralement une homogénéisation de composites unidirectionnels, ont montré l'influence de la géométrie du VER, du nombre de fibres utilisées et de la gestion de l'interface entre les fibres et la matrice. L'ensemble de ces paramètres détermine fortement le comportement du toron. On peut aussi observer que les comportements obtenus sont souvent proposés en petites déformations. Enfin, on peut aussi remarquer que les difficultés rencontrées ne peuvent avoir de support expérimental afin de proposer des solutions.

A la seconde échelle (mésoscopique), les auteurs utilisent cette fois-ci la « réelle » géométrie du VER du composite considéré. On peut noter que la géométrie de ce VER, qui est idéale, peut aussi avoir une conséquence sur les résultats d'homogénéisation du fait que les angles d'ondulation des torons, leurs longueurs et/ou distances, etc. soient « figés ». Enfin, on peut noter, tout comme pour l'homogénéisation du toron, que les lois de comportement utilisées pour le toron et la matrice ainsi que les hypothèses faites en ce qui concerne les interfaces jouent un rôle prépondérant sur la corrélation des résultats en fonction de la gamme de déformation principalement lors de sollicitations hors axe du composite tissé. Enfin, on peut noter aussi qu'il n'y a pas de travaux concernant la modélisation de composites tissés à matrice sensible à la température et à l'hygrométrie.

3.3 Homogénéisation du composite tissé en dynamique

Nous proposons ici une synthèse de quelques travaux relatifs à l'homogénéisation uniquement à l'échelle microscopique. En effet, la revue de la littérature ne fait pas apparaitre, à notre connaissance, de travaux sur les méthodes multi-échelles en dynamique pour les composites tissés ou non.

3.3.1 *Homogénéisation à l'échelle microscopique – échelle du toron*

Tout comme pour le point précédent, les travaux disponibles utilisent l'homogénéisation sur le VER d'un composite UD. Comme l'ont montré aussi les points **2.2.3** et **2.3.3**, la sensibilité à la vitesse de déformation est principalement imputée à la matrice (qu'elle soit thermodurcissable ou thermoplastique).

Dans les travaux issus de **[113]**, les auteurs s'intéressent au comportement à l'échelle microscopique d'un composite UD verre/époxy. La modélisation utilise un VER « classique » (**Figure 1-33**) dans lequel une zone d'interface entre les fibres et la matrice a été modélisée. Pour l'ensemble des constituants les lois de comportement sont de type élastique endommageable et une sensibilité à la vitesse de déformation a été ajoutée à la matrice et à la zone d'interface fibre/matrice. Des simulations numériques pour des vitesses de déformation comprises entre $1/s$ et $10000/s$ ont été ensuite réalisées (**Figure 1-34**). Les résultats montrent que la prise en compte de la vitesse de déformation impose bien une augmentation des contraintes à rupture en fonction de la vitesse de déformation et une insensibilité du module d'Young dans la direction longitudinale.

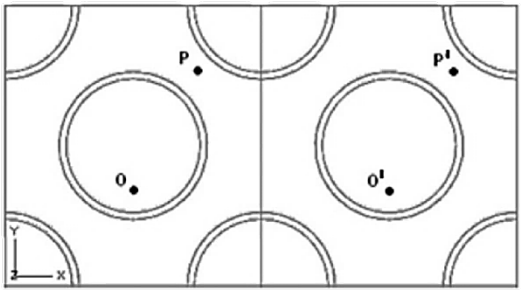


*Figure 1-33 : VER utilisé en dynamique par **[113]**.*

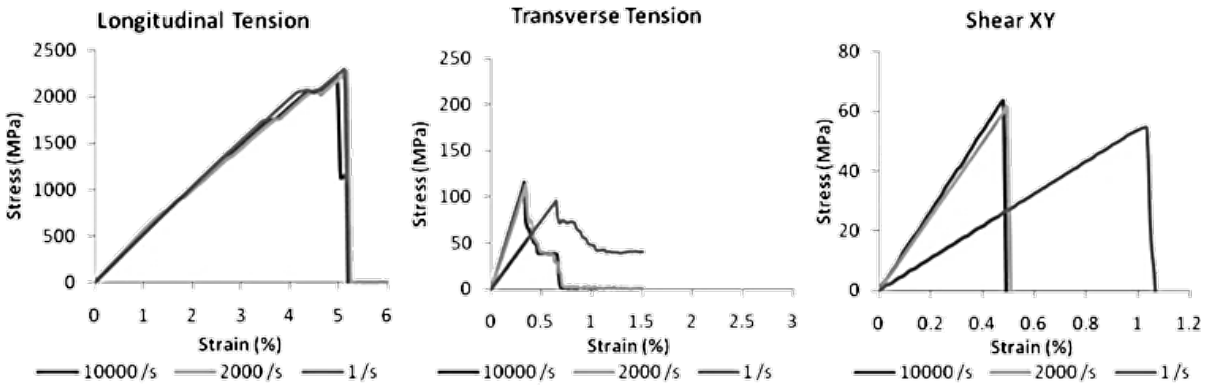


*Figure 1-34 : Courbes de contrainte-déformation homogénéisée en dynamique **[113]**.*

On peut aussi citer les travaux de **[114]** dédiés cette fois-ci à un composite UD carbone/époxy et à son comportement transverse. L'homogénéisation est faite sur un VER avec un positionnement de fibres aléatoire (**Figure 1-35**). Les fibres ont un comportement élastique linéaire isotrope transverse et la matrice un comportement basé sur une cinématique élasto-plastique utilisant la décomposition $F_e F_p$ intégrant et la sensibilité à la vitesse de déformation et un endommagement. Des éléments cohésifs (loi bilinéaire) sont utilisés pour l'interface fibres/matrice et les conditions limites employées sont de type PBC. Les résultats obtenus (**Figure 1-35**) montrent une sensibilité à la vitesse de déformation dans le sens transversal au-delà de la partie élastique et permettent une bonne corrélation des profils de fissuration en regard d'observations *in situ* du composite (**Figure 1-36**).

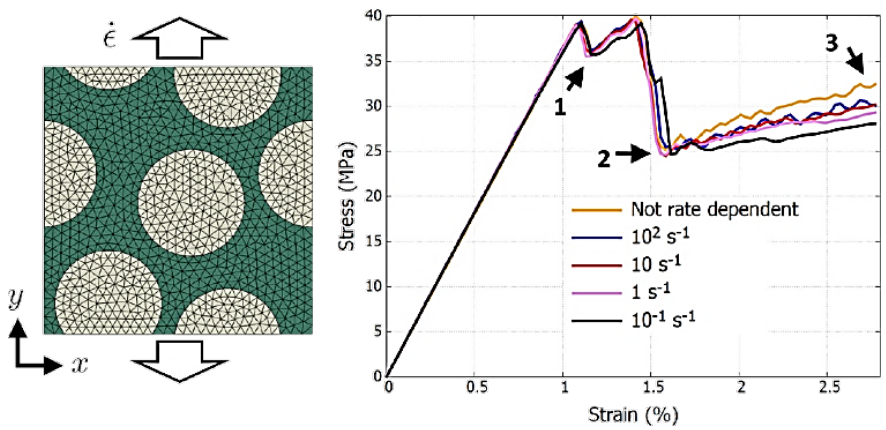


Figure 1-35 : Courbe contrainte-déformation pour des différentes vitesse de déformation ***[114].***

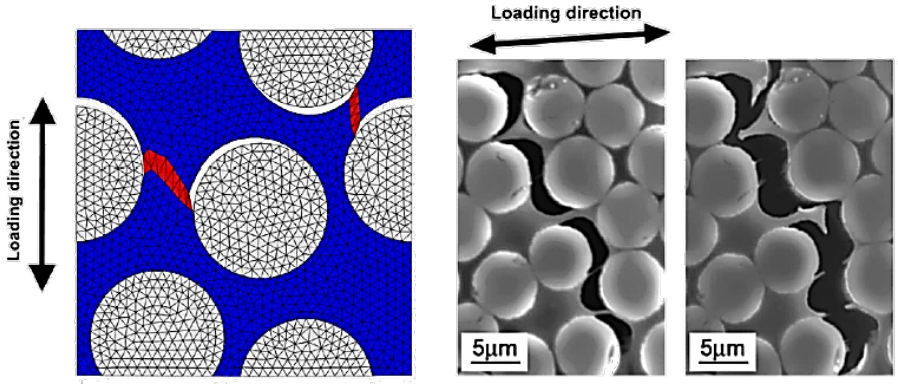


Figure 1-36 : Comparaison des profils endommagés ***[114].***

3.3.2 Conclusion

Bien qu'il existe peu de travaux dans la littérature jusqu'à présent concernant la réponse dynamique réalisée à l'aide de techniques d'homogénéisation de matériaux composites, on peut relever que la prise en compte de la sensibilité à la vitesse de déformation de la matrice, voire de l'interface fibres/matrice (ou toron/matrice) est importante. On peut aussi noter que comme dans le point précédent, les niveaux de déformation atteints demeurent dans tous les cas, relativement faibles notamment du fait de la matrice thermodurcissable utilisée. Nous tenons aussi à rappeler que malheureusement, nous n'avons trouvé à ce jour de travaux réalisés à l'échelle mésoscopique pour les composites.

3.4 Conclusion générale

La revue bibliographique menée à propos des méthodes d'homogénéisation en quasi-statique ou en dynamique montre qu'en ce qui concerne les composites tissés, il est nécessaire pour accéder au comportement de ce dernier, d'effectuer une homogénéisation multi-échelles : une pour le toron et l'autre pour le composite :

- Pour le comportement du toron, on peut rappeler que, généralement, une homogénéisation sur un VER de composite unidirectionnel est réalisée : en effet, le toron est un amas de fibres longitudinales noyées dans une matrice. Les travaux ont montré aussi que la forme de ce VER, le nombre de fibres qui le compose, les lois des constituants (fibre et matrice) et la qualité de l'interface fibre/matrice ont une forte influence sur le comportement homogénéisé obtenu. C'est un point très important puisque ce comportement obtenu interagira directement sur l'homogénéisation du composite à l'échelle mésoscopique. Par ailleurs, il est nécessaire de souligner qu'il n'existe pas de données expérimentales à ce sujet.

- Pour le comportement du composite, les travaux sont principalement disponibles pour des sollicitations quasi-statiques. Tout comme le toron, la géométrie du VER, les lois des constituants et la représentation de l'interface toron/matrice jouent un rôle prépondérant. La prise en compte de la sensibilité à la vitesse de déformation est aussi un point important à prendre en compte. Enfin, du fait soit de la nature même du composite et plus particulièrement de la matrice qui le compose, soit du type de chargement étudié, les résultats présentés proposent des corrélations satisfaisantes mais sur une gamme de déformation relativement « petite ».

Que ce soit à l'échelle microscopique ou mésoscopique, aucune influence de la température ou de l'hygrométrie n'a pu être relevée au cours de la revue bibliographique.

Enfin, pour nos travaux, nous choisissons une méthode multi-échelles d'homogénéisation. Pour l'homogénéisation du toron, nous utiliserons aussi une modélisation de composite unidirectionnel avec des lois adaptées notamment pour la matrice PA66. Grâce au comportement trouvé pour les torons, nous proposerons ensuite une homogénéisation à l'échelle supérieure, celle du VER de notre composite sergé 2x2 verre/PA66. Pour le VER, nous n'inclurons pas les variabilités géométriques de celui-ci car nous préférons nous concentrer dans un premier temps sur les résultats d'homogénéisation permettant d'accéder au comportement du composite pour différentes températures et HR. A ce propos, nous choisirons enfin de démultiplier les comportements des torons et de la matrice, autrement dit nous proposerons des jeux de paramètres particuliers aux couples température/HR.

4. Revue à propos des constituants du composite tissé retenu

Dans la partie précédente, nous nous proposions d'utiliser une méthode d'homogénéisation multi-échelles (**Figure 1-37**) et nous avons vu que les lois de comportement adoptées pour les constituants jouaient un rôle prépondérant sur les résultats numériques obtenus. Dans ce cadre, nous détaillons ici la revue bibliographique tant d'un point de vue expérimental que numérique (lois constitutives) en ce qui concerne les fibres de verre et la matrice PA66.

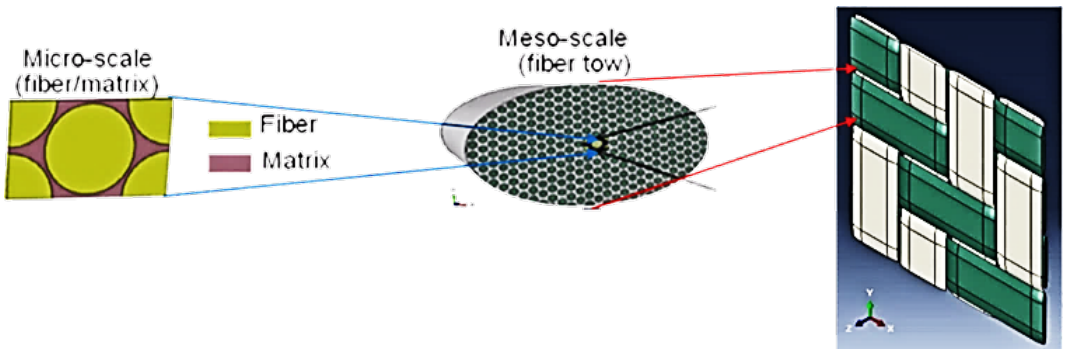


Figure 1-37 : Différentes échelles du composite sergé 2x2 Verre/PA66 (de microscopique à mésoscopique).

4.1 Fibre de verre

Concernant le renfort, les fibres de verre sont préférées aux fibres de carbone pour des raisons de coûts « matière » **[115]** et c'est pour cela qu'elles constituent un renfort de choix dans plus de 90% des composites (plus de cinq millions de tonnes de fibres de verre ont été consommées en 2015 **[116]**).

4.1.1 Dépendance à l'hygrométrie

La littérature contemporaine ne fait état que peu de travaux sur l'influence de l'humidité ou de l'eau absorbée sur les fibres de verre. Cette dernière a fait l'objet de travaux plutôt dans les années 60 **[119]**. Ce que l'on peut noter néanmoins **[122]** c'est que les liens (moléculaires) à la surface du verre sous l'action de sollicitations attire l'eau. L'association d'une molécule d'eau à un oxygène du réseau

du verre se traduit par une rupture des liaisons qui se propageant ainsi, conduisent à une rupture du verre et donc à avoir une contrainte critique. Ainsi, plus le HR augmente plus la contrainte à rupture diminue **[119]**, et ce encore plus si l'on associe la température. Cependant, (et nous y reviendrons par la suite dans la partie **5** de ce chapitre), les fibres étant noyées dans une matrice dans le cas d'un composite, on peut raisonnablement supposer une indépendance au HR de ces dernières, du fait des mécanismes particuliers de diffusion au sein du composite et de la matrice.

4.1.2 Dépendance à la température

En ce que concerne l'influence de la température, on trouve peu de littérature ; la grande majorité est principalement dédiée à l'effet de la température de traitement des fibres sur le comportement **[119]**-**[123]**. Cependant, on peut citer **[118]** qui montre non seulement une décroissance du module d'Young de la fibre de verre (**Figure 1-38**) en fonction de la température d'essai mais aussi une augmentation de sa déformation à rupture. Le comportement au-delà de $400°C$ tend même à changer passant d'un comportement élastique linéaire à un comportement non linéaire. Comme nous allons travailler dans la gamme de température provenant du domaine automobile (de $-40°C$ à $+80°C$), on peut conclure en regard de ces précédents travaux, qu'il est raisonnable de négliger la dépendance des fibres à la température.

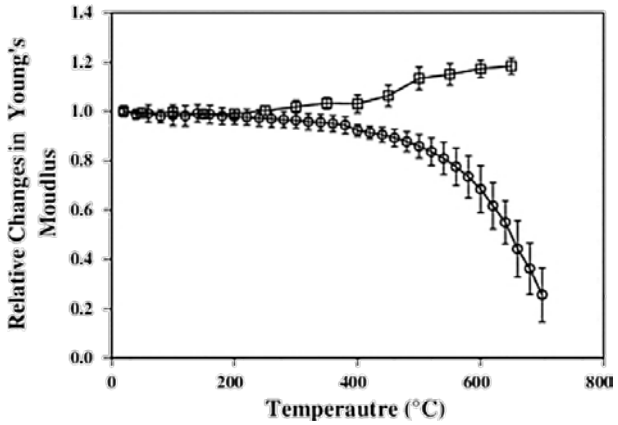


Figure 1-38 : Influence de la température (cercle) et du traitement thermique (carré) [118].

4.1.3 Dépendance à la vitesse de déformation

Généralement le comportement des fibres de verre est considéré comme élastique isotrope fragile et indépendant de la vitesse de déformation. En effet, comme le montrent les travaux de **[117]** sur des paquets de fibres de verre, on remarque une sensibilité à la vitesse de déformation (**Tableau 1-1**). En moyenne sur l'ensemble des caractéristiques (module d'Young et contrainte/déformation à rupture) il y a une évolution de 12% pour des vitesses de déformation de l'ordre de $1300\ /s$.

$\dot{\varepsilon}\ (1/s)$	$E\ (GPa)$	$\sigma_b\ (GPa)$	$\varepsilon_b\ (\%)$
300	60.56	2.421	5.111
800	62.56	2.641	5.632
1100	62.89	2.689	5.562
1300	65.48	2.767	5.780

Tableau 1-1 : Evolution des quantités élastiques de fibres de verre en dynamique [117].

Or dans une grande majorité des applications comme l'automobile – et c'est le cas pour nos travaux de recherche –, la gamme de vitesse de déformation est beaucoup plus faible (vitesse de déformation inférieure à $500\ /s$ voire inférieure à $250\ /s$). Par conséquent, on peut raisonnablement estimer que les fibres sont insensibles à la vitesse de déformation.

4.1.4 Loi de comportement

En ce qui concerne le comportement adopté pour décrire les fibres de verre (longues), la grande majorité des travaux les considère comme élastiques isotropes (avec ou sans critère de rupture) **[88]**, **[93]**, **[96]**, **[110]**, **[124]**-**[126]**.

4.1.5 Conclusion

En conclusion de cette partie sur les fibres de verre, ce que l'on peut dire c'est que généralement ces dernières sont considérées comme élastiques fragiles et qu'elles ne subissent pas l'influence ni de la température (dans une certaine gamme de températures « courantes »), ni de l'hygrométrie, ni de la vitesse de déformation dans le cas d'applications courantes et en l'occurrence pour les applications du domaine automobile.

4.2 Polyamide 66

Le polyamide 66 (PA66), polymère semi-cristallin, est largement utilisé dans le secteur des transports en raison de son excellent rapport performance/coût. C'est un polymère nylon (Polyhexaméthylène adipamide) qui contient, tout comme le polyamide 6, des fonctions amide $-C(=O)-NH-$ (**Figure 1-39**).

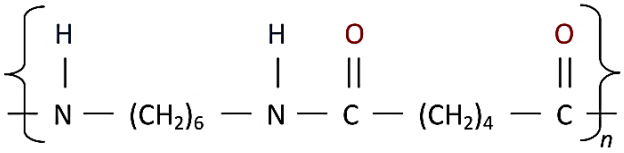


Figure 1-39 : Structure chimique d'un PA66.

Le comportement de ce polymère, comme de nombreux autres thermoplastiques, est sensible à la température (**Figure 1-40**) : en effet, en deçà d'une certaine température, dite température de transition vitreuse (T_g), l'état du matériau est vitreux (solide) et au-delà l'état du matériau est caoutchouteux. Cela est dû à une mobilité différente des molécules dans les parties amorphes du matériau.

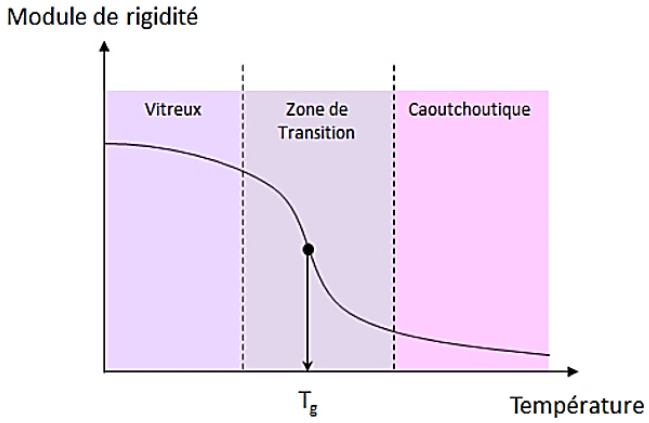


Figure 1-40 : Illustration de l'état d'un polymère en fonction de la température ***[115].***

Il faut noter aussi que, pour tous les matériaux à base de polyamide, l'absorption d'humidité est un paramètre clé à considérer. En effet, lorsqu'ils sont exposés à l'humidité ou à l'eau, différents effets se produisent : processus de gonflement ou modification des propriétés mécaniques par exemple. Dans le cas du PA66, l'humidité agit comme un plastifiant et modifie alors la résistance, la rigidité, l'allongement et la ténacité du matériau, et ce en fonction de la quantité d'humidité absorbée. Par conséquent, cela affecte aussi la température de transition vitreuse.

Enfin, il reste à signaler qu'outre la sensibilité à la température et à l'humidité, le PA66 est aussi sensible à la vitesse de déformation. Ce sont les quelques raisons qui font que les composites à matrice PA66 possèdent un comportement complexe fonction *a minima* du couple température/HR ou fonction de manière générale du triplet température/HR/vitesse de déformation.

4.2.1 Dépendance à l'hygrométrie

Selon **[29]**-**[30]** et **[127]**, dans les polymères thermoplastiques polyamides, les groupes amides polaires génèrent de fortes interactions dans les phases cristallines et amorphes grâce à la création, entre molécules voisines, de liaisons hydrogènes. Malgré leurs fortes interactions, ces liaisons hydrogènes présentent un inconvénient car elles peuvent conduire à l'absorption d'eau (**Figure 1-41**). Les molécules d'eau dans la phase amorphe peuvent interagir avec les groupes amides qui affaiblissent alors les liaisons hydrogènes inter-chaînes préexistantes, augmentant la mobilité des chaînes du polyamide (effet de plastification). L'effet de plastification influence fortement les propriétés du polyamide car il réduit sa température de transition vitreuse **[26]**, **[128]**-**[129]**, **[130]**-**[131]**. Un effet de gonflement peut également se produire du fait de la quantité d'eau absorbée par le polyamide **[30]**, **[33]**, **[132]**.

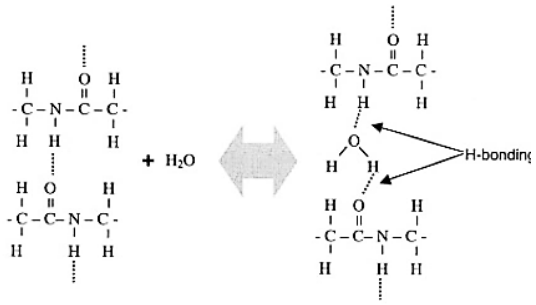
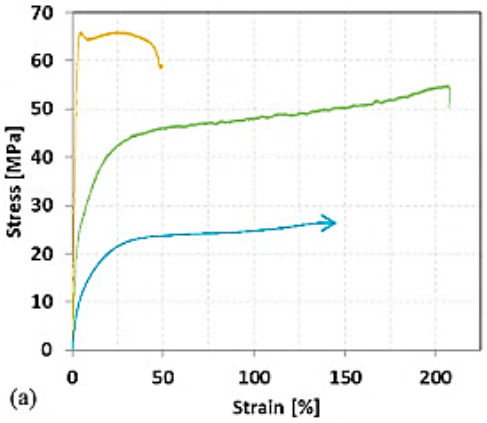


*Figure 1-41 : Absorption de l'eau par un PA **[30].***

La **Figure 1-42** présente l'influence de trois niveaux d'humidité (HR0, HR50 et HR>85) à température ambiante ($+23°C$) sur certaines propriétés mécaniques d'un PA66 et les différentes courbes contrainte/déformation associées. Ces résultats démontrent bien l'existence des phénomènes de plastification précédemment décrits : le domaine élastique est fortement affecté (tant pour le module d'Young que pour la limite d'élasticité) et le comportement tend à être de plus en plus non-linéaire. On retrouve ce type d'observations aussi dans d'autres travaux **[129]**, **[133]**-**[134]**.



(b)	Dry	Reference	Wet
E [MPa]	1980 ± 150	779 ± 200	291 ± 90
σ^{max} [MPa]	66 ± 10	55 ± 10	> 26
ε^{R} [%]	50 ± 5	207 ± 20	> 136

*Figure 1-42 : Influence de l'hygrométrie à température ambiante en quasi-statique pour le PA66 **[26].***

Comme nous l'avons souligné précédemment, la température de transition vitreuse T_g est une fonction du niveau d'humidité relative dans le matériau : la **Figure 1-43** propose une comparaison entre la T_g déterminée sur la matrice seule PA66 à HR0, HR48 et HR100 **[26]** et celle déterminée sur

un composite fibres courtes verre/PA66 **[28]**. On constate qu'en fonction du HR de la matrice, que ce soit pour la matrice PA66 (ou pour un composite à matrice PA66), cette température de transition vitreuse est très variable ; c'est cette variabilité qui, combinée à la température d'un essai, imposera des comportements pour la matrice (ou le composite) très différents.

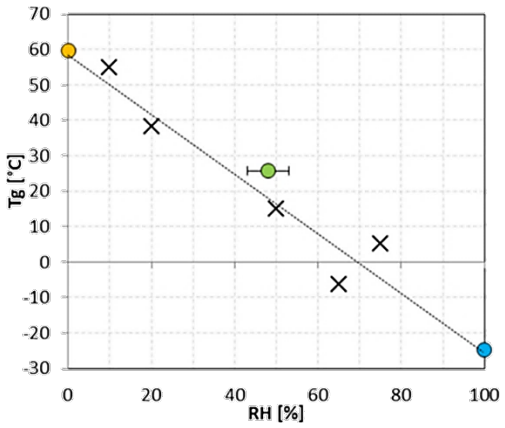


*Figure 1-43 : T_g en fonction de HR pour un PA66 **[26]** et un PA66GF35 **[28]**.*

4.2.2 Dépendance à la température

Pour les polymères semi-cristallins thermoplastiques, l'effet de la température sur le comportement en quasi-statique à l'état sec peut être représenté schématiquement par la **Figure 1-44**.

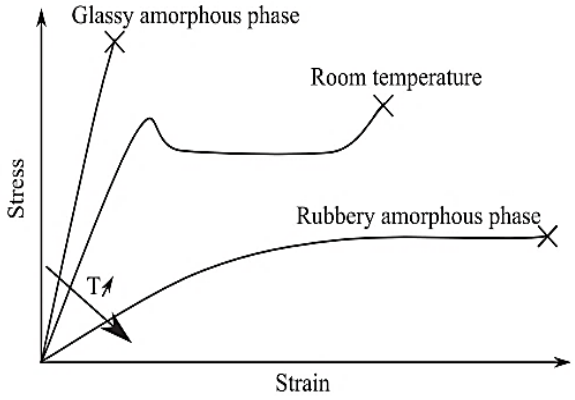


*Figure 1-44 : Effet de la température sur le comportement d'un polymère thermoplastique sec **[135]**.*

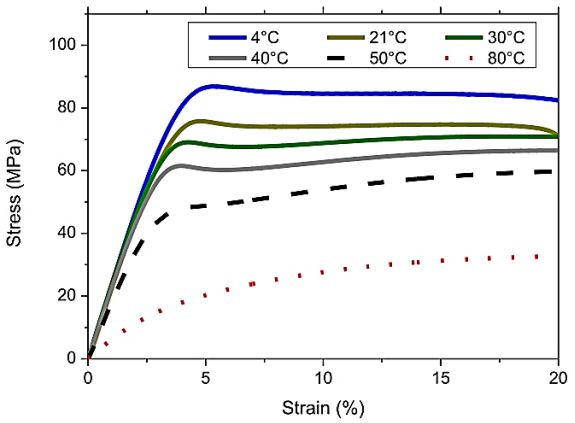


*Figure 1-45 : Effet de la température sur le comportement d'un PA6 **[128]**.*

Même si les travaux de **[128]** portent sur une matrice PA6, on observe bien sur la **Figure 1-45** (comportement à différentes températures d'essai pour une condition HR donnée) cette influence de la température qui fait passer le matériau d'un état vitreux à un état caoutchouteux, diminuant ainsi

à la fois son module d'Young et sa limite d'élasticité. On retrouve les mêmes conclusions pour la matrice PA66 dans **[129]**.

Comme la T_g de la matrice PA66 est une fonction du HR et que le comportement à une T_g donnée (autrement dit à un niveau de HR donné) est fonction de la température, une des façons courantes que l'on peut trouver de prendre en compte le couple température/HR **[28]** est d'utiliser la quantité $T_{essai} - T_g$ (distance de la température d'essai à la T_g). Grâce à cette méthode d'équivalence température-humidité, il est alors possible de déterminer, par exemple, l'évolution du module d'Young de la matrice PA66 (**Figure 1-46**) ou encore de la limite d'élasticité (**Figure 1-47**) pour différents couples température/HR. Encore une fois, que ce soit pour l'influence de l'hygrométrie (comme dans la partie précédente) ou de la température, on constate de fortes évolutions des quantités (et du comportement) qu'il est donc impératif de prendre en compte pour toute étude impliquant des matériaux à base de matrice thermoplastique PA66.

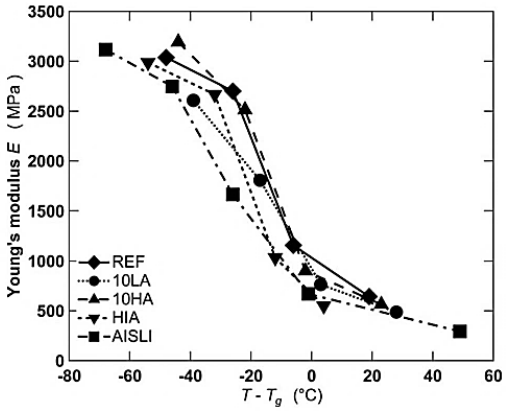


Figure 1-46 : Module d'Young en fonction de T-T_g pour un PA66 [131].

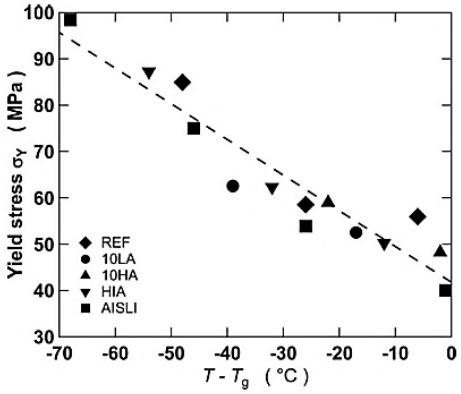


Figure 1-47 : Limite d'élasticité en fonction de T-T_g pour un PA66 [131].

4.2.3 Dépendance à la vitesse de déformation

La matrice thermoplastique PA66 est sensible à la vitesse de déformation (**Figure 1-48**) tout comme la matrice PA6 d'ailleurs (**Figure 1-49**). Cette sensibilité à la vitesse de déformation est observable dès la quasi-statique **[129]**, **[136]**-**[137]**. Les auteurs de **[137]** ont relevé la température des échantillons au cours des essais de traction, essais réalisés à température ambiante et à HR50. On remarque qu'à partir d'une certaine vitesse de déformation (**Figure 1-48**), un accroissement de température en surface apparait. La conséquence de cette élévation de température locale sur le comportement du matériau pourrait s'expliquer par l'équivalence température/humidité : la quantité $T - T_g$ change au cours de la sollicitation. On peut noter, pour ces essais, que l'effet thermoélastique se traduit par une diminution de température (à faibles déformations) pour toutes les vitesses de déformation testées.

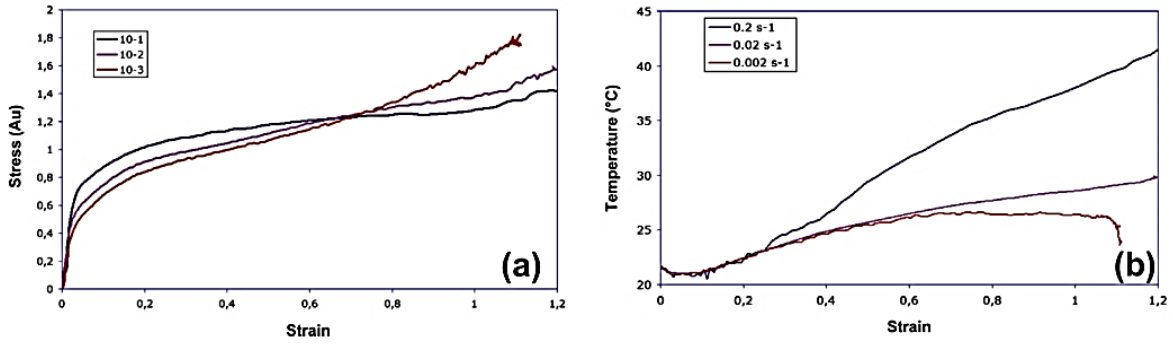


Figure 1-48 : Courbes contrainte-déformation (a) et relevé de température (b) d'un PA66 ***[137].***

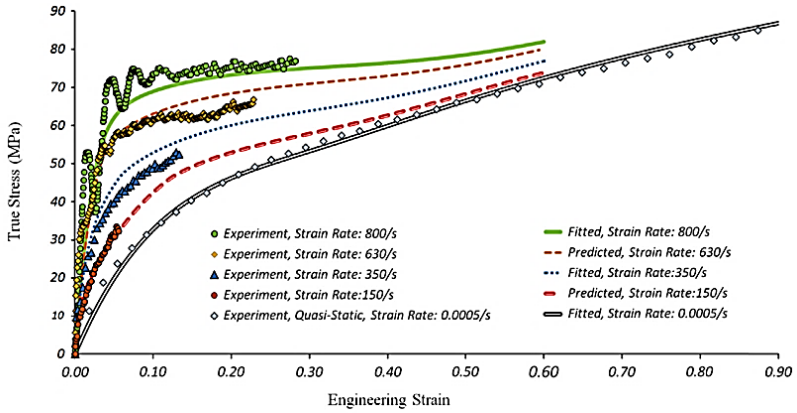


Figure 1-49 : Effet de la vitesse de déformation sur un PA6 ***[138].***

Enfin, il nous apparait important de noter que, dans d'autres travaux **[129]**, **[137]**, il semblerait que l'équivalence température/humidité ne soit pas une quantité suffisante : en effet, les auteurs proposent le comportement de deux matériaux en teneur en eau différente et à une température d'essai différente mais qui dans les deux cas procurent un même $T - T_g$. Bien que les essais aient été réalisés à la même vitesse de sollicitation, on observe deux comportements différents (**Figure 1-50**).

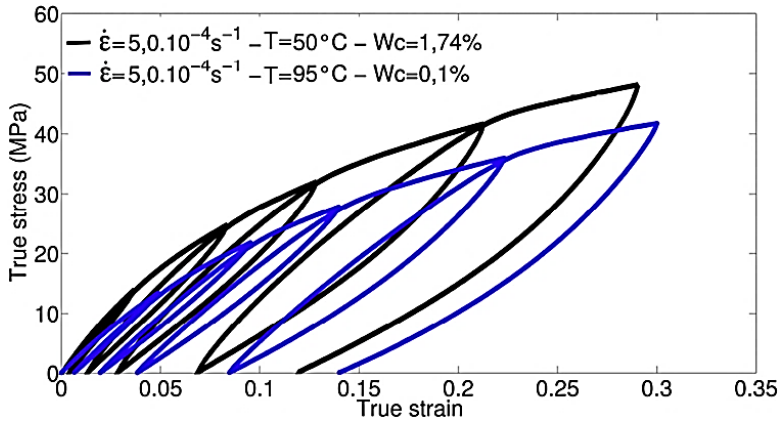


Figure 1-50 : Comportements d'un PA66 à équivalence T/HR identique ***[129].***

Les auteurs soulignent l'importance de la température d'essai en regard de la T_g : plus la température d'essai est proche de la T_g, plus les effets du temps et de la température sont sensibles et couplés (ce qui n'est pas le cas si la température est plus importante que la T_g ; dans ce cas, les propriétés du matériau tendent à devenir indépendantes du temps et de la température). Ils soulignent que cet effet couplé n'est probablement pas le même lorsque le matériau est sec ou qu'il ait absorbé de l'eau. C'est la raison pour laquelle, les auteurs préconisent d'intégrer un troisième paramètre : la vitesse de déformation. Pour cela, ils se sont basés sur **[139]**, en introduisant un facteur

de translation α_T pour représenter les effets de la température par rapport à une température de référence (et une vitesse de déformation de référence) (**Figure 1-51**). Cette équivalence température/vitesse de déformation permet même aux grandes déformations de pouvoir représenter l'influence des 3 paramètres majeurs (**Figure 1-52**).

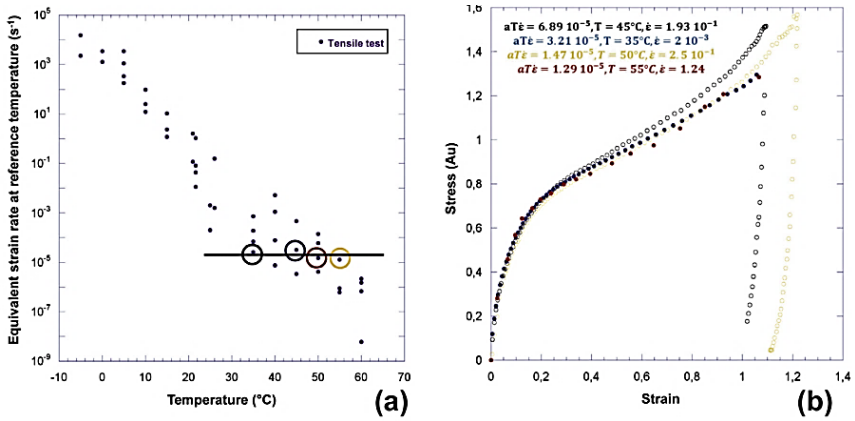


Figure 1-51 : Equivalence température- vitesse de déformation pour un PA66 [137].

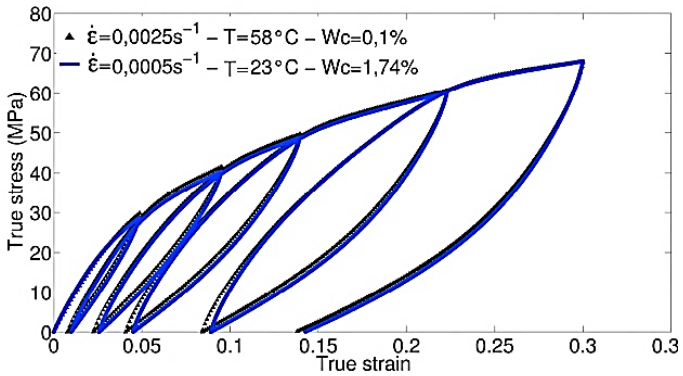


Figure 1-52 : Comportements d'un PA66 à équivalence température/HR/vitesse de déformation identiques [129].

Tout comme pour la température et l'hygrométrie, la prise en compte de l'influence de la vitesse de déformation parait nécessaire, surtout si la gamme de vitesse de déformation est importante.

4.2.4 Loi de comportement

Dans la littérature, différents modèles constitutifs ont été proposés afin de modéliser le comportement complexe des polymères semi-cristallins dont fait partie notre matrice. On peut distinguer des modèles en deux approches : physiques et phénoménologiques.

Pour le premier cas, nous pouvons citer quelques travaux comme ceux de **[140]**-**[142]** où les auteurs modélisent le comportement du polymère comme la somme des résistances du réseau moléculaire et des résistances des phases cristallines et amorphes. Pour chacune de ces résistances, un ressort linéaire (ou particulier) est associé en série avec un amortisseur non linéaire (**Figure 1-53**). Les développements théoriques aboutissent à des lois de type viscoélastique-viscoplastique définies en grandes déformations. Afin de prendre en compte des endommagements microstructuraux associés à la micro-cavitation ou à la fragmentation lamellaire ou à la densification résultant de l'orientation moléculaire, des endommagements peuvent être introduits dans ces modélisations afin d'obtenir, en cas de déchargement, une meilleure description de la perte de raideur fonction de la vitesse de déformation (**Figure 1-54**). Ces modèles basés sur la microstructure du matériau intègrent par conséquent de nombreux phénomènes (y compris l'influence de la vitesse de déformation). Cependant, ils souffrent, d'une manière générale, d'une complexité dans l'identification des

paramètres des lois constitutives et ce malgré le fait que certains auteurs proposent des méthodes rigoureuses d'optimisation **[141]**-**[142]**.

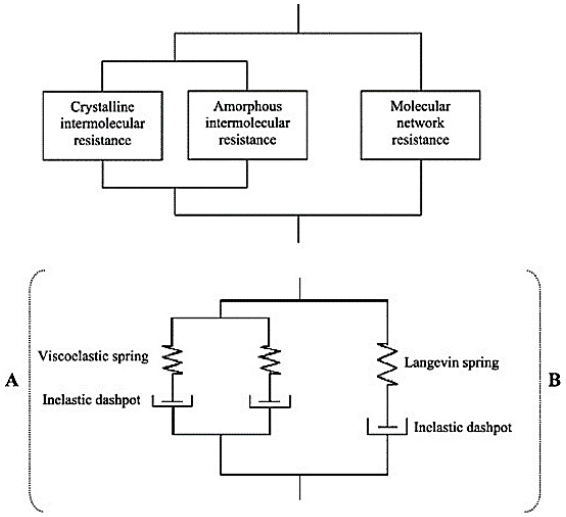


Figure 1-53 : Représentation schématique d'un modèle constitutif physique ***[140]****.*

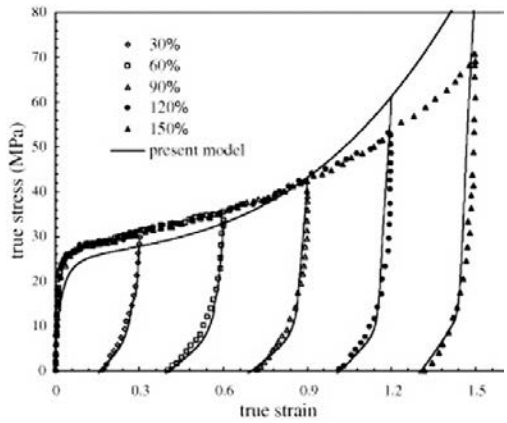


Figure 1-54 : Comparaison expérimental/modélisation pour un polyéthylène haute densité ***[140]****.*

En ce qui concerne la deuxième approche, basée sur la phénoménologie, on peut citer les travaux de **[144]** qui ont suggéré le modèle DSGZ. La formulation de ce modèle DSGZ fait appel au principe de 4 modèles (Johnson-Cook, G'Sell and Jonas, Matsuoka et Brooks) et permet d'établir une contrainte uniaxiale fonction non seulement de la déformation mais aussi de la vitesse de déformation et de la température (**Figure 1-55**). Une extension au 3D a aussi été proposée.

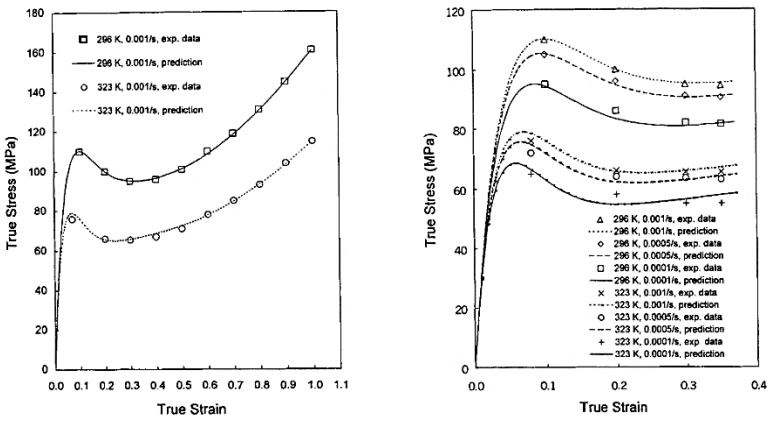


Figure 1-55 : Comparaisons expérimental/modèle DSGZ pour un PMMA ***[144]****.*

Les auteurs de **[80]** et **[143]** ont utilisé et appliqué ce modèle (implémentation en schéma implicite avec module tangent) en vue de l'homogénéisation de composites thermoplastiques (PP) renforcés à fibres courtes (Verre).

Un autre modèle phénoménologique de comportement non-associatif viscoélastique-viscoplastique couplé avec un modèle d'endommagement non-local a été proposé par **[135]** pour un PP chargé en minéraux (**Figure 1-56**). Enfin, on peut aussi citer les travaux de **[146]**, plus proche de notre recherche puisqu'il concerne un PA66, dans lequel un modèle viscoélastique-viscoplastique avec un endommagement ductile est proposé. Ce modèle est composé d'une série de branches Kelvin-Voigt avec une branche viscoplastique. Il a été implémenté via un schéma d'Euler implicite afin de décrire le comportement en fatigue du PA66 (**Figure 1-57**).

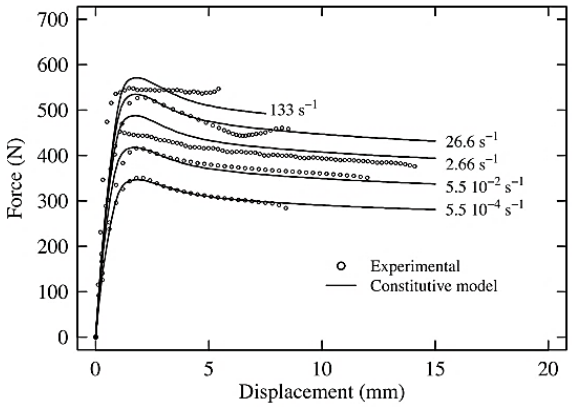
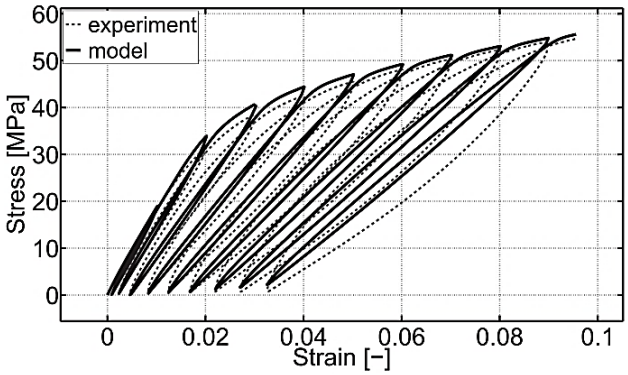


Figure 1-56 : Comparaison expérimental/modèle d'un PP chargé en minéraux (T=20°C – HR50) ***[145].***



(c) Stress vs. strain

Figure 1-57 : Comparaison expérimental/modèle d'un PA66 (T=23°C – HR50) ***[146].***

Ce que l'on peut dire en première conclusion de cette revue, c'est que contrairement aux modèles physiques, les modèles phénoménologiques possèdent des méthodologies d'identification de paramètres plus faciles dans le sens où elles font appel à des essais de caractérisations mécaniques expérimentaux. La grande majorité de ces modèles est aussi utilisée pour une température d'essai donnée et une hygrométrie donnée et ce principalement à cause des applications visées.

La prise en compte dans les modèles à la fois (ou non) de la température et de l'hygrométrie est assez rare dans la bibliographie. On peut néanmoins citer les travaux de **[147]** qui s'intéressent à la modélisation du comportement cyclique en déformations d'un PA6. Les auteurs proposent un modèle thermo-hydro-mécanique. En écrivant une énergie libre spécifique, les auteurs extraient les variables relatives à la viscoélastique, la viscoplastique, les réactions chimiques et la température de transition vitreuse. L'identification des paramètres du modèle est assez complexe, tout comme son implémentation.

4.2.5 Conclusion

Le comportement d'une matrice PA66 est complexe car, pour une température et un niveau d'hygrométrie données, il induit non seulement une évolution de déformations élastiques et irréversibles, d'endommagement(s) comme l'indique la **Figure 1-57** sur laquelle on voit les hystérésis changer d'orientation en fonction de l'effort appliqué **[146]**, mais aussi des changements de comportement en fonction de la vitesse de déformation. Les travaux présentés montrent aussi que cette sensibilité à la température, à l'hygrométrie ou à la vitesse de déformation modifie fortement le matériau (on peut passer d'un comportement élastique peu non linéaire à un comportement extrêmement non linéaire). L'une des données principales qui explique cette variation comportementale est la température de l'essai en regard de la température de transition vitreuse du matériau. Certains travaux ont même montré qu'il est nécessaire de rajouter au couple précédent la vitesse de déformation.

A la revue sur le comportement expérimental de la matrice PA66, nous avons proposé aussi une revue des lois de comportement existantes pour représenter numériquement son comportement complexe. La bibliographie n'offre pas, à notre connaissance, de travaux qui intègrent réellement la température et l'hygrométrie. Par contre, on peut trouver de nombreuses modélisations basées soit sur la physique soit sur la phénoménologie. La grande majorité de ces modèles est capable de représenter de manière très satisfaisante le comportement expérimental observé des matrices.

4.3 Conclusion générale

Dans cette partie, nous avons présenté la revue bibliographique à propos des constituants de notre composite sergé 2x2 verre/PA66. L'ensemble des travaux a montré que le comportement des fibres pouvait être considéré comme élastique fragile et indépendant non seulement de la température mais aussi de l'hygrométrie. En ce qui concerne la matrice PA66, cette dernière est sensible à l'humidité ce qui implique un comportement plus ou moins non linéaire en fonction du niveau d'humidité relative. Par ailleurs, la matrice est aussi sensible à la température à laquelle elle est utilisée puisque cette dernière permet ou non une mobilité plus importante des molécules. En fonction de la température, le matériau peut alors être dans un état soit vitreux, soit caoutchouteux ou encore soit « entre les deux ». Il est important de noter que la matrice PA66 montre une forte sensibilité à la vitesse de déformation. Trois paramètres, reliés entre eux, viennent donc modifier plus ou moins drastiquement le comportement de la matrice. Tout comme dans la partie **2**, on note donc que la caractérisation de la matrice nécessite un canevas expérimental beaucoup plus important que pour un matériau classique, notamment si l'on s'intéresse à la dynamique.

D'un point de vue lois de comportement, il existe de nombreux modèles qui, pour la matrice, permettent son comportement principalement en quasi-statique (faibles vitesses de déformation) du fait des applications des auteurs visées. La prise en compte de la température et/ou de l'hygrométrie peut toujours se faire à partir de ces modèles moyennant une identification d'un jeu de paramètres adapté. Nous avons aussi souligné que les modèles phénoménologiques possèdent généralement une identification des paramètres des lois beaucoup plus simple du fait qu'elle est basée sur la réalisation d'essais expérimentaux. C'est vers ce genre de lois de comportement pour la matrice que nous nous dirigerons dans nos travaux. Maintenant, en regard de l'objectif fixé, à savoir réaliser un outil virtuel aidant une conception rapide dans le domaine automobile, nous nous proposons de nous tourner vers des modèles de comportement beaucoup plus « simples » tels que ce que nous avons étudiés dans la partie **2** de ce chapitre. Les raisons sont doubles : la première est évidemment reliée au temps de calcul de l'outil virtuel, qui ne doit pas être prohibitif afin de permettre d'obtenir des informations dans des temps de calcul raisonnables. Le second est le projet auquel appartient cette thèse possède plusieurs volets, dont un qui concerne la modélisation du comportement des composites tissés. Afin d'unifier et

de clarifier les méthodologies ainsi que les développements informatiques, nous nous proposons de produire une loi de comportement dérivée de celle du composite qui a été élaborée dans le cadre d'autres travaux, pour la matrice PA66 : une loi élasto-plastique endommageable avec prise ou non des vitesses de déformation.

Avant de proposer nos travaux, un point sur les phénomènes d'absorption d'eau et leur modélisation nous parait adéquat : il est important dans le cadre du développement de notre outil d'homogénéisation multi-échelles de comprendre l'effet de l'hygrométrie sur les propriétés du polymère.

5. Désorption et absorption d'eau – étude et modélisation

L'outil numérique doit permettre de rendre compte du comportement d'un composite tissé à matrice thermoplastique pour des conditions environnementales diverses. Ce point particulier sera l'occasion de synthétiser les aspects autour de l'influence de l'hygrométrie et de proposer les modélisations dans ce domaine (que nous avons ouvert à tous types de matrice). L'objectif principal est de bien cerner cette sensibilité propre à la matrice dans le matériau composite lui-même.

5.1 Désorption et conditionnement (HR)

La première étape avant tout conditionnement d'un matériau (polymère ou même composite) sensible à l'hygrométrie est la désorption : en effet, le matériau depuis sa fabrication a vécu et il est impossible de connaitre réellement sa teneur en eau. Pour cela, on utilise une étuve sous vide imposé ou non à une température donnée (en fonction du matériau). Pour s'assurer de la désorption, on utilise la gravimétrie, c'est-à-dire des pesées successives. On mesure ainsi en fonction du temps le pourcentage de perte de masse par rapport à la masse initiale de l'échantillon (**Équation 1-1**). Cette évolution atteint au bout d'un certain temps une asymptote qui caractérise la « quasi » disparition de l'eau dans l'échantillon (HR0).

$$M_t = \frac{m_t - m_0}{m_0} \times 100$$

Équation 1-1

où M_t est le gain de masse à l'instant donné t, m_t est la masse de l'échantillon au temps t et m_0 est celle à l'état initial

Pour ensuite amener l'échantillon de matériau à un HR donné, on peut soit immerger les échantillons dans l'eau soit les placer dans une enceinte où le taux d'humidité est contrôlé. On utilise toujours les pesées successives de l'échantillon pour déterminer cette fois-ci la cinétique de diffusion de l'eau dans le matériau (**Figure 1-58**). Cette cinétique peut être ensuite modélisée par différents modèles **[148]**.

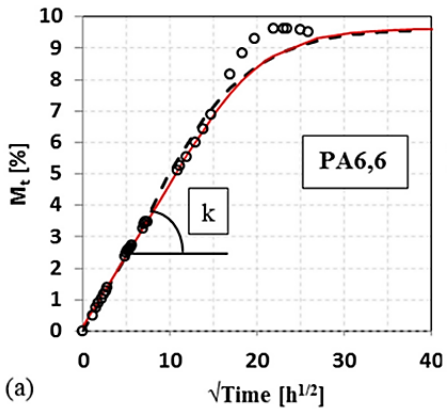


*Figure 1-58: Courbe expérimentale d'absorption d'un PA66 et modélisation par loi de Fick **[26].***

Les lois utilisées pour cette cinétique peuvent être de type Fick **[26]**, **[149]**, de type non-Fickéenne **[150]** ou encore de type Langmuir **[151]**-**[154]**.

5.2 Etude et modélisation de la diffusion d'eau dans les composites

Selon nos connaissances, peu de travaux ont été réalisés dans le domaine de la modélisation de la diffusivité de l'eau et du gonflement des matériaux composites textiles à l'échelle mésoscopique. Cependant, on peut dire que l'absorption d'eau dans les composites est effectuée par trois mécanismes principaux : la diffusion de l'eau dans la matrice **[156]**, la diffusion d'eau aux interfaces fibres/matrice **[155]**, **[157]**-**[159]** et l'absorption d'eau par les vides **[157]**, **[160]**-**[161]**. En regard de ces différents mécanismes, la diffusion de l'eau dans les fibres est généralement considérée comme négligeable.

C'est l'ensemble de ces mécanismes qui induit une répartition non homogène de l'eau dans le matériau composite et ce malgré le fait d'avoir atteint une variation de masse relative constante. Un exemple est proposé sur la **Figure 1-59** où l'on remarque bien une répartition non uniforme sur un VER de tissés 3D carbone/époxy que ce soit pour l'eau libre ou l'eau fixée.

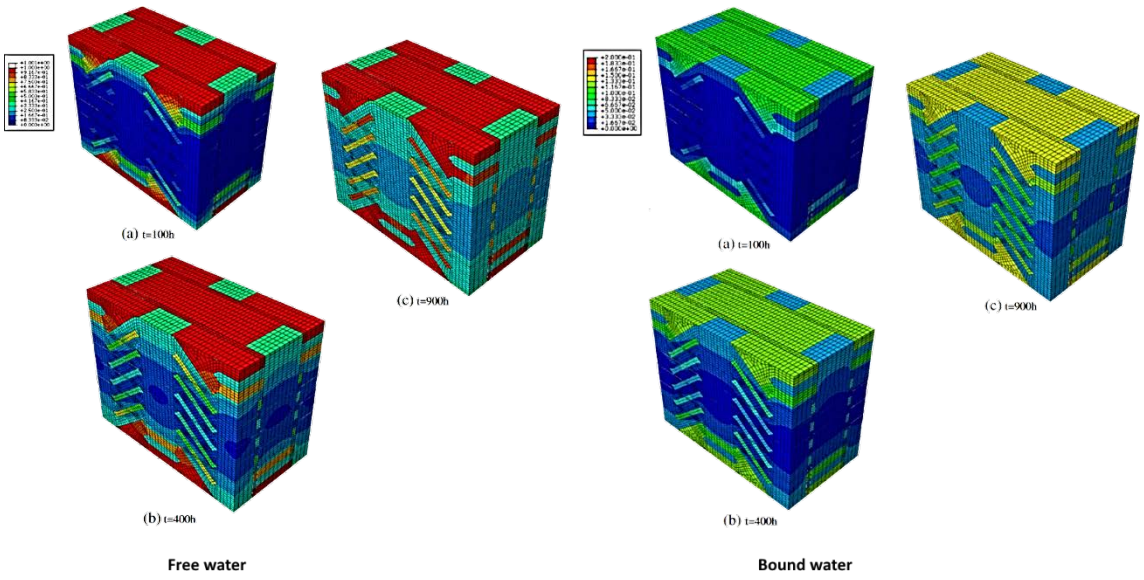


Figure 1-59 : Distribution de la concentration d'eau dans un composite tissé 3D Carbone/Epoxy [162].

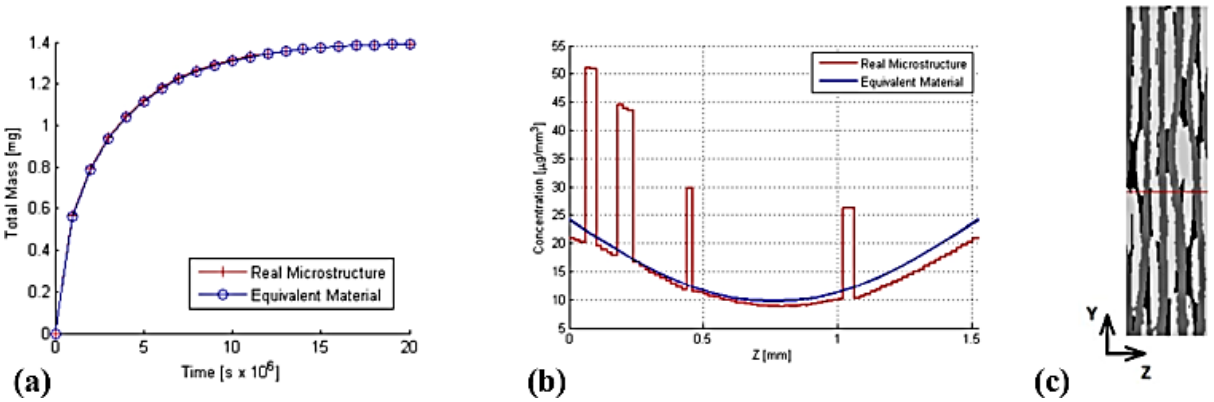


Figure 1-60 : (a) Evolution de la masse totale, (b) profil de concentration à 4 10^6 s, (c) profil de microstructure d'un composite tissé Carbone/Polyimide [155].

On peut aussi constater cette non-homogénéité expérimentalement (**Figure 1-60**) : les concentrations en fonction du profil du composite tissé sont différentes en fonction de la zone où l'on se trouve (matrice ou toron) mais aussi en fonction de la position dans l'épaisseur du composite (la concentration est plus faible au centre que sur les bords).

5.3 Conclusion générale

L'objet de cette petite partie était de comprendre l'influence d'hygrométrie sur des propriétés mécaniques du polymère et en l'occurrence du composite thermoplastique. En effet, l'eau peut modifier leur microstructure du fait de changements à l'échelle moléculaire ce qui conduit à une diminution de la température de transition vitreuse. Les différents travaux ont permis de mettre en évidence que la diffusion de l'eau au sein du composite est très complexe puisqu'elle dépend de l'épaisseur, de la structure du composite et du type du matrice employée. Les travaux concernant les études multi-échelles sur la diffusion de l'eau a montré que la teneur en eau dans le composite n'est pas homogène : autrement dit lorsqu'un composite est conditionné à HR85, tous ces constituants et leurs interfaces ne sont pas à HR85. C'est un point qui est important et que nous allons garder en mémoire pour l'élaboration de notre outil virtuel.

6. Synthèse du chapitre

Ce chapitre a permis de faire un bilan de ce qui existe dans la littérature sur les deux principaux sujets de ce travail de thèse : les composites tissés à matrice thermoplastique (plus particulièrement leurs constituants spécifiques (fibres de verre et PA66), l'influence des conditions environnementales (hygrométrie et température) ainsi que l'influence de la vitesse de déformation) et enfin les méthodes numériques utilisées pour représenter le comportement numérique des composites tissés.

Les études numériques et expérimentales à propos des composites tissés à matrice thermoplastique nous ont permis de justifier le développement d'un outil numérique qui permettrait de restreindre la campagne expérimentale souvent longue et lourde du fait de la dépendance du composite à de nombreux paramètres extérieurs.

La revue sur les méthodes numériques pour représenter à l'échelle mésoscopique le comportement de composites a mis en évidence les potentiels des méthodes d'homogénéisation : nous nous proposons dans ces travaux d'utiliser la méthode numérique multi-échelles. Une homogénéisation sera proposée pour avoir le comportement du toron et une autre homogénéisation sera réalisée pour avoir le comportement du composite. Enfin on peut noter que pour obtenir des comportements riches, autrement dit de nombreuses informations, il est nécessaire de connaître les comportements à l'échelle microscopique des constituants mais aussi des interfaces entre eux.

Les travaux que nous avons pu trouver sur l'expérimentation et la modélisation du verre et de la matrice PA66 nous ont offert un large panel de modèles. Cependant, les choix que nous nous proposons de faire dans ces travaux sont assujettis à la finalité de notre outil : obtenir de manière « simple » et « rapide » des informations intéressantes en quasi-statique de composites sensibles à la température et à l'hygrométrie voire en dynamique à la vitesse de déformation. Pour cela, nous sommes amenés dans un premier temps à supposer que les fibres auront un comportement isotrope élastique fragile, que la matrice aura un comportement de type élasto-(visco)plastique endommageable et que l'interface entre les fibres et la matrice ou les torons et la matrice sera considérée comme parfaitement rigide. La prise en compte de l'influence des conditions environnementales se fera par des jeux de paramètres des précédentes lois adaptées au couple température/HR.

Enfin, nous garderons à l'esprit aussi que la répartition de l'eau au sein du composite n'est pas homogène. Cette information importante nous permettra de conclure quant à certaines problématiques qui seront mises en avant dans nos travaux.

7. Bibliographie

[1] R. Hamonou, 'Contribution à l'analyse du comportement hors plan des assemblages boulonnés', PhD Thesis- Ecole Centrale de Nantes, 2016.

[2] O. Döbrich, T. Gereke, and C. Cherif, 'Modeling the mechanical properties of textile-reinforced composites with a near micro-scale approach', *Composite Structures*, vol. 135, pp. 1–7, Jan. 2016.

[3] J. Xu, S. Lomov, I. Verpoest, S. Daggumati, W. Van Paepegem, and J. Degrieck, 'A comparative study of twill weave reinforced composites under tension–tension fatigue loading: Experiments and meso-modelling', *Composite Structures*, vol. 135, pp. 306–315, Jan. 2016.

[4] L. Wang, B. Wang, S. Wei, Y. Hong, and C. Zheng, 'Prediction of long-term fatigue life of CFRP composite hydrogen storage vessel based on micromechanics of failure', *Composites Part B: Engineering*, vol. 97, pp. 274–281, 2016.

[5] L. Wang *et al.*, 'Progressive failure analysis of 2D woven composites at the meso-micro scale', *Composite Structures*, vol. 178, pp. 395–405, Oct. 2017.

[6] A. Elias, F. Laurin, M. Kaminski, and L. Gornet, 'Experimental and numerical investigations of low energy/velocity impact damage generated in 3D woven composite with polymer matrix', *Composite Structures*, vol. 159, pp. 228–239, 2017.

[7] D.S. Ivanov, C. Van Gestel, S.V. Lomov, and I. Verpoest, 'Local Compressibility of Draped Woven Fabrics', in *ECMM 15*, 2012, no. June, pp. 24–28.

[8] J. Xu, S. V. Lomov, I. Verpoest, S. Daggumati, W. Van Paepegem, and J. Degrieck, 'A progressive damage model of textile composites on meso-scale using finite element method: Fatigue damage analysis', *Computers & Structures*, vol. 152, pp. 96–112, 2015.

[9] X. Liu, K. Rouf, B. Peng, and W. Yu, 'Two-step homogenization of textile composites using mechanics of structure genome', *Composite Structures*, vol. 171, pp. 252–262, Jul. 2017.

[10] J. Leroux, 'Modélisation numérique du contact pour matériaux composites', PhD Thesis: INSA de Lyon, 2013.

[11] G. Daniel, *Matériaux composites*, 6° Éd. Lavoisier, 2015.

[12] J. Aucher, 'Etude comparative du comportement composites à matrice thermoplastique ou thermodurcissable', PhD Thesis: INSA Rouen, 2009.

[13] B. Vieille, J. Aucher, and L. Taleb, 'Comparative study on the behavior of woven-ply reinforced thermoplastic or thermosetting laminates under severe environmental conditions', *Materials & Design*, vol. 35, pp. 707–719, Mar. 2012.

[14] B. Vieille, V.M. Casado, and C. Bouvet, 'Influence of matrix toughness and ductility on the compression-after-impact behavior of woven-ply thermoplastic- and thermosetting-composites: A comparative study', *Composite Structures*, vol. 110, no. 1, pp. 207–218, 2014.

[15] Q. Zhang, J. Zhang, H. Zhou, and L. Wu, 'Multi-scale modelling and analysis of strain rate dependent behaviour for long fibre reinforced thermoplastic based on X-ray computed tomography', Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: Journal of Materials: Design and Applications, vol. 0, no. 5988, p. 146442071774293, Nov. 2017.

[16] J.K. Kim and M.L. Sham, 'Impact and delamination failure of woven-fabric composites', *Composites Science and Technology*, vol. 60, no. 5, pp. 745–761, 2000.

[17] B. Schrauwen and T. Peijs, 'Influence of Matrix Ductility and Fibre Architecture on the Repeated Impact Response of Glass-Fibre-Reinforced Laminated Composites', *Applied Composite Materials*, vol. 9, no. 6, pp. 331–352, 2002.

[18] V. Arikan and O. Sayman, 'Comparative study on repeated impact response of E-glass fiber reinforced polypropylene & epoxy matrix composites', *Composites Part B: Engineering*, vol. 83, pp. 1–6, 2015.

[19] L.A. L. Franco, M.L.A. Graça, and F.S. Silva, 'Fractography analysis and fatigue of thermoplastic composite laminates at different environmental conditions', Materials Science and Engineering A, vol. 488, no. 1–2, pp. 505–513, 2008.

[20] M. Schemme, 'LFT – development status and perspectives', Reinforced Plastics, vol. 52, no. 1, pp. 32–39, Jan. 2008.

[21] A. Haque and S. Jeelani, 'Environmental Effects on the Compressive Properties: Thermosetting vs. Thermoplastic Composites', *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, vol. 11, no. 2, pp. 146–157, Feb. 1992.
[22] S.H. Munson-McGee, 'Effects of hygrothermal exposure on the mechanical properties of injection molded glass-fiber reinforced poly(phenylene sulfide)', *Polymer Composites*, vol. 17, no. 3, pp. 393–399, Jun. 1996.
[23] S.V. Lomov, A.E. Bogdanovich, D.S. Ivanov, D. Mungalov, M. Karahan, and I. Verpoest, 'A comparative study of tensile properties of non-crimp 3D orthogonal weave and multi-layer plain weave E-glass composites. Part 1: Materials, methods and principal results', *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 40, no. 8, pp. 1134–1143, Aug. 2009.
[24] W. Albouy, B. Vieille, and L. Taleb, 'Influence of matrix ductility on the high-temperature fatigue behavior of off-axis woven-ply thermoplastic and thermoset laminates', *International Journal of Fatigue*, vol. 63, pp. 85–96, Jun. 2014.
[25] D.R. Hufner and M.L. Accorsi, 'A progressive failure theory for woven polymer-based composites subjected to dynamic loading', Composite Structures, vol. 89, no. 2, pp. 177–185, Jun. 2009.
[26] A. Malpot, F. Touchard, and S. Bergamo, 'Effect of relative humidity on mechanical properties of a woven thermoplastic composite for automotive application', *Polymer Testing*, vol. 48, pp. 160–168, Dec. 2015.
[27] R. Hamonou, L. Gornet, F. Jacquemin, and S. Auger, 'Dimensionnement aux dommages des assemblages boulonnés de composites à matrice thermoplastique', in *Colloque Supméca- Les Assemblages Mécaniques*, 2015, pp. 1–9.
[28] A. Launay, Y. Marco, M.H. Maitournam, and I. Raoult, 'Modelling the influence of temperature and relative humidity on the time-dependent mechanical behaviour of a short glass fibre reinforced polyamide', *Mechanics of Materials*, vol. 56, pp. 1–10, Jan. 2013.
[29] M.F. Arif, F. Meraghni, Y. Chemisky, N. Despringre, and G. Robert, 'In situ damage mechanisms investigation of PA66/GF30 composite: Effect of relative humidity', Composites Part B: Engineering, vol. 58, pp. 487–495, Mar. 2014.
[30] I. Carrascal, J.A. Casado, J.A. Polanco, and F. Gutiérrez-Solana, 'Absorption and diffusion of humidity in fiber glass-reinforced polyamide', *Polymer Composites*, vol. 26, no. 5, pp. 580–586, Oct. 2005.
[31] D. Ferreño, I. Carrascal, E. Ruiz, and J.A. Casado, 'Characterisation by means of a finite element model of the influence of moisture content on the mechanical and fracture properties of the polyamide 6 reinforced with short glass fibre', *Polymer Testing*, vol. 30, no. 4, pp. 420–428, 2011.
[32] A. Malpot, F. Touchard, and S. Bergamo, 'Influence of moisture on the fatigue behaviour of a woven thermoplastic composite used for automotive application', *Materials & Design*, vol. 98, pp. 12–19, May 2016.
[33] A. Bergeret, I. Pires, M.P. Foulc, B. Abadie, L. Ferry, and A. Crespy, 'The hygrothermal behaviour of glass-fibre-reinforced thermoplastic composites: A prediction of the composite lifetime', *Polymer Testing*, vol. 20, no. 7, pp. 753–763, 2001.
[34] J.L. Thomason, J.Z. Ali, and J. Anderson, 'The thermo-mechanical performance of glass-fibre reinforced polyamide 66 during glycol–water hydrolysis conditioning', *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 41, no. 7, pp. 820–826, Jul. 2010.
[35] Z. Jia, T. Li, F. Chiang, and L. Wang, 'An experimental investigation of the temperature effect on the mechanics of carbon fiber reinforced polymer composites', *Composites Science and Technology*, vol. 154, pp. 53–63, Jan. 2018.
[36] W. Albouy, B. Vieille, and L. Taleb, 'Experimental and numerical investigations on the time-dependent behavior of woven-ply PPS thermoplastic laminates at temperatures higher than glass transition temperature', *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 49, no. February 2016, pp. 165–178, 2013.
[37] S. Wang, Z. Zhou, J. Zhang, G. Fang, and Y. Wang, 'Effect of temperature on bending behavior of woven fabric-reinforced PPS-based composites', *Journal of Materials Science*, vol. 52, no. 24, pp. 13966–13976, 2017.

[38] L. Li, P. Jia, and W. Pan, 'Temperature effect on the tensile behaviors of carbon/polyimide composite laminate', *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science*, vol. 0, no. 0, pp. 1–11, 2016.
[39] M. Castres, J. Berthe, E. Deletombe, and M. Brieu, 'Experimental evaluation of the elastic limit of carbon-fibre reinforced epoxy composites under a large range of strain rate and temperature conditions', *Strain*, no. December 2016, p. e12248, Oct. 2017.
[40] P. Rozycki, 'Contribution au développement de lois de comportement pour matériaux composites soumis à l'impact', PhD Thesis: Université de Valenciennes, 2000.
[41] S. Marguet, P. Rozycki, and L. Gornet, 'A Rate Dependent Constitutive Model for Carbon-Fiber Reinforced Plastic Woven Fabrics', *Mechanics of Advanced Materials and Structures*, vol. 14, no. 8, pp. 619–631, Nov. 2007.
[42] S. Marguet, 'Contribution à la modélisation du comportement mécanique des structures sandwichs soumises à l'impact', PhD Thesis: Ecole Centrale de Nantes, 2007.
[43] E. Kontou and A. Kallimanis, 'Formulation of the Viscoplastic Behavior of Epoxy-Glass Fiber Composites', *Journal of Composite Materials*, vol. 39, no. 8, pp. 711–721, Apr. 2005.
[44] M.M. Shokrieh and M.J. Omidi, 'Investigation of strain rate effects on in-plane shear properties of glass/epoxy composites', *Composite Structures*, vol. 91, no. 1, pp. 95–102, 2009.
[45] I.M. Daniel, B.T. Werner, and J.S. Fenner, 'Strain-rate-dependent failure criteria for composites', *Composites Science and Technology*, vol. 71, no. 3, pp. 357–364, 2011.
[46] E. Deletombe, J. Berthe, D. Delsart, J. Fabis, B. Langrand, and G. Portemont, 'Experimental and Numerical Simulation Strategies for the Prediction of the Macroscopic Behavior and Rupture of Structural Materials under Fast Dynamic Loadings', *Journal of Aerospace Lab*, no. 9, pp. 1–12, 2015.
[47] N. Tran *et al.*, 'Characterisation of high strain rate dependency of 3D woven CFRP materials', in *ECCM17 - 17th European Conference on Composite Materials*, 2016.
[48] S. Treutenaere, F. Lauro, B. Bennani, G. Haugou, T. Matsumoto, and E. Mottola, 'Constitutive modelling of the strain-rate dependency of fabric reinforced polymers', *International Journal of Impact Engineering*, vol. 000, pp. 1–9, Apr. 2017.
[49] F. Coussa *et al.*, 'Influence of rate effects on the mechanical behavior of thermoplastic matrix woven composites', in *JNC 20–Ecole des Ponts ParisTech – 28 - 30 juin 2017*, 2017.
[50] K.A. Brown, R. Brooks, and N.A. Warrior, 'The static and high strain rate behaviour of a commingled E-glass/polypropylene woven fabric composite', *Composites Science and Technology*, vol. 70, no. 2, pp. 272–283, 2010.
[51] A. Yudhanto *et al.*, 'Monotonic and cyclic responses of impact polypropylene and continuous glass fiber-reinforced impact polypropylene composites at different strain rates', *Polymer Testing*, vol. 51, pp. 93–100, May 2016.
[52] H. Wafai, G. Lubineau, A. Yudhanto, M. Mulle, W. Schijve, and N. Verghese, 'Effects of the cooling rate on the shear behavior of continuous glass fiber/impact polypropylene composites (GF-IPP)', *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 91, no. Part 1, pp. 41–52, 2016.
[53] N. Taniguchi, T. Nishiwaki, and H. Kawada, 'Tensile strength of unidirectional CFRP laminate under high strain rate', *Advanced Composite Materials: The Official Journal of the Japan Society of Composite Materials*, vol. 16, no. 2, pp. 167–180, 2007.
[54] J. Berthe, M. Brieu, E. Deletombe, G. Portemont, P. Lecomte-Grosbras, and A. Deudon, 'Consistent identification of CFRP viscoelastic models from creep to dynamic loadings', *Strain*, vol. 49, no. 3, pp. 257–266, 2013.
[55] F. Coussa, J. Renard, S. Joannes, J.C. Teissedre, R. Bompoint, and N. Feld, 'A consistent experimental protocol for the strain rate characterization of thermoplastic fabrics', *Strain*, vol. 53, no. 3, p. e12220, Jun. 2017.
[56] A.G. Gibson, Y.S. Wu, J.T. Evans, and A.P. Mouritz, 'Laminate theory analysis of composites under load in fire', *Journal of Composite Materials*, vol. 40, no. 7, pp. 639–658, 2006.
[57] Y. Bai, T. Keller, and T. Vallée, 'Modeling of stiffness of FRP composites under elevated and high temperatures', *Composites Science and Technology*, vol. 68, no. 15–16, pp. 3099–3106, 2008.

[58] W. Zhang, B. Gu, and B. Sun, 'Thermal-mechanical coupling modeling of 3D braided composite under impact compression loading and high temperature field', *Composites Science and Technology*, vol. 140, pp. 73–88, 2017.
[59] V. Biasi, 'Modelisation Thermique de la Dégradation d'un Matériau Composite Soumis au Feu', Ph.D. thesis- ISAE Toulouse, 2014.
[60] C. Huchette, P. Lapeyronnie, A. Hurmane, J. Rannou, V. Biasi, and G. Leplat, 'Influence de la dégradation thermique des CMO sur les propriétés mécaniques effectives', in *JNC 20 – Ecole des Ponts ParisTech – 28-30 juin 2017 Modélisation*, 2017.
[61] Y. Cai and H. Sun, 'Thermo-viscoelastic analysis of three-dimensionally braided composites', *Composite Structures*, vol. 98, pp. 47–52, 2013.
[62] Y. Cai and H. Sun, 'Dynamic response of thermo-viscoelasticity of three-dimensionally braided composites', *Journal of Composite Materials*, vol. 48, no. 13, pp. 1575–1583, 2014.
[63] J. Gou, Y. Dai, S. Li, and W. Tao, 'Numerical study of effective thermal conductivities of plain woven composites by unit cells of different sizes', *International Journal of Heat and Mass Transfer*, vol. 91, pp. 829–840, Dec. 2015.
[64] L. li Jiang, G. dong Xu, S. Cheng, X. mei Lu, and T. Zeng, 'Predicting the thermal conductivity and temperature distribution in 3D braided composites', *Composite Structures*, vol. 108, no. 1, pp. 578–583, 2014.
[65] Z. Pan, B. Gu, and B. Sun, 'Numerical analyses of thermo-mechanical behaviors of 3-D rectangular braided composite under different temperatures', *Journal of the Textile Institute*, vol. 106, no. 2, pp. 173–186, 2015.
[66] H. Yu, D. Heider, and S. Advani, 'Prediction of effective through-thickness thermal conductivity of woven fabric reinforced composites with embedded particles', *Composite Structures*, 2015.
[67] R.K. Goldberg, G.D. Roberts, and A. Gilat, 'Implementation of an Associative Flow Rule Including Hydrostatic Stress Effects into the High Strain Rate Deformation Analysis of Polymer Matrix Composites', *Journal of Aerospace Engineering*, vol. 18, no. June, p. 27, 2005.
[68] L. Raimondo, L. Iannucci, P. Robinson, and P.T. Curtis, 'Modelling of strain rate effects on matrix dominated elastic and failure properties of unidirectional fibre-reinforced polymer–matrix composites', *Composites Science and Technology*, vol. 72, no. 7, pp. 819–827, Apr. 2012.
[69] J. Berthe, M. Brieu, and E. Deletombe, 'Improved viscoelastic model for laminate composite under static and dynamic loadings', *Journal of Composite Materials*, vol. 47, no. 14, pp. 1717–1727, Jun. 2013.
[70] L. Marcin, 'Modélisation du comportement, de l'endommagement et de la rupture de matériaux composites à renforts tissés pour le dimensionnement robuste de structures', PhD Thesis: Université de Bordeaux 1, 2010.
[71] O. Cousigné, D. Moncayo, D. Coutellier, P. Camanho, and H. Naceur, 'Numerical modeling of nonlinearity, plasticity and damage in CFRP-woven composites for crash simulations', *Composite Structures*, vol. 115, no. 1, pp. 75–88, 2014.
[72] J.F. Chen and E.V. Morozov, 'A consistency elasto-viscoplastic damage model for progressive failure analysis of composite laminates subjected to various strain rate loadings', *Composite Structures*, vol. 148, no. 2016, pp. 224–235, Jul. 2016.
[73] M. Mateos, 'Hysteretic and damage behaviour modelling of composite materials by fractional operators', PhD Thesis: Ecole Centrale de Nantes, 2014.
[74] A. Krasnobrizha, P. Rozycki, L. Gornet, and P. Cosson, 'Hysteresis behaviour modelling of woven composite using a collaborative elastoplastic damage model with fractional derivatives', *Composite Structures*, vol. 158, pp. 101–111, Dec. 2016.
[75] N. Charalambakis, G. Chatzigeorgiou, Y. Chemisky, and F. Meraghni, 'Mathematical homogenization of inelastic dissipative materials: a survey and recent progress', *Continuum Mechanics and Thermodynamics*, Jul. 2017.
[76] J. Eshelby, 'The determination of the elastic field of an ellipsoidal inclusion, and related problems', *Proceedings of the Royal Society of …*, 1957.
[77] T. Mori and K. Tanaka, 'Average stress in matrix and average elastic energy of materials with misfitting inclusions', *Acta Metallurgica*, vol. 21. pp. 571–574, 1973.

[78] V. Tvergaard, 'Analysis of tensile properties for a whisker-reinforced metal-matrix composite', *Acta metallurgica et materialia*, vol. 38, no. 2, pp. 185–194, 1990.
[79] O. van der Sluis, P.J.G. Schreurs, and H.E.H. Meijer, 'Effective properties of a viscoplastic constitutive model obtained by homogenization', *Mechanics of Materials*, vol. 31, pp. 743–759, 1999.
[80] N. Achour, G. Chatzigeorgiou, K. Bonnay, and F. Meraghni, 'Multiscale modeling in viscoplasticity coupled to damage of discontinuous fibers reinforced thermoplastic composites', in *JNC 20 – Ecole des Ponts ParisTech – 28-30 juin 2017 Modélisation*, 2017.
[81] F. Praud, G. Chatzigeorgiou, Y. Chemisky, and F. Meraghni, 'Micromechanical modelling of viscoelastic-viscoplastic-damage behavior for polyamide woven fabric composites under cyclic loading', *Proceedings of ECCM17*, no. June, pp. 26–30, 2016.
[82] F. Praud, G. Chatzigeorgiou, Y. Chemisky, and F. Meraghni, 'Micromechanical modelling of viscoelastic-viscoplastic-damage behavior for polyamide woven fabric composites under cyclic loading', *Presentation of ECCM17, Summary of papers from IRT Jules Verne*, 2016.
[83] I. Doghri, L. Adam, and N. Bilger, 'Mean-field homogenization of elasto-viscoplastic composites based on a general incrementally affine linearization method', *International Journal of Plasticity*, vol. 26, no. 2, pp. 219–238, Feb. 2010.
[84] I. Doghri, L. Brassart, L. Adam, and J.S. Gérard, 'A second-moment incremental formulation for the mean-field homogenization of elasto-plastic composites', *International Journal of Plasticity*, vol. 27, no. 3, pp. 352–371, Mar. 2011.
[85] L. Wu, F. Sket, L. Adam, I. Doghri, and L. Noels, 'Prediction of intra- and inter-laminar failure of laminates using non-local damage-enhanced mean-field homogenization', in *ECCOMAS Congress, 5 - 10 JUNE 2016 Crete Island, Greece*, 2016, vol. 1017232, no. 1410246, pp. 5–10.
[86] F. Feyel and J.L. Chaboche, 'FE2 multiscale approach for modelling the elastoviscoplastic behaviour of long fibre SiC/Ti composite materials', *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, vol. 183, no. 3–4, pp. 309–330, Mar. 2000.
[87] J. Spahn, H. Andrä, M. Kabel, and R. Müller, 'A multiscale approach for modeling progressive damage of composite materials using fast Fourier transforms', *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, vol. 268, pp. 871–883, Jan. 2014.
[88] M.J. Lidgett, 'Multi-scale modelling of polymer composite materials at high rates of strain', PhD Thesis: University of Nottingham, 2012.
[89] A.R. Melro, P.P. Camanho, F.M. Andrade Pires, and S.T. Pinho, 'Numerical simulation of the non-linear deformation of 5-harness satin weaves', *Computational Materials Science*, vol. 61, no. October 2015, pp. 116–126, Aug. 2012.
[90] J. Xu *et al.*, 'A progressive damage model of textile composites on meso-scale using finite element method: static damage analysis', *Journal of Composite Materials*, vol. 48, no. 25, pp. 3091–3109, Oct. 2014.
[91] S. Jacques, I. De Baere, and W. Van Paepegem, 'Application of periodic boundary conditions on multiple part finite element meshes for the meso-scale homogenization of textile fabric composites', *Composites Science and Technology*, vol. 92, pp. 41–54, Feb. 2014.
[92] E. Obert, F. Daghia, P. Ladevèze, and L. Ballere, 'Micro and meso modeling of woven composites: Transverse cracking kinetics and homogenization', *Composite Structures*, vol. 117, pp. 212–221, Nov. 2014.
[93] C. Fagiano, M. Genet, E. Baranger, and P. Ladevèze, 'Computational geometrical and mechanical modeling of woven ceramic composites at the mesoscale', *Composite Structures*, vol. 112, pp. 146–156, Jun. 2014.
[94] B. Stier, J.-W. Simon, and S. Reese, 'Comparing experimental results to a numerical meso-scale approach for woven fiber reinforced plastics', *Composite Structures*, vol. 122, pp. 553–560, Apr. 2015.
[95] B.A. Bednarcyk, B. Stier, J.W. Simon, S. Reese, and E.J. Pineda, 'Meso- and micro-scale modeling of damage in plain weave composites', *Composite Structures*, vol. 121, pp. 258–270, Mar. 2015.
[96] S.A. Tabatabaei, E. Bedogni, A.R. Melro, D. Ivanov, and S.V. Lomov, 'Meso-FE simulation of progressive damage in textile composites using mesh superposition method', in *ECCM17 - 17th*

European Conference on Composite Materials Munich, Germany, 26-30th June 2016, 2016, no. July.

[97] F. Praud, G. Chatzigeorgiou, Y. Chemisky, and F. Meraghni, 'Modélisation multi-échelle des composites tissés à matrice thermoplastique sous chargements cycliques non proportionnels', in *Journées Nationales sur les Composites JNC20*, 2017.

[98] D. Wang, N. Naouar, E. Vidal-Salle, and P. Boisse, 'Longitudinal compression and Poisson ratio of fiber yarns in meso-scale finite element modeling of composite reinforcements', *Composites Part B: Engineering*, vol. 141, no. December 2017, pp. 9–19, 2017.

[99] E. Totry, C. González, and J. LLorca, 'Prediction of the failure locus of C/PEEK composites under transverse compression and longitudinal shear through computational micromechanics', *Composites Science and Technology*, vol. 68, no. 15–16, pp. 3128–3136, 2008.

[100] R. Bedzra, J.W. Simon, B. Stier, and S. Reese, 'Micro-macro modelling of fiber reinforced composites exhibiting elastoplastic deformation', *PAMM*, vol. 15, no. 1, pp. 275–276, Oct. 2015.

[101] D. Pulungan, G. Lubineau, A. Yudhanto, R. Yaldiz, and W. Schijve, 'Identifying design parameters controlling damage behaviors of continuous fiber-reinforced thermoplastic composites using micromechanics as a virtual testing tool', *International Journal of Solids and Structures*, vol. 117, pp. 177–190, Jun. 2017.

[102] D. O'Dwyer, N. O'Dowd, and C. McCarthy, 'Numerical micromechanical investigation of interfacial strength parameters in a carbon fibre composite material', *Journal of Composite Materials*, vol. 48, no. 6, pp. 749–760, Feb. 2013.

[103] A.R. Melro, P.P. Camanho, F.M. Andrade Pires, and S.T. Pinho, 'Micromechanical analysis of polymer composites reinforced by unidirectional fibres: Part II – Micromechanical analyses', *International Journal of Solids and Structures*, vol. 50, no. 11–12, pp. 1906–1915, Jun. 2013.

[104] G. Soni, R. Singh, M. Mitra, and B.G. Falzon, 'Modelling matrix damage and fibre-matrix interfacial decohesion in composite laminates via a multi-fibre multi-layer representative volume element (M2RVE)', *International Journal of Solids and Structures*, vol. 51, no. 2, pp. 449–461, 2014.

[105] J. Zhi, L. Zhao, J. Zhang, and Z. Liu, 'A Numerical Method for Simulating the Microscopic Damage Evolution in Composites Under Uniaxial Transverse Tension', *Applied Composite Materials*, vol. 23, no. 3, pp. 255–269, Jun. 2015.

[106] M. Naderi, N. Apetre, and N. Iyyer, 'Effect of interface properties on transverse tensile response of fiber-reinforced composites: Three-dimensional micromechanical modeling', *Journal of Composite Materials*, 2016.

[107] F. Danzi, D. Fanteria, E. Panettieri, and M. Palermo, 'A numerical micro-mechanical study of the influence of fiber–matrix interphase failure on carbon/epoxy material properties', *Composite Structures*, vol. 159, pp. 625–635, Jan. 2017.

[108] E. Totry, J.M. Molina-Aldareguia, C. González, and J. LLorca, 'Effect of fiber, matrix and interface properties on the in-plane shear deformation of carbon-fiber reinforced composites', *Composites Science and Technology*, vol. 70, no. 6, pp. 970–980, 2010.

[109] M. Romanowicz, 'Determination of the first ply failure load for a cross ply laminate subjected to uniaxial tension through computational micromechanics', *International Journal of Solids and Structures*, vol. 51, no. 13, pp. 2549–2556, Jun. 2014.

[110] L. Xu, Y. Huang, C. Zhao, and S.K. Ha, 'Progressive failure prediction of woven fabric composites using a multi-scale approach', *International Journal of Damage Mechanics*, vol. 0, no. 0, pp. 1–23, Aug. 2016.

[111] D. Garoz, F.A. Gilabert, R.D.B. Sevenois, S.W.F. Spronk, and W. Van Paepegem, 'Material parameter identification of the elementary ply damage mesomodel using virtual micro-mechanical tests of a carbon fiber epoxy system', *Composite Structures*, vol. 181, pp. 391–404, Dec. 2017.

[112] B. Stier, J.W. Simon, and S. Reese, 'Meso-Mechanical Investigation of Woven Carbon Fiber Reinforced Plastics', in *19th International Conference on Composite Materials (ICCM19)*, 2013.

[113] M. Lidgett, R. Brooks, N. Warrior, and K.A. Brown, 'Virtual modelling of microscopic damage in polymer composite materials at high rates of strain', *Plastics, Rubber and Composites*, vol. 40, no. 6/7, pp. 324–332, Sep. 2011.

[114] F.A. Gilabert, D. Garoz, R.D.B. Sevenois, S.W.F. Spronk, A. Rezaei, and W. Van Paepegem, 'Composite Micro-Scale Model Accounting for Debonding, Strain Rate-Dependence and Damage Under Impact Using an Explicit Finite Element Solver', in *ECCM17 - 17th European Conference on Composite Materials Munich, Germany, 26-30th June 2016*, 2016, no. June, pp. 26–30.
[115] A. Malpot, 'Étude du comportement en fatigue d'un composite à matrice polyamide renforcé d'un tissu de fibres de verre pour application automobile', PhD Thesis-ENSMA, 2017.
[116] J. Thomason, P. Jenkins, and L. Yang, 'Glass Fibre Strength—A Review with Relation to Composite Recycling', *Fibers*, vol. 4, no. 2, p. 18, 2016.
[117] Z. Wang, 'Experimental evaluation of the strength distribution of E-glass fibres at high strain rates', *Applied Composite Materials*, vol. 2, no. 4, pp. 257–264, Nov. 1995.
[118] L. Yang and J.L. Thomason, 'The thermal behaviour of glass fibre investigated by thermomechanical analysis', *Journal of Materials Science*, vol. 48, Issue 17, pp. 5768–5775, Apr. 2013.
[119] W.F. Thomas, 'An investigation of the factors likely to affect the strength and properties of glass fibres', *Phys. Chem. Glasses*, 1960.
[120] N.M. Cameron, 'Effect of Prior Heat Treatment on the Strength of Glass Fibers Measured at Room Temperature', *Journal of The American Ceramic Society - Discussion and Notes*, no. July, p. 385, 1965.
[121] S. Feih, K. Manatpon, Z. Mathys, A.G. Gibson, and A.P. Mouritz, 'Strength degradation of glass fibers at high temperatures', *Journal of Materials Science*, vol. 44, no. 2, pp. 392–400, Jan. 2009.
[122] M.L. Korwin-Edson, D.A. Hofmann, and P.B. Mcginnis, 'Strength of high performance glass reinforcement fiber', *International Journal of Applied Glass Science*, vol. 3, no. 2, pp. 107–121, 2012.
[123] J.L. Thomason, L. Yang, and R. Meier, 'The properties of glass fibres after conditioning at composite recycling temperatures', *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 61, pp. 201–208, Jun. 2014.
[124] S. Oller, J. Miquel Canet, and F. Zalamea, 'Composite Material Behavior Using a Homogenization Double Scale Method', *Journal of Engineering Mechanics*, vol. 131, no. 1, pp. 65–79, Jan. 2005.
[125] A.R. Maligno, N.A. Warrior, and A.C. Long, 'Effects of inter-fibre spacing on damage evolution in unidirectional (UD) fibre-reinforced composites', *European Journal of Mechanics, A/Solids*, vol. 28, no. 4, pp. 768–776, 2009.
[126] G. Ernst, M. Vogler, C. Hühne, and R. Rolfes, 'Multiscale progressive failure analysis of textile composites', *Composites Science and Technology*, vol. 70, no. 1, pp. 61–72, Jan. 2010.
[127] M.F. Arif, 'Damage mechanisms in short glass fiber reinforced polyamide-66 under monotonic and fatigue loading: Effect of relative humidity and injection molding induced microstructure', PhD Thesis- ENSAM, 2014.
[128] P.Y. Le Gac, M. Ahrant, M. Le Gall, and P. Davies, 'Yield stress changes induced by water in polyamide 6: Characterization and modeling', *Polymer Degradation and Stability*, vol. 137, pp. 272–280, Mar. 2017.
[129] V. Fabre, G. Quandalle, N. Billon, and S. Cantournet, 'Time-Temperature-Water Content equivalence on dynamic mechanical response of polyamide 6,6', *Polymer*, no. MAY 2014, pp. 2–3, Nov. 2017.
[130] A. Hassan, N.A. Rahman, and R. Yahya, 'Moisture absorption effect on thermal, dynamic mechanical and mechanical properties of injection-molded short glass-fiber/polyamide 6,6 composites', *Fibers and Polymers*, vol. 13, no. 7, pp. 899–906, Sep. 2012.
[131] A. Rios de Anda, L.A. Fillot, D.R. Long, and P. Sotta, 'Influence of the amorphous phase molecular mobility on impact and tensile properties of polyamide 6,6', *Journal of Applied Polymer Science*, vol. 133, no. 21, p. n/a-n/a, Jun. 2016.
[132] A. Bergeret, L. Ferry, and P. Ienny, 'Influence of the fibre/matrix interface on ageing mechanisms of glass fibre reinforced thermoplastic composites (PA-6,6, PET, PBT) in a hygrothermal environment', *Polymer Degradation and Stability*, vol. 94, no. 9, pp. 1315–1324, Sep. 2009.
[133] E. Baquet, 'Modélisation thermomécanique visco-hyperélastique du comportement d'un polymère semi-cristallin : application au cas d'une matrice polyamide 6.6', PhD Thesis : ParisTech – Ecole National Supérieure des Mines de Paris, 2011.

[134] A. Benaarbia, A. Chrysochoos, and G. Robert, 'Influence of relative humidity and loading frequency on the PA6.6 cyclic thermomechanical behavior: Part I. mechanical and thermal aspects', *Polymer Testing*, vol. 40, pp. 290–298, Dec. 2014.
[135] R. Balieu, 'Modèle viscoélastique-viscoplastique couplé avec endommagement pour les matériaux polymères semi-cristallins', PhD Thesis: Université de Valenciennes et du Hainaut Cambrésis, 2012.
[136] B. Mouhmid, A. Imad, N. Benseddiq, S. Benmedakhène, and A. Maazouz, 'A study of the mechanical behaviour of a glass fibre reinforced polyamide 6,6: Experimental investigation', *Polymer Testing*, vol. 25, no. 4, pp. 544–552, Jun. 2006.
[137] A. Maurel-Pantel, E. Baquet, J. Bikard, J.L. Bouvard, and N. Billon, 'A thermo-mechanical large deformation constitutive model for polymers based on material network description: Application to a semi-crystalline polyamide 66', *International Journal of Plasticity*, vol. 67, no. November, pp. 102–126, Apr. 2015.
[138] H. Pouriayevali, S. Arabnejad, Y.B. Guo and V.P.W. Shim, 'A constitutive description of the rate-sensitive response of semi-crystalline polymers', *International Journal of Impact Engineering*, vol. 62, pp. 35–47, Dec. 2013.
[139] M.L. Williams, R.F. Landel, and J.D. Ferry, 'The Temperature Dependence of Relaxation Mechanisms in Amorphous Polymers and Other Glass-forming Liquids', *Journal of the American Chemical Society*, vol. 77, no. 14, pp. 3701–3707, Jul. 1955.
[140] G. Ayoub, F. Zaïri, M. Naït-Abdelaziz, and J.M. Gloaguen, 'Modelling large deformation behaviour under loading–unloading of semicrystalline polymers: Application to a high density polyethylene', *International Journal of Plasticity*, vol. 26, no. 3, pp. 329–347, Mar. 2010.
[141] H. Abdul-Hameed, T. Messager, F. Zaïri, and M. Naït-Abdelaziz, 'Large-strain viscoelastic–viscoplastic constitutive modeling of semi-crystalline polymers and model identification by deterministic/evolutionary approach', *Computational Materials Science*, vol. 90, pp. 241–252, Jul. 2014.
[142] H. Abdul-Hameed *et al.*, 'A two-phase hyperelastic-viscoplastic constitutive model for semi-crystalline polymers: Application to polyethylene materials with a variable range of crystal fractions', *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, vol. 37, pp. 323–332, Sep. 2014.
[143] N. Achour, G. Chatzigeorgiou, F. Meraghni, Y. Chemisky, and J. Fitoussi, 'Implicit implementation and consistent tangent modulus of a viscoplastic model for polymers', *International Journal of Mechanical Sciences*, vol. 103, pp. 297–305, Nov. 2015.
[144] Y. Duan, A. Saigal, R. Greif, and M.A. Zimmerman, 'A uniform phenomenological constitutive model for glassy and semicrystalline polymers', *Polymer Engineering & Science*, vol. 41, no. 8, pp. 1322–1328, Aug. 2001.
[145] R. Balieu, F. Lauro, B. Bennani, R. Delille, T. Matsumoto and E. Mottola, 'A fully coupled elastoviscoplastic damage model at finite strains for mineral filled semi-crystalline polymer', *International Journal of Plasticity*, 51, pp. 241–270, May 2013.
[146] F. Praud, G. Chatzigeorgiou, J. Bikard, and F. Meraghni, 'Phenomenological multi-mechanisms constitutive modelling for thermoplastic polymers, implicit implementation and experimental validation', *Mechanics of Materials*, vol. 114, pp. 9–29, Nov. 2017.
[147] C. Yu, G. Kang, and K. Chen, 'A hygro-thermo-mechanical coupled cyclic constitutive model for polymers with considering glass transition', *International Journal of Plasticity*, vol. 89, pp. 29–65, Feb. 2017.
[148] M. Broudin, V. Le Saux, Y. Le Gac, C. Champy, G. Robert, P. Charrier and Y Marco, 'Moisture sorption in polyamide 6.6: Experimental investigation and comparison to four physical-based models', *Polymer Testing*, vol. 43, pp. 10–20, May 2015.
[149] T. Peret, A. Clement, S. Freour, and F. Jacquemin, 'Numerical transient hygro-elastic analyses of reinforced Fickian and non-Fickian polymers', *Composite Structures*, vol. 116, no. 1, pp. 395–403, Sep. 2014.
[150] D.A. Bond, 'Moisture Diffusion in a Fiber-reinforced Composite: Part I – Non-Fickian Transport and the Effect of Fiber Spatial Distribution', *Journal of Composite Materials*, vol. 39, no. 23, pp. 2113–2141, Dec. 2005.

[151] H.G. Carter and K.G. Kibler, 'Langmuir-Type Model for Anomalous Moisture Diffusion In Composite Resins', *Journal of Composite Materials*, vol. 12, no. 2, pp. 118–131, Jul. 1978.
[152] M.E. Gurtin and C. Yatomi, 'On a Model for Two Phase Diffusion in Composite Materials', *Journal of Composite Materials*, vol. 13, no. 2, pp. 126–130, Apr. 1979.
[153] L.R. Grace and M.C. Altan, 'Characterization of anisotropic moisture absorption in polymeric composites using hindered diffusion model', *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 43, no. 8, pp. 1187–1196, 2012.
[154] A. Clément, S. Fréour, and F. Jacquemin, 'Multiphysics Modeling of the Hygro-Mechanical Behavior of Heterogeneous Materials', 2018, pp. 91–112.
[155] Y. Sinchuk, Y. Pannier, M. Gueguen, D. Tandiang, and M. Gigliotti, 'Computed-tomography based modeling and simulation of moisture diffusion and induced swelling in textile composite materials', *International Journal of Solids and Structures*, vol. 0, pp. 1–9, Jun. 2017.
[156] T. Peret, A. Clement, S. Freour, and F. Jacquemin, 'Effect of mechanical states on water diffusion based on the free volume theory: Numerical study of polymers and laminates used in marine application', *Composites Part B: Engineering*, vol. 118, pp. 54–66, 2017.
[157] C.J. Tsenoglou, S. Pavlidou, and C.D. Papaspyrides, 'Evaluation of interfacial relaxation due to water absorption in fiber-polymer composites', *Composites Science and Technology*, vol. 66, no. 15, pp. 2855–2864, 2006.
[158] Y. Joliff, W. Rekik, L. Belec, and J.F. Chailan, 'Study of the moisture/stress effects on glass fibre/epoxy composite and the impact of the interphase area', *Composite Structures*, vol. 108, no. 1, pp. 876–885, Feb. 2014.
[159] S. Alessi, G. Pitarresi, and G. Spadaro, 'Effect of hydrothermal ageing on the thermal and delamination fracture behaviour of CFRP composites', *Composites Part B: Engineering*, vol. 67, pp. 145–153, 2014.
[160] M.L. Costa, M.C. Rezende, and S.F.M. De Almeida, 'Strength of Hygrothermally Conditioned Polymer Composites with Voids', *Journal of Composite Materials*, vol. 39, no. 21, pp. 1943–1961, Nov. 2005.
[161] A. Zhang, D. Li, H. Lu, and D. Zhang, 'Qualitative separation of the effect of voids on the bending fatigue performance of hygrothermal conditioned carbon/epoxy composites', *Materials and Design*, vol. 32, no. 10, pp. 4803–4809, 2011.
[162] Y. Yuan and C. Zhou, 'Meso-Scale Modeling to Characterize Moisture Absorption of 3D Woven Composite', *Applied Composite Materials*, vol. 23, no. 4, pp. 719–738, 2016.

Chapitre 2 - Caractérisations expérimentales du PA66 et du sergé 2x2 Verre/PA66

Dans ce chapitre, nous proposons la caractérisation expérimentale de la matrice thermoplastique PA66 qui est employée dans notre composite sergé 2x2 Verre/PA66. Cette caractérisation, menée pour différentes conditions environnementales en quasi-statique et en dynamique, permettra d'identifier l'ensemble des paramètres nécessaires à la loi de comportement utilisée pour la matrice dans la méthode d'homogénéisation à double échelles. Comme le cœur de cette partie est l'expérimentation, nous présenterons aussi l'ensemble des essais de caractérisation qui ont été réalisés sur le composite sergé 2x2 Verre/PA66. Cette étude permettra non seulement de mettre en évidence la complexité du comportement de ce matériau tant en regard des conditions environnementales que de la vitesse de déformation mais aussi de servir de base comparative aux résultats qui seront fournis par l'outil numérique d'homogénéisation à double échelles.

CHAPITRE 2 - CARACTERISATIONS EXPERIMENTALES DU PA66 ET DU SERGE 2X2 VERRE/PA66 61

1. CARACTERISATION EXPERIMENTALE DU COMPORTEMENT DU POLYMERE PA66 62
   - *1.1 Spécifications expérimentales 62*
   - *1.2 Températures de transition vitreuse du PA66 ..... 64*
   - *1.3 Essais quasi-statiques sur le polymère PA66 ..... 65*
   - *1.4 Essais dynamiques sur le polymère PA66 ..... 68*
   - *1.5 Conclusion générale 73*
2. SYNTHESE DU COMPORTEMENT EXPERIMENTAL DU COMPOSITE SERGE 2X2 VERRE/PA66 73
   - *2.1 Rappels sur la campagne expérimentale menée 74*
   - *2.2 Synthèse du comportement en quasi-statique du composite thermoplastique sergé 2x2 Verre/PA66 ..... 75*
   - *2.3 Synthèse du comportement en dynamique du composite thermoplastique sergé 2x2 Verre/PA66 76*
   - *2.4 Conclusion générale 78*
3. SYNTHESE DU CHAPITRE 79

1. Caractérisation expérimentale du comportement du polymère PA66

Cette partie porte sur les essais réalisés au **C**entre de **R**essource en **E**ssais **D**ynamiques du GeM à l'Ecole Centrale de Nantes pour caractériser le comportement en quasi-statique et dynamique de la matrice PA66 utilisée pour le composite tissé de nos travaux. L'exploitation des résultats de cette caractérisation permettra non seulement d'identifier l'influence à la fois de la température, de l'hygrométrie et de la vitesse de déformation mais aussi de proposer en regard des observations expérimentales un modèle de comportement adapté (modèle qui fera l'objet d'une partie dans le chapitre suivant).

1.1 Spécifications expérimentales

1.1.1 Matrice des essais réalisés

Les essais réalisés sont présentés dans le **Tableau 2-1** et le **Tableau 2-2**. Tous les couples de température/HR n'ont pas été testés : en effet, sur les conseils de notre partenaire Solvay (projet COPERSIM Crash) qui nous a fourni la matière première, les choix qui ont été opérés en ce qui concerne les couples (**Tableau 2-1** et **Tableau 2-2**) permettent de couvrir l'ensemble des comportements observables pour des matrices thermoplastiques.

Température	HR0	HR50	HR85
-40°C	3	-	-
+23°C	3	3	3
+80°C	-	-	3

Tableau 2-1 : Essais quasi-statiques sur le PA66.

Température	Vitesse de sollicitation	HR0	HR50	HR85
-40°C	200 mm/s	3	-	-
+23°C	200 mm/s	3	3	3
+23°C	2 m/s	-	3	-
+23°C	10 m/s	3	3	3
+80°C	200 mm/s	-	-	3

Tableau 2-2 : Essais dynamiques sur le PA66.

1.1.2 Fourniture et géométries des éprouvettes

La géométrie des éprouvettes fournies et prévues pour les essais en quasi-statique est une éprouvette de type « altère ». Les dimensions sont présentées sur la **Figure 2-1**. L'épaisseur de toutes les éprouvettes est de $4\ mm$ et leur zone utile de $80\ \times 10\ mm$.

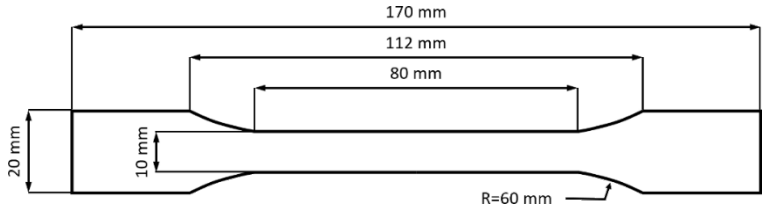


Figure 2-1 : Dimensions des éprouvettes quasi-statiques de PA66.

En ce qui concerne la géométrie des éprouvettes destinées aux essais dynamiques (traction), cette dernière est de type parallélépipédique (**Figure 2-2**) pour mieux correspondre aux besoins des matériels d'expérimentation (mors d'accroche).

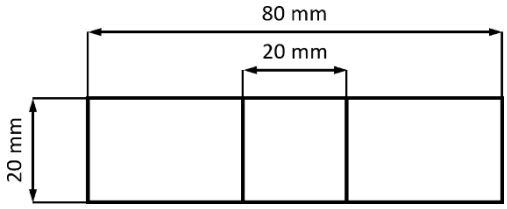


Figure 2-2 : Dimensions des éprouvettes dynamiques de PA66.

1.1.3 Conditionnement des éprouvettes

Comme les essais incluent différents niveaux d'humidité relative, les éprouvettes ont d'abord été « desséchées » pour les amener à un état d'humidité relative de 0% (HR0). Pour cela, nous avons suivi le protocole expérimental proposé par notre partenaire, Solvay, à savoir la mise dans une étuve (étuve BINDER VD-115 équipée d'un groupe de pompage Vaccubrand PC 3001 VARIOpro) sous vide à $90°C$ pendant 9 jours. Une fois les échantillons amenés à HR0, une partie d'entre eux a été placée cette fois-ci dans une enceinte climatique (BINDER KMF 115) à $70°C$ pendant 17 jours respectivement à 50% et 70% d'humidité pour les vieillir à HR50 et HR85.

L'ensemble des éprouvettes, quel que soit le HR, a été ensuite ensaché par lots de 5 spécimens dans des poches spécifiques thermocollées, de manière à les protéger jusqu'à la réalisation des expérimentations en conservant leur HR. Les sachets ont été ouverts le jour même de la réalisation des essais, afin de minimiser au maximum le risque de reprise ou de perte d'humidité. Un mouchetis a été réalisé sur les éprouvettes à l'ouverture du sachet, afin de permettre une mesure du champ de déformation par corrélation d'images.

1.1.4 Machines d'essai et moyens de mesure

Les essais quasi-statiques ont été menés sur une machine de traction-compression quasi-statique (type INSTRON 5584). La machine délivre un effort de traction F en fonction du temps, ainsi que le déplacement U de la traverse (non exploité dans cette étude). Pour les essais en température, la machine est équipée d'une enceinte thermique INSTRON. La gamme de température de cette dernière est de $-150°C$ à $+600°C$. La déformation est déterminée par corrélation d'images numériques. Pour cela, la machine est équipée d'un dispositif de mesure de déformation par vidéométrie, utilisant une caméra vidéo numérique haute définition STEMMER GT 6600. Les images obtenues par la caméra sont traitées par un logiciel de corrélation d'image (*VIC-2D*). Le post-traitement retenu exprime les déformations longitudinale et transverse conventionnelles (ou dites encore « ingénieures ») sur la partie utile de l'éprouvette.

En ce qui concerne les essais dynamiques, deux types de machine ont été utilisées en fonction de la gamme de vitesse de déformation à atteindre :

- Pour les vitesses de déformation dites « basses », la machine de traction est une machine de traction – compression dynamique de type MTS 20 kN. Elle délivre l'effort de traction et le déplacement du vérin. La mesure de déformation est obtenue par l'emploi de la caméra vidéo numérique rapide (PHOTRON type SA1). Comme pour les essais en quasi-statique, les déformations sont obtenues par corrélation d'image par le logiciel VIC-2D.
- Pour les vitesses de déformation dites « moyennes », les essais sont réalisés sur un système dit « arbalète ». Ce système est constitué d'une masse mobile de $10.3\ kg$ ou de $210\ kg$ appelée « chariot impactant », se déplaçant horizontalement sur des rails de guidage et mise en mouvement par des tendeurs élastiques. La vitesse et la masse du chariot impactant sont adaptées en fonction de la vitesse de déformation recherchée et de l'énergie nécessaire à l'essai. L'effort généré est mesuré par des ponts de jauges disposés sur une barre de mesure. La mesure de déformation est obtenue par l'emploi de la caméra vidéo numérique rapide

(PHOTRON type SA1). Comme pour les essais précédents, les déformations sont obtenues par corrélation d'image à l'aide du logiciel VIC-2D.

1.1.5 Traitement des données expérimentales

Pour l'exploitation des résultats, dans un premier temps, la contrainte ingénieure **(2-1)** est identifiée grâce aux signaux « force » et aux mesures des sections des éprouvettes (largeur et épaisseur mesurées à l'aide d'un pied à coulisse K2-15).

$$\sigma_{conventionnelle} = \frac{F}{S_0} \qquad (2\text{-}1)$$

Pour rester cohérent avec la mesure précédente de contrainte, nous avons demandé lors du post-traitement avec le logiciel VIC-2D d'obtenir aussi les déformations ingénieures ($\varepsilon_{conventionnelle}$). Cependant au regard du niveau de déformation, nous avons utilisé pour la présentation et l'exploitation des courbes les contraintes et déformations vraies obtenues par transformation **(2-2)**.

$$\varepsilon_{vraie} = ln(1 + \varepsilon_{conventionnelle}) \quad ; \quad \sigma_{vraie} = (1 + \varepsilon_{conventionnelle})\sigma_{conventionnelle} \qquad (2\text{-}2)$$

1.2 Températures de transition vitreuse du PA66

En vue d'une exploitation des données expérimentales, une méthode d'analyse mécanique dynamique (DMA) a été pratiquée par notre partenaire Solvay sur le polyamide-66. Cette DMA a été réalisée uniquement à HR0 et HR50 (**Figure 2-3** et **Figure 2-4**). Ces DMA ont permis l'identification des températures de transition vitreuse (T_g) pour les deux vieillissements de la matrice PA66 (**Tableau 2-3**).

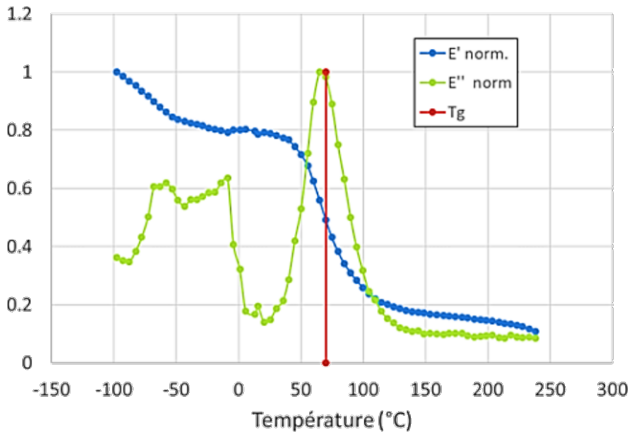


Figure 2-3 : Essai DMA sur PA66 à HR0 (température ambiante) par Solvay.

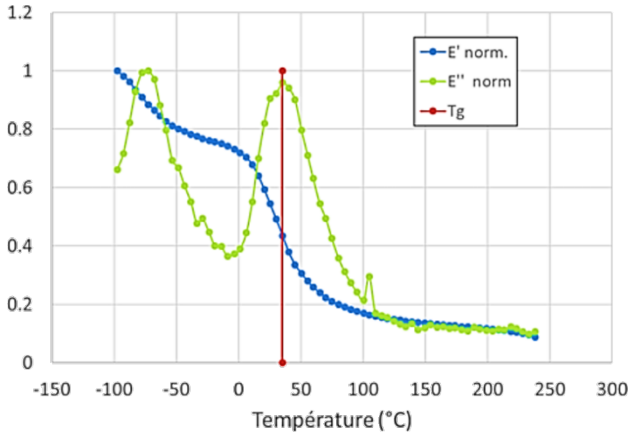


Figure 2-4 : Essai DMA sur PA66 à HR50 (température ambiante) par Solvay.

	HR0	HR50	HR85 (estimée)
T_g (°C)	70 ± 0.5	25 ± 0.5	-10

Tableau 2-3 : Températures de transition vitreuse de PA66 par DMA (Solvay).

Remarque : malheureusement la DMA pour le vieillissement à HR85 n'a pas pu être réalisée sur notre matériau d'étude. Cependant, notre partenaire Solvay nous a indiqué que la température de transition vitreuse correspondante se situerait aux alentours de $-10°C$.

1.3 Essais quasi-statiques sur le polymère PA66

Comme tous les polymères, le polyamide PA66 peut posséder un état vitreux ou un état caoutchoutique. Le passage de l'état vitreux à l'état caoutchoutique est gouverné par la température de transition vitreuse (T_g) qui dépend, comme nous l'avons montré précédemment, de l'hygrométrie. Dans cette partie nous nous proposons d'étudier l'influence du taux d'humidité relative et de la température sur les propriétés mécaniques en traction quasi-statique de notre PA66. Nous proposerons aussi l'ensemble des caractéristiques mécaniques à l'exception de celles rattachées à l'endommagement et de la plasticité qui seront traitées dans le chapitre suivant puisque relatives à la loi de comportement que nous aurons choisie.

1.3.1 Influence de l'hygrométrie à température ambiante (+23°C)

Les résultats présentés sur la **Figure 2-5** correspondent aux courbes représentatives des comportements en traction à température ambiante pour différents vieillissements du polymère PA66. On remarque que le niveau d'humidité relative au sein du matériau a une forte influence sur son comportement : les caractéristiques élastiques évoluent en croissant tandis que le niveau d'humidité relative diminue. Il en va de même pour les contraintes à rupture tandis que les déformations à rupture suivent une tendance inverse (**Tableau 2-4**). Enfin, on peut constater que les parties au-delà de l'élasticité, parties non linéaires, semblent être relativement parallèles.

On retrouve aussi les différents comportements (vitreux ou caoutchoutique) : à HR0, les essais se situent en-dessous de la T_g ce qui amène à un comportement « beaucoup plus fragile » alors qu'à HR85, ces derniers se placent au-dessus de la T_g et donc conduisent à un comportement visqueux. D'ailleurs, les essais n'ont pu être menés à rupture pour ce niveau de HR du fait des limitations en déplacement de la machine de traction (déformation estimée à rupture d'environ 500 %).

Enfin, les cyclages menés (**Figure 2-6**) appuient les précédentes remarques puisque l'on constate effectivement que moins il y a d'humidité relative dans le matériau plus les hystérésis sont « droites » et « fines » caractérisant ainsi une propagation d'endommagement beaucoup plus rapide.

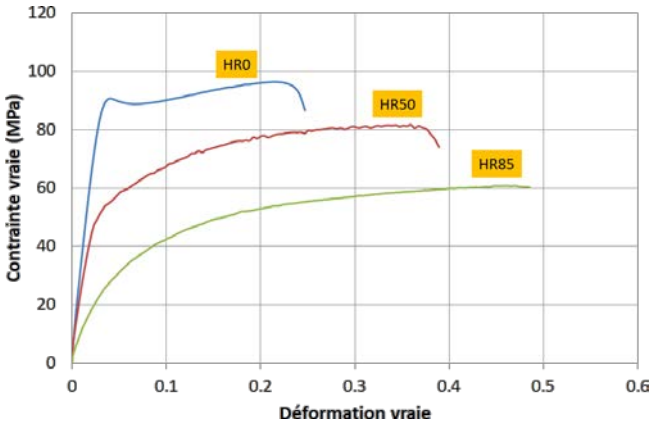


Figure 2-5 : Courbes contrainte-déformation du PA66 à +23°C pour différents HR en quasi-statique.

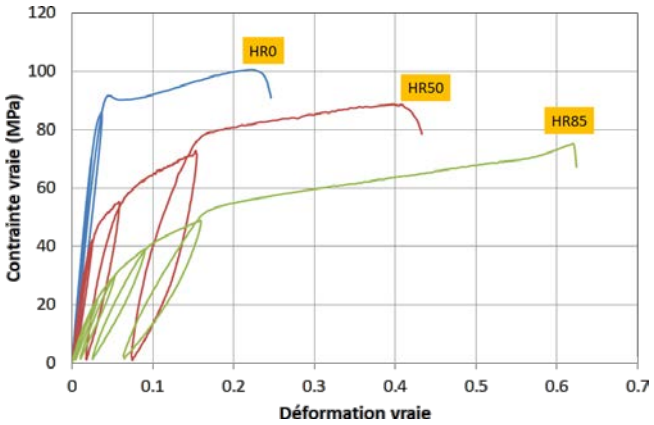


Figure 2-6 : Courbes cyclées contrainte-déformation du PA66 à +23°C pour différents HR en quasi-statique.

	HR0	HR50	HR85
$E\ (MPa)$	3147 ± 783	2531 ± 93	930 ± 55
$\nu\ (-)$	0.40 ± 0.02	0.43 ± 0.00	0.46 ± 0.01
$\varepsilon_0\ (\%)$	1.69 ± 0.04	1.23 ± 0.59	1.54 ± 0.74
$\sigma_0\ (MPa)$	53.2 ± 25.6	31.25 ± 6.9	14.4 ± 2.0
$\varepsilon_R\ (\%)$	22.3 ± 0.4	39.5 ± 2.9	>62
$\sigma_R\ (MPa)$	100 ± 2	89 ± 3	>75
$\dot{\varepsilon}\ (/s)$	$2.04\ 10^{-03} \pm 1.83\ 10^{-03}$	$1.81\ 10^{-03} \pm 1.47\ 10^{-03}$	$1.61\ 10^{-03} \pm 1.18\ 10^{-03}$

Tableau 2-4 : Propriétés mécaniques du PA66 en quasi-statique à T=+23°C.

Cette forte influence du niveau d'hygrométrie sur le comportement du polymère à température ambiante se retrouvera, par conséquent, aussi sur le comportement du matériau composite sergé 2x2 Verre/PA66.

1.3.2 Influence de la température

A HR0, la température expérimentale ($T = -40°C$) est largement en dessous de la T_g (qui rappelons-le est d'environ $+70°C$) : c'est donc un comportement vitreux qui prédomine, amenant le polymère à être très fragile (**Figure 2-7** et **Figure 2-8**). A l'inverse, à HR85 la température de l'essai ($T + 80°C$) est très supérieure à la T_g (qui, dans ce cas, est d'environ $-10°C$). Le comportement est visqueux amenant un comportement fortement non linéaire pour le polymère (**Figure 2-9** et **Figure 2-10**).

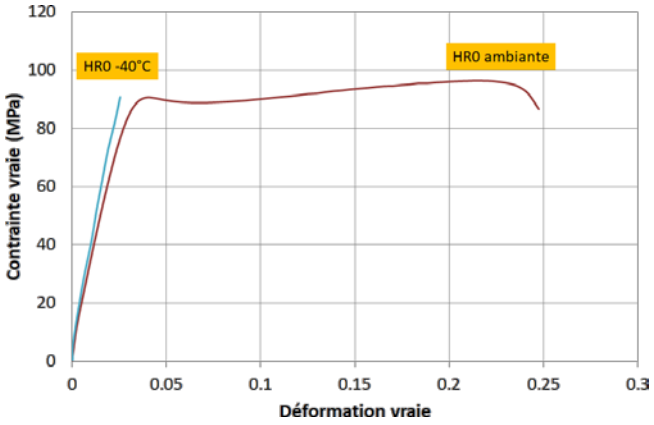


Figure 2-7 : Courbes contrainte-déformation du PA66 à HR0 à deux températures en quasi-statique.

Figure 2-8 : Rupture du PA66 à HR0 et T=-40°C en quasi-statique.

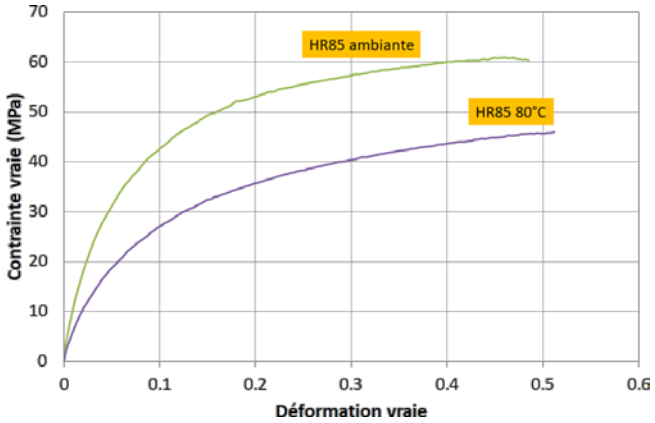


Figure 2-9 : Courbes contrainte-déformation du PA66 à HR85 à deux températures en quasi-statique.

Figure 2-10 : Rupture du PA66 à HR85 et T=+80°C en quasi-statique.

Tout comme ce que nous avons dit dans le point précédent, le comportement du composite sergé 2x2 Verre/PA66 sera aussi influencé par les températures d'essai et ce du fait de la sensibilité à l'humidité relative du matériau.

1.3.3 Conclusion

La **Figure 2-11** présente un bilan du comportement du PA66 en quasi-statique pour les différentes conditions de température et d'hygrométrie testées. On peut conclure que les courbes contraintes-déformations montrent une forte dépendance à l'hygrométrie, qui pour une température donnée, impose au matériau une plus grande ductilité quand le HR est important. Elles montrent aussi une forte dépendance à la température d'essai puisque cette dernière conditionne le type d'état (vitreux ou caoutchoutique) en fonction de la T_g du matériau.

L'ensemble des caractéristiques qu'elles soient élastiques, plastiques ou à rupture est donc affecté par le couple température/HR. Cette grande variabilité du comportement du PA66 se retrouvera donc

naturellement dans une mesure plus ou moins grande sur le comportement du composite sergé 2x2 Verre/PA66 que nous étudierons. L'ensemble des propriétés mécaniques en quasi-statique du PA66 pour chaque hygrométrie et chaque température testées est regroupé dans le **Tableau 2-5**.

Remarque : On rappelle aussi que les ruptures à HR85 (pour toutes les températures) ne peuvent pas être observées à cause des limitations en déplacement de la machine.

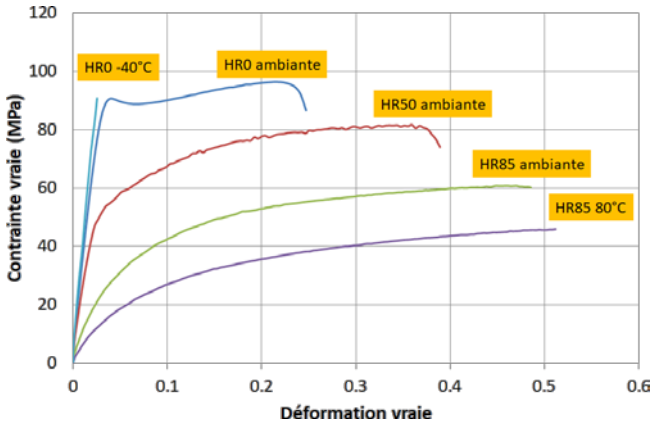


Figure 2-11 : Courbes contrainte-déformation en quasi-statique du PA66 pour différentes températures et HR.

	-40°C/HR0	+23°C/HR0	+23°C/HR50	+23°C/HR85	+80°C/HR85
$E\ (MPa)$	3452 ± 141	3147 ± 783	2531 ± 93	930 ± 55	458 ± 34
$\nu\ (-)$	0.40 ± 0.09	0.40 ± 0.02	0.43 ± 0.00	0.46 ± 0.01	0.46 ± 0.04
$\varepsilon_0\ (\%)$	2.5 ± 0.0	1.69 ± 0.04	1.23 ± 0.59	1.54 ± 0.74	2.33 ± 0.61
$\sigma_0\ (MPa)$	88 ± 2	53.2 ± 25.6	31.25 ± 6.9	14.4 ± 2.0	10.87 ± 3.1
$\varepsilon_R\ (\%)$	2.5 ± 0.0	22.3 ± 0.4	39.5 ± 2.9	>62	>55
$\sigma_R\ (MPa)$	88 ± 2	100 ± 2	89 ± 3	>75	>53
$\dot{\varepsilon}\ (/s)$	$1.49\ 10^{-03} \pm 1.18\ 10^{-03}$	$2.04\ 10^{-03} \pm 1.83\ 10^{-03}$	$1.81\ 10^{-03} \pm 1.47\ 10^{-03}$	$1.61\ 10^{-03} \pm 1.18\ 10^{-03}$	$1.65\ 10^{-03} \pm 1.25\ 10^{-03}$

Tableau 2-5 : Synthèse des propriétés mécaniques en quasi-statique du PA66.

1.4 Essais dynamiques sur le polymère PA66

Dans cette partie, l'objectif est d'évaluer l'influence des effets de la vitesse de déformation sur les propriétés mécaniques du PA66. Cette influence a principalement été étudiée à température ambiante pour les différentes conditions d'hygrométrie.

1.4.1 Essais dynamiques à 200 mm/s

A température ambiante, les essais en dynamique à $200\ mm/s$ montrent une même tendance (**Figure 2-12**) que pour les essais en quasi-statique (**Figure 2-5**). Les courbes (**Figure 2-12**) mettent en évidence une influence de l'hygrométrie à température ambiante identique, à savoir le passage d'un comportement fragile pour un niveau d'humidité relative bas à un comportement très ductile à un niveau d'humidité relative haut. Les vitesses de déformation moyennes atteintes pour une sollicitation de $200\ mm/s$ respectivement pour HR0, HR50 et HR85 de l'ordre de $1.89/s$, $2.41\ /s$ et $2.58/s$ (**Tableau 2-6**) ; ce qui est en accord avec les observations comportementales énoncées précédemment à propos de l'influence du HR à température ambiante.

Si l'on s'attarde maintenant à l'effet de la température pour un HR donné (**Figure 2-13**), on a encore des conclusions et observations identiques à ce qui a été vu en quasi-statique (**Figure 2-7** et **Figure 2-9**). La différence principale se situe néanmoins pour le niveau d'humidité relative de 0% où le comportement du PA66 demeure élastique fragile quelle que soit la température.

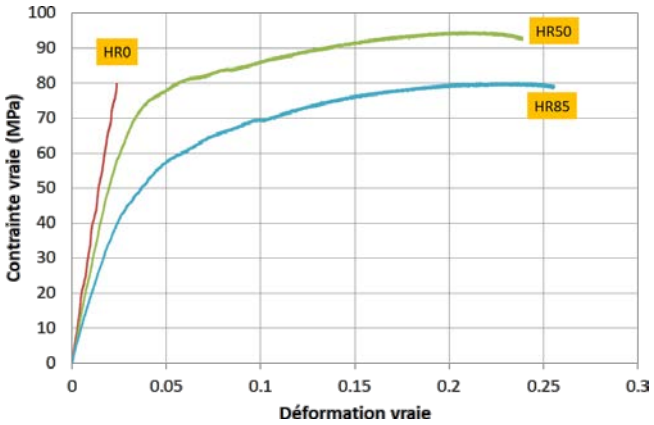


Figure 2-12 : Courbes contrainte-déformation du PA66 à +23°C pour différents HR en dynamique à 200 mm/s.

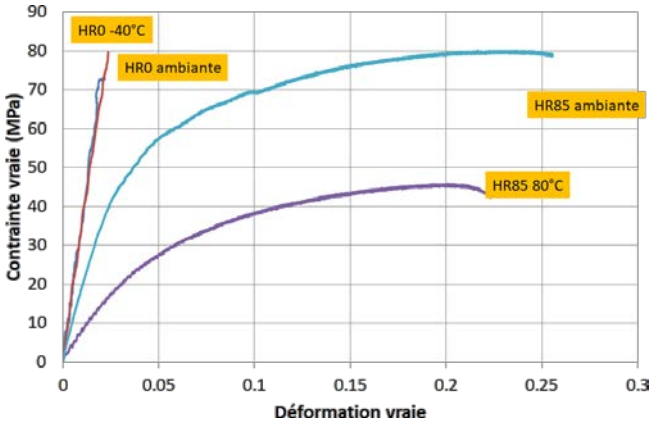


Figure 2-13 : Courbes contrainte-déformation du PA66 à HR0 et HR85 à deux températures en dynamique à 200 mm/s.

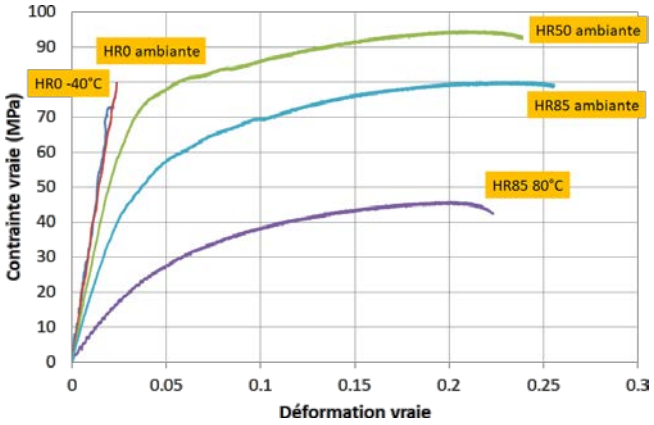


Figure 2-14 : Courbes contrainte-déformation en dynamique (200 mm/s) du PA66 pour différentes températures et HR.

	-40°C/HR0	+23°C/HR0	+23°C/HR50	+23°C/HR85	+80°C/HR85
$E\ (MPa)$	3762 ± 91	3388 ± 84	2652 ± 86	1803 ± 190	626 ± 70
$\nu\ (-)$	0.38 ± 0.06	0.34 ± 0.01	0.39 ± 0.03	0.36 ± 0.10	0.47 ± 0.07
$\varepsilon_0\ (\%)$	2.22 ± 0.08	2.37 ± 0.71	1.95 ± 0.27	1.72 ± 0.35	2.88 ± 0.54
$\sigma_0\ (MPa)$	83.6 ± 4.6	80.3 ± 3.4	51.7 ± 6.7	31.0 ± 3.5	18.0 ± 6.5
$\varepsilon_R\ (\%)$	2.3 ± 0.2	2.3 ± 0.2	24.8 ± 2.7	26.2 ± 3.5	23.9 ± 6.2
$\sigma_R\ (MPa)$	79 ± 5	81 ± 5	97 ± 1	81 ± 3	46 ± 3
$\dot{\varepsilon}\ (/s)$	1.85 ± 0.15	1.89 ± 0.08	2.41 ± 0.01	2.58 ± 0.29	3.19 ± 0.80

Tableau 2-6 : Synthèse des propriétés mécaniques en dynamique (200 mm/s) du PA66.

L'ensemble des propriétés mécaniques du PA66 sollicité à $200\ mm/s$ est regroupé dans le **Tableau 2-6** et les courbes sur la **Figure 2-14**.

Remarque : En dynamique il n'est pas possible d'effectuer des cyclages qui auraient permis d'accéder à l'évolution d'endommagements ou de déformations plastiques. Aussi, les essais réalisés ne sont donc que des essais à rupture.

1.4.2 Essai dynamique à 2 m/s

L'ensemble des propriétés mécaniques du PA66 sollicité à $2\ m/s$, à température ambiante et à HR50, est regroupé dans le **Tableau 2-7** et les courbes sur la **Figure 2-15**. La vitesse moyenne de déformation atteinte pour cette sollicitation est de $35/s$ environ.

	+23°C/HR50
$E\ (MPa)$	2543 ± 396
$\nu\ (-)$	0.48 ± 0.04
$\varepsilon_0\ (\%)$	1.94 ± 1.39
$\sigma_0\ (MPa)$	49.4 ± 22.0
$\varepsilon_R\ (\%)$	39.2 ± 1.0
$\sigma_R\ (MPa)$	117 ± 15.0
$\dot{\varepsilon}\ (/s)$	35.2 ± 8.6

Tableau 2-7 : Synthèse des propriétés mécaniques en dynamique (2 m/s) du PA66.

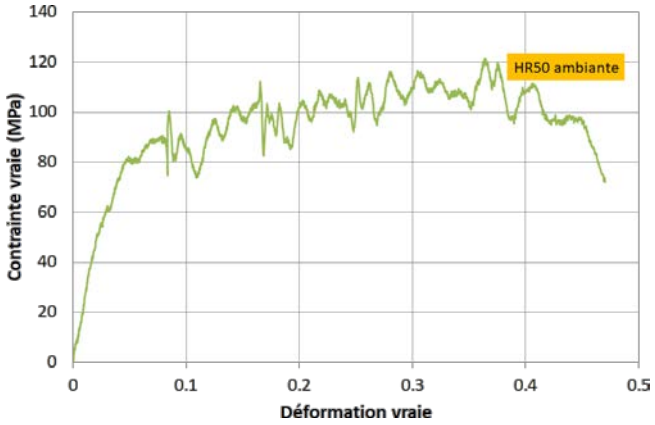


Figure 2-15 : Courbes contrainte-déformation en dynamique (2 m/s) du PA66 à 23°C et HR50.

1.4.3 Essai dynamique à 10 m/s

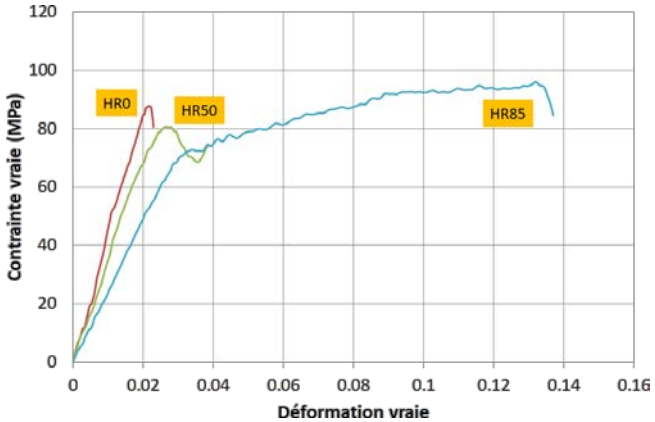


Figure 2-16 : Courbes contrainte-déformation du PA66 à +23°C pour différents HR en dynamique à 10 m/s.

A température ambiante, les essais en dynamique à $10\ m/s$ montrent un comportement fragile pour les HR0 et HR50 et un comportement non linéaire mais néanmoins « relativement » fragile pour le HR85 (**Figure 2-16**). Les vitesses de déformation moyennes atteintes pour une sollicitation de $10\ m/s$ respectivement pour HR0, HR50 et HR85 de l'ordre de $114/s$, $136\ /s$ et $240/s$. Sur la **Figure 2-17**, on observe que la vitesse de déformation impose une propagation de « multi » macro-fissures pour les deux taux d'humidité relative HR0 et HR50 mais que la rupture demeure franche dans le cas du HR85 car l'humidité contenue dans le matériau joue encore son rôle de plastifiant.

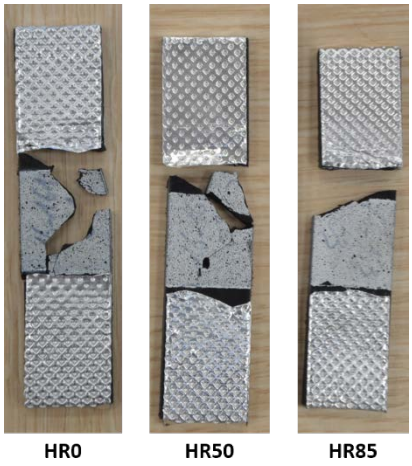


Figure 2-17 : Courbes contrainte-déformation du PA66 à HR0 et HR85 à deux températures en dynamique à 200 mm/s.

L'ensemble des propriétés mécaniques du PA66 sollicité à $10\ m/s$ est regroupé dans le **Tableau 2-8**.

	+23°C/HR0	+23°C/HR50	+23°C/HR85
$E\ (MPa)$	4346 ± 252	3509 ± 478	2417 ± 266
$\nu\ (-)$	0.41 ± 0.02	0.45 ± 0.08	0.43 ± 0.01
$\varepsilon_0\ (\%)$	1.87 ± 0.26	2.02 ± 0.47	2.73 ± 0.71
$\sigma_0\ (MPa)$	81.1 ± 10.4	70.8 ± 18.3	65.9 ± 7.5
$\varepsilon_R\ (\%)$	2.1 ± 0.1	2.8 ± 0.7	13.7 ± 3.8
$\sigma_R\ (MPa)$	88 ± 6	81 ± 10	96 ± 16
$\dot{\varepsilon}\ (/s)$	113 ± 16	135 ± 11	239 ± 40

Tableau 2-8 : Synthèse des propriétés mécaniques en dynamique (10 m/s) du PA66.

1.4.4 Conclusion

Les **Figure 2-18**, **Figure 2-19** et **Figure 2-20** présentent le bilan de l'influence de la vitesse de déformation à température ambiante (puisque c'est là que nous avons le plus de données) et pour les différents niveaux d'humidité relative. On remarque que cette influence se traduit, quel que soit le HR, par une rigidification du comportement du PA66 lorsque la vitesse de déformation s'accroit.

Les **Tableau 2-9**, **Tableau 2-10** et **Tableau 2-11** montrent une quasi invariance du module d'Young en fonction de la vitesse de déformation mais aussi un accroissement de la limite d'élasticité. En ce qui concerne les constantes à rupture, il est plus délicat d'identifier une tendance à l'exception de HR85. Il serait nécessaire de poursuivre les campagnes expérimentales sur le PA66 pour différents HR et température afin de compléter la base de données que nous avons, notamment en y intégrant la mesure de l'échauffement pouvant survenir lors des essais. Ces essais supplémentaires permettraient de confirmer ou d'infirmer certaines constatations actuelles et permettraient aussi de pouvoir établir, peut-être, des relations entre les couples de paramètres Température, HR et Vitesse de déformation.

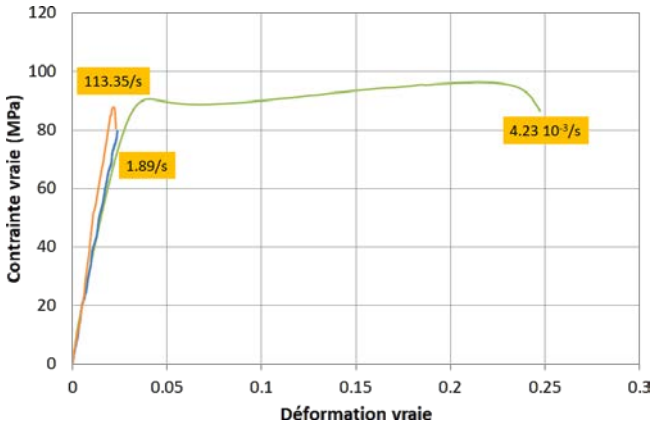


Figure 2-18 : Influence de la vitesse de déformation à +23°C et à HR0 du PA66.

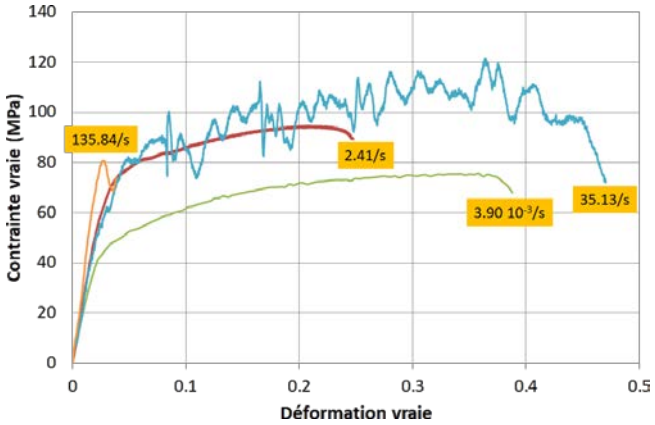


Figure 2-19 : Influence de la vitesse de déformation à +23°C et à HR50 du PA66.

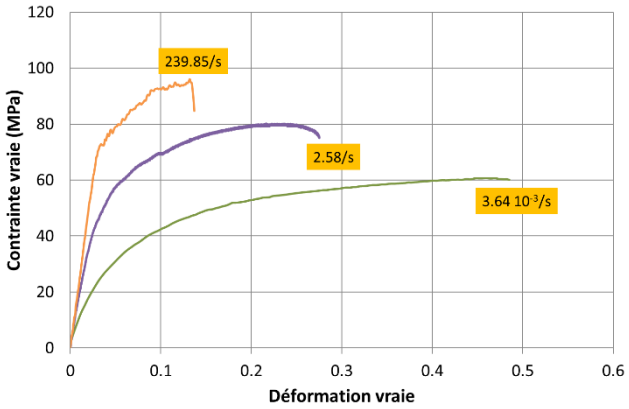


Figure 2-20 : Influence de la vitesse de déformation à +23°C et à HR85 du PA66.

$\dot{\varepsilon}\ (/s)$	2.04 10^{-03}	1.89	113
$E\ (MPa)$	3147	3388	4346
$\nu\ (-)$	0.40	0.34	0.41
$\varepsilon_0\ (\%)$	1.69	2.37	1.87
$\sigma_0\ (MPa)$	53.2	80.3	81.1
$\varepsilon_R\ (\%)$	22.3	2.3	2.1
$\sigma_R\ (MPa)$	100	81	88

Tableau 2-9 : Synthèse des propriétés mécaniques du PA66 à température ambiante et HR0.

$\dot{\varepsilon}\ (/s)$	1.81 10^{-03}	2.41	35.2	135
$E\ (MPa)$	2531	2652	2543	3509
$\nu\ (-)$	0.43	0.39	0.48	0.45
$\varepsilon_0\ (\%)$	1.23	1.95	1.94	2.02
$\sigma_0\ (MPa)$	31.25	51.7	49.4	70.8
$\varepsilon_R\ (\%)$	39.5	24.8	39.2	2.8
$\sigma_R\ (MPa)$	89	97	117	81

Tableau 2-10 : Synthèse des propriétés mécaniques du PA66 à température ambiante et HR50.

$\dot{\varepsilon}\ (/s)$	1.61 10^{-03}	2.58	239
$E\ (MPa)$	930	1803	2417
$\nu\ (-)$	0.46	0.36	0.43
$\varepsilon_0\ (\%)$	1.54	1.72	2.73
$\sigma_0\ (MPa)$	14.4	31.0	65.9
$\varepsilon_R\ (\%)$	>62	26.2	13.7
$\sigma_R\ (MPa)$	>75	81	96

Tableau 2-11 : Synthèse des propriétés mécaniques du PA66 à température ambiante et HR85.

1.5 Conclusion générale

Les essais de traction pour des chargements quasi-statiques et dynamiques ont montré que le comportement du PA66 pur est très complexe puisqu'il est fortement influencé par les conditions d'essais (taux d'humidité relative, température et vitesse de déformation). En fonction des conditions environnementales, son comportement peut être élastique fragile ou bien encore non-linéaire avec de grandes déformations. Ces variations comportementales sont principalement dues aux différentes températures de transition vitreuse que le polymère a en fonction de l'hygrométrie (**Tableau 2-3**).

Cette complexité de comportement du PA66 se retrouvera donc naturellement chez le composite sergé 2x2 Verre/PA66 de notre étude. La partie suivante permettra d'illustrer qu'effectivement le comportement en cisaillement du composite est principalement affecté.

Dans le chapitre suivant, nous proposerons un modèle théorique de comportement isotrope de type élasto-plastique à écrouissage isotrope avec endommagement isotrope. Nous reviendrons alors sur un point qui n'a pas été abordé dans cette partie : l'évolution de l'endommagement et de la déformation plastique. Nous proposerons une exploitation en quasi-statique des boucles d'hystérésis qui viendra alors compléter pleinement la présente partie.

2. Synthèse du comportement expérimental du composite sergé 2x2 Verre/PA66

Dans cette partie, nous proposons une synthèse de la campagne expérimentale qui a été réalisée dans le cadre du projet COPERSIM Crash sur le comportement du composite de notre étude[1]. Cette étude a été menée en quasi-statique et en dynamique pour différentes conditions environnementales et pour trois orientations de composite principales : 0°, 45° et 30° (le composite est un tissu équilibré). Cela sera l'occasion de pouvoir décrire l'influence du PA66, vue précédemment, sur le comportement du composite mais aussi cela nous permettra d'établir les données qui serviront, dans les prochains chapitres, à la validation des développements de l'outil numérique.

[1] Livrable Work Package 1, « *Essais expérimentaux sur éprouvettes (sergé 2x2 Verre/PA66 – 50%)* », P. ROZYCKI, 01/09/2017, IRT Jules Verne.

2.1 Rappels sur la campagne expérimentale menée

Le matériau composite étudié est composé de quatre couches (d'épaisseur d'environ $0.5\ mm$) d'un composite sergé 2x2 à fibres de verre et résine polyamide 6,6. La fibre de verre a un poids de $650\ g/m^2$ et un rapport de chaîne à trame de 50/50. La fraction volumique de fibre (V_f) est égale à 50% et le taux de porosité est inférieur à 1%. Les plaques composites fabriquées par notre partenaire Solvay sont caractérisées par une densité de $1.87\ g/cm^3$ et une épaisseur d'environ $2.0\ mm$.

Les éprouvettes dédiées aux chargements quasi-statiques et dynamiques ont été découpées (chez un prestataire extérieur) à l'aide d'une technique de coupe par jet d'eau. Les deux types d'éprouvettes (statiques et dynamiques) ont une forme identique aux dimensions près (**Figure 2-21**). Des talons en même matériau et d'orientation 45° ont été collés aux éprouvettes.

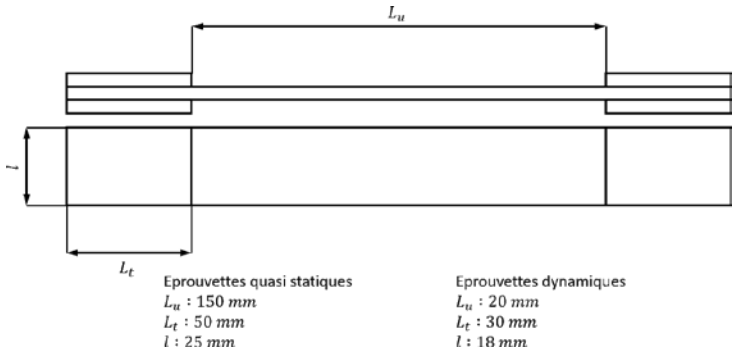


Figure 2-21 : Forme et dimensions des éprouvettes du composite sergé en statique et dynamique.

Le conditionnement qui a été opéré (dessiccation et vieillissement) est en tout point identique à ce qui a été réalisé pour le polymère PA66 (**1.1.3**). Il en va de même pour les moyens d'essai et les moyens de mesures employés (**1.1.4**). Le post-traitement des données expérimentales acquises passe aussi par les contraintes et déformations vraies (**1.1.5**) ; cependant il est nécessaire d'appliquer les relations de passage entre le repère global (repère de la machine d'essai) au repère local (repère du pli élémentaire) pour obtenir l'ensemble des informations dans le repère d'orthotropie. Les matrices d'essai qui ont été réalisées sont présentées dans les **Tableau 2-12**, **Tableau 2-13** et **Tableau 2-14**.

Quasi-statique	
3 configurations d'éprouvettes $[0]_4$, $[\pm45]_{2S}$ et $[\pm30]_{2S}$	**135 éprouvettes au total**
5 éprouvettes par configuration (1 traction à rupture et 4 tractions	
3 taux d'hygrométrie différents (HR0, HR 50 et HR85) par éprouvette	
3 températures ($-40°C$, $+23°C$ et $+80°C$) par éprouvette	
1 jauge biaxiale sur 1 éprouvette par type d'essai → 9 jauges au total	

Tableau 2-12 : Matrice d'essais en sollicitations quasi-statiques de traction.

Dynamique	
2 configurations d'éprouvettes $[0]_4$ et $[\pm45]_{2S}$	**120 éprouvettes au total**
5 éprouvettes par configuration (traction à rupture)	
3 taux d'hygrométrie différents (HR0, HR 50 et HR85) par éprouvette	
1 température ($+23°C$) par éprouvette	
4 vitesses de déformation	

Tableau 2-13 : Matrice d'essais en sollicitations dynamiques de traction.

Dynamique (influence de la température)	
2 configurations d'éprouvettes $[0]_4$ et $[\pm 45]_{2S}$	**40 éprouvettes au total**
5 éprouvettes par configuration (traction à rupture)	
1 taux d'hygrométrie (HR 50)	
2 températures ($-40°C$ et $+80°C$) par éprouvette	
2 vitesses de déformation	

Tableau 2-14 : Matrice d'essais en sollicitations dynamiques de traction à faibles vitesses de déformation pour l'influence de la température.

2.2 Synthèse du comportement en quasi-statique du composite thermoplastique sergé 2x2 Verre/PA66

2.2.1 Comportement dans la direction chaîne (ou trame)

La conclusion générale de l'étude qui a été menée en quasi-statique dans le sens longitudinal du composite pour les différents couples température/HR, est que le comportement du matériau composite serge 2x2 Verre/PA66 ne semble que peu affecté en regard des conditions environnementales. En effet, les courbes contrainte vraie/déformation vraie longitudinales sont toutes relativement proches (**Figure 2-22**). Le comportement observé aussi est un comportement purement élastique fragile quel que soit le HR ou la température. Une synthèse des paramètres identifiés à température ambiante (qui fera l'objet de la validation de notre outil numérique dans les chapitres suivants) est proposée dans le **Tableau 2-15**.

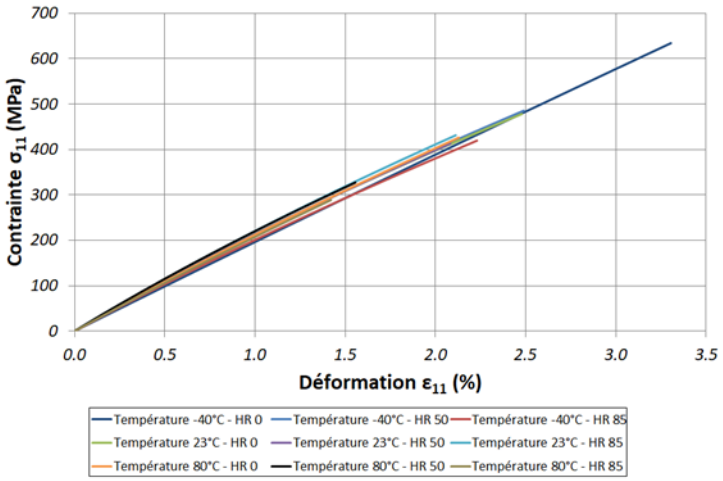


Figure 2-22 : Comportement longitudinal (ou transversal) quasi-statique du sergé 2x2 Verre/PA66.

Température °C	HR %	E_{11}^0 MPa	ν_{12}^0	ε_{11}^0 %	ε_{22}^0 %	σ_{11}^0 MPa	ε_{11}^R %	ε_{22}^R %	σ_{11}^R MPa
23	0	22669	0.0204	0.30	-0.006	68.3	2.5	-0.051	478
23	50	22658	0.0754	0.24	-0.018	54.9	2.1	-0.157	413
23	85	23246	0.0794	0.25	-0.020	58.7	2.1	-0.168	431

Tableau 2-15 : Synthèse des paramètres quasi-statique dans le sens longitudinal.

2.2.2 Comportement en cisaillement plan

Les conclusions de l'étude en cisaillement plan du composite aboutissent à la constatation d'une influence des conditions environnementales beaucoup plus importante que pour les stratifiés $[0]_4$. En effet, les essais sur les stratifiés $[\pm 45]_{2S}$ impliquent beaucoup plus la matrice, qui, elle, est effectivement sensible à la fois à la température et au niveau d'humidité relative. Ainsi, les

comportements sont très affectés comme le montre la **Figure 2-23** : on a, entre les deux courbes extrêmes, quasiment 50% de différence sur la déformation à rupture et quasiment 60 % sur la contrainte à rupture. On remarque aussi que la partie élastique est très différente : plus la température s'accroit et plus cette dernière semble « se rapprocher du comportement de la matrice PA66 pure ». Cela implique une variation des modules de cisaillement mais aussi des contraintes et déformations à la limite d'élasticité (**Tableau 2-16**). L'évolution des endommagements n'est non plus pas la même. On remarque tout d'abord (**Figure 2-24**) que les hystérésis sont plus « symétriques » aux températures négatives et beaucoup plus « incurvées » aux températures plus hautes. Les niveaux d'endommagement ainsi que les taux d'énergie à rupture sont, eux aussi, une fonction des conditions environnementales.

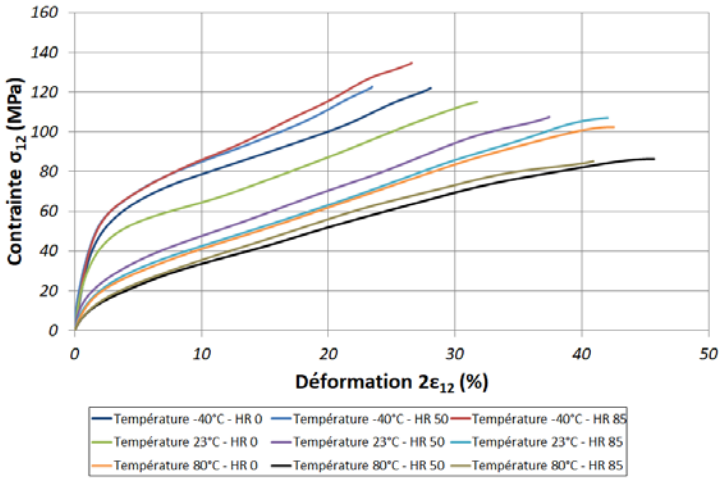


Figure 2-23 : Comportement en cisaillement quasi-statique du sergé 2x2 Verre/PA66.

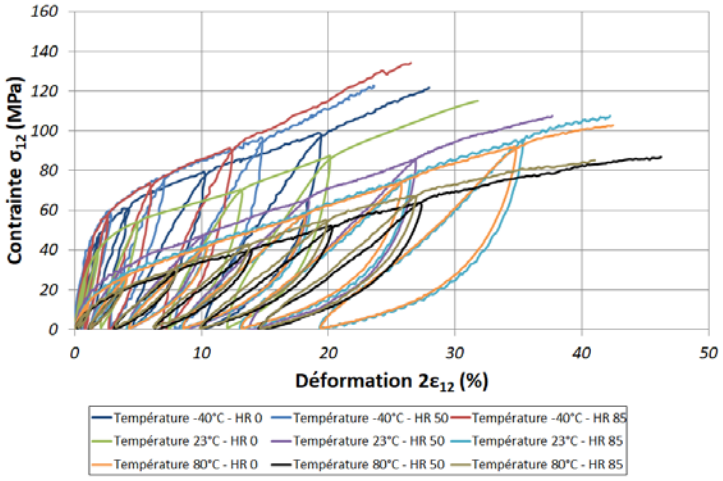


Figure 2-24 : Comportement en cisaillement (cyclage) quasi-statique du sergé 2x2 Verre/PA66.

Température °C	HR %	G_{12}^0 MPa	$2\varepsilon_{12}^0$ %	σ_{12}^0 MPa	$2\varepsilon_{12}^R$ %	σ_{12}^R MPa
23	*0*	3416	0.73	25.0	31.8	115
23	*50*	2800	0.36	10.2	37.7	107
23	*85*	1987	0.35	7.0	42.2	107

Tableau 2-16 : Synthèse des paramètres quasi-statique dans le sens de cisaillement.

2.3 Synthèse du comportement en dynamique du composite thermoplastique sergé 2x2 Verre/PA66

2.3.1 Comportement dans la direction chaîne (ou trame)

Bien que des essais aient été aussi réalisés à d'autres températures que l'ambiante, nous nous focaliserons dans cette synthèse que sur le comportement du composite en dynamique pour différents HR mais à $+23°C$. La conclusion générale de l'étude est une conclusion identique à celle qui a été émise pour la quasi-statique : on observe de « légères » variations pour chacun des HR (**Figure 2-25**) pour lesquelles il est assez difficile d'en attribuer l'origine. En effet, pour les essais dynamiques, le post traitement est beaucoup moins évident qu'en quasi-statique à cause de la propagation des ondes. Par ailleurs, certains problèmes sont survenus au niveau des talons des éprouvettes (décollements) qui ont aussi augmenté la dispersion des résultats notamment aux plus grandes vitesses de déformation. Les comportements n'en demeurent pas moins toujours de type élastique fragile.

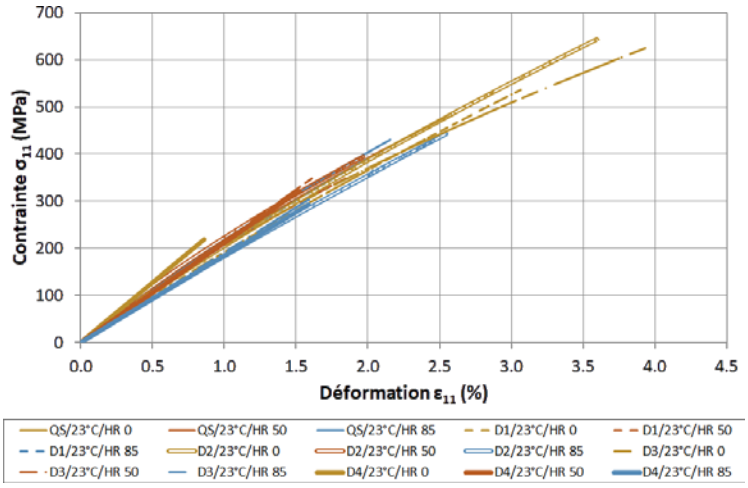


Figure 2-25 : Comportement longitudinal (ou transversal) en dynamique du sergé 2x2 Verre/PA66 à +23°C.

2.3.2 Comportement en cisaillement

En dynamique, le comportement en cisaillement du composite sergé 2x2 est tout autant affecté par la vitesse de déformation que par les conditions environnementales (**Figure 2-26**, **Figure 2-27** et **Figure 2-28**). Cependant, l'exploitation des résultats a mis en avant aussi le fait qu'il existait une vitesse de déformation critique à partir de laquelle le comportement ne se raidit plus mais tend à revenir vers celui mené lors du chargement quasi-statique. Des essais complémentaires ont alors été réalisés en incluant un moyen de mesure de température sur les faces des éprouvettes. Les relevés obtenus ont montré des élévations de l'ordre de $70°C$ pour les vitesses de déformation les plus hautes (aux alentours de $500/s$). Cette élévation de température change donc l'état du matériau au cours de l'essai et ne permet donc plus de dire que l'essai réalisé est bien à $+23°C$.

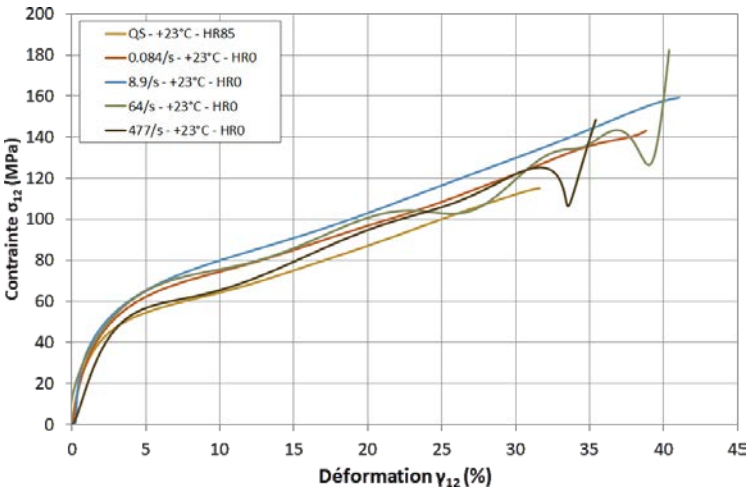


Figure 2-26 : Comportement en cisaillement en dynamique du sergé 2x2 Verre/PA66 à +23°C et HR0.

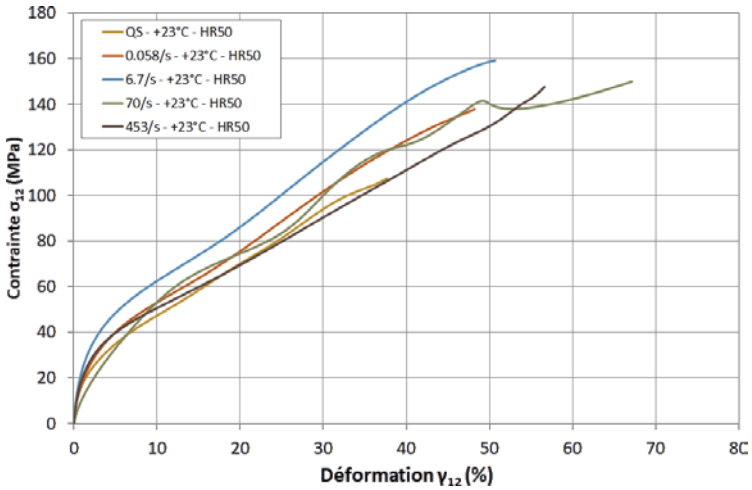


Figure 2-27 : Comportement en cisaillement en dynamique du sergé 2x2 Verre/PA66 à +23°C et HR50.

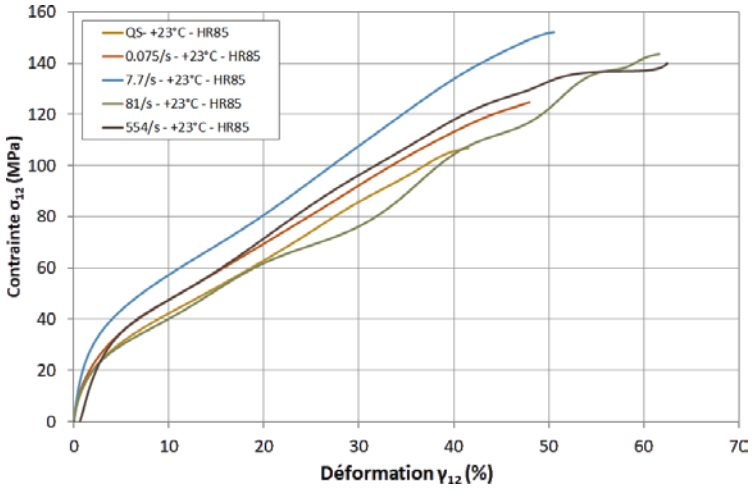


Figure 2-28 : Comportement en cisaillement en dynamique du sergé 2x2 Verre/PA66 à +23°C et HR85.

2.4 Conclusion générale

Dans cette partie, nous avons montré une synthèse des résultats expérimentaux qui ont été obtenus à propos d'une campagne expérimentale sur un sergé 2x2 verre/PA66 tant pour des sollicitations quasi-statiques que dynamiques. Ce matériau a été testé pour trois orientations principales 0°, 45° et 30° et pour de nombreuses combinaisons température/HR, menant ainsi à plus de 295 essais effectués. D'un point de vue pratique, cette campagne expérimentale a été très chronophage puisque le conditionnement (dessiccation et vieillissement) du matériau a nécessité environ 6 mois et que la réalisation de la campagne d'essai (exploitation comprise) a requis environ 5 mois. Cependant, elle a permis d'obtenir de nombreuses informations concernant le comportement du composite thermoplastique dont les principales se résument par :

- Une quasi insensibilité dans la direction chaine ou trame du comportement tant à la température qu'au niveau d'humidité relative au sein du matériau. Même si les essais ont été entachés de certains problèmes en grandes vitesses de déformation, on peut raisonnablement conclure que, toujours dans cette direction, le matériau est peu sensible aussi à la vitesse de déformation,
- Une forte influence en quasi-statique sur le comportement en cisaillement non seulement de la température mais aussi du niveau d'humidité relative. En effet, les sollicitations pour ces stratifiés à 45° permettent à la matrice PA66 du composite de s'exprimer pleinement. En quasi-statique, on observe en fonction du couple température/HR le passage d'un

comportement très ductile à un comportement de plus en plus « fragile ». En dynamique, les sollicitations lors des essais peuvent aussi engendrer un échauffement de l'éprouvette et donc changer au cours de l'essai la nature du matériau, le rendant plus ductile qu'il ne le devrait.

3. Synthèse du chapitre

La caractérisation du polymère PA66 qui compose notre matériau composite a révélé une très forte dépendance de son comportement aux conditions environnementales : en effet, en fonction non seulement du niveau d'humidité relative du matériau mais aussi de la température d'essai, le comportement peut passer d'un comportement ductile (dans ce cas, le polymère est plutôt dans un état caoutchoutique) à un comportement fragile (dans ce cas, le polymère est plutôt dans un état vitreux). A température ambiante, on a pu aussi constater que la vitesse de déformation influe sur le comportement du matériau en le rigidifiant de manière plus ou moins drastique en fonction du niveau d'humidité relative dans le matériau. Ce support expérimental nous permettra d'établir un modèle de comportement adaptée au PA66 qui servira pour la procédure d'homogénéisation à double échelles dans l'outil numérique. Les caractéristiques déjà identifiées ainsi que l'exploitation de l'évolution des endommagements et déformations plastiques grâce aux boucles d'hystérésis (présentée dans le chapitre suivant) alimenteront les paramètres matériaux de cette loi.

Dans une seconde partie, nous avons proposé une synthèse rapide des comportements observés du composite tissé (équilibré) sergé 2x2 Verre/PA66. Du fait de la sensibilité du polymère PA66 à la température, l'hygrométrie et la vitesse de déformation, le comportement du composite peut se voir affecté aussi ou non : pour les directions longitudinales ou transversales, le support des fibres et leur architecture ne permettent pas au polymère de s'exprimer franchement, aboutissant ainsi à une quasi insensibilité aux conditions environnementales. Ce n'est pas le cas en cisaillement (ni pour les orientations hors axes comme 30° que nous n'avons pas exposées) où cette fois-ci, les conditions environnementales en quasi-statique jouent un rôle tout aussi prépondérant que pour le PA66. Les comportements sont alors plus ou moins ductiles avec une propagation de l'endommagement plus ou moins rapide. En dynamique, la vitesse de déformation influe aussi fortement et a mis en exergue un comportement assez inattendu : aux hautes vitesses de déformation, les échauffements locaux mesurés en surface des éprouvettes modifient le comportement en n'offrant pas, comme on aurait pu s'y attendre, à une rigidification du matériau mais en imposant plus de ductilité. En effet, cela rejoint les observations faites en quasi-statique tant pour le PA66 que pour le composite, qui montre que la température d'essai peut changer la nature du comportement (vitreux ou caoutchoutique). Pour ce type de matériau thermoplastique, il faudrait donc identifier les relations existantes entre la vitesse de déformation et la température ou l'hygrométrie (comme ce que l'on peut trouver dans la littérature concernant le principe d'équivalence). C'est une des perspectives du projet COPERSIM Crash qui a été mise en avant.

Enfin, nous souhaitons aussi rappeler que pour la campagne expérimentale du matériau composite, plus de 295 essais ont été réalisés au laboratoire (et malheureusement en regard des conclusions ci-dessus, nous n'avons pas encore toutes les informations). Le conditionnement (dessiccation et vieillissement) du matériau a nécessité environ 6 mois et la réalisation de la campagne d'essai (exploitation comprise) a requis environ 5 mois. On voit alors que pour aider à une conception rapide de nouvelles pièces dans le domaine automobile, les essais expérimentaux de caractérisation sont un grand frein. Le développement d'un outil numérique permettant soit de se substituer à quelques essais soit dans l'idéal à toute la campagne expérimentale, est donc plus qu'intéressant. En effet, dans notre cas la caractérisation du polymère PA66 n'a nécessité que 42 essais (même s'il est vrai qu'il en aurait fallu plus pour réellement exploiter l'influence de la température et du HR en dynamique) pour

lesquels le temps de conditionnement a été de 1 mois et l'exploitation et la réalisation des essais (exploitation comprise) de 1 mois aussi.

Chapitre 3 - Lois de comportement pour le PA66 et le toron Verre/PA66

Ce chapitre est dédié à présenter les formulations des modèles de comportements développés ainsi que la procédure d'identification des paramètres tant pour la matrice PA66 et le toron Verre/PA66. Dans une première partie, un modèle de comportement élasto-plastique à écrouissage isotrope et à endommagement isotrope pour la matrice PA66 sera proposé. Nous fournirons aussi la procédure d'identification des paramètres de cette loi pour l'ensemble des différents couples température/HR. Enfin, les résultats numériques de simulations au point d'intégration seront comparés avec ceux issus des essais expérimentaux réalisés pour le polymère PA66 aux différents couples température/humidité relative, ce qui permettra de valider en quasi-statique les développements de la loi de comportement. Des perspectives sur la prise en compte des vitesses de déformation dans la loi pour le polymère seront aussi proposées. Dans la deuxième partie, nous présenterons la loi de comportement non-linéaire orthotrope (avec prise en compte d'endommagements et de déformations irréversibles) destinée à décrire le comportement d'un toron thermoplastique (Verre/PA66). Ensuite, bien que nous n'ayons toujours pas abordé le chapitre concernant l'outil numérique d'homogénéisation à double échelles, nous proposerons une modélisation du comportement du toron par homogénéisation à l'ambiante et pour HR50 ou HR85. Cette modélisation servira à décrire la procédure d'identification des paramètres de la loi de comportement dédiée au toron. Des comparaisons entre résultats au point d'intégration et résultats d'homogénéisation seront données afin de s'assurer des développements effectués.

CHAPITRE 3 - LOIS DE COMPORTEMENT POUR LE PA66 ET LE TORON VERRE/PA66 81

1. MODELE DE COMPORTEMENT POUR LA MATRICE PA66 82
   - *1.1 Cadre théorique de la loi de comportement pour la matrice PA66 ..... 82*
   - *1.2 Algorithme 84*
   - *1.3 Procédure d'identification des paramètres de la loi 85*
   - *1.4 Validations numériques des développements pour le PA66 en quasi-statique 91*
   - *1.5 Conclusion générale et perspectives 94*
2. MODELE DE COMPORTEMENT POUR LE TORON VERRE/PA66 95
   - *2.1 Cadre théorique de la loi de comportement pour le toron Verre/PA66 ..... 96*
   - *2.2 Algorithme 98*
   - *2.3 Modélisation par homogénéisation du comportement non-linéaire en quasi-statique du toron 99*
   - *2.4 Procédure d'identification des paramètres de la loi 105*
   - *2.5 Validations numériques des développements pour le toron Verre/PA66 en quasi-statique 110*
   - *2.6 Conclusion générale et perspectives 113*
3. SYNTHESE DU CHAPITRE 114
4. BIBLIOGRAPHIE 115

Les développements qui sont proposés tant pour le PA66 que pour le toron se sont inspirés des travaux de **[1]**-**[3]** ou encore de manière plus générale de **[4]**-**[5]**.

1. Modèle de comportement pour la matrice PA66

La revue bibliographique sur le comportement du polymère PA66 (**Chapitre 1 - 4.2**) et les résultats expérimentaux (**Chapitre 2 - 1.3**) ont montré que le comportement de la matrice PA66 est très complexe : en fonction des conditions expérimentales, ce dernier peut être soit linéaire fragile ou encore soit non-linéaire avec de grandes déformations sous des différentes conditions. A notre connaissance, il n'existe pas dans la littérature de lois de comportement incluant tous les couples température/HR voire contenant la vitesse de déformation. Sachant par ailleurs, que l'outil numérique sera développé dans le code commercial Abaqus, nous nous proposons de développer une loi de comportement pour un couple température/HR fixé : pour cela, la loi que nous prévoyons sera du type élasto-plastique avec endommagement. Nous verrons dans les perspectives de cette partie comment nous pourrons introduire la sensibilité à la vitesse de déformation.

Dans un premier temps, la formulation théorique du comportement pour la matrice PA66 sera présentée. Nous proposerons ensuite l'algorithme ayant servi à son implémentation au sein du code de calcul ABAQUS (sous la forme d'une subroutine utilisateur VUMAT). Ensuite, nous détaillerons la procédure d'identification des paramètres de la loi en regard des essais expérimentaux réalisés. Nous terminerons par une comparaison des résultats expérimentaux et numériques au point d'intégration.

1.1 Cadre théorique de la loi de comportement pour la matrice PA66

On se place dans le cadre des processus thermodynamiques irréversibles pour lesquels les phénomènes thermiques sont négligeables (transformations isothermes). Le choix des variables thermodynamiques est fait en fonction des phénomènes physiques que l'on souhaite décrire : élasticité, plasticité et endommagement. Compte tenu de ces observations, les variables internes sont :

- $\underline{\varepsilon_e}$, tenseur des déformations élastiques,
- d, variable d'endommagement isotrope,
- p, déformation plastique cumulée,
- α, variable liée à l'évolution du seuil d'endommagement.

On choisit la densité volumique d'énergie libre d'Helmholtz sous la forme de **(3-1)** comme potentiel thermodynamique, fonction des variables internes précédentes.

$$\rho\psi\left(\underline{\varepsilon_e}, d, p, \alpha\right) \qquad (3\text{-}1)$$

En petites déformations, la déformation plastique est une déformation permanente associée à la configuration relâchée. Elle résulte de la déformation totale par « décharge » élastique conduisant à la partition des déformations **(3-2)** :

$$\underline{\varepsilon}_{total} = \underline{\varepsilon_e} + \underline{\varepsilon_p} \qquad (3\text{-}2)$$

Dans le cas d'un matériau non-endommagé, la matrice de rigidité C^0 issue du choix de $\rho\psi$ est donnée par **(3-3)** :

$$[C^0] = \begin{pmatrix} E^*(1-v) & E^*v & E^*v & 0 & 0 & 0 \\ E^*v & E^*(1-v) & E^*v & 0 & 0 & 0 \\ E^*v & E^*v & E^*(1-v) & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & G & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & G & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & G \end{pmatrix} \quad \textit{(3-3)}$$

$$avec\ E^* = \frac{E}{(1+v)(1-2v)} \quad et \quad G = \frac{E}{2(1+v)}$$

Grâce à la notion de contraintes effectives et en utilisant le principe d'équivalence en déformation **[4]**, nous proposons d'introduire une variable scalaire d'endommagement qui agit sur la matrice de rigidité telle que :

$$[C] = (1-d)[C^0] \quad \textit{(3-4)}$$

L'expression de l'énergie de déformation élastique du matériau endommagé **(3-5)** s'écrit alors :

$$W_e^d = \frac{1}{2}(1-d)\Big(E^*(1-\nu)\big(\varepsilon_{11}^{e\,2} + \varepsilon_{22}^{e\,2} + \varepsilon_{33}^{e\,2}\big) + 2E^*\nu(\varepsilon_{11}^e\varepsilon_{22}^e + \varepsilon_{11}^e\varepsilon_{33}^e + \varepsilon_{22}^e\varepsilon_{33}^e) + 4G\big(\varepsilon_{12}^{e\,2} + \varepsilon_{13}^{e\,2} + \varepsilon_{23}^{e\,2}\big)\Big) \quad \textit{(3-5)}$$

La loi de comportement **(3-6)** est donnée par dérivation partielle de l'énergie de déformation élastique par rapport au tenseur des déformations élastiques :

$$\underline{\sigma} = \left.\frac{\partial W_e^d}{\partial \underline{\varepsilon_e}}\right|_d \Rightarrow \begin{pmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \sigma_{12} \\ \sigma_{13} \\ \sigma_{23} \end{pmatrix} = (1-d)[C^0] \begin{pmatrix} \varepsilon_{11}^e \\ \varepsilon_{22}^e \\ \varepsilon_{33}^e \\ 2\varepsilon_{12}^e \\ 2\varepsilon_{13}^e \\ 2\varepsilon_{23}^e \end{pmatrix} \quad \textit{(3-6)}$$

L'expression de la variable thermodynamique associée à la variable scalaire d'endommagement est, quant à elle, donnée par :

$$Y = -\left.\frac{\partial W_e^d}{\partial d}\right|_{\underline{\varepsilon_e}}$$

$$\Rightarrow Y = \frac{1}{2}\Big(E^*(1-\nu)\big(\varepsilon_{11}^{e\,2} + \varepsilon_{22}^{e\,2} + \varepsilon_{33}^{e\,2}\big) + 2E^*\nu(\varepsilon_{11}^e\varepsilon_{22}^e + \varepsilon_{11}^e\varepsilon_{33}^e + \varepsilon_{22}^e\varepsilon_{33}^e) + 4G\big(\varepsilon_{12}^{e\,2} + \varepsilon_{13}^{e\,2} + \varepsilon_{23}^{e\,2}\big)\Big) \quad \textit{(3-7)}$$

La fonction critère définissant le domaine de non-endommagement peut être choisie dans l'espace des taux de restitution d'énergie :

$$f_D = \|\bar{Y}\| - e \quad \textit{(3-8)}$$

La norme prise ici est choisie sous la forme :

$$\bar{Y}^2 = Y \quad \textit{(3-9)}$$

L'endommagement est supposé à écrouissage isotrope, ce qui par conséquent impose que la fonction seuil e soit scalaire à variable scalaire α. Cependant, l'introduction de la fonction seuil

d'écrouissage d'endommagement $e(\alpha)$ n'est pas nécessaire si les lois d'évolution sont choisies sous la forme (où $\bar{Y}^R$ est le taux de restitution d'énergie à rupture) :

$$\begin{cases} d = f(\bar{Y}) \; si \; \bar{Y} \leq \bar{Y}^R \; et \; avec \; \bar{Y}(t) = \underset{\tau \leq t}{sup}\left(\bar{Y}(\tau)\right) \\ d = 1 \; si \; \bar{Y} > \bar{Y}^R \end{cases} \qquad (3\text{-}10)$$

Le choix de la fonction $f_D\left(\overline{Y}\right)$ est fait de manière à respecter le mieux possible les observations expérimentales.

Le couplage de la plasticité avec l'endommagement s'effectue à l'aide des contraintes et déformations effectives :

$$\tilde{\sigma} = \frac{\sigma}{1-d} \quad ; \quad \dot{\varepsilon} = (1-d)\dot{\varepsilon} \qquad (3\text{-}11)$$

La forme du critère de plasticité choisie pour cette loi est :

$$f_P = \sqrt{\frac{3}{2}\underline{\tilde{\sigma}}^{'}:\underline{\tilde{\sigma}}^{'}} - R(p) - R_0 \; avec \; \underline{\tilde{\sigma}}^{'} = \underline{\tilde{\sigma}} - \frac{1}{3}tr(\underline{\tilde{\sigma}})\underline{I} \qquad (3\text{-}12)$$

Les lois complémentaires dans le cadre d'un modèle standard (hypothèse de normalité qui impose l'existence d'un multiplicateur positif ou nul) s'écrivent :

$$\begin{cases} \underline{\dot{\varepsilon}}_p = \dot{\lambda}_P \left.\dfrac{\partial f_P}{\partial \underline{\sigma}}\right|_R \\ -\dot{p} = \dot{\lambda}_P \left.\dfrac{\partial f_P}{\partial(+R)}\right|_{\underline{\sigma}} \end{cases} avec \; \dot{\lambda}_P \geq 0 \qquad (3\text{-}13)$$

Les conditions habituelles (condition de consistance) sur les fonctions seuils sont :

$$f_P = \dot{f}_P = 0 \Longrightarrow \frac{\partial f_P}{\partial \underline{\tilde{\sigma}}}:\underline{\dot{\tilde{\sigma}}} + \frac{\partial f_P}{\partial(+R)}\dot{R} = 0 \qquad (3\text{-}14)$$

Le multiplicateur de plasticité est alors exprimé grâce à la condition de consistance et aux lois complémentaires

$$\dot{\lambda}_P = \frac{f_P}{\frac{\partial f_P}{\partial \underline{\tilde{\sigma}}}:\underline{\underline{C}}(d):\frac{\partial f_P}{\partial \underline{\tilde{\sigma}}} + \frac{\partial R}{\partial p}} \qquad (3\text{-}15)$$

La déformation plastique cumulée est donnée par :

$$p = \int_0^t \dot{p}(\tau)d\tau \; avec \; \dot{p} = \sqrt{\frac{2}{3}\underline{\dot{\tilde{\varepsilon}}}_p:\underline{\dot{\tilde{\varepsilon}}}_p} \qquad (3\text{-}16)$$

Et enfin l'expression de la fonction seuil $R(p)$ est choisie sous une forme puissance :

$$R(p) = \beta p^m \qquad (3\text{-}17)$$

1.2 Algorithme

L'algorithme du modèle élasto-plastique endommageable isotrope (qui a été implémenté dans une loi utilisateur VUMAT d'Abaqus) est constitué de deux parties essentielles (**Figure 3-2**) :

- Une prédiction élastique : les déformations élastiques sont estimées en retranchant aux

déformations totales actuelles les déformations plastiques à l'incrément de temps précédent. Cela équivaut à considérer que l'incrément de déformation fournit en entrée de la routine est purement élastique.

- Une correction plastique : si la fonction de charge est strictement positive après l'évaluation de la prédiction élastique, cela veut dire que l'estimation d'un incrément de déformation purement élastique est fausse. Pour corriger cela, un schéma itératif de type Newton-Raphson est alors appliqué et permet de corriger l'incrément de déformation plastique. Ces itérations sont appliquées tant que la fonction de charge en valeur absolue n'est pas inférieure à une tolérance donnée.

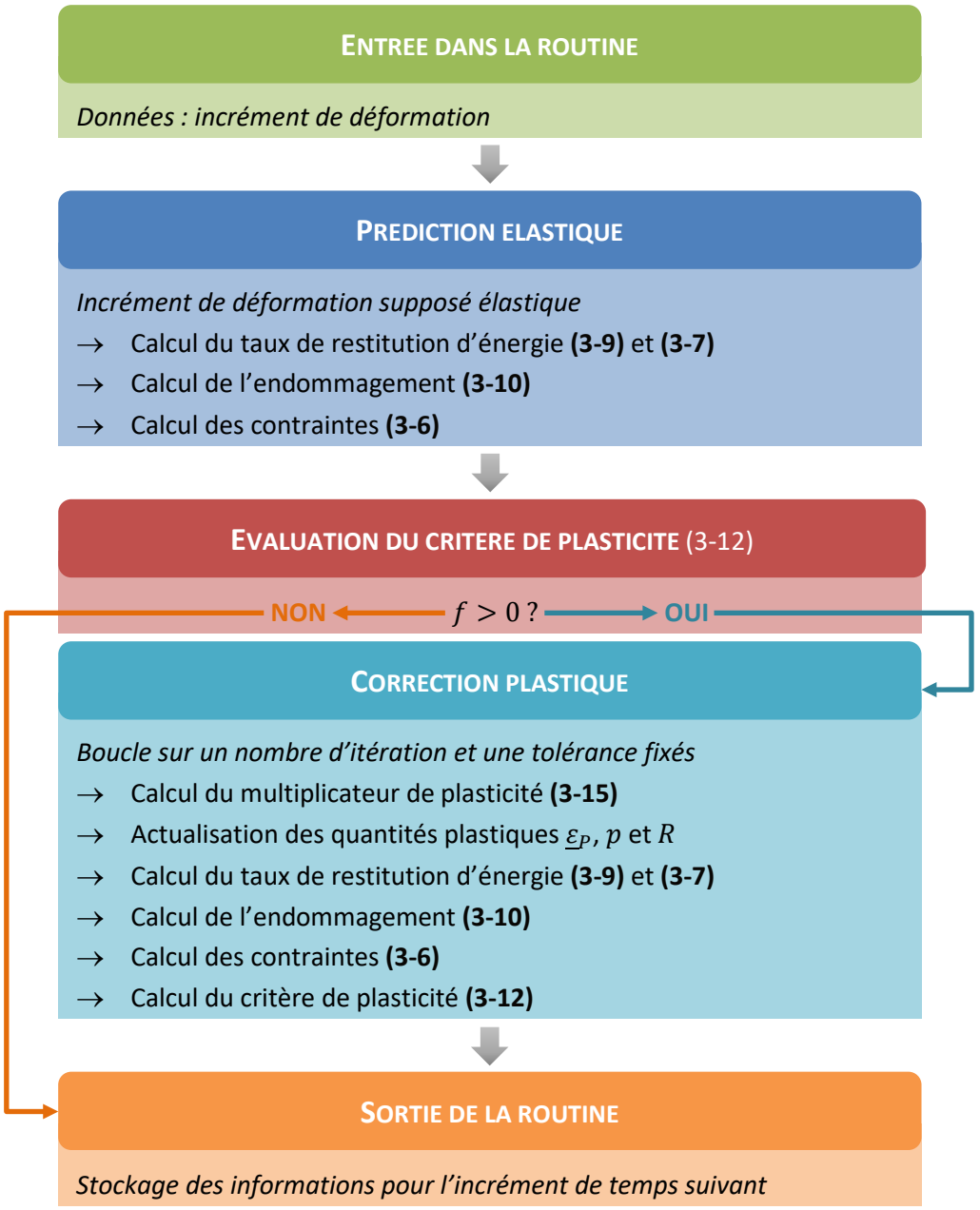


Figure 3-1 : Algorithme pour la loi de comportement du PA66.

1.3 Procédure d'identification des paramètres de la loi

Dans cette partie, nous proposons la procédure d'identification des paramètres du modèle élasto-plastique avec endommagement isotrope établi précédemment. Cette procédure est composée de plusieurs étapes :

- La première concerne l'identifications des propriétés élastiques, à savoir le module d'Young E, le coefficient de Poisson ν ainsi que la limite élastique R_0,
- La seconde est en rapport avec l'identification de l'évolution de l'endommagement, autrement dit l'identification de la fonction $d = f_D(\overline{Y})$,
- Enfin, la dernière étape est l'identification de la fonction d'écrouissage $R(p)$ et donc des paramètres β et m de la fonction puissance que nous avons choisie.

L'ensemble de ces étapes a été réalisé sur une feuille de calcul (Excel) en utilisant les données expérimentales contraintes et déformations vraies **(2-2)** de chaque essai. La procédure s'est voulue aussi automatisable que possible, notamment pour l'identification des caractéristiques élastiques.

1.3.1 Identification des caractéristiques élastiques

Pour identifier le module d'Young (E), le coefficient de Poisson (ν) et la limite d'élasticité (R_0), on utilise les courbes d'essais de traction à rupture ou alors les courbes enveloppes des essais cycliques. Ces dernières sont déterminées en supprimant des résultats expérimentaux toutes les décharges observées (**Figure 3-2**).

A partir du troisième point des courbes contrainte-déformation, on applique, dans le tableur, une régression linéaire en imposant une ordonnée à l'origine nulle du point initial jusqu'au point courant considéré (**Tableau 3-1**). Cette régression nous donne alors le module d'Young ainsi que le coefficient de corrélation de la régression. Pour s'assurer d'une identification « homogène » du module d'Young pour tous les essais, la limite d'élasticité (R_0) est caractérisée par la recherche du coefficient de corrélation de régression le plus proche d'une valeur que nous fixons, en l'occurrence dans notre cas, 0.999. Une fois l'indice identifié dans le tableau, nous avons alors :

- La valeur de la limité d'élasticité ($R_0 = 14.2\ MPa$ dans l'exemple du **Tableau 3-1**),
- La déformation élastique correspondante ($\varepsilon_0 = 1.46\ \%$ dans l'exemple du **Tableau 3-1**),
- Le module d'Young ($E = R_0/\varepsilon_0 = 973\ MPa$),
- Le coefficient de Poisson ($\nu = -0.68/\varepsilon_0 = 0.465$).

Remarque : le choix de prendre comme module d'Young le rapport de la limite d'élasticité sur la déformation élastique correspondante plutôt que le module d'Young issu de la régression linéaire permet, à notre sens, de se rapprocher plus précisément des observations expérimentales.

Indice	ε_{long} (%)	ε_{trans} (%)	σ (MPa)	E (MPa)	r^2 ($-$)	Régression linéaire
1	0.00	0.00	0.0	-	-	
2	0.16	-0.08	1.3	-	-	
3	0.23	-0.10	2.3	917	0.98410	de 1 à 3
			…			
22	*1.46*	*-0.68*	*14.2*	*1004*	*0.99871*	*de 1 à 22*
23	1.54	-0.73	14.8	999	0.99870	de 1 à 23
			…			

Tableau 3-1 : Extrait d'une procédure de dépouillement pour l'identification du module d'Young.

	-40°C/HR0	+23°C/HR0	+23°C/HR50	+23°C/HR85	+80°C/HR85
E (MPa)	3452	3147	2531	930	458
r^2	0.999	0.999	0.998	0.996	0.999
ν	0.40	0.40	0.43	0.46	0.46
ε_{11}^0 (%)	2.50	1.69	1.23	1.54	2.33
ε_{22}^0 (%)	-1.00	-0.68	-0.53	-0.71	-1.07
R_0 (MPa)	88.0	53.2	31.2	14.4	10.9

Tableau 3-2 : Paramètres élastiques issus des identifications en quasi-statique du PA66.

Les paramètres élastiques identifiés sont proposés dans le **Tableau 3-2**.

1.3.2 *Identification des caractéristiques à rupture*

L'identification des caractéristiques à rupture (**Tableau 3-3**) s'effectue en prenant (quand c'est le cas) les valeurs des contraintes et déformations au point d'inflexion de la courbe contrainte-déformation. Si la rupture n'est pas survenue au cours de l'essai, nous prenons (même si cela n'est pas correct) les dernières valeurs des contraintes et déformations trouvées.

	-40°C/HR0	+23°C/HR0	+23°C/HR50	+23°C/HR85	+80°C/HR85
ε_{11}^{R} (%)	2.4	22.2	39.7	>62.1	>57.5
ε_{22}^{R} (%)	-1.2	-13.2	-17.9	>-26.9	>-42.1
σ_{11}^{R} (MPa)	88	100	89	>751	>53

Tableau 3-3 : Paramètres à rupture issus des identifications en quasi-statique du PA66.

1.3.3 *Identification de la fonction d'évolution de l'endommagement*

L'évolution de l'endommagement (mais aussi l'identification de la fonction d'écrouissage) est déterminée par les essais cycliques. Pour chaque cycle réalisé, on relève les quantités suivantes (**Figure 3-2**) :

- La déformation plastique ε_p^i (contrainte quasiment nulle),
- La déformation élastique ε_e^i et la contrainte correspondante,
- Le module d'Young E^i.

L'endommagement au cycle i considéré est donné par la relation classique **(3-18)**. A chaque cycle, grâce aux différents relevés, on peut aussi déterminer le taux de restitution d'énergie correspondant (**(3-7)** et **(3-9)**)

$$d^i = 1 - \frac{E^i}{E^0} \qquad (3\text{-}18)$$

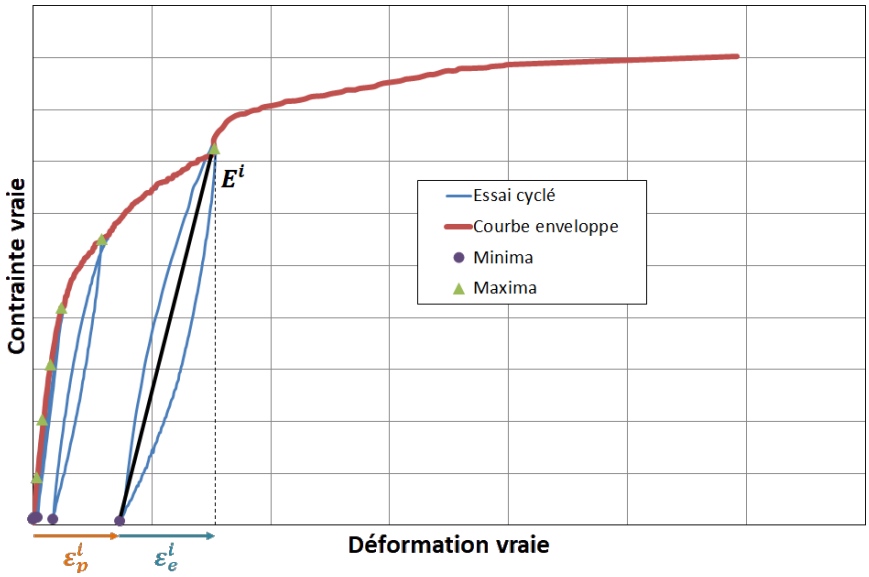


Figure 3-2 : Détails des post-traitements d'une courbe de traction cyclique en quasi-statique.

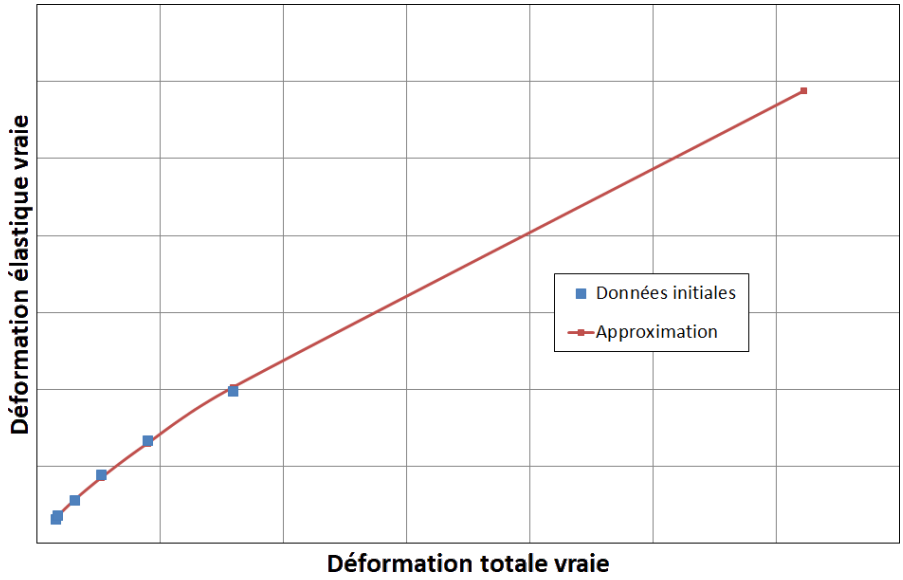


Figure 3-3 : Exemple d'extrapolation des déformations élastiques.

Lorsque les cycles ne sont pas répartis sur l'ensemble de la courbe contrainte-déformation (**Figure 3-2**) du fait d'une difficulté expérimentale de calibration, une extrapolation est effectuée afin d'améliorer l'identification de la fonction d'évolution de l'endommagement. Comme les calculs de l'endommagement **(3-18)** et du taux de restitution d'énergie **(3-9)** nécessitent la connaissance des déformations élastiques et comme les seules données qui sont à disposition à la rupture sont les déformations totales et la contrainte, une régression entre les déformations totales et les déformations élastiques est réalisée. La régression la plus pertinente pour nos essais est une régression de type puissance (**Figure 3-3**).

Remarque : il est important de noter que cette procédure peut induire, en fonction du type de matériau, un biais pour l'identification expérimentale et ce notamment lorsque l'on ne dispose d'aucun essai avec une hystérésis proche de la rupture et lorsque la plage de déformation est grande.

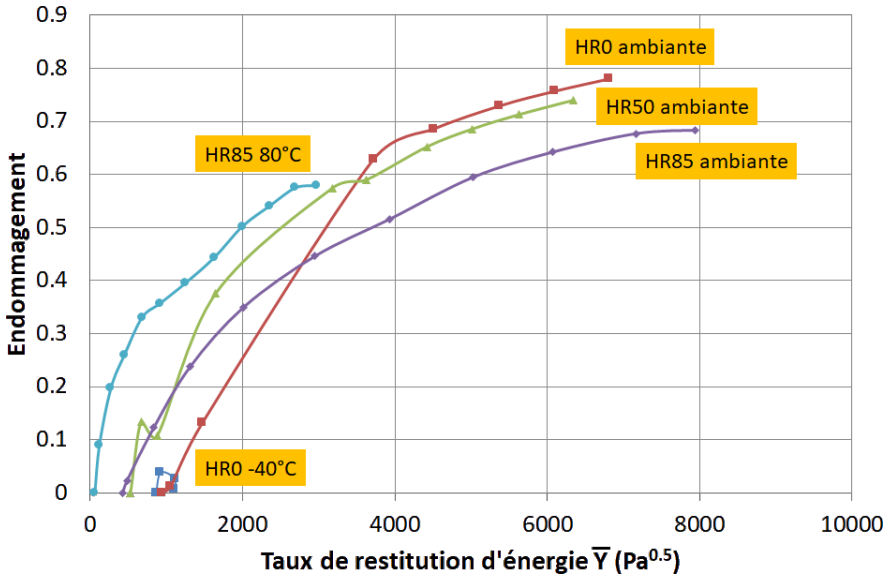


Figure 3-4 : Evolution de l'endommagement dans le PA66 en quasi-statique en fonction du HR et de la température.

La **Figure 3-4** présente les résultats des évolutions d'endommagement pour les différents couples température/HR dont nous disposions. On constate tout d'abord qu'à HR0 et $-40°C$, le comportement est bien élastique fragile. Ensuite, à température ambiante, on observe bien le rôle de plastification de l'eau sur le comportement : le taux d'énergie critique pour amener à la rupture le

matériau est plus important à HR élevé et l'évolution de l'endommagement est dans ces cas beaucoup plus « lente ». C'est ce que l'on peut constater aussi à $+80°C$ mais en rappelant que la rupture n'est pas survenue (tout comme pour $+23°C$ et HR85).

Une fois l'endommagement et le taux de restitution déterminés, il faut choisir le type de fonction d'approximation pour l'évolution de l'endommagement dans le matériau **(3-10)**. Les résultats proposés par la **Figure 3-4** montrent une évolution de type logarithmique (**Figure 3-5**). Bien que cette approximation soit suffisante pour des simulations de structures (le coefficient de corrélation est effectivement proche de 0.99), nous avons choisi d'utiliser des fonctions polynomiales de degré maximal 5. En effet, sur les plages de déformation, l'évolution de l'endommagement sera alors beaucoup plus proche de ce que l'on observe expérimentalement et permettra un meilleur regard critique sur les résultats fournis par l'homogénéisation à double échelles aboutissant au comportement du composite sergé 2x2 Verre/PA66. Par ailleurs, avec cet ordre de polynôme il sera aussi possible d'obtenir des coefficients de corrélation proche de 0.999 (valeur que nous avons fixée).

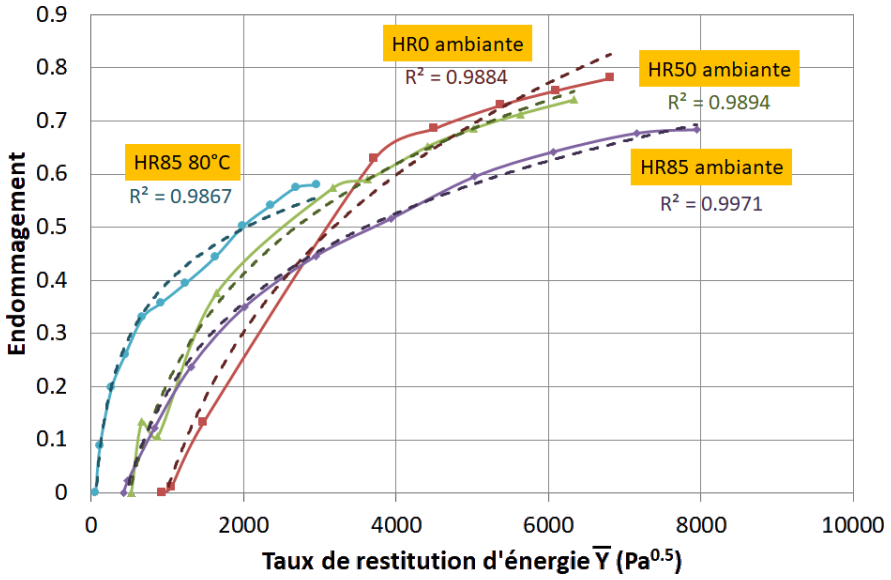


Figure 3-5 : Approximation logarithmique pour l'évolution de l'endommagement.

	-40°C/HR0	+23°C/HR0	+23°C/HR50	+23°C/HR85	+80°C/HR85
$a_1\ (\sqrt{MPa}^{-1})$	-	$1.523\ 10^{-1}$	$3.003\ 10^{-1}$	$1.363\ 10^{-1}$	$8.502\ 10^{-2}$
$a_2\ (\sqrt{MPa}^{-2})$	-	$1.827\ 10^{-2}$	$-5.938\ 10^{-2}$	$-1.250\ 10^{-2}$	$-5.606\ 10^{-4}$
$a_3\ (\sqrt{MPa}^{-3})$	-	$-6.260\ 10^{-3}$	$5.814\ 10^{-3}$	$7.647\ 10^{-4}$	$-3.913\ 10^{-4}$
$a_4\ (\sqrt{MPa}^{-4})$	-	$3.837\ 10^{-4}$	$-2.029\ 10^{-4}$	$-2.833\ 10^{-5}$	-
$a_5\ (\sqrt{MPa}^{-5})$	-	-	$-1.256\ 10^{-6}$	$4.210\ 10^{-7}$	-
r^2	-	0.9969	0.9993	0.9995	0.9956
$\overline{Y}^0\ (\sqrt{MPa})$	-	1.141	0.954	0.787	1.533
$\overline{Y}^R\ (\sqrt{MPa})$	1.110	10.266	10.420	16.785	7.611
d_{max}	0.027	0.809	0.730	0.693	0.406

Tableau 3-4 : Paramètres des identifications des évolutions de l'endommagement du PA66 en quasi-statique.

Le **Tableau 3-4** résume les identifications des coefficients des polynômes reliant l'endommagement au taux de restitution d'énergie **(3-10)** :

$$d = a_5(\bar{Y} - \bar{Y}^0)^5 + a_4(\bar{Y} - \bar{Y}^0)^4 + a_3(\bar{Y} - \bar{Y}^0)^3 + a_2(\bar{Y} - \bar{Y}^0)^2 + a_1(\bar{Y} - \bar{Y}^0) \quad \textbf{(3-19)}$$

Remarque : Pour le comportement du PA66 à $-40°C$, nous n'avons pas identifié d'évolution pour l'endommagement car nous considérons que le comportement est quasiment élastique fragile.

1.3.4 Identification de la fonction d'écrouissage

Pour identifier l'évolution de la fonction d'écrouissage, on utilise la déformation plastique et la contrainte issues de chaque cycle (en incluant les déformations plastiques et contraintes provenant de l'interpolation des déformations). Pour déterminer la déformation plastique cumulée, on peut utiliser la relation **(3-16)**. Cependant, dans le cas d'un essai de traction dans la direction 11, la condition d'incompressibilité **[6]** s'écrit :

$$\dot{\varepsilon}_{11}^p + \dot{\varepsilon}_{22}^p + \dot{\varepsilon}_{33}^p = 0 \quad \textbf{(3-20)}$$

En raison de la symétrie, nous avons $\dot{\varepsilon}_{22}^p = \dot{\varepsilon}_{33}^p$, ce qui induit que :

$$\dot{\varepsilon}_{22}^p = \dot{\varepsilon}_{33}^p = -\frac{1}{2}\dot{\varepsilon}_{11}^p \quad \textbf{(3-21)}$$

Si l'on reporte **(3-21)** dans **(3-16)**, on obtient

$$\dot{p} = \sqrt{\frac{2}{3}\underline{\dot{\varepsilon}}_p : \underline{\dot{\varepsilon}}_p} = \sqrt{\frac{2}{3}(\dot{\varepsilon}_{11}^p)^2\left(1 + \frac{1}{4} + \frac{1}{4}\right)} = \dot{\varepsilon}_{11}^p \quad \textbf{(3-22)}$$

Ainsi la déformation plastique cumulée peut être aussi approchée par :

$$p = \int_0^{\varepsilon_{11}^P} (1-d)\, d\varepsilon_{11}^P \quad \textbf{(3-23)}$$

Pour le calcul de la fonction d'écrouissage, on utilise **(3-12)** puisque $f_P = 0$.

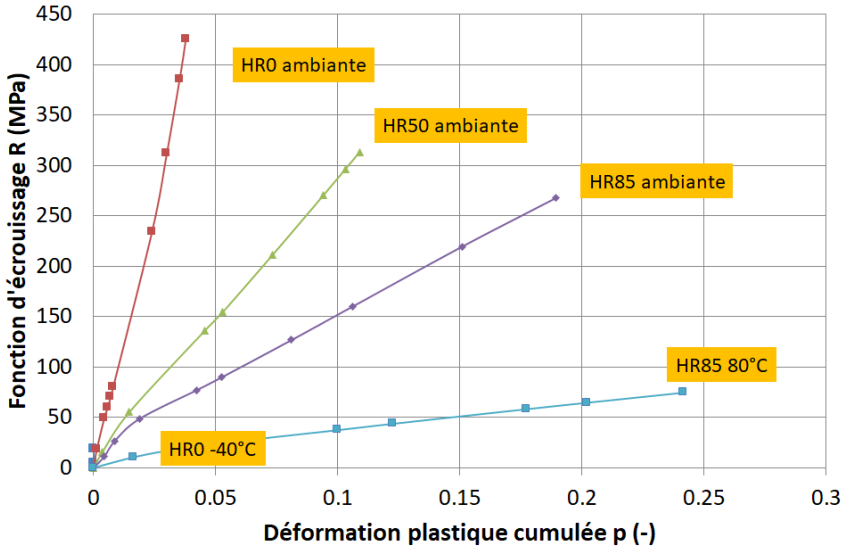


Figure 3-6 : Evolution de l'écrouissage du PA66 en quasi-statique.

Les résultats pour les différents couples HR/température sont proposés sur la **Figure 3-6**. On retrouve les mêmes conclusions que celles proposées pour l'évolution de l'endommagement.

L'approximation qui a été utilisée est en accord avec l'écriture théorique **(3-17)**, à savoir une loi de type puissance reliant la déformation plastique cumulée à la fonction d'écrouissage. Les paramètres de l'identification sont présentés dans le Tableau 3-5.

	-40°C/HR0	+23°C/HR0	+23°C/HR50	+23°C/HR85	+80°C/HR85
$R_0\ (MPa)$	88.0	53.2	31.2	14.4	10.9
$\beta\ (MPa)$	-	8749	2093	880	201
m	-	0.954	0.871	0.710	0.718
r^2	-	0.9937	0.9989	0.9905	0.9990

Tableau 3-5 : Paramètres des identifications des évolutions de l'endommagement du PA66 en quasi-statique.

Remarque : Comme le comportement du PA66 à $-40°C$ est supposé élastique fragile, aucune évolution de la fonction d'écrouissage n'a été effectuée.

1.3.5 Résumé des paramètres identifiés pour le comportement quasi-statique du PA66

L'ensemble des paramètres identifiés qui serviront aux diverses simulations numériques sont donnés dans le **Tableau 3-6**.

	-40°C/HR0	+23°C/HR0	+23°C/HR50	+23°C/HR85	+80°C/HR85
$E\ (MPa)$	3452	3147	2531	930	458
ν	0.40	0.40	0.43	0.46	0.46
$R_0\ (MPa)$	88.0	53.2	31.2	14.4	10.9
$\beta\ (MPa)$	-	8749	2093	880	201
m	-	0.954	0.871	0.710	0.718
$a_1\ (\sqrt{MPa}^{-1})$	-	$1.523\ 10^{-1}$	$3.003\ 10^{-1}$	$1.363\ 10^{-1}$	$8.502\ 10^{-2}$
$a_2\ (\sqrt{MPa}^{-2})$	-	$1.827\ 10^{-2}$	$-5.938\ 10^{-2}$	$-1.250\ 10^{-2}$	$-5.606\ 10^{-4}$
$a_3\ (\sqrt{MPa}^{-3})$	-	$-6.260\ 10^{-3}$	$5.814\ 10^{-3}$	$7.647\ 10^{-4}$	$-3.913\ 10^{-4}$
$a_4\ (\sqrt{MPa}^{-4})$	-	$3.837\ 10^{-4}$	$-2.029\ 10^{-4}$	$-2.833\ 10^{-5}$	-
$a_5\ (\sqrt{MPa}^{-5})$	-	-	$-1.256\ 10^{-6}$	$4.210\ 10^{-7}$	-
$\bar{Y}^0\ (\sqrt{MPa})$	-	1.141	0.954	0.787	1.533
$\bar{Y}^R\ (\sqrt{MPa})$	1.110	10.266	10.420	16.785	7.611
d_{max}	0.027	0.809	0.730	0.693	0.406

Tableau 3-6 : Paramètres d'identification du PA66 en quasi-statique.

1.4 Validations numériques des développements pour le PA66 en quasi-statique

Afin de contrôler l'identification des paramètres obtenus (**Tableau 3-6**), nous avons réalisé des simulations numériques sur une cellule élémentaire (cube de dimensions $2 \times 2 \times 2\ mm$) composée de 3824 éléments finis tétraédriques de type *C3D4* (**Figure 3-7**). Les conditions limites appliquées sont un encastrement du nœud central de ce cube et l'écriture de relations de périodicité **(3-24)** sur deux faces où le chargement sera appliqué ($\underline{\underline{E}}$ représente la déformation macroscopique). Pour appliquer la déformation macroscopique, on utilise un nœud de référence sur lequel on vient appliquer le déplacement temporel adapté des observations expérimentales (pour le couple Température/HR considéré). Enfin, la masse volumique du PA66 que nous avons considérée est de $1140\ kg/m^3$.

$$u^+(x) - u^-(x) = \underline{E}x \qquad (3\text{-}24)$$

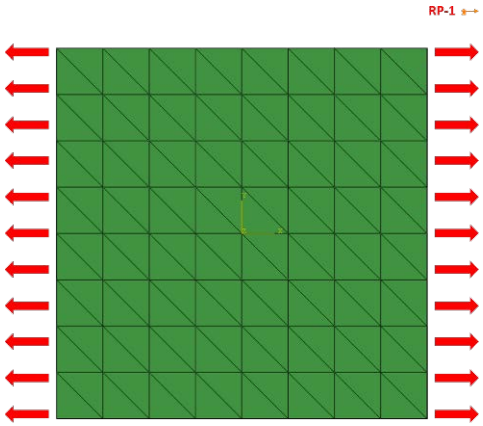


Figure 3-7 : Maillage de la cellule élémentaire pour la simulation numérique de la traction du PA66.

On remarque que le jeu de paramètres trouvé pour chaque couple température/HR est très satisfaisant, à l'exception du couple HR0/$+23°C$ (**Figure 3-9**), car il permet de corréler les résultats expérimentaux (**Figure 3-8**, **Figure 3-10**, **Figure 3-11** et **Figure 3-12**).

L'explication que l'on peut avancer à propos de la non corrélation des essais expérimentaux/numériques pour le couple HR0/$+23°C$ réside dans le fait que contrairement aux autres couples, l'évolution des déformations plastiques (**Figure 3-6**) est mal décrite par une loi de type puissance en ce qui concerne la fonction d'écrouissage **(3-17)**. En effet, on constate une « remontée » assez importante. Pour avoir une meilleure description pour ce couple, il est possible d'utiliser à la place de la loi puissance, une loi polynomiale de degré 3 **(3-25)**. L'identification des coefficients α_i sur l'essai considéré qui est proposée dans **(3-26)** permet alors d'améliorer fortement la corrélation (**Figure 3-13**).

$$R = \alpha_3 p^3 + \alpha_2 p^2 + \alpha_1 p \qquad (3\text{-}25)$$

$$\alpha_1 = 9359\ MPa \quad ; \quad \alpha_2 = -55478\ MPa \quad ; \quad \alpha_3 = 2677640\ MPa \quad ; \quad r^2 = 0.998 \qquad (3\text{-}26)$$

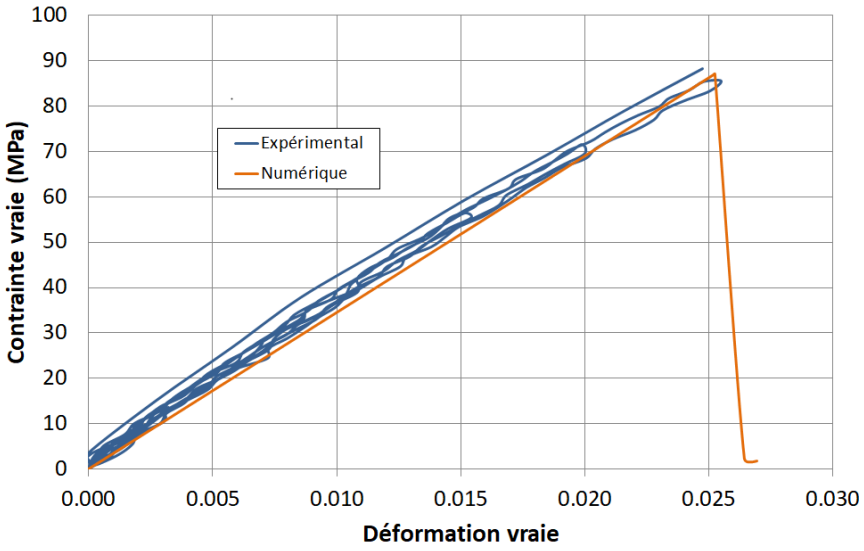


Figure 3-8 : Comparaison expérimental/numérique pour le PA66 à HR0 et à -40°C en quasi-statique.

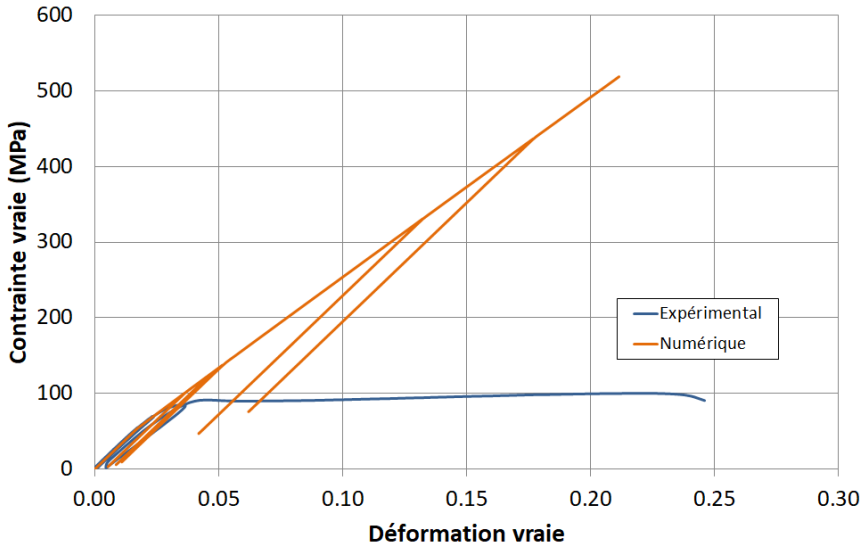


Figure 3-9 : Comparaison expérimental/numérique pour le PA66 à HR0 et à 23°C en quasi-statique.

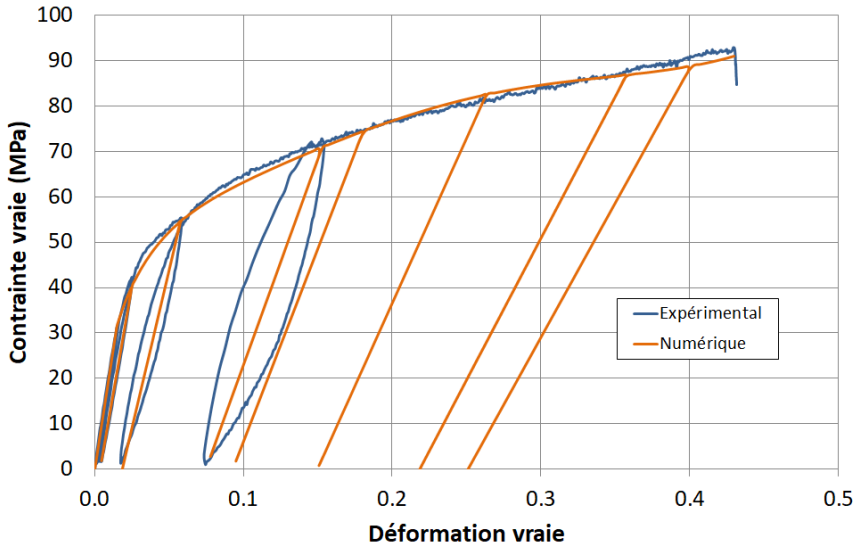


Figure 3-10 : Comparaison expérimental/numérique pour le PA66 à HR50 et à 23°C en quasi-statique.

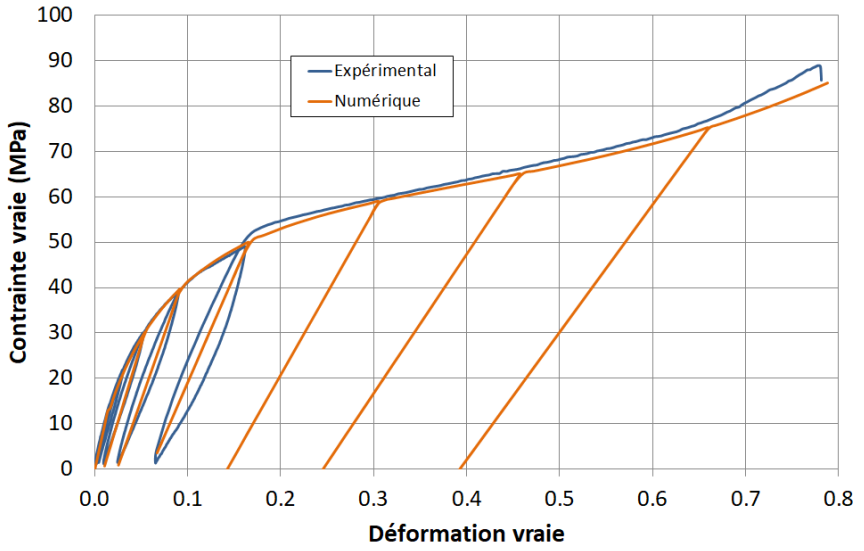


Figure 3-11 : Comparaison expérimental/numérique pour le PA66 à HR85 et à 23°C en quasi-statique.

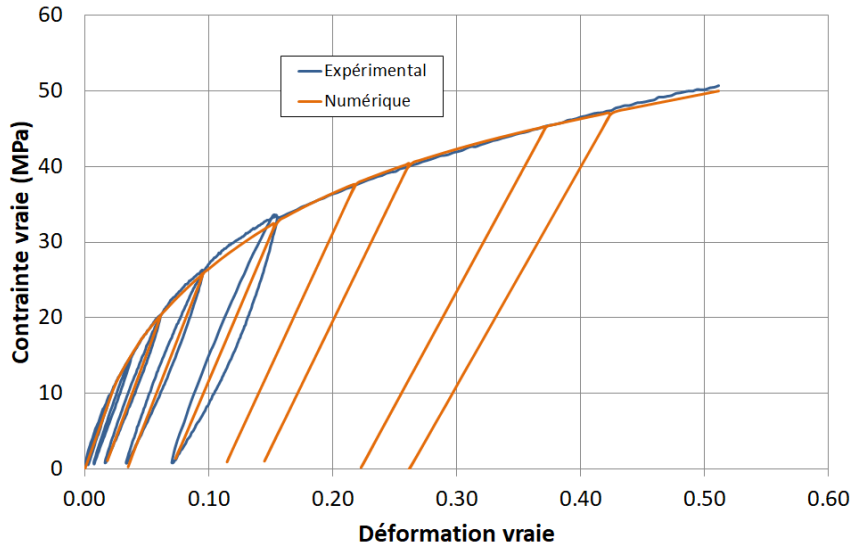


Figure 3-12 : Comparaison expérimental/numérique pour le PA66 à HR85 et à 80°C en quasi-statique.

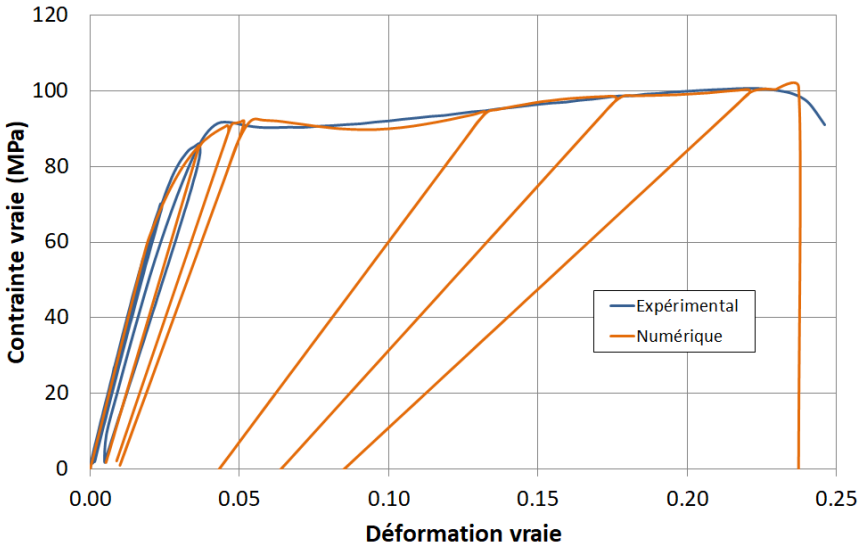


Figure 3-13 : Comparaison expérimental/numérique pour le PA66 à HR0 et à 23°C en quasi-statique avec une évolution de la fonction d'écrouissage adaptée.

1.5 Conclusion générale et perspectives

1.5.1 Conclusion

Nous avons proposé une loi de comportement élasto-plastique endommageable isotrope pour modéliser la matrice PA66 de notre composite sergé 2x2. L'écriture et les choix qui ont été faits, permettent d'obtenir une méthodologie d'identification expérimentale des paramètres très simple, rapide voire même automatisable : en effet, la grande majorité des paramètres peut être obtenue grâce à des règles fixes (comme l'utilisation du coefficient de corrélation) qui tendent à diminuer les erreurs d'identification. Bien entendu le choix des fonctions d'évolution, tant pour l'endommagement que les déformations plastiques, ne peut être effectué que par une analyse des résultats expérimentaux. Nous avons proposé suite à cela l'algorithme qui a abouti à l'écriture d'une routine matériau utilisateur au sein du code de calcul Abaqus/Explicit. Ces développements informatiques ainsi que les identifications de paramètres des lois pour tous les couples température/HR ont été confirmés par les simulations numériques menées sur la cellule élémentaire. Pour chacun des cas, nous avons montré qu'une évolution de type polynomiale pour l'endommagement et de type puissance

pour la fonction d'écrouissage permet (à l'exception d'un cas le HR0/$+23°C$) d'obtenir une bonne représentation du comportement en regard des observations expérimentales. Nous souhaitons aussi rappeler que le choix d'une fonction polynomiale a été fait afin de pouvoir s'assurer d'une plus grande « précision » à propos de la représentation du comportement de la matrice : cela impose au cours de l'identification et de la validation non seulement de s'assurer de la forme de la fonction (il faut éviter toute oscillation indésirable) mais d'être aussi conscient que le domaine de validité de cette fonction est restreint (au-delà des points à rupture, la forme du polynôme peut engendrer des comportements non désirés et donc il est important d'en tenir compte dans l'algorithme). En ce qui concerne le couple HR0/$+23°C$, nous avons aussi montré qu'il est possible d'adapter la loi d'évolution de la fonction d'écrouissage afin d'améliorer la représentativité du comportement : la forme polynomiale permet encore d'arriver à cette fin mais nécessite aussi de prendre l'ensemble des précautions précédemment citées. Enfin, à -40°C les résultats expérimentaux et leur exploitation nous laissent penser raisonnablement qu'il n'est pas nécessaire de prendre en compte ni l'évolution de l'endommagement ni des déformations plastiques.

1.5.2 Perspectives

Afin d'accroitre la description du comportement de la matrice PA66, il serait possible d'intégrer une description par dérivées fractionnaires ou alors d'écrire une loi purement à dérivées fractionnaires **[7]**-**[8]**. En effet, des travaux récents ont montré un potentiel intéressant de cet outil mathématique pour décrire les boucles d'hystérésis ou alors pour prendre en compte la sensibilité à la vitesse de déformation. Ces informations supplémentaires obtenues par ce genre de loi à dérivées fractionnaires permettraient lors de l'homogénéisation à double échelles pour déterminer le comportement du matériau composite d'avoir surement une meilleure approche des endommagements, des réelles dissipations d'énergie…

La seconde perspective intéressante serait d'inclure dans la loi que nous avons proposée, les effets de la vitesse de déformation. Parmi les possibles travaux, on pourrait utiliser les descriptions issues de **[1]** et **[3]**. La sensibilité à la vitesse de déformation est prise en compte par des fonctions de viscosité identifiées principalement par l'évolution des caractéristiques élastiques ou à rupture à différentes vitesses de sollicitations. Ces travaux ont montré qu'une fois l'évolution de ces caractéristiques identifiées, ces dernières pouvaient se répercuter sur les évolutions des endommagements. La principale restriction est que les lois d'évolution d'endommagement doivent être de forme « simple » (linéaire ou logarithmique par exemple). L'intégration des effets de vitesse de déformation nécessiterait alors de ne plus utiliser des fonctions polynomiales comme nous l'avons fait, parce qu'il est difficile de maitriser implicitement l'évolution de leurs coefficients. Enfin il serait important aussi d'ajouter à ses développements des modélisations rendant les comportements non dépendants de la taille de maille, comme par exemple des effets retard **[3]**, **[9]**.

2. Modèle de comportement pour le toron Verre/PA66

Dans cette partie, nous proposons la formulation théorique du comportement pour le toron Verre/PA66. Il s'agira d'expliquer le modèle théorique de la loi élasto-plastique endommageable orthotrope implémentée sous forme de routine utilisateur (VUMAT) dans Abaqus 6.14 Explicit. Ensuite, nous proposerons dans un premier temps, les résultats obtenus par homogénéisation en ce qui concerne les constantes élastiques pour chaque couple température/HR. Ces résultats seront utilisés dans le chapitre suivant pour identifier les constantes élastiques du sergé 2x2 Verre/PA66 lors de la seconde homogénéisation. Dans un second temps, nous exposerons l'identification complète, en quasi-statique, des paramètres de la loi de comportement par homogénéisation du toron pour deux

couples de température/HR : $+23°C/HR50$ et $+23°C/HR85$. En effet, dans le chapitre suivant, nous n'avons pu traiter que ces deux cas là pour le composite sergé 2x2 (par manque de temps).

2.1 Cadre théorique de la loi de comportement pour le toron Verre/PA66

En vue de la méthodologie d'homogénéisation du composite sergé 2x2 Verre/PA66, il est nécessaire d'obtenir le comportement du toron (Verre/PA66). Pour cela nous proposons, dans cette partie, la modélisation théorique adoptée basée sur une loi existante pour des composites UD **[1]**, **[2]**. En effet, ce toron est effectivement un cas de composite UD du fait que l'on ne retrouve que des fibres unidirectionnelles noyées dans une matrice. Nous proposerons donc de détailler le cadre théorique de cette loi élasto-plastique endommageable isotrope transverse permettant de satisfaire des comportements non linéaires dans toutes les directions à l'exception de la direction longitudinale où le comportement est considéré comme élastique fragile.

On se place toujours dans le cadre des processus thermodynamiques irréversibles pour lesquels les phénomènes thermiques sont négligeables (transformations isothermes). Le choix des variables internes est :

- $\underline{\varepsilon_e}$, tenseur des déformations élastiques,
- d_{ij}, variables d'endommagement,
- p, déformation plastique cumulée,
- α_i, variables liées à l'évolution du seuil des endommagements.

On choisit la densité volumique d'énergie libre d'Helmholtz sous la forme de **(3-27)** comme potentiel thermodynamique, fonction des variables internes précédentes.

$$\rho\psi\left(\underline{\varepsilon_e}, d_{ij}, p, \alpha\right) \qquad \textit{(3-27)}$$

Nous considérons toujours la partition des déformations **(3-2)**. Dans le cas d'un matériau non-endommagé, la matrice de rigidité C^0 issue du choix de $\rho\psi$ est donnée par **(3-28)** :

$$[C^0] = \begin{pmatrix} C_{11}^0 & C_{12}^0 & C_{13}^0 & 0 & 0 & 0 \\ C_{12}^0 & C_{22}^0 & C_{23}^0 & 0 & 0 & 0 \\ C_{13}^0 & C_{23}^0 & C_{33}^0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & G_{12}^0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & G_{13}^0 & 0 \\ 0 & 0 & & 0 & 0 & G_{23}^0 \end{pmatrix}$$

$$avec \begin{cases} C_{11}^0 = \dfrac{1-\nu_{23}\nu_{32}}{E_{22}E_{33}\Delta} \quad ; \quad C_{12}^0 = \dfrac{\nu_{21}+\nu_{31}\nu_{23}}{E_{22}E_{33}\Delta} \quad ; \quad C_{13}^0 = \dfrac{\nu_{31}+\nu_{21}\nu_{32}}{E_{22}E_{33}\Delta} \\ C_{22}^0 = \dfrac{1-\nu_{13}\nu_{31}}{E_{11}E_{33}\Delta} \quad ; \quad C_{23}^0 = \dfrac{\nu_{32}+\nu_{12}\nu_{31}}{E_{11}E_{33}\Delta} \quad ; \quad C_{33}^0 = \dfrac{1-\nu_{12}\nu_{21}}{E_{11}E_{22}\Delta} \\ \Delta = \dfrac{1-\nu_{12}\nu_{21}-\nu_{13}\nu_{31}-\nu_{23}\nu_{32}-2\nu_{21}\nu_{13}\nu_{32}}{E_{11}E_{22}E_{33}} \end{cases} \qquad \textit{(3-28)}$$

Pour le toron, son comportement est supposé isotrope transversal, ce qui impliquera les relations suivantes **(3-29)** :

$$\begin{cases} G_{12}^0 = G_{13}^0 \quad ; \quad E_{22} = E_{33} \\ \nu_{12} = \nu_{13} \quad ; \quad \nu_{21} = \nu_{31} \end{cases} \Longrightarrow \begin{cases} C_{22}^0 = C_{33}^0 \quad ; \quad C_{12}^0 = C_{13}^0 \\ G_{12}^0 = G_{13}^0 \quad ; \quad G_{23}^0 = \dfrac{E_{22}}{2(1+\nu_{23})} \end{cases} \qquad \textit{(3-29)}$$

Grâce à la notion de contraintes effectives et en utilisant le principe d'équivalence en déformation **[4]**, nous introduisons deux variables scalaires d'endommagement qui agissent sur les éléments de la diagonale de la matrice de rigidité, à l'exception de la direction longitudinale, telles que :

$$C_{11} = C_{11}^0 \quad ; \quad C_{22} = (1 - d_{22})C_{22}^0 \quad ; \quad G_{12} = (1 - d_{12})G_{12}^0 \tag{3-30}$$

L'expression de l'énergie de déformation élastique du matériau endommagé **(3-31)** s'écrit alors :

$$\begin{aligned} W_e^d = \frac{1}{2}\big(C_{11}^0 {\varepsilon_{11}^e}^2 + (1 - d_{22})C_{22}^0\big({\varepsilon_{22}^e}^2 + {\varepsilon_{33}^e}^2\big) + 4(1 - d_{12})G_{12}^0\big({\varepsilon_{12}^e}^2 + {\varepsilon_{13}^e}^2\big) \\ + 4(1 - d_{22})G_{23}^0 {\varepsilon_{23}^e}^2 + 2C_{12}^0\varepsilon_{11}^e\varepsilon_{22}^e + 2C_{12}^0\varepsilon_{11}^e\varepsilon_{33}^e + 2C_{23}^0\varepsilon_{22}^e\varepsilon_{33}^e\big) \end{aligned} \tag{3-31}$$

La loi de comportement **(3-32)** est donnée par dérivation partielle de l'énergie de déformation élastique par rapport au tenseur des déformations élastiques :

$$\underline{\sigma} = \left.\frac{\partial W_e^d}{\partial \underline{\varepsilon_e}}\right|_{d_{ij}} \Longrightarrow \begin{pmatrix}\sigma_{11}\\ \sigma_{22}\\ \sigma_{33}\\ \sigma_{12}\\ \sigma_{13}\\ \sigma_{23}\end{pmatrix} = \begin{pmatrix} C_{11}^0 & C_{12}^0 & C_{12}^0 & 0 & 0 & 0 \\ C_{12}^0 & C_{22} & C_{23}^0 & 0 & 0 & 0 \\ C_{12}^0 & C_{23}^0 & C_{22} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & G_{12} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & G_{12} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & (1 - d_{22})G_{23}^0 \end{pmatrix} \begin{pmatrix}\varepsilon_{11}^e\\ \varepsilon_{22}^e\\ \varepsilon_{33}^e\\ 2\varepsilon_{12}^e\\ 2\varepsilon_{13}^e\\ 2\varepsilon_{23}^e\end{pmatrix} \tag{3-32}$$

L'expression des variables thermodynamiques associées aux variables scalaires d'endommagement est, quant à elle, donnée par :

$$Y_{ij} = -\left.\frac{\partial W_e^d}{\partial d_{ij}}\right|_{\underline{\varepsilon_e}} \Longrightarrow \begin{cases} Y_{22} = \frac{1}{2}C_{22}^0 {\varepsilon_{22}^e}^2 \\ Y_{33} = \frac{1}{2}C_{22}^0 {\varepsilon_{33}^e}^2 \\ Y_{12} = 2G_{12}^0 {\varepsilon_{12}^e}^2 \\ Y_{13} = 2G_{12}^0 {\varepsilon_{13}^e}^2 \\ Y_{23} = 2G_{23}^0 {\varepsilon_{23}^e}^2 \end{cases} \tag{3-33}$$

Comme pour la loi de comportement pour le PA66, les lois d'évolution sont choisies sous la forme (où $\bar{Y}_{ij}^R$ est le taux de restitution d'énergie à rupture dans la direction ij) :

$$\begin{cases} d_{ij} = f_{D_{ij}}(\bar{Y}_{ij}) \; si \; \bar{Y}_{ij} \leq \bar{Y}_{ij}^R \; et \; avec \; \bar{Y}_{ij}(t) = \underset{\tau \leq t}{sup}\left(\bar{Y}_{ij}(\tau)\right) \; et \; \bar{Y}_{ij}^2 = Y_{ij} \\ d_{ij} = 1 \; si \; \bar{Y}_{ij} > \bar{Y}_{ij}^R \end{cases} \tag{3-34}$$

Le choix de séparer les évolutions dans chaque direction permettra une plus grande souplesse à la représentation du comportement du toron par la suite.

Le couplage de la plasticité avec l'endommagement s'effectue à l'aide des contraintes et déformations effectives **(3-11)**. La forme du critère de plasticité choisie **(3-35)** pour cette loi tient compte du fait que les déformations irréversibles sont nettement prépondérantes en cisaillement 12 et 13 et en introduisant pour les autres directions des facteurs de couplage a_{ij}.

$$f_P = \sqrt{a_{22}^2\left(\tilde{\sigma}_{22}^2 + \tilde{\sigma}_{33}^2\right) + \tilde{\sigma}_{12}^2 + \tilde{\sigma}_{13}^2 + a_{23}^2\tilde{\sigma}_{23}^2} - R(p) - R_0 \tag{3-35}$$

Tout comme pour la loi de comportement pour la matrice PA66, le multiplicateur de plasticité est exprimé grâce à la condition de consistance et aux lois complémentaires, ce qui donne :

$$\dot{\lambda}_P = \frac{f_P}{\frac{\partial f_P}{\partial \underline{\sigma}} : \underline{\underline{C}}(d_{22}, d_{12}) : \frac{\partial f_P}{\partial \underline{\sigma}} + \frac{\partial R}{\partial p}} \tag{3-36}$$

La déformation plastique cumulée est donnée par :

$$p = \int_0^t \dot{p}(\tau)d\tau \ \ avec\ \dot{p} = \left(2\dot{\varepsilon}_{12}^P\right)^2 + \left(2\dot{\varepsilon}_{13}^P\right)^2 + \frac{1}{a_{22}^2}\left(\dot{\varepsilon}_{22}^P\right)^2 + \frac{1}{a_{22}^2}\left(\dot{\varepsilon}_{33}^P\right)^2 + \frac{1}{2a_{23}^2}\left(2\dot{\varepsilon}_{23}^P\right)^2 \qquad (3\text{-}37)$$

Et enfin l'expression de la fonction seuil $R(p)$ est choisie sous une forme puissance :

$$R(p) = \beta p^m \qquad (3\text{-}38)$$

2.2 Algorithme

L'algorithme adopté pour l'implémentation de la loi est, comme pour la matrice PA66, décomposé en 2 phases : une prédiction élastique et une correction plastique (**Figure 3-2**).

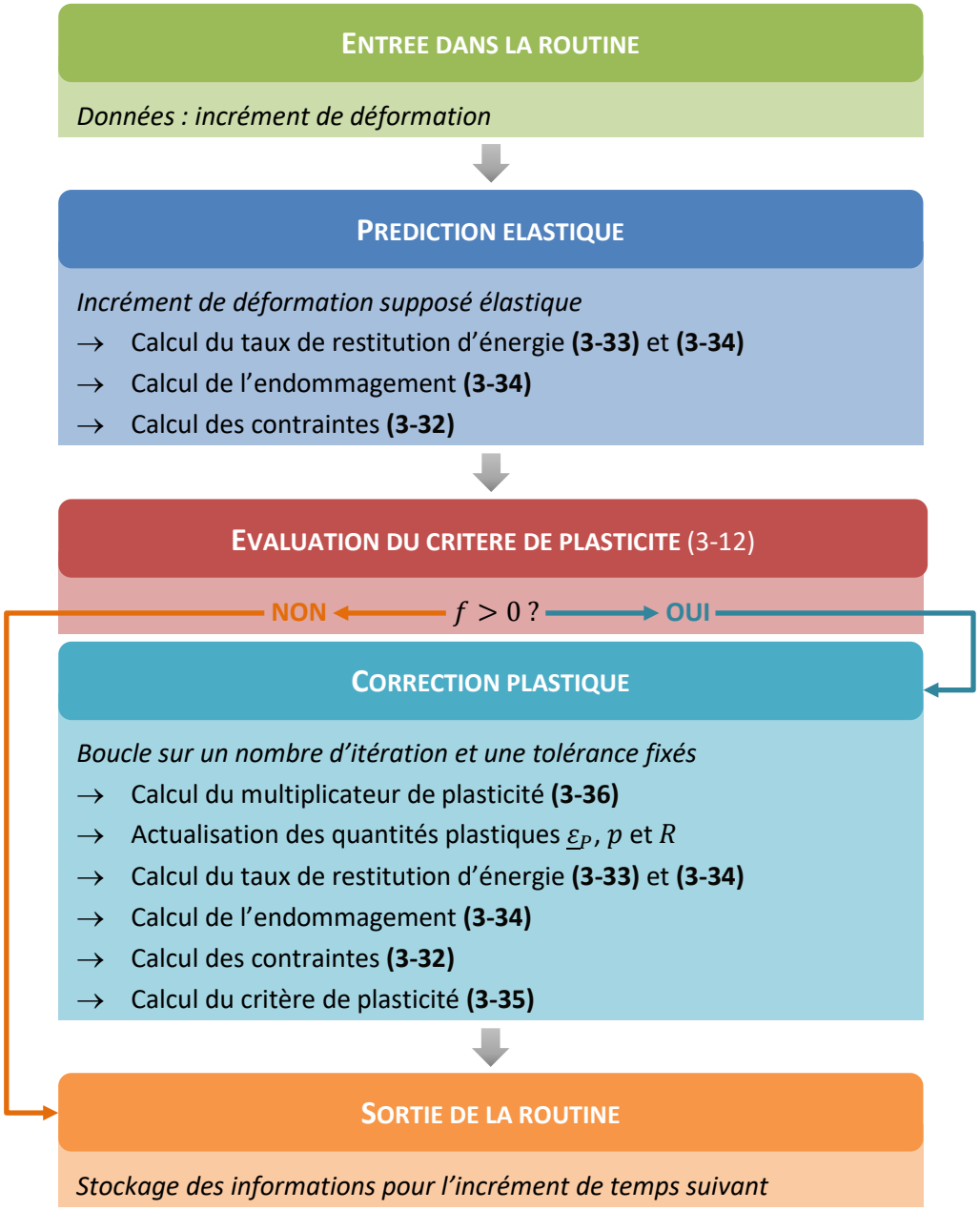


Figure 3-14 : Algorithme pour la loi de comportement du toron Verre/PA66.

2.3 Modélisation par homogénéisation du comportement non-linéaire en quasi-statique du toron

La revue bibliographique que nous avons effectuée dans le premier chapitre, n'a pas permis de mettre en avant d'essais expérimentaux portant uniquement sur le comportement d'un toron. Par conséquent, pour réaliser l'homogénéisation du comportement du composite, il est nécessaire de déterminer numériquement le comportement du toron, aussi, par homogénéisation. Tout comme dans le cas d'essais expérimentaux de caractérisation, les simulations numériques doivent permettre d'accéder, principalement, aux comportements de traction et de cisaillement. La modélisation choisie s'inspire des travaux que l'on peut trouver dans la littérature **[10]**-**[17]**.

Avant de proposer la modélisation adoptée pour l'homogénéisation du toron, rappelons qu'à l'échelle microscopique, le comportement pour la matrice PA66 est de type élasto-plastique avec endommagement isotrope (**Tableau 3-6**) et que le comportement des fibres de Verre est considéré comme élastique fragile. Dans ce dernier cas, nous avons pris les paramètres que l'on peut trouver couramment dans la littérature, à savoir :

$$E = 74\ GPa \quad ; \quad \nu = 0.26 \quad ; \quad \rho = 2500\ kg/m^3 \quad ; \quad \varepsilon^R = 4.6\% \qquad (3\text{-}39)$$

Enfin, nous avons aussi supposé que :

- L'interface entre les fibres et la matrice est parfaite : c'est une hypothèse forte pour la modélisation car les dégradations survenant dans le composite ne sont pas uniquement dues à la matrice mais aussi à leur propagation et coalescence permettant une décohésion de l'interface fibres/matrice. Cependant, face à la complexité des travaux et des résultats à proposer, c'est l'hypothèse qui nous paraissait la plus adaptée, évitant ainsi l'utilisation d'éléments cohésifs par exemple et l'identification de leur(s) loi(s) de comportement.
- Le taux d'humidité relative au sein du matériau (torons et matrice) est homogène : c'est aussi une hypothèse forte et notamment pour les HR élevés. En effet, des travaux **[18]** ont montré que la diffusion de l'eau dans les matériaux composites et les mécanismes associés proposaient un gradient au sein du matériau, conférant néanmoins à ce dernier un HR moyen macroscopique. Face aux manques d'information à ce sujet en ce qui concerne notre matériau composite, c'était l'hypothèse la plus adéquate à prendre dans un premier temps.

Généralement, le comportement d'un composite UD en traction transversale est déterminé par des essais expérimentaux de tractions sur l'empilement $[+45°]_4$ car on peut obtenir à la fois le comportement transverse mais aussi le comportement en cisaillement. Cependant en regard de la procédure de modélisation à mettre en place, nous avons préféré effectuer deux modélisations séparées, à savoir une identification sur une cellule élémentaire en traction transversale et une autre sur une cellule élémentaire en cisaillement.

Dans cette partie, nous proposons les travaux qui ont été réalisés pour HR50 et HR85 à température ambiante (n'ayant pas eu le temps matériel de nous intéresser aux autres couples HR/Température). Nous détaillerons uniquement les modélisations en traction transversale et en cisaillement car le comportement longitudinal est supposé être élastique fragile du fait de la grande rigidité des fibres et de leur sollicitation. L'identification du module d'Young correspondant ainsi que des autres constantes nécessaires à la loi de comportement proposée peut être obtenue par une loi des mélanges ou encore par une homogénéisation périodique « classique ».

2.3.1 Modélisation et résultats du toron en traction transversale

Pour l'identification du comportement transverse du toron, nous avons choisi une approche d'homogénéisation de type KUBC (Kinematic Uniform Boundary Conditions) en raison de l'hypothèse

que nous avons prise en ce qui concerne le type d'interface entre les fibres et la matrice. En effet, cette hypothèse est très contraignante si l'on choisit une homogénéisation de type PBC (Periodic Boundary Conditions) : l'endommagement croit beaucoup trop rapidement (ce qui n'aurait surement pas été le cas en prenant des éléments cohésifs par exemple pour décrire le comportement des interfaces). Ensuite, sachant que nous utilisons un schéma d'intégration explicite, nous avons préféré ne pas faire une homogénéisation de type SUBC (Stress Uniform Boundary Conditions) bien que cette dernière aurait été plus proche des conditions de chargement de type traction. Enfin, nous avons supposé que la modélisation s'approchait d'une homogénéisation KUBC car nous avons supprimé la condition en déplacement sur les bords latéraux (que nous avons laissés libres) du fait de la complexité de mise en œuvre sur le logiciel Abaqus.

Par conséquent, nous avons pris une cellule élémentaire (**Figure 3-15**) de dimensions $18 \times 10 \times 5\ mm$ correspondant à un taux de fibres de 70%[1] (2 fibres). Les conditions limites appliquées sont un encastrement du nœud central et l'application d'une déformation macroscopique équivalente **(3-24)** correspondant à des charges/décharges (**Figure 3-16**) calibrée de façon à obtenir un endommagement moyen entre 0.6 et 0.7 (observé expérimentalement pour le composite sergé 2x2). La structure est maillée à l'aide d'éléments C3D8R au nombre de 5436 (soit 6741 nœuds). Le temps final de simulation choisi est de $5\ ms$.

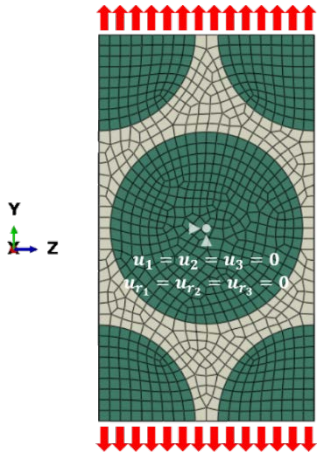


Figure 3-15 : Conditions limites pour la modélisation du comportement du toron en traction transversale.

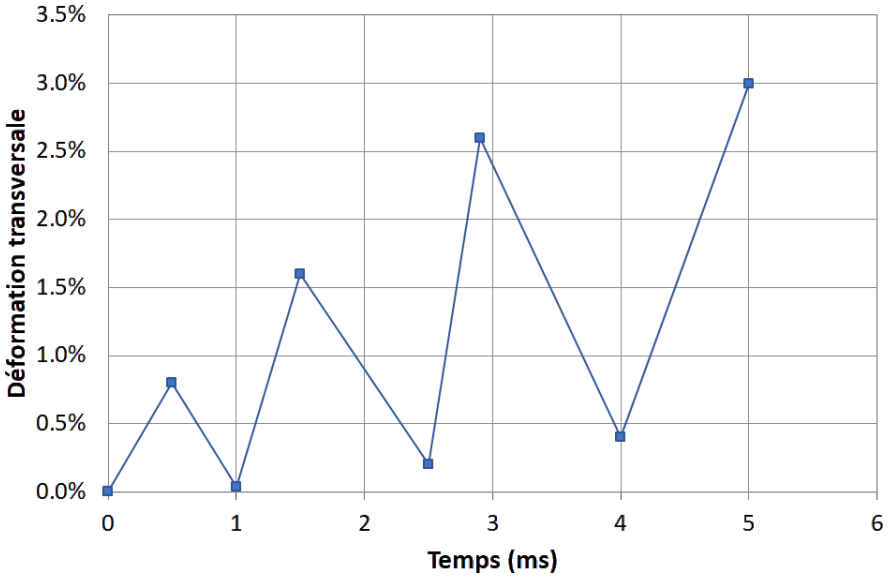


Figure 3-16 : Chargement appliqué sur la cellule élémentaire.

[1] Dans le chapitre suivant, nous nous attarderons sur cette valeur de 70% de fibres dans le toron.

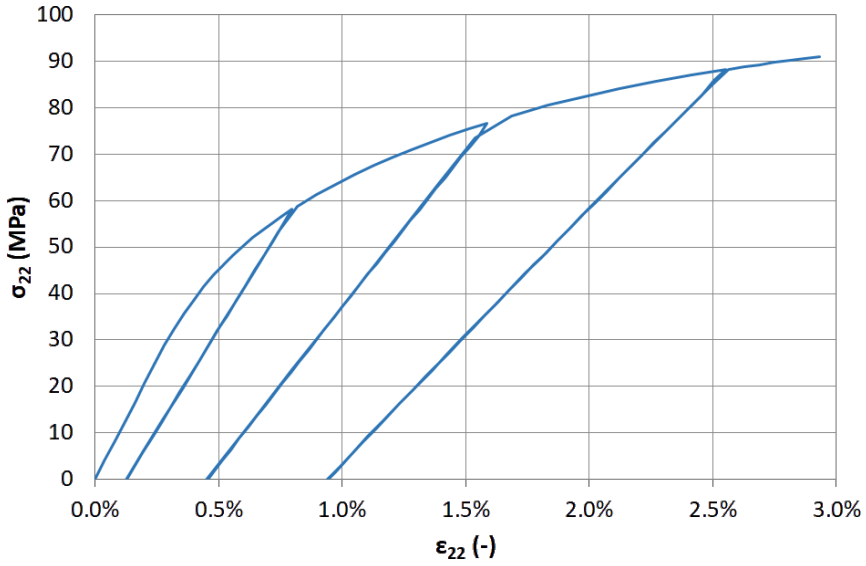


Figure 3-17 : Courbe homogénéisée contrainte-déformation transversales pour le toron à HR50 et T = 23°C en quasi-statique.

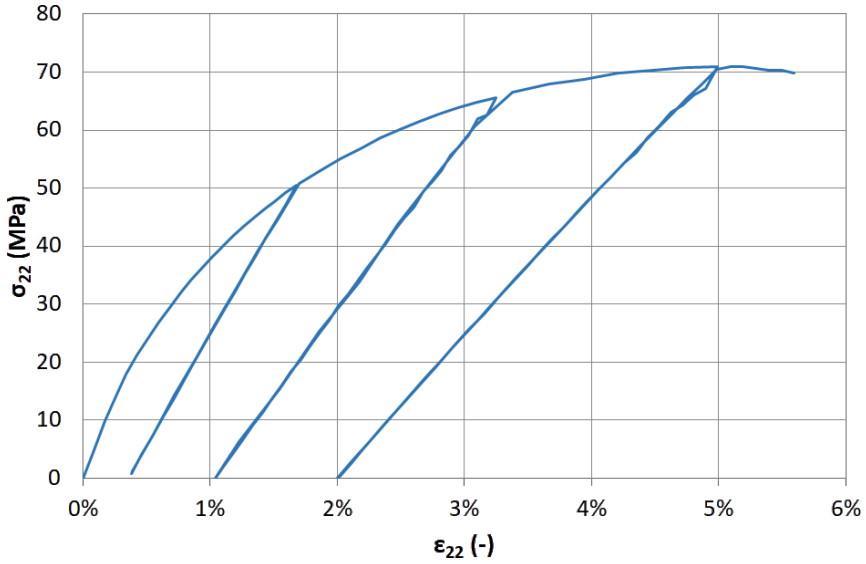


Figure 3-18 : Courbe homogénéisée contrainte-déformation transversales pour le toron à HR85 et T = 23°C en quasi-statique.

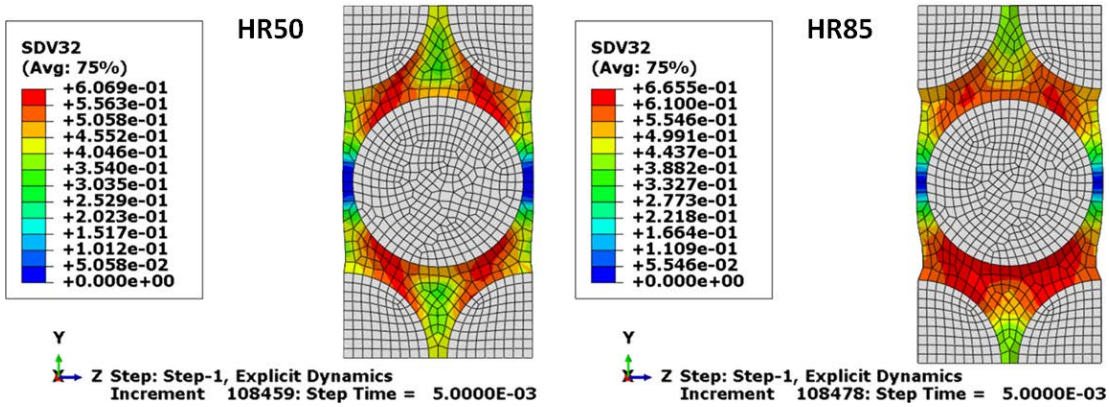


Figure 3-19 : Variable d'endommagement dans la matrice PA66 en quasi-statique à température ambiante.

Les courbes de traction transversale (**Figure 3-17** pour HR50 et **Figure 3-18** pour HR85) sont obtenues en moyennant les contraintes et déformations transversales de tous les éléments. On retrouve l'influence de la sensibilité de la matrice PA66 à l'hygrométrie puisque, pour un même chargement, les niveaux de déformation finaux sont plus élevés pour le HR85 que le HR50. Les

évolutions de l'endommagement de la matrice (**Figure 3-19**) ainsi que des déformations plastiques sont elles aussi différentes.

2.3.2 Modélisation et résultats du toron en cisaillement

Pour l'obtention du comportement en cisaillement du toron (dans le plan 12 ou 13), nous avons repris la même cellule élémentaire que précédemment avec les mêmes conditions limites pour le nœud central et nous n'avons changé que le chargement en déformation (**Figure 3-20**) dont l'amplitude maximale est de 20% (**Figure 3-21**). Le temps final de simulation est de $10\ ms$.

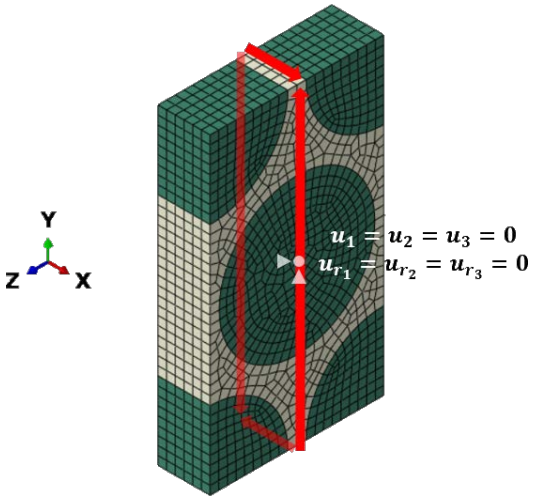


Figure 3-20 : Conditions limites pour la modélisation du comportement du toron en cisaillement.

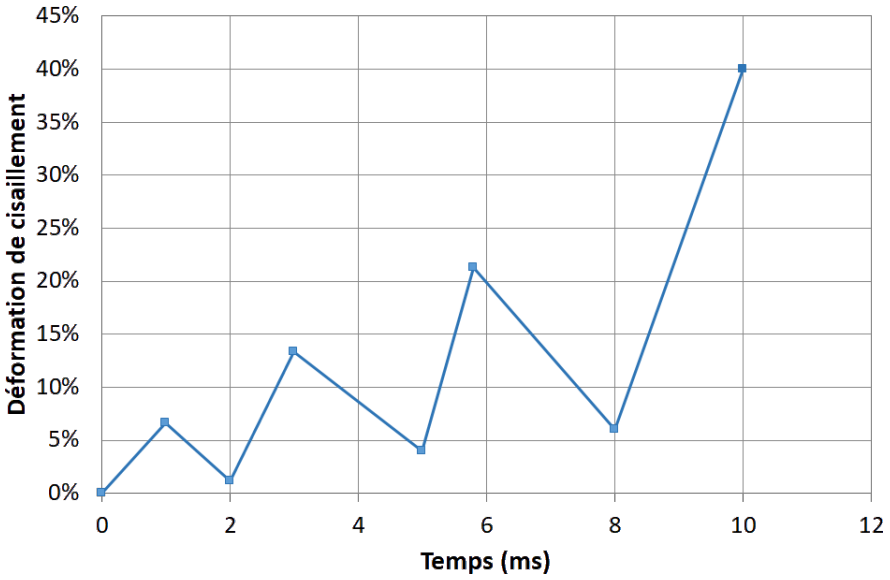


Figure 3-21 : Chargement appliqué sur la cellule élémentaire.

Tout comme précédemment, la courbe en cisaillement à HR85 et température ambiante est obtenue (**Figure 3-22**) est obtenue en moyennant les contraintes et déformations en cisaillement de tous les éléments. Ce que l'on peut constater est que les niveaux de contraintes et déformations atteints sont assez petits en regard des niveaux expérimentaux pour le composite. En effet, du fait de l'hypothèse des interfaces parfaites, des éléments proches des fibres s'endommagent rapidement et stoppent prématurément le calcul (distorsions excessives de ces éléments). Par conséquent, nous avons décidé d'augmenter l'épaisseur de la cellule élémentaire à $30\ mm$ et $100\ mm$ afin d'alléger ces contraintes.

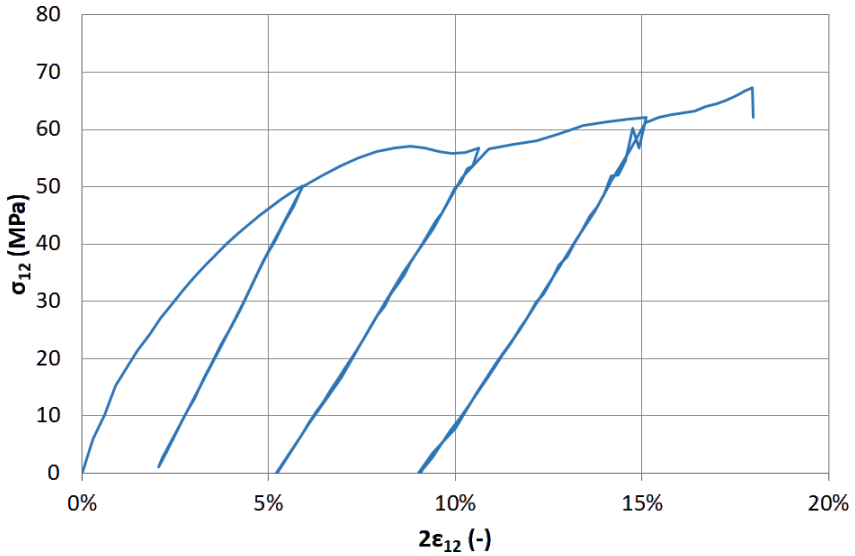


Figure 3-22 : Courbe homogénéisée contrainte-déformation en cisaillement pour le toron à HR85 et T = 23°C en quasi-statique.

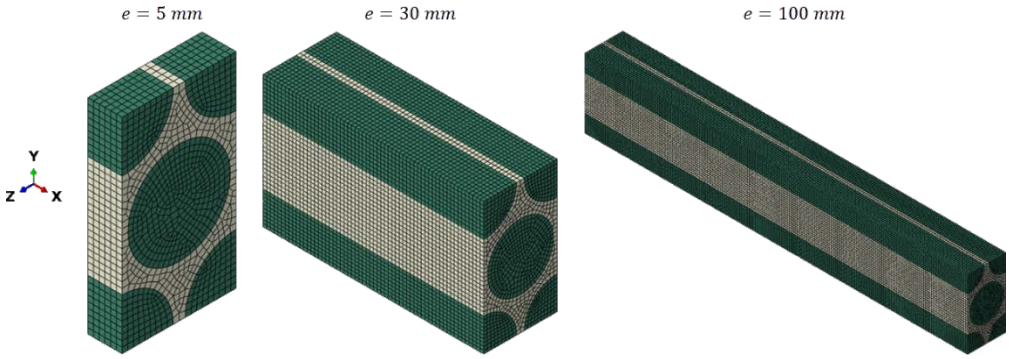


Figure 3-23 : Différentes cellules élémentaires testées pour le comportement en cisaillement du toron.

Sur la **Figure 3-24,** nous proposons les courbes de comportement issus des cellules élémentaires de différentes épaisseurs : on remarque que l'allongement de l'épaisseur permet d'obtenir des déformations de cisaillement beaucoup plus importantes tout en assurant un bon comportement des éléments finis. Par ailleurs, on constate aussi que l'on peut utiliser la cellule avec une épaisseur de $30\ mm$ puisque les résultats semblent être « convergés » en regard du comportement de la cellule élémentaire avec une épaisseur de $100\ mm$.

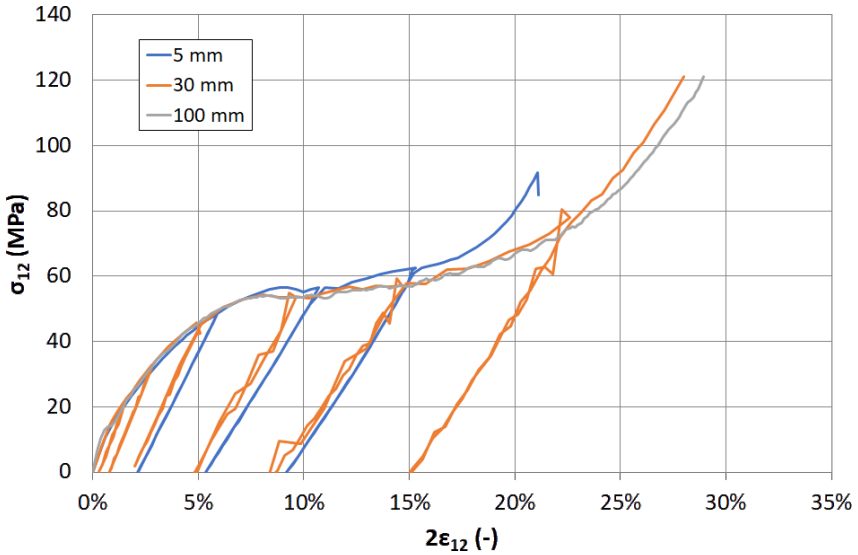


Figure 3-24 : Courbes homogénéisées de contrainte-déformation en cisaillement du toron pour des différentes épaisseurs de la cellule élémentaire à HR85, T = 23°C et en quasi-statique.

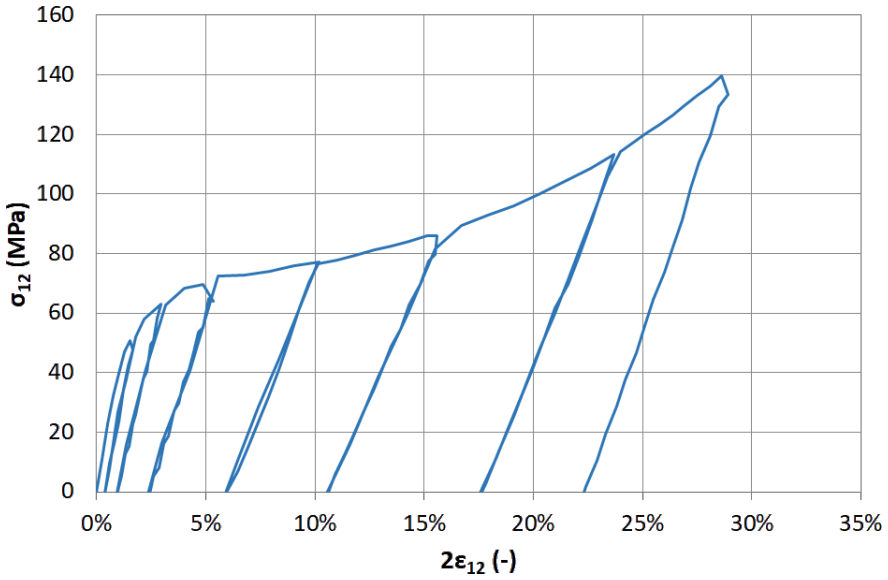
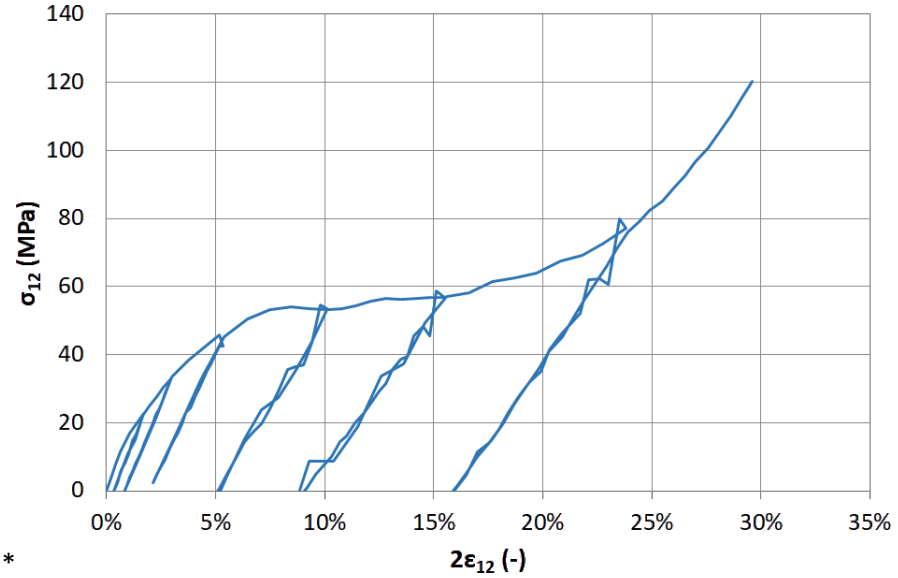


Figure 3-25 : Courbe homogénéisée contrainte-déformation transversales pour le toron à HR50 et T = 23°C en quasi-statique.



*

Figure 3-26 : Courbe homogénéisée contrainte-déformation transversales pour le toron à HR85 et T = 23°C en quasi-statique.

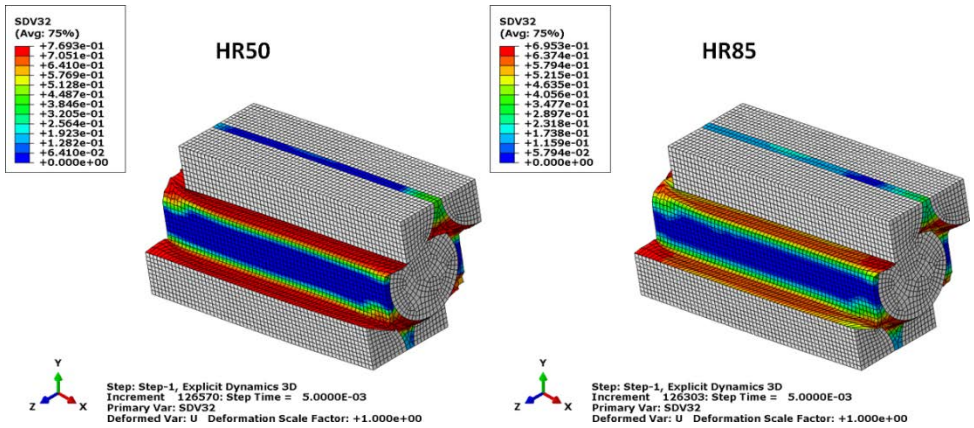


Figure 3-27 : Variable d'endommagement dans la matrice PA66 en quasi-statique à température ambiante.

Avec la cellule élémentaire de 30 mm d'épaisseur, nous obtenons les courbes de comportement en cisaillement pour HR50 et HR85 présentées sur la **Figure 3-25** et la **Figure 3-26**. Sur la **Figure 3-27**, nous

proposons la variable d'endommagement de la matrice : cette dernière est beaucoup plus élevée à HR50 qu'à HR85 puisque la matrice est beaucoup plus sollicitée que dans le cas de traction transversale et puisque le comportement de la matrice est plus rigide à HR50 qu'à HR85.

2.4 Procédure d'identification des paramètres de la loi

Dans cette partie, nous proposons la procédure d'identification des paramètres du modèle élasto-plastique orthotrope avec endommagements pour le toron. Tout comme pour l'identification de la loi de comportement de la matrice (**Chapitre 3 - 1.3**), la procédure est assez simple et automatisable. Dans un premier temps, il est nécessaire de déterminer :

- Les propriétés élastiques : module d'Young et de cisaillement et coefficient de poisson.
- Les propriétés d'endommagement : endommagements (d_{ij}) et fonctions thermodyna-miques associées ($\bar{Y}_{ij}$),
- Les propriétés plastiques : limite d'élasticité (R_0), fonction d'évolution de l'écrouissage ($R(p)$) et coefficients de couplage (a_{ij}^2).

2.4.1 Identification des caractéristiques élastiques

Pour identifier l'ensemble des propriétés élastiques du toron, nous avons utilisé la cellule élémentaire de dimensions $18 \times 10 \times 5\ mm$ telle que dans le cas précédent (**Figure 3-15**) et nous avons appliqué des conditions de périodicité **(3-40)** sur chaque face : la différence des degrés de liberté (vecteur u) entre chaque face est égale à la déformation macroscopique appliquée ($\underline{E}$) multipliée par la distance entre les faces (la cellule élémentaire est centrée sur l'origine du repère). Nous avons ensuite appliqué des déformations macroscopiques correspondant à six chargements de référence et leurs combinaisons linéaires (**Figure 3-28**) qui permettent d'identifier via l'énergie de déformation, les constantes de la matrice de rigidité et par conséquent, en inversant, les différentes modules et coefficients de Poisson. Cette homogénéisation périodique a été réalisée à température ambiante et pour les deux HR (HR50 et HR85).

$$u_{face}^{+} - u_{face}^{-} = \underline{E}d \qquad \textit{(3-40)}$$

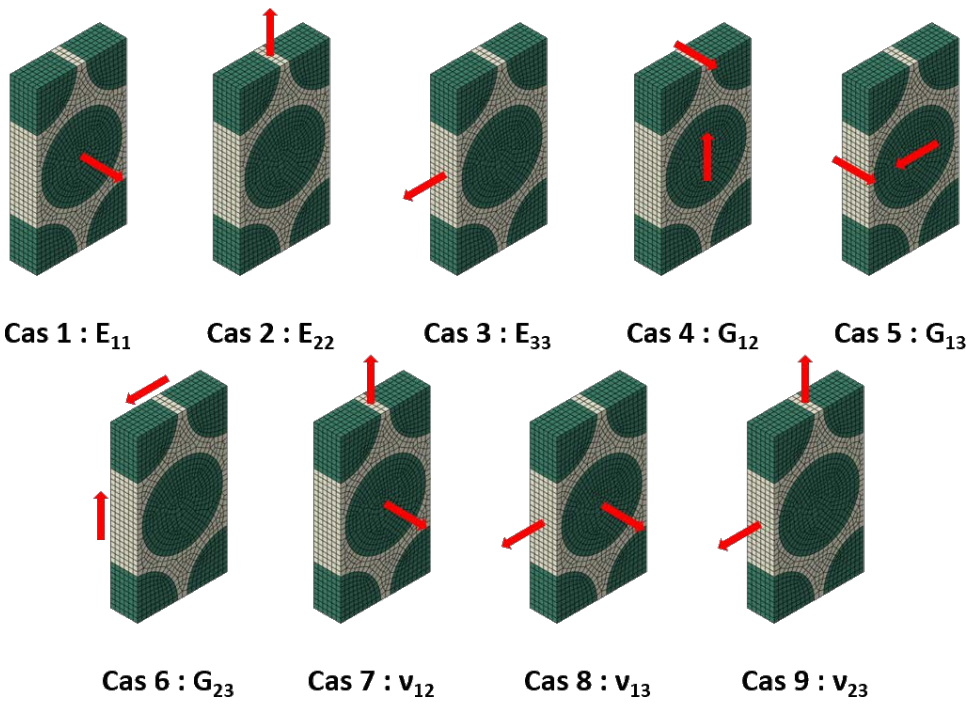


Figure 3-28 : Cas de chargement pour l'identification des constantes élastiques du toron.

Nous avons obtenu les paramètres donnés par le **Tableau 3-7**. On remarque que l'on retrouve bien les hypothèses d'isotropie transverse pour les deux couples de taux d'humidité relative.

	+23°C/HR50	+23°C/HR85
$E_{11}^0\ (MPa)$	46211	45732
$E_{22}^0\ (MPa)$	11584	4897
$E_{33}^0\ (MPa)$	11599	4903
$G_{12}^0\ (MPa)$	4231	1671
$G_{13}^0\ (MPa)$	4525	1807
$G_{23}^0\ (MPa)$	4947	2300
ν_{12}^0	0.324	0.337
ν_{13}^0	0.320	0.331
ν_{23}^0	0.458	0.576

Tableau 3-7 : Paramètres élastiques obtenues par homogénéisation périodique pour le toron.

Nous pouvons aussi, dans les directions transversales et de cisaillement (12), déterminer les modules par la méthode utilisée pour la matrice. En fixant un coefficient de corrélation à 0.999, nous obtenons par le dépouillement des courbes les valeurs décrites dans **Tableau 3-8**. On remarque une bonne corrélation entre les deux méthodes ; nous prendrons par la suite comme valeurs finales pour le comportement du toron les valeurs issues de l'homogénéisation à l'exception des directions transversales et de cisaillement pour lesquelles nous choisirons les données issues du dépouillement des courbes. Cela nous permettra de rester en cohérence avec les identifications des évolutions des endommagements et des déformations irréversibles.

	+23°C/HR50		+23°C/HR85	
$E_{22}^0\ (MPa)$	10180	$(r^2 = 0.9992)$	5599	$(r^2 = 0.9987)$
$G_{12}^0\ (MPa)$	4051	$(r^2 = 0.9920)$	1734	$(r^2 = 0.9957)$
$R_0\ (MPa)$	39.80	$(r^2 = 0.9920)$	14.25	$(r^2 = 0.9957)$

Tableau 3-8 : Paramètres élastiques obtenus par dépouillement des courbes numériques de comportement du toron en traction transversale et en cisaillement 12.

2.4.2 Identification des fonctions d'évolution des endommagements

L'identification des fonctions d'évolution se passe tout comme pour la matrice : les variations de pente sur les courbes de comportement numériques transversales et en cisaillement donneront respectivement l'évolution de l'endommagement d_{22} et d_{12} **(3-41)**.

$$d_{22}^{cycle\ i} = 1 - \frac{E_{22}^{cycle\ i}}{E_{22}^0} \quad ; \quad d_{12}^{cycle\ i} = 1 - \frac{G_{12}^{cycle\ i}}{G_{12}^0} \qquad (3\text{-}41)$$

Les variables thermodynamiques associées aux variables d'endommagement sont calculées à partir de **(3-33)** et **(3-34)** en relevant pour chaque cycle les déformations élastiques correspondantes (**Figure 3-2**). En ce qui concerne le comportement transversal du toron, quel que soit le taux d'humidité, nous avons trouvé qu'une évolution de type linéaire (**Figure 3-29**) pouvait relier l'endommagement et la racine du taux de restitution d'énergie **(3-42)**. Pour le cas du cisaillement, l'évolution (**Figure 3-30)** a été choisie sous une forme polynomiale **(3-43)** de degré adapté aux observations de dépouillement. Nous avons, dans ce cas, utilisé les résultats issus du VER long (**Figure 3-25** et **Figure 3-26**).

$$d_{22} = l_{C_{22}}\left(\sqrt{\bar{Y}_{22}} - \sqrt{\bar{Y}_{22}^0}\right) \quad (3\text{-}42)$$

$$d_{12} = \alpha_{4_{12}}(\bar{Y}_{12} - \bar{Y}_{12}^0)^4 + \alpha_{3_{12}}(\bar{Y}_{12} - \bar{Y}_{12}^0)^3 + \alpha_{2_{12}}(\bar{Y}_{12} - \bar{Y}_{12}^0)^2 + \alpha_{1_{12}}(\bar{Y}_{12} - \bar{Y}_{12}^0) \quad (3\text{-}43)$$

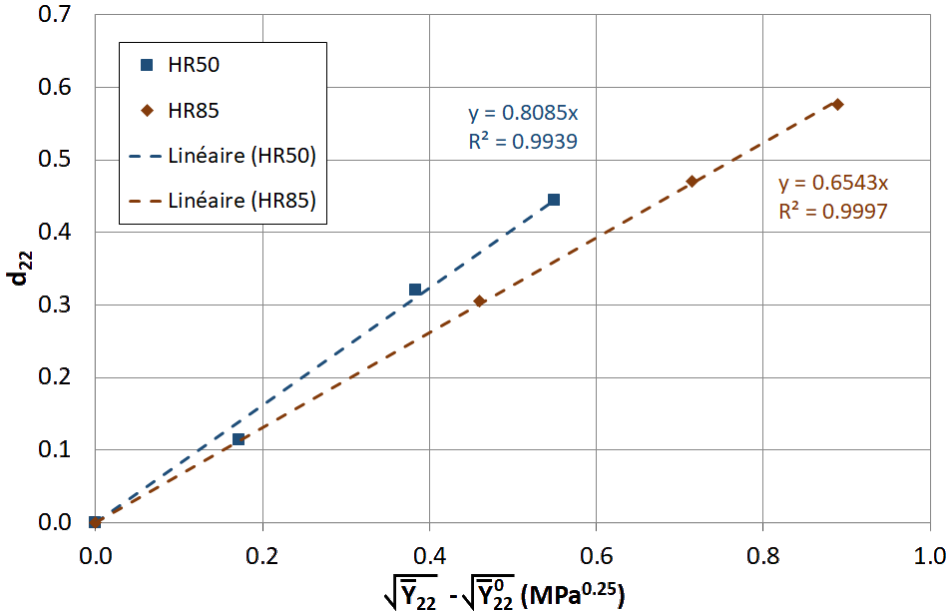


Figure 3-29 : Approximation de l'évolution des endommagements transverses du toron à l'ambiante et pour HR50 et HR85 en quasi-statique.

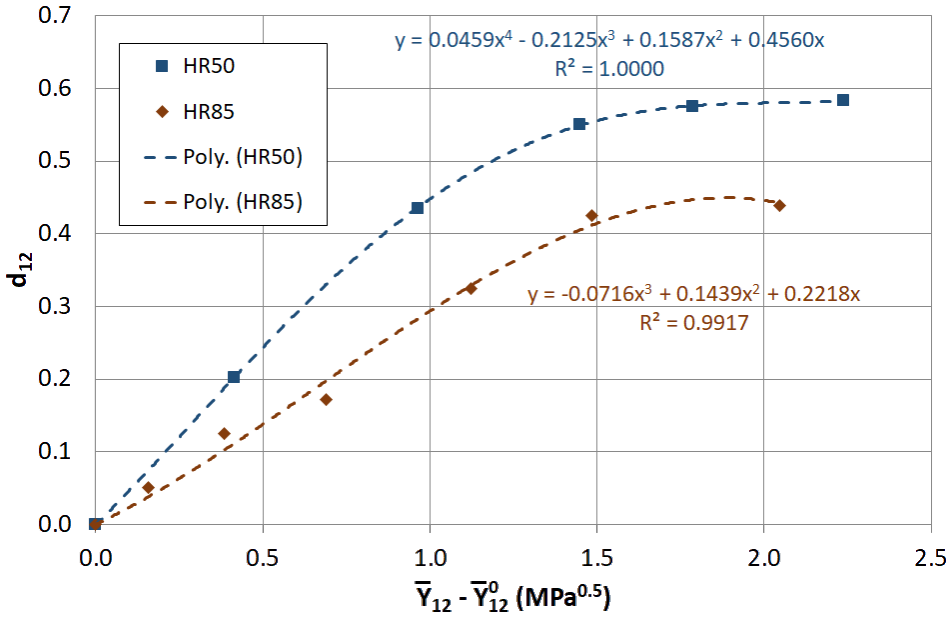


Figure 3-30 : Approximation de l'évolution des endommagements de cisaillement du toron à l'ambiante et pour HR50 et HR85 en quasi-statique.

L'ensemble des paramètres concernant les endommagements pour le toron est regroupé dans le **Tableau 3-9**.

	+23°C/HR50	+23°C/HR85
$\bar{Y}_{22}^{0}\ (\sqrt{MPa})$	0.257	0.136
$l_{c22}\ (\sqrt{MPa}^{-0.5})$	0.809	0.654
$\bar{Y}_{22}^{R}\ (\sqrt{MPa})$	1.115	1.584
$d_{22_{max}}$	0.445	0.577
$\bar{Y}_{12}^{0}\ (\sqrt{MPa})$	0.464	0.2506
$a_{1_{12}}\ (\sqrt{MPa}^{-1})$	0.456	0.2218
$a_{2_{12}}\ (\sqrt{MPa}^{-2})$	0.159	0.1439
$a_{3_{12}}\ (\sqrt{MPa}^{-3})$	-0.213	-0.0716
$a_{4_{12}}\ (\sqrt{MPa}^{-4})$	0.046	0.0000
$\bar{Y}_{12}^{R}\ (\sqrt{MPa})$	2.790	2.7291
$d_{12_{max}}$	0.583	0.4393

Tableau 3-9 : Paramètres « endommagements » obtenus par dépouillement des courbes numériques de comportement du toron en traction transversale et en cisaillement 12.

2.4.3 Identification de la fonction d'écrouissage

Pour les composites UD, les facteurs α_{ij}^2 traduisent un couplage entre les directions **[1]**. Ces facteurs sont normalement identifiés sur des stratifications de type $[+45]_4$ car, dans ce cas, le comportement du composite est à la fois en traction transversale et en cisaillement.

Dans notre cas, nous avons deux essais séparés. L'identification du facteur de couplage α_{22}^2 peut se faire en utilisant la relation **(3-37)** de telle manière à ce que, lorsqu'on trace la déformation plastique cumulée issue des deux essais en fonction de leur fonction respective d'écrouissage R, l'ensemble des points se retrouve sur une même courbe. Pour chaque HR, nous avons, par conséquent, fait des calculs avec $a_{22} = 1$ dans un premier temps :

$$p_{22} = \frac{1}{a_{22}^2}\int_0^{\varepsilon_{22}^P}(1-d_{22})d\varepsilon_{22}^P \quad ; \quad p_{12} = \int_0^{\varepsilon_{12}^P}(1-d_{12})d\varepsilon_{12}^P \qquad \textit{(3-44)}$$

$$R_{22} = \frac{a_{22}\sigma_{22}}{(1-d_{22})} - R_0 \quad ; \quad R_{12} = \frac{\sigma_{12}}{(1-d_{12})} - R_0 \qquad \textit{(3-45)}$$

La modification itérative de a_{22} s'effectue de manière à ce que les points issus de l'essai transversal se rapprochent le plus possible de ceux issus de l'essai de cisaillement. Ainsi, on identifie un coefficient $a_{22}^2 = 0.7$ pour HR50 (**Figure 3-31**) et $a_{22}^2 = 0.37$ pour HR85 (**Figure 3-32**).

Il est évident que cette méthode est grossière : il faudrait pour affiner les résultats effectuer des simulations numériques sur un comportement de toron amenant à la fois des effets transversaux mais aussi de cisaillement. Le dépouillement dans ce cas sera beaucoup plus pertinent. Cependant, nous avons aussi réalisé une méthode informatique inverse d'identification de ces paramètres et il s'avère que les valeurs identifiées convergent vers les valeurs identifiées précédemment.

Une fois les coefficients de couplage déterminés, il est alors possible de tracer l'ensemble des données disponibles pour un HR (déformation plastique cumulée et fonction d'écrouissage) pour effectuer une approximation de type puissance. C'est cette forme de loi que nous avons choisie lors de l'écriture de notre modèle de toron **(3-38)**. Les courbes sont proposées sur la **Figure 3-33** et les paramètres dans le **Tableau 3-10**.

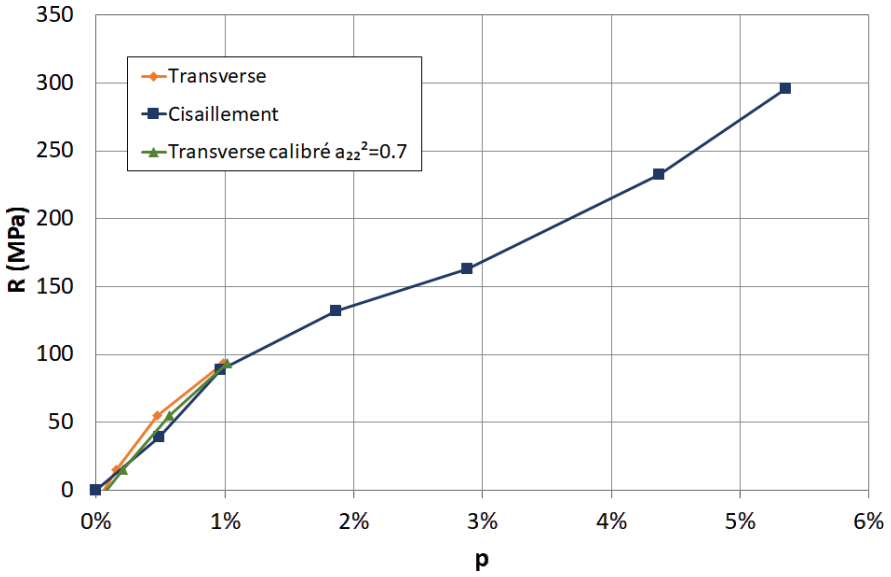


Figure 3-31 : Calibration du coefficient de couplage à l'ambiante pour HR50 en quasi-statique.

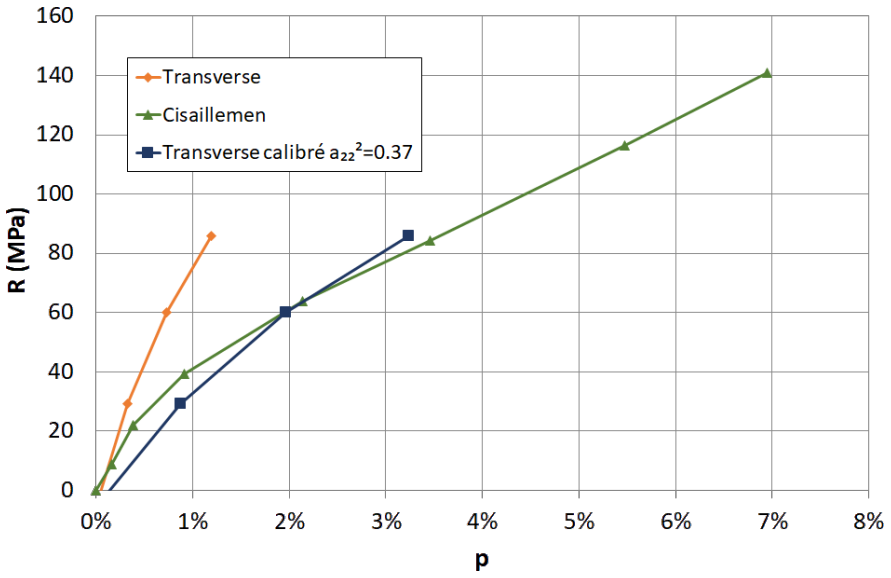


Figure 3-32 : Calibration du coefficient de couplage à l'ambiante pour HR85 en quasi-statique.

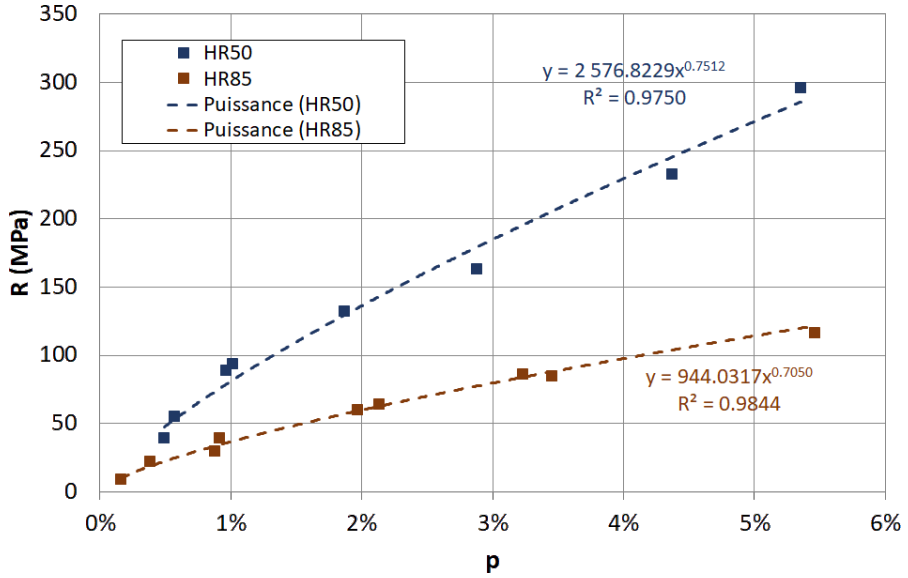


Figure 3-33 : Approximation de type puissance pour la fonction d'écrouissage à l'ambiante, pour les deux HR et en quasi-statique.

	+23°C/HR50	+23°C/HR85
$\beta\ (MPa)$	2577	944
$m\ (-)$	0.751	0.705
$r^2\ (-)$	0.9750	0.9844

Tableau 3-10 : Paramètres de la fonction d'écrouissage en quasi-statique pour le toron.

2.4.4 Résumé des paramètres identifiés pour le comportement quasi-statique du toron

L'ensemble des paramètres identifiés qui serviront aux diverses simulations numériques sont donnés dans le **Tableau 3-11**.

	+23°C/HR50	+23°C/HR85
$E_{11}^0\ (MPa)$	49839	49732
$E_{22}^0 = E_{33}^0\ (MPa)$	10180	5599
$G_{12}^0 = G_{13}^0\ (MPa)$	4051	1734
$G_{23}^0\ (MPa)$	3981	2401
$\nu_{12}^0 = \nu_{13}^0$	0.34	0.35
ν_{23}^0	0.37	0.37
$R_0\ (MPa)$	39.80	14.25
$\beta\ (MPa)$	2577	944
$m\ (-)$	0.751	0.705
$\bar{Y}_{22}^0 = \bar{Y}_{33}^0 = \bar{Y}_{23}^0\ (\sqrt{MPa})$	0.257	0.136
$l_{c22} = l_{c33} = l_{c23}\ (\sqrt{MPa}^{0.5})$	0.809	0.654
$\bar{Y}_{22}^R = \bar{Y}_{33}^R = \bar{Y}_{23}^R\ (\sqrt{MPa})$	1.115	1.584
$d_{22_{max}} = d_{33_{max}} = d_{23_{max}}$	0.445	0.577
$\bar{Y}_{12}^0 = \bar{Y}_{13}^0 (\sqrt{MPa})$	0.464	0.2506
$a_{1_{12}} = a_{1_{13}}\ (\sqrt{MPa}^{-1})$	0.456	0.2218
$a_{2_{12}} = a_{2_{13}}\ (\sqrt{MPa}^{-2})$	0.159	0.1439
$a_{3_{12}} = a_{3_{13}}\ (\sqrt{MPa}^{-3})$	-0.213	-0.0716
$a_{4_{12}} = a_{4_{13}}\ (\sqrt{MPa}^{-4})$	0.046	0.0000
$\bar{Y}_{12}^R = \bar{Y}_{13}^R\ (\sqrt{MPa})$	2.790	2.7291
$d_{12_{max}} = d_{13_{max}}$	0.583	0.4393

Tableau 3-11 : Paramètres d'identification du toron en quasi-statique.

2.5 Validations numériques des développements pour le toron Verre/PA66 en quasi-statique

Afin de contrôler l'identification des paramètres obtenus pour le comportement du toron à HR50 ou HR85 et $+23°C$ (**Tableau 3-11**), nous avons réalisé des simulations numériques sur une cellule élémentaire cubique de dimensions $2 \times 2 \times 2\ mm$ composée de 64 éléments finis cubiques de type *C3D8R* (**Figure 3-34**). Les conditions limites appliquées sont un encastrement du nœud central de ce cube et l'écriture de relations de périodicité **(3-24)** sur deux faces où le chargement en déformation macroscopique est appliqué ($\underline{\underline{E}}$ représente la déformation macroscopique). Pour appliquer la

déformation macroscopique, on utilise un nœud de référence sur lequel on vient appliquer le déplacement temporel adapté soit à un essai de traction transversale, soit à un essai en cisaillement (pour le couple Température/HR considéré). Enfin, la masse volumique du toron que nous avons considérée est de $2092\ kg/m^3$. Elle a été obtenue par une loi des mélanges à partir de la masse volumique de la fibre ($2500\ kg/m^3$) et du PA66 ($1140\ kg/m^3$) sachant que l'on a 70% de fibres.

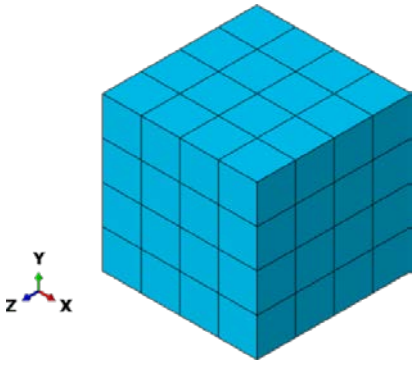


Figure 3-34 : Maillage de la cellule élémentaire pour la simulation numérique de la traction du toron.

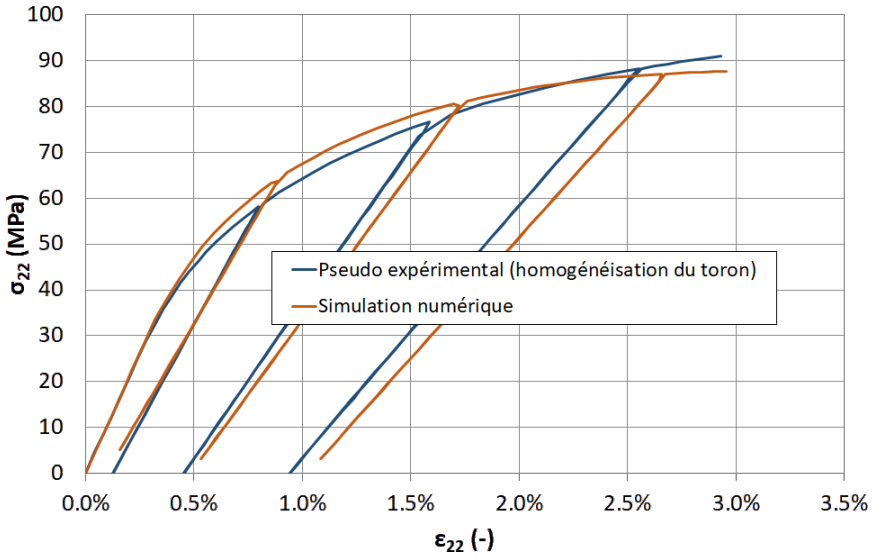


Figure 3-35 : Comparaison en traction transversale du comportement numérique et pseudo expérimental du toron à HR50 et à température ambiante.

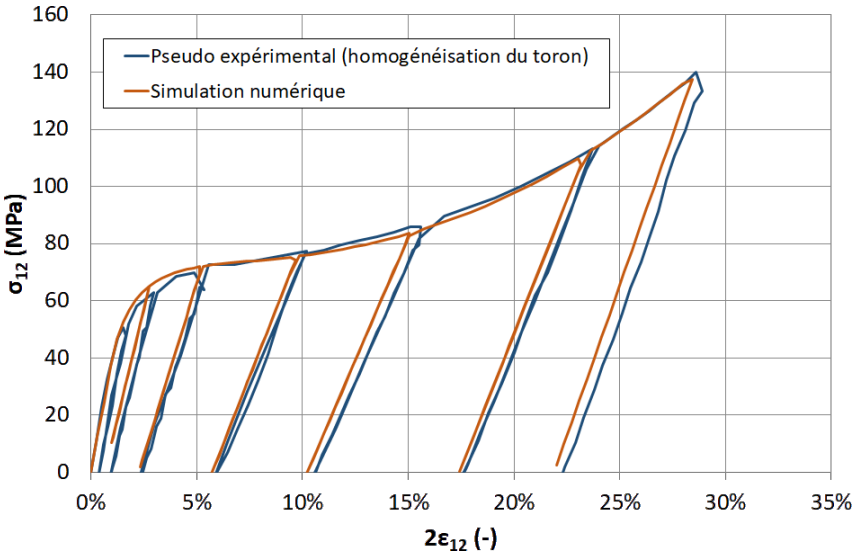


Figure 3-36 : Comparaison en cisaillement du comportement numérique et pseudo expérimental du toron à HR50 et à température ambiante.

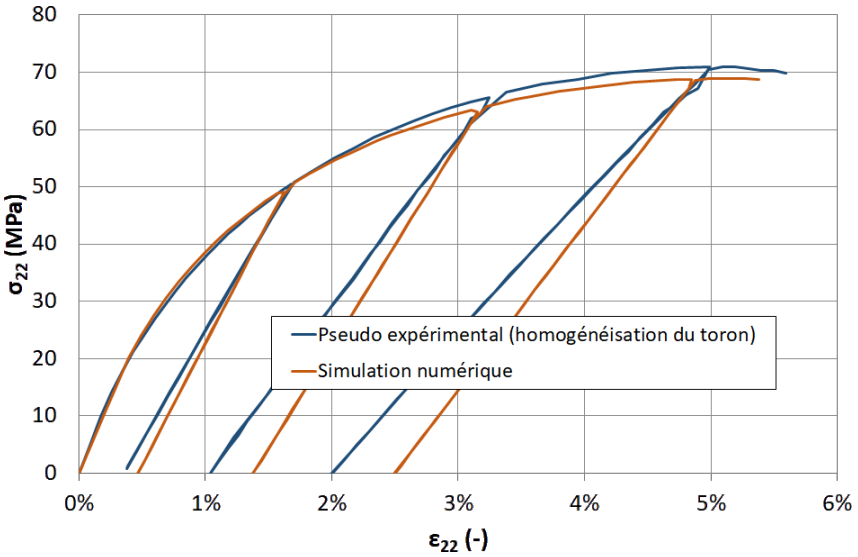


Figure 3-37 : Comparaison en traction transversale du comportement numérique et pseudo expérimental du toron à HR85 et à température ambiante.

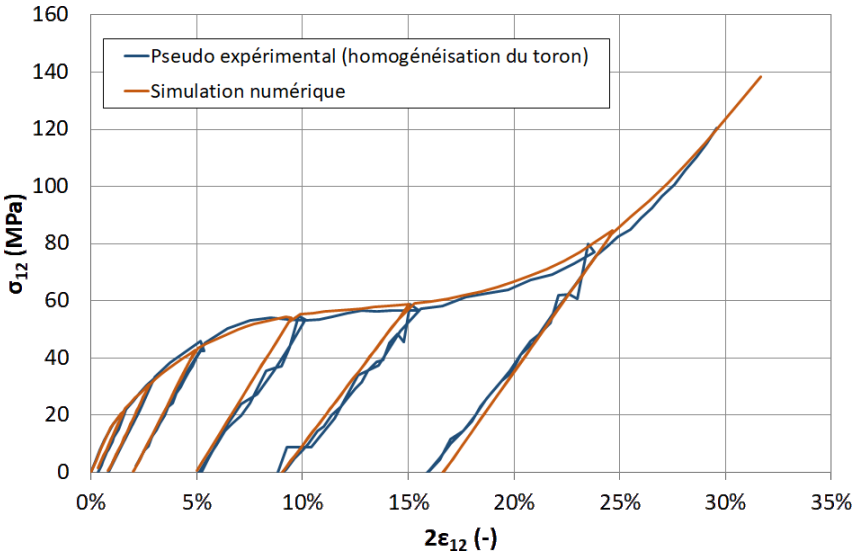


Figure 3-38 : Comparaison en cisaillement du comportement numérique et pseudo expérimental du toron à HR85 et à température ambiante.

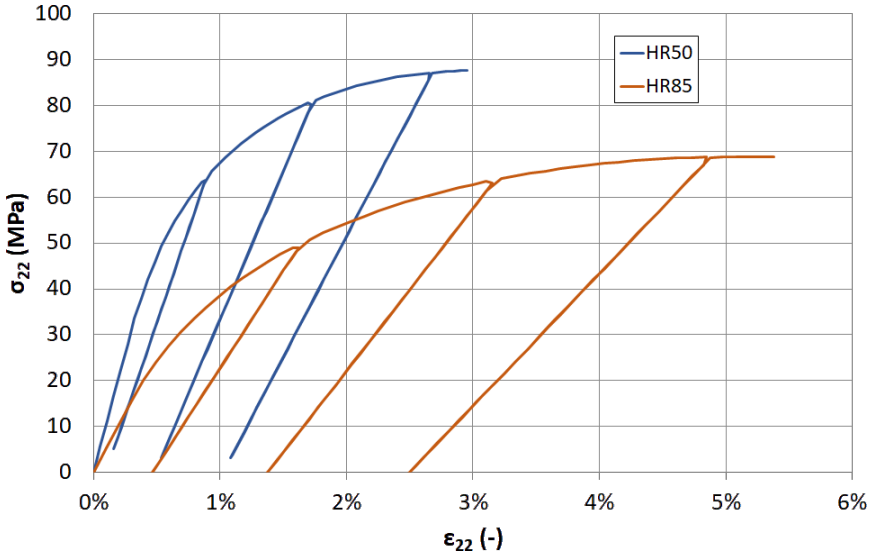


Figure 3-39 : Comparaison du comportement transversal du toron à température ambiante.

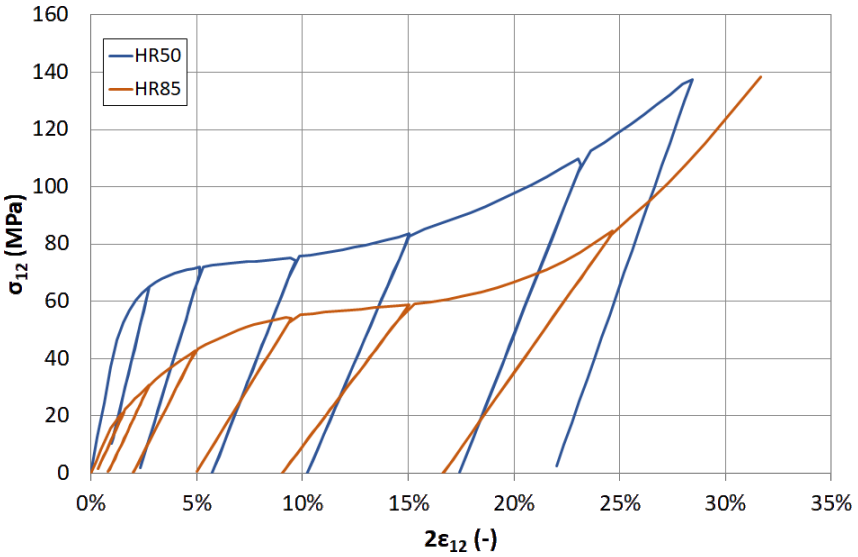


Figure 3-40 : Comparaison du comportement en cisaillement du toron à température ambiante.

Les **Figure 3-35**, **Figure 3-36**, **Figure 3-37** et **Figure 3-38** montrent à température ambiante qu'avec le modèle proposé et avec le jeu de paramètre identifiés pour chaque HR, on peut reproduire de manière très satisfaisante les comportements pseudo-expérimentaux (car issus de l'homogénéisation) du toron. On peut également remarquer que l'influence de la sensibilité de la matrice PA66 à l'hygrométrie est forte puisqu'elle permet en traction transversale (**Figure 3-39**) d'accroitre le niveau de déformation ou de contrainte dans le toron de manière conséquente. En cisaillement (**Figure 3-40**), il semblerait que c'est l'évolution des dégradations et des déformations irréversibles qui est fortement affectée.

2.6 Conclusion générale et perspectives

2.6.1 Conclusion

Dans cette partie nous nous sommes attardés à décrire la formulation théorique du comportement que nous avons proposée pour le toron Verre/PA66. Nous avons choisi un comportement isotrope transverse de type élasto-plastique endommageable. Ce modèle possède deux variables d'endommagement : d_{22} $(= d_{33} = d_{23})$ est dédiée à décrire l'évolution d'endommagement dans les directions transverses (22 et 33) et de cisaillement (23) tandis que d_{12} $(= d_{13})$ est, quant à elle, dédiée à décrire l'évolution en cisaillement (12 et 13). Pour l'évolution des déformations irréversibles, nous avons utilisé un critère général qui possède des facteurs de couplage (a_{ij}) entre directions. La procédure d'identification des paramètres est tout comme celle de la matrice PA66 simple à mettre en œuvre et peut être quasiment automatisée. Cette loi a été programmée au sein d'une routine utilisateur dans Abaqus.

Comme nous n'avons pas de données expérimentales concernant le comportement du toron, nous avons proposé d'effectuer des essais numériques par homogénéisation sur une cellule élémentaire pour 2 principaux chargements : transversal et de cisaillement. En effet, le comportement du toron peut être assimilé à un composite unidirectionnel et par conséquent dans la direction des fibres, le comportement est de type élastique fragile. Ensuite, nous avons réduit le nombre de type d'essai à deux du fait des hypothèses d'isotropie transverse. Pour ces simulations numériques, nous avons supposé une répartition homogène du niveau d'humidité au sein du toron et nous avons, de plus, imposé des interfaces parfaites entre les fibres et la matrice. L'identification des jeux de paramètres pour HR50 et HR85 et la comparaison des simulations numériques obtenues avec la routine utilisateur ont permis de montrer que les développements étaient satisfaisants. On peut donc considérer que

nous avons atteint l'objectif de la première étape afin de poursuivre l'homogénéisation du composite sergé 2x2 Verre/PA66.

2.6.2 Perspectives

Les premières perspectives qui apparaissent à cette partie sont au niveau de la détermination du comportement du toron : en effet, il faudrait dans un premier temps pousser plus loin les investigations sur le comportement de ce toron quelles que soient les directions de chargement, et notamment celle du cisaillement 23 en intégrant l'influence possible des dimensions et des formes des cellules élémentaires choisies. Il faudrait aussi pour ces investigations inclure l'influence de la sensibilité à l'hygrométrie, autrement dit effectuer des simulations numériques du comportement du toron pour au moins cinq HR (de l'état considéré comme sec à un état HR85). Les informations obtenues ainsi que les lois de comportement identifiées pourraient ensuite servir de base pour essayer d'améliorer les simulations numériques d'homogénéisation sur le composite lui-même. Comme nous l'avons déjà souligné, un composite avec un niveau macroscopique d'humidité de 85% n'implique pas une répartition homogène, en son sein, de l'humidité. Ensuite, il faudrait aussi réaliser des études supplémentaires en prenant en compte le comportement des interfaces entre les fibres et la matrice en introduisant par exemple des éléments cohésifs. En effet, l'introduction de variables d'endommagement comme nous l'avons fait ne peut simplement suffire à décrire les problématiques qui peuvent survenir à ces interfaces pendant les chargements.

Enfin tout comme pour la matrice PA66, l'introduction de lois de comportement à dérivées fractionnaires pourraient permettre de décrire les comportements hystérétiques voire l'influence de la vitesse de déformation.

3. Synthèse du chapitre

Ce chapitre a été dédié à présenter les formulations des lois de comportement et la procédure d'identification des paramètres des modèles de la matrice pur PA66 et du toron Verre/PA66 en quasi-statique pour deux niveaux d'hygrométrie différents. Ces lois seront utilisées dans le chapitre suivant pour l'homogénéisation servant à décrire le comportement du composite sergé 2x2 Verre/PA66.

Dans une première partie, nous avons proposé un modèle de comportement isotrope pour la matrice PA66 dans lequel nous avons pris en compte de l'endommagement et l'évolution des déformations plastiques. Nous avons détaillé, ensuite, la procédure d'identification des paramètres de la loi adoptée. Nous rappelons que la procédure s'est vue volontairement la plus simple et la plus automatisable possible afin de permettre une utilisation aisée de cette loi. Nous avons proposé aussi l'algorithme d'implémentation dans une loi utilisateur du code Abaqus/Explicit. Nous avons enfin réalisé des comparaisons de simulations numériques sur une cellule élémentaire avec les essais expérimentaux dont on disposait, et ce pour différents HR (HR0, HR 50 et HR 85) et différentes températures ($-40°C$, $+23°C$ et $+80°C$) en quasi-statique. Une des grandes perspectives est d'inclure les effets de la vitesse de déformation (des travaux ont été réalisés dans ce sens mais nous ne les avons pas présentés du fait qu'ils n'ont pas pu être appliqués au cours de ces travaux de doctorat).

Dans la deuxième partie, la loi théorique de comportement non-linéaire orthotrope isotrope transverse pour le toron thermoplastique Verre/PA66 a été présentée. Les deux hypothèses qui ont été prises pour l'élaboration de cette loi sont d'une part que l'interface entre les fibres et la matrice est parfaite et que le niveau d'hygrométrie dans le toron est homogène. Nous avons aussi considéré le comportement du toron comme le comportement d'un composite unidirectionnel. Dans une seconde étape de cette partie, nous avons proposé la modélisation numérique afin d'identifier par homogénéisation le comportement du toron. Nous l'avons réalisé à température ambiante et pour

deux HR : HR50 et HR85. En effet, nous ne disposions pas d'informations expérimentales sur le comportement de notre toron. La modélisation proposée a été restreinte, du fait des hypothèses d'isotropie transverse, à deux cas de chargement : une traction transversale et un cisaillement. Ces deux comportements sont nécessaires pour identifier les jeux de paramètres de la loi théorique notamment pour les évolutions des endommagements et des déformations irréversibles. La procédure d'identification de ces jeux de paramètres est, tout comme pour la matrice, simple et peut être quasiment automatisée. Nous avons ensuite présenté les résultats de simulations numériques d'un toron en regard des pseudo essais expérimentaux précédents : la conclusion de ces derniers est que les développements menés sont satisfaisants. Cependant, pour assoir les conclusions, il serait nécessaire d'investiguer les influences des dimensions et des formes de la cellule élémentaire, d'interfaces non parfaites entre les fibres et la matrice (éléments cohésifs par exemple), de la répartition de l'humidité au sein du toron, de la température (autre que l'ambiante), de la vitesse de déformation, d'un comportement pour les fibres autre que purement élastique fragile… A défaut de pouvoir réaliser des essais sur le toron lui-même, ces diverses études permettraient dans un premier temps de comprendre et de représenter, pourquoi pas, de manière plus pertinente le comportement et l'influence de ce dernier dans les simulations numériques d'homogénéisation cette fois-ci à propos du composite.

4. Bibliographie

[1] P. Rozycki, "Contribution au développement de lois de comportement pour matériaux composites soumis à l'impact", PhD Thesis- Université de Valenciennes, 2000.

[2] A. Johnson, A. Pickett, and P. Rozycki, "Computational methods for predicting impact damage in composite structures", *Composites Science and Technology*, vol. 61, no. 15, pp. 2183–2192, Nov. 2001.

[3] S. Marguet, P. Rozycki, and L. Gornet, "A Rate Dependent Constitutive Model for Carbon-Fiber Reinforced Plastic Woven Fabrics", *Mechanics of Advanced Materials and Structures*, vol. 14, no. 8, pp. 619–631, Nov. 2007.

[4] J. Lemaitre and J.-L. Chaboche, "*Mechanics of solid materials*", Cambridge University Press, 1994.

[5] P. Ladevèze, "A damage computational method for composite structures", *Computers & Structures*, vol. 44, no. 1–2, pp. 79–87, Jul. 1992.

[6] P. Hartley, "Introduction to Computational Plasticity", *Journal of Physics A: Mathematical and General*, vol. 39, no. 14, pp. 3850–3851, Apr. 2006.

[7] A. Krasnobrizha, P. Rozycki, L. Gornet, and P. Cosson, "Numerical simulation of mechanical behavior of woven composite at different strain rate by a collaborative elasto-plasto-damage model with fractional derivatives", in *ECCOMAS Congress 2016*, 2016, no. June, pp. 5–10.

[8] A. Krasnobrizha, P. Rozycki, L. Gornet, and P. Cosson, "Hysteresis behaviour modelling of woven composite using a collaborative elastoplastic damage model with fractional derivatives", *Composite Structures*, vol. 158, pp. 101–111, Dec. 2016.

[9] L. Gornet, "Simulation des endommagements et de la rupture dans les composites stratifié", PhD Thesis- ENS Cachan, 1996.

[10] B. Stier, J.-W. Simon, and S. Reese, "Comparing experimental results to a numerical meso-scale approach for woven fiber reinforced plastics", *Composite Structures*, vol. 122, pp. 553–560, Apr. 2015.

[11] M. Lidgett, R. Brooks, N. Warrior, and K. A. Brown, "Virtual modelling of microscopic damage in polymer composite materials at high rates of strain", *Plastics, Rubber and Composites*, vol. 40, no. 6/7, pp. 324–332, Sep. 2011.

[12] M. J. Lidgett, "Multi-scale modelling of polymer composite materials at high rates of strain", PhD Thesis: University of Nottingham, 2012.

[13] B. McWilliams, J. Dibelka, and C.-F. Yen, “Multi scale modeling and characterization of inelastic deformation mechanisms in continuous fiber and 2D woven fabric reinforced metal matrix composites”, *Materials Science and Engineering: A*, vol. 618, pp. 142–152, 2014.

[14] D. Zhang, L. Chen, Y. Sun, and X. Wang, “Transverse tensile damage behaviors of three-dimensional five-directional braided composites by meso-scale finite element approach”, *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, vol. 34, no. 15, pp. 1202–1220, Aug. 2015.

[15] Z. Lu, Y. Zhou, Z. Yang, and Q. Liu, “Multi-scale finite element analysis of 2.5D woven fabric composites under on-axis and off-axis tension”, *Computational Materials Science*, vol. 79, pp. 485–494, Nov. 2013.

[16] L. Xu, Y. Huang, C. Zhao, and S. K. Ha, “Progressive failure prediction of woven fabric composites using a multi-scale approach”, *International Journal of Damage Mechanics*, vol. 0, no. 0, pp. 1–23, Aug. 2016.

[17] D. Pulungan, G. Lubineau, A. Yudhanto, R. Yaldiz, and W. Schijve, “Identifying design parameters controlling damage behaviors of continuous fiber-reinforced thermoplastic composites using micromechanics as a virtual testing tool”, *International Journal of Solids and Structures*, vol. 117, pp. 177–190, Jun. 2017.

[18] H. Obeid, A. Clément, S. Fréour, F. Jacquemin and P. Casari, “On the identification of the coefficient of moisture expansion of polyamide-6: Accounting differential swelling strains and plasticization”, *Mechanics of Materials*, vol. 118, pp. 1-10, Mar 2018.

Chapitre 4 - Homogénéisation élastique du composite sergé 2x2 Verre/PA66

Dans ce chapitre, nous détaillons la méthodologie employée pour identifier les caractéristiques élastiques du composite sergé 2x2 Verre/PA66 à partir de simulations numériques réalisées sur le code de calcul Abaqus pour lesquelles nous avons développé une série de script en langage python afin de faciliter l'utilisation et le post-traitement des résultats. Pour cela nous débuterons par un rappel du principe d'homogénéisation en élasticité linéaire ; ce rappel aura pour but d'assoir la méthodologie employée pour l'homogénéisation (périodique) du composite tissé. Ensuite, nous détaillerons les travaux qui ont été menés afin de créer une microstructure paramétrisable Elémentaire Représentatif de notre matériau d'étude sous le logiciel Catia du Volume. Nous justifierons le choix que nous avons fait de rendre cette microstructure paramétrisable et nous aborderons aussi la méthode mise en place pour assurer un maillage adapté aux conditions limites de type périodique. Pour terminer, nous exposerons les résultats issus des différents cas d'homogénéisation et nous les confronterons aux données élastiques qui ont été identifiées à partir des essais expérimentaux sur le composite sergé 2x2.

CHAPITRE 4 - HOMOGENEISATION ELASTIQUE DU COMPOSITE SERGE 2X2 VERRE/PA66 117

1. INTRODUCTION 118
2. PRINCIPE DE L'HOMOGENEISATION EN ELASTICITE LINEAIRE 118
   - *2.1 Approche théorique pour l'homogénéisation PBC 119*
   - *2.2 Homogénéisation en élasticité linéaire 121*
   - *2.3 Approche numérique dans Abaqus sous forme de script python 122*
3. GEOMETRIE PARAMETRISABLE ET MAILLAGE PERIODIQUE DU VER DU COMPOSITE SERGE 2X2 123
   - *3.1 Géométrie par CATIA V5 ..... 124*
   - *3.2 Méthodologie de maillage du VER sur Abaqus 125*
4. IDENTIFICATION DES PROPRIETES ELASTIQUES DU COMPOSITE SERGE 2X2 126
   - *4.1 Echelle du Toron (échelle microscopique) 127*
   - *4.2 Echelle du composite Sergé 2x2 (échelle mésoscopique) 128*
   - *4.3 Conclusion générale et perspectives 129*
5. SYNTHESE DU CHAPITRE 130
6. BIBLIOGRAPHIE 131

1. Introduction

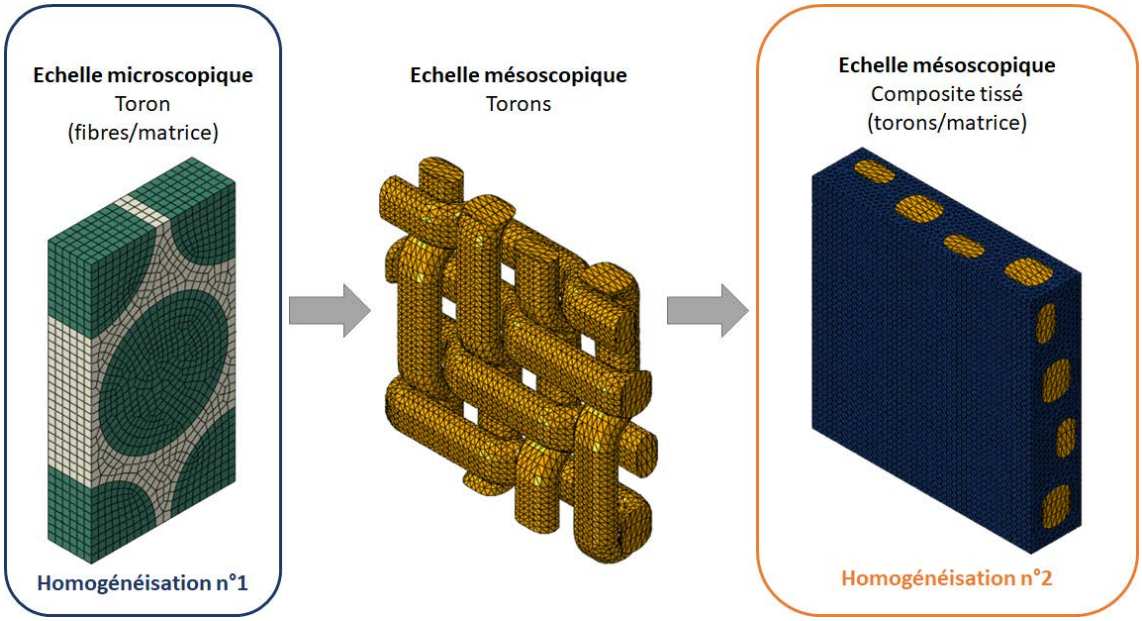


Figure 4-1 : Modèle multi-échelles du composite sergé 2x2 (de microscopique à mésoscopique).

Pour déterminer les caractéristiques élastiques d'un composite tissé (ou bien encore le comportement comme nous le verrons dans le chapitre suivant), il est nécessaire d'effectuer deux étapes d'homogénéisation (**Figure 4-1**) :

- La première étape est une homogénéisation à l'échelle microscopique des constituants (fibres et matrice). Le résultat de cette homogénéisation donnera le comportement du toron.
- La deuxième étape est une homogénéisation, cette fois-ci, à l'échelle mésoscopique (torons/matrice). Le résultat nous donnera finalement le comportement du composite tissé sergé 2x2.

Pour l'obtention des caractéristiques élastiques du composite sergé 2x2, nous avons choisi d'utiliser une méthode d'homogénéisation de type **P**eriodic **B**oundary **Co**nditions. Nous en détaillerons les grands principes dans un premier temps. Pour appliquer cette méthode, nous avons besoin d'avoir les microstructures à la fois du toron et du composite : dans le premier cas, nous avons utilisé la cellule élémentaire du chapitre précédent, à savoir une structure de type composite unidirectionnel. Pour le second cas, nous avons développé une méthodologie sur le logiciel CAO Catia afin de créer la microstructure du composite. Les raisons de ce choix sont principalement inhérentes d'une part aux logiciels disponibles sur le marché qui permettent bien d'obtenir un VER de composite tissé mais ce dernier est assez difficile à réimporter sous Abaqus et peu aisé à mettre en données. D'autre part, il nous paraissait intéressant pour des études futures de disposer d'une microstructure que l'on peut facile générer en fonction de paramètres et qui permettrait alors de réaliser des études d'influence des paramètres géométriques internes au VER. Nous proposerons ensuite le détail des modélisations numériques d'homogénéisation PBC et des différents cas de sollicitations et nous comparerons les résultats de ces dernières avec les propriétés élastiques de notre composite obtenues expérimentalement.

2. Principe de l'homogénéisation en élasticité linéaire

Pour appliquer une méthode d'homogénéisation numérique (**Chapitre 1 - 3**), on utilise un **V**olume **E**lémentaire **R**eprésentatif (VER) du motif de la structure à étudier sur lequel on vient appliquer des conditions aux limites. Il en existe trois grandes catégories :

- Les conditions de déformation homogène aux contours (ou **K**inetic **U**niform **B**oundary

Conditions). On applique une déformation aux contours et on post-traite la contrainte moyenne. Dans ce cas, il n'y a pas de conditions particulières pour le maillage du VER.

- Les conditions de contrainte homogène au contour (ou **S**tatic **U**niform **B**oundary **C**onditions). On applique une contrainte aux contours et on post-traite la déformation moyenne. Comme pour les conditions précédentes, il n'y a pas de conditions particulières pour le maillage du VER.
- Et enfin les conditions périodiques (ou **P**eriodic **B**oundary **C**onditions). Dans ce cas, il est nécessaire d'établir une relation entre les nœuds des faces opposées du VER afin d'imposer les conditions en déplacement. Cela sous-entend donc que ces nœuds doivent avoir au moins une coordonnée commune et c'est une opération qui peut s'avérer complexe en fonction du type de VER à mailler. Dans ce cadre, on post-traite les contraintes et déformations moyennes. On peut citer les travaux suivants qui utilisent cette méthode dans Abaqus **[1]-[3]** où l'on peut trouver aussi une comparaison avec des essais expérimentaux.

On peut noter qu'il existe aussi un dernier type de conditions : les conditions mixtes (**M**ixed **B**oundary **C**onditions).

Que ce soit dans le cas du PBC et du MBC, généralement les méthodes KUBC et SUBC permettent d'encadrer **(4-1)** les comportements homogénéisés **[4]-[5]**. C'est la raison principale qui nous a fait choisir l'homogénéisation PBC pour déterminer les constantes élastiques de notre composite tissé.

$$[\boldsymbol{C}^{SUBC}] \leq [\boldsymbol{C}^{PBC}] \leq [\boldsymbol{C}^{KUBC}] \qquad (4\text{-}1)$$

2.1 Approche théorique pour l'homogénéisation PBC

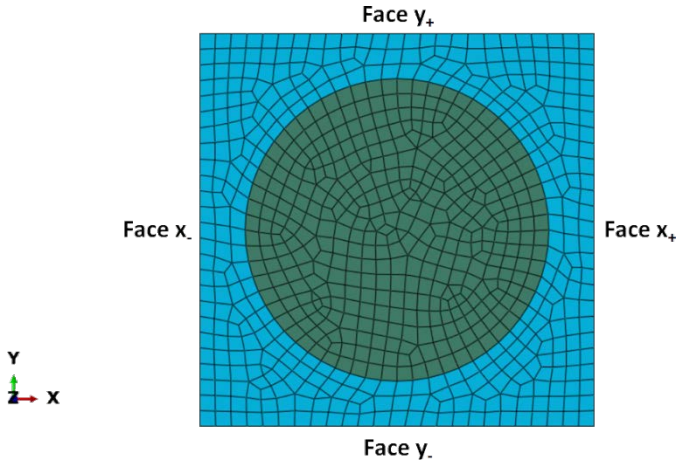


Figure 4-2 : Exemple de VER périodique d'un composite UD.

Soit un VER tel que celui de la **Figure 4-2** où l'on a une fibre (partie vert foncé) noyée dans une matrice (partie bleue). Ce VER correspond au cas d'un composite unidirectionnel. Suite aux définitions de Hill **[6]** et Suquet **[7]** en ce qui concerne l'homogénéisation périodique, la relation des champs des contraintes et déformations aux échelles microscopiques et macroscopiques est donnée par :

$$\begin{cases} \tilde{\Sigma} = \langle \tilde{\sigma} \rangle = \dfrac{1}{V_\Omega} \displaystyle\int_{V_\Omega} \tilde{\sigma} dV_\Omega \\ \tilde{\mathrm{E}} = \langle \tilde{\varepsilon} \rangle = \dfrac{1}{V_\Omega} \displaystyle\int_{V_\Omega} \tilde{\varepsilon} dV_\Omega \end{cases} \quad avec \quad \begin{cases} \tilde{\Sigma} : \text{contrainte macroscopique} \\ \tilde{\sigma} : \text{contrainte microscopique} \\ \tilde{\mathrm{E}} : \text{déformation macroscopique} \\ \tilde{\varepsilon} : \text{déformation microscopique} \\ \mathrm{V}_\Omega : \text{volume du domaine de la cellule } \Omega \text{ (VER)} \end{cases} \qquad (4\text{-}2)$$

Dans le cas d'une cellule périodique, le déplacement $\underline{u}$ associé à tout point matériel $\underline{x}$ se met sous la forme :

$$\underline{u} = \tilde{E}.\underline{x} + \underline{u}^m \quad \forall \underline{u} \in V_\Omega \tag{4-3}$$

où $\underline{u}^m$ est la fluctuation périodique (autrement dit la partie périodique de $\underline{u}$). Les conditions périodiques (champs de déplacement) sont définies :

$$\begin{cases} \underline{u}^m(\underline{x}^+) = \underline{u}^m(\underline{x}^-) \\ \sigma(\underline{x}^+) \cdot \underline{n}^+ = \sigma(\underline{x}^-) \cdot \underline{n}^- \; avec \; \underline{n}^+ = -\underline{n}^- \end{cases} \Rightarrow \underline{u}(\underline{x}^+) - \underline{u}(\underline{x}^-) = \tilde{E}.(\underline{x}^+ - \underline{x}^-) \tag{4-4}$$

où $\underline{n}^+$ et $\underline{n}^-$ représentent les normales aux surfaces extérieures comme « **+** » et « **–** » (**Figure 4-2**).

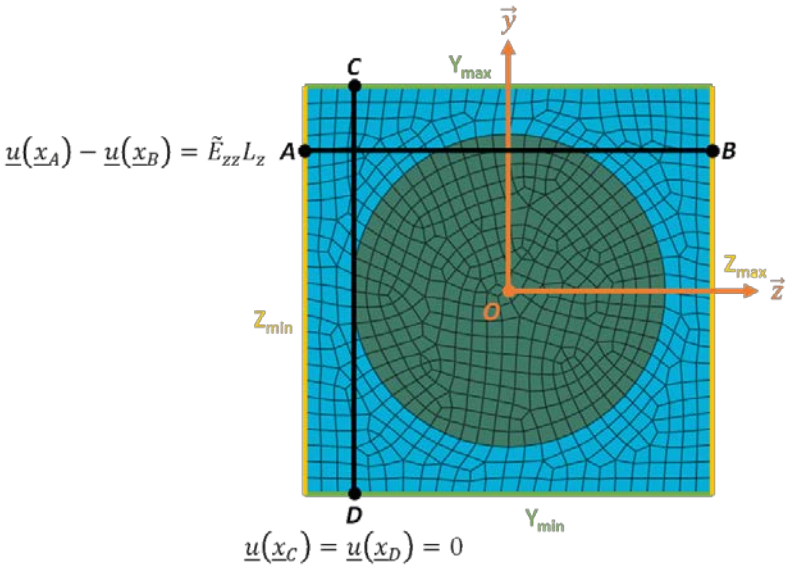


Figure 4-3 : Détails des conditions limites périodique pour en VER.

Dans le cas du VER simple précédent dont les dimensions sont respectivement L_y et L_z suivant les directions $\vec{y}$ et $\vec{z}$ (**Figure 4-3**), entrer des conditions périodiques dans Abaqus est assez compliqué. En effet, il faut choisir manuellement les nœuds en vis-à-vis des faces opposées et leur imposer les conditions **(4-4)**. Par exemple, si l'on souhaite identifier les propriétés pour un essai de traction suivant la direction $\vec{z}$, il faut se « débrouiller » pour que tous les nœuds des faces Z_{max} et Z_{min} soient en vis-à-vis lors du maillage et ensuite dans le module correspondant d'Abaqus, il faut entrer pour chacun de ces nœuds (comme par exemple, les nœuds ***A*** et ***B***), l'équation de liaison PBC : $\underline{u}(\underline{x}_A) - \underline{u}(\underline{x}_B) = \tilde{E}_{zz} L_z$. En ce qui concerne les nœuds des faces Y_{max} et Y_{min}, ces derniers doivent aussi être en vis-à-vis et il faut pour ceux-ci (comme par exemple, les nœuds **C** et **D**), ajouter l'équation de liaison PBC : $\underline{u}(\underline{x}_C) = \underline{u}(\underline{x}_D) = 0$. La procédure est longue, compliquée et peu pratique surtout si l'on souhaite passer à un VER dans l'espace. Par ailleurs, même si cela est fait, il ne faut oublier qu'il y a toute la partie de lancement des calculs (différents cas de chargements) autrement dit, il faut recommencer la procédure d'écriture des équations de liaison en fonction du cas de chargement envisagé) et de post-traitement des résultats. Ce sont les raisons pour lesquelles automatiser via un script python (compatible avec Abaqus) est nécessaire surtout dans le cas de VERs complexes. Cette automatisation doit inclure non seulement la mise en place des équations de liaisons mais pour un plus grand confort le lancement automatique des calculs et leur post-traitement, ce qui va être abordé dans le point suivant.

2.2 Homogénéisation en élasticité linéaire

Dans le cas élastique d'un VER 3D, on a la relation contrainte/déformation grâce à la matrice de rigidité $[\boldsymbol{C}]$ suivante :

$$\begin{pmatrix} \tilde{\Sigma}_{11} \\ \tilde{\Sigma}_{22} \\ \tilde{\Sigma}_{33} \\ \sqrt{2}\tilde{\Sigma}_{23} \\ \sqrt{2}\tilde{\Sigma}_{13} \\ \sqrt{2}\tilde{\Sigma}_{12} \end{pmatrix} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{13} & 0 & 0 & 0 \\ C_{12} & C_{22} & C_{23} & 0 & 0 & 0 \\ C_{13} & C_{23} & C_{33} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 2G_{23} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 2G_{13} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 2G_{12} \end{bmatrix} \begin{pmatrix} \tilde{E}_{11} \\ \tilde{E}_{22} \\ \tilde{E}_{33} \\ \sqrt{2}\tilde{E}_{23} \\ \sqrt{2}\tilde{E}_{13} \\ \sqrt{2}\tilde{E}_{12} \end{pmatrix} = [\boldsymbol{C}] \begin{pmatrix} \tilde{E}_{11} \\ \tilde{E}_{22} \\ \tilde{E}_{33} \\ \sqrt{2}\tilde{E}_{23} \\ \sqrt{2}\tilde{E}_{13} \\ \sqrt{2}\tilde{E}_{12} \end{pmatrix} \quad (4\text{-}5)$$

$$avec \begin{cases} C_{11} = \dfrac{1-\nu_{23}\nu_{32}}{E_{22}E_{33}\Delta} & C_{12} = \dfrac{\nu_{21}-\nu_{31}\nu_{23}}{E_{22}E_{33}\Delta} & C_{13} = \dfrac{\nu_{31}-\nu_{21}\nu_{32}}{E_{22}E_{33}\Delta} \\ C_{22} = \dfrac{1-\nu_{13}\nu_{31}}{E_{11}E_{33}\Delta} & C_{23} = \dfrac{\nu_{32}-\nu_{12}\nu_{31}}{E_{11}E_{33}\Delta} & C_{33} = \dfrac{1-\nu_{12}\nu_{21}}{E_{11}E_{22}\Delta} \\ \Delta = \dfrac{1-\nu_{12}\nu_{21}-\nu_{23}\nu_{32}-\nu_{13}\nu_{31}-2\nu_{21}\nu_{32}\nu_{13}-2\nu_{21}\nu_{32}\nu_{13}}{E_{11}E_{22}\mathrm{E}_{33}} \end{cases}$$

En utilisant la technique homogénéisation périodique, les propriétés élastiques moyennes du matériau du VER peuvent être déterminées à partir des valeurs de contraintes et de déformation dans Abaqus aux points d'intégration des éléments en utilisant la relation **(4-2)**. La matrice de rigidité homogénéisée $[\boldsymbol{C}]$ d'un VER est identifiée par l'application de 6 cas de chargement (**Figure 4-4**) en utilisant la relation suivante (lemme de Hill-Mandel) :

$$\frac{1}{2}\Sigma : E = \frac{1}{2}\langle \sigma : \varepsilon \rangle \quad (4\text{-}6)$$

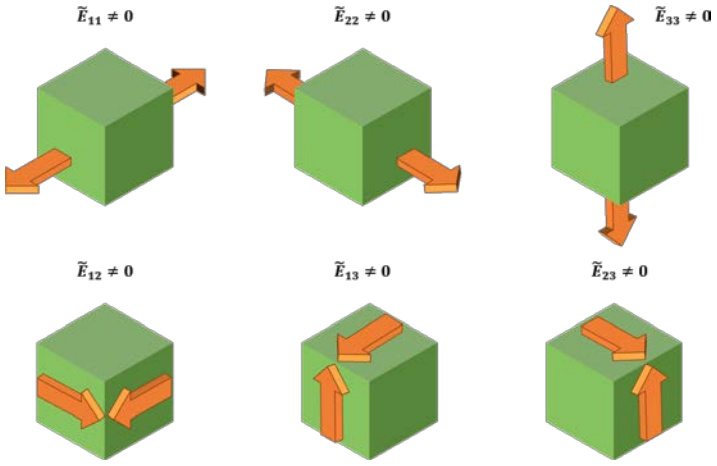


Figure 4-4: Chargements à appliquer afin de calculer des propriétés élastiques homogénéisées d'un VER.

$$\begin{pmatrix} \tilde{E}_{11} \\ \tilde{E}_{22} \\ \tilde{E}_{33} \\ \sqrt{2}\tilde{E}_{23} \\ \sqrt{2}\tilde{E}_{13} \\ \sqrt{2}\tilde{E}_{12} \end{pmatrix} = \begin{bmatrix} 1/E_{11} & -\nu_{12}/E_{11} & -\nu_{13}/E_{11} & 0 & 0 & 0 \\ -\nu_{21}/E_{22} & 1/E_{22} & -\nu_{23}/E_{22} & 0 & 0 & 0 \\ -\nu_{31}/E_{33} & -\nu_{32}/E_{33} & 1/E_{33} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 1/2G_{23} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 1/2G_{13} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 1/2G_{12} \end{bmatrix} \begin{pmatrix} \tilde{\Sigma}_{11} \\ \tilde{\Sigma}_{22} \\ \tilde{\Sigma}_{33} \\ \sqrt{2}\tilde{\Sigma}_{23} \\ \sqrt{2}\tilde{\Sigma}_{13} \\ \sqrt{2}\tilde{\Sigma}_{12} \end{pmatrix} \quad (4\text{-}7)$$

Par inversion de la matrice de rigidité, on obtient les composantes de la matrice de souplesse **(4-7)**.

2.3 Approche numérique dans Abaqus sous forme de script python

Si l'on résume les étapes pour mettre en œuvre dans le code de calcul Abaqus, la méthode d'homogénéisation périodique pour l'identification des constantes élastiques d'un matériau donné, il faut :

- Posséder le VER du matériau considéré,
- Connaitre les caractéristiques élastiques de chacun des constituants,
- Connaitre la fraction volumique de chacun des constituants.

Si l'on utilise maintenant le logiciel Abaqus, il est nécessaire de :

- Créer la géométrie relative au VER,
- Créer les matériaux et différentes sections pour les constituants,
- Créer une simulation numérique pour chacun des cas de chargement (**Figure 4-4**).
  - Construire un maillage de telle manière à respecter le fait que des nœuds appartenant à des faces opposées soient en vis-à-vis,
  - Créer les équations de liaison correspondant au cas de chargement **(4-4)**,
  - Lancer les calculs,
  - Post-traiter les résultats.

Cette méthodologie qui est déjà contraignante car elle nécessite un temps de préparation conséquent (maillage périodique, mise en place des équations de calcul, duplication des cas de simulations, post-traitement…) peut s'avérer vite fastidieuse notamment si l'on désire regarder l'influence du maillage ou bien encore si l'on souhaite tester un autre VER. Ce sont les principales raisons qui nous ont poussés à vouloir « automatiser » la plus grande partie de cet ensemble.

En se basant sur les travaux proposé par **[8]**, nous avons adapté et optimisé un script « python » **[9]** d'homogénéisation utilisant la définition des conditions périodiques (**Figure 4-5**) ; en effet, il a été amélioré tant pour la gestion des VER 3D que pour le post traitement des simulations numériques inhérentes. Grâce à ce type de script, peu d'intervention de la part de l'utilisateur est requise. En effet, les seuls points sur lesquels il est obligé d'interagir sont :

- La définition géométrique (CAO) du VER et la création de son maillage,
- La définition des matériaux des constituants et de leurs sections.

Une fois cela fait, il ne reste plus qu'à lancer un premier script PBC-VER.py (**Figure 4-5**) qui va préparer les mises en données :

- En contrôlant la position des nœuds appartenant à des faces en vis-à-vis,
- En modifiant la position des nœuds en vis-à-vis si nécessaire,
- En créant 6 points de référence (3 en 2D), points qui serviront à l'application des conditions limites pour les 6 cas de chargements (**Figure 4-4**) (3 en 2D),
- En imposant directement les équations de liaisons pour tous les cas de chargements via l'outil *Equation* **(4-4)** (**Figure 4-6**),
- En créant les différents cas de chargements et les combinaisons linéaires,
- En créant automatiquement les variables de sortie nécessaires pour le post-traitement,
- Et enfin en lançant les différents calculs.

Un deuxième fichier POST-TRAITEMENT.py (**Figure 4-5**) permet d'effectuer le post-traitement des résultats issus des simulations précédentes afin de déterminer les propriétés élastiques. Dans le cas où l'on décide d'avoir des chargements dépendant du temps, le fichier de post-traitement permet d'obtenir les courbes de contrainte/déformation. Enfin, il est important de rappeler que ce script est valable tant pour des VER en deux dimensions que des VER tridimensionnels.

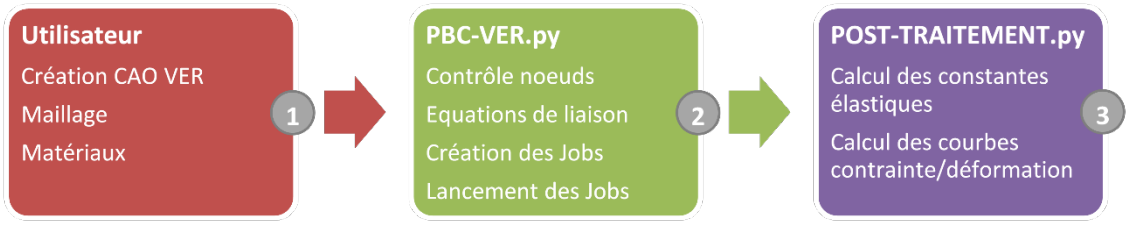


Figure 4-5: Démarche de l'utilisation générale des scripts « Python » pour réaliser une homogénéisation.

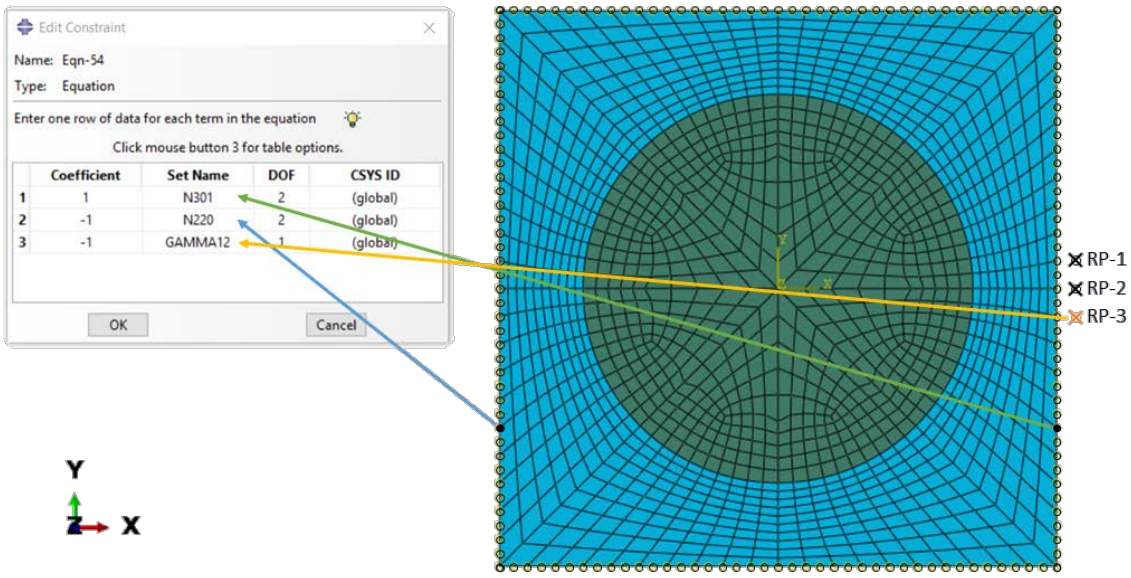


Figure 4-6: Exemple d'une équation contraignant deux nœuds sur deux faces opposées.

3. Géométrie paramétrisable et maillage périodique du VER du composite sergé 2x2

La géométrie du VER du matériau composite tissé est souvent créée par un des logiciels suivants : WiseTex/Mesh-Tex, TexGen. Or il se trouve que les géométries et CAO obtenues ne correspondent pas souvent à la réalité car ces logiciels insèrent de temps à autre, des parties matricielles entre les torons alors qu'il ne devrait pas y en avoir. Par ailleurs, il n'est pas facile de gérer l'endommagement sur l'interface du fait que les surfaces des interfaces sont souvent communes à deux entités. Enfin, il n'est pas évident de traiter et gérer facilement un maillage pour ces CAOs. Depuis 2005, les auteurs des travaux de **[10]** ont commencé à établir une géométrie sur un logiciel CAO comme Catia V5 : cela leur a permis de mieux gérer l'interface entre torons. On peut remarquer que bon nombre de personnes ont emboité le pas **[11]-[15]**. Récemment, on voit même apparaitre des outils commerciaux comme GeoFab sur Catia V5 **[16]** qui permet des exports aisés vers le module CAE d'Abaqus.

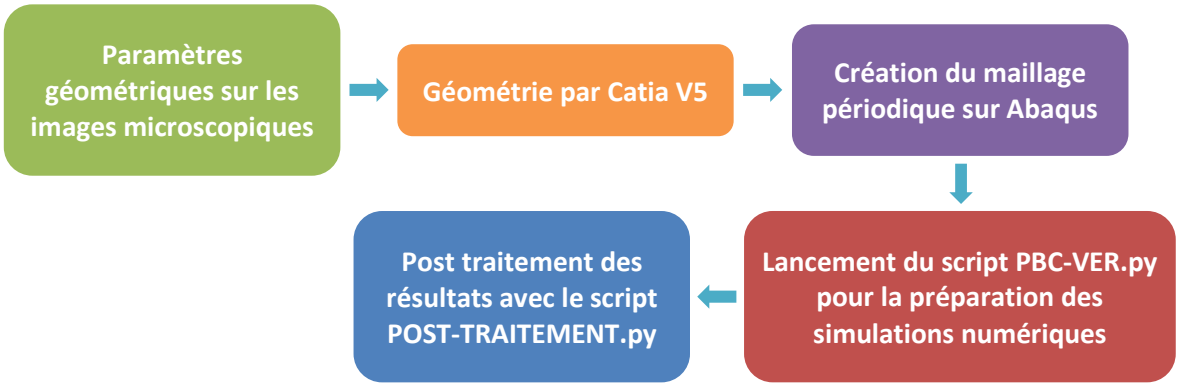


Figure 4-7 : Démarche pour l'homogénéisation du composite.

Afin d'éviter les problématiques exposées précédemment, nous avons préféré utiliser le logiciel CATIA V5 pour créer la structure à l'échelle du VER pour l'importer ensuite sous Abaqus pour le maillage et la réalisation des calculs. La procédure générale que nous avons adoptée est décrite sur la **Figure 4-7**. On perçoit ici tout l'intérêt de posséder un script automatique pour les calculs d'homogénéisation du fait que le maillage du VER est beaucoup plus conséquent : assurer manuellement le vis-à-vis des nœuds des faces opposées pour les conditions périodiques est plus que fastidieux.

3.1 Géométrie par CATIA V5

Les dimensions du VER de notre composite tissé (**Figure 4-8**) ont été obtenues de notre partenaire Solvay, dimensions identifiées dans le projet parallèle « COPERSIM Fatigue » **[17]**. Les caractéristiques principales de ce VER sont :

- Une périodicité (largeur du motif) de $15\ mm$ avec 4 torons par côté,
  - La distance entre les bords de deux torons est donc $3.75\ mm$,
- Une largeur de toron située entre 3.5 et $4\ mm$,
  - Nous avons fait le choix d'une largeur de $3.5\ mm$,
- Une hauteur de toron comprise entre 0.2 et $0.22\ mm$,
  - Nous avons fait le choix d'une hauteur de $0.22\ mm$,
- Une épaisseur de pli de l'ordre de $0.48\ mm$,
  - Nous avons choisi par conséquent une hauteur de $0.48\ mm$.

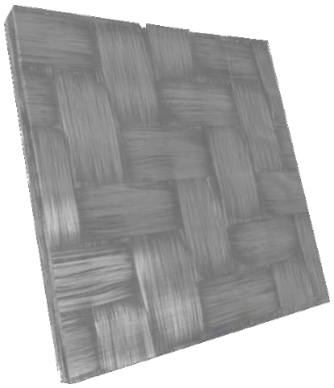


Figure 4-8 : Tomographie X-Ray de la microstructure du composite sergé 2x2 Verre/PA66 [17].

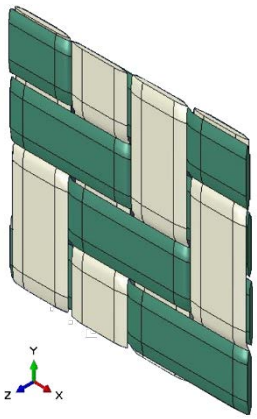


Figure 4-9 : Géométrie du VER par CATIA V5 du composite sergé 2x2 Verre/PA66.

Un VER paramétrisable a été proposé sur CATIA V5 dans le cas de notre composite sergé 2x2 ; l'objet de ces travaux était, rappelons-le, de disposer d'un outil souple afin de réaliser un panel plus élargi de simulations numériques avec le logiciel Abaqus dans le cadre d'homogénéisations périodiques.

Un autre challenge de derniers travaux menés concerne la fraction volumique des fibres (fibre volume fraction - **FVF**), qui dans notre cas de matériau est de 50% de fibres de verre. On sait que la fraction volumique entière (overall FVF - **o-FVF**) est déterminée par le multiplicateur entre la fraction volumique du toron (yarn volume fraction - **YVF**) et la fraction volumique locale dans le toron (local intra-yarn FVF - **iy-FVF**). Des études expérimentales sur différents composites textiles **[18]** montrent que les valeurs maximales possibles d'**iy-FVF** sont situées dans une gamme restreinte. En résumant les diverses observations vues au travers de la revue bibliographique (notamment **[19]-[21]**), on peut affirmer que :

- Les valeurs réelles d'**iy-FVF** ne peuvent pas dépasser 75% et dans la plupart des cas, les valeurs sont plus petites,
- L'**o-FVF** pour certains textiles composites typiques est assez élevé (supérieur à 50%) et peut dépasser les 60%.

Cela donne une valeur de l'**YVF** de 70 à 80% voire plus, ce qui est facile à réaliser dans un modèle géométrique **[18]**. Le fait d'avoir créé un modèle paramétrisable sous Catia V5 nous permet d'avoir des valeurs d'**YVF** de 70% (voire même plus). C'est un avantage des travaux menés (en regard des fortes contraintes présentes lors d'utilisation de logiciels spécifiques traitant de VER).

3.2 Méthodologie de maillage du VER sur Abaqus

La structure de notre VER étant relativement complexe, l'importation de la CAO du VER dans Abaqus en vue d'un maillage, risque de poser des problèmes pour l'application des conditions périodiques. En effet, même si nous disposons d'un script permettant de contrôler et de corriger la position de nœuds en vis-à-vis sur les faces opposées, la correction proposée doit demeurer minime. Si tel n'est pas le cas, il est possible alors d'avoir des aspects de mailles qui soient non satisfaisants en regard des critères de mailles des éléments finis choisis.

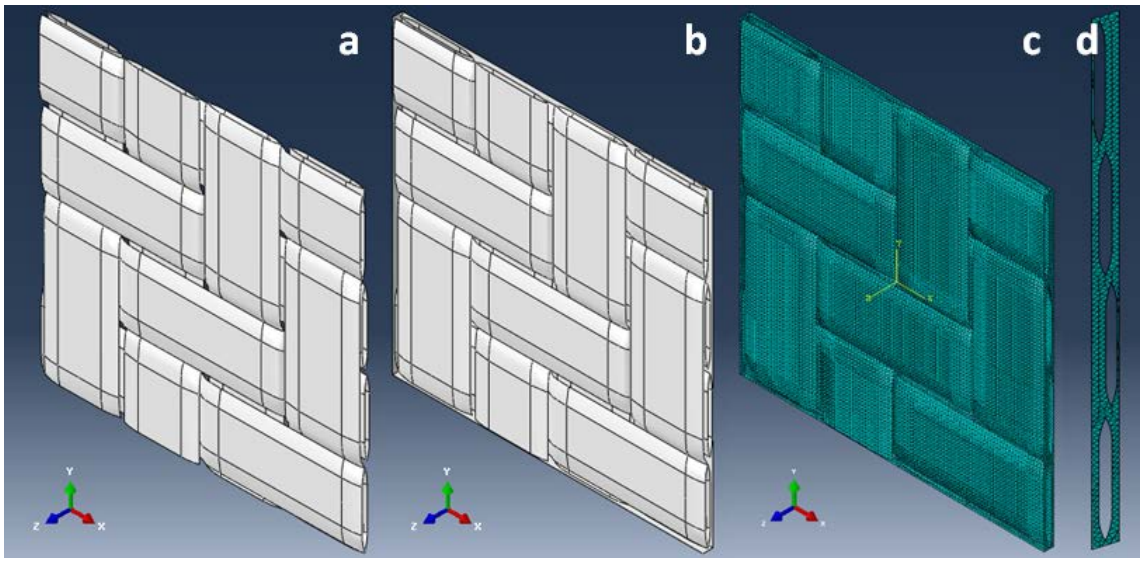


Figure 4-10: Contours des torons et 3 faces du VER du sergé 2x2.

Pour la création du maillage périodique, nous nous sommes inspirés des travaux de **[22]**. La procédure à suivre consiste d'abord à récupérer les contours des torons (**Figure 4-10-a**) et de trois des faces du VER (**Figure 4-10-b**). Ces quatre parties sont maillées ensuite individuellement (**Figure 4-10-c/d**). Pour les 3 faces restantes du VER, on symétrise les maillages des faces précédentes (**Figure 4-11**) : cette méthode permet d'avoir réellement des nœuds en vis-à-vis (au zéro numérique près). Une fois les contours effectués, on convertit les éléments surfaciques en éléments volumiques et on assemble le tout pour constituer la cellule VER finale. Cette méthode s'avère être très efficace pour la création

le maillage périodique de structures complexes comme celle d'un composite tissé. La **Figure 4-12** présente le repère local d'un toron à l'échelle mésoscopique du composite sergé 2x2.

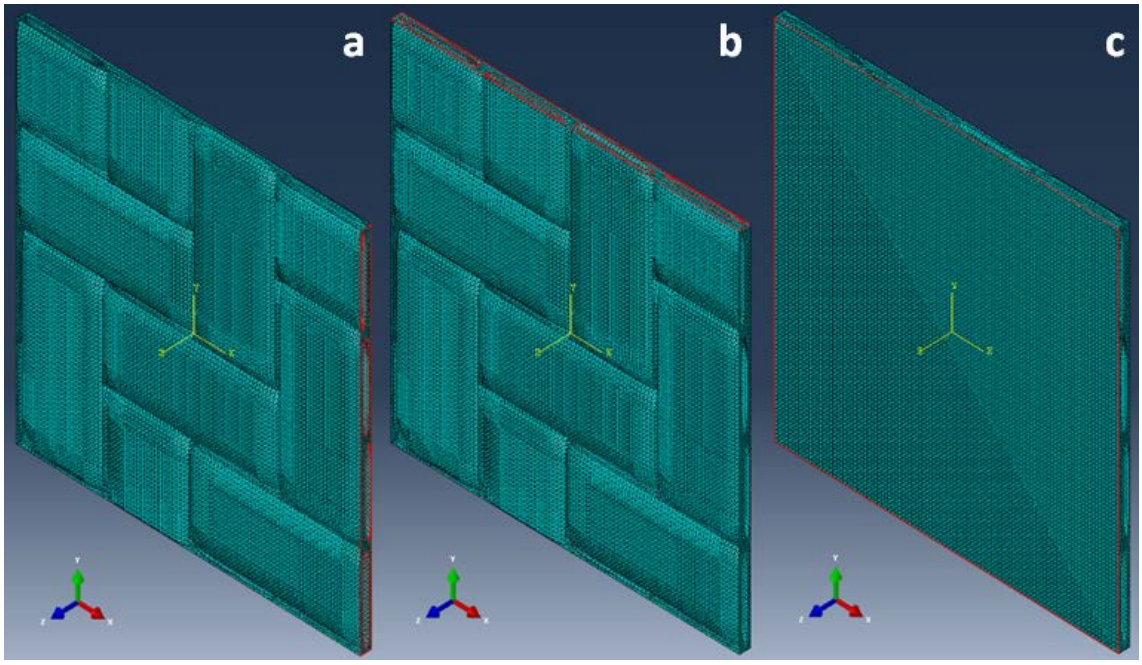


Figure 4-11: Symétrisation des maillages surfaciques et maillage du VER.

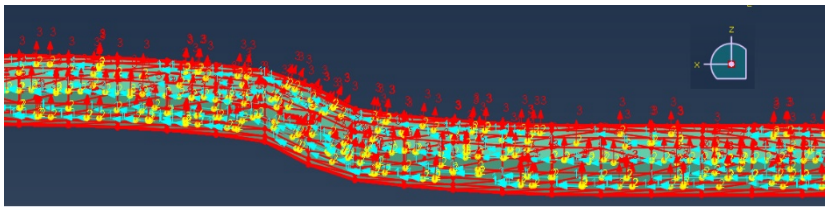


Figure 4-12: Repère local du toron à l'échelle mésoscopique du composite sergé 2x2.

4. Identification des propriétés élastiques du composite sergé 2x2

Pour identifier les propriétés élastiques du composite sergé 2x2 Verre/PA66, nous allons considérer que les comportements des constituants sont purement élastiques et nous allons réaliser impérativement 2 étapes d'homogénéisation :

- La première étape est une homogénéisation à l'échelle microscopique des constituants (fibres et matrice). Le résultat de cette homogénéisation donnera le comportement élastique du toron.
- La deuxième étape est une homogénéisation, cette fois-ci, à l'échelle mésoscopique (torons/matrice). Le résultat nous donnera alors le comportement élastique du composite sergé 2x2.

	Torons	Matrice (PA66)
Fraction volumique (%)	70.3	29.7

Tableau 4-1 : Fraction volumique du VER du composite sergé 2x2.

La problématique, ici, réside dans le fait que nous n'avons, pour l'instant, qu'une description géométrique du VER du composite et pas d'information (provenant d'imagerie ou d'expériences) caractérisant le toron et principalement son taux de fibres. En effet, cette description nous permet de donner les fractions volumiques Torons/Matrice dans le VER uniquement (**Tableau 4-1**). Cependant, la

revue de la littérature nous permet de montrer que la fraction volumique de fibres de verre dans le toron ne peut excéder $75\ \%$ **[18]**. En regard de ce qui a été décrit précédemment, à l'échelle mésoscopique, la fraction volumique du toron est de $70.3\ \%$. Si on suppose que la fraction volumique des fibres de verre est de $70\ \%$, on aura une fraction volumique de fibres de verre dans le composite sergé 2x2 de $\mathbf{49.21\ \%}$ $(= 70.3\ \% \times 70\ \%)$. Cette valeur est à peu près identique à la valeur expérimentale $(50\ \%)$ fournie par Solvay.

Si l'on souhaiterait atteindre une valeur de fraction volumique d'environ $50\ \%$, il suffit de changer la fraction volumique de fibre de verre dans le Toron, autrement dit passer de $70\ \%$ à $71.12\ \%$ par exemple. Il est nécessaire de remarquer cependant que le VER du toron est identique à un VER de composite unidirectionnel dont le comportement dépend de la géométrie du VER et du pourcentage de fibres. Par conséquent faire passer la valeur de fraction volumique du toron de $70\ \%$ à $71.12\ \%$, n'apportera pas d'effet significatif sur les résultats numériques. Du fait de l'ensemble de ces raisons, nous admettons, sans information supplémentaire, que la fraction volumique du toron est de $70\ \%$ et donc que fraction volumique du composite sergé de de $49.21\ \%$.

Enfin, tout comme dans le chapitre précédent, nous tenons à rappeler que sans information supplémentaire non plus sur la répartition de l'eau au sein du matériau composite ainsi que du toron, nous supposons que la distribution est homogène dans le matériau (autrement dit identique dans les torons et la matrice).

4.1 Echelle du Toron (échelle microscopique)

Dans la littérature, on peut trouver aisément les propriétés mécaniques des fibres de verre E (**Tableau 4-2**). En ce qui concerne la matrice PA66, nous utiliserons les données précédemment identifiées au cours des essais à l'ECN (**Tableau 2-5** du **Chapitre 2 - 1.3**).

Module d'Young	74 GPa
Coefficient de Poisson	0.26

Tableau 4-2 : Propriétés élastiques d'une fibre de verre E.

Le VER que nous avons utilisé est en tout point identique à la cellule élémentaire du chapitre précédent et est donc de dimensions : $18 \times 10 \times 5\ mm$. En utilisant la méthode d'homogénéisation périodique codée sous les deux fichiers script python (PBC-VER.py et POST-TRAITEMENT.py), le post-traitement nous permet d'identifier les propriétés élastiques du toron (**Tableau 4-3**).

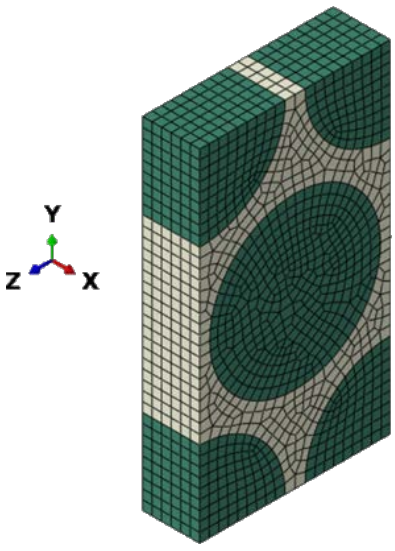


Figure 4-13 : Maillage du toron tel qu'un composite unidirectionnel à 70% de fibres.

A partir du **Tableau 4-3**, on peut conclure que :

- Le module d'Young longitudinal du toron n'est pas forcement influencé par l'hygrométrie : il demeure quasiment constant pour HR0, HR50 et HR85. C'est une conclusion qui rejoint les observations expérimentales sur le matériau composite.
- Les autres valeurs élastiques du toron sont, elles, toutes sensibles avec l'hygrométrie et en particulier, le module d'Young transversal, le module de cisaillement et le coefficient de Poisson. Cela rejoint encore une fois les observations expérimentales aux différents HR pour le composite : non seulement la matrice influe mais aussi le toron (sous l'hypothèse d'une répartition homogène de l'humidité dans le composite (et le toron).

	HR0	HR50	HR85
$E_{11}\ (GPa)$	46.62	46.21	45.73
$E_{22}\ (GPa)$	13.57	11.58	4.90
$E_{33}\ (GPa)$	13.59	11.60	4.90
$G_{12}\ (GPa)$	5.18	4.23	1.67
$G_{13}\ (GPa)$	5.52	4.52	1.81
$G_{23}\ (GPa)$	5.62	4.95	2.30
ν_{12}	0.309	0.324	0.337
ν_{13}	0.307	0.320	0.331
ν_{23}	0.399	0.458	0.576

Tableau 4-3 : Propriétés élastiques de toron obtenues par homogénéisation périodique à différentes hygrométries et à température ambiante en quasi-statique.

4.2 Echelle du composite Sergé 2x2 (échelle mésoscopique)

Connaissant les propriétés élastiques du toron, on peut désormais réaliser la seconde homogénéisation qui permettra d'obtenir les propriétés du sergé 2x2. Tout comme précédemment, on utilise les scripts développés en python pour mettre en données le problème mais aussi pour lancer les simulations et post-traiter les résultats. A titre informatif, pour cette homogénéisation périodique du VER du composite tissé, nous avons 19 095 équations de liaison (**Figure 4-14**).

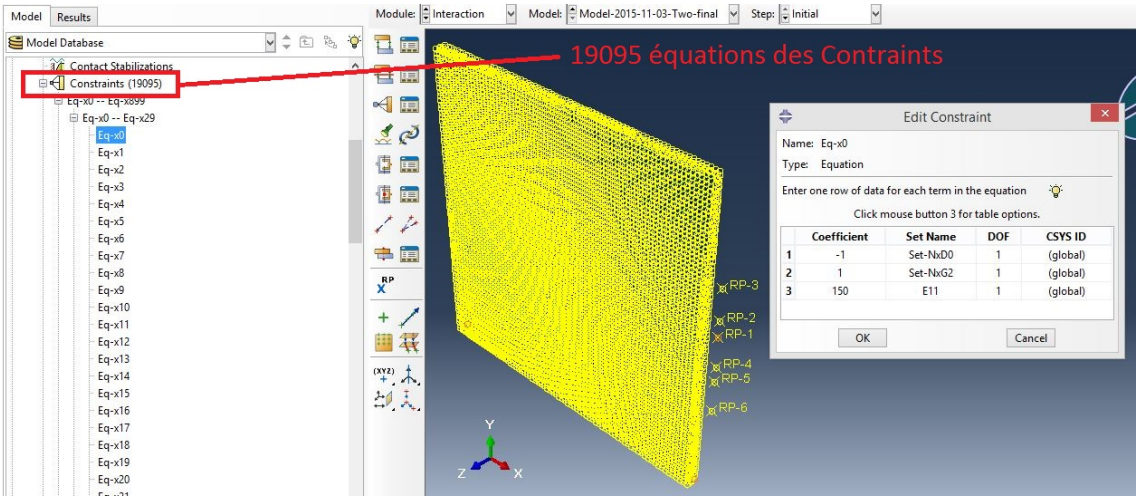


Figure 4-14 : Equations de liaison créées par le script python pour définir des conditions limites périodiques.

Comme montre le **Tableau 4-4**, toutes les propriétés élastiques numériques du composite sergé 2x2 sont sensibles avec l'augmentation de l'hygrométrie. Afin de les comparer et de discuter des résultats, nous les confrontons aux essais issus de Solvay **[32]** et de la campagne expérimentale qui a été menée dans le cadre du projet COPERSIM Crash (**Tableau 2-15** et **Tableau 2-16** du **Chapitre 1 - 2.2**).

En ce qui concerne les modules d'Young longitudinaux et transversaux (E_{11} et E_{22}), on remarque que l'ensemble des valeurs sont cohérentes et sensibles à l'hygrométrie du matériau à l'exception des valeurs obtenues lors de la campagne expérimentale menée lors du projet. Il serait nécessaire de contrôler le mode opératoire utilisé lors de cette campagne pour conclure correctement à propos de ces modules. Il se peut aussi, peut-être, que l'inhomogénéité de l'humidité dans la matrice soit une réponse possible à cette insensibilité expérimentale.

On constate aussi un autre point marquant : la valeur obtenue par homogénéisation à HR85 est inférieure à celles des campagnes expérimentales. L'hypothèse qu'il faudrait vérifier et qui tient, à notre sens toute son importance, est l'homogénéité ou l'inhomogénéité de la distribution d'humidité au sein du composite. En effet, cette dernière doit être beaucoup marquée et influente à HR85 qu'à HR50.

Malgré tout, on remarque, pour la globalité des constantes élastiques, que les résultats numériques sont conformes aux résultats expérimentaux et montrent les mêmes tendances quant à l'influence de l'hygrométrie sur le comportement élastique du composite sergé 2x2.

	Valeurs Numériques			Valeurs expérimentales Projet COPERSIM			Valeurs expérimentales Solvay	
	HR0	HR50	HR85	HR0	HR50	HR85	HR0	HR50
$E_{11} = E_{22}(GPa)$	24.03	21.79	19.71	22.67	22.65	23.24	22.9	21.4
$E_{33}\ (GPa)$	9.21	5.93	2.84					
$G_{12}\ (GPa)$	3.370	2.872	1.666	3.416	2.800	1.987		
$G_{13} = G_{23}\ (GPa)$	2.372	1.971	1.083					
ν_{12}	0.030	0.069	0.062	0.020	0.075	0.079		
$\nu_{13} = \nu_{23}$	0.079	0.225	0.300					

Tableau 4-4 : Comparaisons des propriétés élastiques du composite sergé 2x2 à température ambiante en quasi-statique obtenus par homogénéisation, par expérience ou par le fournisseur de matière.

4.3 Conclusion générale et perspectives

4.3.1 Conclusion

Les travaux que nous avons présentés ici constituent la première base de l'outil virtuel que nous souhaitons produire afin de diminuer le nombre d'essais expérimentaux ou alors d'aider à une préconception rapide. Ces travaux ont décrit la méthodologie que nous avons adoptée pour passer des échelles microscopiques aux échelles mésoscopiques ; en effet, l'idée maitresse de l'outil virtuel est d'utiliser les propriétés des constituants du composite pour essayer de remonter non seulement aux caractéristiques élastiques mais aussi à d'autres caractéristiques du comportement non linéaire (point que nous aborderons par la suite dans le chapitre suivant).

Bien que nous ayons pris des hypothèses simplificatrices du fait du manque d'information à notre disposition (homogénéité de l'humidité au sein du matériau et contact parfait des fibres ou torons avec la matrice), les résultats en élasticité sont globalement satisfaisants, à l'exception de HR85 pour lesquelles l'hypothèse d'homogénéité de l'humidité doit être surement trop restrictive. On retrouve

bien cependant quelle influence l'hygrométrie peut avoir (ou non) sur les diverses propriétés élastiques.

4.3.2 Perspectives

Les travaux supplémentaires à ce chapitre concerneraient dans un premier temps les températures autre que l'ambiante ($-40°C$ et $+80°C$) afin de déterminer si les conclusions identifiées jusqu'à présent sont toujours valables. Le second grand point de futurs travaux serait de contrôler le rôle d'une inhomogénéité de l'humidité dans le composite : pour cela, en se basant sur la méthode développée, on pourrait réaliser plusieurs simulations d'homogénéisation en imposant des conditions d'humidité relative différentes pour le toron et le composite tout en gardant l'esprit d'avoir un niveau d'humidité relative moyen (obtenu expérimentalement). Pour cela, il serait nécessaire dans un premier temps de réaliser une campagne expérimentale plus approfondie en ce qui concerne le PA66 : en effet, il faudrait les propriétés élastiques pour beaucoup plus de conditions HR que nous n'avons réalisées. Il pourrait en être de même en ce qui concerne les expérimentations sur le composite. A partir de cela et des études d'homogénéisation numérique, il serait possible d'établir une relation entre les niveaux d'humidité relative des constituants (toron et matrice) qui permettrait d'améliorer fortement les résultats des propriétés élastiques pour des HR élevés.

5. Synthèse du chapitre

Dans ce chapitre, nous avons rappelé dans un premier temps les principes d'homogénéisation couramment utilisés pour identifier les propriétés élastiques d'un matériau hétérogène possédant un Volume Elémentaire Représentatif. Nous avons ensuite présenté succinctement la méthodologie que nous avons développée afin de créer le VER de notre matériau composite d'intérêt. En effet, bien que nous en ayons fait usage, cette étape nous paraissait importante pour de futurs travaux qui pourraient, entre autres, déterminer l'influence des paramètres géométriques du VER sur les propriétés mésoscopiques d'un pli de composite tissé. Suite à cela, nous nous sommes intéressés à l'obtention dans un premier temps des propriétés du toron pour une matrice PA66 sous deux conditions d'humidité relative différentes (HR50 et H85). Pour cela, nous avons appliqué sur un VER de type composite unidirectionnel une homogénéisation aux conditions limites périodiques. L'ensemble des calculs a été réalisé sur le logiciel Abaqus et nous avons développé un script python particulier afin de permettre une mise en données notamment des équations de liaison de périodicité beaucoup plus simple et automatique. La seule contrainte que l'utilisateur a, est de définir la géométrie du VER, les sections et les propriétés des constituants ainsi que le maillage. Ce dernier doit être périodique, autrement dit doit avoir sur chaque face opposée des nœuds en vis-à-vis. Pour cela, la procédure proposée est constituée par la duplication de 3 des faces du VER pour créer les 3 autres faces. Cela permet dans le code de calcul Abaqus, d'assurer un maillage identique sur chaque face opposée. Cette procédure a été aussi appliquée en ce qui concerne la génération du maillage du VER du composite sergé 2x2 Verre/PA66. Une fois les propriétés du toron déterminées, il est possible de passer à la seconde homogénéisation qui concerne cette fois-ci le VER du composite tissé. En utilisant des méthodologies similaires à celles employées pour le toron (maillage, script python…), nous avons obtenu des propriétés élastiques assez satisfaisantes en regard de celles obtenues expérimentalement, à l'exception peut-être de HR85. En effet, que ce soit pour le toron ou le composite, nous avons émis deux hypothèses principales : l'interface entre les fibres ou les torons et la matrice est supposée parfaite et la répartition de l'humidité au sein du matériau est considérée comme homogène. C'est, à notre avis, cette dernière hypothèse qui ne permet pas de représenter avec autant de satisfaction les propriétés expérimentales identifiées. Des travaux complémentaires

sur l'étude de l'influence d'une répartition inhomogène de l'humidité au sein du matériau tissé, nous apparaissent importants pour améliorer et optimiser les travaux jusqu'à présent proposés.

Dans le chapitre suivant, nous nous attarderons, en utilisant quasiment les mêmes procédures, à essayer de représenter le comportement non linéaire du composite sergé 2x2 Verre/PA66 en quasi-statique, à température ambiante et pour deux HR : HR50 et HR85.

6. Bibliographie

[1] B. Stier, J.-W. Simon, and S. Reese, "Comparing experimental results to a numerical meso-scale approach for woven fiber reinforced plastics", *Composite Structures*, vol. 122, pp. 553–560, Apr. 2015.

[2] J. Xu, S. V. Lomov, I. Verpoest, S. Daggumati, W. Van Paepegem, J. Degrieck, and M. Olave, "A progressive damage model of textile composites on meso-scale using finite element method: static damage analysis", *Journal of Composite Materials*, vol. 48, no. 25, pp. 3091–3109, Oct. 2014.

[3] A. Doitrand, C. Fagiano, V. Chiaruttini, F. H. Leroy, A. Mavel, and M. Hirsekorn, "Experimental characterization and numerical modeling of damage at the mesoscopic scale of woven polymer matrix composites under quasi-static tensile loading", *Composites Science and Technology*, vol. 119, pp. 1–11, Nov. 2015.

[4] M. Bornert, T. Bretheau, and P. Gilormini, "Homogénéisation en mécanique des matériaux". Hermès Science, 2001.

[5] F. Khedimi, "Modélisation micromécanique des élastomères chargés", PhD Thesis: Université d'Aix-Marseille I, 2010.

[6] R. Hill, "The essential structure of constitutive laws for metal composites and polycrystals", *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol. 15, no. 2, pp. 79–95, 1967.

[7] P. M. Suquet, "Elements of homogenization for inelastic solid mechanics. Homogenization techniques for composite media", in *Elements of Homogenization for Inelastic Solid Mechanics*, 1987, pp. 193–278.

[8] J. Yang, "Development about composite homogenization in static and in dynamic - application to UD composite materials", *Master Thesis*-Ecole Centrale Nantes, 2010.

[9] Dassault Systèmes Simulia, *Abaqus 6.14- Scripting Reference Guide*. 2014.

[10] G. Hivet and P. Boisse, "Consistent 3D geometrical model of fabric elementary cell. Application to a meshing preprocessor for 3D finite element analysis", *Finite Elements in Analysis and Design*, vol. 42, no. 1, pp. 25–49, Oct. 2005.

[11] E. Obert, F. Daghia, P. Ladevèze, and L. Ballere, "Micro and meso modeling of woven composites: Transverse cracking kinetics and homogenization", *Composite Structures*, vol. 117, pp. 212–221, Nov. 2014.

[12] G. Grail, "Approche multimodèle pour la conception de structures composites à renfort tissé", *PhD Thesis*, Université d'orléans, 2013.

[13] C. Fagiano, M. Genet, E. Baranger, and P. Ladevèze, "Computational geometrical and mechanical modeling of woven ceramic composites at the mesoscale", *Composite Structures*, vol. 112, pp. 146–156, Jun. 2014.

[14] C. Fagiano, E. Baranger, P. Ladevèze, and M. Genet, "Computational strategy for the mesoscale modeling of thermostructural woven composites", in ECCM 15, 2012, no. June, pp. 24–28.

[15] A. Wendling, J. L. Daniel, G. Hivet, E. Vidal-Sallé, and P. Boisse, "Meshing Preprocessor for the Mesoscopic 3D Finite Element Simulation of 2D and Interlock Fabric Deformation", *Applied Composite Materials*, vol. 22, no. 6, pp. 869–886, Dec. 2015.

[16] A. Wendling, "Simulation à l'échelle mésoscopique de la mise en forme de renforts de composites tissés", *PhD Thesis*: INSA de Lyon- MEGA, 2013.

[17] F. Praud, G. Chatzigeorgiou, Y. Chemisky, and F. Meraghni, "Micromechanical modelling of viscoelastic-viscoplastic-damage behavior for polyamide woven fabric composites under cyclic loading", *Proceedings ECCM17*, no. June, pp. 26–30, 2016.

[18] D. S. Ivanov and S. V. Lomov, “Modelling the structure and behaviour of 2D and 3D woven composites used in aerospace applications”, in *Polymer Composites in the Aerospace Industry*, Elsevier, 2015, pp. 21–52.
[19] D. S. Ivanov, C. Van Gestel, S. V Lomov, and I. Verpoest, “Local Compressibility of Draped Woven Fabrics”, in ECMM 15, 2012, no. June, pp. 24–28.
[20] M. Karahan, S. V. Lomov, A. E. Bogdanovich, D. Mungalov, and I. Verpoest, “Internal geometry evaluation of non-crimp 3D orthogonal woven carbon fabric composite,” *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 41, no. 9, pp. 1301–1311, Sep. 2010.
[21] K. Searles, G. Odegard, and M. Kumosa, “Micro- and mesomechanics of 8-harness satin woven fabric composites: I — evaluation of elastic behavior”, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 32, no. 11, pp. 1627–1655, Nov. 2001.
[22] M. A. Mbacke, “Caractérisation et modélisation du comportement mécanique des composites tressés 3D: Application à la conception de réservoirs GNV”, *PhD Thesis*: Ecole des Mines-ParisTech, 2013.
[23] Solvay, “PA66 HF Consolidated Laminate 50% Glass fiber vol. – balanced – twill 2-2 – 650 g/m2”, 2015.

Chapitre 5 - Proposition d'une méthodologie pour identifier le comportement du sergé

Dans ce chapitre, nous allons proposer la méthodologie utilisant une homogénéisation à double échelles qui doit permettre de représenter le comportement du composite sergé 2x2 verre/PA66. Elle est basée non seulement sur les lois de comportements développées dans le Chapitre 3 mais aussi sur les données identifiées numériquement pour les torons. L'application que nous proposons ne concernera que les comportements du tissé à température ambiante et à HR50 et HR85. Dans une première partie, nous décrirons la modélisation d'essais de traction sur un sergé 2x2 pour une orientation de fibres à $[\theta°]$*. Cette modélisation n'utilisera pas comme dans le chapitre précédent des conditions limites périodiques du fait de la grande taille du volume élémentaire représentatif et nous détaillerons donc ces dernières dans cette première partie. Dans une seconde partie, nous exposerons les résultats numériques des comportements du composite sergé 2x2 verre/PA66 à* $[0/90°]$ *et* $[+45°]$ *obtenus par homogénéisation en utilisant les lois de comportement de la matrice PA66 et du toron (Verre/PA66) à différentes conditions d'hygrométrie (HR50 et HR85 respectivement) à l'ambiante et en quasi-statique. Ces résultats numériques seront comparés avec ceux provenant des essais expérimentaux afin d'une part de montrer que d'une manière générale les travaux réalisés offrent des résultats satisfaisants et d'autre part de permettre de confirmer les perspectives restantes pour accroitre le potentiel des développements. D'ailleurs dans une dernière partie, nous exposerons une perspective supplémentaire de travail qui concerne le problème des fibres de verre ou des torons orientés vers la direction de chargement ; nous détaillerons les essais numériques que nous avons mis en place à l'échelle microscopique et nous proposerons une nouvelle loi de comportement non-linéaire pour des fibres de verre.*

CHAPITRE 5 - PROPOSITION D'UNE METHODOLOGIE POUR IDENTIFIER LE COMPORTEMENT DU SERGE 133

1. INTRODUCTION 134
2. REPRESENTATION D'UN ESSAI DE TRACTION SUR UN SERGE 2X2 A [Θ°] 134
3. TRACTION LONGITUDINALE DU COMPOSITE SERGE 2X2 EN QUASI-STATIQUE A 23°C 136
   - *3.1 Résultats de la simulation numérique d'homogénéisation en quasi-statique à HR50 et à 23°C... 137*
   - *3.2 Résultats de la simulation numérique d'homogénéisation en quasi-statique à HR85 et à 23°C... 138*
   - *3.3 Conclusion générale et perspectives 139*
4. TRACTION EN CISAILLEMENT DU COMPOSITE SERGE 2X2 EN QUASI-STATIQUE A 23°C 139
   - *4.1 Résultats de la simulation numérique d'homogénéisation en quasi-statique à HR50 et à 23°C... 140*
   - *4.2 Résultats de la simulation numérique d'homogénéisation en quasi-statique à HR85 et à 23°C... 143*
   - *4.3 Conclusion générale et perspectives 148*
5. PRISE EN COMPTE D'UN COMPORTEMENT NON LINEAIRE DES FIBRES DE VERRE DANS LE TORON POUR LE CISAILLEMENT 149
   - *5.1 Améliorations du comportement des fibres pour le toron à HR50, 23°C en quasi-statique 149*
   - *5.2 Conclusion générale et perspectives 159*
6. SYNTHESE DU CHAPITRE 160

1. Introduction

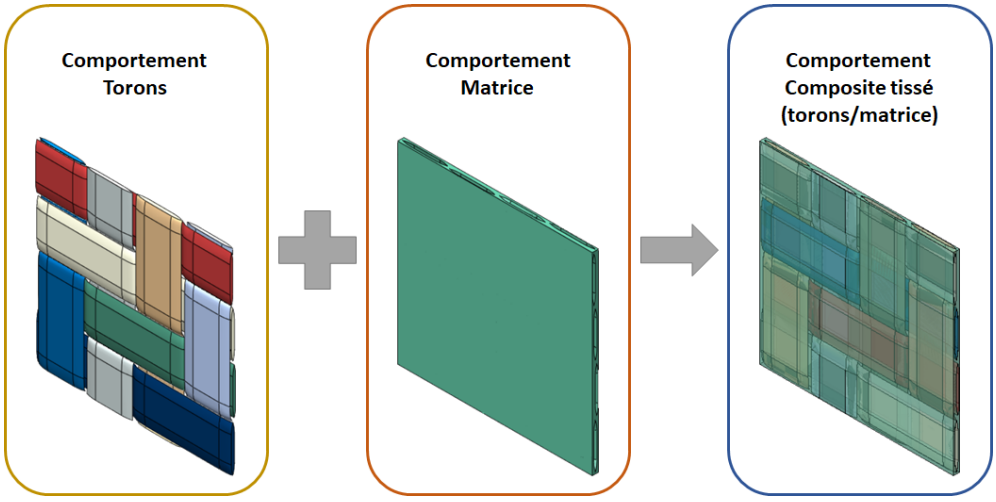


Figure 5-1 : Démarche globale de modélisation du composite sergé 2x2.

Dans le **Chapitre 4 - 4**, nous avons présenté une méthode d'homogénéisation périodique afin d'identifier les propriétés élastiques du composite sergé 2x2 verre/PA66. D'une manière générale, nous avons montré qu'il existait une bonne corrélation entre les propriétés obtenues numériquement et celles issues de l'expérimentation qui a été menée au Centre de Ressources et d'Essais du laboratoire GeM. Ce que nous proposons dans ce chapitre c'est d'étendre cette méthodologie à l'identification mésoscopique du comportement sur une gamme de déformation beaucoup plus large. Pour cela, nous utiliserons les lois de comportement développées (**Figure 5-1**) dans les points **Chapitre 3 - 1** et **Chapitre 3 -2** ainsi que les jeux de paramètres correspondant aux conditions environnementales adéquates. Cependant, comme la taille du VER du composite sergé est grande (de l'ordre du centimètre et demi), la simulation numérique d'un essai de traction impose de nouvelles conditions limites qui ne peuvent être complètement périodiques ; c'est ce que nous détaillerons dans un premier point. Ensuite, nous nous attarderons sur les simulations numériques tant longitudinales qu'en cisaillement en quasi-statique, à température ambiante et pour HR50 et HR85. En regard des résultats obtenus et de leur comparaison à la base de données expérimentales, nous reviendrons d'une manière générale sur les améliorations que l'on peut apporter à ces premiers travaux. Nous inclurons d'ailleurs dans un dernier point une étude sur le comportement des fibres dans le toron.

2. Représentation d'un essai de traction sur un sergé 2x2 à [Θ°]

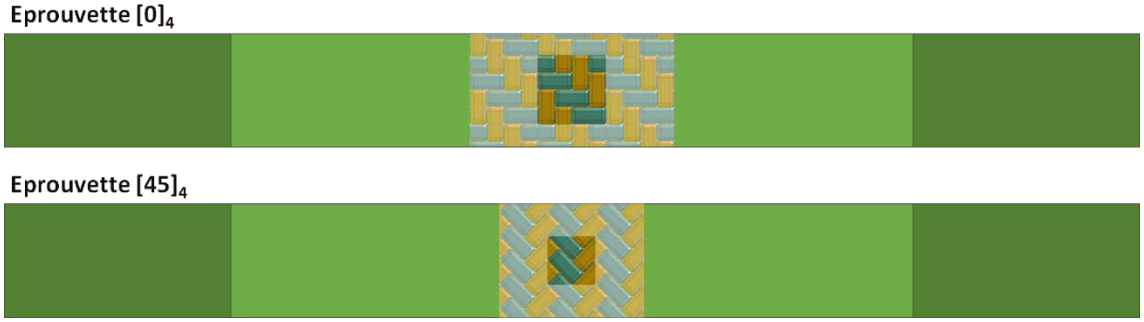


Figure 5-2 : Représentation des VERs pour les éprouvettes de sergé 2x2 à 0° et à 45°.

Comme nous l'avons vu dans **Chapitre 4 - 3.1**, la dimension du VER (**Figure 4-8**) du composite sergé 2x2 Verre/PA66 qui a été déterminée dans notre étude est de $15\ mm$. Les éprouvettes expérimentales qui ont servi à l'identification du comportement du composite ont été dimensionnées (**Figure 2-21**) de telle manière à ce qu'elles comportaient au minimum un VER. La largeur de $25\ mm$ pour les

éprouvettes en quasi-statique (**Figure 5-2**) inclut par conséquent au moins un VER pour la direction longitudinale et au moins deux VERs pour la direction de cisaillement. En effet dans le cas du cisaillement, on peut remarquer qu'il existe un autre motif reproductible, que celui d'un VER d'une taille de $15\ mm$ tourné à $45°$, pour rendre compte de la structure : géométriquement il est obtenu en divisant la taille du motif initial par $\sqrt{2}$ (**Figure 5-2**). Pour représenter au mieux le comportement expérimental du composite et leurs dépouillements associés, nous ne pouvons plus utiliser des conditions pleinement périodiques. Nous proposons par conséquent :

- Pour la direction longitudinale, de travailler sur le VER de $15\ mm$ pour lequel l'ensemble des faces est laissé libre à l'exception des 2 faces (**Figure 5-3**) sur lesquelles le chargement sera mis. Sur ces deux faces des conditions de type périodiques sont appliquées **(3-24)**. Le nœud central du modèle sera toujours bloqué entièrement. Enfin une déformation macroscopique équivalente sera appliquée via, comme dans les modélisations précédentes, des « *Reference Points* ».

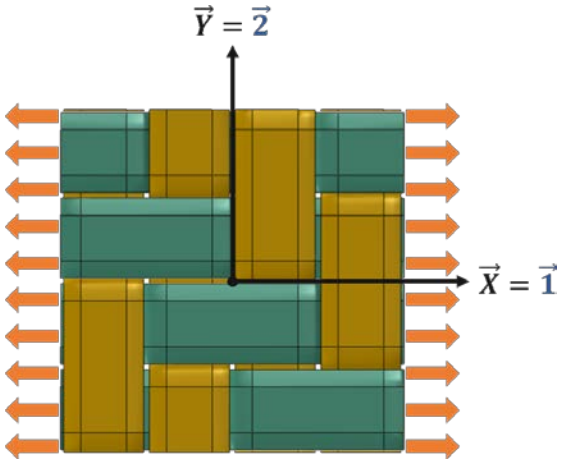


Figure 5-3 : VER et conditions limites pour les éprouvettes de sergé 2x2 à 0°.

- Pour la direction de cisaillement, de travailler sur le VER de $15/\sqrt{2}\ mm$ pour lequel l'ensemble des faces est laissé libre à l'exception des 2 faces (**Figure 5-4**) sur lesquelles le chargement sera mis. Sur ces deux faces, des conditions de type périodiques sont appliquées **(3-24)**. Le nœud central du modèle sera toujours bloqué entièrement. Enfin, une déformation macroscopique équivalente sera appliquée via, comme dans les modélisations précédentes, des *Reference Points*. Un dépouillement spécifique entre repère global (traction) et local (composite) sera enfin utilisé.

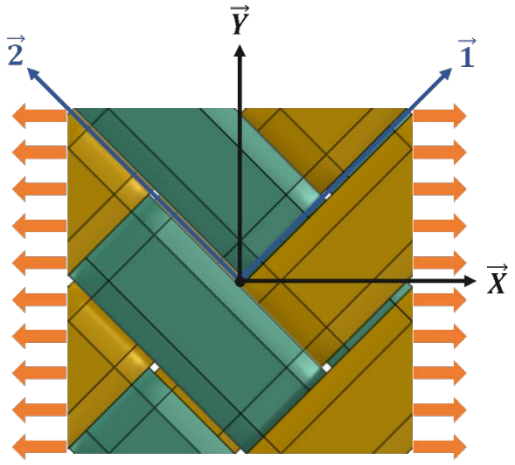


Figure 5-4 : VER et conditions limites pour les éprouvettes de sergé 2x2 à 45°.

Remarque : le fait d'avoir identifié un autre motif pour les simulations numériques en cisaillement a pour grand avantage de diminuer le nombre d'éléments finis, et par conséquent de diminuer les temps CPU par rapport aux dimensions du VER longitudinal.

Pour les lois matériaux, nous utiliserons le modèle isotrope élasto-plastique endommageable et sa VUMAT associée (**Chapitre 3 - 1**) pour la matrice PA66. Le jeu de paramètres pour la loi (**Chapitre 3 - 1.3.5**) est fonction du HR que nous prendrons en compte. En ce qui concerne les torons, nous emploierons le modèle orthotrope et sa VUMAT associée (**Chapitre 3 - 2**). Tout comme pour la matrice, le jeu de paramètres choisi (**Chapitre 3 - 2.4.4**) est fonction du HR pris en compte. Il est à noter que pour l'ensemble des simulations présentées dans ce chapitre, nous avons relâcher la contrainte sur les valeurs critiques des taux de restitution d'énergie ; autrement dit les valeurs ont été augmentées de manière à ce que la rupture, soit dans la matrice ou soit dans le toron, ne puisse être pas atteinte. Enfin, nous ne représentons que le comportement d'un pli élémentaire et non quatre (comme est composé le composite), du fait que chaque pli du stratifié est identique.

Les deux grandes hypothèses sont toujours, d'une part, de considérer une répartition homogène de l'humidité au sein du composite et, d'autre part, d'avoir une interface parfaite entre les torons et la matrice même si cette hypothèse est très restrictive. On peut s'appuyer néanmoins sur des observations expérimentales post-ruptures qui ont été réalisées dans le cadre du projet COPERSIM Fatigue (**Figure 5-5**) à propos d'essais sur le même matériau dans la direction longitudinale : on n'observe quasiment pas de « matrice pure d'interface ». On peut aussi remarquer que ces observations mettent aussi en évidence que la fraction volumique de fibres de verre dans le toron est très grande.

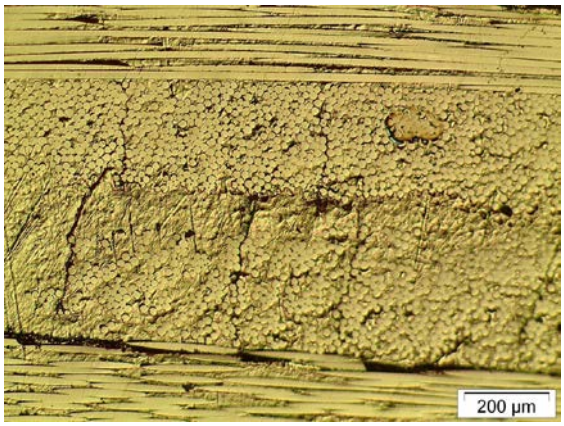


Figure 5-5 : Observations post-rupture après un essai de traction à 0°[1].

3. Traction longitudinale du composite sergé 2x2 en quasi-statique à 23°C

Pour les simulations numériques, nous utilisons la modélisation présentée auparavant (**Figure 5-3**). La déformation macroscopique imposée est la déformation vue expérimentalement dans les cas HR50 et HR85. Le VER est maillé à l'aide de 69 148 nœuds et 349 230 éléments C3D4 (donc à intégration complète). Les 1 544 équations de liaison (**Figure 5-6**) pour les conditions périodiques des faces chargées sont appliquées à l'aide du script développé pour les propriétés homogénéisées mais adaptées à notre cas (imposition uniquement à deux faces et non toutes faces opposées). Enfin, la construction du VER est telle que parfois des parties de torons sont superposées l'une sur l'autre : des contraintes de type collage parfait entre les surfaces de torons en contact ont été ajoutées. Pour le post-traitement des données résultant des simulations, nous déterminons sur l'ensemble des

[1] F. Praud, "Modélisation multi-échelle des composites tissés à matrice thermoplastique, comportement cyclique et dépendance au temps", PhD Thesis, ENSAM, Apr. 2018.

éléments les déformations et contraintes moyennes dans chaque direction (ceci est réalisé via un script python dérivé du post-traitement des résultats dans le cadre de l'homogénéisation périodique pour identifier les propriétés élastiques).

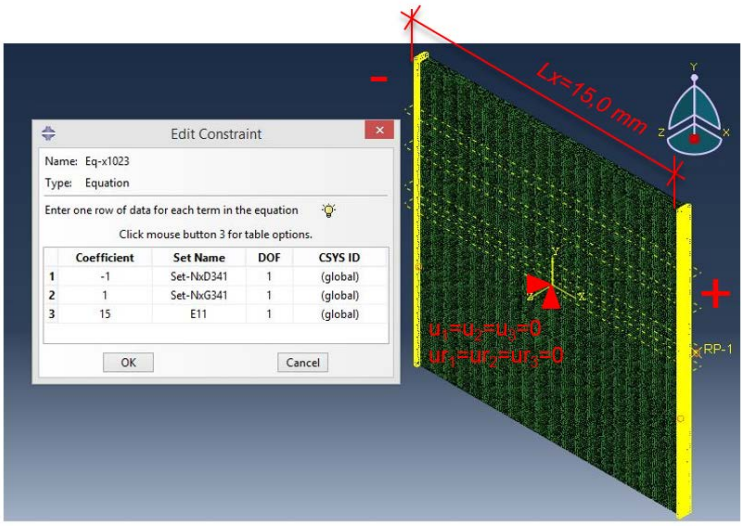


Figure 5-6 : Conditions limites périodiques sur les faces chargées pour le sergé 2x2 Verre/PA66 [0°].

3.1 Résultats de la simulation numérique d'homogénéisation en quasi-statique à HR50 et à 23°C

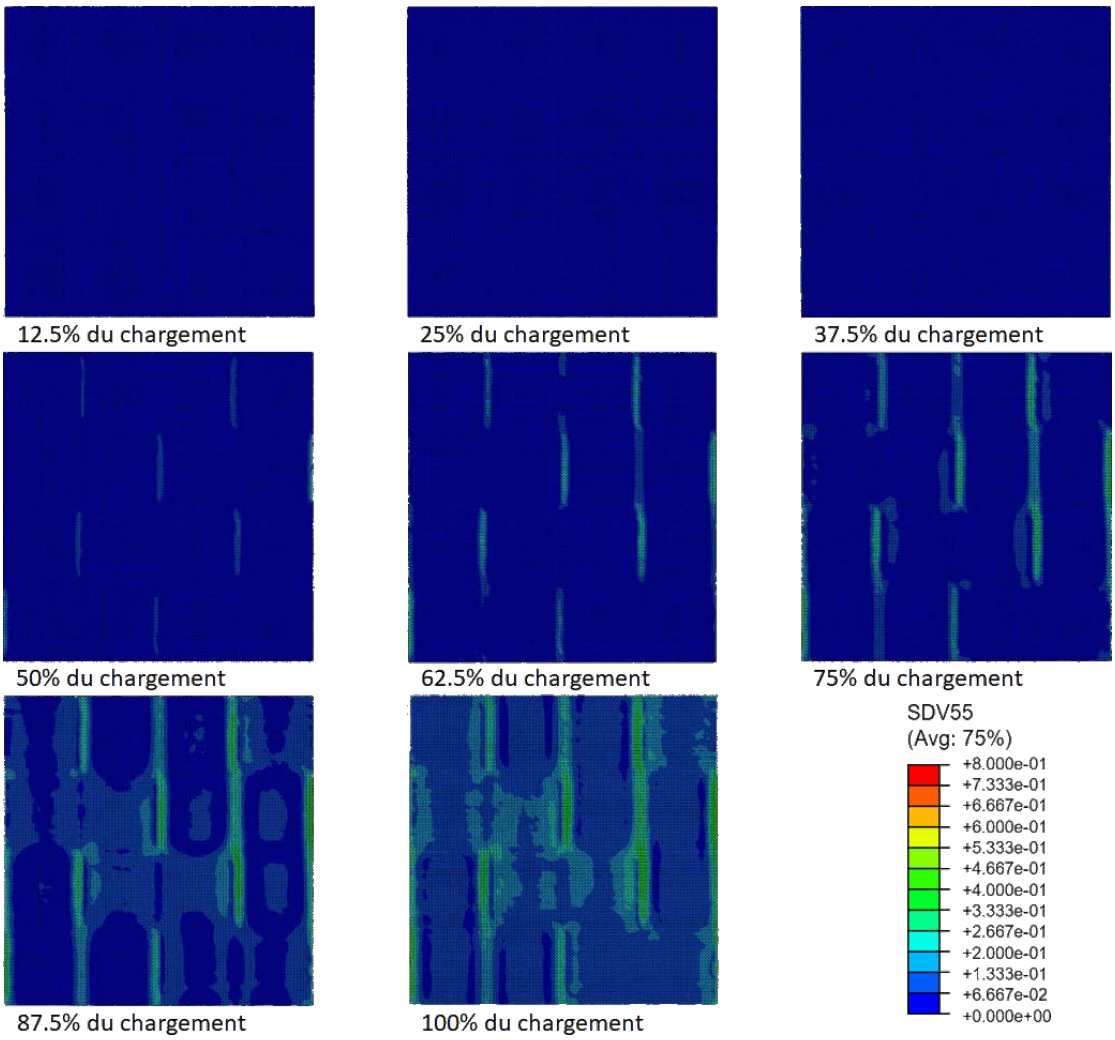


Figure 5-7 : Endommagement de la matrice PA66 du composite sergé [0°] à HR50, 23°C en quasi-statique.

La **Figure 5-8** présente une comparaison des courbes contrainte – déformation longitudinales obtenues expérimentalement à l'aide de la procédure d'homogénéisation numérique réalisée sur le VER. On constate que la simulation numérique permet d'obtenir de manière plus que satisfaisante le comportement général en traction longitudinale du composite sergé. L'erreur relative maximale que l'on peut observer est d'environ 5%. La **Figure 5-7** présente les niveaux d'endommagement dans la matrice PA66.

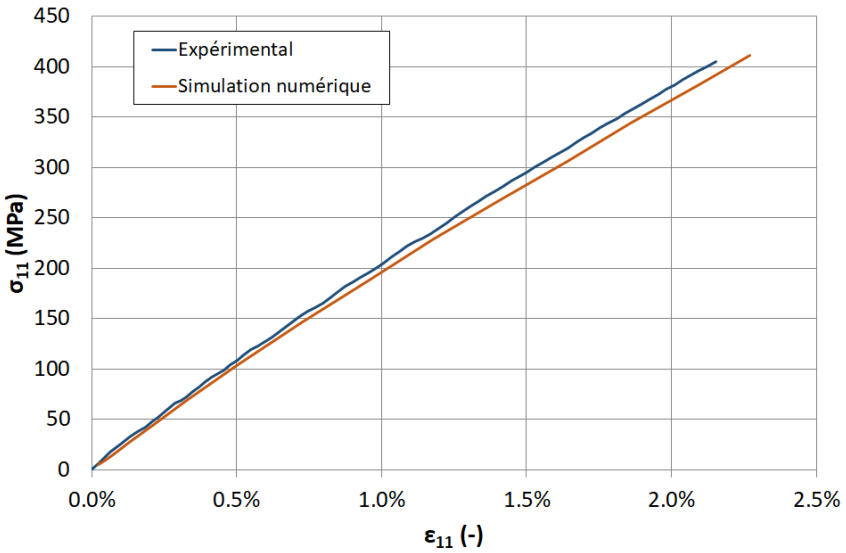


Figure 5-8 : Comparaison expérimental/numérique pour le sergé [0°] à HR50, 23°C en quasi-statique.

3.2 Résultats de la simulation numérique d'homogénéisation en quasi-statique à HR85 et à 23°C

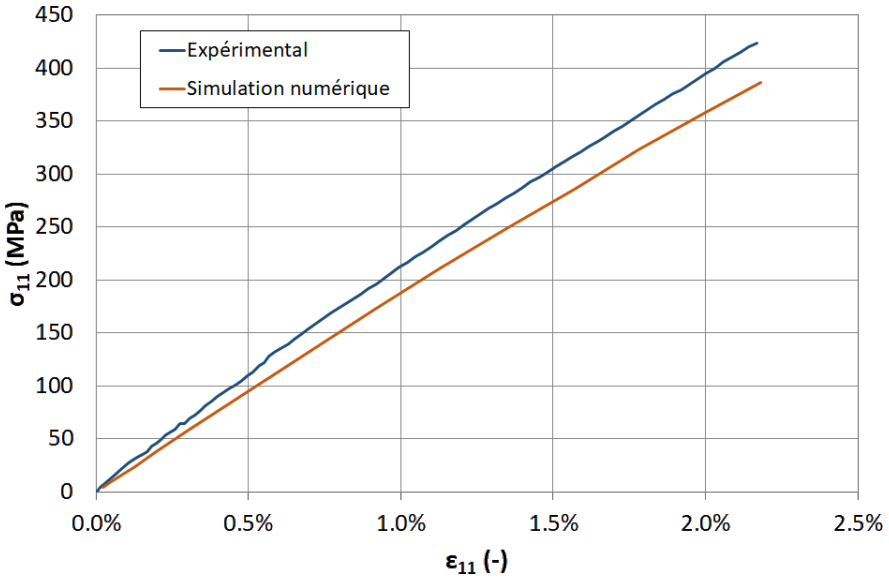


Figure 5-9 : Comparaison expérimental/numérique pour le sergé [0°] à HR85, 23°C en quasi-statique.

La **Figure 5-9** présente une comparaison des courbes contrainte – déformation longitudinales mais cette fois-ci à HR85. Contrairement à précédemment, on remarque une différence entre les deux résultats qui peut être toujours imputée à l'hypothèse d'homogénéité de l'humidité au sein du composite. Expérimentalement, il a été démontré que l'on pouvait considérer qu'il y avait une insensibilité dans la direction longitudinale à l'hygrométrie (**Figure 2-22**). Ce n'est pas le cas ici car les torons ne sont, peut-être, pas dans le même état que la matrice et en l'occurrence que le composite. Néanmoins, il convient de constater que l'erreur maximale relative demeure faible (de l'ordre de 9%)

et peut être acceptable surtout si l'on souhaite avoir une idée rapide des grandeurs pour un dimensionnement de structures. La **Figure 5-10** présente les niveaux d'endommagement dans la matrice PA66.

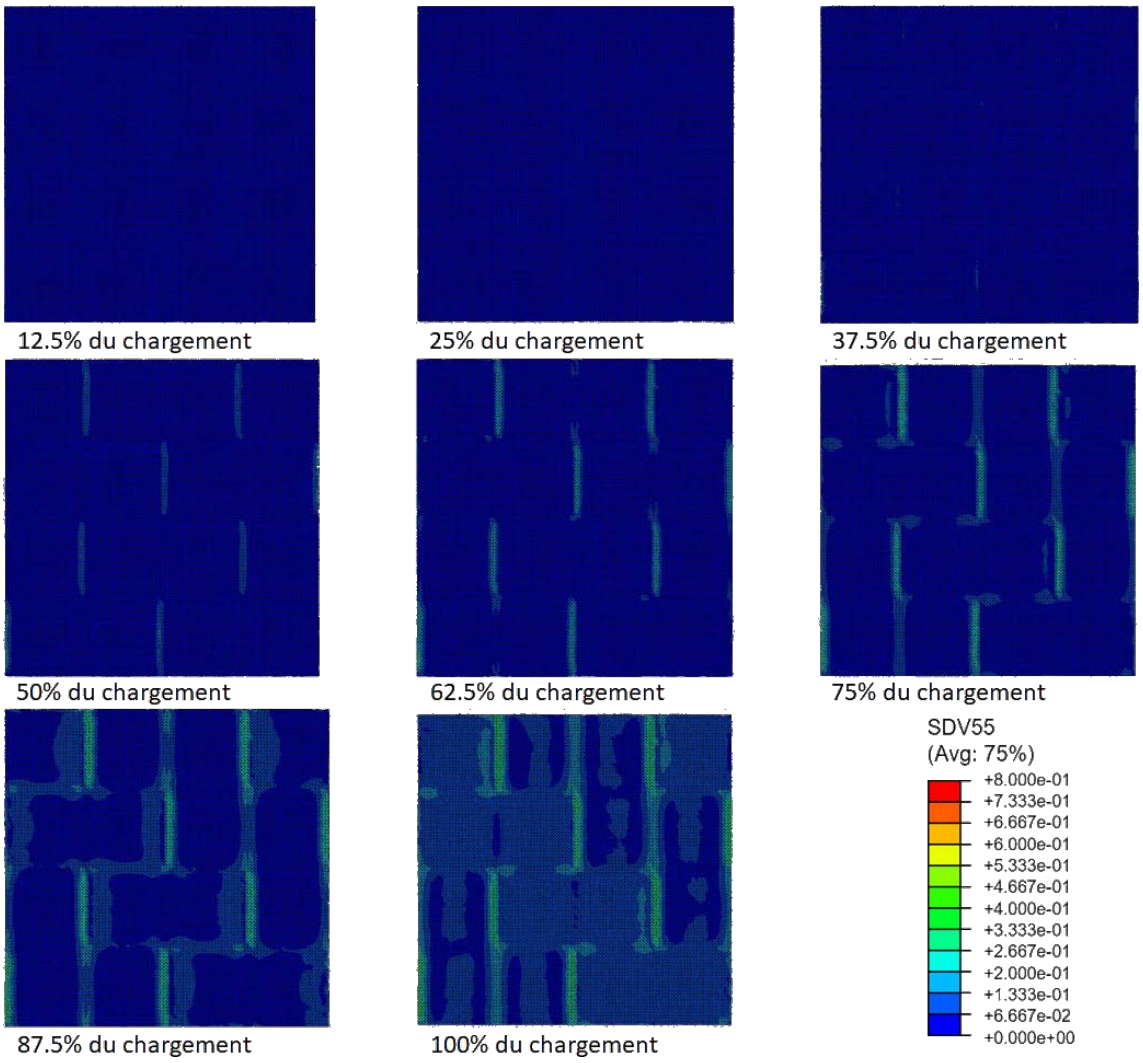


Figure 5-10 : Endommagement de la matrice PA66 du composite sergé [0°] à HR85, 23°C en quasi-statique.

3.3 Conclusion générale et perspectives

Pour les deux HR et à température ambiante, les résultats obtenus sont globalement satisfaisants surtout si l'on ne perd pas de vue que l'objectif de l'outil numérique est de donner une idée rapide de caractéristiques pour le sergé 2x2. Il faut souligner néanmoins que l'on pourrait diminuer les écarts vus à HR85 en prenant mieux en compte peut être la répartition de l'humidité au sein du matériau. Bien que nous ne les ayons pas présentés, on remarque un phénomène similaire pour HR0 où finalement on pourrait penser que le processus de dessiccation permet bien de déshumidifier la matrice mais plus difficilement les torons. Des investigations expérimentales et/ou numériques doivent par conséquent être menées afin d'apporter des réponses en ce qui concerne ce point particulier.

4. Traction en cisaillement du composite sergé 2x2 en quasi-statique à 23°C

La modélisation adoptée est basée sur ce que nous avons décrit précédemment (**Figure 5-4**). Pour ce modèle, nous avons 515 173 éléments finis linéaires de type C3D4 (99 172 nœuds). Il y a 2 500 équations de liaison (**Figure 5-11**) entre les deux faces chargées. Les parties de torons qui se

superposent sont aussi collées ensemble. La déformation macroscopique appliquée est issue des essais expérimentaux et est fonction du HR de la simulation numérique. Enfin, le post traitement des données de simulation se fait de la même manière que pour le cas longitudinal en utilisant en plus (si nécessaire) les changements de base (repère global/repère local) :

$$\begin{cases} \sigma_{12} = \dfrac{\sigma_x}{2} \\ \gamma_{12} = 2\varepsilon_{12} = \varepsilon_x - \varepsilon_y \end{cases} \qquad (5\text{-}1)$$

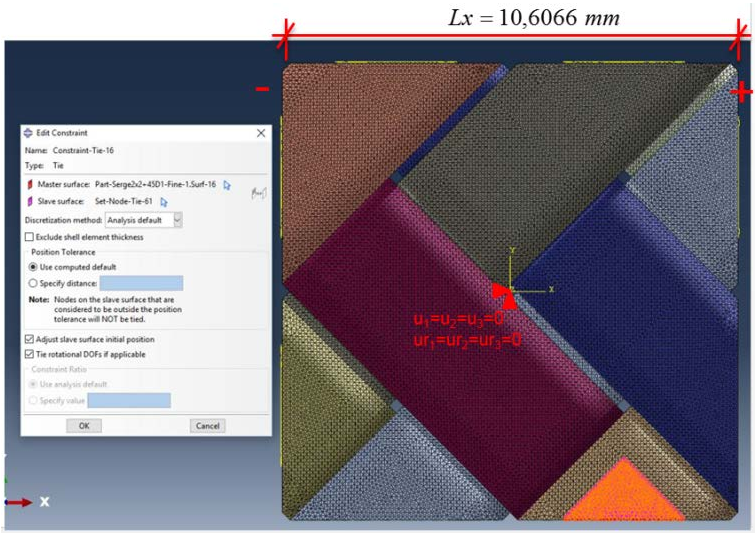


Figure 5-11 : Conditions limites périodiques sur les faces chargées pour le sergé 2x2 Verre/PA66 [45°].

4.1 Résultats de la simulation numérique d'homogénéisation en quasi-statique à HR50 et à 23°C

Les résultats obtenus de l'homogénéisation réalisée sur le composite sergé 2x2 Verre/PA66 sont proposés sur la **Figure 5-12**. Ce que l'on peut constater dans un premier temps, c'est que d'un point de vue ordre de grandeur, nous obtenons des résultats comparables à ceux issus de l'expérimental. Maintenant, si l'on s'attarde plus précisément sur l'endommagement (**Figure 5-13**, **Figure 5-15** et **Figure 5-16**) dans les différentes parties, on constate une évolution de ces derniers beaucoup moins rapide que lors des expérimentations. Corollairement, l'évolution de la déformation plastique cumulée est plus rapide (**Figure 5-14**). C'est d'ailleurs ce qui produit le fait que la courbe numérique se trouve au-dessus de la courbe expérimentale sur la gamme de déformation totale de cisaillement de quelques pourcents à 17.5%.

Ces différences dans les évolutions, tant des endommagements de torons et de la matrice que de leurs déformations plastiques cumulées respectives, peuvent, à notre sens, être dues au choix d'une hypothèse d'interface parfaite entre les fibres et la matrice dans le toron mais aussi entre les torons et la matrice. Expérimentalement, la croissance des endommagements doit sûrement permettre une coalescence des défauts entre les constituants faisant apparaitre un délaminage entre eux. Il serait donc intéressant de reprendre l'ensemble de la modélisation proposée en incluant par exemple des éléments cohésifs pour savoir si ces derniers réguleraient l'évolution des endommagements. Rappelons cependant que l'identification des lois cohésives risque d'être un verrou principalement d'un point de vue expérimental.

La seconde explication que l'on pourrait avancer se trouve dans la seconde hypothèse que nous avons prise : une homogénéité de la répartition de l'humidité au sein du composite et de ces constituants. Comme nous le verrons dans le point suivant, il se pourrait que pour le composite dans

un état à HR50, la répartition soit différente au sein de la matrice et des torons bien qu'en moyenne on atteigne un taux de 50%. En comparant les évolutions des endommagements à différentes étapes du chargement (**Figure 5-15** et **Figure 5-16**), on remarque une évolution plus rapide dans les torons que dans la matrice elle-même. Or expérimentalement (**Chapitre 2 - 1.3.1**), à température ambiante, on observe que plus la matrice est pauvre en taux d'humidité, plus son comportement tend à être « fragile ». Il serait donc intéressant de reprendre encore une fois la méthodologie développée ainsi que les simulations numériques avec un HR pour les torons inférieur (par exemple) à celui de la matrice ce qui permettrait aussi d'ajuster l'évolution globale des endommagements à ce que l'on peut observer expérimentalement.

Néanmoins, comme nous l'avons déjà souligné, ces premières étapes de la méthodologie mènent à identifier des quantités d'intérêt, qui peuvent être utiles dans le cas d'un dimensionnement rapide, sans avoir beaucoup d'expérimentation à faire.

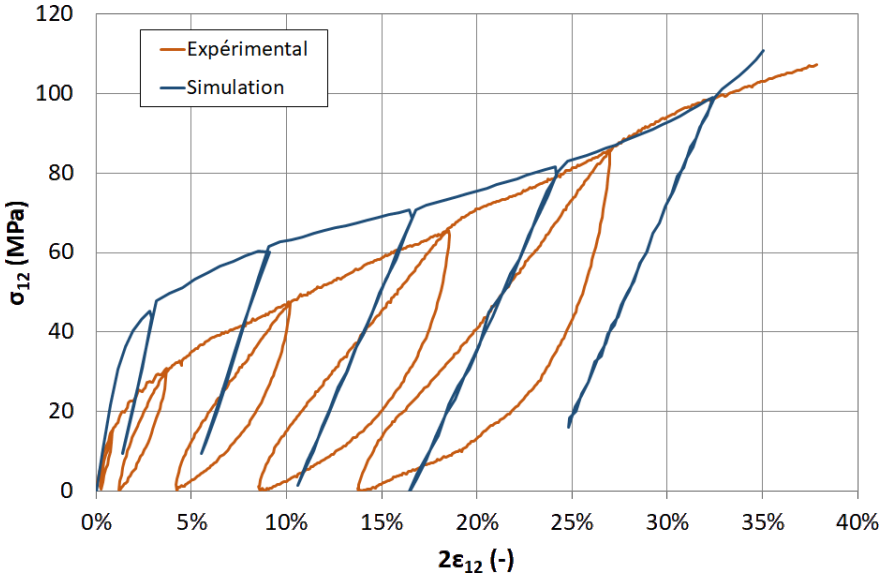


Figure 5-12 : Comparaison expérimental/numérique pour le sergé [45°] à HR50, 23°C en quasi-statique.

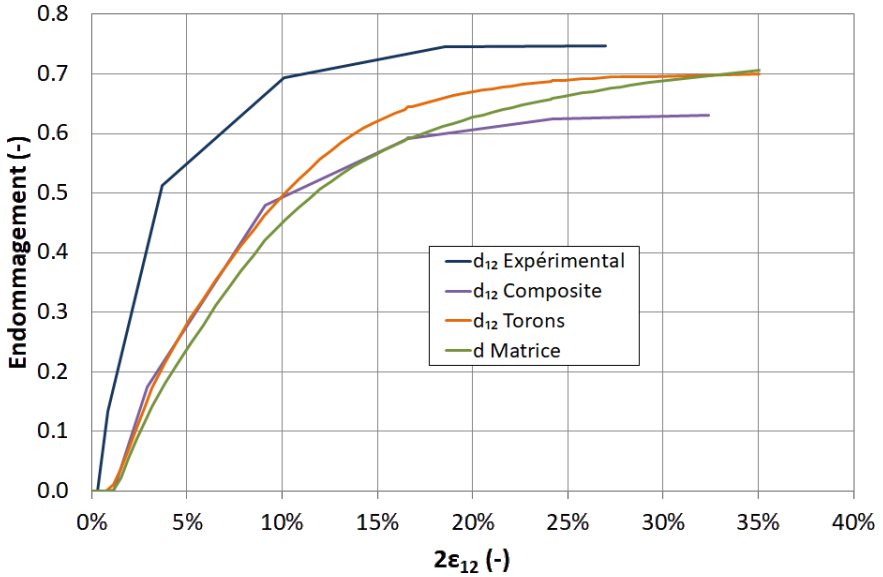


Figure 5-13 : Comparaison expérimental/numérique des endommagements pour le sergé [45°] à HR50, 23°C en quasi-statique.

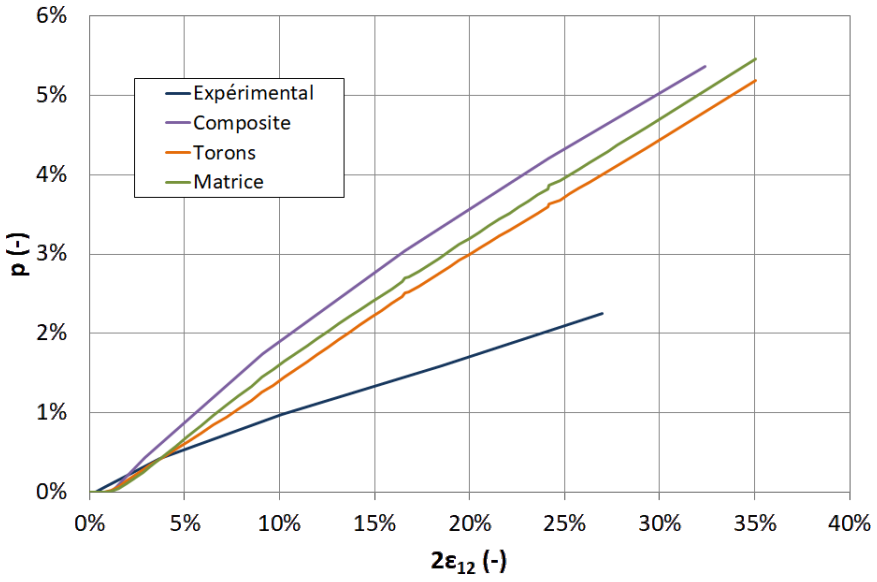


Figure 5-14 : Comparaison expérimental/numérique de la déformation plastique cumulée pour le sergé [45°] à HR50, 23°C en quasi-statique.

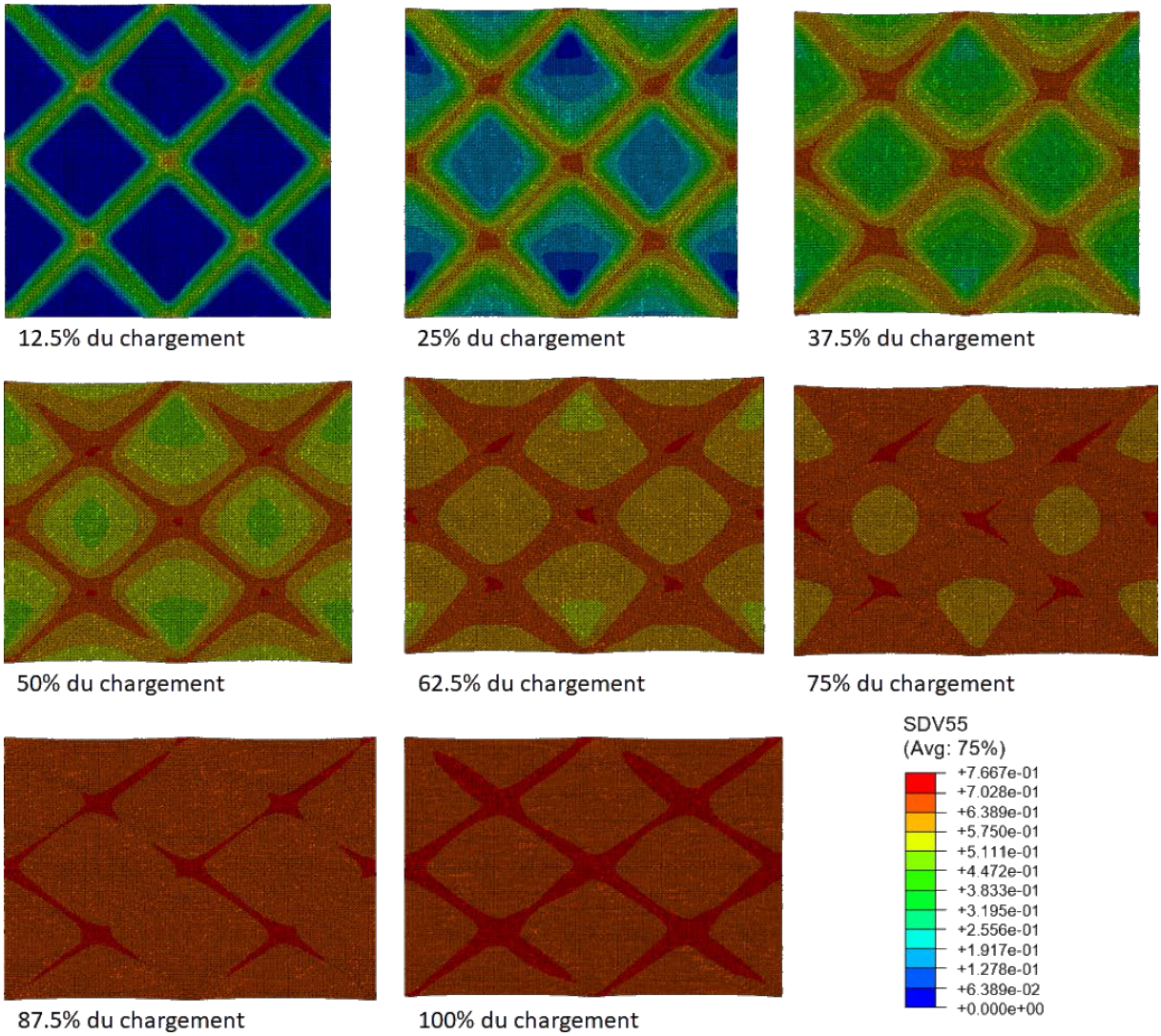


Figure 5-15 : Endommagement isotrope de la matrice PA66 du composite sergé [45°] à HR50, 23°C en quasi-statique.

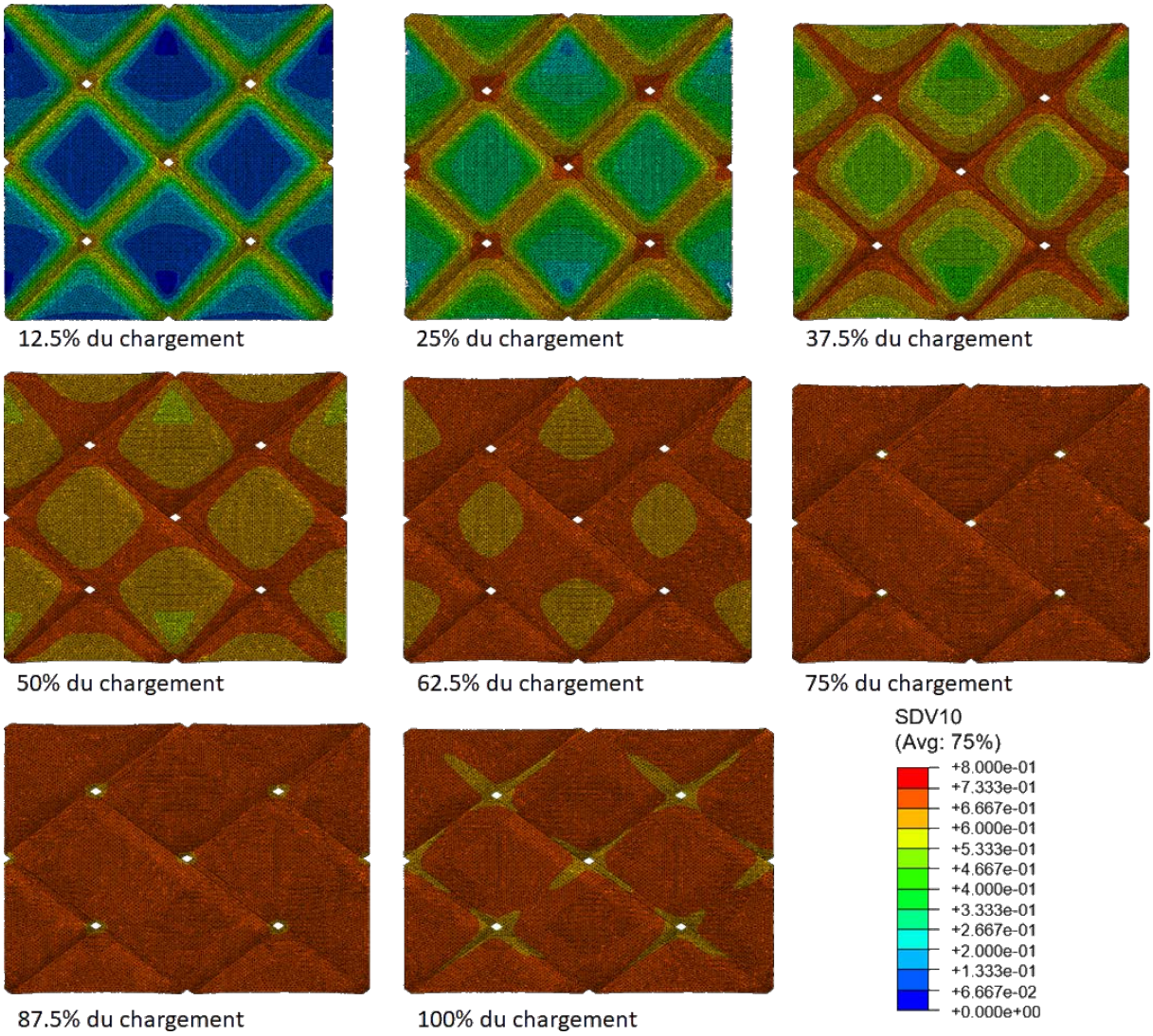


Figure 5-16 : Endommagement dans les torons du composite sergé [45°] à HR50, 23°C en quasi-statique.

4.2 Résultats de la simulation numérique d'homogénéisation en quasi-statique à HR85 et à 23°C

4.2.1 Cas d'une homogénéité d'humidité relative au sein tous les constituants (HR85)

Pour ces simulations numériques, nous avons utilisé pour les torons le comportement identifié avec une matrice à HR85 et pour la matrice le comportement identifié à HR85. Autrement dit, la répartition de l'humidité est homogène dans le composite sergé 2x2. Les résultats (**Figure 5-17**) montrent dans ce cas que jusqu'à 10% de déformation de cisaillement, le comportement du composite est bien reproduit mais qu'au-delà ce n'est plus du tout le cas. En effet, les évolutions des endommagements (**Figure 5-18**) arrivent plus tôt que dans le cas HR50 mais ne progressent pas de la bonne manière. Comme nous l'avons déjà souligné auparavant pour le cas HR50, on peut imaginer que non seulement les interfaces torons/matrice et fibres/matrice devraient pouvoir être évolutives mais qu'aussi la répartition de l'humidité au sein du matériau composite ne soit pas uniquement homogène. C'est la raison pour laquelle nous proposons dans la partie suivante une étude où le taux d'humidité relative dans les torons est de 50% au lieu de 85% afin de « rigidifier » le comportement.

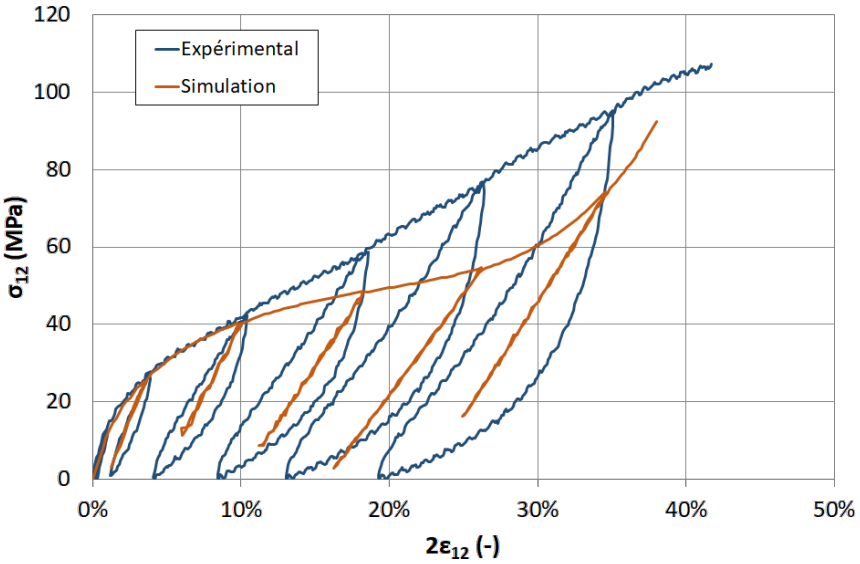


Figure 5-17 : Comparaison expérimental/numérique pour le sergé [45°] à HR85, 23°C en quasi-statique.

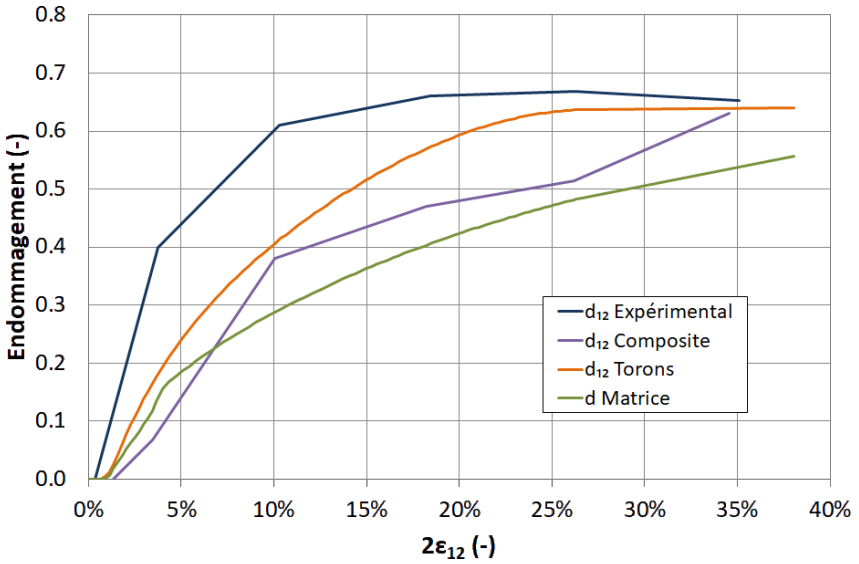


Figure 5-18 : Comparaison expérimental/numérique des endommagements pour le sergé [45°] à HR85, 23°C en quasi-statique.

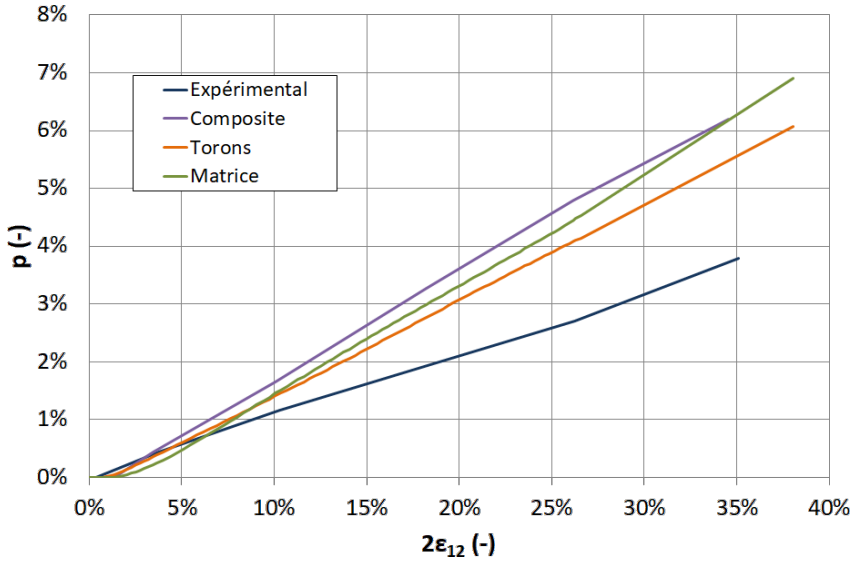


Figure 5-19 : Comparaison expérimental/numérique de la déformation plastique cumulée pour le sergé [45°] à HR85, 23°C en quasi-statique.

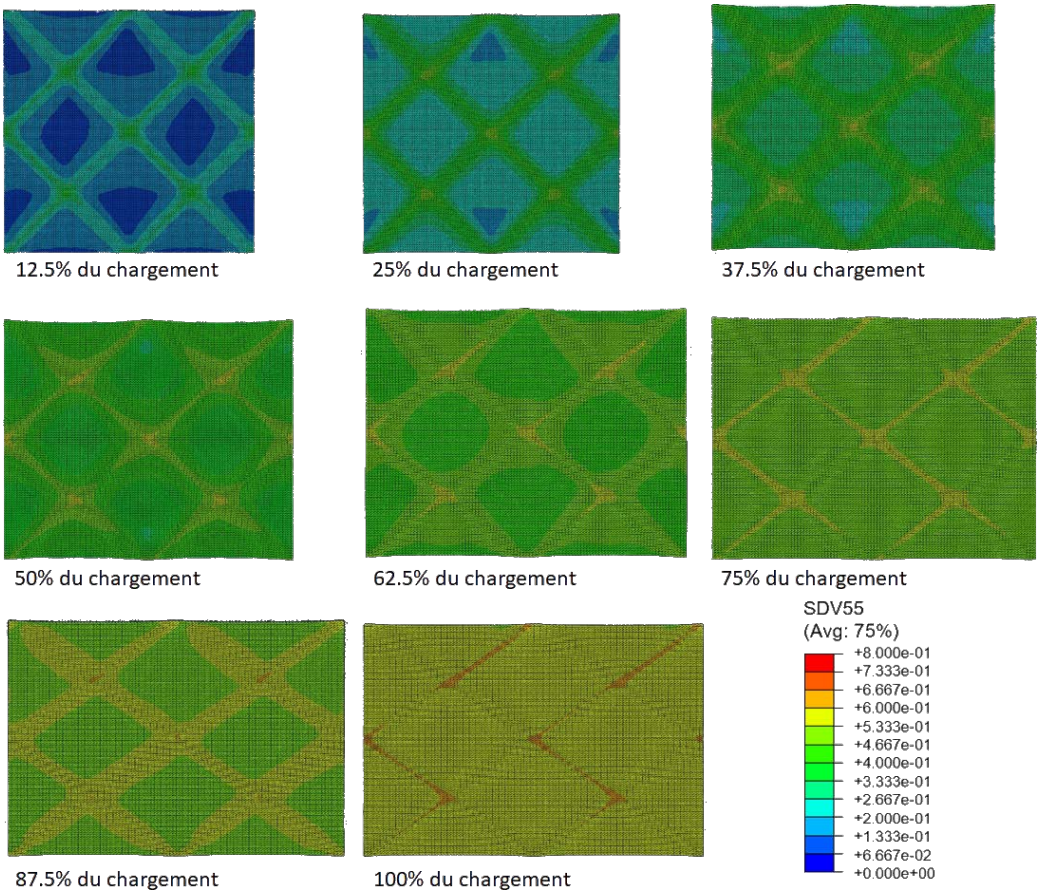


Figure 5-20 : Endommagement isotrope de la matrice PA66 du composite sergé [45°] à HR85, 23°C en quasi-statique.

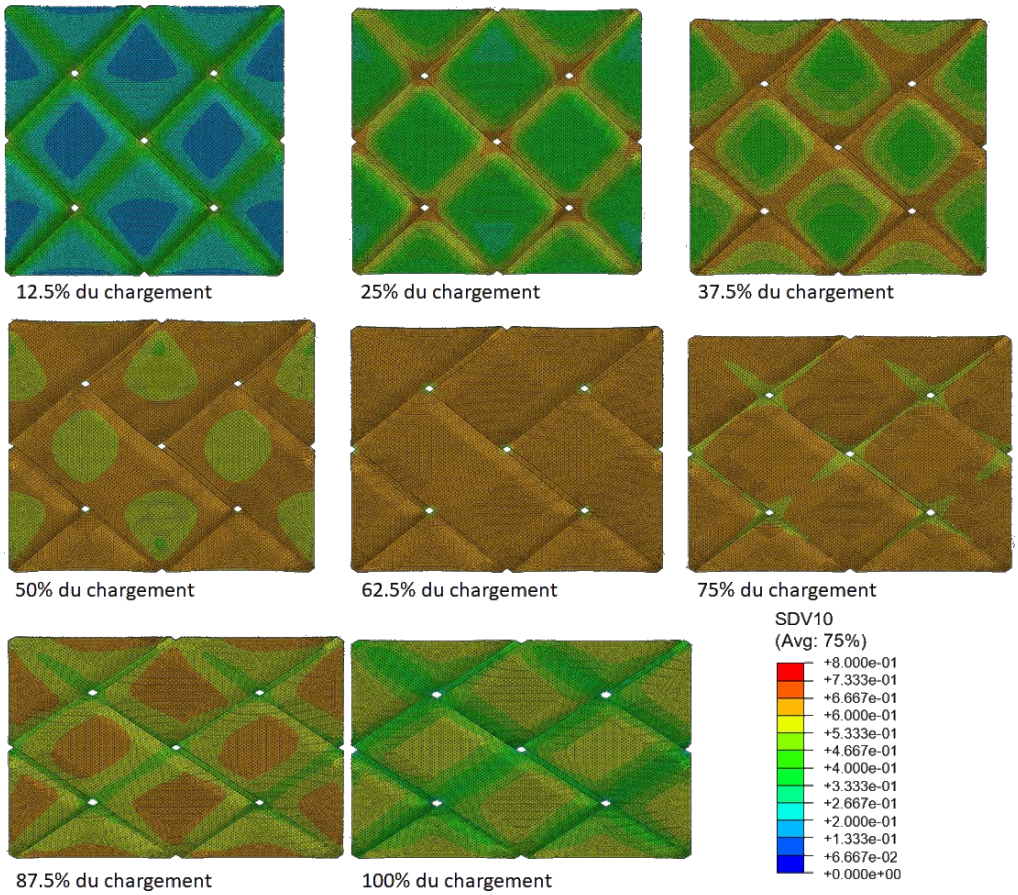


Figure 5-21 : Endommagement dans les torons du composite sergé [45°] à HR85, 23°C en quasi-statique.

4.2.2 Cas d'une inhomogénéité d'humidité relative : torons à HR50 et matrice à HR85

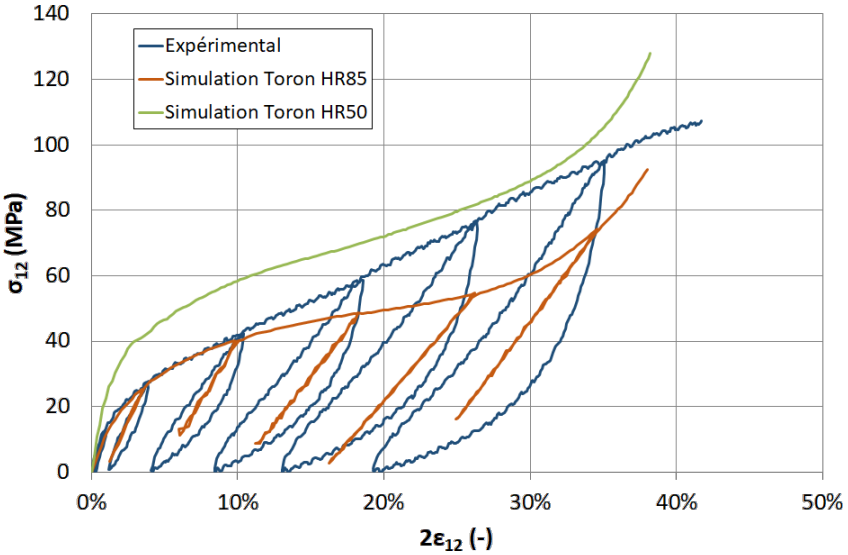


Figure 5-22 : Comparaisons pour le sergé [45°] à HR85, 23°C avec des torons à HR50.

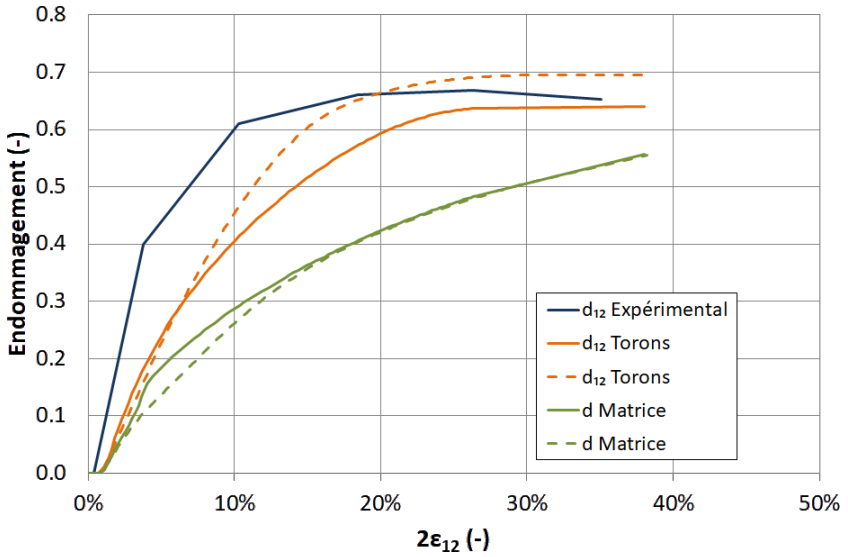


Figure 5-23 : Comparaisons des endommagements pour le sergé [45°] à HR85, 23°C avec des torons à HR50.

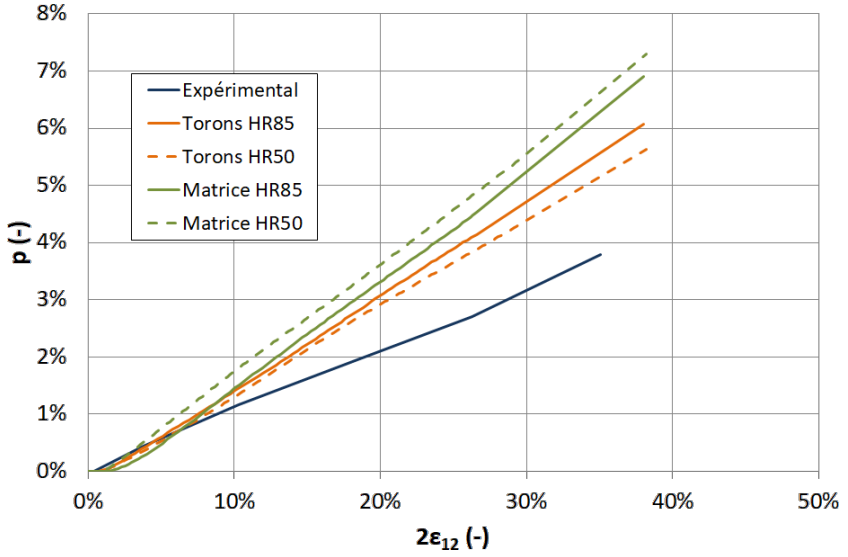


Figure 5-24 : Comparaisons de la déformation plastique cumulée pour le sergé [45°] à HR85, 23°C avec des torons à HR50.

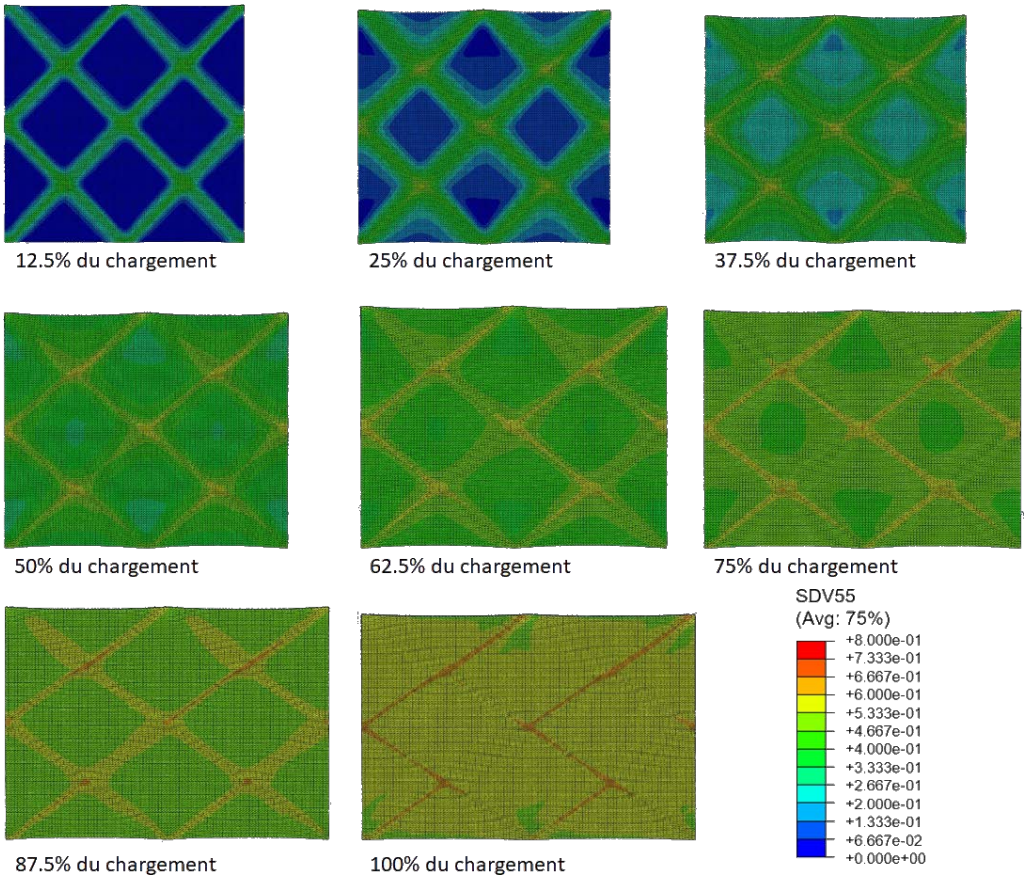


Figure 5-25 : Endommagement isotrope de la matrice PA66 du composite sergé [45°] à HR85, 23°C en quasi-statique avec des torons à HR50.

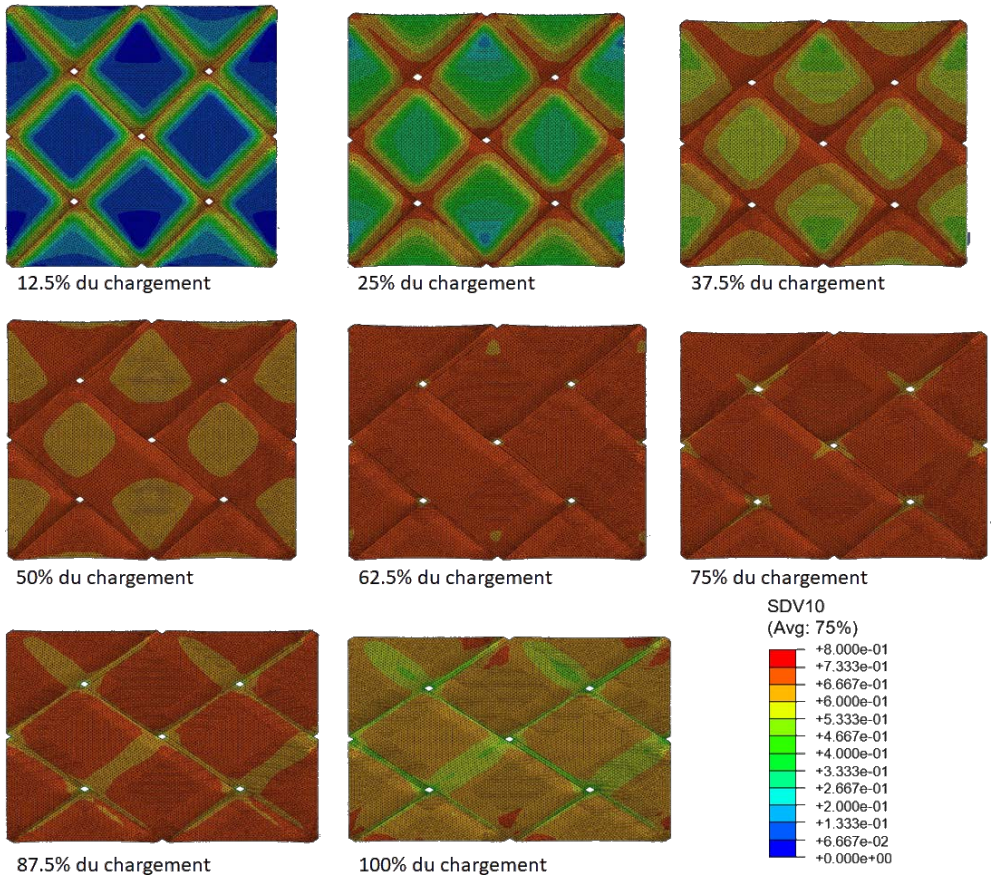


Figure 5-26 : Endommagement dans les torons du composite sergé [45°] à HR85, 23°C en quasi-statique avec des torons à HR50.

Pour ces simulations par éléments finis, nous avons utilisé pour les torons le comportement identifié avec une matrice à HR50 et pour la matrice le comportement identifié à HR85 afin de rigidifier un peu plus le comportement numérique du sergé. Les résultats proposés par les **Figure 5-22**, **Figure 5-23** et **Figure 5-24** montrent bien une modification du comportement qui tend à diminuer très sensiblement les écarts en regard de la courbe expérimentale. Cependant, on se retrouve encore une fois confronté à une progression des quantités qui ne représentent pas le comportement réel du sergé 2x2 car nous n'avons pu relâcher les contraintes en ce qui concerne le collage des interfaces torons/matrice et fibre/matrice.

Par ailleurs, on remarque aussi que l'on se rapproche d'un comportement de sergé 2x2 puisque nous avons environ 30% du volume du VER qui correspond à la matrice. Ainsi avec les valeurs de 50% d'humidité relative dans les torons et de 85% dans la matrice, le niveau moyen de HR dans le sergé est d'environ 60%. Il aurait été intéressant et judicieux de se placer dans un second cas : HR50 pour la matrice et HR85 pour les torons, cas que nous n'avons pu traiter malheureusement par manque de temps.

4.3 Conclusion générale et perspectives

4.3.1 Conclusion

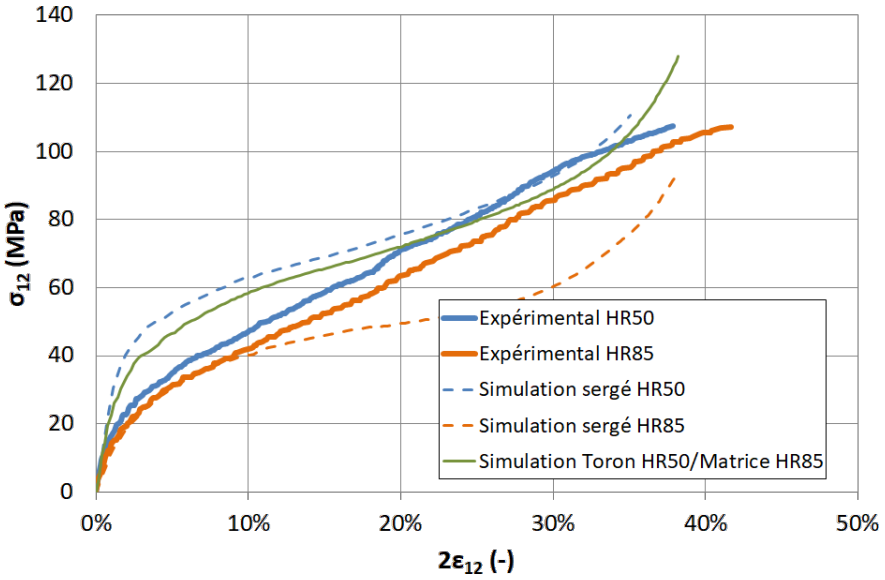


Figure 5-27 : Bilan des courbes de contrainte-déformation en cisaillement.

En conclusion, l'ensemble des simulations numériques réalisées pour le sergé $[+45°]_4$ à l'ambiante et pour deux différentes conditions d'hygrométrie (HR50 et HR85) a montré que les résultats d'homogénéisation du composite sergé 2x2 Verre/PA66 sont forcément influencés par le comportement en cisaillement du toron et l'hygrométrie (**Figure 5-27**). Bien que les résultats numériques aient montré une meilleure corrélation pour les propriétés élastiques, le comportement non-linéaire possède une erreur relative assez grande due principalement au fait, comme nous l'avons cité précédemment, de l'inhomogénéité de l'humidité au sein du matériau et du type d'interface parfaite entre fibres/matrice à l'échelle microscopique et torons/matrice à l'échelle mésoscopique. Cependant, même si cette erreur relative est assez importante, cette méthodologie adoptée permet d'obtenir des grandeurs intéressantes pour des cas de dimensionnement. En effet, rappelons qu'une caractérisation restreinte est nécessaire puisqu'il ne faut simplement que déterminer le comportement expérimental de la matrice. La procédure d'identification des paramètres des lois matériaux que nous avons créées est quasiment aussi automatique. Enfin, nous ne l'avons pas mentionné mais les calculs en cisaillement ont eu la durée la plus grande en temps de calcul : en effet

sur un ordinateur à 8 cœurs (3.6 GHz, 16Go de RAM) il a fallu environ 10 jours pour obtenir les résultats. En utilisant un supercalculateur, il serait possible de diminuer drastiquement ce temps de calcul : dans tous les cas, le temps passé à la simulation numérique est quand même inférieur à celui passé pour les caractérisations et identifications expérimentales.

4.3.2 Perspectives

En premières perspectives, comme nous l'avons déjà souligné, il faudrait d'une part relâcher la contrainte d'interfaces parfaites entre fibres/matrice et torons/matrice en introduisant des éléments cohésifs par exemple ou bien encore une gestion de contact particulière. D'autre part, il faudrait mener des essais expérimentaux sur la répartition de l'humidité au sein du matériau composite sergé 2x2 pour pouvoir réellement travailler avec le niveau d'humidité relative dans chaque « partie » du tissé. En parallèle, on pourrait aussi mener une campagne expérimentale sur le PA66 plus importante en incluant par exemple les comportements pour au moins cinq ou six HR différents. Il serait alors, peut-être, possible à ce moment-là de déterminer l'évolution du comportement de la matrice PA66 en fonction de l'humidité relative et utiliser ces travaux pour déterminer numériquement le HR approprié à chaque « partie » du composite tissé. Enfin, un dernier point que nous allons traiter dans la partie suivante correspond à améliorer le comportement du toron par homogénéisation pour mieux rendre compte du comportement en cisaillement du sergé 2x2. Pour cela nous proposerons quelques résultats à propos d'une loi non linéaire pour les fibres. Nous verrons que l'utilisation de cette loi en lieu et place de la loi élastique fragile permet d'avoir un comportement de toron beaucoup plus « adapté » aux chargements en cisaillement du toron et du composite par conséquent.

En perspectives à plus long terme, on pourrait aussi intégrer la sensibilité à la vitesse de déformation pour la matrice PA66 et contrôler si la méthodologie développée pour l'outil virtuel permet d'obtenir d'une manière générale des grandeurs caractéristiques d'intérêt (comme les propriétés élastiques ou encore les propriétés à rupture). Dans ce cadre-là, l'outil numérique pourrait diminuer drastiquement la campagne expérimentale de caractérisation du tissé.

5. Prise en compte d'un comportement non linéaire des fibres de verre dans le toron pour le cisaillement

Dans le **Chapitre 3 - 2.3.2**, nous réalisons des simulations éléments finis de torons à l'aide de conditions non périodiques. Nous avons vu qu'il était nécessaire d'avoir une profondeur suffisante pour la cellule élémentaire du toron afin d'obtenir des déformations en cisaillement assez importantes tout en évitant des problématiques de distorsion d'éléments finis. Comme ces dernières sont liées principalement à l'hypothèse d'un contact entre fibres/matrice parfait, l'idée proposée ici est d'alléger cette contrainte en affiliant un comportement en cisaillement non linéaire à la fibre, ce qui aura pour objectif de répartir le cisaillement dans tout le toron en optimisant l'angle de glissement des fibres.

5.1 Améliorations du comportement des fibres pour le toron à HR50, 23°C en quasi-statique

Dans le **Chapitre 3 - 2.3**, nous avons utilisé, comme beaucoup d'auteurs de la littérature, une loi élastique pour des fibres de verres à l'échelle microscopique pour la modélisation du comportement du toron ou du composite UD. Cependant, nous avons constaté que l'angle de glissement des fibres de verre (**Figure 5-32**) n'est pas le même que celui des torons à l'échelle mésoscopique et qu'en plus on pouvait avoir de nombreux éléments de la matrice autour de la fibre très déformés. Par conséquent, dans cette partie, nous proposons de prendre en compte une loi de comportement non linéaire en cisaillement pour les fibres et pour la matrice, le comportement du toron à HR50 et à $23°C$ en quasi-statique utilisant la loi élastoplastique avec l'endommagement isotrope pour la matrice PA66 (**Figure**

3-10) avec des paramètres présentés dans le **Tableau 3-6** (dont nous ne fixerons pas la valeur du taux de restitution d'énergie $\bar{Y}^R$). Nous regarderons, dans un premier temps, le cas de la cellule élémentaire « longue » puis nous nous tournerons vers la cellule élémentaire utilisée pour déterminer le comportement transversal du toron (autrement dit une cellule élémentaire de plus petites dimensions **Chapitre 3 - 2.3.1**) pour laquelle nous examinerons non seulement les conditions limites mais aussi le fait d'inclure ou non de l'endommagement en cisaillement dans la loi non linéaire des fibres.

5.1.1 Cellule élémentaire longue avec une loi élasto-plastique pour les fibres (Cas 1)

La loi de comportement pour les fibres de verre que nous allons utiliser ici est une loi élasto-plastique isotrope (basée sur les travaux que nous avons menés à propos du toron **Chapitre 3 - 2.1**). Puisque cette loi est isotrope, nous avons imposé que :

- $E_{ii} = E = 74\ GPa$,
- $\nu_{ij} = \nu = 0.26$,
- $G_{ij} = G = \frac{E}{2(1+\nu)} \cong 29.36\ GPa$.

Puisqu'elle est élasto-plastique à écrouissage isotrope, nous n'avons pas considéré d'endommagement. Enfin en ce qui concerne la plasticité, cette dernière n'est autorisée uniquement qu'en cisaillement (autrement dit dans les directions 11, 22 et 33, le comportement demeure purement élastique) et nous avons choisi les paramètres suivants :

- $R_0 = 20\ MPa$,
- $\beta = 290\ MPa$,
- $m = 0.45$.

*Remarque : les choix de la limite d'élasticité à $20\ MPa$ (**Figure 5-28**) ainsi que la forme de l'évolution de la fonction d'écrouissage en fonction de la déformation plastique (**Figure 5-29**) ont été faits en considérant les proportions respectives des constituants (fraction volumique de fibres dans les torons de 70% et fraction volumique de fibres dans le sergé de 50%) et les valeurs à la limite d'élasticité et à rupture identifiés expérimentalement pour la matrice PA66 et le composite sergé 2x2 à HR50.*

Pour les simulations numériques permettant d'obtenir le comportement homogénéisé du toron, nous avons pris une cellule élémentaire (comme dans le **Chapitre 3 - 2.3**) de dimensions $18 \times 10 \times 30\ mm$ dont les conditions limites appliquées sont un encastrement du nœud central et une imposition d'une déformation macroscopique telle que représentée sur la **Figure 5-30**. Le post traitement des données de simulations est réalisé de la même manière qu'au **Chapitre 3 - 2.3**.

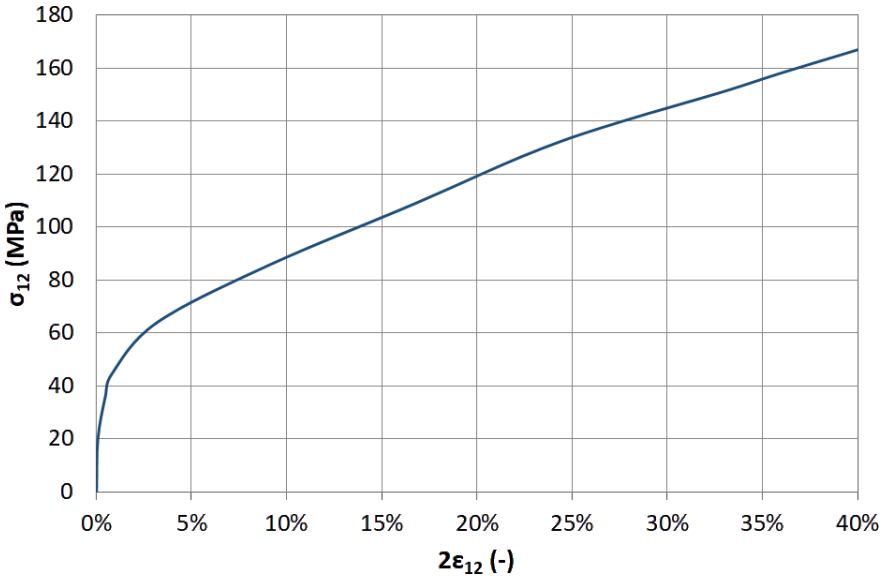


Figure 5-28 : Courbe de contrainte-déformation en cisaillement de la fibre de verre (Cas 1).

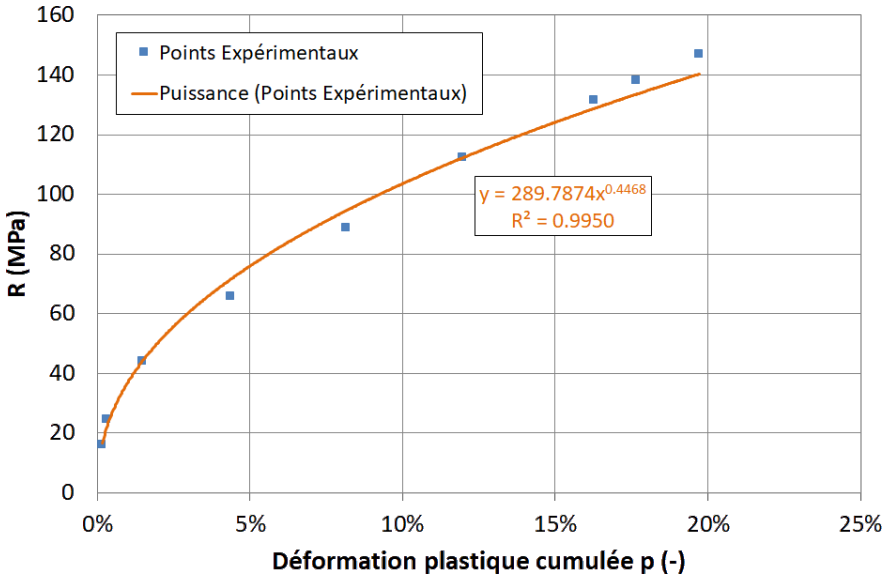


Figure 5-29 : Fonction d'écrouissage pour la fibre de verre (Cas 1).

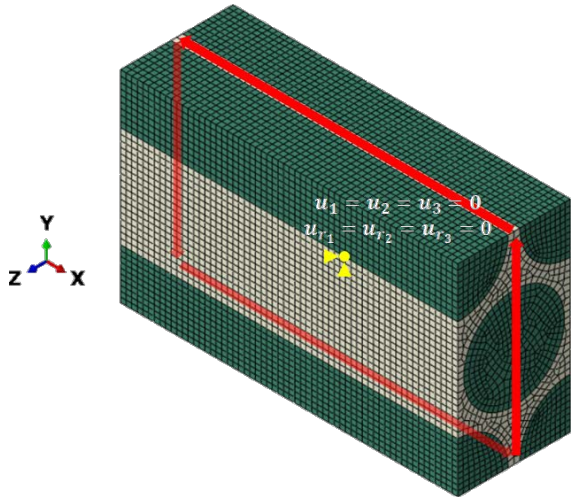


Figure 5-30 : Conditions limites pour la cellule élémentaire (Cas 1).

La **Figure 5-31** présente la courbe de contrainte-déformation en cisaillement obtenue après post-traitement des données pour le toron. La **Figure 5-33** montre qu'encore une fois dans ce cas de simulation l'angle de glissement **(5-2)** des fibres demeure petit. Par ailleurs, comme on peut le constater sur la **Figure 5-32**, un nombre important d'éléments finis autour des fibres sont beaucoup déformés.

$$angle\ de\ glissement = \frac{90\ \mathrm{atan}(2\varepsilon_{12}^{total})}{\pi} \qquad (5\text{-}2)$$

Comme le montre la **Figure 5-34** la déformation de la matrice PA66 est dominante par rapport celle des fibres de Verre et du toron. Par ailleurs, il en est de même en ce qui concerne l'endommagement (**Figure 5-35**) : il provient principalement de la matrice PA66 du fait de la grande rigidité des fibres et de leur fraction volumique. Ce premier cas test permet donc d'améliorer un peu le comportement homogénéisé du toron mais n'est toujours pas suffisant. Nous allons maintenant nous tourner vers le second cas test qui concerne la cellule élémentaire utilisée pour l'identification du comportement transversal du toron.

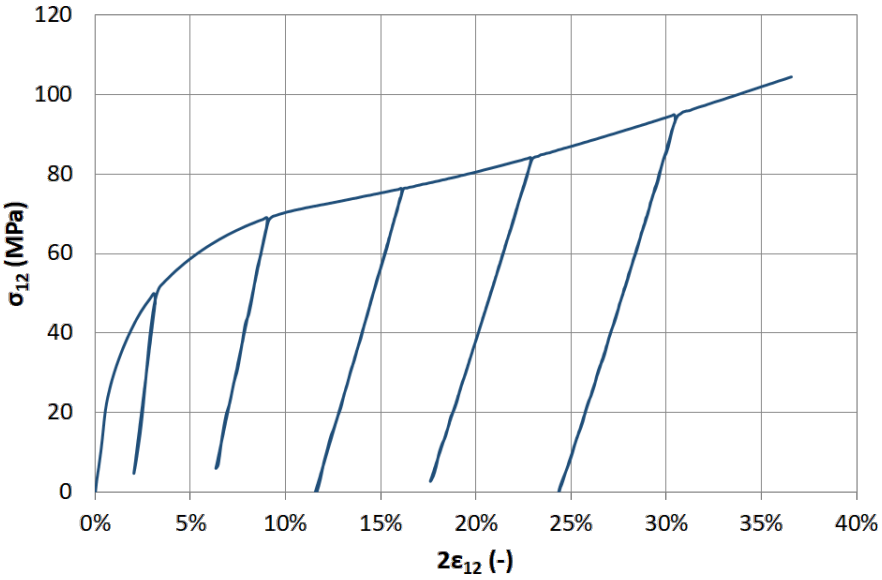


Figure 5-31 : Courbe de contrainte-déformation en cisaillement du toron à HR50 (Cas 1).

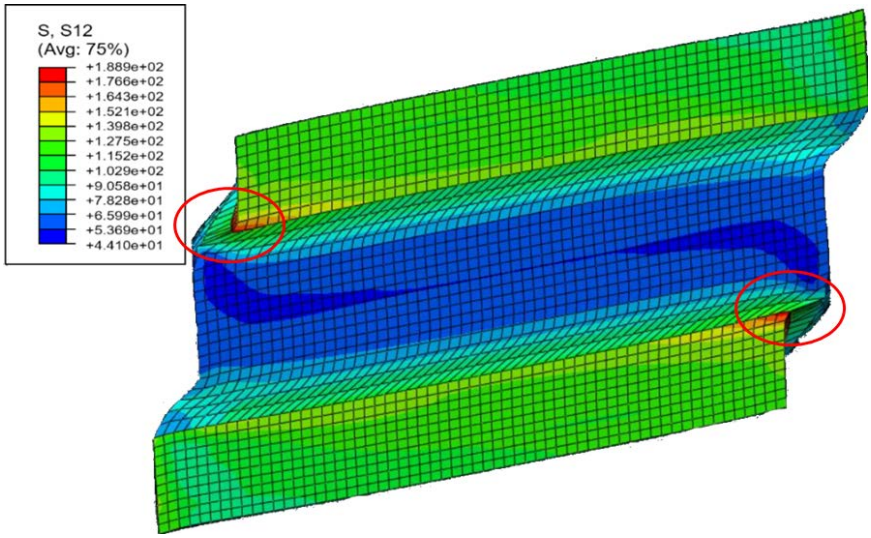


Figure 5-32 : Contrainte de cisaillement dans le toron à HR50 (Cas 1).

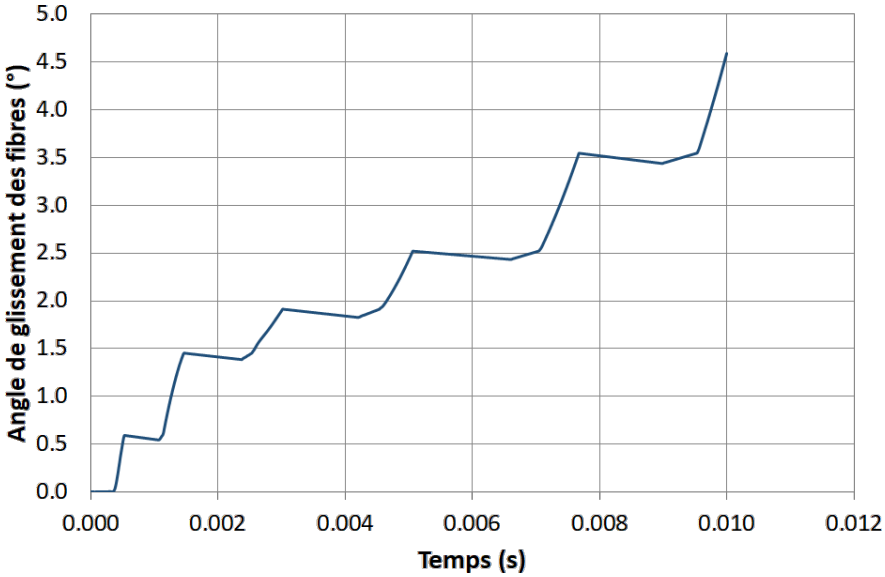


Figure 5-33 : Angle de glissement des fibres de verre à HR50 (Cas 1).

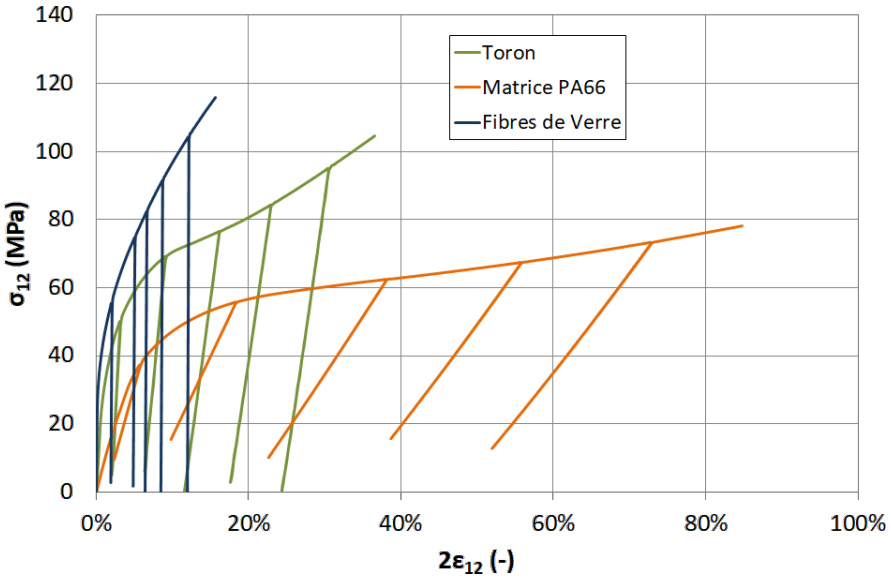


Figure 5-34 : Courbes contrainte-déformation en cisaillement pour les fibres, la matrice et le toron à HR50 (Cas 1).

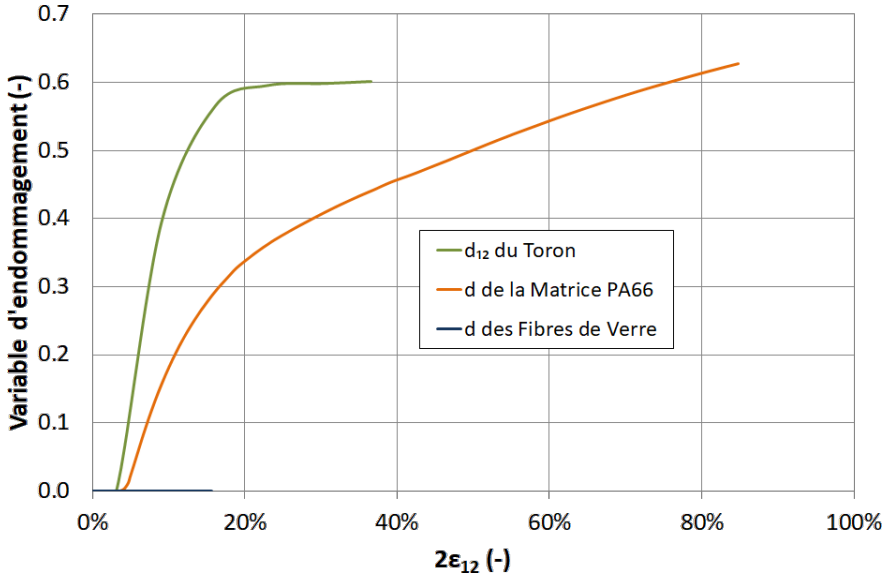


Figure 5-35 : Endommagement des fibres, de la matrice et du toron à HR50 (Cas 1).

5.1.2 Cellule élémentaire courte avec une loi élasto-plastique pour les fibres (Cas 2)

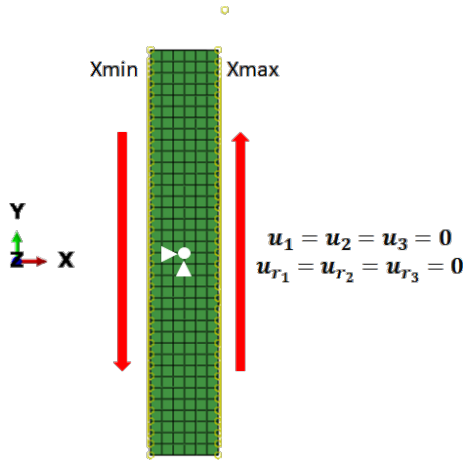


Figure 5-36 : Conditions limites pour la cellule élémentaire (Cas 2).

Pour ce cas test, nous revenons sur la cellule élémentaire que nous avions utilisée pour identifier le comportement transversal du toron, à savoir une cellule élémentaire de dimensions $18 \times 10 \times 5\ mm$. La raison principale est que nous souhaitions avoir la même cellule élémentaire pour les deux cas de chargement (transversal et cisaillement) et nous souhaitons améliorer l'angle de glissement des fibres que nous avons eu précédemment. Pour cette simulation, nous allons donc appliquer une nouvelle fois la loi de comportement élasto-plastique précédente pour les fibres. Nous allons utiliser aussi des conditions limites de cisaillement pur, autrement dit le nœud central est toujours encastré, la face X_{min} est imposée à avoir des déplacements selon X nuls, la face Z_{min} est imposée à avoir des déplacements selon Z nuls, un chargement de déformation macroscopique cyclique est enfin imposé entre les deux faces opposées X_{min} et X_{max} (**Figure 5-36**).

Les nouveaux résultats pour cette cellule élémentaire plus courte sont proposés sur la **Figure 5-37** et sur la **Figure 5-38**. On remarque que cette fois-ci avec cette cellule élémentaire et les nouvelles conditions limites, l'angle de glissement des fibres (**Figure 5-39**) est beaucoup plus grand et que l'on a beaucoup moins d'éléments finis « très déformés ».

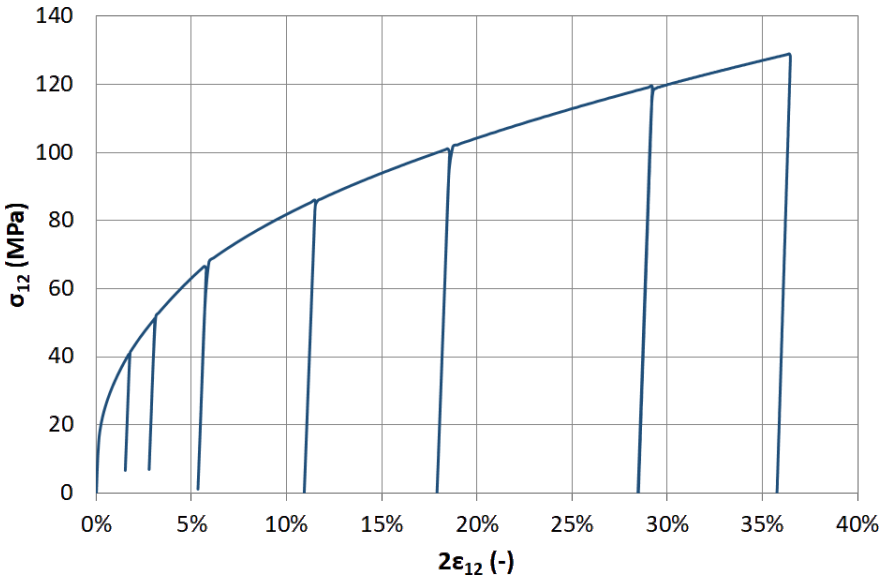


Figure 5-37 : Courbe de contrainte-déformation en cisaillement du toron à HR50 (Cas 2).

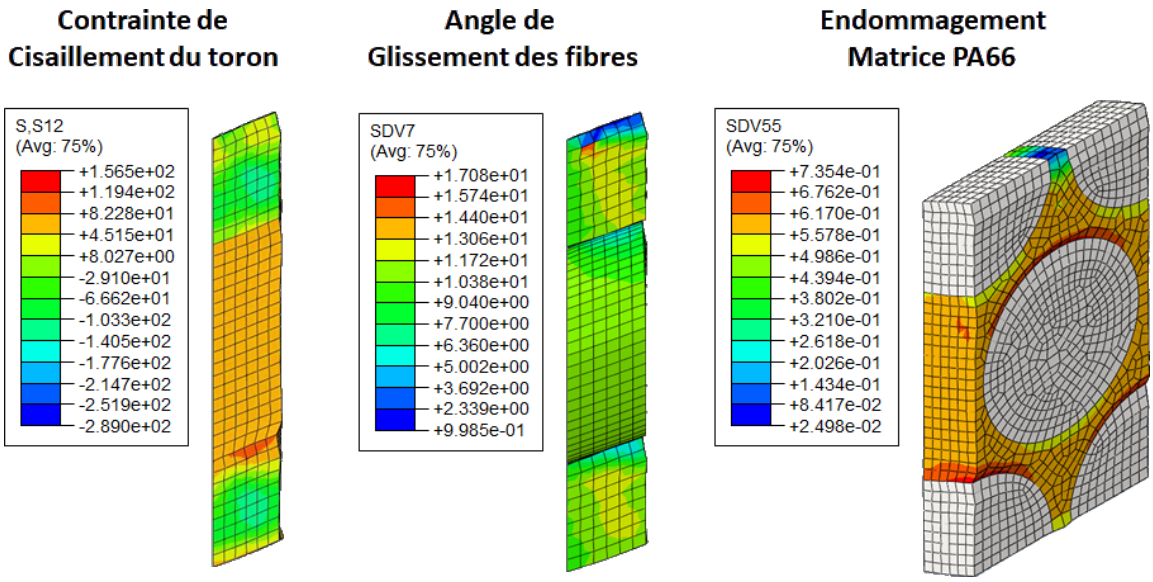


Figure 5-38 : Contrainte de cisaillement dans le toron à HR50, angle de glissement des fibres et endommagement de la matrice (Cas 2).

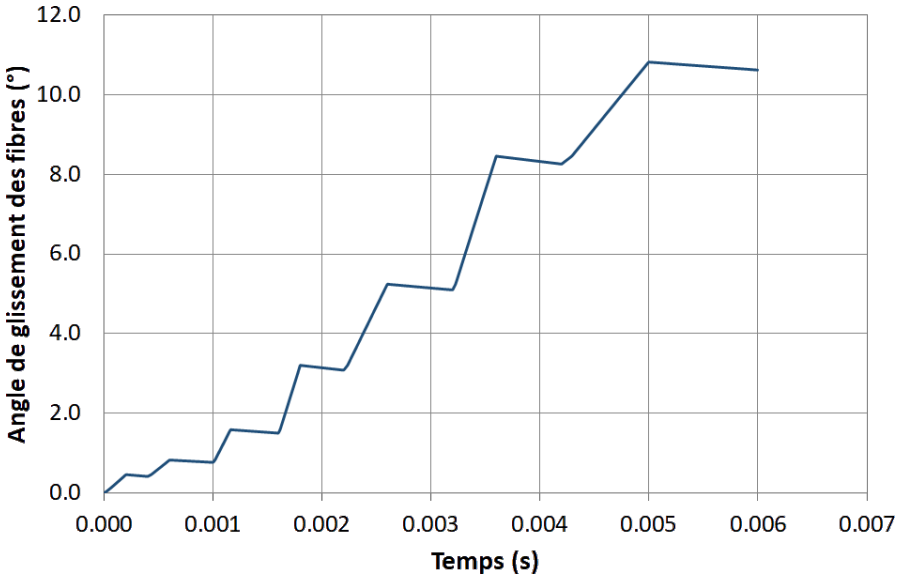


Figure 5-39 : Angle de glissement des fibres de verre à HR50 (Cas 2).

La **Figure 5-40** présente les courbes de contrainte-déformation en cisaillement du toron et de deux composantes (fibres de Verre et matrice PA66). Dans ce nouveau cas test, le résultat de l'homogénéisation du toron donne un comportement pour le toron qui se situe entre celui des fibres de Verre et celle de la matrice PA66. Les déformations de cisaillement entre le toron et les constituants sont quasiment identiques : les fibres de Verre ont alors le bon angle de glissement, autrement dit l'ensemble des constituants sont bien orientés dans la direction de chargement, ce qui est une façon d'alléger la contrainte d'interfaces parfaites en permettant finalement de réduire drastiquement le nombre d'éléments finis dans la matrice qui sont très déformés.

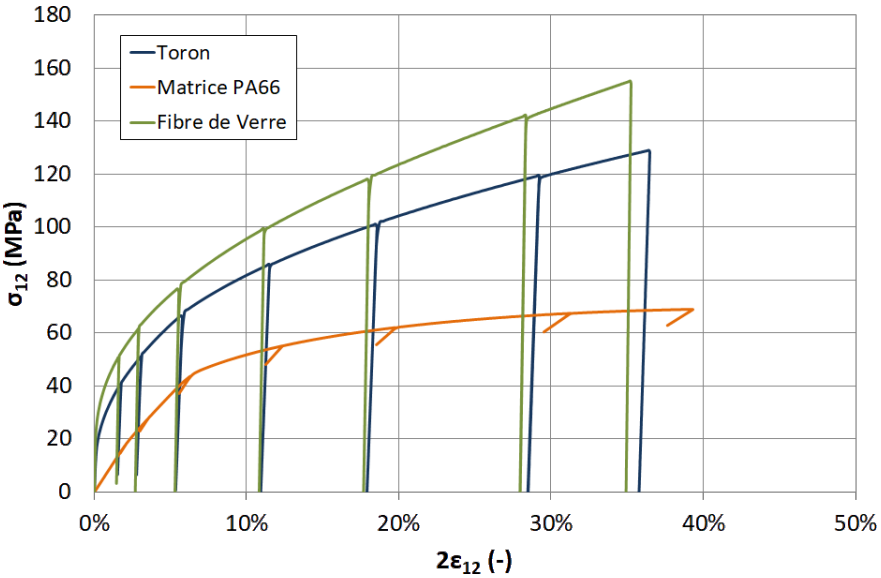


Figure 5-40 : Courbes contrainte-déformation en cisaillement pour les fibres, la matrice et le toron à HR50 (Cas 2).

Si l'on s'intéresse maintenant aux endommagements (**Figure 5-41**), on remarque qu'il n'y a que la matrice qui se dégrade et procure alors l'endommagement du toron. Par conséquent, nous nous proposons d'étudier maintenant un dernier cas test en incluant de l'endommagement dans la loi non linéaire pour les fibres.

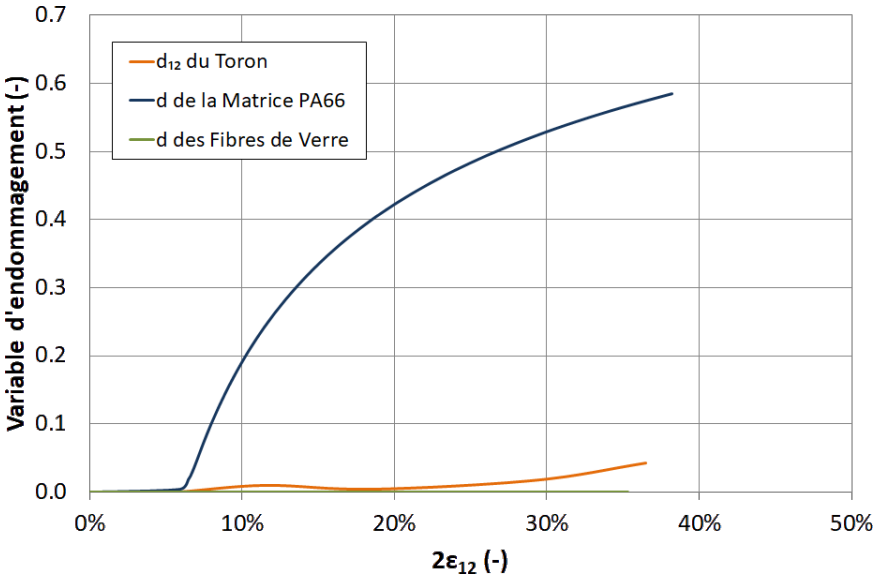


Figure 5-41 : Endommagement des fibres, de la matrice et du toron à HR50 (Cas 2).

5.1.3 *Cellule élémentaire courte avec une loi élasto-plastique endommageable pour les fibres (Cas 3)*

Comme nous n'avons pas de données, nous avons supposé que le comportement des fibres en cisaillement est celui représenté par la **Figure 5-42**. Nous avons ajouté des cycles de telle manière à avoir un endommagement en fin de chargement proche de 1.

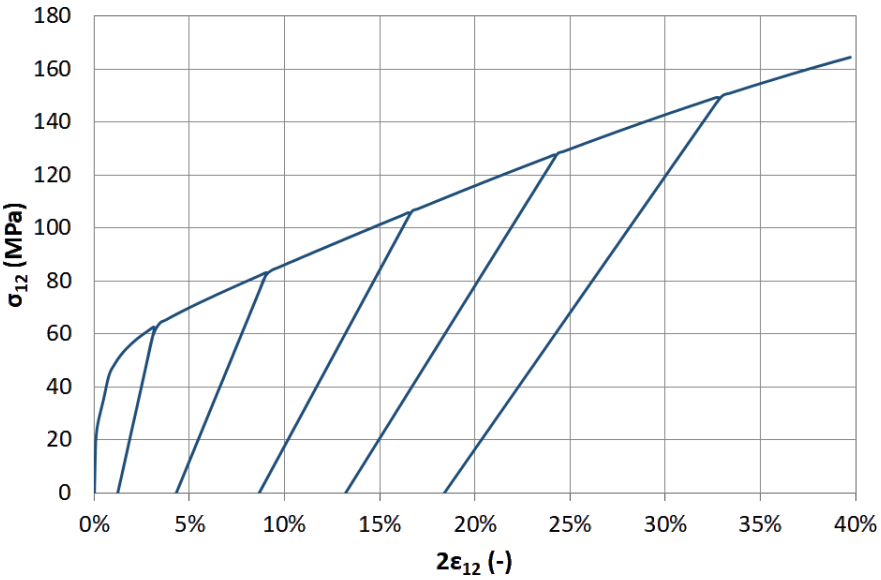


Figure 5-42 : Comportement choisi pour les fibres en cisaillement (Cas 3).

A partir de cette courbe, nous avons lancé un processus d'identification des paramètres comme celui détaillé dans le **Chapitre 3 - 1.3**. Les paramètres élastiques sont toujours identiques à ceux du cas test 1 **(5.1.1)**. Pour l'identification de l'évolution de l'endommagement (**Figure** 5-43), nous estimons que la relation entre le logarithme du taux de restitution d'énergie et l'endommagement peut être bien représentée par une loi polynomiale de degré 3 **(5-3)**.

$$d = a_3(\ln \bar{Y} - \ln \bar{Y}^0)^3 + a_2(\ln \bar{Y} - \ln \bar{Y}^0)^2 + a_1(\ln \bar{Y} - \ln \bar{Y}^0) \qquad (5\text{-}3)$$

En ce qui concerne l'évolution de la fonction d'écrouissage en fonction de la déformation plastique cumulée, nous maintenons toujours une loi de type puissance **(3-17)**.

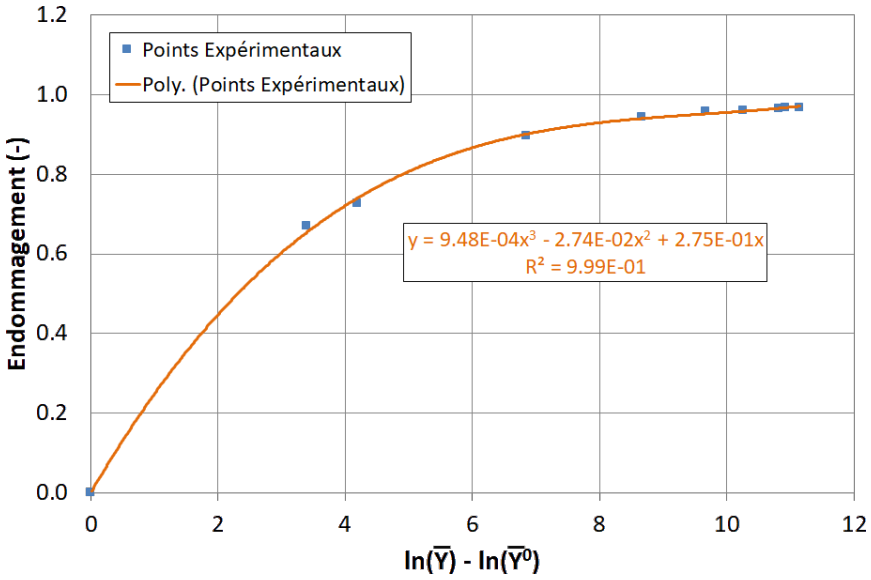


Figure 5-43 : Identification de l'évolution de l'endommagement de cisaillement des fibres (Cas 3).

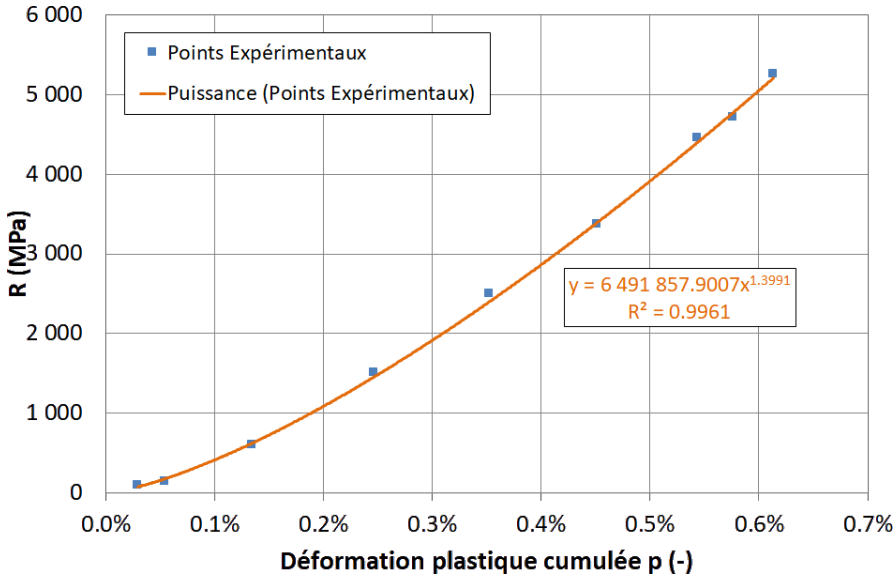


Figure 5-44 : Identification de l'évolution de la fonction d'écrouissage en cisaillement des fibres (Cas 3).

En résumé, l'ensemble des paramètres de la loi utilisée pour les fibres incluant l'endommagement est donné dans le **Tableau 5-1**.

$E\ (MPa)$	74000	$\bar{Y}^0\ (\sqrt{MPa})$	8.19 10^{-2}
$G\ (MPa)$	29365	a_1	8.48 10^{-4}
ν	0.26	a_2	-2.74 10^{-2}
$R_0\ (MPa)$	20	a_3	2.75 10^{-1}
$\beta\ (GPa)$	6492	$\bar{Y}^R\ (\sqrt{MPa})$	2.16 10^{1}
$m\ (-)$	1.399	$d_{12_{max}} = d_{13_{max}}$	0.968

Tableau 5-1 : Paramètres d'identification du toron en quasi-statique.

Les résultats des simulations numériques sont présentés sur les **Figure 5-45** et **Figure 5-46**. On peut constater que l'allure de VER déformé du toron, dans ce cas, test est identique avec le cas test précédent (Cas 2).

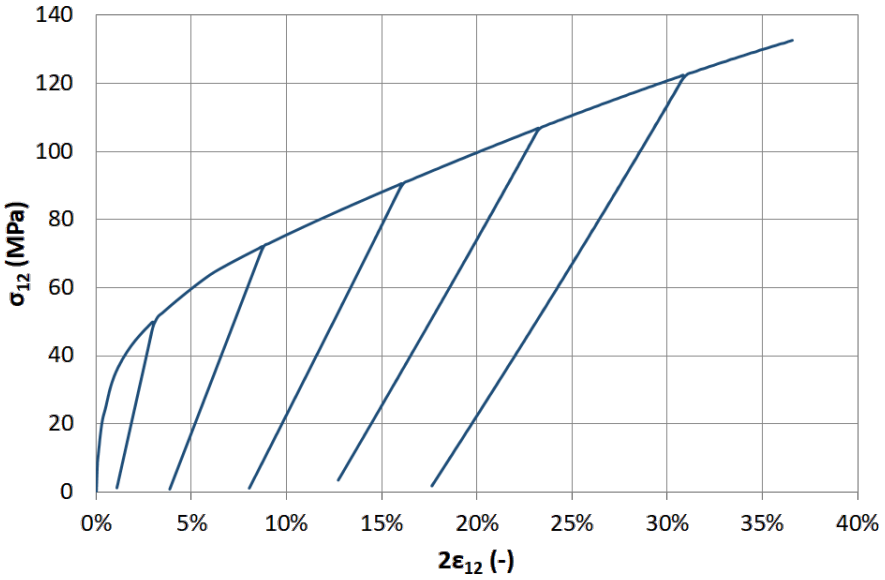


Figure 5-45 : Courbe de contrainte-déformation en cisaillement du toron à HR50 (Cas 3).

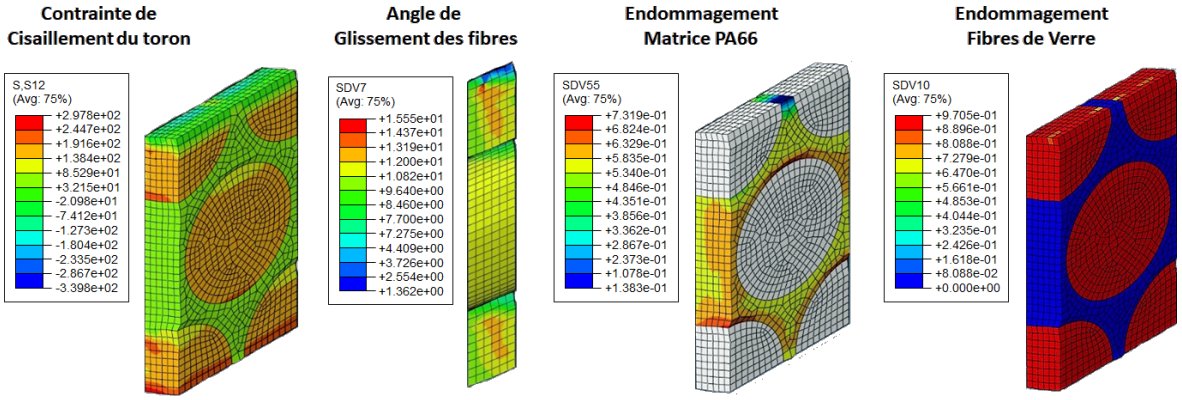


Figure 5-46 : Contrainte de cisaillement dans le toron à HR50, angle de glissement des fibres et endommagements de la matrice et des fibres (Cas 3).

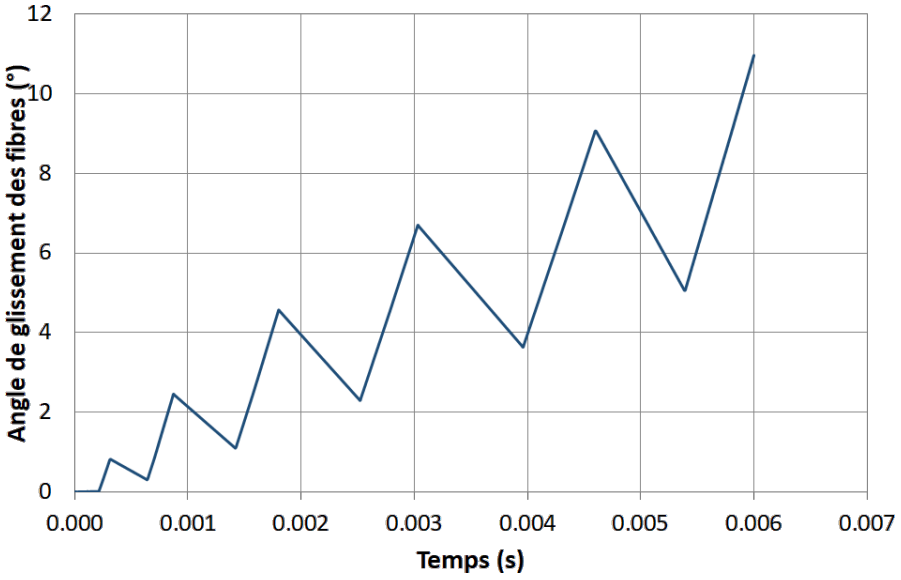


Figure 5-47 : Angle de glissement des fibres de verre à HR50 (Cas 3).

Le fait d'avoir ajouté de l'endommagement dans les fibres ne modifie pas les conclusions que nous avions eues à propos du comportement homogénéisé du toron (**Figure 5-48**) et de l'angle de glissement (**Figure 5-47**).

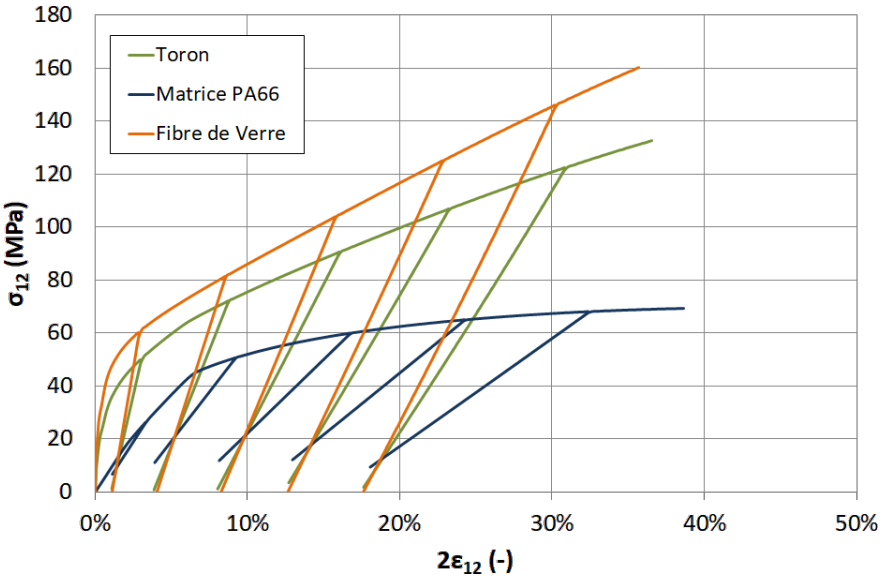


Figure 5-48 : Courbes contrainte-déformation en cisaillement pour les fibres, la matrice et le toron à HR50 (Cas 3).

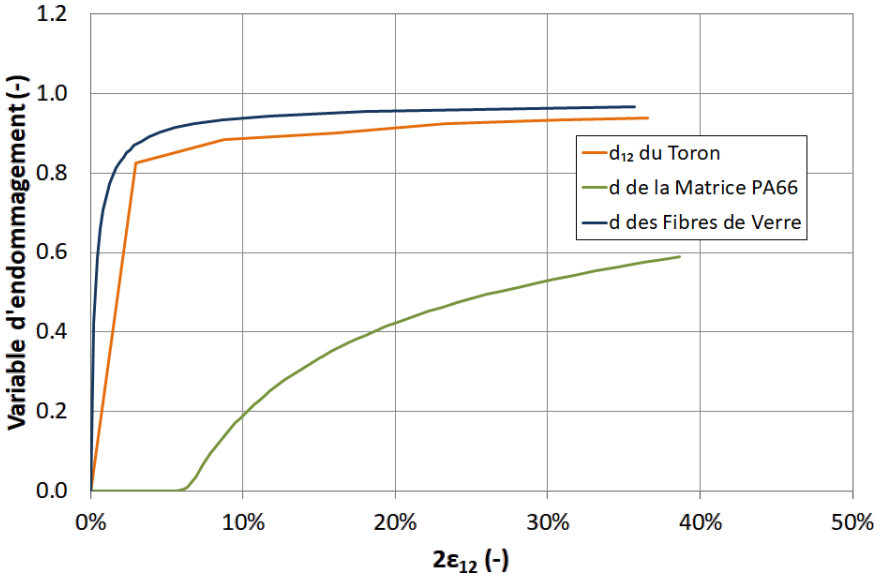


Figure 5-49 : Endommagement des fibres, de la matrice et du toron à HR50 (Cas 3).

L'avantage, ici, de l'introduction d'un endommagement dans les fibres est que l'endommagement du toron est finalement une composition à la fois de l'endommagement dans la matrice et de ce nouvel endommagement (**Figure 5-49**). Cela permet, de la même manière que précédemment, d'assouplir finalement les contraintes de contact parfait, en assurant que l'angle de glissement des fibres soient quasiment identique à celui du toron, ce qui a pour conséquence principale, de diminuer la possibilité d'avoir des éléments finis, notamment au bord des fibres, très déformés en cisaillement.

5.2 Conclusion générale et perspectives

5.2.1 Conclusion

La **Figure 5-50** présente une synthèse de l'ensemble des comportements résultant de l'homogénéisation pour le toron dans les différents cas traités. On remarque que l'allure obtenue pour les cas 2 (élasto-plastique) et cas 3 (élasto-plastique endommageable) permet une meilleure représentation du comportement. On observe que les comportements sont moins rigides aux déformations de cisaillement faibles, ce qui aurait pour conséquence d'améliorer les résultats que nous avons obtenus précédemment pour le composite sergé 2x2 à HR50 à $23°C$.

Bien que cette étude que nous avons menée, souffre fortement de fondements expérimentaux, c'est une méthodologie qui nous semble intéressante car elle permet, d'une part, d'utiliser une cellule élémentaire unique pour déterminer le comportement du toron mais aussi, d'autre part, de limiter fortement le nombre d'éléments finis potentiellement très déformés dû à l'hypothèse d'interfaces parfaites entre les fibres et la matrice. En effet, dans ces cas traités, nous avons cherché à avoir des angles de glissement identiques pour l'ensemble des constituants. Enfin, cet aspect numérique développé permettrait d'alléger grandement la mise en place des simulations numériques puisqu'elles évitent d'apposer des éléments cohésifs sur toutes les surfaces de contact.

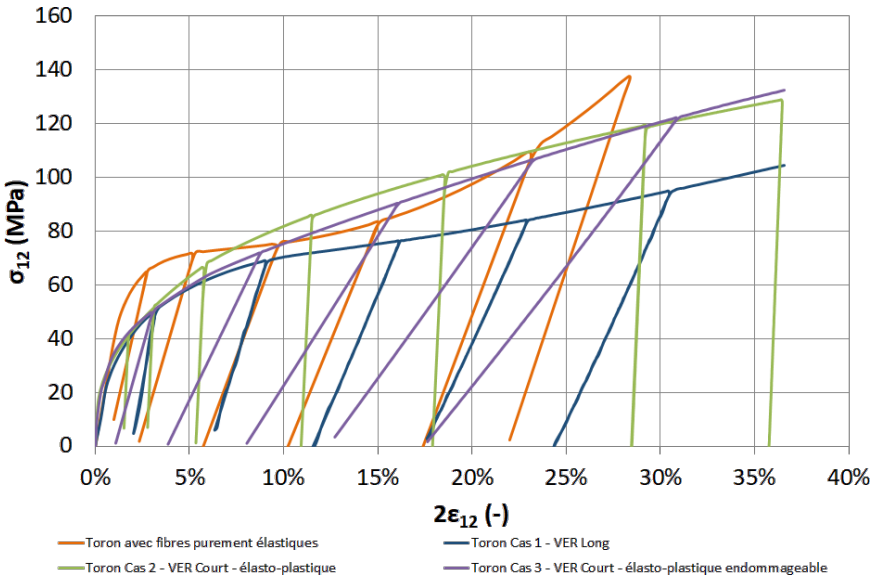


Figure 5-50 : Synthèse des comportements homogénéisés du toron pour les différents cas.

5.2.2 Perspectives

Les perspectives de ce travail d'homogénéisation en non linéaire et multi niveaux seraient, d'une part, d'essayer de caractériser expérimentalement le comportement des fibres mais aussi celui des torons : si de telles caractérisations peuvent être mises en place, cela permettrait d'affirmer voire d'affiner les conclusions de ces études numériques sur le toron. Bien entendu, il serait nécessaire aussi de comparer les résultats obtenus avec une vraie prise en compte des interfaces entre fibres et matrice dans le toron en utilisant par exemple des éléments cohésifs ou alors des gestions de contact particulières. Il faudrait aussi explorer les autres couples HR/température que nous n'avons pas eu le temps de traiter.

6. Synthèse du chapitre

Dans ce chapitre, nous avons proposé l'aboutissement de la double méthodologie d'homogénéisation pour obtenir numériquement le comportement en quasi-statique de notre sergé 2x2 Verre/PA66 à température ambiante et pour deux HR (HR50 et HR85). Bien que l'on puisse noter certains écarts, les comparaisons avec les expérimentations nous permettent de conclure que les travaux proposés permettent d'estimer de manière satisfaisante les caractéristiques majeures du comportement linéaire et non linéaire de ce composite tissé. En effet, en se basant sur une caractérisation expérimentale beaucoup moins dense puisqu'elle ne concerne que la matrice, cette homogénéisation à double échelles permet de gagner un temps non négligeable par rapport à une campagne de caractérisation du tissé lui-même. Bien que nous ayons pris aussi des hypothèses fortes telles qu'un contact parfait entre fibres/matrice ou torons/matrice et une répartition de l'hygrométrie homogène au sein du matériau, cette méthodologie permet d'obtenir des comportements non

linéaires sur des plages de déformation qui peuvent être importantes. Par ailleurs, l'étude numérique autour du comportement des fibres dans le toron nous a montré que la prise en compte d'une loi non linéaire élasto-plastique à écrouissage isotrope avec ou sans endommagement peut se « substituer » à une gestion des contacts moins stricte que « rigidement collée ». En effet, en imposant à l'angle de glissement des fibres d'être du même ordre de grandeur que celui du toron, cela peut diminuer les problématiques de formes d'éléments finis principalement au niveau des interfaces.

Bien entendu de nombreuses perspectives doivent compléter ces premiers travaux : les premières seraient autour du point « bloquant » pour l'instant qui est le comportement réel des torons au sein de ce composite tissé. Les stratégies développées jusqu'à présent, devraient être corroborées à des résultats expérimentaux, si possibles, afin de confirmer ou d'infirmer les choix faits. Des simulations numériques intégrant des éléments cohésifs ou des gestions de contact particulières pourraient aussi être menées pour explorer les influences sur le comportement du composite. Les secondes seraient à propos de la répartition de l'eau au sein du composite. Comme nous l'avons souligné, des écarts plus importants sont observés à HR85 qu'à HR50. Une détermination expérimentale de cette répartition permettrait de fixer les idées sur les niveaux d'humidité relative dans les constituants (torons/matrice). Des études numériques pour divers couples d'humidité relative dans les torons et la matrice permettraient aussi dans un premier temps d'explorer les relations comportementales induites par l'eau sur le comportement du composite. Enfin, il serait aussi intéressant de contrôler la méthodologie pour HR0 mais aussi pour d'autres températures que la température ambiante. Enfin, les dernières seraient à propos de l'intégration de la sensibilité à la vitesse de déformation. Nous avons proposé une prise en compte de la vitesse de déformation au sein de lois de comportement et une fois la méthodologie calibrée et validée en quasi-statique, il faudrait réitérer les études dans les cas dynamiques et ce notamment pour des vitesses de déformation faibles à moyennes, gammes couramment utilisées dans le domaine automobile.

Enfin, on pourrait aussi étendre ces travaux à d'autres orientations, comme par exemple 30°. Dans ces cas, il serait intéressant d'étudier si numériquement il est possible avec l'outil virtuel d'obtenir l'ensemble des couplages que l'on peut observer expérimentalement sur les comportements longitudinaux/transversaux et de cisaillement.

Conclusion et perspectives

1. Conclusion générale

Le but de ces travaux de thèse était de proposer une machine virtuelle pour modéliser des comportements du composite thermoplastique sergé 2x2 verre/PA66, à différentes conditions environnementales (taux d'humidité relative et la température) en y intégrant aussi l'influence de la vitesse de déformation. L'idée maitresse, qui a été confortée par la revue bibliographique du chapitre 1, était basée sur une homogénéisation à double échelles : dans un premier temps, on recherche le comportement du toron via une cellule élémentaire correspondant à un composite unidirectionnel et dans un second temps, on identifie cette fois-ci le comportement du composite tissé sur son volume représentatif. Rappelons enfin, que cet outil virtuel devait se substituer à une partie, a minima, d'essais de caractérisation expérimentale et dans le meilleur des cas, à une grande partie de ces campagnes expérimentales de caractérisation. Le point clé recherché était d'avoir des grandeurs caractéristiques comme les propriétés élastiques et les propriétés à rupture, ce qui constituerait alors une aide précieuse pour les ingénieurs en ce qui concerne des choix et des dimensionnements rapides de structures, évitant ainsi des campagnes expérimentales longues, lourdes et coûteuses.

Du fait de la complexité de la problématique traitée et de certains verrous comme l'absence de comportement réel du toron, la caractérisation des phénomènes pouvant survenir à l'interface fibres/matrice ou torons/matrice, nous n'avons pu que nous concentrer uniquement sur des sollicitations quasi-statiques, à température ambiante et pour deux niveaux de HR uniquement (HR50 et HR85). Cependant, les premiers résultats obtenus ainsi que les apports de la méthodologie développée sont très encourageants et montrent de nombreux potentiels pour explorer le vaste champ du comportement des matériaux tissé pour différentes conditions environnementales.

Comme nous l'avons dit, l'outil virtuel consiste en une méthode numérique multi-échelles puisque, dans un premier temps, une première homogénéisation à l'échelle microscopique doit permettre d'obtenir le comportement des torons et que, dans un second temps, la seconde homogénéisation à l'échelle mésoscopique doit permettre d'obtenir le comportement du composite tissé. Il faut donc avoir les comportements des constituants et écrire une loi constitutive qui leur est dédiée. C'était l'objet du chapitre 2 dans lequel, nous avons pu constater que la sensibilité aux conditions environnementales du composite était due à celle de la matrice PA66 qui, à une température donnée, peut voir son comportement passer d'un comportement plutôt fragile à un comportement plutôt ductile en fonction du HR. On a pu mettre en avant aussi des dégradations arrivant dans la matrice au cours de sollicitations cycliques et une évolution de déformations plastiques, elles aussi fonction des conditions environnementales. En conclusion, on a pu remarquer que le comportement de la matrice est généralement élasto-plastique endommageable pour un grand nombre de couple HR-Température. Comme le chapitre 2 était un chapitre expérimental, nous avons aussi proposé un résumé de la campagne expérimentale qui a été menée à propos du composite sergé pour différentes températures, différents HR, différentes vitesses de déformation et pour trois principales orientations : 0°, 45° et 30°. Environ 300 essais ont été réalisés pour lesquels il a fallu environ 2 mois pour ramener les échantillons à HR0, 4 mois pour les remettre à HR50 ou HR85 et environ 5 mois pour les dépouiller. En regard des 40 essais environ qui ont été effectuées pour caractériser la matrice, l'outil virtuel se justifier, ici, car on peut percevoir un gain de temps très conséquent. La synthèse des résultats expérimentaux obtenus à propos du composite tissé est que la température et l'humidité relative jouent principalement un rôle, hors des directions longitudinales et transversales, influant sur

le comportement de ce dernier (assez ductile à moins ductile) comme pour la matrice. Une partie de ces résultats a servi de base de comparaison pour l'outil virtuel.

Dans le troisième chapitre, en regard des observations expérimentales pour la matrice, nous avons proposé une loi de comportement isotrope élasto-plastique à écrouissage isotrope endommageable. L'évolution de l'endommagement est une fonction spécifique reliée à la température et au HR du test considéré ; cependant pour l'évolution des déformations plastiques nous avons conservé une loi de type puissance pour la fonction d'écrouissage. Nous avons fourni aussi quelques résultats de validations élémentaires qui ont permis de montrer que les développements effectués étaient satisfaisants. Nous avons aussi proposé une méthodologie de caractérisation des paramètres de la loi, détaillée et qui nous apparait la plus simple et la plus automatisable aussi. C'est un point qui nous tenait à cœur afin de favoriser l'utilisation des développements par les partenaires industriels. Dans un second temps, nous avons proposé une loi de comportement orthotrope élasto-plastique à écrouissage isotrope endommageable pour le toron. Le grand verrou est qu'il n'existe pas de données expérimentales correspondant au comportement de ces torons. Par conséquent, nous avons dû prendre des hypothèses qui se résument principalement à une cellule élémentaire de type composite unidirectionnel, à des interfaces entres les fibres et la matrice parfaites et à une répartition de l'humidité homogène dans le toron et égale à celle du composite. Nous avons, tout comme pour la matrice donné les grandes étapes de l'identification des paramètres de la loi de comportement associée, qui, elle aussi, est simple, rapide à mettre en œuvre et avec peu d'intervention de l'utilisateur.

Le quatrième chapitre a été l'occasion de contrôler l'homogénéisation à double échelles pour l'identification des propriétés élastiques du composite. Après avoir identifié les dimensions du volume élémentaire représentatif du composite, nous avons détaillé sommairement la réalisation de ce dernier au sein de CATIA V5 : l'un des objectifs de ce choix était d'avoir un modèle que l'on puisse changer et aisément transporter la CAO du VER dans Abaqus. La maitrise de la chaine des logiciels de la CAO aux calculs éléments finis non linéaires demeure un point central de ce type d'approche numérique. Nous avons fourni les résultats de toutes les propriétés et nous avons pu conclure des comparaisons satisfaisantes à l'exception de HR85 ; l'explication que nous en donnons est que l'hypothèse d'homogénéité de l'eau au sein du matériau composite n'est surement pas justifiée à HR85 et des travaux complémentaires devraient être menés pour confirmer ou infirmer ce fait.

Dans le dernier chapitre, nous nous sommes intéressés, cette fois-ci, à l'identification de manière numérique du comportement du composite en quasi-statique, à température ambiante et pour HR50 et HR85. Les résultats obtenus, malgré les fortes hypothèses faites, sont très encourageants et permettent d'estimer les grandeurs d'intérêt que nous nous étions fixés initialement. Cependant, ces études ont mis en avant certaines difficultés qui peuvent apparaître de formes d'éléments finis notamment aux interfaces fibres/matrice dans le toron. En effet, la grande rigidité des fibres et le fait de considérer leur comportement comme purement élastique peut engendrer des éléments déformés à ces endroits stratégiques. Nous avons proposé de contourner ce problème en ajoutant à la loi de comportement des fibres un comportement non linéaire en cisaillement. Cela offre une meilleure répartition des efforts dans le toron, autrement dit cela permet d'avoir un même angle de glissement pour les fibres et la matrice. La chaine numérique développée nous permet d'entrevoir des perspectives multiples.

2. Perspectives

Les premières perspectives qu'il serait intéressant de mener concerne la méthodologie jusqu'à présent développée : il faudrait tout d'abord explorer tous les autres couples HR/température qui n'ont pu être réalisés.

Ensuite, il serait intéressant d'étoffer la campagne expérimentale de caractérisation de la matrice PA66. En effet, il serait alors possible d'établir peut-être les relations existantes entre la température et l'hygrométrie (voire la vitesse de déformation) comme ce qu'il est possible de trouver dans la littérature concernant le principe d'équivalence. Ainsi, on pourrait alors envisager d'obtenir numériquement le comportement du composite pour plus de couples HR/température. Par ailleurs, cela aiderait en utilisant une méthodologie inverse à déterminer les réelles répartitions de l'eau au sein du composite pour un HR donné, à moins que des expérimentations soient menées sur ce sujet propre. Suite à cela, l'hypothèse d'homogénéité pourrait être levée.

En ce qui concerne la méthode d'homogénéisation à double échelles, il serait intéressant à la fois de finement contrôler l'influence de la cellule élémentaire prise pour les torons mais aussi d'incorporer par exemple des éléments cohésifs ou alors des gestions de contact particulières pour le contact fibres/matrice. Ces études seraient à confronter en temps de calcul, de mise en œuvre avec la proposition que nous avons faite de considérer des fibres avec un comportement en cisaillement non linéaire.

Enfin, il faudrait élargir et finaliser les simulations numériques correspondant au composite sergé 2x2 en incluant tous les couples HR/température non réalisés mais aussi d'autres orientations qui n'ont pas été exploitées (comme les 30°). Enfin, si l'ensemble des étapes précédentes aboutit à des résultats très satisfaisants, alors les bases seront saines pour pouvoir introduire la sensibilité à la vitesse de déformation. Dans ce cadre, l'utilisation de l'outil permettrait non seulement de déterminer les comportements quasi-statiques du composite mais aussi dynamiques.

D'autres perspectives peuvent aussi être envisagées : si l'on souhaite affiner les résultats des homogénéisations, des lois à base de dérivées fractionnaires pourraient être utilisées, par exemple, pour essayer cette fois-ci de représenter le comportement du composite avec ses boucles d'hystérésis lors de chargement de fatigue. Ces lois sont très intéressantes si l'on souhaite regarder l'influence de la vitesse de déformation puisqu'elles sont capables de prendre en compte l'histoire du matériau au cours du temps.

On pourrait ensuite si la méthode d'homogénéisation à double échelles est établie, regarder l'influence de perturbations géométriques au sein de la structure du VER du composite sur le comportement du matériau composite. Cela permettrait éventuellement d'obtenir des comportements ou des grandeurs caractéristiques avec un intervalle de confiance.

Pour conclure, on pourrait aussi imaginer tester l'outil pour d'autres types de composites et ainsi se constituer une base de données de matériaux virtuels, utile à des conceptions rapides.

Titre : Elaboration d'un outil numérique reliant les échelles micro/méso d'un composite thermoplastique sensible à l'humidité et la température en quasi-statique

Mots clés : Composite tissé, Matrice thermoplastique, Lois de comportement, Homogénéisation multi-échelles, Hygrométrie, Température.

Résumé : Les travaux de cette thèse se sont intéressés à l'obtention du comportement d'un composite sergé 2x2 verre/PA66 via un outil numérique basé sur une double homogénéisation : la première concerne les torons et la seconde le volume élémentaire représentatif du composite. A partir d'une campagne de caractérisation expérimentale sur le PA66, nous avons dans un premier temps identifié l'influence à la fois de l'hygrométrie et de la température sur le comportement de la matrice en quasi-statique. Ensuite, nous avons élaboré, implémenté et validé une loi de comportement isotrope élasto-plastique endommageable. Cette loi a servi à identifier par homogénéisation le comportement des torons en supposant un collage parfait des fibres et de la matrice ainsi qu'une homogénéité de l'eau dans le toron. Grâce à ces comportements identifiés et à l'élaboration d'une loi de comportement anisotrope élasto-plastique endommageable, nous avons pu déterminer les caractéristiques élastiques dans un premier temps et les comportements longitudinaux et en cisaillement dans un second temps. Les comparaisons aux résultats expérimentaux menés sur le composite offrent des résultats satisfaisants et permettent de penser que l'outil numérique développé, permettrait, à termes, d'aider à une conception rapide incluant ce genre de matériau en diminuant le nombre d'essais expérimentaux à faire. Des perspectives enfin sont proposées notamment pour l'extension aux comportements en dynamique (crash).

Title: Virtual tool linking the micro/meso scales of a thermoplastic composite affected by hygrometry and temperature for quasi-static loading

Keywords: Woven composite, Thermoplastic matrix, Constitutive laws, Multi-scales homogenization, Hygrometry, Temperature.

Abstract: The objective of this PhD thesis is to create a methodology to simulate the behavior of a 2x2 glass/PA66 twill composite using homogenization. To achieve this goal, we use two steps: first one is dedicated to represent the yarn behavior and the second one to represent the behavior of the composite RVE. An experimental characterization campaign about the PA66 has been done in order to quantify the influence of both hygrometry and temperature on the behavior of the matrix in quasi-static. Then, we formulated, implemented and validated an isotropic elasto-plastic damageable constitutive law. It was used to identify by homogenization the behavior of the yarns by assuming a perfect bonding of the fibers and the matrix as well as a water homogeneity inside the yarn. Thanks to the identified behavior of the yarns and by formulating a compatible constitutive law (anisotropic elasto-plastic damageable), we have determined for the woven composite on one hand the elastic properties and in the other hand the longitudinal/transversal and shear nonlinear behaviors. The comparisons of the numerical and experimental results offer satisfactory results. It provides good outlook in short-term in regard of structures design which include this type of woven composite materials. The main advantage of the methodology is to decrease the number of required experimental tests. Some outlook dedicated to crash studies are finally suggested.