

RÉPUBLIQUE ALGÉRIENNE DÉMOCRATIQUE ET POPULAIRE
MINISTÈRE DE L'ENSEIGNEMENT SUPÉRIEUR ET DE LA
RECHERCHE SCIENTIFIQUE

ÉCOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE



المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
Ecole Nationale Polytechnique

Département Métallurgie

Mémoire de projet de fin d'études

Pour l'obtention du diplôme d'ingénieur d'état en Génie des matériaux

Etude expérimentale et numérique du comportement hydro élastique
des composites à tissus biaxiaux

TOUMI Imene

Sous la direction de **M. CHILALI Abderezzak & M. BELOUADAH
Zouheyr**

Présenté et soutenu publiquement le (15/07/2024)

Composition du jury :

Président : M. KASSER Abdelmadjid MCA ENP

Examineur : M. SEDJAL Hamid MAA ENP

Encadrants :

M. CHILALI Abderrezak MCA ENPEI

M. Belouadah Zouheyr MCA ENP

RÉPUBLIQUE ALGÉRIENNE DÉMOCRATIQUE ET POPULAIRE
MINISTÈRE DE L'ENSEIGNEMENT SUPÉRIEUR ET DE LA
RECHERCHE SCIENTIFIQUE

ÉCOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE



المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
Ecole Nationale Polytechnique

Département Métallurgie

Mémoire de projet de fin d'études

Pour l'obtention du diplôme d'ingénieur d'état en Génie des matériaux

Etude expérimentale et numérique du comportement hydro élastique
des composites à tissus biaxiaux

TOUMI Imene

Sous la direction de M. CHILALI Abderezzak & M. BELOUADAH
Zouheyr

Présenté et soutenu publiquement le (15/07/2024)

Composition du jury :

Président : M. KASSER Abdelmadjid MCA ENP

Examineur : M. SEDJAL Hamid MAA ENP

Encadrants :

M. CHILALI Abderrezak MCA ENPEI

M. Belouadah Zouheyr MCA ENP

ملخص

يهدف هذا المشروع النهائي إلى دراسة ونمذجة السلوك الهيدرو-ومرن للمواد المركبة ذات الأنسجة ثنائية المحور. من خلال الجمع بين الأساليب التجريبية والعددية، سعينا لفهم تأثيرات الرطوبة على الخصائص الميكانيكية لهذه المواد. لقد أجرينا اختبارات امتصاص الماء وتحليلات ميكانيكية قبل وبعد الغمر لتقييم أداء المواد المركبة. تم استخدام النمذجة العددية لمحاكاة السلوكيات الهيدرو-ميكانيكية، في حين تم استخدام طريقة الانحدار العشوائي للتنبؤ بالخصائص الميكانيكية للمواد المركبة. تهدف هذه الدراسة إلى تحسين المواد المركبة ذات الأنسجة ثنائية المحور لتطبيقات صناعية تتطلب الكثير، مع ضمان متانتها وفعاليتها في البيئات الرطبة.

الكلمات المفتاحية: المواد المركبة ثنائية المحور، السلوك الهيدرو-ومرن، امتصاص الماء، التوصيف الميكانيكي، النمذجة العددية، طريقة الانحدار العشوائي، تحسين المواد

Abstract

This final project aims to study and model the hydro-elastic behavior of biaxial fabric composites. By combining experimental and numerical approaches, we sought to understand the effects of humidity on the mechanical properties of these materials. We conducted water absorption tests and mechanical analyses before and after immersion to evaluate the performance of the composites. Numerical modeling was used to simulate hygromechanical behaviors, while the Random Forest regression method was employed to predict the mechanical characteristics of the composites. This research aims to optimize biaxial fabric composites for demanding industrial applications, ensuring their durability and efficiency in humid environments.

Keywords : biaxial composites, hydro-elastic behavior, water absorption, mechanical characterization, numerical modeling, Random Forest regression method, materials optimization.

Résumé

Ce projet de fin d'études a pour objectif d'étudier et de modéliser le comportement hydro-élastique des composites à tissus biaxiaux. En combinant des approches expérimentales et numériques, nous avons cherché à comprendre les effets de l'humidité sur les propriétés mécaniques de ces matériaux. Nous avons mené des tests d'absorption d'eau et des analyses mécaniques avant et après immersion pour évaluer les performances des composites. La modélisation numérique a permis de simuler les comportements hygromécaniques, tandis que la méthode de régression Random Forest a été utilisée afin de prédire les caractéristiques mécaniques des composites. Cette recherche vise à optimiser les composites à tissus biaxiaux pour des applications industrielles exigeantes, en garantissant leur durabilité et leur efficacité en milieu humide.

Mots clés : composites biaxiaux, comportement hydro-élastique, absorption d'eau, caractérisation mécanique, modélisation numérique, méthode de régression Random Forest, optimisation des matériaux.

Remerciements

Je souhaite exprimer ma profonde gratitude à toutes les personnes qui ont contribué à la réalisation de ce projet de fin d'études. Je remercie tout particulièrement mes encadrants, Dr. Z. Belouadah et Dr. A. Chilali, pour leur guidance et leur soutien. J'adresse également mes remerciements à Monsieur H. Salhi, responsable de stage, pour son encadrement et son assistance tout au long de cette expérience. Leur expertise et leur disponibilité ont été essentielles à la réussite de ce projet.

Je tiens à remercier sincèrement tous mes professeurs pour leur enseignement et leur dévouement tout au long de ma formation. Leur expertise et leur soutien ont été cruciaux pour mon parcours académique.

Je souhaite également exprimer ma gratitude aux membres du jury, Monsieur A. Kasser et Monsieur H. Sedjal, pour leur disponibilité et leur implication dans l'évaluation de ce projet.

Un remerciement du fond du coeur à mon père, ma mère. Leur inspiration, leurs encouragements et leur soutien sans faille ont été des piliers essentiels dans mon parcours.

À mes soeurs et frères, votre présence et votre soutien m'ont été d'un grand réconfort. Je suis également reconnaissante envers mes beaux-frères Oussama, Karim, et Ryad, ainsi que Monsieur Djeghar, pour leur aide précieuse et leurs encouragements.

Je remercie chaleureusement toute l'équipe du laboratoire de l'ERMA, en particulier Mme Fetma Zohra et M. Ahmed, pour leur expertise, leur disponibilité et leur soutien tout au long de ce projet. Leur contribution a été essentielle à la réussite de cette étude.

Enfin, je souhaite exprimer ma gratitude à toute l'équipe du centre de recherche et développement des Forces aériennes et de la division de maintenance et rénovation des aéronef (Air Algérie) pour leur soutien et leur coopération tout au long de cette aventure. Votre aide, votre soutien et vos encouragements ont été déterminants pour la réussite de ce projet.

Merci à tous

Table des matières

Liste des tableaux

Table des figures

Liste des acronymes

| | |
|---|-----------|
| Introduction générale | 16 |
| 1 Analyse bibliographique | 18 |
| 1.1 Introduction | 18 |
| 1.2 Définition | 18 |
| 1.3 Classification des matériaux composites | 19 |
| 1.3.1 Classification suivant la forme des constituants | 19 |
| 1.3.1.1 Composites à fibres | 19 |
| 1.3.1.2 Composites à particules | 19 |
| 1.3.2 Classification suivant la nature des constituants | 19 |
| 1.4 Les éléments constituants d'un matériau composite | 20 |
| 1.4.1 Les résines | 20 |
| 1.4.1.1 Les divers types de résines | 20 |
| 1.4.1.2 Les résines thermodurcissables | 20 |
| 1.4.2 Les fibres | 21 |
| 1.4.2.1 Les fibres de verre | 21 |
| 1.4.2.2 Les fibres de carbone | 22 |
| 1.4.2.3 Autres fibres | 23 |
| 1.5 Architecture des renforts fibreux | 24 |
| 1.5.1 Stratifiés | 24 |

| | | |
|----------|--|-----------|
| 1.5.1.1 | Stratifiés à base de fils ou de tissus unidirectionnels | 24 |
| 1.6 | Caractérisation mécanique des composites | 26 |
| 1.6.1 | Essai de traction | 26 |
| 1.6.1.1 | Définition | 26 |
| 1.6.1.2 | Propriétés mécaniques statiques déduites d'un essai de traction | 26 |
| 1.6.2 | Essai de flexion | 27 |
| 1.6.2.1 | Propriétés mécaniques statiques déduites d'un essai de flexion . | 28 |
| 1.7 | Caractérisation par microscopie électronique à balayage : MEB/SEM- Scanning Electron Microscopy | 29 |
| 1.7.1 | Principe de fonctionnement et description de la technique | 29 |
| 1.7.2 | Composition d'un MEB | 31 |
| 1.8 | Comportement hygroscopique et hydroélastique des matériaux composites à fibres synthétiques | 32 |
| 1.8.1 | Mécanisme de diffusion | 32 |
| 1.8.2 | Cinétique de diffusion | 33 |
| 1.8.3 | Gonflement | 34 |
| 1.9 | Méthode des éléments finis | 34 |
| 1.10 | Conclusion | 36 |
| 2 | Matériaux et procédures expérimentales | 37 |
| 2.1 | Introduction | 37 |
| 2.2 | Présentation des constituants | 37 |
| 2.2.1 | La résine | 37 |
| 2.2.1.1 | Description du système EPOCAST 50-A1/Durcisseur 946 | 38 |
| 2.2.2 | Rapport de mélange (Mix ratio) | 39 |
| 2.2.3 | Propriétés typiques après durcissement | 39 |
| 2.3 | Fibres | 40 |
| 2.3.1 | Les fibres de carbone | 40 |
| 2.3.2 | Les fibres de verre | 41 |
| 2.4 | Mise en œuvre des stratifiés | 42 |
| 2.4.1 | Principe de la méthode d'infusion sous vide | 43 |
| 2.4.2 | Les étapes d'élaboration | 43 |

| | | |
|----------|--|-----------|
| 2.4.3 | Calculs des fractions volumiques des fibres | 45 |
| 2.4.4 | Calcul de la densité | 46 |
| 2.4.4.1 | Calcul de la densité par la méthode du pycnomètre | 46 |
| 2.5 | Caractérisation mécanique | 47 |
| 2.5.1 | Préparation des échantillons | 47 |
| 2.6 | Caractérisation hygroscopique | 48 |
| 2.6.1 | Préparation des éprouvettes pour l'étude d'absorption | 48 |
| 2.6.2 | Test d'absorption d'eau | 49 |
| 2.6.3 | Évolution de l'épaisseur en fonction du temps | 50 |
| 2.6.4 | Analyse du mécanisme de diffusion expérimentalement | 51 |
| 2.7 | Conclusion | 52 |
| 3 | Caractérisation hygromécanique et fractographique des matériaux étudiés | 53 |
| 3.1 | Introduction | 53 |
| 3.2 | Absorption d'eau des composites | 53 |
| 3.2.1 | EPOCAST/Fibre de carbone | 53 |
| 3.2.1.1 | Forme Disque | 53 |
| 3.2.1.2 | Forme Carrée | 54 |
| 3.2.1.3 | Éprouvette de traction | 54 |
| 3.2.1.4 | Éprouvette de flexion | 55 |
| 3.2.1.5 | Comparaison du comportement d'absorption des éprouvettes de traction et de flexion | 56 |
| 3.2.2 | Résultats du test d'absorption d'eau des composites EPOCAST/Fibre de verre | 57 |
| 3.2.2.1 | Forme disque et carré | 57 |
| 3.2.2.2 | Éprouvettes de traction et de flexion | 57 |
| 3.2.2.3 | Comparaison du comportement d'absorption des éprouvettes de différentes architectures EPOCAST/Fibre de verre | 58 |
| 3.2.2.4 | Comparaison entre le comportement d'absorption des deux composites Epocast-Verre et Epocast-Carbone | 59 |
| 3.2.2.5 | Fibres orientées à 90° | 59 |
| 3.2.2.6 | Fibres orientées à 45° | 60 |
| 3.2.2.7 | Influence de la forme sur le comportement d'absorption | 61 |

| | | |
|----------|---|-----------|
| 3.2.2.8 | Résultats de l'évolution de l'épaisseur en fonction du temps . . . | 62 |
| 3.2.2.9 | Résultats de l'analyse du mécanisme de diffusion expérimentalement | 62 |
| 3.3 | Résultats des tests mécaniques avant et après immersion | 63 |
| 3.3.1 | Caractérisation en traction | 63 |
| 3.3.1.1 | Eprouvettes Epocast-Carbone orientées à 90° avant et après immersion | 63 |
| 3.3.1.2 | Eprouvettes Epocast-Carbone orientées à 45° avant et après immersion | 64 |
| 3.3.1.3 | Eprouvettes Epocast-Verre orientées à 90° avant et après immersion | 66 |
| 3.3.1.4 | Eprouvettes Epocast-Verre orientées à 45° avant et après immersion | 67 |
| 3.3.2 | Caractérisation en flexion | 68 |
| 3.3.2.1 | Eprouvettes Epocast-Carbone orientées à 90° avant et après immersion | 68 |
| 3.3.2.2 | Eprouvettes Epocast-Carbone orientées à 45° avant et après immersion | 69 |
| 3.3.2.3 | Éprouvettes Epocast-Verre orientées à 90° avant et après immersion | 70 |
| 3.3.2.4 | Eprouvettes Epocast-Verre orientées à 45° avant et après immersion | 72 |
| 3.3.3 | Comparaison entre les propriétés mécanique des composites Epocast-carbone et Epocast- verre | 73 |
| 3.4 | Observations microscopique | 74 |
| 3.4.1 | Les faciès de rupture | 74 |
| 3.4.2 | Tailles moyennes des porosités | 76 |
| 3.5 | Conclusion | 77 |
| 4 | Analyse numérique | 78 |
| 4.1 | Introduction | 78 |
| 4.2 | Description mathématique des différentes armures tissus | 78 |
| 4.2.1 | Armure Taffetas | 78 |
| 4.2.2 | Armure satin | 79 |
| 4.2.3 | Model sergé 2/2 | 80 |

| | | |
|----------|---|------------|
| 4.3 | Modélisation numérique du comportement hygromécanique des composites à renforts tissés | 82 |
| 4.3.1 | Démarche de la modélisation | 82 |
| 4.3.1.1 | Création de la pièce (PART) | 82 |
| 4.3.1.2 | Choix des matériaux (module PROPERTY) | 84 |
| 4.3.1.3 | Le module ASSEMBLY | 85 |
| 4.3.1.4 | Le module STEP | 85 |
| 4.3.1.5 | Le module LOAD | 85 |
| 4.3.1.6 | Le module MESH (maillage) | 86 |
| 4.3.1.7 | Le module CREATE JOB | 86 |
| 4.3.2 | Résultats et discussion | 86 |
| 4.4 | Conclusion | 89 |
| 5 | Evaluation de la méthode Random forest regression pour la prédiction des caractéristiques mécanique des composites | 90 |
| 5.1 | Introduction | 90 |
| 5.2 | Principe de la méthode | 91 |
| 5.3 | Application de la Méthode RFR dans notre étude | 92 |
| 5.4 | Résultats de la prédiction de la contrainte ultime | 92 |
| 5.4.1 | Pour les composites renforcés en fibre de verre | 92 |
| 5.4.2 | Importance des caractéristiques dans le modèle RFR | 93 |
| 5.4.3 | Pour les composites en fibre de carbone | 96 |
| 5.4.4 | Importance des caractéristiques dans le modèle RFR | 96 |
| 5.5 | Conclusion | 99 |
| | Bibliographie | 101 |

Liste des tableaux

| | | |
|------|---|----|
| 1.1 | Caractéristiques des résines époxydes | 21 |
| 1.2 | Caractéristiques des fibres de verre | 22 |
| 1.3 | Caractéristiques des fibres de carbone | 23 |
| 2.1 | les propriétés de la résine EPOCAST du durcisseur 946 ainsi que le système Résine EPOCAST /Durcisseur 946 (données du fabricant) [13] | 39 |
| 2.3 | Les caractéristiques du système Résine EPOCAST Durcisseur 946 après le durcissement (données du fabricant)[13] | 40 |
| 2.4 | Caractéristiques physiques et mécaniques des fibres de carbone | 40 |
| 2.5 | Propriétés du tissu de carbone | 41 |
| 2.6 | Caractéristiques du tissu de verre | 42 |
| 2.7 | Propriétés des fibres de verre | 42 |
| 2.8 | Paramètre du procédé d'infusion utilisés dans cette étude | 43 |
| 2.9 | Les fractions volumiques des fibres pour chaque type de composite | 45 |
| 2.10 | Les valeurs des densités | 47 |
| 3.1 | Valeurs des coefficients de diffusion pour chaque type de composite avec différente orientation | 63 |
| 3.2 | Résultats du test de traction pour les composites Epocast-Carbone à 90° avant et après immersion. | 64 |
| 3.3 | Propriétés mécaniques en traction des composites Epocast-Carbone orientés à 45° avant et après immersion. | 65 |
| 3.4 | Propriétés mécaniques en traction des composites Epocast-Carbone orientés à 90° avant et après immersion. | 66 |
| 3.5 | Propriétés mécaniques en traction des composites Epocast-Carbone orientés à 45° avant et après immersion. | 68 |
| 3.6 | Propriétés mécaniques en flexion des composites Epocast-Carbone orientés à 90° avant et après immersion. | 69 |

| | | |
|------|--|----|
| 3.7 | Propriétés mécaniques en flexion des composites Epocast-Carbone orientés à 45° avant et après immersion. | 70 |
| 3.8 | Tableau des résultats avant et après immersion | 71 |
| 3.9 | Tableau des résultats avant et après immersion | 72 |
| 3.10 | Taille des porosités des composites avant et après immersion | 76 |
| 4.1 | Propriétés mécaniques et physiques des mèches en verre et de la résine époxy. . . | 85 |

Table des figures

| | | |
|------|---|----|
| 1.1 | Composition d'un matériau composite | 19 |
| 1.2 | Élaboration des fibres de carbone | 23 |
| 1.3 | Constitution d'un stratifié | 24 |
| 1.4 | Chaîne et trame d'un tissu | 25 |
| 1.5 | Les principaux types d'armures utilisées pour le tissage des tissus | 26 |
| 1.6 | Courbes de traction conventionnelle et quelques grandeurs classiques | 27 |
| 1.7 | Test de flexion en trois points | 28 |
| 1.8 | Microscope électronique à balayage (MEB) | 29 |
| 1.9 | Principales émissions électroniques et électromagnétiques dues aux interactions d'un faisceau d'électrons avec un échantillon. Les électrons se déplacent dans un volume appelé poire d'interaction | 30 |
| 1.10 | Schéma reportant les éléments principaux constitutifs d'un microscope électronique à balayage. | 31 |
| 1.11 | Comparaison entre les différents comportements diffusifs | 33 |
| 1.12 | Schématisation de la pénétration d'un solvant dans un polymère thermoplastique | 34 |
| 1.13 | Exemple de cinétique de gonflement avec seuil | 34 |
| 1.14 | Maillage d'une structure | 35 |
| 1.15 | Processus de conception | 36 |
| 2.1 | La résine Epocast® 50-A1- et le Durcisseur 946 | 38 |
| 2.2 | Le tissu de carbone | 41 |
| 2.3 | La toile satin à quatre harnais | 41 |
| 2.4 | Tissu de verre | 42 |
| 2.5 | La technique de l'infusion sous vide | 43 |
| 2.6 | Étapes d'élaboration (a) Découpe des tissus (b) Préparation de la matrice | 44 |

| | | |
|------|---|----|
| 2.7 | Étapes d'élaboration (c) Application de la résine (d) Application du tissu d'arrachage | 44 |
| 2.8 | Étapes d'élaboration (e) Application du tissu de drainage (f) Mise en place d'une couche de film | 45 |
| 2.9 | Étapes d'élaboration (g) Fixation de l'ensemble (h) Démoulage des plaques . . . | 45 |
| 2.10 | Balance Precisa | 46 |
| 2.11 | Machine Scie à ruban | 47 |
| 2.12 | Dispositif d'essais de traction Zwick Rowell | 48 |
| 2.13 | Géométries et dimensions des éprouvettes (a) de traction | 48 |
| 2.14 | Géométries et dimensions des éprouvettes (b) de flexion | 48 |
| 2.15 | Boîte scie à cloches (a), Machine utilisée pour découper les disques (b) | 49 |
| 2.16 | Disque de diamètre 22 mm d'un composite renforcé (a) en fibre de carbone, et (b) en fibre de verre. | 49 |
| 2.17 | Forme rectangulaire (1) en fibre de carbone, (2) en fibre de verre | 49 |
| 2.18 | (a) et (b) Éprouvettes de traction et de flexion immergées. (c) et (d) Échantillons immergés dans de l'eau | 50 |
| 2.19 | Pied à coulisse numérique | 51 |
| 3.1 | Taux d'absorption pour 5 éprouvettes immergés pendant 40 jours : (a) forme de disque et (b) forme carrée. | 54 |
| 3.2 | Taux d'absorption (%) d'eau en fonction du temps (jours) pour les éprouvettes de traction renforcées en fibre de carbone avec une orientation à : (a) 45° et (b) 90°. | 55 |
| 3.3 | : Taux d'absorption (%) d'eau en fonction du temps (jours) pour les éprouvettes de flexion avec des fibres de carbone orientées à (a) 45° et (b) 90°. | 56 |
| 3.4 | Comportement d'absorption des éprouvettes de traction et de flexion | 56 |
| 3.5 | Taux d'absorption pour 5 échantillons en Epocast/Verre pendant 37 jours : (a) forme de disque et (b) forme carrée. | 57 |
| 3.6 | Comportement des éprouvettes de traction orientés à : (a) 45° et (b) 90°. | 58 |
| 3.7 | Comportement des éprouvettes de flexion orientés à : (a) 45° et (b) 90°. | 58 |
| 3.8 | Taux d'absorption d'eau en fonction du temps (jours) pour deux types d'éprouvettes en EPOCAST 50-A1 renforcé par des fibres de verre avec des orientations de fibres différentes à 45° et à 90° | 59 |
| 3.9 | Comparaison entre l'absorption des éprouvettes en fibres de verre et carbone orientées à 90°. | 60 |

| | | |
|------|--|----|
| 3.10 | Comparaison du comportement d'absorption d'eau des éprouvettes en fibres de verre et carbone orientées à 45° | 61 |
| 3.11 | Influence de la forme sur le comportement d'absorption | 61 |
| 3.12 | Gonflement en fonction du temps d'immersion (%) : (a) Epocast-Carbone et (b) Epocast-Verre. | 62 |
| 3.13 | Courbes force-déplacement des composites renforcés en fibres de carbone orientées à 90°. (a) avant immersion et (b) après immersion | 64 |
| 3.14 | Courbes force-déplacement des composites renforcés en fibres de carbone orientées 45°. (a) avant immersion et (b) après immersion | 65 |
| 3.15 | Courbes force-déplacement des composites renforcés en fibres de verre orientées à 90°. (a) avant immersion et (b) après immersion | 66 |
| 3.16 | Courbes force-déplacement des composites renforcés en fibres de verre orientées à 45°. (a) avant immersion et (b) après immersion | 67 |
| 3.17 | Courbes de flexion des composites renforcés en fibres de carbone orientées à 90°. (a) avant immersion et (b) après immersion. | 69 |
| 3.18 | Courbe Force-Déplacement des tests de flexion du composite renforcé en fibre de carbone avec orientation des fibres à 45° avant immersion. | 70 |
| 3.19 | Courbes de flexion des composites renforcés en fibres de verre orientées à 90°. (a) avant immersion et (b) après immersion. | 71 |
| 3.20 | Courbes de flexion des composites renforcés en fibres de verre orientées à 45°. (a) avant immersion et (b) après immersion. | 72 |
| 3.21 | Comparaison des caractéristiques mécanique en traction :(a) avant immersion, (b) après immersion | 73 |
| 3.22 | Comparaison des caractéristiques mécanique en traction :(a) avant immersion, (b) après immersion | 74 |
| 3.23 | Faciès de rupture des éprouvettes de traction d'un composite Epoxy renforcé en fibre de verre à 45° (a) avant immersion, (b) après immersion | 75 |
| 3.24 | Faciès de rupture des éprouvettes de traction d'un composite Epoxy renforcé en fibre de verre à 90° (a) avant immersion, (b) après immersion | 75 |
| 3.25 | Epoxy renforcé en fibre de verre (a) avant immersion (b) après immersion | 76 |
| 3.26 | Epoxy renforcé en fibre de carbone (a) avant immersion (b) après immersion | 77 |
| 4.1 | (a) Armure taffetas et (b) un quart d'une cellule élémentaire taffetas. | 79 |
| 4.2 | Armure satin(4). (a) Cellule élémentaire et (b) ondulations des mèches suivant les sens chaîne et trame. | 80 |
| 4.3 | Armure sergé 2/2 (a) cellule élémentaire et (b) ondulation des mèches suivant les directions chaîne et trame. | 80 |
| 4.4 | (a) Section sinusoidale d'une mèche. (b) Section elliptique d'une mèche | 82 |

| | | |
|------|---|----|
| 4.5 | Lancement du script Python. | 83 |
| 4.6 | Section transversale des échantillons avec un empilement de : (a) 4 couches et (b) 6 couches. | 83 |
| 4.7 | Cellules unitaires représentatives des trois armures (a) taffetas, (b) sergé et (c) satin. | 84 |
| 4.8 | Création des matériaux de base (fibres et matrice). | 84 |
| 4.9 | Création d'une étape (Step). | 85 |
| 4.10 | Modélisation plane du comportement hydroélastique du composite Epocast-Verre. | 86 |
| 4.11 | Maillage (a) désignation de la taille, (b) désignation de type d'éléments et (c) pièce maillée. | 86 |
| 4.12 | Répartition des contraintes de von Mises au bord droit du composite Epocast-Verre avec des ondulations elliptique et sinusoïdale du tissu sergé (répartition à travers l'épaisseur). | 87 |
| 4.13 | Répartition des contraintes de von Mises au bord inférieur du composite Epocast-Verre avec des ondulations elliptique et sinusoïdale du tissu sergé (répartition à travers la largeur). | 88 |
| 4.14 | Effet de la fraction volumique des fibres sur la répartition des contraintes de von Mises au bord droit du composite à renfort sergé avec une ondulation sinusoïdale. | 88 |
| 4.15 | Répartition des contraintes de von Mises au bord droit du composite Epocast-Verre avec une ondulation elliptique des tissus taffetas, sergé et satin. | 89 |
| 5.1 | Partition d'un ensemble de données (individus) I0 | 91 |
| 5.2 | Prédiction de la contrainte ultime pour les spécimens composites en fibre de verre (a) de traction, (b) de flexion | 93 |
| 5.3 | Importance des caractéristiques mécaniques dans le modèle RFR pour les spécimens composites en fibre de verre, (a) de traction, (b) de flexion | 95 |
| 5.4 | Prédiction de la contrainte ultime pour les spécimens composites en fibre de carbone (a) de traction, (b) de flexion | 96 |
| 5.5 | Importance des caractéristiques mécaniques dans le modèle RFR pour les spécimens composites en fibre de carbone, (a) de traction, (b) de flexion | 98 |

Liste des acronymes

- **MEB** : Microscopie Électronique à Balayage
- **MEF** : Méthode des Éléments Finis
- **EPOCAST** : Système de résine spécifique mentionné
- **EC** : Echantillon composite Epoxy renforcé en fibre de carbone
- **Ev** : Echantillon composite Epoxy renforcé en fibre de verre
- **PVC** : Polychlorure de Vinyle
- **ASTM** : American Society for Testing and Materials
- **RFR** : Random Forest Regression

Introduction générale

Le XXI^e siècle nous a apporté une multitude d'innovations technologiques fascinantes, parmi lesquelles les matériaux composites occupent une place de choix. En mariant la robustesse des fibres à la malléabilité des résines, ces matériaux ont révolutionné de nombreux secteurs industriels, offrant des propriétés mécaniques hors pair tout en étant d'une légèreté surprenante.[1]

Parmi cette myriade de composites, ceux à base de tissus biaxiaux se démarquent par leur capacité étonnante à résister aux contraintes multidirectionnelles. Telles des armures futuristes, ils enveloppent et protègent les structures des environnements les plus rudes, les rendant indispensables pour les applications à haute complexité.[2]

Cependant, même ces matériaux d'avant-garde ne sont pas à l'abri de tous les défis. L'humidité et les milieux aquatiques représentent en effet une menace pour leurs propriétés mécaniques exceptionnelles. L'eau s'immisce dans les résines et les fibres, provoquant des phénomènes d'absorption et de gonflement complexes susceptibles d'affecter leur résistance.[1] C'est pourquoi l'étude approfondie de leur comportement hydro-élastique est cruciale pour garantir leur pérennité et leurs performances à long terme. Une telle analyse doit prendre en compte l'absorption d'eau par chaque composant, qu'il soit d'origine naturelle ou synthétique, ainsi que les interactions complexes qui se produisent dans ces environnements humides.

Mais le défi ne s'arrête pas là. Ces matériaux high-tech doivent également conserver des performances de pointe dans des conditions extrêmes, combinant une exposition simultanée à l'eau et aux contraintes mécaniques. Des phénomènes de couplage entre les déformations élastiques et les effets hydriques surviennent alors, complexifiant davantage l'analyse globale.

Face à ces défis ardues, l'étude approfondie du comportement hydro-élastique des composites biaxiaux est indispensable pour assurer leur fiabilité et leur efficacité en milieu humide. Une telle recherche ouvrira la voie à des matériaux composites durables et polyvalents, capables de braver les conditions les plus rudes et diversifiées. Une prouesse technologique qui marquera assurément l'avenir de l'ingénierie des matériaux. Ce projet de fin d'études, s'inscrit dans cette démarche. En combinant des méthodes expérimentales et numériques, ce travail vise à offrir une compréhension approfondie et une modélisation précise du comportement hydro-élastique des composites à tissus biaxiaux.

Dans le cadre d'une collaboration entre l'École Nationale Polytechnique (ENP), la Division de Rénovation et Maintenance des Aéronefs (DMRA-Air Algérie) et le Centre de Recherche et Développement des Forces Aériennes, ce projet porte sur l'étude expérimentale et numérique du comportement hydro-élastique des composites à tissus biaxiaux. Les matériaux étudiés incluent des composites renforcés en fibres de carbone et en fibres de verre, élaborés à partir de la résine Epocast® 50-A1 et du durcisseur 946. Le projet englobe la préparation des échantillons, la caractérisation hygromécanique et fractographique, l'analyse de l'absorption d'eau, la simulation numérique via la méthode des éléments finis, ainsi que la prédiction des propriétés mécaniques à l'aide de la régression Random Forest.

Le projet est structuré en cinq chapitres principaux :

Le premier chapitre est consacré à une revue de la littérature sur les matériaux composites, leur classification, leurs propriétés et les méthodes de caractérisation utilisées. Le deuxième chapitre présente les matériaux utilisés, les procédures expérimentales, et les dispositifs expérimentaux utilisés pour l'élaboration des stratifiés. Le troisième chapitre présente les résultats obtenus lors des essais de caractérisation de la caractérisation hygromécanique et fractographique des matériaux composites. Le quatrième chapitre se concentre sur la modélisation numérique du comportement hygromécanique des composites à renforts tissés. Enfin, le cinquième chapitre aborde la prédiction des caractéristiques mécaniques à l'aide de la méthode Random Forest et compare les résultats obtenus avec les données expérimentales.

Le projet se conclut par une synthèse des principaux résultats obtenus et des perspectives de recherche future dans le domaine des matériaux composites.

Chapitre 1

Analyse bibliographique

1.1 Introduction

Dans de nombreuses industries contemporaines, les matériaux composites occupent une place essentielle en raison de leurs caractéristiques uniques et de leurs performances supérieures par rapport aux matériaux classiques. Dans ce chapitre, nous examinerons les bases des matériaux composites, leur classification ainsi que les diverses résines et fibres employées dans leur production. De plus, nous étudions les techniques de caractérisation mécanique telles que les tests de traction et de flexion ainsi que le comportement hygroscopique des matériaux composites à fibres synthétiques. L'accent est mis sur la méthode des éléments finis, une méthode cruciale pour l'analyse et l'optimisation des structures composites. Ce chapitre présente ainsi une vision globale des matériaux composites, de leur structure à leur comportement en fonction de différentes contraintes.

1.2 Définition

Un matériau composite est constitué d'un mélange d'au moins deux matériaux différents. Ces matériaux ne peuvent pas être mélangés mais ils présentent une grande capacité d'adhérence. Les propriétés du matériau composite ainsi formé sont différentes de celles des éléments seuls [1]. Le matériau composite est composé de deux matériaux : le renfort et la matrice [2]. Le renfort constitue un squelette ou une ossature sur laquelle des contraintes mécaniques vont être exercées. Son objectif est d'accroître la résistance du matériau composite. La matrice agit comme une enveloppe entourant le renfort avec pour rôle de transmettre et de répartir les efforts mécaniques au renfort de manière uniforme. De plus, elle garantit la solidité du matériau, donne sa forme au matériau composite et protège le renfort contre les agressions extérieures [3]. (voir figure 1.1).

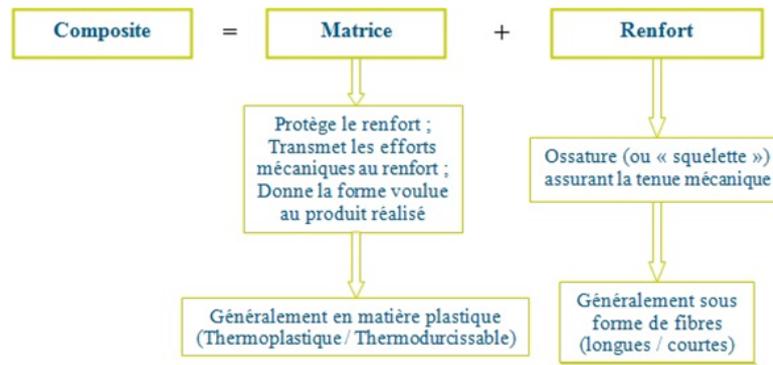


FIGURE 1.1 – Composition d’un matériau composite [3]

1.3 Classification des matériaux composites

1.3.1 Classification suivant la forme des constituants

Les composites sont divisés en deux grandes catégories selon la nature des composants : les matériaux composites à particules et les matériaux composites à fibres.

1.3.1.1 Composites à fibres

Un matériau composite est considéré comme un matériau composite à fibres lorsque le renfort est constitué de fibres. Les fibres employées peuvent être continues ou discontinues : des fibres coupées, des fibres courtes, et autres. En organisant les fibres et en les orientant, il est possible de modifier à la carte les caractéristiques mécaniques des matériaux composites afin d’obtenir des matériaux allant de matériaux fortement anisotropes à des matériaux isotropes dans un même plan. Ainsi, le concepteur dispose d’un matériau dont il peut modifier et ajuster à sa guise les caractéristiques mécaniques et physiques.[3]

1.3.1.2 Composites à particules

Un matériau composite est un composite à particules lorsque le renfort se trouve sous forme de particules. Contrairement aux fibres, une particule n’a pas de dimension privilégiée. En général, les particules sont employées afin d’améliorer certaines caractéristiques des matériaux ou des matrices telles que la solidité, la résistance à la chaleur, la résistance à l’abrasion, la réduction du retrait, etc. Dans la plupart des cas, les particules ne sont utilisées que comme charges pour diminuer le prix du matériau sans en altérer les caractéristiques. L’association matrice-particules est choisie en fonction des caractéristiques désirées. À titre d’exemple, l’ajout de plomb dans des alliages de cuivre permettra d’améliorer leur facilité d’assemblage.[3]

1.3.2 Classification suivant la nature des constituants

En fonction de la nature de la matrice, les matériaux composites sont classés en composites organiques, métalliques, ou minéraux. Ces matrices sont accompagnées de plusieurs renforts.

Seuls quelques couples d'associations sont aujourd'hui utilisés dans l'industrie, d'autres sont en cours de travail dans les laboratoires de recherche.[3] Parmi ces composés, on peut mentionner :

- **Composites à matrice organique (résine, charges) comprennent différentes fibres :**
 - o Minérales telles que le verre, le carbone, etc.
 - o Organiques telles que le Kevlar, les polyamides, etc.
 - o Métalliques telles que le bore, l'aluminium, etc.
- **Composites à matrice métallique comprennent des alliages légers et ultralégers tels que l'aluminium, le magnésium, et le titane ainsi que :**
 - o Des fibres minérales telles que le carbone et le carbure de silicium (SiC).
 - o Des fibres métalliques telles que le bore.
 - o Des fibres métal-minérales constituées de fibres de bore recouvertes de carbure de silicium (BorSiC).
- **Composites à matrice minérale (céramique) comprennent :**
 - o Des fibres métalliques telles que le bore.
 - o Des particules métalliques telles que les cermets.
 - o Des particules minérales telles que les carbures, les nitrures, etc.

Il n'est possible d'utiliser les matériaux composites à matrice organique que dans des températures inférieures à 200 à 300 °C tandis que les matériaux composites à matrices métallique ou minérale sont utilisés au-delà : jusqu'à 600 °C pour une matrice métallique et jusqu'à 1000 °C pour une matrice céramique.[3]

1.4 Les éléments constitutants d'un matériau composite

1.4.1 Les résines

1.4.1.1 Les divers types de résines

Les résines utilisées dans les composites ont pour fonction de transmettre les forces mécaniques aux fibres et de les préserver de l'environnement extérieur. Il est donc nécessaire que les résines soient suffisamment déformables et atteignent une bonne compatibilité avec les fibres. De plus, elles doivent être de faible masse volumique afin de préserver les caractéristiques mécaniques spécifiques élevées des matériaux composites. Compte tenu de ces contraintes, les résines utilisées sont des polymères modifiés par différents adjuvants et additifs : agents de démoulage, stabilisants, pigments, etc. Deux grandes familles de résines polymères existent : les résines thermoplastiques et les résines thermodurcissables.[3]

1.4.1.2 Les résines thermodurcissables

Par ordre décroissant en tonnage, les résines thermodurcissables les plus couramment utilisées dans la fabrication des matériaux composites sont : les résines polyesters insaturées telles que les polyesters condensés, les vinylesters, les dérivés allyliques, etc. ; les résines de condensation telles que les phénoliques, les aminoplastes, les furaniques, etc. ; et les résines époxydes.[3]

Les résines époxydes sont les résines les plus couramment employées après les résines polyesters insaturées. Cependant, elles ne constituent que 5 % du marché composite en raison de leur coût élevé (environ cinq fois plus élevé que celui des résines polyesters). En raison de leurs caractéristiques mécaniques remarquables, les résines époxydes souvent employées sans charges sont les composants principaux des composites à haute performance (tels que les constructions aéronautiques, l'espace, les missiles, etc.).[3]

Les résines époxydes présentent les caractéristiques mécaniques générales suivantes :

TABLEAU 1.1 – Caractéristiques des résines époxydes [3]

| Caractéristiques | Valeurs |
|---|---------------|
| Masse volumique (kg/m ³) | 1 100 à 1 500 |
| Module d'élasticité en traction (GPa) | 3 à 5 |
| Contrainte à la rupture en traction (MPa) | 60 à 80 |
| Contrainte à la rupture en flexion (MPa) | 100 à 150 |
| Allongement à la rupture (%) | 2 à 5 |
| Résistance au cisaillement (MPa) | 30 à 50 |
| Température de fléchissement sous charge (°C) | 290 |

Ainsi, l'utilisation de résines époxydes entraîne un ensemble de performances élevées. Cependant, pour pouvoir vraiment profiter de ces performances, il faut avoir des temps de transformation et surtout de cuisson très longs (de plusieurs heures à plusieurs dizaines d'heures) à des températures assez élevées (50 à 100 °C).[3]

Parmi les avantages des résines époxydes, on peut citer :

- Les performances mécaniques (traction, flexion, compression, choc, fluage, etc.) sont supérieures à celles des polyesters ;
- Une excellente résistance aux températures élevées jusqu'à 150 °C à 190 °C en continu ;
- Une résistance chimique exceptionnelle ;
- Un faible retrait au moulage (de 0,5 à 1 %) ;
- Une adhérence très bonne aux matériaux métalliques.

Parmi les inconvénients, nous citerons :

- La polymérisation nécessite un temps long ;
- Le coût est élevé ;
- Il est important de prendre des précautions lors de la mise en place ;
- Une vulnérabilité à la fracture.

1.4.2 Les fibres

1.4.2.1 Les fibres de verre

Les fibres les plus employées sont les fibres de verre. Le verre sous forme massive est caractérisé par une très grande fragilité attribuée à une sensibilité élevée à la fissuration.[2] En revanche, élaboré sous forme de fibre de faibles diamètres (quelques dizaines de micromètres), le verre prend ce caractère et possède alors de bonnes caractéristiques mécaniques (tableau 1.2). Les

fibres de verre sont élaborées à partir d'un verre filable appelé verre textile composé de silice, alumine, chaux, magnésie, etc. Ces produits peu coûteux associés à des procédés assez simples d'élaboration confèrent aux fibres de verre un excellent rapport performance / prix qui les place de loin au premier rang des renforts utilisés actuellement dans les matériaux composites.[1]

TABLEAU 1.2 – Caractéristiques des fibres de verre [1]

| Caractéristiques | Verre E | Verre R |
|--------------------------------------|---------|---------|
| Masse volumique (kg/m ³) | 2600 | 2550 |
| Module d'Young (GPa) | 73 | 86 |
| Contrainte à la rupture (MPa) | 3400 | 4400 |
| Allongement à la rupture (%) | 4.4 | 5.2 |
| Coefficient de Poisson | 0.22 | - |

1.4.2.2 Les fibres de carbone

La structure hexagonale du graphite est constituée d'atomes de carbone disposés en plans cristallographiques parallèles. On inverse ces plans afin qu'un atome de carbone puisse se projeter au centre d'un hexagone des plans adjacents. Les propriétés de conduction thermique et électrique du graphite sont bonnes en raison de la faible liaison entre les atomes de carbone des plans adjacents. En revanche, les fortes liaisons entre les atomes d'un même plan lui donnent des caractéristiques mécaniques élevées dans la direction parallèle aux plans cristallins avec un module d'Young théorique de 1200 GPa et une résistance à la rupture de 20 000 MPa. Son faible poids entraîne des caractéristiques mécaniques théoriques spécifiques très élevées.[3]

Toutefois, en raison des imperfections des structures cristallines, les fibres industrielles ne peuvent pas atteindre les valeurs mécaniques théoriques. Les fibres développées maintiennent cependant des performances élevées atteignant environ 650 GPa pour le module d'Young et 4 000 MPa pour la contrainte à la rupture pour les fibres les plus performantes.[3]

Les fibres de carbone sont fabriquées en utilisant un polymère de base connu sous le nom de précurseur qui se manifeste sous la forme de fibres orientées et réticulées. Des fibres acryliques fabriquées à partir du polyacrylonitrile (PAN) sont actuellement utilisées. On désigne ces fibres acryliques sous différents noms commerciaux tels que Crylor, Courtelle, Dralon, Orlon, etc. Les fibres de carbone finales sont influencées par les caractéristiques du précurseur.[4]

L'élaboration repose sur la décomposition thermique des fibres acryliques sans fusion des fibres, ce qui entraîne une graphitisation dans laquelle la structure initiale des fibres est retrouvée. Les méthodes actuelles font appel à des mèches de filaments acryliques assemblés sans torsion qui subissent quatre traitements différents avec succès : oxydation, carbonisation, graphitisation et traitement de surface (voir figure 1.2).

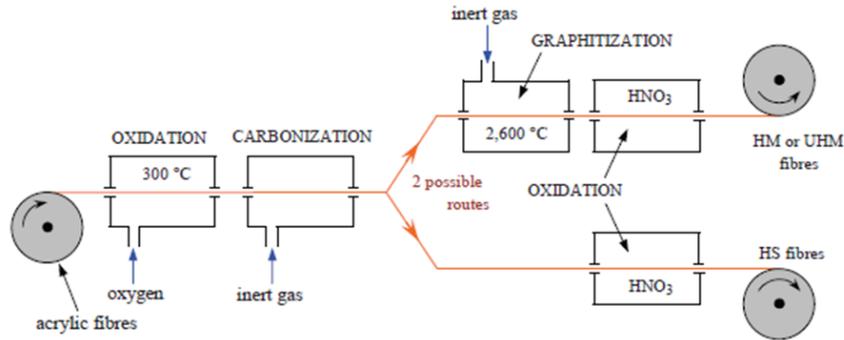


FIGURE 1.2 – Élaboration des fibres de carbone [3]

Les caractéristiques mécaniques des fibres de carbone sont excellentes d'autant plus que leur masse volumique est faible (généralement inférieure à 2 000 kg/m³). Les propriétés des fibres de carbone sont comparées à celles des fibres de verre E dans le tableau suivant : tableau comparaison caractéristique des fibres

TABLEAU 1.3 – Caractéristiques des fibres de carbone [3]

| Caractéristiques | Verre E | Carbone HR | Carbone HM | Carbone THM | Carbone HM (brai) |
|--|---------|------------|------------|-------------|-------------------|
| Masse volumique (kg/m ³) | 2600 | 1750 | 1810 | 1950 | 2000 |
| Diamètre (μm) | 10 à 20 | 5 à 7 | 5 à 7 | 5 à 7 | 12 |
| Module d'Young (GPa) | 73 | 230 | 400 | 600 | 280 |
| Module spécifique (MNm/kg) | 28 | 130 | 210 | 310 | 140 |
| Contrainte à la rupture (MPa) | 3400 | 3000-4000 | 2800 | 2000 | 2000-2400 |
| Contrainte spécifique (KNm/kg) | 1300 | 1710-2290 | 1550 | 1030 | 1000-1200 |
| Prix de revient rapporté aux fibres de verre E | 1* | 10-15 | 30-50 | 200-400 | 50-100 |

1* = 2/Kg en 2012 ; HR : (Haute Résistance), HM : (Haute Modulabilité), THM : (Très Haute Modulabilité), HM (brai) : fibres élaborées à partir du brai.

1.4.2.3 Autres fibres

Il existe également d'autres types de fibres utilisées dans les matériaux composites. Les fibres d'aramides, connues aussi sous le nom de "Kevlar", ont une grande résistance à la rupture mais sont peu employées en raison de leur faible résistance à la compression. Les fibres céramiques obtenues par dépôt chimique en phase vapeur (CVD) sont utilisées dans les sports, les loisirs et

la fabrication de composites coûteux.[4] Les fibres synthétiques thermostables, qui conservent leurs caractéristiques mécaniques à des températures élevées, sont utilisées dans les isolants électriques et thermiques, entre autres applications.

En plus de ces fibres, il existe plusieurs autres fibres employées dans des applications spécifiques. En règle générale, ces fibres présentent un faible module et sont susceptibles de se rompre à l'exception des fibres métalliques. Parmi ces fibres, on retrouve :

- Les fibres végétales comme le bois utilisé en fibres orientées, le sisal, le jute, le lin et bien d'autres.
- Les fibres synthétiques comme les fibres polyester (Tergal, Dacron, Térylène...), les fibres polyamides, les fibres polyéthylène, les fibres polypropylènes, etc.
- Les fibres métalliques telles que les fibres d'acier, de cuivre et d'aluminium. Ces fibres sont employées en combinaison avec des matrices métalliques en raison de leur excellente conductivité thermique et électrique ainsi que de leurs caractéristiques thermomécaniques avancées.[6]

1.5 Architecture des renforts fibreux

1.5.1 Stratifiés

Les stratifiés sont composés de différentes couches (parfois appelées plis) de renforts (fils, strati-fils, mats, tissus, etc.) imprégnés de résines (figure 1.3). Les renforts sont utilisés pour améliorer certaines propriétés physiques des résines. Ils peuvent être d'origines diverses et se présentent généralement sous forme de fibres. Les renforts fibres peuvent être sous forme linéique (fils, mèches), surfacique (tissus simples, mats) ou multidirectionnelle (tresses, tissus complexes). [3]

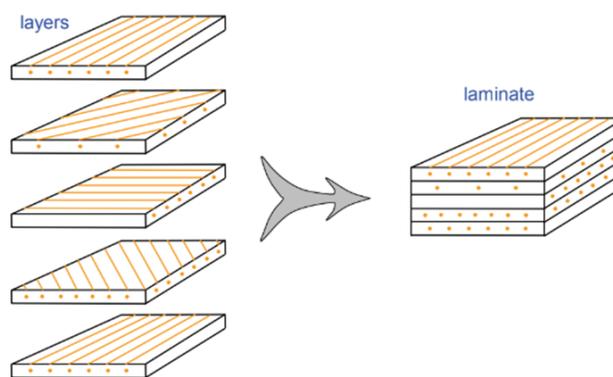


FIGURE 1.3 – Constitution d'un stratifié [3]

1.5.1.1 Stratifiés à base de fils ou de tissus unidirectionnels

Les stratifiés fabriqués à partir de fils ou de tissus unidirectionnels représentent un type de stratifié de base qui peut théoriquement être renforcé par tout autre type. Ils sont composés de couches de fils ou de tissus unidirectionnels dont la direction est inversée dans chaque couche.[7]

On peut distinguer différentes catégories de stratifiés. Les stratifiés symétriques se caractérisent par un plan moyen de symétrie, tandis que les stratifiés avec séquences reproduisent certaines

séquences de couches et les stratifiés hybrides utilisent une combinaison de diverses fibres afin d'optimiser les performances. Les tissus varient en fonction du type de fils utilisés (fils simples, mèches, etc.), de la masse linéique des fils, ainsi que du mode d'assemblage des fils de chaîne et des fils de trame. Les types d'armures couramment utilisés sont présentés dans la figure 1.4 : toile ou taffetas, sergé, satin, armure croisée, armure multidirectionnelle.[3]

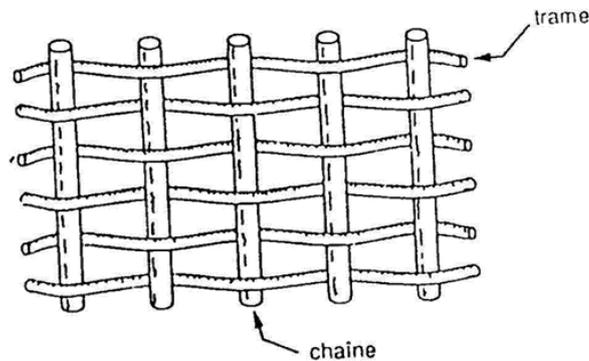


FIGURE 1.4 – Chaîne et trame d'un tissu [3]

Taffetas

Pour l'armure taffetas (figure 1.5), les fils de chaîne et de trame se croisent l'un après l'autre, ce qui donne un tissu très plat, stable mais peu déformable. Les propriétés mécaniques du tissu sont sensiblement identiques dans les deux directions chaîne et trame (pour des fils de tissage identiques). Cependant, l'utilisation de l'armure taffetas entraîne une courbure élevée des fibres, ce qui entraîne une baisse des performances mécaniques des composites.[3]

Sergé

Le nombre de fils de chaîne et de fils de trame qui s'entrecroisent peut différer pour l'armure sergé. Dans un sergé de taille 2x1, les fils de trame sont passés sur un fil de chaîne et sous deux fils de chaînes, tandis que dans un sergé de taille 2x2, les fils de trame sont passés sur deux fils de chaînes et sous deux fils de chaînes. Le résultat de ce genre d'entrecroisement est un motif récurrent du tissu (voir figure 1.5) sous forme de nervures transversales. Le serrage de l'armure présente l'avantage d'être à la fois souple et solide. Le tissu sergé favorise ainsi un mouvement fluide entre les fils de chaîne et de trame, ce qui lui permet de s'adapter parfaitement à des moulages de formes complexes. [3]

Satin

La structure de l'armure satin présente une structure assez proche de celle du sergé, mais le nombre de fils chaîne et de fils trame qui se croisent avant de s'entrecroiser est plus élevé. Chaque tissu en satin se distingue par un nombre habituellement 4 ou 8, cela indique que les fils de chaîne sont passés sur 4 ou 8 fils de trame. Il en découle un tissu qui présente une face avec davantage de fils chaîne et une autre face avec davantage de fils trame. Cette armure est idéale pour créer des formes complexes. [3]

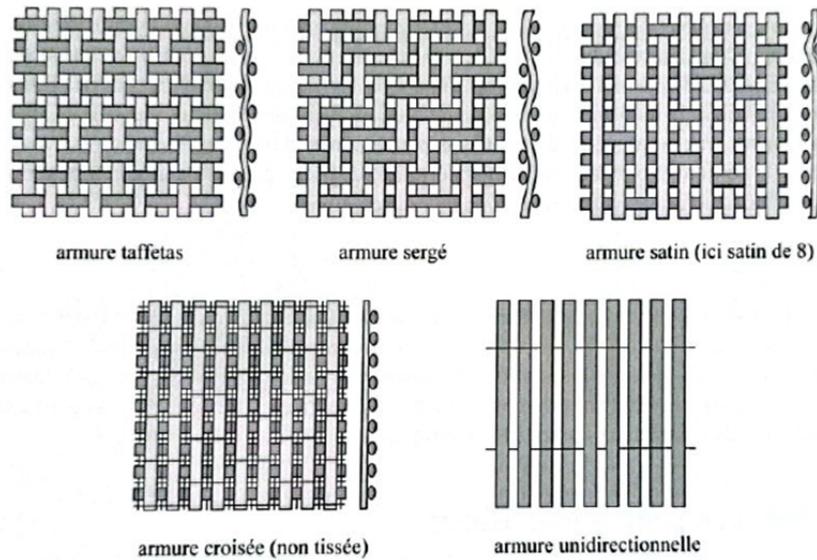


FIGURE 1.5 – Les principaux types d’armures utilisées pour le tissage des tissus [3]

1.6 Caractérisation mécanique des composites

1.6.1 Essai de traction

1.6.1.1 Définition

L’essai de traction est une méthode d’essai mécanique utilisée afin de déterminer le comportement d’un matériau lorsqu’il est soumis à une force de traction. C’est un outil essentiel pour la caractérisation des matériaux, y compris les matériaux composites à fibres synthétiques [5].

Il existe plusieurs normes internationales pour réaliser ce test, comme l’ISO 527-4 qui est employée afin de mesurer les caractéristiques de traction des composites plastiques à fibres renforcées. On utilise également la norme ASTM D3039 qui est utilisée pour déterminer les caractéristiques élastiques du module de traction et du coefficient de Poisson ainsi que la résistance à la traction pour les composites. Elle est utilisée aux composites avec des renforts en fibres continues et discontinues.

Le test de traction est effectué sur une machine d’essai universelle à une vitesse de traverse fixe qui varie en fonction de la géométrie de l’échantillon et du type d’essai sélectionné [6].

1.6.1.2 Propriétés mécaniques statiques déduites d’un essai de traction

- La résistance : Caractérisées par R_m et R_e qui représentent respectivement la contrainte la plus élevée qu’un matériau peut endurer avant de rompre et la contrainte élastique qu’un matériau peut supporter avant de subir une déformation plastique irréversible.[7](voir figure 1.6).
- La rigidité : La rigidité est caractérisée par le module d’élasticité E . Elle détermine la capacité d’un matériau à subir une déformation élastique réversible. Un matériau rigide requiert une force considérable pour une déformation donnée [7].

- La ductilité : La ductilité est définie par l'allongement à la rupture noté $A\%$. C'est une caractéristique qui permet à un matériau de subir une forte déformation permanente avant de se rompre, contrairement à un matériau fragile [7].
- La fragilité : Un matériau fragile est un matériau qui n'est pas ductile; il subit une déformation élastique jusqu'à son point de rupture sans présenter de déformation plastique [7].
- L'élasticité : Un matériau élastique se distingue par sa capacité à se déformer de manière élastique. Ceci concerne tant les matériaux fragiles que les matériaux ductiles [7].
- La ténacité : La ténacité se distingue par la force requise pour briser un matériau. Un matériau résistant possède donc une capacité d'allongement et une bonne résistance à la rupture. Lors d'un test de traction, cette énergie est exprimée par l'aire sous la courbe. La ténacité se distingue également par sa capacité à éviter la propagation de fissures [8].

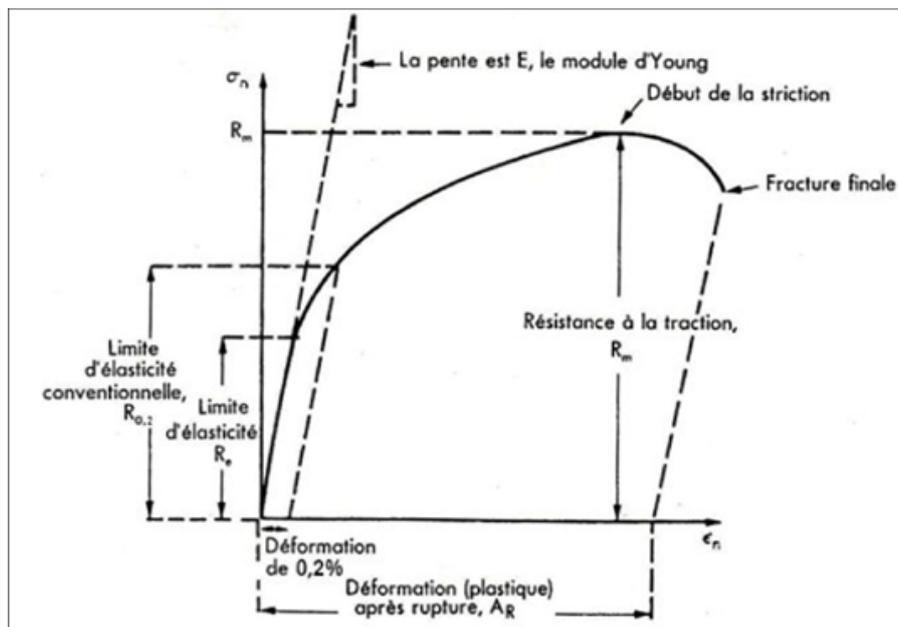


FIGURE 1.6 – Courbes de traction conventionnelle et quelques grandeurs classiques [8]

1.6.2 Essai de flexion

L'essai de flexion est une méthode normalisée utilisée afin d'évaluer la ductilité, la résistance à la flexion, la ténacité et la résistance à la rupture des matériaux composites. Cette méthodologie d'essai consiste à soumettre un échantillon à une force de flexion contrôlée afin d'évaluer sa résistance à la déformation. Il existe plusieurs types de tests de flexion, notamment les tests à 2 points, 3 points et 4 points [9].

Test de flexion à 3 points

Ce test est largement utilisé car il est facile à réaliser. L'éprouvette est supportée à ses deux extrémités et une force est appliquée au milieu. Le module de flexion est généralement déterminé entre certaines limites de la force maximale.[10](voir figure 1.7).

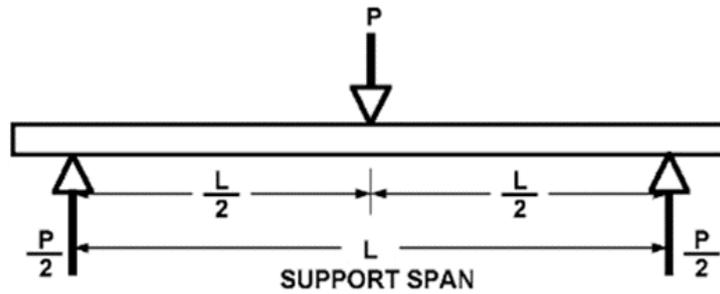


FIGURE 1.7 – Test de flexion en trois points [10]

Il existe plusieurs normes internationales pour les tests de flexion des matériaux composites, telles que la norme ISO 14125 utilisée pour les composites plastiques renforcés de fibre, ASTM D790, ASTM D7264, etc.

La norme ASTM D 7264/D 7264M-07

Cette norme est émise sous la désignation fixe D 7264/D 7264M; le numéro qui suit immédiatement la désignation indique l'année d'adoption originale ou dans le cas d'une révision, l'année de la dernière révision [9]. Cette méthode d'essai détermine les propriétés de rigidité et de résistance à la flexion des composites à matrice polymère et décrit deux procédures, A et B, qui utilisent respectivement un système de chargement à trois points et un système de chargement à quatre points.

- **Procédure A** : Un système de chargement à trois points utilisant un chargement central sur une poutre simplement appuyée.
- **Procédure B** : Un système de chargement à quatre points utilisant deux points de charge également espacés de leurs points d'appui adjacents avec une distance entre les points de charge égale à la moitié de la portée de l'appui.

1.6.2.1 Propriétés mécaniques statiques déduites d'un essai de flexion

- **Module d'élasticité en flexion (E)** : Il s'agit du rapport entre la plage de contraintes et la plage de déformations correspondante.

$$E = \frac{\Delta\sigma}{\Delta\epsilon}$$

où E est le module d'élasticité en flexion (MPa), $\Delta\sigma$ est la différence de contrainte de flexion entre deux points de déformation sélectionnés (MPa), et $\Delta\epsilon$ est la différence entre deux points de déformation sélectionnés.

- **Contrainte de flexion (σ)** : C'est la contrainte nominale sur le bord le plus concave correspondant à la force appliquée avant la défaillance.

$$\sigma = \frac{3PL}{2bh^2}$$

où P est la force appliquée (N), L est l'épaisseur de l'éprouvette (mm), b est la largeur de l'éprouvette (mm), et h est l'épaisseur de la poutre.

- **Déformation en flexion (ϵ)** : C'est la déformation maximale à la surface extérieure.
- **Résistance à la flexion** : C'est la capacité d'un matériau à résister à la déformation sous une charge.

En plus de ces propriétés, on peut déduire la ductilité et la ténacité.

1.7 Caractérisation par microscopie électronique à balayage : MEB/SEM- Scanning Electron Microscopy

La microscopie électronique à balayage est une méthode d'analyse qui permet de réaliser des images haute résolution en se basant sur le principe de l'interaction électron-matière. Les informations obtenues grâce à cette technique concernent généralement la morphologie, la texture, les reliefs de surface, les faciès de rupture, soit toute information qui se rapporte à l'aspect de l'échantillon.[11] Figure 1.8



FIGURE 1.8 – Microscope électronique à balayage (MEB)

1.7.1 Principe de fonctionnement et description de la technique

Le principe du MEB est de balayer un échantillon avec un faisceau d'électrons d'énergie E_0 appelés électrons primaires. Les électrons primaires pénètrent dans l'échantillon et interagissent avec la matière de façon à réémettre des électrons.[11] Ces interactions sont de deux types : élastiques, c'est-à-dire sans perte d'énergie ; et inélastiques, avec perte d'énergie. Ces différentes interactions conduisent les électrons sur des trajectoires aléatoires qui sont comprises dans un volume limité appelé poire d'interaction, schématisé en Figure 1.9.

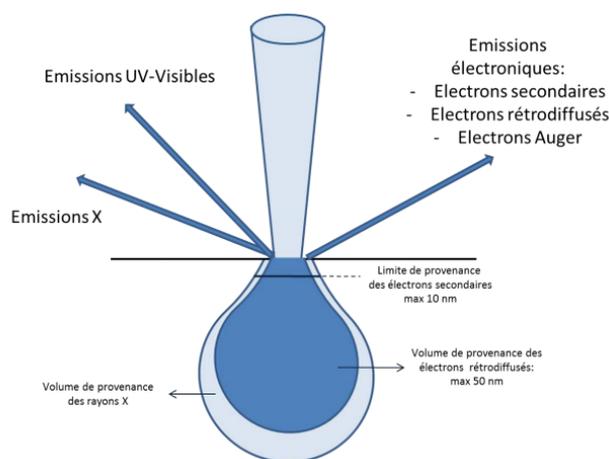


FIGURE 1.9 – Principales émissions électroniques et électromagnétiques dues aux interactions d'un faisceau d'électrons avec un échantillon. Les électrons se déplacent dans un volume appelé poire d'interaction [11]

Les principales émissions électroniques et électromagnétiques résultantes de ces interactions, et apparaissant sur la figure 1.10 sont listées :

- Les électrons secondaires sont issus de l'interaction inélastique du faisceau d'électrons primaires avec les électrons orbitaux des éléments constituant localement le matériau. L'ordre de grandeur de l'énergie de ces électrons est de quelques électron-volt. L'émission secondaire est le signal privilégié pour obtenir une image de contraste topographique.[11]
- Les électrons rétrodiffusés sont issus du choc élastique entre le faisceau d'électrons primaires et la matière. Cette émission est sensible au numéro atomique de l'élément ciblé. Cela permet donc d'acquérir des images de contraste chimique, c'est-à-dire avec la possibilité de distinguer des phases de compositions chimiques différentes.[11]
- Les électrons Auger : L'interaction inélastique d'un électron primaire avec un électron d'un niveau de cœur du matériau provoque l'émission d'un électron secondaire et la création d'une lacune dans les niveaux de cœur. L'élément ainsi excité revient à son état stable avec le transfert d'un électron d'un niveau externe vers la lacune, transfert s'effectuant soit par une transition radiative, soit par l'émission d'un électron appelé électron Auger.[11]
- Les photons X, UV, visibles ou encore IR sont obtenus par transfert de l'énergie des électrons primaires aux électrons des orbitales atomiques qui provoque l'excitation, l'ionisation et enfin la désexcitation émissive des atomes mis en jeu. Les rayonnements X peuvent également provenir de l'interaction des électrons avec le noyau et sont alors appelés rayonnement de freinage.[11]

Les deux premiers types d'électrons cités sont ensuite collectés grâce à des détecteurs spécifiques à leurs énergies pour chaque point XY afin de former une image.

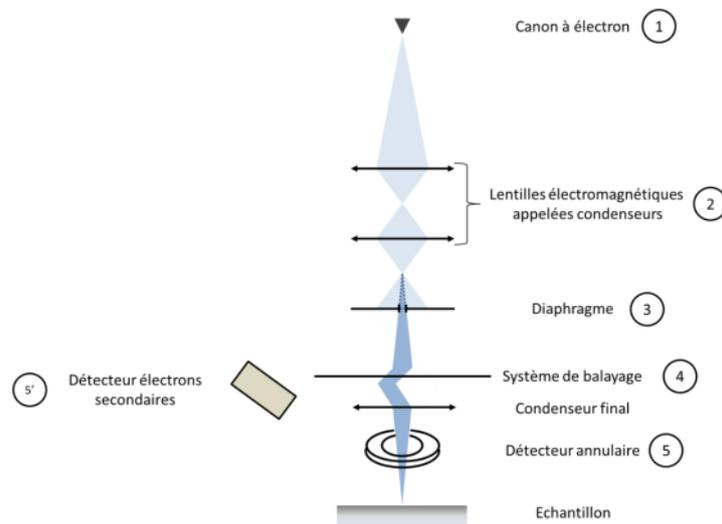


FIGURE 1.10 – Schéma reportant les éléments principaux constitutifs d'un microscope électronique à balayage.

1.7.2 Composition d'un MEB

Un MEB se compose essentiellement de quatre éléments ou ensembles d'éléments :

- Une source d'électrons appelée canon à électrons (1) sur la Figure 1.10) et d'un dispositif permettant de les accélérer. L'ensemble est maintenu sous un vide secondaire.
- Une colonne électronique placée elle aussi sous vide secondaire qui contient un ensemble de lentilles électromagnétiques appelées condensers (2) et de diaphragmes (3) permettant d'obtenir un faisceau d'électrons fin.
- Une chambre où sont placés l'échantillon et les détecteurs, maintenue également sous vide et où se produit l'interaction électron matière. Les détecteurs peuvent être positionnés sur le côté de la chambre (5) ou à l'extrémité de la colonne électronique (détecteurs In-Lens, 5). L'échantillon est quant à lui fixé sur une platine mobile.
- Un système de visualisation de l'image interprétant de manière couplée le balayage du faisceau d'électrons (4) et l'information acquise par les détecteurs.[11]

Types de canons à électrons

Trois types de canons à électrons existent, évoluant au fil des années par l'intermédiaire des découvertes scientifiques, l'extraction des électrons s'effectuant suivant trois processus différents :

- Par émission thermoélectrique : les électrons sont extraits d'un filament de tungstène W ou d'une pointe d'hexaborure de lanthane LaB_6 qui est chauffé. Les canons à électrons de ce type sont dits conventionnels.
- Par émission Schottky : une pointe en tungstène et oxyde de zirconium est chauffée en présence d'un fort champ électrique de façon à extraire les électrons. Ce type de canon est appelé canon à cathode chaude ou canon Schottky.
- Par effet tunnel : sous effet d'un champ électrique très intense, de l'ordre de 10^7 V.cm^{-1} , et à température ambiante, les électrons sont extraits par effet tunnel. Les canons de ce type sont appelés canon à cathode froide ou encore canon à effet de champ (Field Emission Gun en anglais, ou FEG).[11]

Les détecteurs d'électrons sont également de plusieurs types, et diffèrent selon le type d'électrons recueillis (secondaires ou rétrodiffusés), le niveau de vide dans la chambre et les constructeurs. Cependant, le plus connu et utilisé est le détecteur de Everhart et Thornley qui collecte les électrons secondaires et les électrons rétrodiffusés qui peut être de différents types et notamment se placer à l'extrémité de la colonne électronique.

Enfin, les informations recueillies en chaque point par les détecteurs sont mises en corrélation avec le balayage du faisceau électronique pour obtenir une image de façon informatique. Le tout est visualisé directement sur un écran.

1.8 Comportement hygroscopique et hydroélastique des matériaux composites à fibres synthétiques

Il est important de noter que le vieillissement des matériaux composites est un sujet de préoccupation majeur. Ce vieillissement est généralement dû à une instabilité du matériau suite à une interaction avec l'environnement extérieur. D'autres facteurs tels que l'oxygène, les produits chimiques en contact avec le matériau, et les efforts appliqués (fluage, fatigue, etc.) peuvent également affecter la pérennité des propriétés mécaniques des matériaux composites au fil du temps [12].

Les matériaux composites à matrice polymère constitués de fibres de renforcement comme le verre et le carbone intégrées dans une matrice polymère sont de plus en plus utilisés dans divers secteurs industriels. Leur popularité croissante est due à leur légèreté et à leurs performances mécaniques élevées. Le comportement hydroélastique de ces matériaux, c'est-à-dire leur réponse aux sollicitations mécaniques en présence de fluides comme l'eau, est d'une importance cruciale pour de nombreuses applications. C'est notamment le cas dans les industries aéronautique, automobile et navale où ces matériaux trouvent une large gamme d'applications.[13]

1.8.1 Mécanisme de diffusion

La diffusion d'eau dans les polymères thermodurcissables est décrite par deux mécanismes [13] :

- La présence de groupes polaires (hydroxyles ou amines dans les résines époxy) permet de former des liaisons hydrogène avec les molécules d'eau.
- Les molécules d'eau peuvent également s'insérer et se répandre par capillarité dans les microvides et cavités présentes au sein des résines. Mais elles ne participent pas aux interactions eau/polymère.

L'absorption d'eau dans les résines thermodurcissables peut provoquer des changements physiques et chimiques entraînant une réduction des caractéristiques mécaniques. L'absorption d'eau dans les polymères entraîne des effets tels que l'augmentation de masse, les gonflements, la plastification et l'hydrolyse. Lors de la plastification par l'eau, les molécules d'eau pénètrent dans les groupements polaires entre les chaînes de macromolécules, ce qui entraîne une augmentation de la mobilité moléculaire et une détérioration des propriétés mécaniques du matériau (diminution du module de Young et de la contrainte à rupture ainsi qu'une augmentation de la déformation à rupture). De son côté, l'hydrolyse entraîne des fragmentations des chaînes macromoléculaires. La présence du phénomène d'hydrolyse varie en fonction de la composition de la résine.[13]

1.8.2 Cinétique de diffusion

L'immersion dans l'eau ou l'exposition à un environnement humide entraîne généralement l'absorption de molécules d'eau par les surfaces en contact direct avec cet environnement. L'espace entre les réseaux macromoléculaires est ensuite occupé par les molécules d'eau, ce qui entraîne une augmentation de la masse du matériau au fil du temps. Les paramètres thermodynamiques tels que la nature du polymère, les caractéristiques de l'eau (pH et salinité) et d'autres paramètres influencent la vitesse d'absorption de l'eau. Si la diffusion d'eau ne provoque pas de dommages, l'absorption d'eau tend vers un équilibre qui se traduit par un plateau de saturation correspondant à une égalité des potentiels chimiques de l'eau dans le polymère et dans l'environnement [12].

Le modèle de Fick est souvent utilisé pour expliquer le comportement diffusif des matériaux polymères et composites. Cependant, parfois, leur comportement de diffusion est observé à travers des modèles de diffusion non-Fickiens (figure 1.11) [12].

La courbe F de la figure 1.11 est associée au comportement Fickien avec une évolution linéaire de la masse en fonction de la racine carrée du temps suivie d'un palier de saturation. La courbe linéaire présente des données sur la diffusion des molécules d'eau qui est influencée par la vitesse à laquelle l'eau pénètre dans le matériau. Le palier de saturation correspond à la quantité d'eau absorbée par le matériau lorsque le temps de vieillissement tend à l'infini.[12]

Les anomalies de diffusion sont illustrées par les courbes A et B de la figure 1.11, qui sont associées aux matériaux polymères qui ont un comportement de diffusion sans plateau de saturation. Le comportement pseudo-Fickien est lié à la courbe A, tandis que la courbe B se distingue par la présence de deux paliers de saturation. Le modèle de Langmuir permet de prédire ces deux courbes.[12]

Les courbes C et D présentées dans la même figure représentent des comportements diffusifs fréquents pour certains polymères. La courbe C montre une augmentation rapide de la quantité d'eau absorbée en raison de dommages mécaniques.[12]

D'après les théories de diffusion, deux groupes de grandeurs caractéristiques régissent l'absorption d'eau au sein d'un matériau :

- La capacité maximale d'absorption M_{∞} , qui correspond à la quantité maximale d'eau absorbable par le matériau.
- Les coefficients de diffusion D , qui indiquent la vitesse de pénétration dans le milieu.

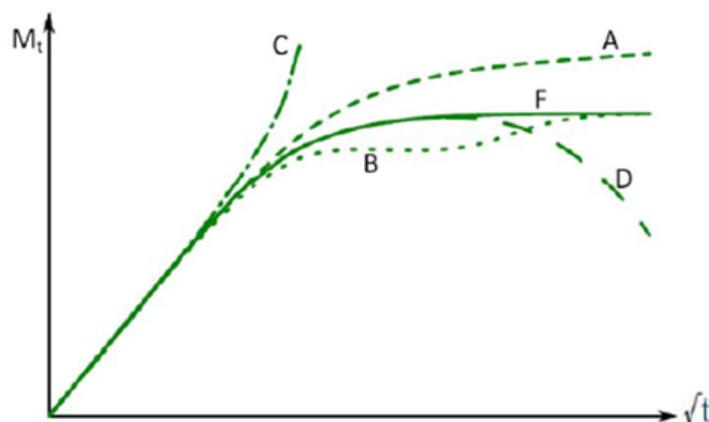


FIGURE 1.11 – Comparaison entre les différents comportements diffusifs [10]

1.8.3 Gonflement

Le gonflement d'un matériau composite se produit lorsque son volume augmente en raison d'une prise de masse directement liée à l'absorption d'eau. Les molécules d'eau s'insèrent graduellement entre les chaînes moléculaires lors de leur diffusion au sein du polymère, comblant l'espace vacant qui apparaît comme de petites cavités entre les mailles du réseau. Ces trous dépendent de l'état thermodynamique du réseau. Par la suite, les molécules d'eau s'installent et remplissent ces espaces en fonction de leur taille. (voir figure 1.12). Cette accumulation se manifeste par un écartement des chaînes macromoléculaires, ce qui entraîne, à l'échelle macroscopique, un gonflement de la matrice polymère ou du composite. [12] (voir figure 1.13).

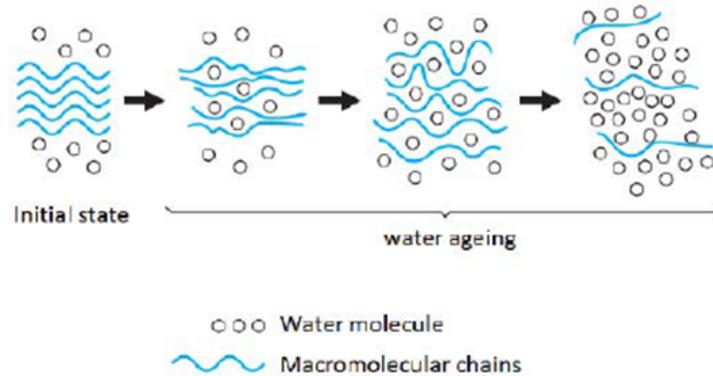


FIGURE 1.12 – Schématisation de la pénétration d'un solvant dans un polymère thermoplastique [12]

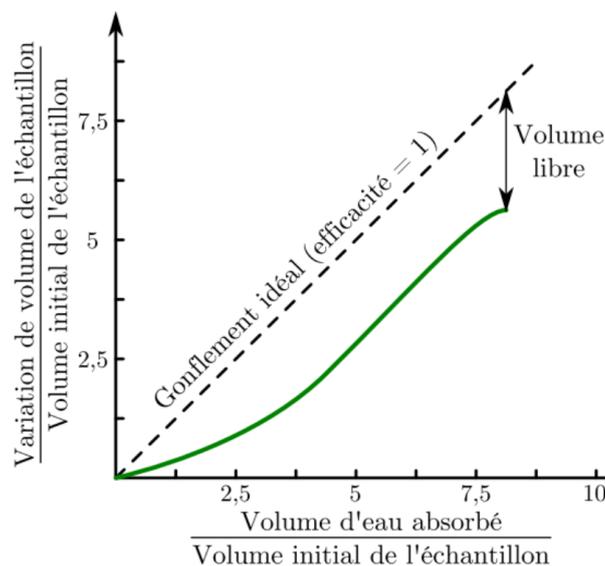


FIGURE 1.13 – Exemple de cinétique de gonflement avec seuil [10]

1.9 Méthode des éléments finis

La méthode des éléments finis (MEF) est une technique de modélisation numérique utilisée afin de résoudre des équations aux dérivées partielles. Elle est employée afin d'illustrer de manière analytique le comportement dynamique de divers systèmes physiques (mécaniques, thermodynamiques, acoustiques, etc.). La MEF offre la possibilité de calculer numériquement

le comportement d'objets même très complexes à condition qu'ils soient continus et décrits par une équation aux dérivées partielles linéaires [5].

La méthode des éléments finis permet d'analyser une structure en divisant la structure en éléments (voir figure 1.14), puis en établissant les relations entre les forces et les déplacements aux nœuds sommets des éléments, en prenant en compte les conditions de charges et d'appuis imposées à la structure. Un système d'équations linéaires de grande dimension est alors obtenu dont la résolution numérique donne la valeur du déplacement en chaque nœud. Ensuite, on détermine le champ des contraintes en se basant sur le champ des déplacements.[3]

Utilisant la méthode des éléments finis, la structure doit être divisée en éléments avant de pouvoir effectuer une analyse. Un processus appelé maillage de la structure est utilisé pour assurer cette fonction de découpage, ce qui permet à l'opérateur d'obtenir un découpage automatisé de la structure. On peut réaliser directement le maillage dans le cas de structures simples. Pour les structures complexes, une modélisation géométrique de la structure, qui peut s'appuyer sur un formalisme comme Bézier ou Spline, doit être réalisée avant de pouvoir effectuer facilement le maillage.[3]

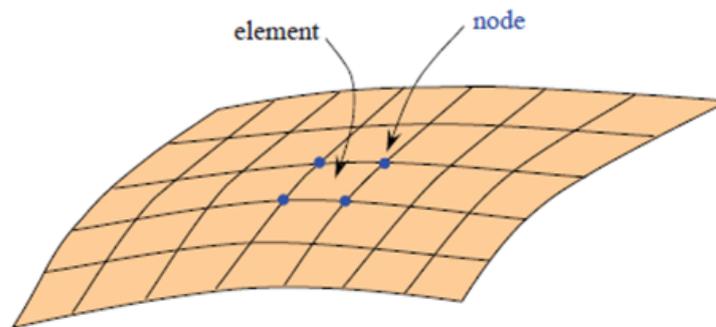


FIGURE 1.14 – Maillage d'une structure [3]

L'analyse en utilisant la méthode des éléments finis est considérée comme une étape clé dans un système de conception assistée par ordinateur. Ce processus commence par la définition de la structure (modélisation géométrique) et se termine par son prédimensionnement en utilisant cette méthode. Le schéma du processus de conception est illustré dans la figure 1.15 [3].

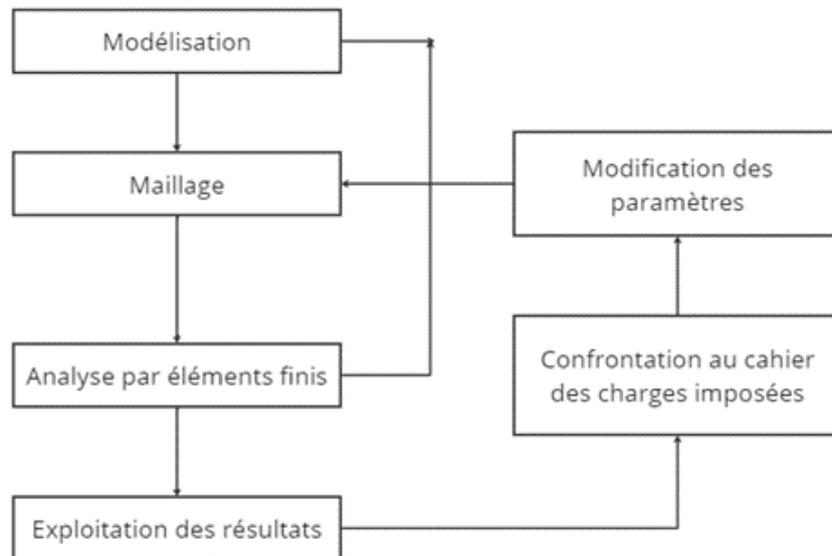


FIGURE 1.15 – Processus de conception [3]

1.10 Conclusion

Ce chapitre a fourni une vue d'ensemble complète des matériaux composites, mettant en lumière leur classification, structure, et comportement sous diverses contraintes. En explorant les méthodes de caractérisation mécanique et l'usage de la méthode des éléments finis, ce travail démontre l'importance croissante de ces matériaux dans diverses industries. Cette revue de la littérature offre une base solide pour les recherches futures et souligne les potentialités des matériaux composites en termes d'innovation et d'application.

Chapitre 2

Matériaux et procédures expérimentales

2.1 Introduction

Ce chapitre se concentre sur la présentation des matériaux et des techniques expérimentales utilisés pour évaluer le comportement hygroélastique des composites à matrice polymère renforcée par des fibres synthétiques. Pour cette évaluation, nous avons élaboré des stratifiés de fibres de verre et de carbone en utilisant la technique de mise en forme sous vide, qui permet de produire des matériaux composites homogènes en minimisant les imperfections internes. À partir de ces stratifiés, nous avons fabriqué des éprouvettes avec des orientations de fibres de 90° et 45° , conformes aux normes en vigueur. L'objectif principal de cette étude est d'analyser en profondeur le comportement mécanique des composites et de déterminer précisément comment l'humidité influence ces propriétés.

2.2 Présentation des constituants

2.2.1 La résine

La résine utilisée est la résine thermodurcissable EPOCAST® 50-A1 qui est associée au durcisseur 946. figure (2.1) Ce système Résine 50-A1/946 est un système de stratification époxy produit par HUNTSMAN, une entreprise multinationale américaine. Cette résine possède les caractéristiques suivantes :

- Haute résistance
- Auto-extinguible
- Durée de vie courte avant l'élaboration



FIGURE 2.1 – La résine EPOCAST® 50-A1- et le Durcisseur 946

2.2.1.1 Description du système EPOCAST 50-A1/Durcisseur 946

Le système de stratification époxy EPOCAST® 50-A1 Résine/Durcisseur 946 est un matériau non chargé et sans solvant. Cette caractéristique le rend plus respectueux de l'environnement car il ne libère pas de composés volatils organiques (COV) durant le traitement, contribuant ainsi aux principes de la chimie verte. De plus, l'absence de solvant facilite le processus de mise en forme ou de durcissement, rendant le matériau facile à manipuler pour la fabrication ou la réparation de structures composites, y compris pour l'enroulement filamentaire. Ce système époxy est auto-extinguible, il a la capacité de s'éteindre automatiquement après une inflammation sans nécessiter d'intervention extérieure. Il répond aux exigences de la norme BMS8-201, une spécification de Boeing définissant les critères pour les matériaux composites dans l'aéronautique. Le tableau 2.1 présente les propriétés de la résine EPOCAST du durcisseur 946 ainsi que le système Résine EPOCAST /Durcisseur 946.

TABLEAU 2.1 – les propriétés de la résine EPOCAST du durcisseur 946 ainsi que le système Résine EPOCAST /Durcisseur 946 (données du fabricant) [13]

| Propriétés | Résine 50-A1 | Durcisseur 946 | Système Résine 50-A1/946 | Normes |
|---|--------------|----------------|--------------------------|-------------|
| Couleur | Ambre | Paille | Ambre | |
| Densité (g/cc) | 1.21 | 1.05 | 1.18 | ASTM-D-792 |
| Viscosité à 25°C | 7.770 | 400 | 2.4 | ASTM D-2196 |
| Temps de gélification à 25°C (minutes) | – | – | 20 | ASTM D-2471 |
| Durée de vie (mois) | 12 | 12 | – | |
| Résistance à la compression (MPa) | – | – | 349 | |
| Température minimum °C | – | – | 18 | |
| Temps de gel à 25°C pour 100g (minutes) | – | – | 20 | |

Le temps de gélification et la durée de conservation, appelés également durée de vie, sont souvent utilisés dans le contexte des matériaux composites pour décrire le temps nécessaire pour que la résine commence à durcir après avoir été mélangée avec le durcisseur et la durée pendant laquelle un matériau peut être stocké avant de perdre ses propriétés ou devenir inutilisable.

2.2.2 Rapport de mélange (Mix ratio)

Pour 100 parties en poids de résine Epocast 50-A1, 15 parties en poids du Durcisseur 946 doivent être rajoutées. Les deux composants sont minutieusement mélangés pendant plusieurs minutes afin d'assurer l'homogénéité du mélange. Le Durcisseur 946 déclenche la réaction chimique qui transforme le mélange liquide en un matériau solide et durable. Cette réaction de durcissement est essentielle pour assurer la solidité et la résistance mécanique du produit.

2.2.3 Propriétés typiques après durcissement

Après le durcissement complet du système Résine/Durcisseur, les caractéristiques de ce système sont présentées dans le tableau suivant :

TABLEAU 2.3 – Les caractéristiques du système Résine EPOCAST Durcisseur 946 après le durcissement (données du fabricant)[13]

| Propriétés | Résultats | Normes |
|-----------------------------------|---------------------------------|-------------|
| Résistance à la compression (MPa) | 317 | ASTM D-790 |
| Module de compression (GPa) | 27.9 | ASTM D-790 |
| Résistance au cisaillement (MPa) | 3423 | |
| Résistance à la traction (MPa) | 71.0 | |
| Inflammabilité | 0 sec (temps d'auto-extinction) | FAR 25.853A |

2.3 Fibres

Les fibres de verre et de carbone sont privilégiées pour les analyses hydroélastiques en raison de leur impact significatif sur les caractéristiques mécaniques des composites soumis à des contraintes d'eau. Leur perméabilité particulière joue un rôle essentiel dans l'interaction entre le fluide et la structure, tandis que leur aptitude à subir de fortes déformations sous l'influence de l'humidité est cruciale pour la modélisation précise des matériaux. Ces caractéristiques font de ces renforts fibreux des éléments incontournables pour l'optimisation des matériaux composites, notamment dans le domaine de l'aérospatiale.

2.3.1 Les fibres de carbone

Les tissus de carbone utilisés dans cette étude sont des tissus à armure toile (Taffetas). Les avantages importants de cette architecture tels qu'une répartition homogène des contraintes, une résistance accrue à la fissuration et une facilité de mise en place justifient le choix de ces fibres. Ces renforts ont été fournis par la société HEXCEL conformément à la norme BMS 9-8. Le tableau suivant présente les caractéristiques physiques et mécaniques de ces fibres. Les tableaux 2.4 et 2.5 présentent respectivement les caractéristiques physiques et mécaniques de ces fibres et de leurs tissus. [13]

TABLEAU 2.4 – Caractéristiques physiques et mécaniques des fibres de carbone [13]

| Propriétés | Valeur |
|-----------------------------------|---------|
| Densité (g/cm ³) | 1.75 |
| Résistance à la traction (MPa) | 3530 |
| Allongement (%) | 15 |
| Résistance à la compression (MPa) | 2500 |
| Module de Young (GPa) | 230-240 |

TABLEAU 2.5 – Propriétés du tissu de carbone [14]

| Propriétés | Valeur |
|--|--------|
| Épaisseur (mm) | 0.22 |
| Diamètre de fibre (μm) | 7 |
| Nombre de fils de trame (fil/cm) | 5 |
| Nombre de fils de chaîne (fil/cm) | 5 |
| Densité surfacique (g/m^2) | 192 |

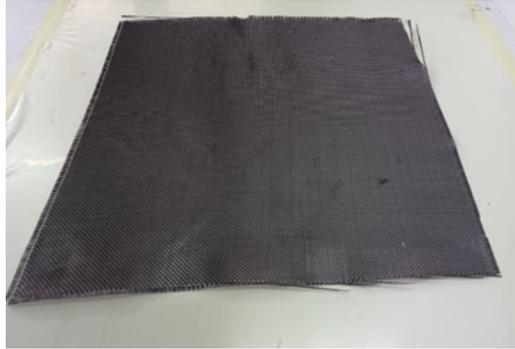


FIGURE 2.2 – Le tissu de carbone

2.3.2 Les fibres de verre

Les tissus de verre utilisés dans cette étude sont des tissus à armure satin de type D. Leurs spécifications complètes selon HEXCEL sont : BMS 9-3 Rev T Type D Classe 7 Fil de chaîne ECD 450 1/2 Fil de remplissage ECD 450 1/2. Selon cette spécification, cette toile est appelée toile satin à quatre harnais ou toile Crowfoot. Dans ce motif de tissage, il y a une interconnexion trois par un où un fil de trame flotte au-dessus de trois fils de chaîne et en dessous d'un autre (figure 2.3).

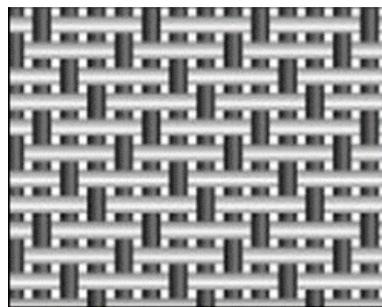


FIGURE 2.3 – La toile satin à quatre harnais

Cette armure est choisie parce qu'elle se caractérise par leur souplesse (elle est plus souple que la toile unie), leur finition lisse, leur légèreté et leur haute résistance, ce qui la rend particulièrement adaptée aux applications aéronautiques complexes où une drapabilité supérieure et une surface de haute qualité sont cruciales. Les tableaux 2.6 et 2.7 présentent, respectivement, les caractéristiques physiques et mécaniques de ces fibres et de leurs tissus.

TABLEAU 2.6 – Caractéristiques du tissu de verre [15]

| Propriétés | Valeur |
|--|--------|
| Épaisseur (mm) | 0.21 |
| Densité surfacique (g/m ²) | 298 |
| Nombre de fils de trame (fil/cm) | 21.6 |
| Nombre de fils de chaîne (fil/cm) | 22.8 |

TABLEAU 2.7 – Propriétés des fibres de verre [15]

| Propriétés | Valeur |
|--|--------|
| Densité surfacique (g/m ²) | 71.2 |
| Résistance à la traction (GPa) | 3.45 |
| Densité (g/cm ³) | 25 |
| Allongement (%) | 4.75 |
| Diamètre de fibre (µm) | 9 |
| Coefficient de Poisson | 0.2 |
| Module de cisaillement (GPa) | 30 |
| Module de Young (GPa) | 70 |



FIGURE 2.4 – Tissu de verre

2.4 Mise en œuvre des stratifiés

La méthode de mise en forme des plaques utilisée dans cette étude est la fusion sous vide. Cette approche est une méthode novatrice pour la production de plaques composites. Sa particularité réside dans sa capacité à fabriquer des pièces avec une distribution homogène de la résine et une solidité du matériau exceptionnelle tout en réduisant au minimum les imperfections internes.[16]

2.4.1 Principe de la méthode d'infusion sous vide

L'infusion de résine consiste à transférer la résine à travers une superposition de tissus secs. La pression négative produite par une pompe à vide est à l'origine de ce processus. Une préforme en tissus est placée sur un moule solide et imperméable. Afin de faciliter le retrait de la préforme après sa solidification, on l'enveloppe d'un tissu de démoulage. Au-dessus, un tissu drainant et un tissu micro-perforé sont ajoutés afin d'améliorer la répartition et de faciliter son écoulement. Cette préforme est protégée par une bâche à vide qui la recouvre entièrement (figure 2.5). L'utilisation d'équipements supplémentaires comme des raccords, des vannes d'arrêt en plastique, un serpentin flexible, une gaine de protection pour le serpentin et des tuyaux de différents diamètres facilite également l'extraction de la résine. [12] Les paramètres du procédé d'infusion sont résumés dans le tableau 2.8.

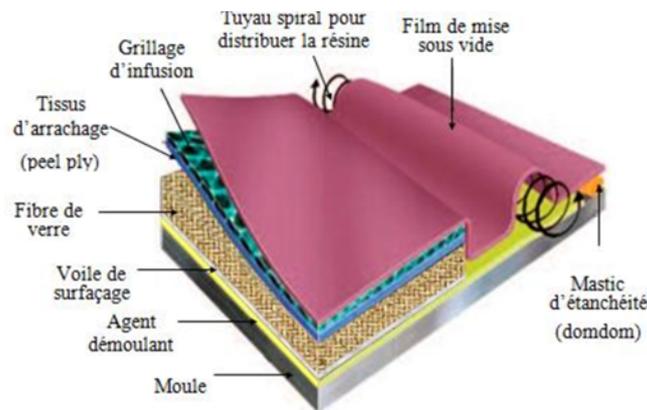


FIGURE 2.5 – La technique de l'infusion sous vide

TABLEAU 2.8 – Paramètre du procédé d'infusion utilisés dans cette étude

| | |
|--|--|
| Nature de la préforme | - 12 plis de tissus de fibre de verre - 08 plis de tissus de fibre de carbone |
| Dimensions des plaques (mm²) | 300x400 |
| Pression d'aspiration | ≈ 0 |
| Nombre de points d'aspiration | 1 |
| Température du procédé | Température ambiante |

2.4.2 Les étapes d'élaboration

Étape 1 : Découpe des tissus de carbone et de verre : Des morceaux de 30 cm par 40 cm, (figure 2.12a).

Étape 2 : Préparation de la matrice (résine plus le durcisseur). Pour 100 parties en poids de résine, 15 parties en poids du durcisseur 946 sont rajoutées.

Étape 3 : Préparation du plan de travail : On applique une couche de nylon sur la surface d'une plaque et on la fixe avec du ruban mastic afin de délimiter le contour de l'enveloppe de mise

sous vide, ainsi que pour installer les tubes d'aspiration requis pour la valise de polymérisation. (Figure 2.12b).

Étape 4 : Application de la résine mélangée avec du durcisseur : Sur la surface de la couche avant de mettre la première feuille de tissus, en étalant toute la surface à l'aide d'une spatule, en s'assurant que la résine est bien distribuée sur toute la surface.

Étape 5 : Empilement des couches : En renversant la surface avec de la résine. (Figure 2.12c).

Étape 6 : Application du tissu d'arrachage : Sur toute la surface afin de faciliter l'arrachement des pièces après le séchage. (Figure 2.7).

Étape 7 : Application d'une couche du tissu de drainage : Afin absorber l'excès de résine. (Figure 2.12e).

Étape 8 : Mise en place d'une couche de film : (Figure 2.12f) et fixation de l'ensemble avec un ruban mastic (Figure 2.12g), en tenant compte de l'installation de la console de collage qui assure une "latex pression proche de zéro à l'intérieur de l'enveloppe en maintient le système pendant 24h.

Étape 9 : Démoulage des deux plaques : Comme montré la Figure 2.12h.

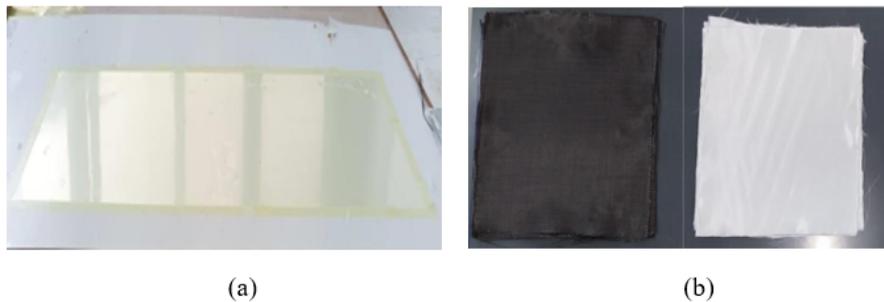


FIGURE 2.6 – Étapes d'élaboration (a) Découpe des tissus (b) Préparation de la matrice

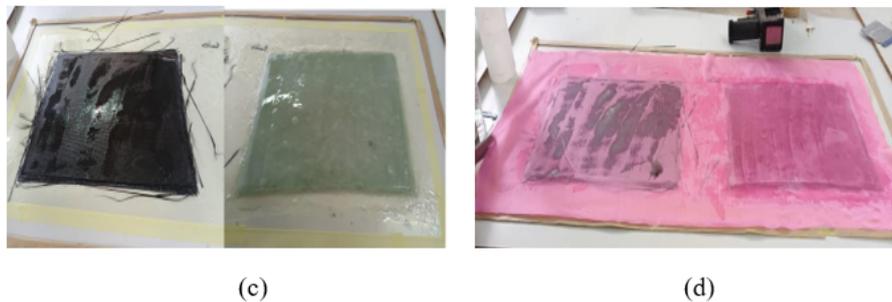


FIGURE 2.7 – Étapes d'élaboration (c) Application de la résine (d) Application du tissu d'arrachage



FIGURE 2.8 – Étapes d'élaboration (e) Application du tissu de drainage (f) Mise en place d'une couche de film

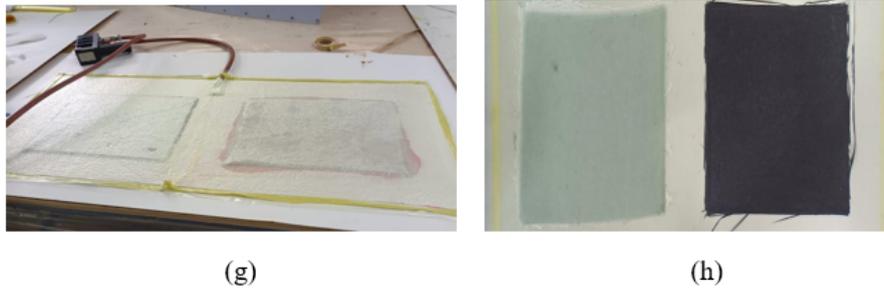


FIGURE 2.9 – Étapes d'élaboration (g) Fixation de l'ensemble (h) Démoulage des plaques

2.4.3 Calculs des fractions volumiques des fibres

Avant de procéder aux tests de caractérisation mécanique, il est crucial de calculer les fractions volumiques des fibres dans un matériau composite, car cette mesure a un impact direct sur les caractéristiques mécaniques du matériau. La fraction volumique des fibres d'un stratifié est un indicateur de la proportion des fibres dans le volume total d'un composite, souvent exprimée en pourcentage. Elle est essentielle pour évaluer les caractéristiques mécaniques du composite et elle est calculé par la relation suivante [13],[23]

$$V_f = \frac{N_f \cdot \delta_f \cdot e_c}{\rho_f} \quad (2.1)$$

- V_f : Fraction volumique des fibres (%)
- v_f : Volume des fibres dans un pli
- v_c : Volume total de composite
- N_f : Nombre de plis
- δ_f : Densité surfacique de tissu (g/m^2)
- ρ_f : Densité volumique de fibre (g/cm^3)
- e_c : Épaisseur totale du composite (m)
- S_c : Surface de section de l'échantillon

TABLEAU 2.9 – Les fractions volumiques des fibres pour chaque type de composite

| Matériau | EPOCAST/fibre de verre | EPOCAST/fibre de carbone |
|-----------|------------------------|--------------------------|
| V_f (%) | 46.40 | 53.69 |

Les composites en fibres de verre ont une fraction volumique assez faible, ce qui suggère que les fibres de verre absorbent davantage de résine que les fibres de carbone. Les composites en fibres de carbone présentent une fraction volumique beaucoup plus élevée, ce qui indique une absorption plus faible de la résine par les fibres de carbone, entraînant une diminution des vides ou des pores dans la structure.

2.4.4 Calcul de la densité

2.4.4.1 Calcul de la densité par la méthode du pycnomètre

La densité des fibres est calculée selon la formule suivante [13] :

$$d = \frac{M_2 - M_0}{(M_1 - M_0) - (M_3 - M_2) \cdot \rho_{\text{liquide}}} \quad (2.2)$$

- M_0 : Masse du pycnomètre vide (g)
- M_1 : Masse du pycnomètre rempli avec de l'éthanol (g)
- M_2 : Masse du pycnomètre vide et de l'échantillon (g)
- M_3 : Masse du pycnomètre rempli d'éthanol contenant l'échantillon (g)
- ρ_{liquide} : Densité de l'éthanol (0.79 g/cm³)

Le taux de porosité est calculé par la relation suivante :

$$V_p = \frac{\rho_1 - \rho_2}{\rho_1} \quad (2.3)$$

- ρ_1 : Densité mesurée par la méthode expérimentale
- ρ_2 : Densité mesurée par la méthode du pycnomètre



FIGURE 2.10 – Balance Precisa

TABLEAU 2.10 – Les valeurs des densités

| Composite | EPOCAST/fibre de carbone | EPOCAST/fibre de verre |
|------------------------------|--------------------------|------------------------|
| Densité (g/cm ³) | 1.3 | 1.56 |
| Taux de porosité (%) | 5 | 1.5 |

Les stratifiés en fibres de carbone ont une grande porosité, ce qui entraîne des fissures qui se propagent vers la matrice. Lorsque la technique de mise en forme sous vide est utilisée, l'absorption de l'excès de résine peut former des pores sur les côtés des pièces composites. La migration de ces pores vers le cœur de la pièce crée des fissures dans le matériau.[20]

2.5 Caractérisation mécanique

2.5.1 Préparation des échantillons

Une fois que les plaques de composites ont été démoulées, elles sont découpées à l'aide d'une scie à ruban verticale de la marque MAKITA (Figure 2.11) La scie à ruban est une machine fréquemment utilisée pour découper divers matériaux, y compris les composites.



FIGURE 2.11 – Machine Scie à ruban

Les tests de traction et de flexion ont été effectués à température ambiante afin d'évaluer les propriétés des matériaux mentionnés précédemment. Ces tests ont été réalisés conformément aux normes ASTM D638 et D790 sur une machine Zwick Rowell (figure 2.12) de capacité de 100 KN à l'École Supérieure des Techniques de l'Aéronautique .

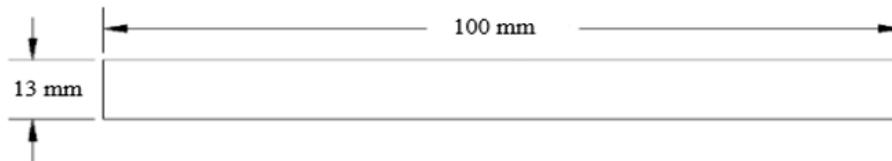


FIGURE 2.12 – Dispositif d'essais de traction Zwick Rowell

Pour caractériser les matériaux de l'étude, des éprouvettes de différentes dimensions ont été découpées (Figure 2.13 et 2.14).



FIGURE 2.13 – Géométries et dimensions des éprouvettes (a) de traction



(b)

FIGURE 2.14 – Géométries et dimensions des éprouvettes (b) de flexion

Cinq éprouvettes à 90° et à 45° ont été découpées pour chaque matériau afin de réaliser les essais de caractérisation en traction et en flexion avant et après immersion.

2.6 Caractérisation hygroscopique

2.6.1 Préparation des éprouvettes pour l'étude d'absorption

Les échantillons en forme disque et carré ont été découpés avec une scie à cloche de diamètre 22 mm et à l'aide d'une tronçonneuse (figure 2.15). Ensuite, ils ont été polis à l'aide d'une

polisseuse à double disque en utilisant des papiers abrasifs de taille granulométrique 600 puis 1200 au FABLAB de l'École Nationale Polytechnique.

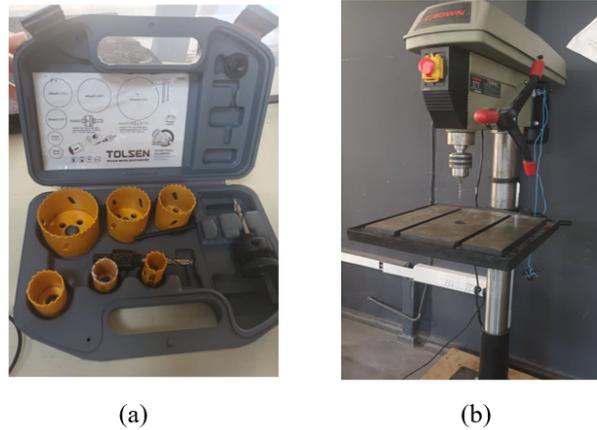


FIGURE 2.15 – Boîte scie à cloches (a), Machine utilisée pour découper les disques (b)

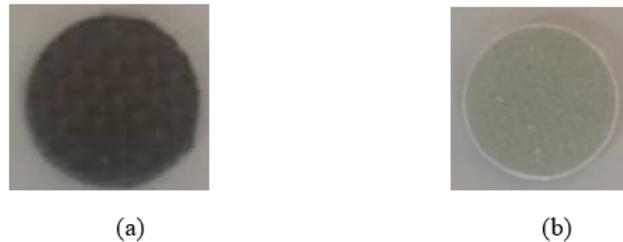


FIGURE 2.16 – Disque de diamètre 22 mm d'un composite renforcé (a) en fibre de carbone, et (b) en fibre de verre.

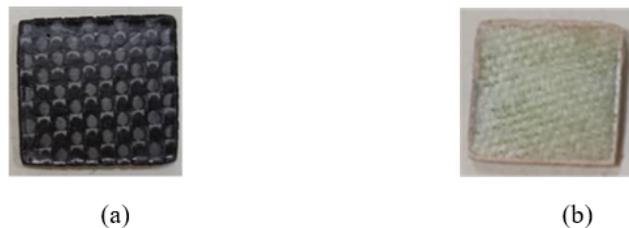


FIGURE 2.17 – Forme rectangulaire (1) en fibre de carbone, (2) en fibre de verre

2.6.2 Test d'absorption d'eau

Le test d'absorption d'eau consiste à immerger des éprouvettes dans de l'eau distillée à température ambiante. Avant l'immersion, les éprouvettes sont préalablement placées dans une étuve à 110°C pendant 1 heure conformément à la norme ASTM-D 570-98. Après l'immersion dans l'eau, les échantillons sont essuyés avec du papier absorbant pour éliminer l'excès d'eau avant chaque pesée. Ensuite, ils sont pesés sur une balance analytique de précision 0.0001g. Un suivi périodique de la variation du poids a été effectué pendant 52 jours afin d'étudier la cinétique d'absorption. La variation de masse (taux d'absorption) est donnée par la formule suivante :

$$w = \frac{m_t - m_0}{m_0} \times 100 \quad (2.4)$$

- m_t : Masse de l'échantillon après immersion
- m_0 : Masse de l'échantillon avant immersion

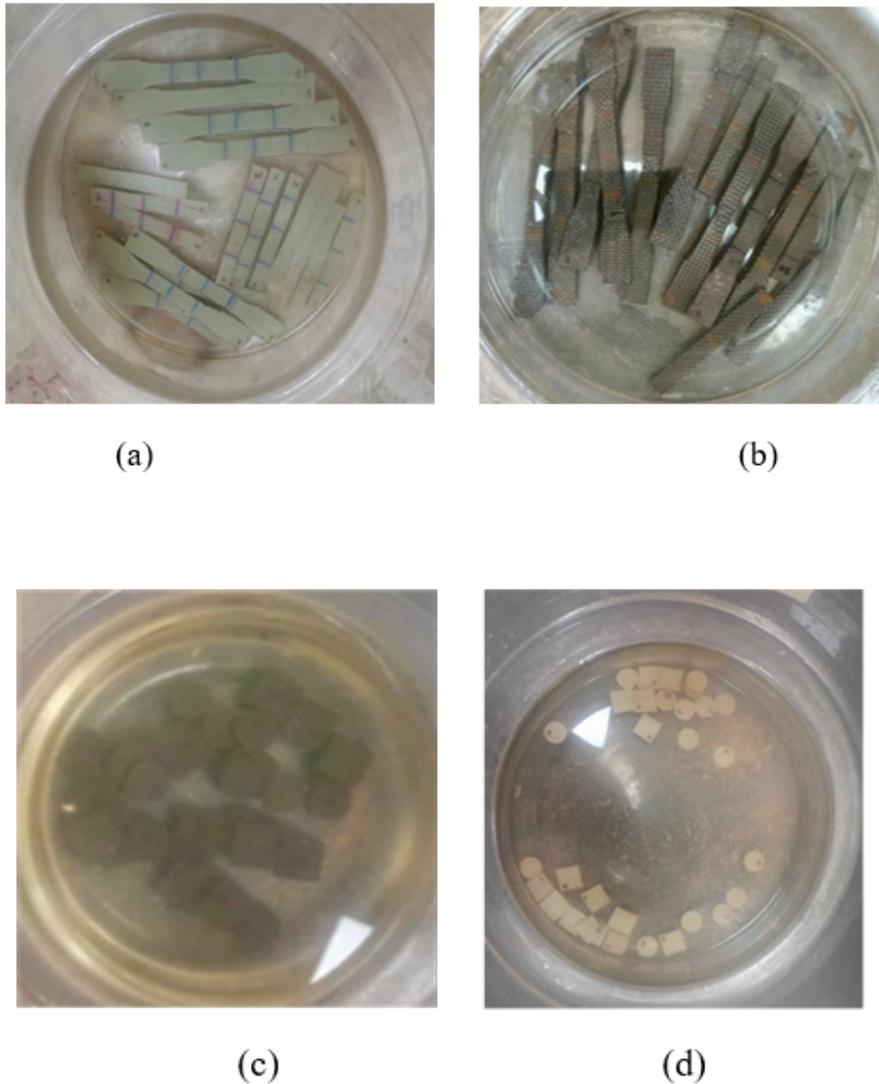


FIGURE 2.18 – (a) et (b) Éprouvettes de traction et de flexion immergées. (c) et (d) Échantillons immergés dans de l'eau

2.6.3 Évolution de l'épaisseur en fonction du temps

Afin d'évaluer l'effet de l'eau sur les éprouvettes immergées, des mesures d'épaisseur ont été réalisées sur les échantillons en utilisant un pied à coulisse numérique (figure 2.19). Le gonflement est calculé à l'aide de la formule suivante :

$$\Delta E = \frac{E_t - E_0}{E_0} \times 100 \quad (2.5)$$

- E_t : Épaisseur après immersion
- E_0 : Épaisseur avant immersion



FIGURE 2.19 – Pied à coulisse numérique

2.6.4 Analyse du mécanisme de diffusion expérimentalement

La cinétique de diffusion d'eau dans les matériaux composites peut être analysée par plusieurs modèles analytiques. Le modèle de Fick est souvent employé afin de déterminer la vitesse de diffusion de l'humidité dans une matrice composite.

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D \frac{\partial^2 C}{\partial x^2} \quad (2.6)$$

- C : Concentration d'humidité à un point donné dans le matériau
- t : Temps
- x : Position dans le matériau
- D : Coefficient de diffusion de l'humidité dans la matrice composite

Afin de déterminer le coefficient de diffusion de chaque type de composite, on analyse la courbe d'absorption car le taux d'absorption massique peut être interprété comme une concentration relative de l'humidité dans le matériau. La relation entre les mesures du taux d'absorption et le coefficient de diffusion peut être simplifiée à une première approximation par la relation :

$$C(t) \approx C_S(1 - e^{-\beta t}) \quad (2.7)$$

- $C(t)$: Taux d'absorption ou concentration d'humidité à un temps t
- C_S : Saturation de la concentration
- β : Constante de taux de diffusion (jours^{-1})

Pour des éprouvettes de longueur L (100 mm), on peut déduire D par la relation suivante :

$$D = \beta L^2 \quad (2.8)$$

Les données expérimentales qui représentent le taux d'absorption en fonction du temps ont été adaptées en utilisant un modèle exponentiel. Pour ajuster ce modèle à l'aide du logiciel Python, on a utilisé la fonction `curve_fit` de la bibliothèque `scipy.optimize`. Le code calcule directement les valeurs de β .

2.7 Conclusion

Ce chapitre a permis de présenter de manière exhaustive les différents constituants, les méthodes de mise en œuvre ainsi que les étapes de caractérisation des composites étudiés. Nous avons élaboré des éprouvettes en fibres de verre et de carbone avec des orientations de fibres à 90° et 45° en utilisant la technique de mise en forme sous vide pour garantir une homogénéité optimale et des performances mécaniques accrues. Les matériaux utilisés, Epoxy renforcés en fibres de verre et en fibres de carbone, ont été choisis en raison de leurs caractéristiques particulières et de leur capacité à influencer les caractéristiques mécaniques des composites en raison de l'humidité.

L'analyse des fractions volumiques des fibres a révélé des différences significatives entre les composites à base de fibres de verre et ceux à base de fibres de carbone. Les composites à base de fibres de verre ont montré une meilleure intégration avec la résine, suggérant une absorption moindre de la résine par les fibres et une réduction des vides ou des pores dans la structure. En revanche, les composites en fibres de carbone ont présenté une fraction volumique plus faible et une porosité plus élevée, indiquant une absorption excessive de la résine et une compatibilité réduite entre la matrice et les fibres. Ces observations suggèrent des améliorations possibles dans les processus de fabrication pour optimiser les performances des matériaux.

En conclusion, ce travail a permis de mettre en lumière les aspects critiques de la fabrication et de la préparation des composites. Les résultats obtenus jusqu'à présent offrent des bases solides pour les études futures visant à évaluer et à améliorer la résistance et la durabilité des matériaux dans des environnements humides.

Chapitre 3

Caractérisation hygromécanique et fractographique des matériaux étudiés

3.1 Introduction

Ce chapitre est dédié à la présentation et à l'analyse des résultats expérimentaux concernant le comportement d'absorption d'eau des composites EPOCAST renforcés par des fibres de carbone et de verre ainsi que l'impact de cette absorption sur leurs propriétés mécaniques. L'étude met en lumière les différences observées en fonction de la forme des échantillons (disque et carré) et de l'orientation des fibres (45° et 90°) fournissant des insights précieux pour l'optimisation de ces matériaux dans des environnements humides. Les résultats obtenus permettront de mieux comprendre les mécanismes de dégradation et de proposer des améliorations pour renforcer la durabilité des composites dans des applications industrielles critiques.

3.2 Absorption d'eau des composites

3.2.1 EPOCAST/Fibre de carbone

3.2.1.1 Forme Disque

La Figure 3.1 (a) montre l'évolution du taux d'absorption (%) en fonction du temps (jours) pour des périodes d'immersion de 40 jours. Les composites EPOCAST renforcés avec des fibres de carbone présentent une absorption d'eau rapide au début, puis une stabilisation graduelle. La durée de l'immersion prolongée montre que la saturation n'est pas encore atteinte après une trentaine de jours et continuer de progresser lentement jusqu'à 40 jours. Cela est dû à la structure poreuse qui permet la pénétration rapide de l'eau dans les premières phases d'immersion. Une fois que l'absorption initiale a été effectuée, les composites atteignent une saturation où les espaces disponibles pour l'eau à l'intérieur de la matrice composite sont presque pleins, ce qui ralentit le taux d'absorption. Ainsi que la structure hétérogène de ces derniers entraîne des variations locales dans la densité, la porosité et l'adhésion fibre-matrice ce qui peut entraîner des variations dans la vitesse d'absorption de l'eau. Il est possible que certaines parties du matériau atteignent la saturation plus rapidement que d'autres, Selon la Figure 3.1, il est observé que malgré la baisse du taux d'absorption, il continue d'augmenter, ce qui suggère que les composites n'ont pas atteint une saturation totale et que l'eau continue de pénétrer plus

profondément dans la matrice. La diffusion moléculaire progressive, l'hétérogénéité du matériau et la dynamique interne de la matrice polymère continuent de ralentir la pénétration de l'eau dans la matrice [19]. Ce comportement suggère que les composites peuvent absorber de l'eau à long terme.

Les pics d'absorption observés peuvent être attribués à plusieurs facteurs clés comme la dégradation de la matrice polymère au fil du temps, permettant une absorption supplémentaire d'eau [20], la formation de microfissures et le décollement des couches de fibres de la matrice, augmentant temporairement la capacité d'absorption [21], ainsi que la relaxation des contraintes internes en raison des différences dans les propriétés mécaniques des fibres et de la matrice dans le composite, modifiant ainsi les chemins de diffusion de l'eau [22].

3.2.1.2 Forme Carrée

Pour les échantillons de forme carrée, on remarque une augmentation progressive du taux d'absorption au fil des jours. (figure 3.1) La diffusion permet à l'eau de pénétrer progressivement dans le matériau composite. Le matériau absorbe rapidement l'eau par les couches superficielles. Il est possible que les fibres et les interfaces fibre-matrice jouent le rôle de capillaires, ce qui facilite l'entrée de l'eau dans le matériau. Au départ, ce processus est rapide, mais il se ralentit au fur et à mesure que les capillaires se remplissent. Le nouveau taux d'absorption qui augmente après les phases de stabilisation peut être due à la diffusion Profonde des molécules d'eau, une fois que les couches superficielles sont saturées, l'eau pénètre plus profondément dans le matériau. Ce processus de diffusion profonde est plus lent mais continue, ce qui entraîne une nouvelle hausse du taux d'absorption. L'exposition prolongée à l'eau peut entraîner des microfissures ou des dégradations dans la matrice du composite au fil du temps, créant ainsi de nouvelles routes pour l'eau et augmentant ainsi son taux d'absorption.

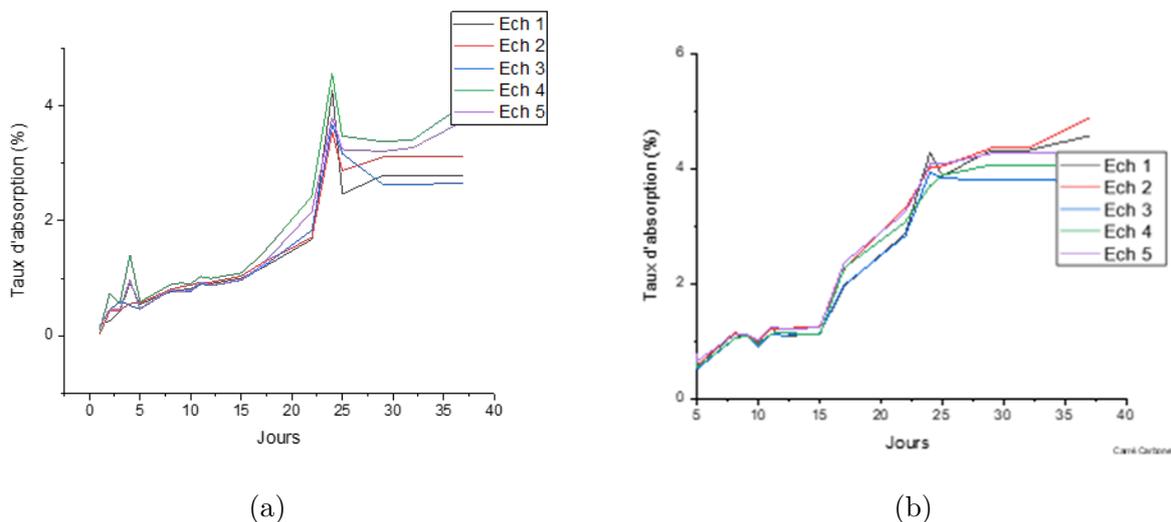


FIGURE 3.1 – Taux d'absorption pour 5 éprouvettes immergés pendant 40 jours : (a) forme de disque et (b) forme carrée.

3.2.1.3 Éprouvette de traction

la figure (3.2) représente le taux d'absorption d'eau (%) en fonction du temps (jours) pour des éprouvettes de traction de composites epoxy renforcés en fibre de carbone avec deux orientations différentes : 45° et 90° . Une tendance similaire est observée dans les deux courbes, avec

une absorption progressive suivie d'une augmentation plus rapide après environ 30 jours. Cela suggère que le comportement d'absorption initial est indépendant de l'orientation des fibres. Les différents échantillons présentent des courbes assez similaires les unes aux autres, ce qui témoigne d'une cohérence dans les résultats expérimentaux. On remarque que le taux d'absorption après 40 jours, est légèrement supérieur à 4% pour l'orientation des fibres à 90° et dépasse les 5% pour les composites dont l'orientation des fibres est de 45° . La manière dont les fibres sont orientées dans les composites peut avoir un impact sur la porosité et les voies de diffusion de l'eau. Les chemins de l'eau pourraient être plus complexes ou plus nombreux dans une orientation de 45° par rapport à une orientation de 90° , ce qui entraînerait un taux d'absorption légèrement plus élevé.

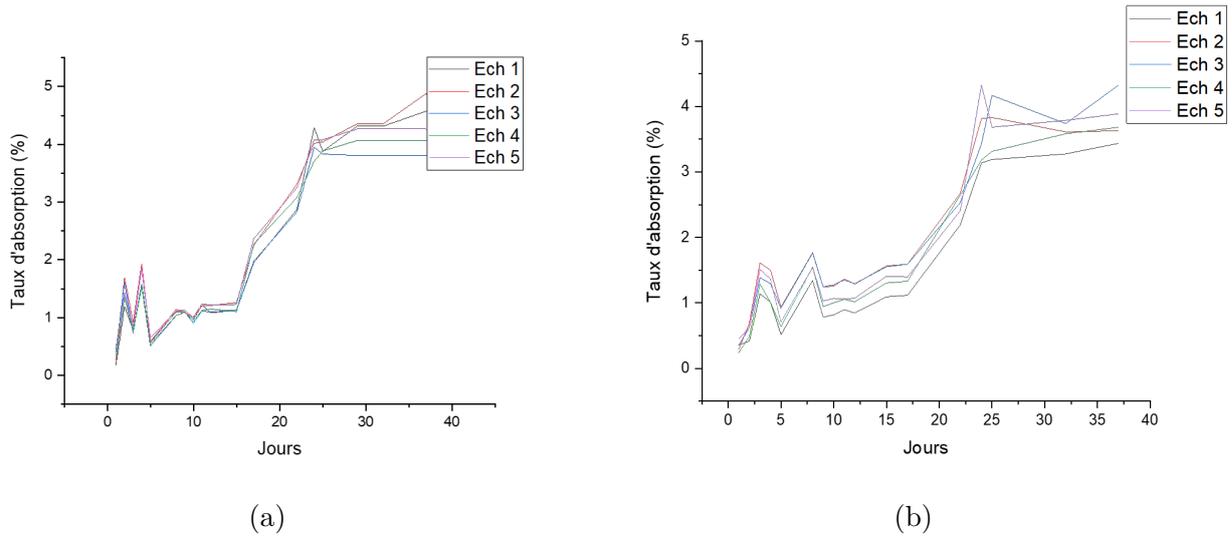


FIGURE 3.2 – Taux d'absorption (%) d'eau en fonction du temps (jours) pour les éprouvettes de traction renforcées en fibre de carbone avec une orientation à : (a) 45° et (b) 90° .

3.2.1.4 Éprouvette de flexion

La figure 3.3 représente le taux d'absorption d'eau (%) en fonction du temps (jours) pour des éprouvettes de flexion de composites renforcés en fibre de carbone avec deux orientations différentes : 45° et 90° respectivement. Le taux d'absorption d'eau augmente progressivement avec quelques variations initiales. Il présente une augmentation rapide 25 jours plus tard. Après 40 jours, le taux d'absorption atteint d'environ 5,5% pour les fibres orientées à 45° et 4,5% pour celle orientées à 90° .

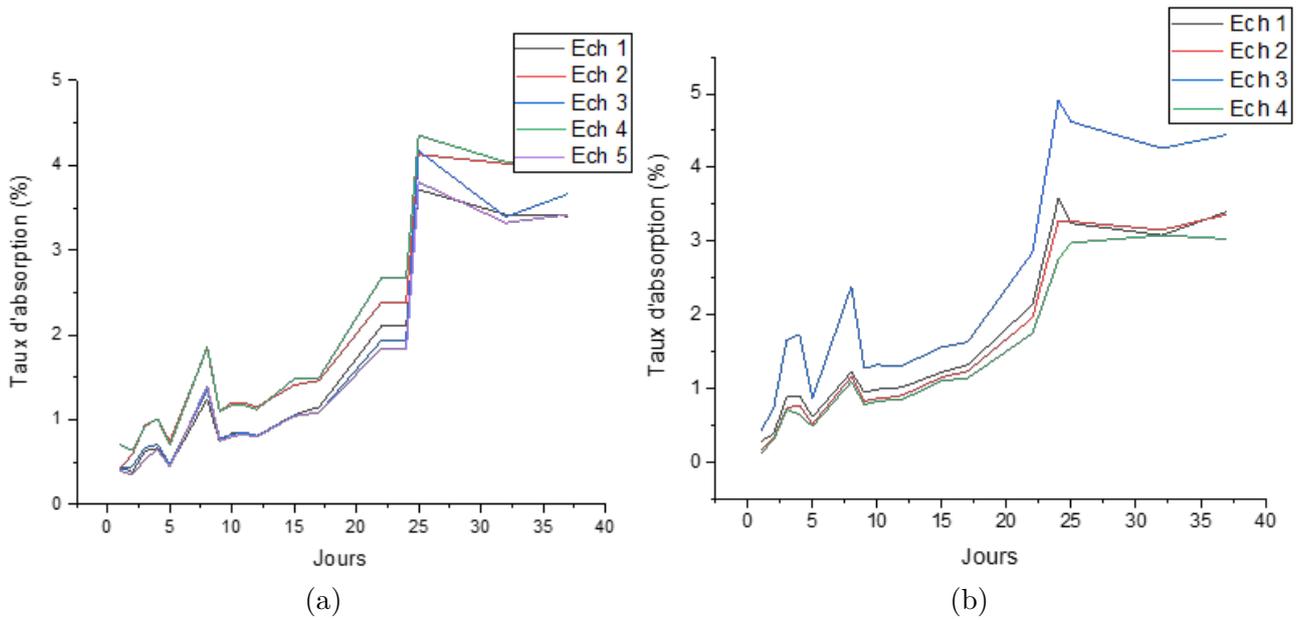


FIGURE 3.3 – : Taux d'absorption (%) d'eau en fonction du temps (jours) pour les éprouvettes de flexion avec des fibres de carbone orientées à (a) 45° et (b) 90°.

3.2.1.5 Comparaison du comportement d'absorption des éprouvettes de traction et de flexion

Les tendances constatées sont semblables pour les deux types d'échantillons, ce qui suggère que l'orientation des fibres (45° et 90°) a un impact similaire sur le taux d'absorption d'eau (Figure 3.6). Les dimensions plus importantes des éprouvettes de traction pourraient avoir un impact sur la surface exposée à l'eau et les taux d'absorption mesurés. Cela explique la différence entre le taux d'absorption des fibres à 45° et celui des autres.

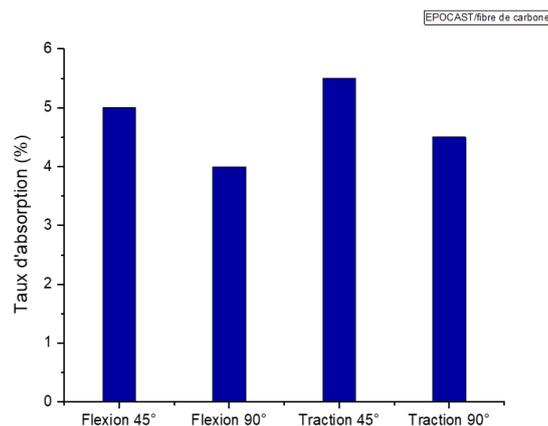


FIGURE 3.4 – Comportement d'absorption des éprouvettes de traction et de flexion

3.2.2 Résultats du test d'absorption d'eau des composites EPO-CAST/Fibre de verre

3.2.2.1 Forme disque et carré

Les graphes de la Figure 3.5 montrent l'évolution du taux d'absorption (%) en fonction du temps (jours) pour des échantillons de forme carrée et de forme disque du même matériau (Epocast/Fibre de verre). On observe une absorption initiale faible des disques, puis une augmentation graduelle au fil des jours. Les taux d'absorption diffèrent un peu entre les différents échantillons, mais avec une même tendance croissante. Au bout de 20 jours, le taux d'absorption augmente considérablement, ce qui se poursuit jusqu'à la fin de la période d'observation. Les échantillons de forme carrée présentent également un taux d'absorption qui augmente au fil du temps. Dès les premiers jours, les taux d'absorption sont supérieurs à ceux des disques et connaissent une augmentation comparable après environ 20 jours. Après 37 jours, les carrés ont un taux d'absorption final supérieur à celui des disques en raison probablement de la distribution différente de la surface et des effets des bords et des angles.

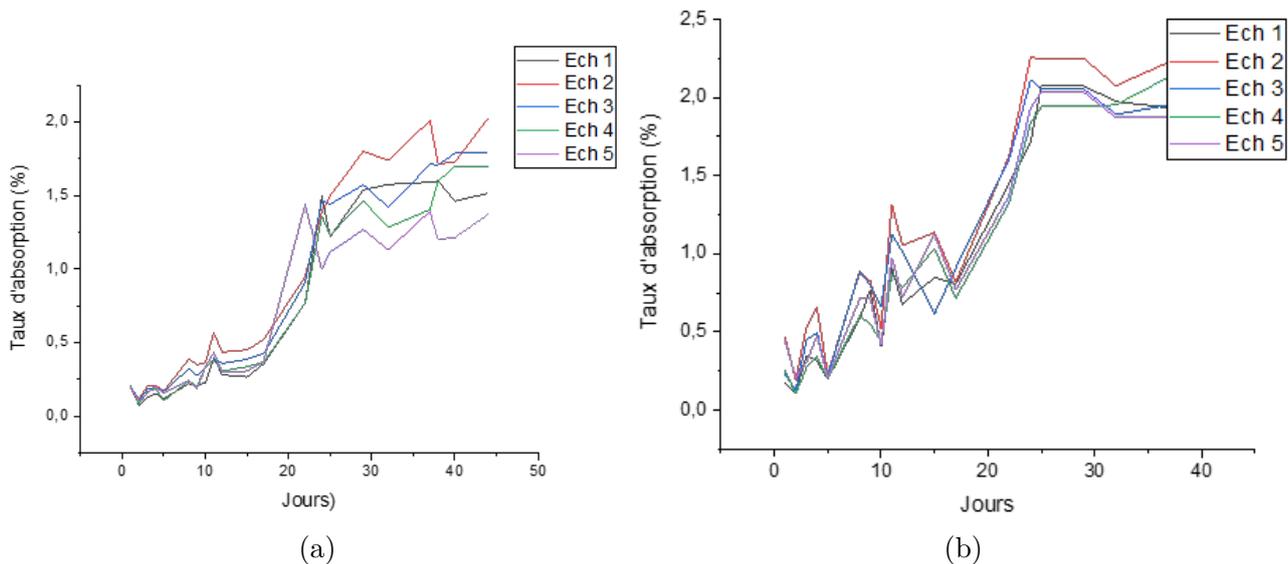


FIGURE 3.5 – Taux d'absorption pour 5 échantillons en Epocast/Verre pendant 37 jours : (a) forme de disque et (b) forme carrée.

3.2.2.2 Éprouvettes de traction et de flexion

Les Figures 3.6 et 3.7 représentent, respectivement, le taux d'absorption d'eau (%) en fonction du temps (jours) pour des éprouvettes de flexion et de traction de composites renforcés en fibre de verre avec deux orientations différentes : 45° et 90° . Ce type de composite présente le même comportement que les composites renforcés en fibre de carbone. Les échantillons de traction à 45° offrent des pics d'absorption plus marqués vers le 25ème jour, tandis que ceux à 90° présentent une augmentation plus régulière et modérée. Par ailleurs, en ce qui concerne les éprouvettes de traction, les échantillons à 45° présentent des pics plus élevés et plus fréquents. Ces variations sont expliquées par l'orientation des fibres qui a un impact sur la capillarité et la répartition de l'humidité dans le matériau.

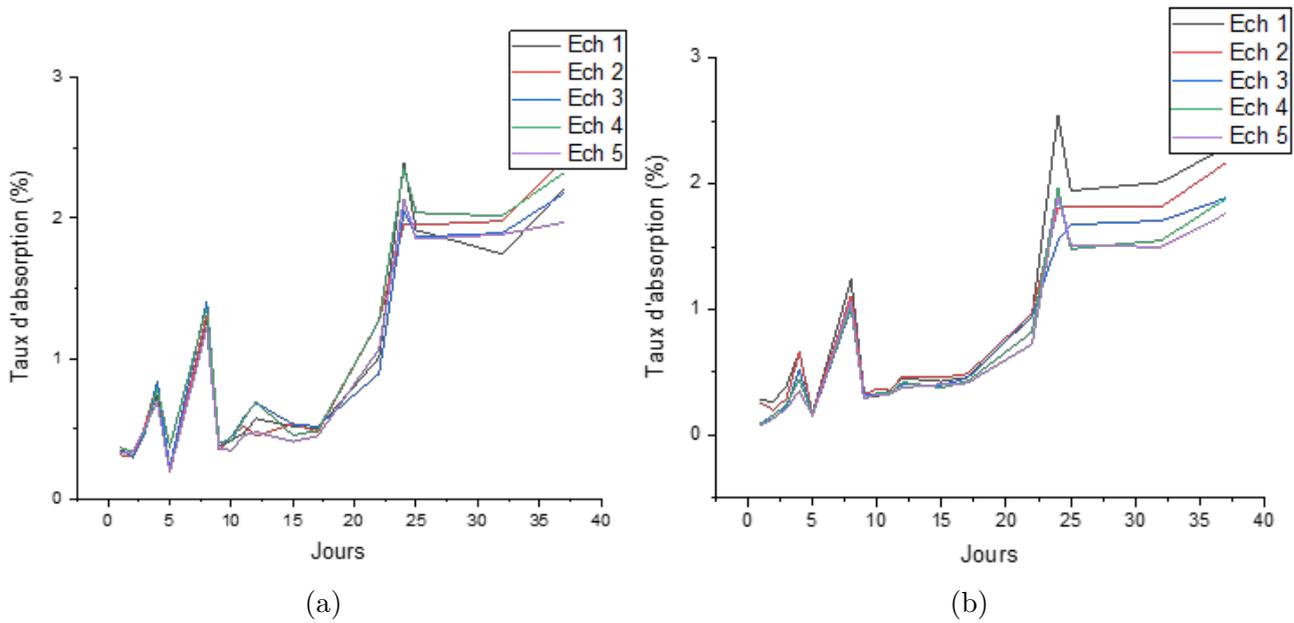


FIGURE 3.6 – Comportement des éprouvettes de traction orientés à : (a) 45° et (b) 90°.

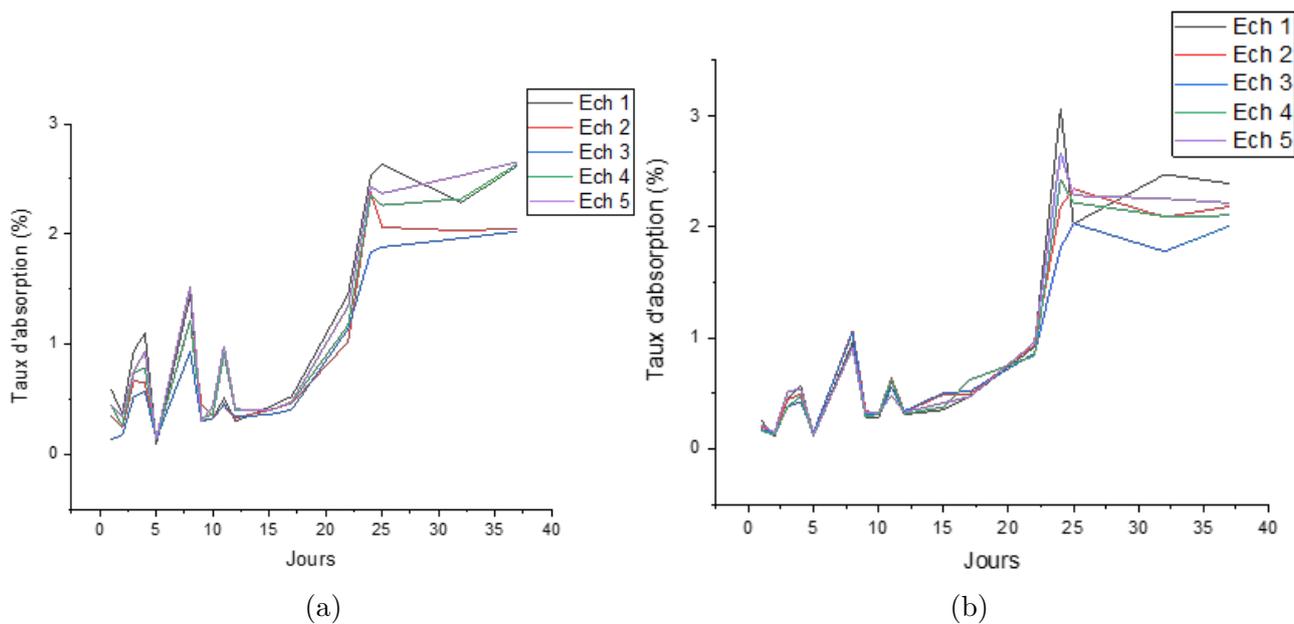


FIGURE 3.7 – Comportement des éprouvettes de flexion orientés à : (a) 45° et (b) 90°.

3.2.2.3 Comparaison du comportement d'absorption des éprouvettes de différentes architectures EPOCAST/Fibre de verre

La Figure 3.8 représente une comparaison des taux d'absorption d'eau en fonction du temps (jours) pour deux types d'éprouvettes en Epocast 50-A1 renforcée par des fibres de verre avec des orientations de fibres différentes, à 45° et à 90°. L'analyse de ce graphe révèle que les échantillons en orientés à 45° ont une absorption d'humidité supérieure à celle des échantillons orientés à 90°, en particulier après 20 jours. Les deux orientations présentent des taux d'absorption assez faibles jusqu'à environ 10 jours, en moyenne inférieurs à 1 %, ce qui peut être expliqué par la protection initiale contre l'humidité due à la matrice de résine époxy qui couvre les fibres de verre. De 10 à 20 jours, l'absorption demeure faible, mais pour les éprouvettes à 45° elle est légèrement plus grande que celles à 90°. Cette légère augmentation pourrait être due à l'angle

de l'orientation des fibres qui permet une pénétration plus facile de l'humidité par capillarité le long des fibres. Les taux d'absorption augmentent considérablement après 20 jours, atteignant jusqu'à 3 % pour les éprouvettes à 45°, tandis que les éprouvettes à 90° présentent une résistance plus importante à l'humidité avec des taux plus faibles. Il est possible que cette différence soit due à la facilité de pénétration par capillarité de l'humidité le long des fibres à 45°, alors que les fibres à 90° offrent une barrière plus efficace en raison de leur orientation perpendiculaire.

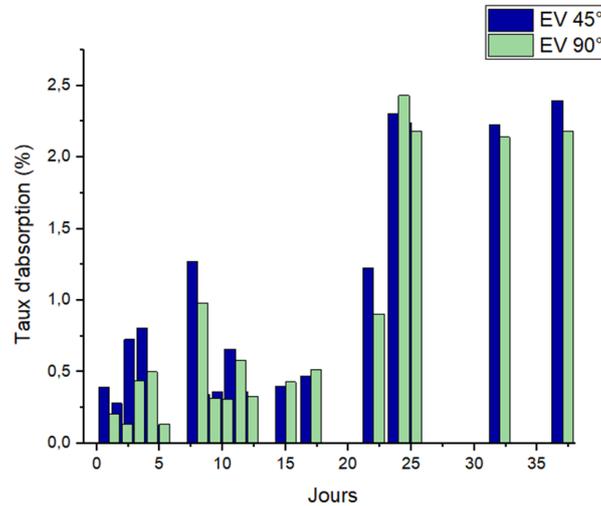


FIGURE 3.8 – Taux d'absorption d'eau en fonction du temps (jours) pour deux types d'éprouvettes en EPOCAST 50-A1 renforcé par des fibres de verre avec des orientations de fibres différentes à 45° et à 90°

3.2.2.4 Comparaison entre le comportement d'absorption des deux composites Epocast-Verre et Epocast-Carbone

3.2.2.5 Fibres orientées à 90°

La Figure 3.9 représente le taux d'absorption d'eau (%) en fonction du temps (jours) pour les composites en fibre de verre et en fibre de carbone orientés à 90°. On remarque que le taux d'absorption initial de la fibre de verre est plus bas que celui de la fibre de carbone, et l'augmentation du taux d'absorption est également plus lente. On peut également observer une tendance vers un plateau inférieur à celui de la fibre de carbone. En général, les fibres de verre présentent une hygrométrie inférieure à celle des fibres de carbone. Les fibres de verre présentent une surface lisse et non poreuse, ce qui restreint l'absorption initiale de l'eau. Ce comportement peut être expliqué par le fait que les fibres de verre peuvent avoir une meilleure compatibilité chimique avec l'époxy et créent une interface plus uniforme avec la matrice polymère, réduisant les chemins de diffusion de l'eau [19].

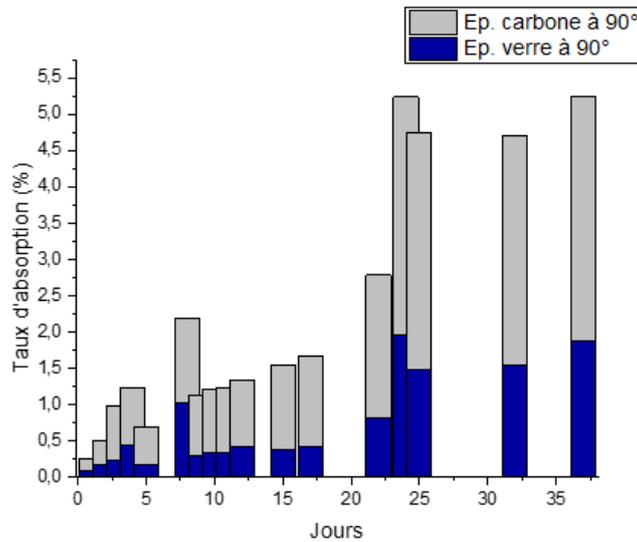


FIGURE 3.9 – Comparaison entre l’absorption des éprouvettes en fibres de verre et carbone orientées à 90°.

3.2.2.6 Fibres orientées à 45°

La Figure 3.10 représente une comparaison entre le taux d’absorption en fonction du temps (pour les composites en fibre de verre et en fibre de carbone orientés à 45°. Au début, le taux d’absorption des fibres de carbone augmente rapidement et se stabilise à un niveau élevé après quelques jours par rapport aux fibres de verre qui présente un comportement semblable à celui observé à 90°, avec un taux d’absorption initial plus faible et une augmentation plus lente par rapport à la fibre de carbone. De plus, le plateau atteint est inférieur à celui de la fibre de carbone. Les composites avec des fibres orientées à 45° peuvent présenter des chemins de diffusion plus courts et donc une absorption initiale plus rapide [18]. Ces résultats sont en accord avec ceux obtenus à 90°. Il est vrai que les fibres de carbone possèdent des caractéristiques intrinsèques hydrophobes et une densité structurale élevée, ce qui devrait théoriquement entraîner une résistance accrue à l’eau. Quant aux fibres de verre, elles sont moins hygroscopiques que certains autres matériaux, mais elles ont une structure chimique plus adaptée pour absorber de l’humidité que les fibres de carbone. Cependant, les résultats expérimentaux illustrent le comportement global de ces composites, englobant non seulement les caractéristiques des fibres, mais également celles de la matrice époxy et de l’interface entre les fibres et la matrice. Bien que les fibres de carbone soient hydrophobes, elles peuvent interagir de manière différente avec l’époxy, en raison de leur rigidité accrue et aux différences de coefficient de dilatation thermique entre les fibres et la matrice, ce qui entraîne des interfaces moins homogènes et plus vulnérables aux microfissures, la présence de microfissures accroît la porosité et la capacité d’absorption d’eau du matériau final [19]. Une dégradation visuelle des éprouvettes en fibre de carbone a été observée, ce qui confirme les résultats que nous avons trouvés.

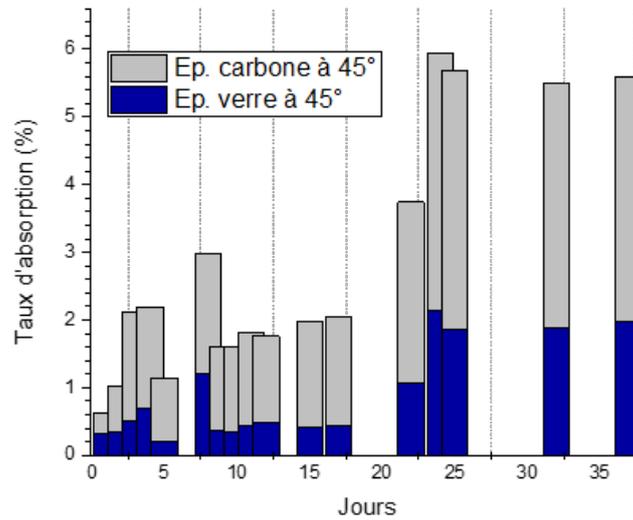


FIGURE 3.10 – Comparaison du comportement d’absorption d’eau des éprouvettes en fibres de verre et carbone orientées à 45°.

3.2.2.7 Influence de la forme sur le comportement d’absorption

La figure 3.11 illustre le taux d’absorption d’eau (%) en fonction du temps (jours) pour quatre types d’échantillons composites immergés dans l’eau. Les échantillons sont de forme carrée et disque et sont renforcés par des fibres de verre et de carbone. Le taux d’absorption des échantillons en carbone est supérieur à celui des échantillons en verre. Cela est dû au fait que les composites à fibres de carbone permettent une plus grande pénétration de l’eau. Le taux d’absorption le plus élevé est observé pour les éprouvettes carrées renforcées en fibre de carbone, suivi des carrés en fibres de verre, tandis que les taux d’absorption des disques en carbone et en verre sont plus faibles, les disques en fibres de verre étant les plus faibles. La forme carrée, même si elle a la même surface qu’un disque, cette forme pourrait influencer la répartition interne de l’eau et les points de pénétration. En raison des effets combinés de la géométrie des bords et des coins, des différences dans la distribution et l’orientation des fibres, ainsi que des microfissures aux angles, la forme carrée présente une absorption d’eau plus élevée que la forme disque. Ces éléments entraînent une augmentation de la surface de contact avec l’eau et accroissent la capacité d’absorption des échantillons carrés [19].

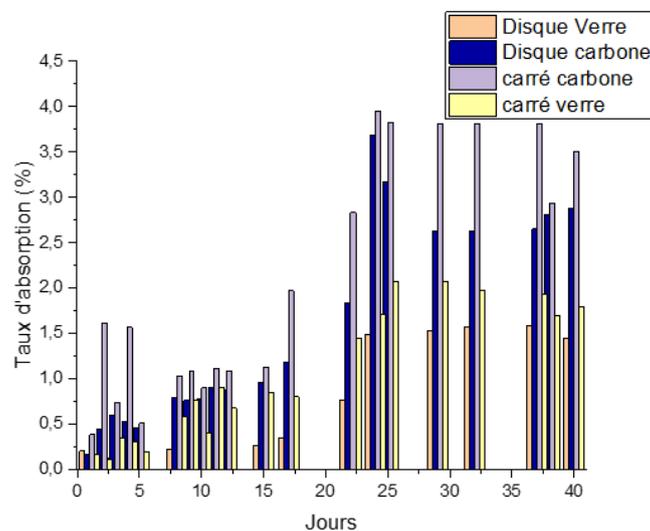


FIGURE 3.11 – Influence de la forme sur le comportement d’absorption

3.2.2.8 Résultats de l'évolution de l'épaisseur en fonction du temps

La figure 3.12 représente l'évolution du gonflement $E(\%)$ en fonction du temps (jours) pour trois échantillons (Ech 1, Ech 2, Ech 3) des composites à fibres de verre et de carbone. On remarque que le comportement des échantillons est similaire, Pendant les premiers jours d'immersion, le taux de gonflement commence à augmenter rapidement. Pour les composites Epocast-Carbone, on remarque qu'après une période d'environ 10 jours, la courbe s'améliore progressivement avec des fluctuations, atteignant un pic vers le 25ème jour. La matrice polymère se dilate à mesure que le taux d'absorption augmente, ce qui entraîne une augmentation de l'épaisseur du composite. Le gonflement des composites Epocast-Carbone est 10% plus élevé que celui des composites Epocast-Verre (environ 3%). Les fluctuations plus significatives du gonflement des composites à fibres de carbone peuvent être attribuées à des variations dans la diffusion de l'eau et la réaction du matériau à l'humidité. Il est observé que la stabilisation du gonflement se produit de 15 à 20 jours pour les fibres de carbone, tandis que pour les fibres de verre, elle se produit un peu plus tôt, de 10 à 20 jours. Les interfaces entre les fibres et la matrice peuvent être endommagées par l'immersion dans l'eau, ce qui entraîne la formation de microfissures et une porosité accrue, ce qui facilite encore plus l'absorption de l'eau [11]. Les composites polymères sont réputés pour leur capacité à absorber l'eau, ce qui provoque une expansion. La résine époxy (Epocast) présente une capacité d'absorption de l'humidité, ce qui entraîne une augmentation du volume global du matériau. Bien que les fibres de carbone ne soient pas particulièrement sensibles à l'hygrométrie, mais elles présentent des variations plus importantes par rapport aux fibres de verre. On déduit que les dommages causés à la matrice polymère peuvent entraîner un gonflement global du composite.

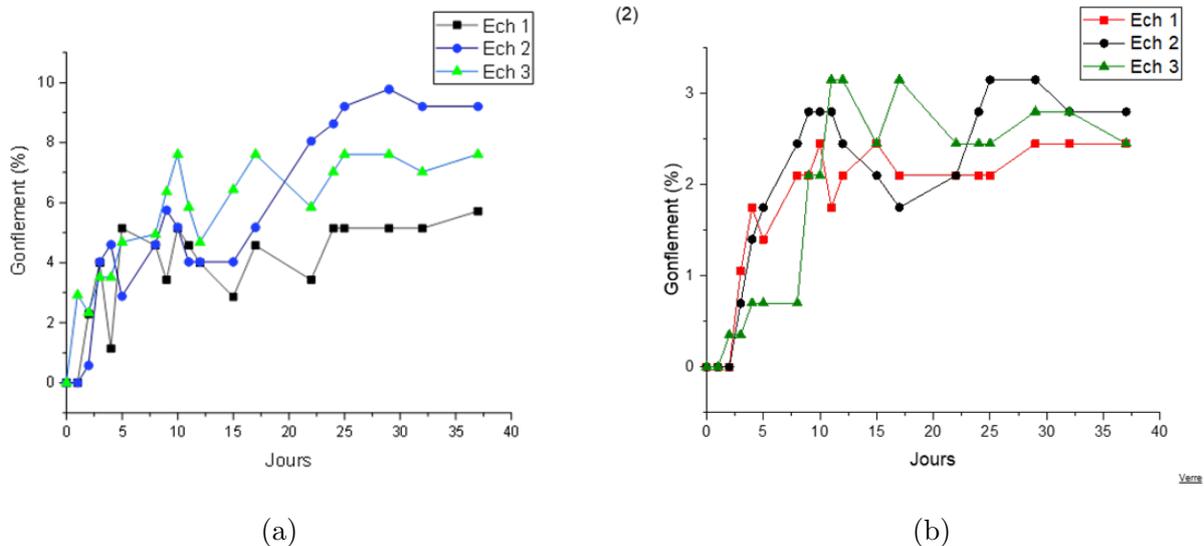


FIGURE 3.12 – Gonflement en fonction du temps d'immersion (%) : (a) Epocast-Carbone et (b) Epocast-Verre.

3.2.2.9 Résultats de l'analyse du mécanisme de diffusion expérimentalement

Le tableau 3.1 représente le coefficient de diffusion calculé pour chaque type de composites avec différentes orientations

TABLEAU 3.1 – Valeurs des coefficients de diffusion pour chaque type de composite avec différente orientation

| Échantillon | β (jours ⁻¹) | D (m ² /s) |
|-------------|--------------------------------|-------------------------|
| EV 45° | $1,11 \times 10^{-5}$ | $1,28 \times 10^{-12}$ |
| EV 90° | $0,79 \times 10^{-5}$ | $0,91 \times 10^{-12}$ |
| EC 90° | $2,60 \times 10^{-5}$ | $3,00 \times 10^{-12}$ |
| EC 45° | 0,01 | 1.46×10^{-9} |

Les composites à 45° présentent un paramètre supérieur à celui des composites à 90°. Cela suggère une diffusion plus rapide de l'humidité lorsque les fibres sont orientées à 45°. Le coefficient de diffusion D suit aussi cette tendance, avec une diffusion légèrement plus élevée pour cette orientation. De plus, les composites à base de fibres de carbone ont une tendance similaire de celle des fibres de verre. On remarque également que les valeurs de β et D des composites à fibres de carbone sont supérieures à ceux à renfort en verre, en particulier à 45°. Cela confirme les résultats obtenus précédemment et confirme que les composites en fibres de carbone offrent une diffusion de l'humidité plus rapide que les composites à fibres de verre. Les fibres orientées à 45° permettent une diffusion de l'humidité plus directe et continue par rapport à une orientation perpendiculaire (90°). La présence de cette structure favorise le passage de l'humidité à travers la matrice, ce qui entraîne une augmentation des coefficients de diffusion [16]. La structure et la chimie des fibres de carbone peuvent entraîner des taux de diffusion supérieurs à ceux des fibres de verre. Les fibres de carbone présentent généralement une meilleure uniformité et ont moins de chances de présenter des imperfections qui peuvent entraver la diffusion de l'oxygène. Les propriétés mécaniques et thermiques des fibres de carbone sont supérieures à celles des fibres de verre, ce qui peut également avoir un impact sur la diffusion de l'humidité. Les réseaux de diffusion des matrices composites avec des fibres de carbone peuvent être plus efficaces que ceux des matrices avec des fibres de verre.

3.3 Résultats des tests mécaniques avant et après immersion

3.3.1 Caractérisation en traction

3.3.1.1 Eprouvettes Epocast-Carbone orientées à 90° avant et après immersion

Les courbes force-déplacement illustrées dans la Figure 3.13 montrent les comportements mécaniques des composites renforcés en fibres de carbone orientées à 90° avant et après immersion. Les caractéristiques mécaniques des tests de traction sont résumés dans le tableau 3.2. Avant immersion, les composites présentent une rigidité initiale élevée suivie d'une rupture brusque, indiquant une résistance initiale significative mais un comportement fragile. Après immersion, bien que la rigidité initiale soit maintenue, la force maximale diminue en raison de l'affaiblissement des liaisons interfaciales provoqué par l'eau, tout en conservant une rupture brusque.[15]

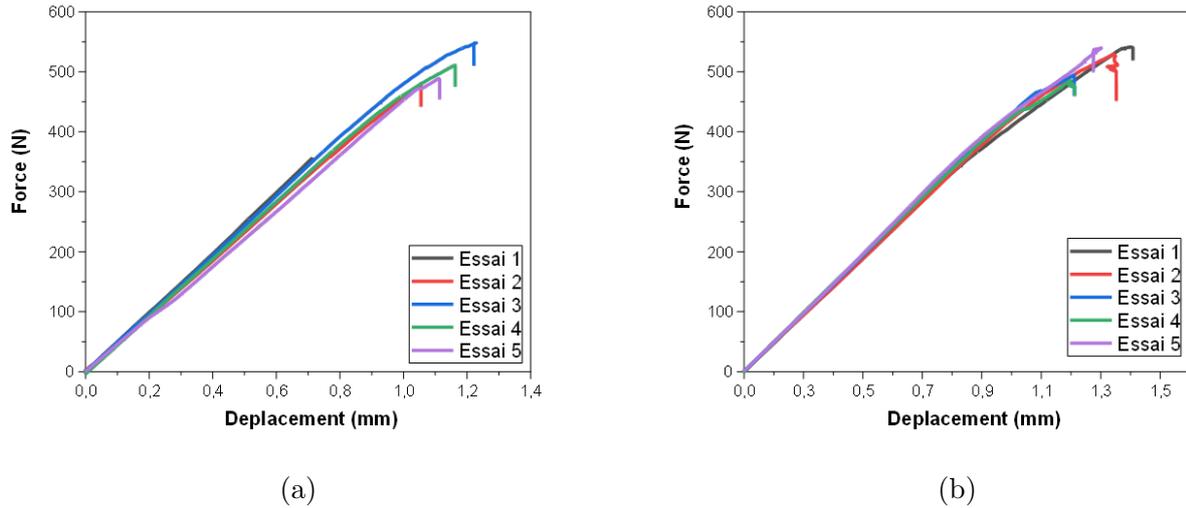


FIGURE 3.13 – Courbes force-déplacement des composites renforcés en fibres de carbone orientées à 90° . (a) avant immersion et (b) après immersion

TABLEAU 3.2 – Résultats du test de traction pour les composites Epocast-Carbone à 90° avant et après immersion.

| | Avant immersion | | | Après immersion | | |
|---------|-----------------|------------------|---------------------|-----------------|------------------|---------------------|
| | E_t (GPa) | σ_M (MPa) | ε_M (%) | E_t (GPa) | σ_M (MPa) | ε_M (%) |
| 1 | 48,65 | 541,36 | 1,30 | 35,91 | 496,69 | 0,97 |
| 2 | 50,30 | 529,31 | 1,24 | 45,42 | 480,31 | 1,06 |
| 3 | 49,94 | 494,23 | 1,11 | 52,98 | 548,11 | 1,23 |
| 4 | 53,54 | 485,05 | 1,10 | 53,30 | 509,98 | 1,16 |
| 5 | 53,61 | 539,32 | 1,20 | 54,93 | 488,93 | 1,11 |
| Moyenne | 51,23 | 517,85 | 1,19 | 48,51 | 504,80 | 1,11 |
| SD | 2,25 | 26,36 | 0,09 | 7,94 | 26,55 | 0,10 |

Les écarts types avant immersion montrent une faible variabilité, indiquant une homogénéité du matériau. Après immersion, la variabilité de E_t augmente considérablement, suggérant une dispersion accrue des valeurs d'élasticité. La variabilité de σ_M reste similaire avant et après immersion, indiquant une stabilité relative de la résistance maximale. La faible variabilité de ε_M avant et après immersion indique une consistance dans la déformation maximale à la rupture.

3.3.1.2 Eprouvettes Epocast-Carbone orientées à 45° avant et après immersion

La Figure 3.14 présente les courbes force-déplacement pour cinq éprouvettes de composite renforcés en fibre de carbone orientées à 45° avant et après immersion. Le tableau 3.3 résume quelques propriétés mécaniques obtenues avant et après immersion.

Avant immersion, les courbes montrent une augmentation quasi-linéaire de la force avec le déplacement jusqu'à un seuil de défaillance, illustrant un comportement ductile dû à l'orientation des fibres à 45° , qui résistent mieux aux charges transversales et absorbent plus d'énergie.[13]

Après immersion, bien que la force maximale soit réduite, le comportement global reste similaire avec une phase initiale linéaire suivie d'une phase non linéaire. La diminution de la force maximale s'explique par l'altération de l'interface fibre-matrice due à l'eau, affectant les liaisons et réduisant la résistance globale du composite.[14] Ainsi, bien que les fibres à 45° conservent leur ductilité, l'humidité diminue significativement la force maximale et les caractéristiques mécaniques globales, avec un taux d'allongement supérieur à celui des échantillons non immergés.

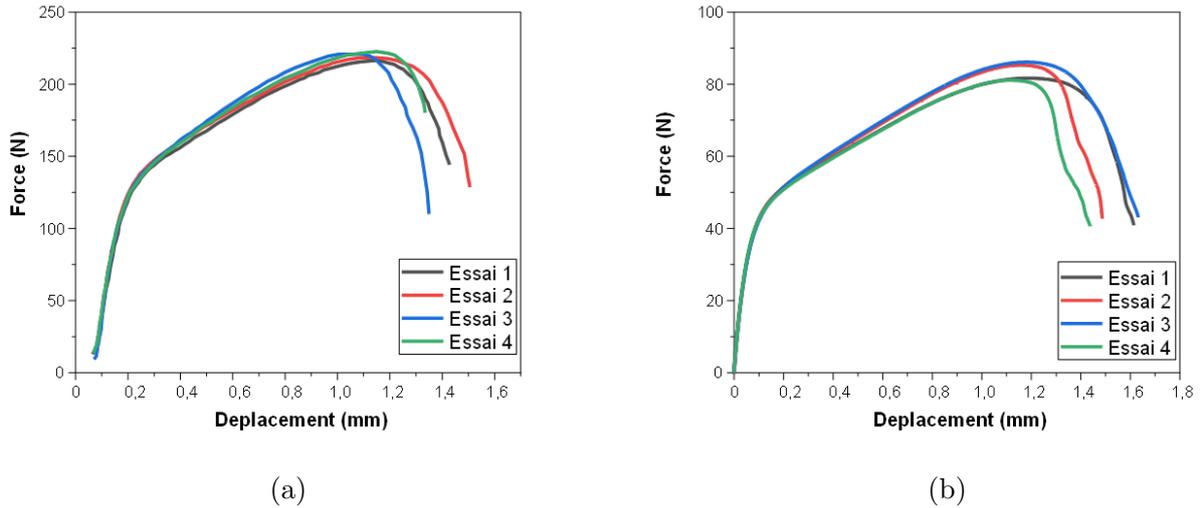


FIGURE 3.14 – Courbes force-déplacement des composites renforcés en fibres de carbone orientées 45°. (a) avant immersion et (b) après immersion

TABLEAU 3.3 – Propriétés mécaniques en traction des composites Epocast-Carbone orientés à 45° avant et après immersion.

| | Avant immersion | | | Après immersion | | |
|---------|-----------------|------------------|---------------------|-----------------|------------------|---------------------|
| | E_r (GPa) | σ_M (MPa) | ε_M (%) | E_r (GPa) | σ_M (MPa) | ε_M (%) |
| 1 | 10,02 | 91,87 | 1,33 | 8,61 | 81,66 | 11,97 |
| 2 | 9,17 | 90,14 | 1,30 | 9,11 | 85,31 | 11,55 |
| 3 | 10,62 | 91,23 | 1,39 | 9,51 | 86,14 | 11,86 |
| 4 | 10,69 | 92,36 | 1,22 | 9,40 | 81,09 | 11,06 |
| 5 | 9,30 | 94,11 | 1,04 | 9,16 | 83,52 | 11,60 |
| Moyenne | 10,05 | 91,94 | 1,23 | 8,96 | 83,54 | 11,61 |
| SD | 0,71 | 1,47 | 0,14 | 0,35 | 2,20 | 0,35 |

Les écarts types (SD) avant immersion révèlent une faible variabilité des propriétés mécaniques avec E_r à 0.71 GPa, σ_M à 1.47 MPa, et ε_M à 0.14 %, indiquant une homogénéité élevée du matériau. Après immersion, la variabilité de E_r (0.35 GPa) et ε_M (0.35 %) reste limitée, suggérant une stabilité des propriétés élastiques et de déformation. En revanche, l'augmentation de la variabilité de σ_M à 2.20 MPa souligne une dispersion accrue de la résistance maximale, reflétant des effets potentiellement divers de l'immersion sur la résistance du matériau.

3.3.1.3 Eprouvettes Epocast-Verre orientées à 90° avant et après immersion

La figure 3.15 présente les courbes force-déplacement des tests de traction pour cinq éprouvettes de composite renforcés en fibres de verre orientées à 90° avant et après immersion. Le tableau 3.4 résume quelques propriétés mécaniques obtenues avant et après immersion. Les courbes force-déplacement illustrent une réponse initialement linéaire, suivie d'un comportement élasto-plastique avant immersion. Après immersion, une diminution de la force maximale est observée, ainsi qu'une réduction de la pente initiale des courbes, confirmant la baisse de rigidité due à l'absorption d'eau. Cette absorption affaiblit les liaisons entre les fibres et la matrice époxy,[14] compromettant ainsi la structure du matériau. Paradoxalement, l'allongement à la rupture augmente après immersion, passant de 1,53 % à 4,3 %, rendant le matériau plus ductile. Cette augmentation de ductilité est probablement due à l'effet plastifiant de l'eau absorbée par la matrice époxy, ce qui rend le composite plus souple et moins susceptible de se rompre brusquement sous tension.

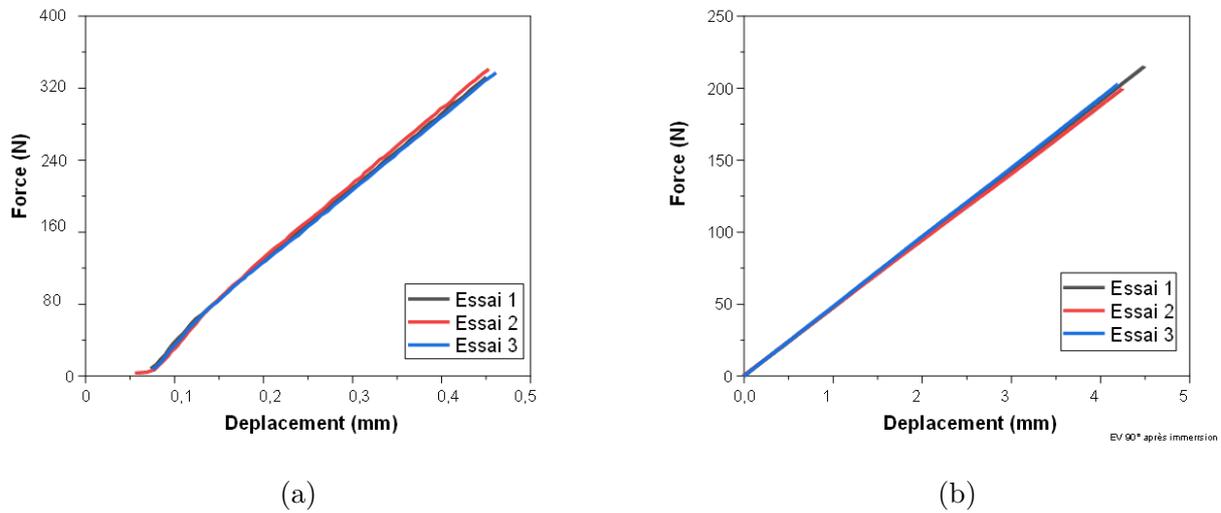


FIGURE 3.15 – Courbes force-déplacement des composites renforcés en fibres de verre orientées à 90°. (a) avant immersion et (b) après immersion

TABLEAU 3.4 – Propriétés mécaniques en traction des composites Epocast-Carbone orientés à 90° avant et après immersion.

| | Avant immersion | | | Après immersion | | |
|---------|-----------------|------------------|---------------------|-----------------|------------------|---------------------|
| | E_r (GPa) | σ_M (MPa) | ε_M (%) | E_r (GPa) | σ_M (MPa) | ε_M (%) |
| 1 | 23,8 | 213,8 | 1,52 | 17,78 | 202,0 | 4,38 |
| 2 | 24,1 | 218,84 | 1,55 | 15,96 | 199,1 | 3,9 |
| 3 | 23,9 | 215,86 | 1,53 | 16,7 | 212,5 | 4,6 |
| Moyenne | 23,93 | 216,16 | 1,53 | 16,81 | 213,6 | 4,3 |
| SD | 0,15 | 2,53 | 0,02 | 0,92 | 7,05 | 0,36 |

Les écarts types avant immersion montrent une faible variabilité, indiquant une homogénéité du matériau. Après immersion, l'écart type de E_r et σ_M augmente, suggérant une dispersion accrue des valeurs d'élasticité et de résistance maximale, probablement due à des altérations structu-

relles causées par l'immersion. Légère augmentation de la variabilité de ε_M après immersion, mais elle reste relativement stable.

3.3.1.4 Eprouvettes Epocast-Verre orientées à 45° avant et après immersion

La figure 3.16 présente les courbes Force-Déplacement pour trois spécimens de composites renforcés par des fibres de verre, avec une orientation des fibres à 45°, mesurées avant et après immersion dans l'eau. Le tableau 3.5 récapitule les propriétés mécaniques en flexion obtenues pour ces matériaux avant et après immersion. Avant immersion, les matériaux testés présentent un comportement ductile, avec une phase initiale linéaire suivie d'une phase non linéaire.

la figure montrent que la force appliquée augmente de manière quasi-linéaire avec le déplacement jusqu'à atteindre un certain seuil, suivi par une phase de défaillance.

Ces composites montrent un comportement ductile grâce à l'orientation des fibres à 45°, ce qui leur permet de mieux résister aux charges transversales et d'absorber plus d'énergie avant la rupture. Cependant, leurs propriétés mécaniques sont inférieures à celles des composites avec une orientation des fibres à 90°, tant avant qu'après l'immersion.

Après immersion, les propriétés mécaniques sont réduites comparativement à leur état avant immersion. Malgré ces limitations, ces composites conservent une ductilité supérieure, ce qui constitue un avantage notable pour les applications nécessitant une grande capacité de déformation avant la rupture.

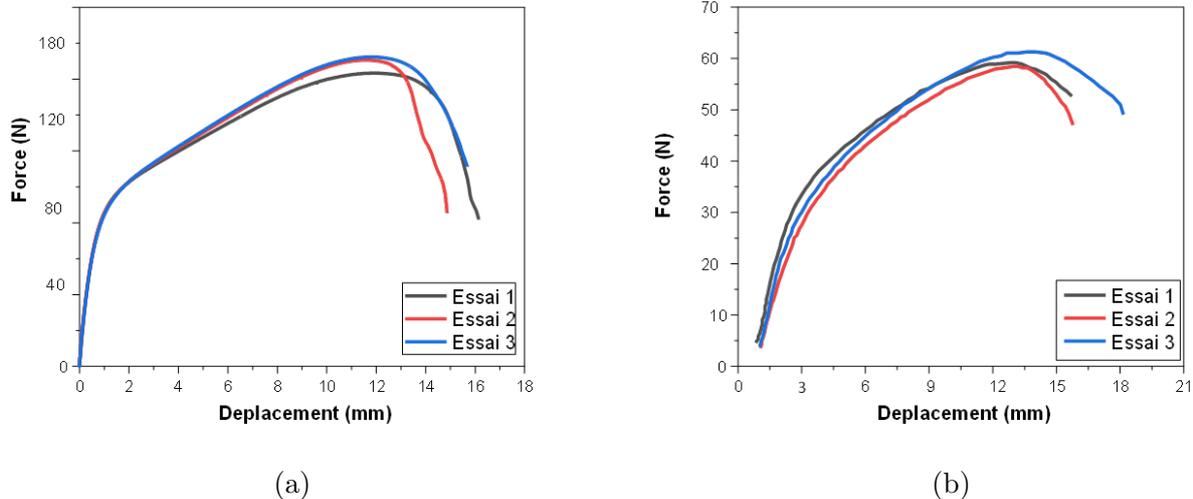


FIGURE 3.16 – Courbes force-déplacement des composites renforcés en fibres de verre orientées à 45°. (a) avant immersion et (b) après immersion

TABLEAU 3.5 – Propriétés mécaniques en traction des composites Epocast-Carbone orientés à 45° avant et après immersion.

| | Avant immersion | | | Après immersion | | |
|---------|-----------------|------------------|---------------------|-----------------|------------------|---------------------|
| | E_r (GPa) | σ_M (MPa) | ε_M (%) | E_r (GPa) | σ_M (MPa) | ε_M (%) |
| 1 | 8,9 | 91,09 | 1,7 | 5,7 | 75,57 | 12,1 |
| 2 | 8,01 | 95,12 | 1,6 | 6,3 | 74,70 | 13,1 |
| 3 | 9,2 | 96,12 | 1,98 | 6,5 | 78,35 | 13,24 |
| Moyenne | 8,7 | 94,11 | 1,76 | 6,17 | 76,21 | 12,81 |
| SD | 0,62 | 2,66 | 0,20 | 0,42 | 1,91 | 0,62 |

Les écarts types avant immersion montrent une faible variabilité, indiquant une bonne homogénéité du matériau. Après immersion, la variabilité de E_r et σ_M diminue, suggérant une légère stabilisation des propriétés mécaniques. Cependant, l'augmentation de l'écart type de ε_M indique une dispersion accrue de la déformation maximale à la rupture après immersion.

3.3.2 Caractérisation en flexion

3.3.2.1 Eprouvettes Epocast-Carbone orientées à 90° avant et après immersion

La figure 3.17 présente les courbes force-déplacement des tests de flexion pour cinq éprouvettes de composite renforcés en fibres de carbone orientées à 90° avant et après immersion. Le tableau 3.6 récapitule les propriétés mécaniques en flexion obtenues avant et après immersion. Avant que le matériau soit immergé dans l'eau, il présente un comportement global fragile; les courbes force-déplacement montrent une montée rapide suivie d'une rupture brusque, indiquant une faible capacité de déformation plastique avec une rigidité d'environ 14 GPa, une résistance élevée avant la rupture et une faible ductilité. Le matériau est relativement rigide avec une bonne résistance avant la rupture, typique des matériaux à comportement fragile. Après immersion totale, la courbe présente une phase d'élasticité suivie d'une certaine déformation plastique avant la rupture, ce qui suggère une transition entre le comportement élastique et plastique ce qui justifie que le comportement global de ce type de matériau est principalement élastoplastique, montrant l'impact de l'humidité qui induit une légère plasticité. On remarque que la rigidité et la résistance diminuent après immersion, en raison de l'absorption d'eau par la matrice polymère.

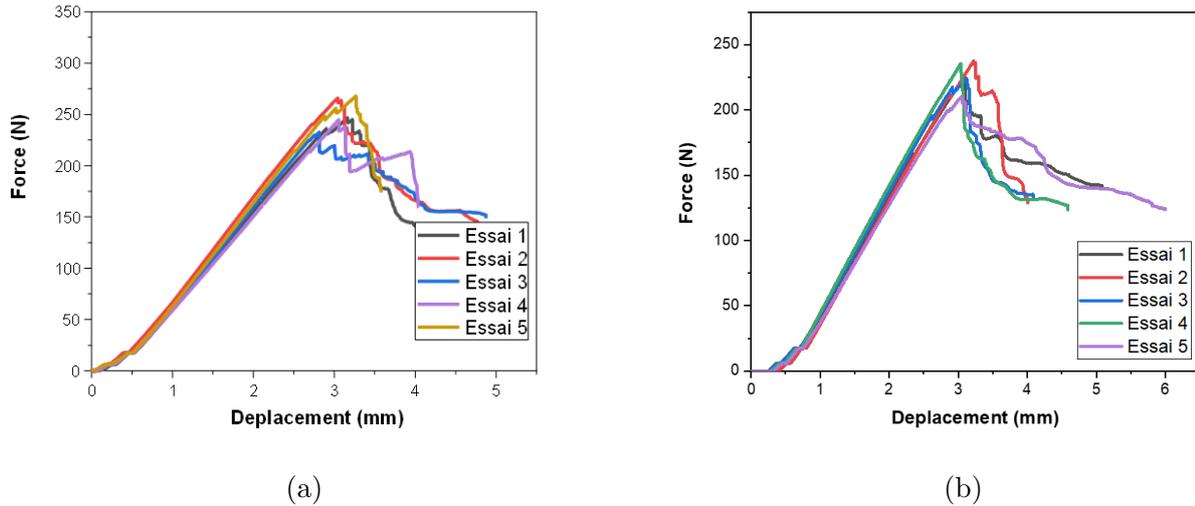


FIGURE 3.17 – Courbes de flexion des composites renforcés en fibres de carbone orientées à 90° . (a) avant immersion et (b) après immersion.

TABLEAU 3.6 – Propriétés mécaniques en flexion des composites Epocast-Carbone orientés à 90° avant et après immersion.

| | Avant immersion | | | Après immersion | | |
|---------|-----------------|------------------|---------------------|-----------------|------------------|---------------------|
| | E_r (GPa) | σ_M (MPa) | ε_M (%) | E_r (GPa) | σ_M (MPa) | ε_M (%) |
| 1 | 15,19 | 385,33 | 1,51 | 8,98 | 350,50 | 1,47 |
| 2 | 15,15 | 415,16 | 1,46 | 8,74 | 371,05 | 1,54 |
| 3 | 14,16 | 496,19 | 1,58 | 9,20 | 350,40 | 1,49 |
| 4 | 14,00 | 382,32 | 1,46 | 7,17 | 367,72 | 1,46 |
| 5 | 13,83 | 363,13 | 1,35 | 8,95 | 378,58 | 1,46 |
| Moyenne | 14,47 | 408,43 | 1,48 | 8,61 | 363,65 | 1,49 |
| SD | 0,65 | 52,48 | 0,08 | 0,82 | 12,68 | 0,03 |

Les écarts types avant immersion montrent une variabilité modérée pour E_r (0.65 GPa) et σ_M (52.48 MPa), tandis que ε_M reste faible (0.08%). Après immersion, la variabilité de E_r augmente à 0.82 GPa, indiquant une dispersion accrue, tandis que σ_M diminue significativement à 12.68 MPa, reflétant une stabilisation. La faible variabilité de ε_M (0.03 %) après immersion montre une consistance dans la déformation maximale à la rupture.

3.3.2.2 Eprouvettes Epocast-Carbone orientées à 45° avant et après immersion

La figure 3.18 les courbes de flexion pour cinq éprouvettes de composite renforcés en fibres de carbone avec une orientation de 45° avant et après immersion. Le tableau 3.7 récapitule les propriétés mécaniques en flexion obtenues pour ces matériaux avant et après immersion. Avant immersion, les matériaux testés présentent un comportement ductile, avec une phase initiale linéaire suivie d'une phase non linéaire. Une fois complètement immergé, ce type de matériau présente également un comportement ductile. Les fibres orientées à 45° présentent une phase de déformation longue avant leur rupture, ce qui favorise un glissement et une déformation

plastique accrus sous charge. Ce comportement montre une rigidité et une résistance faibles comparées aux fibres orientées à 90° .

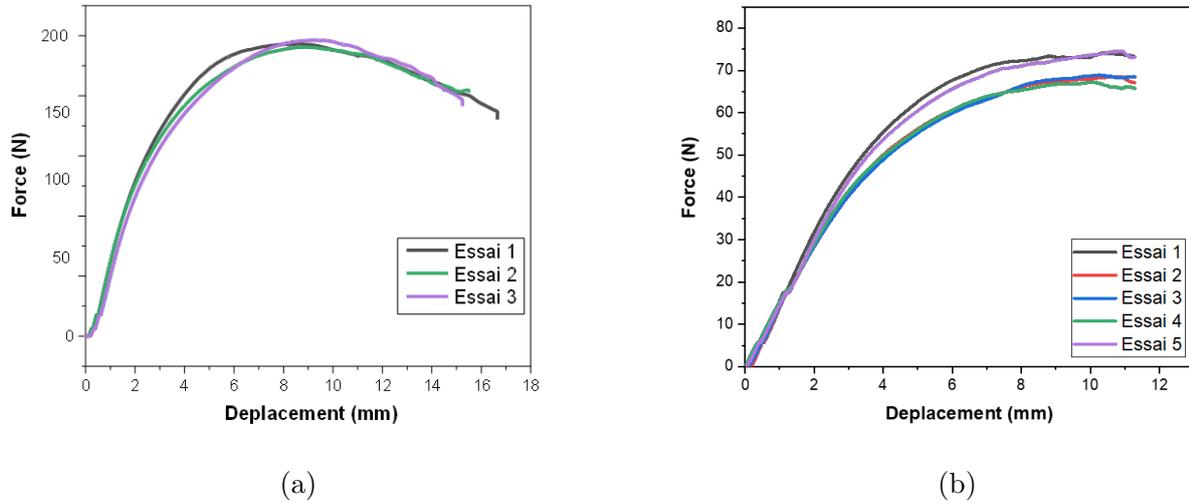


FIGURE 3.18 – Courbe Force-Déplacement des tests de flexion du composite renforcé en fibre de carbone avec orientation des fibres à 45° avant immersion.

TABLEAU 3.7 – Propriétés mécaniques en flexion des composites Epocast-Carbone orientés à 45° avant et après immersion.

| | Avant immersion | | | Après immersion | | |
|---------|-----------------|------------------|---------------------|-----------------|------------------|---------------------|
| | E_r (GPa) | σ_M (MPa) | ε_M (%) | E_r (GPa) | σ_M (MPa) | ε_M (%) |
| 1 | 7,98 | 230,01 | 4,00 | 5,36 | 115,73 | 4,97 |
| 2 | 7,45 | 220,45 | 3,70 | 5,39 | 107,09 | 5,06 |
| 3 | 6,77 | 210,20 | 3,20 | 5,05 | 107,69 | 4,92 |
| 4 | 7,40 | 220,22 | 3,63 | 4,44 | 104,97 | 4,81 |
| 5 | 7,98 | 230,01 | 4,00 | 4,76 | 116,36 | 5,19 |
| Moyenne | 7,45 | 220,45 | 3,70 | 5,01 | 110,37 | 4,99 |
| SD | 0,50 | 8,26 | 0,33 | 0,40 | 5,28 | 0,14 |

Les écarts types avant immersion montrent une variabilité modérée pour E_r et σ_M , indiquant une dispersion des valeurs. Après immersion, la variabilité de E_r et σ_M diminue, suggérant une stabilisation des propriétés mécaniques. La faible variabilité de ε_M avant et après immersion indique une consistance dans la déformation maximale à la rupture.

3.3.2.3 Éprouvettes Epocast-Verre orientées à 90° avant et après immersion

Les résultats des tests de flexion sur des éprouvettes composites Epoxy renforcées en fibres de verre orientées à 90° , avant et après immersion dans l'eau, figure (3.19) révèlent une diminution marquée des propriétés mécaniques, associée à une augmentation de l'allongement à la rupture. Le tableau 3.8 récapitule les propriétés mécaniques en flexion obtenues pour ces matériaux avant et après immersion. Les courbes de flexion montrent que la force maximale avant immersion

est d'environ 600 N, avec un déplacement maximal de 3,5 mm. Après immersion, la force maximale diminue à environ 400 N, tandis que le déplacement maximal augmente à 4 mm. Cette diminution de la force maximale et l'augmentation du déplacement indiquent une perte de rigidité et une augmentation de la ductilité du matériau. La réduction du module de Young (de 7,45 GPa à 5,01 GPa) et de la résistance à la flexion (de 220,45 MPa à 110,37 MPa) après immersion sont attribuées à l'absorption d'eau par la matrice époxy et les fibres de verre, provoquant une plastification de la matrice et une dégradation hydrolytique.[28] L'eau infiltrée affaiblit les interfaces fibre-matrice, réduisant l'adhésion et la capacité de transfert de charge. Les phénomènes de gonflement des fibres et de décohésion de la matrice contribuent également à ces variations mécaniques.[29, 30]

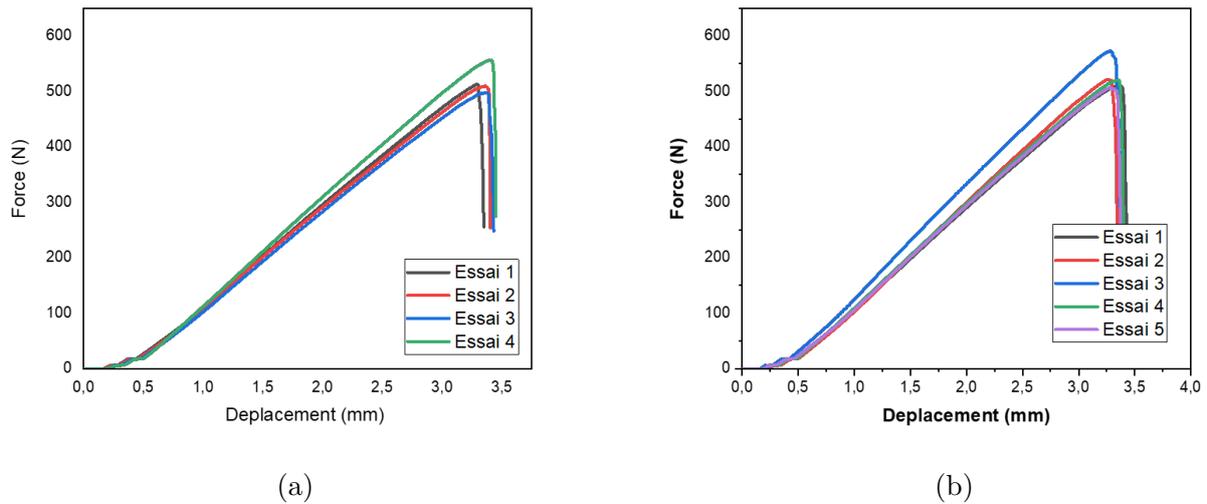


FIGURE 3.19 – Courbes de flexion des composites renforcés en fibres de verre orientées à 90° . (a) avant immersion et (b) après immersion.

TABLEAU 3.8 – Tableau des résultats avant et après immersion

| | Avant immersion | | | Après immersion | | |
|---------|-----------------|------------------|---------------------|-----------------|------------------|---------------------|
| | E_r (GPa) | σ_M (MPa) | ε_M (%) | E_r (GPa) | σ_M (MPa) | ε_M (%) |
| 1 | 7,98 | 230,01 | 4,00 | 5,36 | 115,73 | 4,97 |
| 2 | 7,45 | 220,45 | 3,70 | 5,39 | 107,09 | 5,06 |
| 3 | 6,77 | 210,20 | 3,20 | 5,05 | 107,69 | 4,92 |
| 4 | 7,40 | 220,22 | 3,63 | 4,44 | 104,97 | 4,81 |
| 5 | 7,98 | 230,01 | 4,00 | 4,76 | 116,36 | 5,19 |
| Moyenne | 7,45 | 220,45 | 3,70 | 5,01 | 110,37 | 4,99 |
| SD | 0,50 | 8,26 | 0,33 | 0,40 | 5,28 | 0,14 |

Les écarts types avant immersion montrent une variabilité modérée pour E_r et σ_M , indiquant une dispersion des valeurs. Après immersion, la variabilité de E_r et σ_M diminue, suggérant une stabilisation des propriétés mécaniques. La faible variabilité de ε_M avant et après immersion indique une consistance dans la déformation maximale à la rupture.

3.3.2.4 Eprouvettes Epocast-Verre orientées à 45° avant et après immersion

La figure 3.20 présente les courbes force-déplacement des composites renforcés en fibres de verre orientées à 45°. Le tableau 3.9 récapitule les propriétés mécaniques en flexion obtenues pour ces matériaux avant et après immersion. Les courbes montrent une réponse initiale linéaire, suivie d'une phase de défaillance après immersion dans l'eau. Avant immersion, ces composites présentent un comportement ductile en raison de l'orientation des fibres, ce qui leur permet de mieux résister aux charges transversales et d'absorber plus d'énergie avant la rupture. Cependant, après immersion, bien que la rigidité et la résistance à la flexion diminuent, l'augmentation de la ductilité indique une plus grande capacité de déformation avant la rupture. Cette diminution des propriétés mécaniques est due à l'absorption d'eau, qui affaiblit les liaisons entre les fibres et la matrice époxy, entraînant une décohésion des interfaces fibre-matrice et une réduction de la capacité de transfert de charge. Malgré cela, les composites conservent une ductilité élevée, ce qui est bénéfique pour des applications nécessitant une grande capacité de déformation.

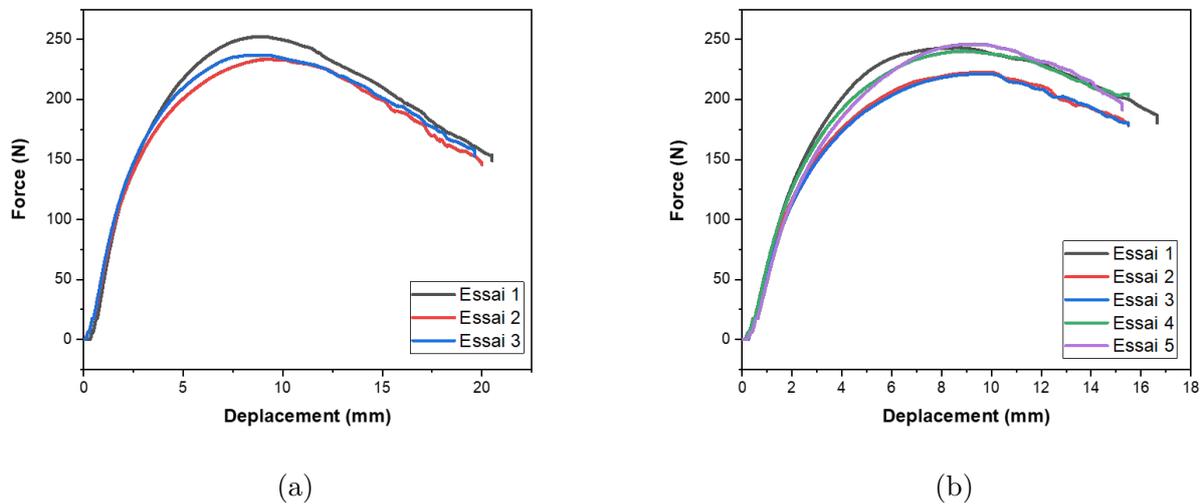


FIGURE 3.20 – Courbes de flexion des composites renforcés en fibres de verre orientées à 45°. (a) avant immersion et (b) après immersion.

TABLEAU 3.9 – Tableau des résultats avant et après immersion

| | Avant immersion | | | Après immersion | | |
|---------|-----------------|------------------|---------------------|-----------------|------------------|---------------------|
| | E_r (GPa) | σ_M (MPa) | ε_M (%) | E_r (GPa) | σ_M (MPa) | ε_M (%) |
| 1 | 2,79 | 161,28 | 6,23 | 3,48 | 158,78 | 6,22 |
| 2 | 3,09 | 162,09 | 6,81 | 2,97 | 154,72 | 6,6 |
| 3 | 3,48 | 164,50 | 6,02 | 2,07 | 153,76 | 6,7 |
| Moyenne | 3,12 | 162,62 | 6,35 | 2,84 | 155,75 | 6,51 |
| SD | 0,35 | 1,67 | 0,41 | 0,71 | 2,66 | 0,25 |

Les écarts types avant immersion montrent une faible variabilité pour E_r et σ_M , indiquant une dispersion modérée des valeurs. Après immersion, la variabilité de E_r et σ_M augmente, suggérant une influence de l'immersion sur l'élasticité et la résistance maximale. La faible variabilité de ε_M avant et après immersion indique une consistance dans la déformation maximale à la rupture.

3.3.3 Comparaison entre les propriétés mécanique des composites Epocast-carbone et Epocast- verre

Les résultats des tests de flexion et de traction avant et après immersion des composites Epoxy renforcés en fibres de verre (EV) et en fibres de carbone (EC) (figure 3.21 et figure 3.22) montrent des différences marquées dans leurs propriétés mécaniques. Les composites EC, renforcés en fibres de carbone orientées à 90° , démontrent des propriétés mécaniques nettement supérieures en termes de module de Young, résistance maximale et allongement à la rupture par rapport aux composites EV en fibres de verre. Cette supériorité est attribuable aux propriétés intrinsèques des fibres de carbone, qui offrent une rigidité et une résistance spécifiques bien plus élevées.[22] Cela permet aux fibres de carbone de supporter de plus grandes charges et d'assurer une meilleure stabilité dimensionnelle, contribuant ainsi à des performances mécaniques optimales.[23] Après immersion, une diminution des propriétés mécaniques et une augmentation de l'allongement à la rupture sont observées pour tous les composites. Cependant, cette dégradation est plus marquée dans les composites EV. Bien que les composites EC absorbent plus d'eau (figure 3.9 et 3.10), ils conservent des propriétés mécaniques supérieures. La réduction des propriétés mécaniques après immersion est principalement due à l'absorption d'eau et à la plastification de la matrice époxy, où l'eau agit comme un plastifiant, réduisant les forces intermoléculaires et la rigidité.[24]

Dans les composites EV, bien que les fibres de verre absorbent moins d'eau, elles subissent une décohésion plus importante entre les fibres et la matrice, affaiblissant ainsi considérablement la structure composite. L'eau infiltrée affaiblit les interfaces fibre-matrice, réduisant l'adhésion et la capacité de transfert de charge [28], un phénomène moins prononcé dans les composites EC en raison de la stabilité relative des fibres de carbone. L'absorption d'eau provoque également un gonflement de la matrice époxy et des fibres [30], augmentant l'allongement à la rupture. Ce gonflement est moins dommageable dans les composites EC en raison de la rigidité des fibres de carbone, qui limitent la déformation excessive. Bien que les fibres de carbone soient plus hydrophiles, elles maintiennent une meilleure intégrité structurelle, limitant ainsi les effets délétères de l'absorption d'eau.[29, 30]

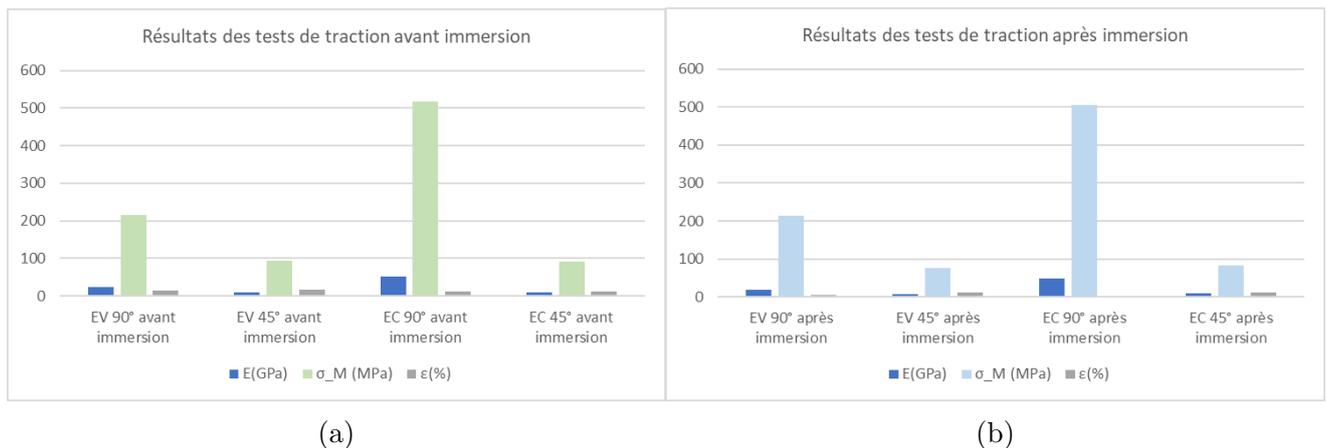


FIGURE 3.21 – Comparaison des caractéristiques mécanique en traction :(a) avant immersion, (b) après immersion

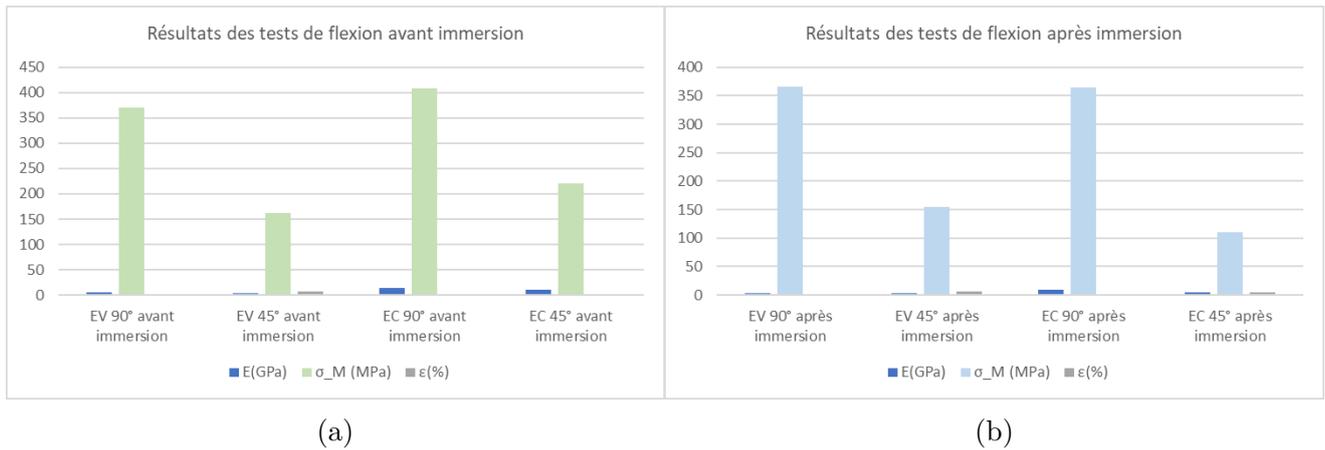


FIGURE 3.22 – Comparaison des caractéristiques mécanique en traction : (a) avant immersion, (b) après immersion

3.4 Observations microscopique

3.4.1 Les faciès de rupture

Dans cette partie, nous présentons les analyses par Microscopie Électronique à Balayage (MEB) des faciès de rupture des éprouvettes en verre après des essais de traction, car seules les éprouvettes en verre ont été complètement fracturées, contrairement aux composites en carbone. Les observations incluent également l'examen des matériaux avant et après immersion dans l'eau, ainsi que la mesure de la taille moyenne des porosités pour chaque matériau. Ces analyses permettent de caractériser les modes de fracture des éprouvettes en verre et d'évaluer l'impact de l'immersion sur leur microstructure.

Les résultats de la microscopie électronique à balayage (MEB) des faciès de rupture des éprouvettes de traction d'un composite Epoxy renforcé en fibre de verre figure (3.23) et (3.24) montrent des différences significatives selon l'orientation des fibres (45° et 90°) et l'état d'immersion (avant et après immersion dans l'eau). Les images ont été prises avec des échelles entre 200 et 500 micromètres, permettant une visualisation détaillée des surfaces de rupture et des effets de l'absorption d'eau sur les interfaces fibre-matrice.

Pour les éprouvettes avec une orientation des fibres à 45° avant immersion, les faciès de rupture présentent des fractures relativement nettes avec des signes de délamination entre les fibres et la matrice époxy. On observe des zones de fibres extraites et des traces de fibrillation, ce qui indique une bonne adhésion entre les fibres et la matrice avant l'immersion, mais avec une résistance limitée à la traction transversale qui entraîne une délamination. Après immersion, les fractures deviennent plus rugueuses et irrégulières, avec une augmentation notable de la fibrillation et des zones de fibres arrachées. L'immersion dans l'eau semble affaiblir l'adhésion fibre-matrice, augmentant la délamination et la fragmentation des fibres, ce qui est typique des effets hygroscopiques où l'eau pénètre la matrice époxy, diminuant ainsi la cohésion.

Pour les éprouvettes avec une orientation des fibres à 90° avant immersion, les faciès de rupture montrent des fractures plus linéaires avec des signes de rupture fibre-matrice limitée. Les fibres semblent casser plutôt que se délaminer, ce qui indique que l'orientation des fibres à 90° offre une meilleure résistance à la traction longitudinale, réduisant les effets de délamination. Après immersion, les faciès de rupture montrent une augmentation des fractures transversales et des

zones de fibres délaminiées, avec une surface de rupture plus rugueuse. Bien que l'orientation à 90° semble offrir une résistance légèrement meilleure, les effets hygrosopiques restent évidents.

Ces observations sont soutenues par des études précédentes sur le comportement hygrosopique et le couplage hygromécanique dans les composites polymères. M Abida (2018) a montré que l'absorption d'eau dans les composites à matrice polymère entraîne une dégradation des propriétés mécaniques due à l'affaiblissement de l'adhésion fibre-matrice. De même, H Obeid (2016) a étudié les effets de l'immersion dans l'eau sur les composites à matrice thermoplastique, observant des phénomènes similaires de délamination et de fissuration accrue. H Ramezani-Dana (2012) a également observé des changements significatifs dans les états mécaniques locaux des composites soumis à des conditions de vieillissement hygrosopique, confirmant la diminution de la cohésion interne et l'augmentation de la délamination.

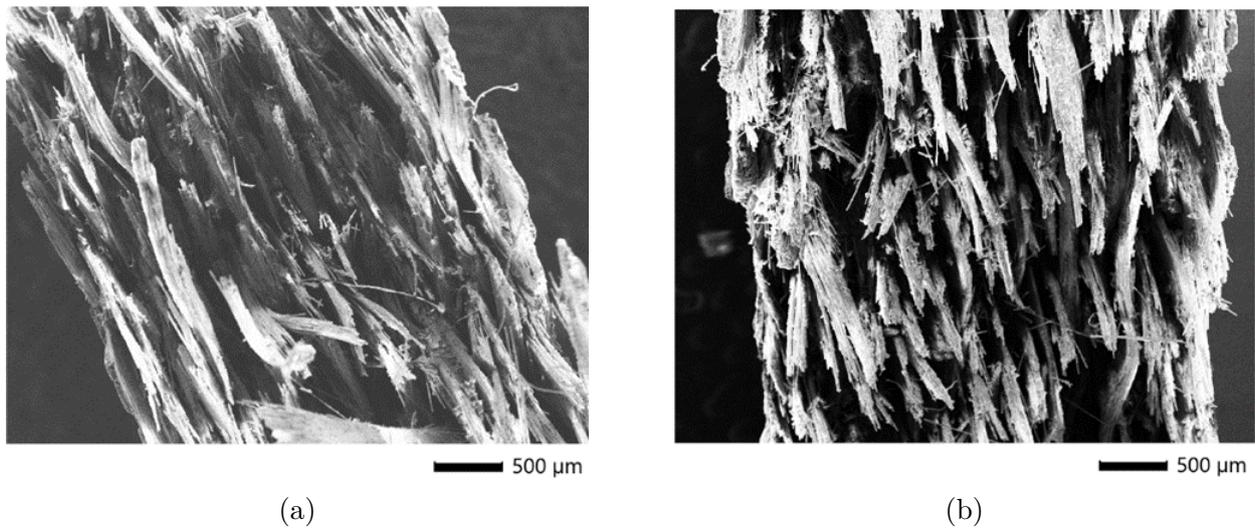


FIGURE 3.23 – Faciès de rupture des éprouvettes de traction d'un composite Epoxy renforcé en fibre de verre à 45° (a) avant immersion, (b) après immersion

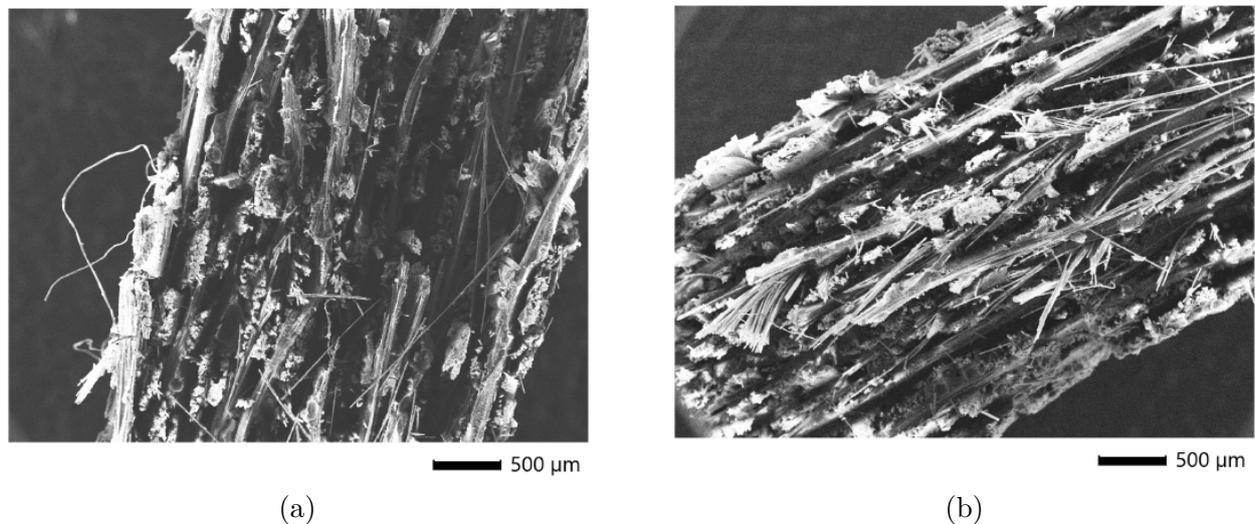


FIGURE 3.24 – Faciès de rupture des éprouvettes de traction d'un composite Epoxy renforcé en fibre de verre à 90° (a) avant immersion, (b) après immersion

3.4.2 Tailles moyennes des porosités

Les figures 3.25 (a) et 3.26 (b) montrent que les composites Epoxy renforcés en fibres de verre présentent initialement une porosité relativement faible avant l'immersion dans l'eau. La faible porosité initiale est généralement due à une bonne compaction lors du processus de fabrication, assurant une bonne imprégnation de la matrice époxy autour des fibres de verre. Cela contribue à une structure interne plus dense et moins sujette à l'absorption d'eau et à la délamination sous contrainte mécanique. Les images MEB confirment cette observation, montrant une matrice uniforme avec peu de vides ou de microfissures.

Les images MEB après immersion figure 3.25 (b) et figure 3.26 (b) montrent clairement une augmentation des vides et des fissures au sein de la matrice, indiquant une perte de cohésion et une dégradation des propriétés mécaniques du composite. Après immersion dans l'eau, une augmentation notable de la porosité est observée. L'immersion provoque l'absorption de l'eau par la matrice époxy, ce qui entraîne une expansion et un gonflement hygroscopique.[31]

l'immersion dans l'eau des composites à matrice thermoplastique conduit à une délamination accrue et à une formation de microfissures, contribuant à une porosité plus élevée.[32] La taille moyenne des porosités des composites avant et après immersion est calculée et présentée dans le tableau 3.10.

TABLEAU 3.10 – Taille des porosités des composites avant et après immersion

| Composite | Taille (μm) |
|--------------------|--------------------------|
| EV avant immersion | 101,54 |
| EV après immersion | 118,93 |
| EC avant immersion | 68,38 |
| EC après immersion | 110,92 |

Les données du tableau 3.10 indiquent une augmentation de la taille moyenne des porosités après immersion, tant pour les composites en verre (EV) que pour ceux en carbone (EC). Cette augmentation de la porosité après immersion confirme l'impact significatif de l'eau sur la dégradation des propriétés mécaniques des matériaux, en particulier par la formation de vides et de fissures dans la matrice Epoxy.

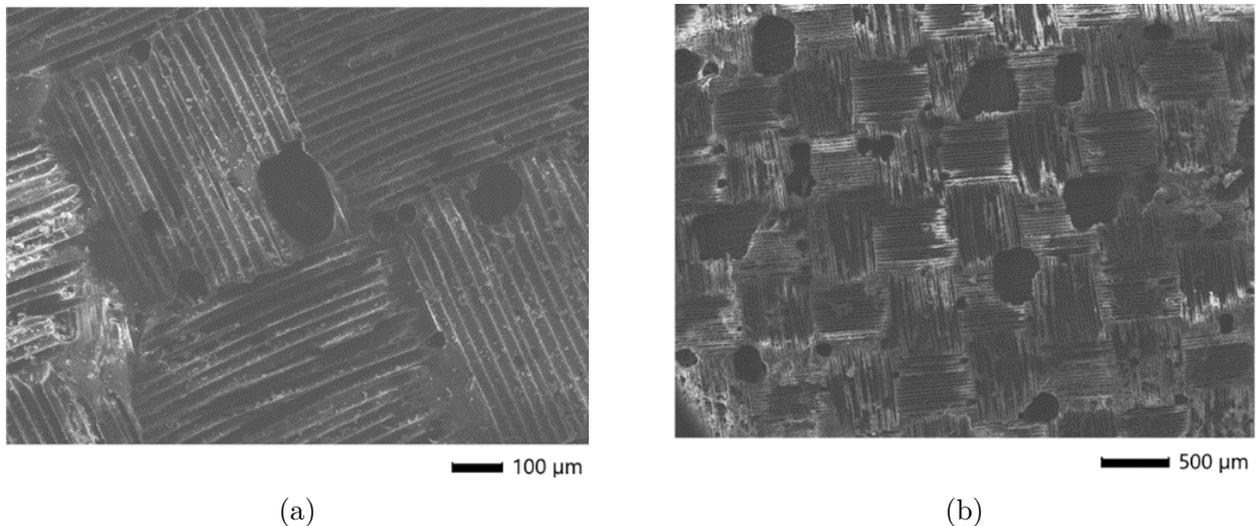


FIGURE 3.25 – Epoxy renforcé en fibre de verre (a) avant immersion (b) après immersion

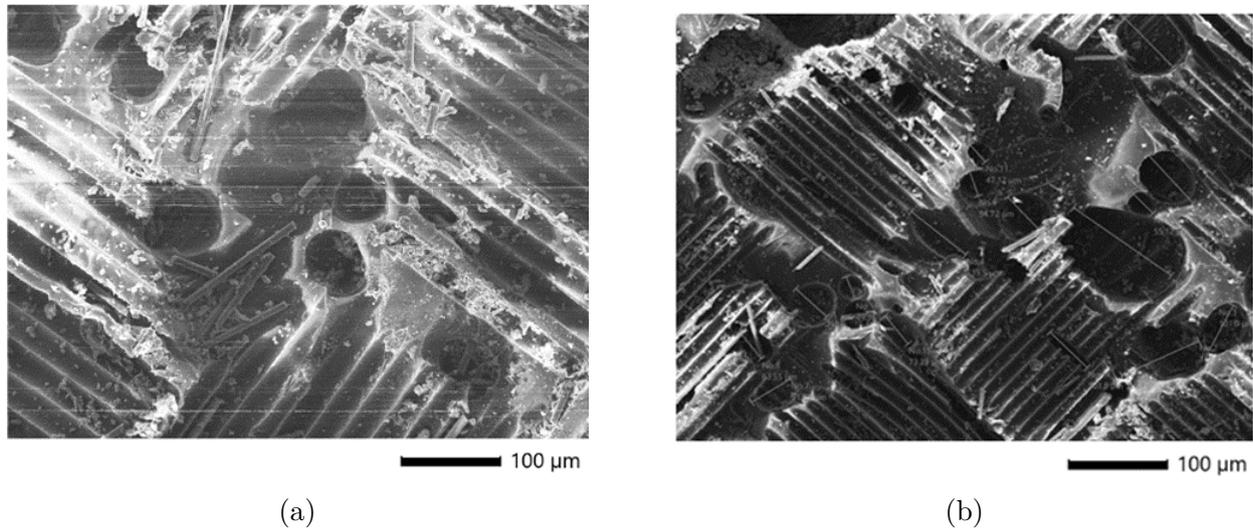


FIGURE 3.26 – Epoxy renforcé en fibre de carbone (a) avant immersion (b) après immersion

3.5 Conclusion

Ce chapitre a mis en évidence les effets de l'absorption d'eau sur les propriétés mécaniques des composites Epoxy renforcés en fibres de verre (EV) et en fibres de carbone (EC). Les tests ont montré que les composites EC, avec des fibres orientées à 90° , possèdent des propriétés mécaniques supérieures par rapport aux composites EV, en raison de la rigidité et de la résistance spécifiques des fibres de carbone.

Après immersion, une diminution des propriétés mécaniques et une augmentation de l'allongement à la rupture ont été observées pour tous les composites, mais cette diminution est plus marquée dans les composites EV. Malgré une absorption d'eau plus élevée, les composites EC maintiennent des propriétés mécaniques supérieures, grâce à une meilleure stabilité dimensionnelle et une décohésion fibre-matrice moins prononcée.

En conclusion, les composites en fibres de carbone présentent une meilleure résistance et stabilité, même après immersion, soulignant l'importance de considérer l'absorption d'eau lors de la sélection des matériaux composites pour des applications en environnements humides.

Chapitre 4

Analyse numérique

4.1 Introduction

Un certain nombre de paramètres interviennent dans la description des renforts textiles comme les caractéristiques des fibres, la densité des fils dans le tissu, le titre des fils et l'armure choisie. Des modèles mathématiques sont donc nécessaires pour étudier les effets de différents paramètres sur le comportement de tels matériaux et sélectionner un tissu efficace. Les matériaux composites tissés sont des matériaux multi-échelles par nature. En effet, on peut distinguer l'échelle microscopique (fibre/matrice), l'échelle mésoscopique (torons de fibres/matrice) et l'échelle macroscopique (cellule élémentaire). La modélisation du matériau peut donc se faire à ces différentes échelles ou bien en établissant un lien direct par homogénéisation entre celles-ci.

Ainsi, le développement de l'utilisation des matériaux composites dans les structures nécessite de mettre en place les outils nécessaires à la modélisation de leur comportement mécanique et à l'analyse des structures stratifiées. A cet effet, on propose dans ce chapitre de simuler numériquement le comportement hygromécanique des composites à renforts tissés en tenant compte de l'ondulation des mèches dans les deux sens. Ceci a été fait en s'intéressant à l'échelle décrivant la cellule élémentaire représentative des trois armures taffetas, sergé et satin. L'effet de l'hétérogénéité des matériaux composites a été pris en considération en modélisant l'ondulation des torons de fibres par des configurations elliptique ou sinusoidale. L'effet de la fraction volumique des fibres sur l'amplitude et la distribution des contraintes internes induites lors du vieillissement a été également analysé numériquement.

4.2 Description mathématique des différentes armures tissés

4.2.1 Armure Taffetas

Afin de déterminer la variation locale de la rigidité et la résistance du composite à armure taffetas, une modélisation mathématique est nécessaire [33, 34, 35].

La Figure 4.1 montre une armure taffetas et un quart d'une cellule élémentaire en indiquant l'ondulation de la mèche à différentes sections transversales suivant l'axe y .

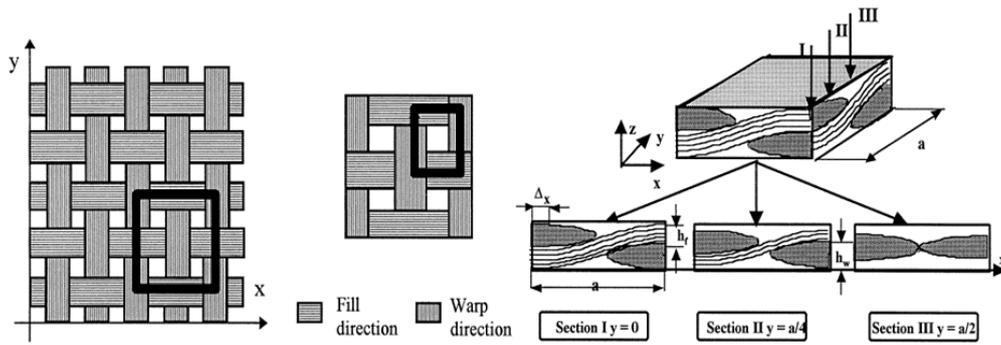


FIGURE 4.1 – (a) Armure taffetas et (b) un quart d'une cellule élémentaire taffetas.

La ligne moyenne de l'ondulation de la mèche trame dans la direction x est exprimée par l'équation suivante :

$$H_f(x) = -\frac{h_f}{2} \cos\left(\frac{\pi x}{a}\right) \quad 0 \leq x \leq a \quad (4.1)$$

L'épaisseur de la section droite de la mèche trame dans la direction y est donnée par :

$$e_f(y) = \frac{h_f}{2} \cos\left(\frac{\pi y}{a}\right) \quad (4.2)$$

De la même manière, l'ondulation de la fibre moyenne de la mèche chaîne dans la direction y est :

$$H_w(y) = -\frac{h_w}{2} \cos\left(\frac{\pi y}{a}\right) \quad 0 \leq y \leq a \quad (4.3)$$

L'épaisseur de la mèche chaîne dans la direction x est :

$$e_w(x) = \frac{h_w}{2} \cos\left(\frac{\pi x}{a}\right) \quad (4.4)$$

La fraction volumique des fibres dans le composite taffetas dépend des paramètres géométriques des mèches dans la cellule élémentaire mais aussi de la fraction volumique des fibres dans la mèche.

4.2.2 Armure satin

La Figure 4.2 montre une cellule élémentaire d'une armure satin et l'ondulation de ses mèches suivant les directions chaîne et trame.

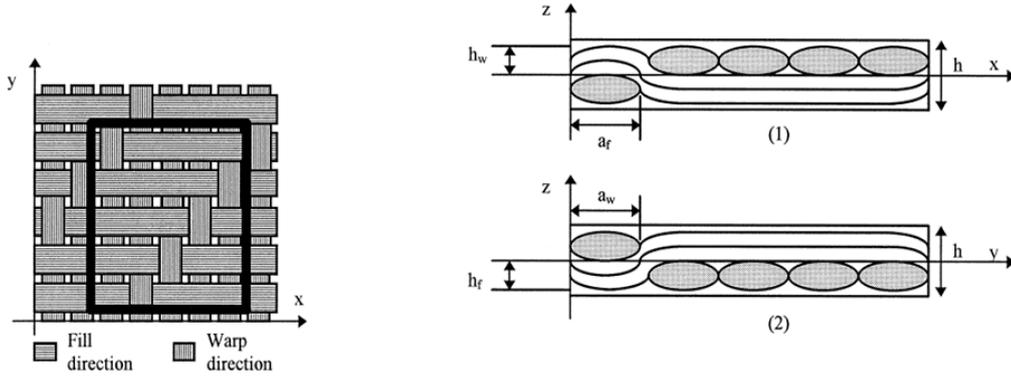


FIGURE 4.2 – Armure satin(4). (a) Cellule élémentaire et (b) ondulations des mèches suivant les sens chaîne et trame.

L'ondulation de la fibre moyenne de la mèche trame dans la direction x est exprimée ainsi :

$$H_f(x) = \begin{cases} -\frac{h_f}{2} \sin \left[\frac{\pi}{a_w} (x(\eta_{dc} + J)a_w) \right] + D_{Zc} & x \in \left[0, \frac{3}{2} - a_w \right] \cup \left[\frac{2n_g-1}{2}a_w, n_g a_w \right] \\ -\frac{h_f}{2} + D_{Zc} & x \in \left[\frac{3}{2} - a_w, \frac{2n_g-1}{2} - a_w \right] \end{cases} \quad (4.5)$$

L'épaisseur de la mèche trame dans la direction y est donnée par :

$$e_f(y) = \frac{h_f}{2} \sin \left(\frac{\pi y}{a_f} \right) \quad (4.6)$$

De même, l'ondulation de la fibre moyenne de la mèche chaîne dans la direction y est :

$$H_w(y) = \begin{cases} \frac{h_w}{2} \sin \left[\frac{\pi}{a_f} (y(\eta_{dc} + I)a_f) \right] + D_{Zc} & y \in \left[0, \frac{3}{2} - a_f \right] \cup \left[\frac{2n_g-1}{2}a_f, n_g a_f \right] \\ -\frac{h_w}{2} + D_{Zc} & y \in \left[\frac{3}{2} - a_f, \frac{2n_g-1}{2} - a_f \right] \end{cases} \quad (4.7)$$

L'épaisseur de la mèche chaîne dans la direction x est :

$$e_w(x) = \frac{h_w}{2} \sin \left(\frac{\pi x}{a_w} \right) \quad (4.8)$$

4.2.3 Model sergé 2/2

La Figure 4.3 présente une cellule élémentaire d'une armure sergé 2/2 et l'ondulation de ses mèches suivant les directions chaîne et trame.

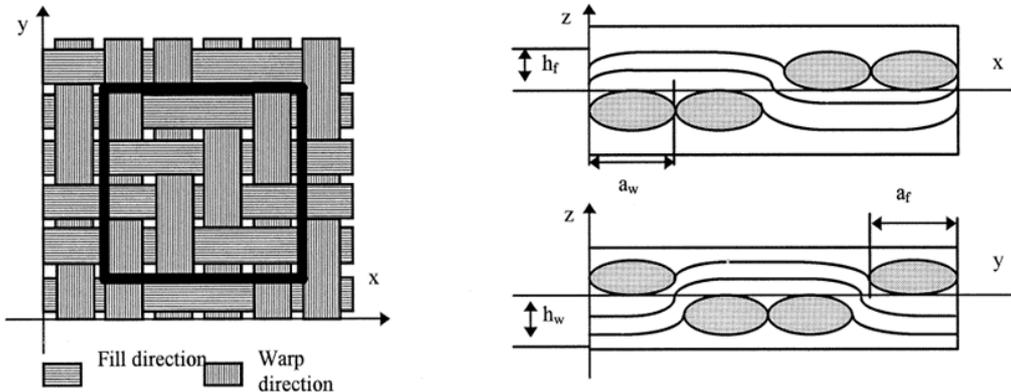


FIGURE 4.3 – Armure sergé 2/2 (a) cellule élémentaire et (b) ondulation des mèches suivant les directions chaîne et trame.

L'ondulation de la fibre moyenne de la mèche trame dans la direction x est exprimée ainsi :

$$H_f(x) = \begin{cases} \frac{h_f}{2} \sin \left[\frac{\pi}{a_w} (x(\eta_{dc} + J)a_w) \right] + D_{Zc} & x \in \left[0, \frac{1}{2}a_w \right] \cup \left[\frac{3}{2}a_w, \frac{5}{2}a_w \right] \cup \left[\frac{7}{2}a_w, 4a_w \right] \\ -\frac{h_f}{2} + D_{Zc} & x \in \left[\frac{1}{2}a_w, \frac{3}{2}a_w \right] \\ \frac{h_f}{2} - D_{Zc} & x \in \left[\frac{5}{2}a_w, \frac{7}{2}a_w \right] \end{cases} \quad (4.9)$$

L'épaisseur de la mèche trame dans la direction y est donnée par :

$$e_f(y) = \frac{h_f}{2} \sin \left(\frac{\pi y}{a_f} \right) \quad (4.10)$$

De même, l'ondulation de la fibre moyenne de la mèche chaîne dans la direction y est :

$$H_w(y) = \begin{cases} \frac{h_w}{2} \sin \left[\frac{\pi}{a_f} (y(\eta_{dc} + I)a_f) \right] + D_{Zc} & y \in \left[\frac{1}{2}a_f, \frac{3}{2}a_f \right] \cup \left[\frac{5}{2}a_f, 7a_f \right] \\ \frac{h_w}{2} + D_{Zc} & y \in \left[0, \frac{1}{2}a_f \right] \cup \left[7a_f, 4a_f \right] \\ \frac{h_w}{2} - D_{Zc} & y \in \left[\frac{3}{2}a_f, \frac{5}{2}a_f \right] \end{cases} \quad (4.11)$$

L'épaisseur de la mèche chaîne dans la direction x est :

$$e_w(x) = \frac{h_w}{2} \sin \left(\frac{\pi x}{a_w} \right) \quad (4.12)$$

Pour ces modèles sinusoïdaux, la géométrie de la section droite de la mèche est approchée par deux fonctions sinusoïdales (Figure 4.4a) de la forme suivante :

$$z = -\frac{h}{2} \sin \left(\frac{\pi x}{a} \right) \quad (4.13)$$

où a et h représentent la largeur et l'épaisseur de la mèche qui correspondent, respectivement, à l'amplitude et à la demi-période de la sinusoïde.

La surface de la section droite de la mèche peut être calculée via l'intégrale suivante :

$$S = 2 \int_0^a \frac{h}{2} \sin \left(\frac{\pi x}{a} \right) dx = \frac{2ah}{\pi} \quad (4.14)$$

Le périmètre P de la sinusoïde est calculé à l'aide de l'intégrale suivante :

$$P = 2 \int_0^a \sqrt{1 + \left(\frac{dz}{dx} \right)^2} dx = 2 \int_0^a \sqrt{1 + \frac{h^2 \pi^2}{4a^2} \cos^2 \left(\frac{\pi x}{a} \right)} dx \quad (4.15)$$

C'est une intégrale elliptique qui ne peut pas être calculée directement. Néanmoins, elle peut être approchée numériquement par la méthode des Trapèzes ou la méthode de Simpson. Si la section droite de la mèche est approchée par une forme elliptique (Figure 4.4b) son périmètre peut être approché par l'équation suivante :

$$P \approx \pi \left(\frac{a}{2} + \frac{h}{2} \right) + \frac{\pi}{4} \left(\frac{a}{2} - \frac{h}{2} \right)^2 \left/ \left(\frac{a}{2} + \frac{h}{2} \right) \right. \quad (4.16)$$

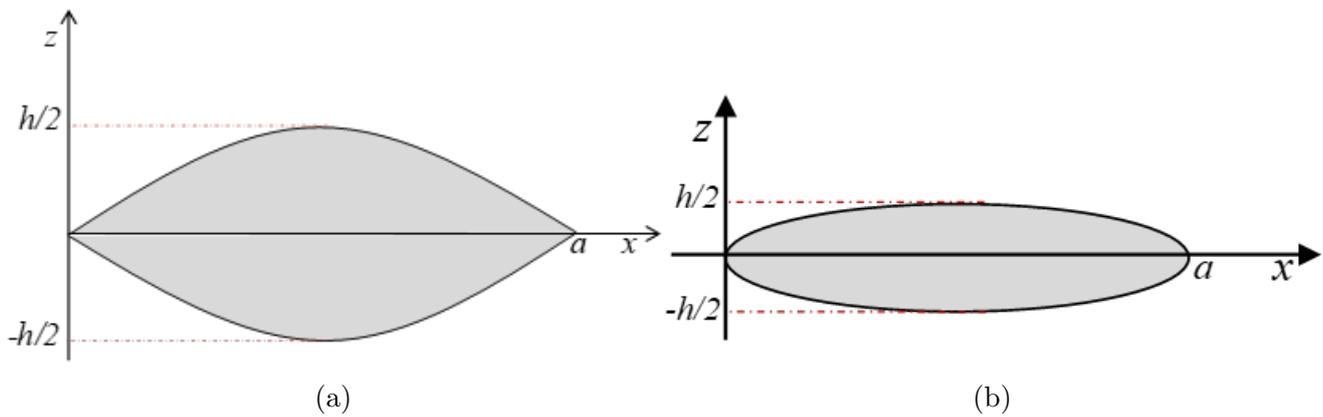


FIGURE 4.4 – (a) Section sinusoidale d'une mèche. (b) Section elliptique d'une mèche

Dans le cas où la mèche de fibres est modélisée par une forme elliptique, la ligne moyenne de l'ondulation pour une armure sergé peut être définie par les relations suivantes :

$$H(x) = \begin{cases} -\frac{h}{2a} \sqrt{a^2 - 4 \left(x - \frac{a}{2}\right)^2} & \left(0 \leq x \leq \frac{a}{2}\right) \\ -\frac{h}{2} & \left(\frac{a}{2} \leq x \leq \frac{3a}{2}\right) \\ -\frac{h}{2a} \sqrt{a^2 - 4 \left(x - \frac{3a}{2}\right)^2} & \left(\frac{3a}{2} \leq x \leq 2a\right) \\ \frac{h}{2a} \sqrt{a^2 - 4 \left(x - \frac{5a}{2}\right)^2} & \left(2a \leq x \leq \frac{5a}{2}\right) \\ \frac{h}{2} & \left(\frac{5a}{2} \leq x \leq \frac{7a}{2}\right) \\ \frac{h}{2a} \sqrt{a^2 - 4 \left(x - \frac{7a}{2}\right)^2} & \left(\frac{7a}{2} \leq x \leq 4a\right) \end{cases} \quad (4.17)$$

4.3 Modélisation numérique du comportement hygro-mécanique des composites à renforts tissés

4.3.1 Démarche de la modélisation

Avant de commencer la simulation du comportement hygro-mécanique d'un composite, on doit d'abord créer la géométrie de la pièce ou du mécanisme à simuler, spécifier les propriétés mécaniques de chaque matériau, définir les conditions aux limites et attribuer un maillage convenable. Pour ce faire, on suit les étapes suivantes :

4.3.1.1 Création de la pièce (PART)

Si la pièce à analyser est créée sur un autre logiciel, il faudra juste l'importer (IMPORT PART). Dans notre cas, nous avons utilisé le langage de programmation Python pour écrire des scripts permettant de décrire convenablement et d'une manière automatique l'ondulation des mèches des trois armures considérées. Il suffit juste de lancer ensuite le script Python créé (Figure 4.5).

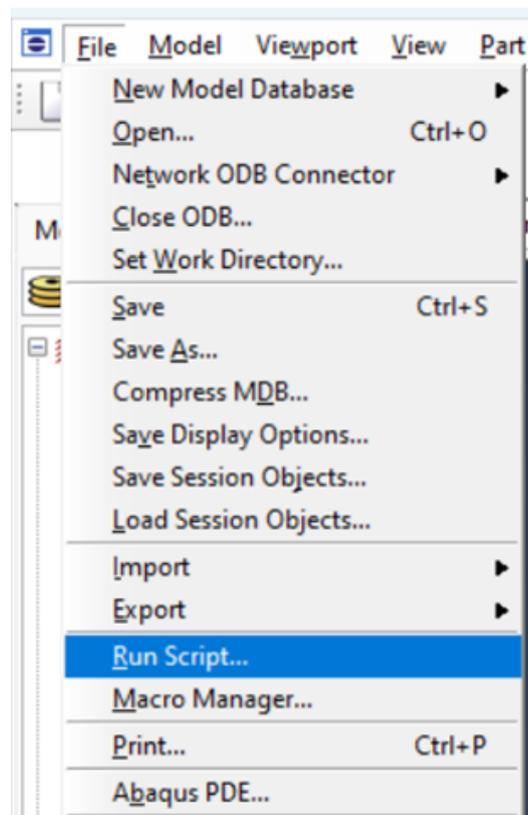
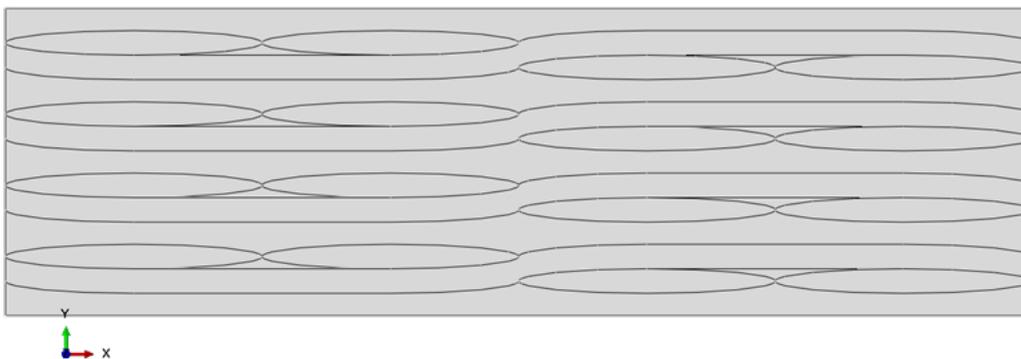
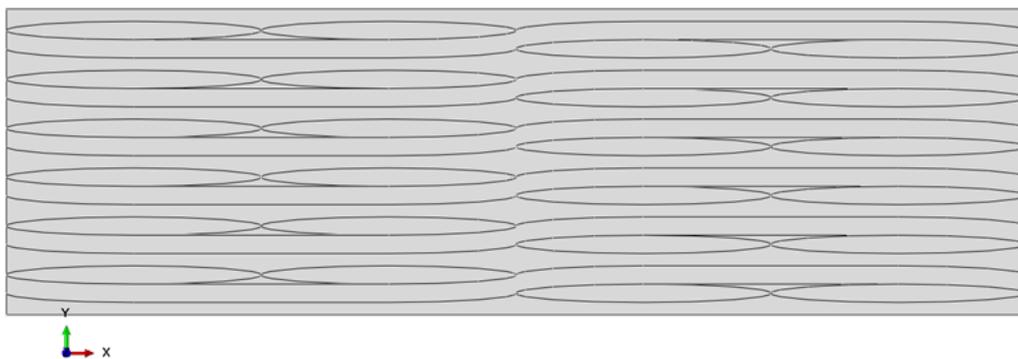


FIGURE 4.5 – Lancement du script Python.

Une fois le script lancé, notre pièce s'affichera (une section transversale des échantillons avec un empilement de 4 ou de 6 couches) comme nous pouvons le voir sur la Figure 4.6.



(a)



(b)

FIGURE 4.6 – Section transversale des échantillons avec un empilement de : (a) 4 couches et (b) 6 couches.

Les différentes armures ont été modélisées en considérant leurs cellules unitaires représentatives (Figure 4.7) Aucun espacement entre les mèches et aucune porosité ne sont considérés et les fils dans les sens chaîne et trame sont considérés identiques.

Pour tous les modèles géométriques, la largeur a du fil de verre est prise égale à 0.83 mm tandis que son épaisseur h est estimée pour chaque modèle afin d'obtenir la fraction volumique de fibres souhaitée en se servant de l'aire de la section transversale du fil, le périmètre de l'ondulation du fil de chaîne et l'équation de la ligne médiane décrivant son ondulation.

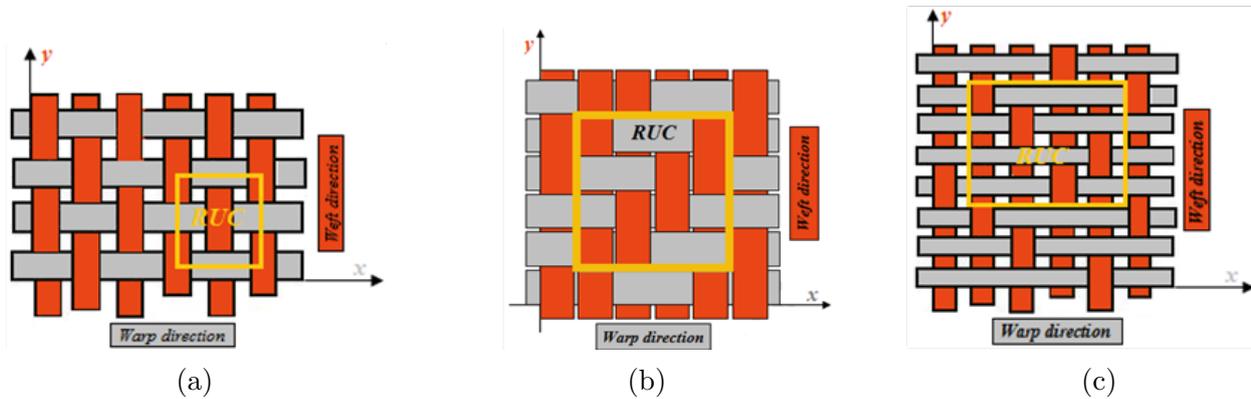


FIGURE 4.7 – Cellules unitaires représentatives des trois armures (a) taffetas, (b) sergé et (c) satin.

4.3.1.2 Choix des matériaux (module PROPERTY)

Cette étape permet de définir les caractéristiques des constituants de base des matériaux composites étudiés. Dans ce travail, nous choisissons des matériaux de type élastique en précisant d'autres propriétés comme la chaleur spécifique, le coefficient d'expansion et la diffusivité (Figure 4.8).

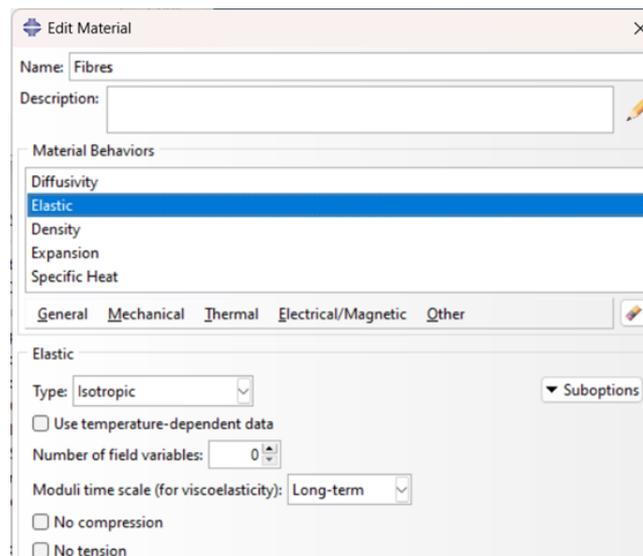


FIGURE 4.8 – Création des matériaux de base (fibres et matrice).

Les propriétés élastiques et les paramètres thermiques des fibres de verre et de la résine époxy utilisés dans l'analyse par éléments finis sont résumés dans le Tableau 4.1.

TABLEAU 4.1 – Propriétés mécaniques et physiques des mèches en verre et de la résine époxy.

| Matériaux | E_1 (GPa) | E_2 (GPa) | G_{12} (GPa) | G_{23} (GPa) | ν_{12} | ν_{23} | ρ (kg/m ³) | k (W/m.K) | c_p (J/kg.K) |
|-----------------|----------------|----------------|-------------------|-------------------|------------|------------|--------------------------------|----------------|-------------------|
| Epoxy | 3.60 | 3.60 | 1.38 | 1.38 | 0.4 | 0.4 | 1726.50 | 0.39 | 1 |
| Mèches de verre | 51.90 | 19.20 | 5.30 | 7.00 | 0.29 | 0.37 | 1726.50 | 0.39 | 1 |

k , ρ et c_p sont, respectivement, la conductivité thermique, la densité massique et la chaleur spécifique.

4.3.1.3 Le module ASSEMBLY

Ce module permet d'assembler les différents objets géométriques créés dans un même repère de coordonnées global.

4.3.1.4 Le module STEP

Ce module permet de définir toutes les étapes pour le post traitement, c'est-à-dire le temps à partir duquel une force est appliquée et jusqu'à quand. Dans ce travail, le STEP a été créé en spécifiant une analyse de type « Coupled time-displacement » (Figure 4.9). A cet effet, une analogie de déplacement de température a été utilisée (la température T remplace la teneur en eau C).

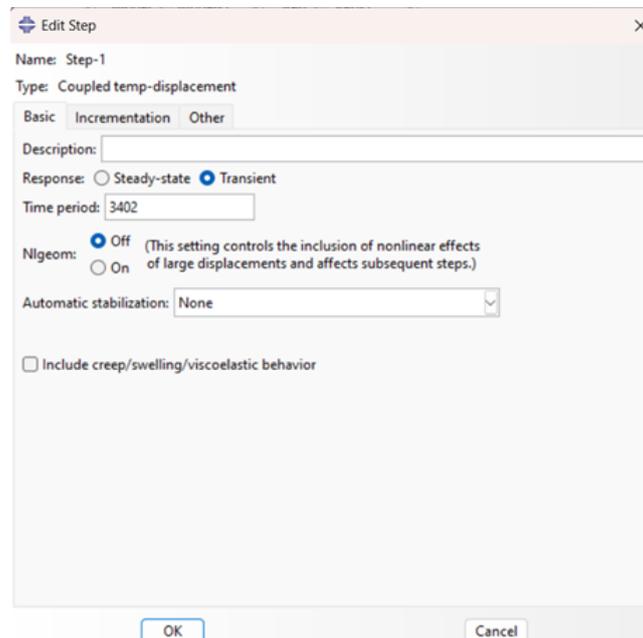


FIGURE 4.9 – Création d'une étape (Step).

4.3.1.5 Le module LOAD

Dans cette partie, nous devons définir les charges et les conditions aux limites. Pour simplifier les simulations par éléments finis, une modélisation plane est considérée dans cette étude comme le montre la Figure 4.10. Ceci est justifié par le fait que les molécules d'eau diffusent à travers l'épaisseur du composite à l'intérieur des micro-cavités, des porosités, des défauts et par

capillarité. La Figure 4.10 montre les conditions aux limites de teneur en humidité appliquées au bord supérieur du modèle 2D ($C=2\%$). Il montre également les conditions aux limites de déplacement considérées sur les bords droit et inférieur. Les contraintes internes seront estimées à travers et le long d'un seul pli afin de réduire le temps de calcul et avoir une estimation de leur ordre de grandeur.

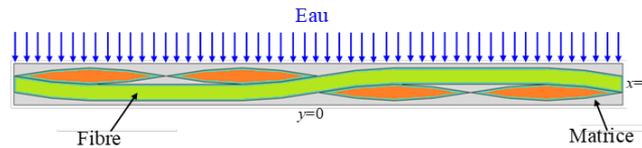


FIGURE 4.10 – Modélisation plane du comportement hydroélastique du composite Epocast-Verre.

4.3.1.6 Le module MESH (maillage)

Ce module contient tous les outils nécessaires pour générer un maillage élément fini sur un assemblage. L'élément choisi dans cette étude est de type CPE4T (Figure 4.11).

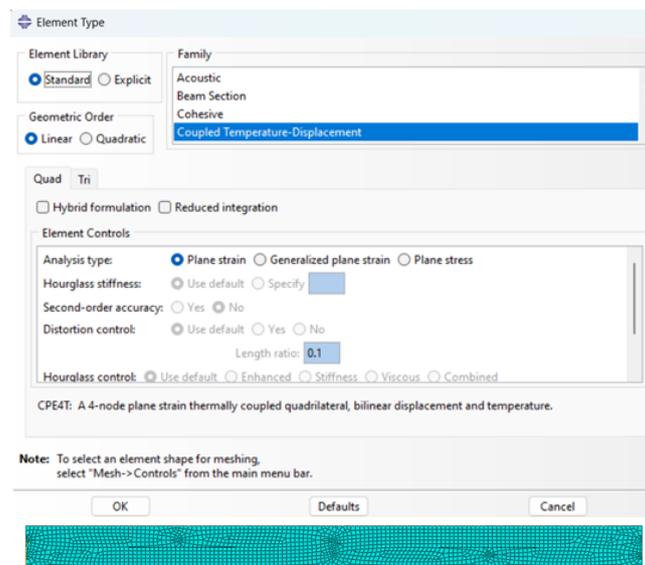


FIGURE 4.11 – Maillage (a) désignation de la taille, (b) désignation de type d'éléments et (c) pièce maillée.

4.3.1.7 Le module CREATE JOB

Une fois que toutes les tâches de définition du modèle sont réalisées, le module Job est ensuite utilisé pour analyser ce modèle. Le calcul est lancé en cliquant sur Submit. Une fois le calcul est effectué (Completed) nous pourrions analyser les résultats. L'étape suivante est de visualiser les résultats (contraintes, déplacement, déformations...).

4.3.2 Résultats et discussion

Les Figures 4.12 et 4.13 présentent la distribution de la contrainte de von Mises des modèles elliptique et sinusoïdal des composites à renfort sergé au bord droit (répartition suivant l'épais-

seur) et au bord inférieur (répartition suivant la largeur) respectivement. Des concentrations de contraintes importantes peuvent être constatées pour le modèle elliptique avec une valeur dépassant 40 MPa, notamment à l'extrémité du fil de verre de chaîne en contact avec le fil de trame. Les contraintes de Von Mises sont beaucoup plus faibles pour une ondulation sinusoïdale avec un pic qui ne dépasse pas 10 MPa. Ceci peut être justifié par l'aptitude des fils sinusoïdaux à s'aplatir lors du gonflement entre les mèches de verre et la résine époxy. La répartition de la contrainte interne au bord inférieur du composite à armure sergée (Figure 4.12) montre une tendance globalement similaire mais avec des contraintes qui ne dépassent pas 10 MPa pour les deux configurations (elliptique et sinusoïdale).

Les résultats obtenus montrent que la section transversale du fil et son ondulation influencent beaucoup plus l'amplitude et la répartition des contraintes à travers l'épaisseur des composites tissés.

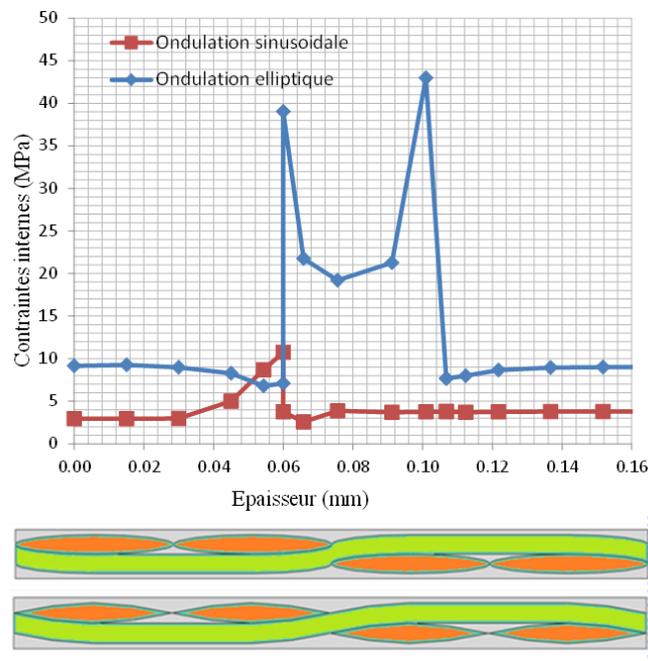


FIGURE 4.12 – Répartition des contraintes de von Mises au bord droit du composite Epocast-Verre avec des ondulations elliptique et sinusoïdale du tissu sergée (répartition à travers l'épaisseur).

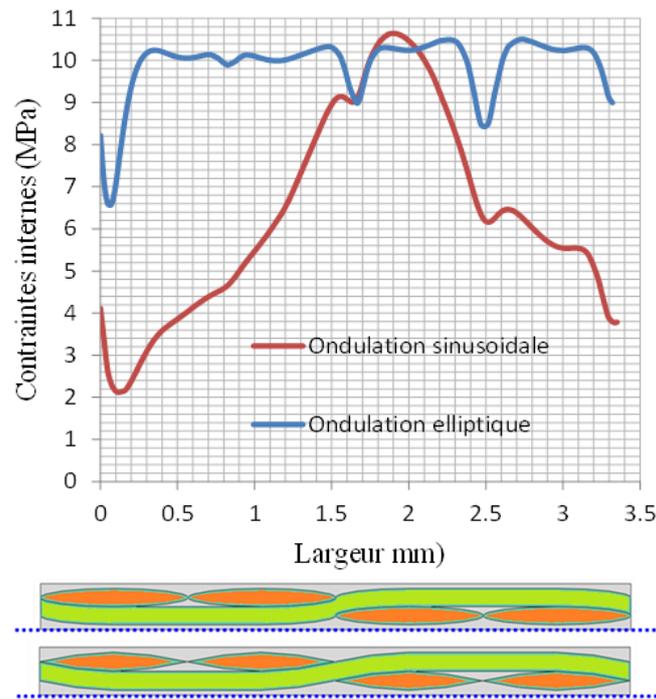


FIGURE 4.13 – Répartition des contraintes de von Mises au bord inférieur du composite Epocast-Verre avec des ondulations elliptique et sinusoïdale du tissu sergé (répartition à travers la largeur).

La figure 4.14 représente l'effet de la fraction volumique de fibres sur la répartition de la contrainte interne au bord droit du composite tissé sergé en considérant une configuration sinusoïdale. Il apparaît que la fraction volumique des fibres affecte inversement les valeurs de contrainte. Ceci peut s'expliquer par le fait qu'une fraction volumique plus faible de fibres de verre (considérées comme hydrophobes) donne plus de volume à la matrice, induisant ainsi plus de dommages et donc plus de contraintes.

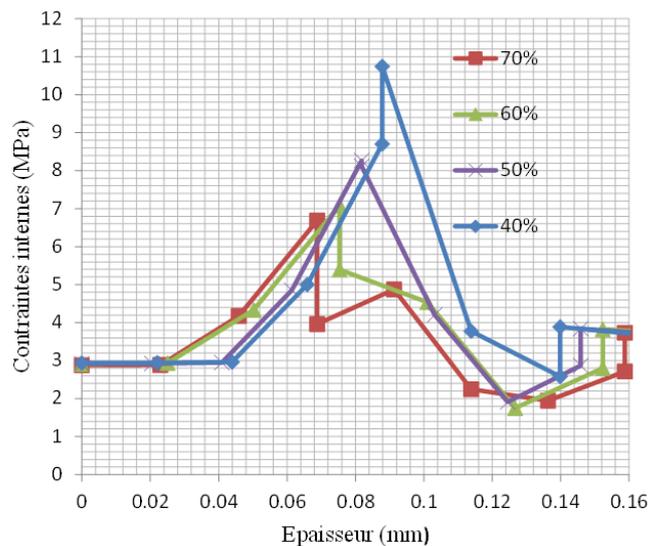


FIGURE 4.14 – Effet de la fraction volumique des fibres sur la répartition des contraintes de von Mises au bord droit du composite à renfort sergé avec une ondulation sinusoïdale.

Il convient de noter que la fonction d'ondulation la plus proche de la réalité peut généralement être décrite par des fonctions elliptiques [31]. C'est pourquoi nous ne considérerons que l'onde-

lation elliptique pour la partie suivante de ce travail. L'influence de l'architecture de tissage sur le comportement hydroélastique des composites tissés a été analysée en considérant les armures toile, sergé et satin. Il ressort de la Figure 4.15 montrant la répartition des contraintes internes au bord droit des composites considérés que l'armure satin est l'architecture qui permet de provoquer la plus faible contrainte interne comparée aux tissages taffetas ou sergé. Ce résultat peut s'expliquer par l'équation de la ligne médiane décrivant l'ondulation du fil. En effet, l'armure satin présente une région ondulée moins étendue et une région non ondulée plus grande par rapport aux armures sergé et taffetas, ce qui induit moins de contraintes.

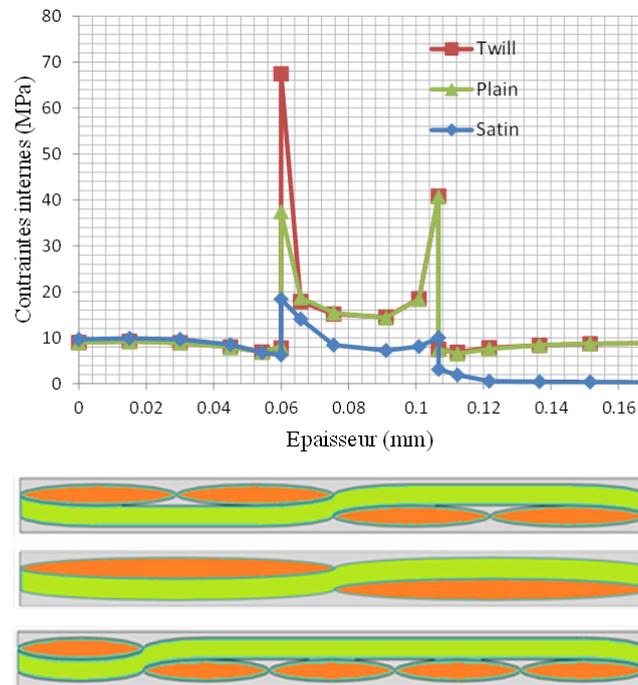


FIGURE 4.15 – Répartition des contraintes de von Mises au bord droit du composite Epocast-Verre avec une ondulation elliptique des tissus taffetas, sergé et satin.

4.4 Conclusion

Ce travail vise à modéliser l'effet de l'architecture de tissage sur le comportement hydroélastique de composites tissés biaxiaux. Trois armures typiques ont été considérées : les taffetas, sergé et satin. L'hétérogénéité du composite a été considérée en modélisant l'ondulation du fil avec deux configurations géométriques différentes : configurations sinusoïdale et elliptique.

Des concentrations de contraintes significatives ont été estimées pour le modèle elliptique en comparaison avec la configuration sinusoïdale, notamment à travers de l'épaisseur du composite. Des contraintes moins importantes ont été constatées sur la largeur des composites tissés. De plus, il a été trouvé que la section transversale des mèches et leur ondulation influencent beaucoup plus l'intensité et la répartition des contraintes suivant l'épaisseur des composites à renfort tissé. Il a également été constaté que la fraction volumique des fibres affecte inversement les valeurs de contrainte pour les configurations elliptiques et sinusoïdales. En revanche, l'armure satin s'est avérée être l'architecture qui permet de provoquer les contraintes internes les plus faibles par rapport aux armures taffetas ou sergé.

Chapitre 5

Evaluation de la méthode Random forest regression pour la prédiction des caractéristiques mécanique des composites

5.1 Introduction

Le machine learning, un sous-domaine de l'intelligence artificielle, révolutionne de nombreux secteurs en permettant aux ordinateurs d'apprendre à partir de données et de réaliser des prédictions précises.[36] Parmi les techniques de machine learning, les algorithmes d'ensemble jouent un rôle essentiel en améliorant les performances des modèles individuels. En combinant plusieurs modèles de base, ces algorithmes réduisent à la fois la variance et le biais, offrant ainsi des prédictions plus robustes et fiables. Un exemple particulièrement efficace de ces algorithmes d'ensemble est la méthode Random Forest Regression (RFR). La RFR se distingue par sa capacité à gérer des relations complexes entre les variables et à capturer des interactions non linéaires, ce qui en fait un outil précieux pour une multitude d'applications pratiques.[37] L'objectif principal de ce chapitre est d'appliquer la méthode de régression par forêts aléatoires (RFR), afin de modéliser les effets du vieillissement par immersion sur les composites élaborés dans le chapitre 2 et de démontrer l'efficacité de cette méthode pour prédire les propriétés mécaniques après vieillissement, telles que la contrainte maximale à la rupture.

Les données expérimentales, obtenues à partir de tests d'immersion, de traction et de flexion sur 40 éprouvettes suivies pendant 51 jours, ont servi de base pour entraîner le modèle et évaluer ses performances prédictives. En utilisant ces données, le modèle RFR a été employé pour prédire les performances mécaniques après vieillissement en intégrant les jours d'immersion et les propriétés mécaniques initiales comme variables d'entrée. La performance du modèle et l'importance relative de chaque variable d'entrée ont été analysées pour comprendre la contribution de ces variables au comportement de dégradation des composites.

En démontrant l'efficacité de la méthode RFR, nous visons à exploiter ces résultats pour optimiser les processus de fabrication des composites et développer de nouveaux matériaux aux performances améliorées. Les données et représentations graphiques fournissent une vue d'ensemble des effets du vieillissement et des capacités prédictives du modèle, offrant des indications précieuses pour l'amélioration des composites étudiés. Ces améliorations faciliteront leur application dans divers contextes industriels exigeants.

5.2 Principe de la méthode

Les méthodes de segmentation par arbres utilisent l'information disponible concernant les individus non plus globalement où "individus" se réfère aux instances de données, mais de manière hiérarchisée. Leurs procédures de classement sont basées sur la partition récursive de l'espace des attributs de manière à constituer des entités d'homogénéité croissante en regard de la variable cible.[36]

Cette homogénéisation est atteinte par un cheminement au travers d'une structure de décision hiérarchique. Chaque étape de ce cheminement prend la forme d'un nœud de décision, matérialisé par un test dont le résultat permet de diviser le groupe d'individus I_0 ayant atteint ce nœud en une série de sous-groupes distincts I_1, I_2, \dots, I_n , eux mêmes sujets à une éventuelle partition, et ainsi de suite [36] (Figure 5.1)

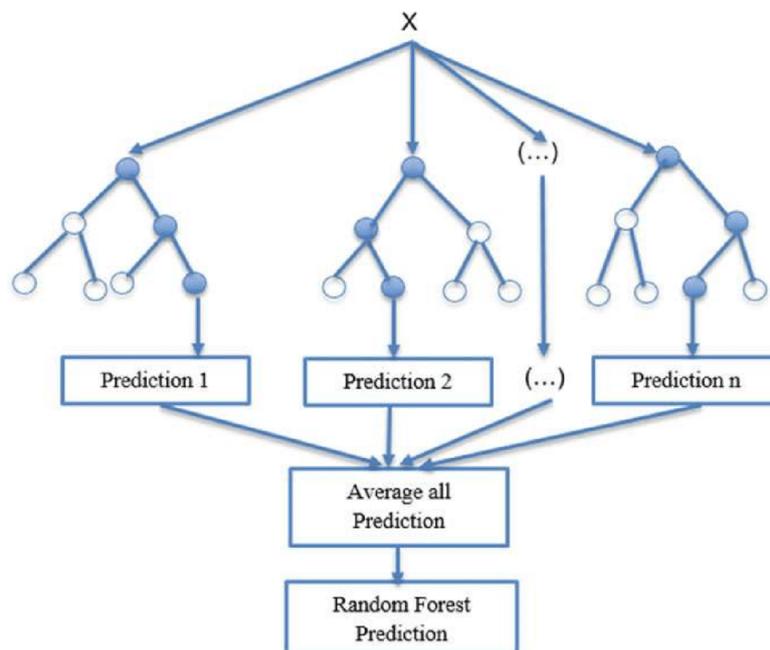


FIGURE 5.1 – Partition d'un ensemble de données (individus) I_0 [37]

Ces estimateurs issus des méthodes de segmentation récursive sont donc naturellement représentés sous forme d'arbres, définis par la théorie mathématique comme des "graphes orientés acycliques possédant une racine carrée unique". On retrouve en association avec cette terminologie un vocabulaire descriptif en analogie avec son homologue végétal. Le point d'entrée de l'estimateur, constitué par le premier test, forme ainsi la racine de l'arbre, lequel test dirige les individus vers différentes branches selon son résultat, branches qui se subdivisent à leur tour grâce à d'autres tests, chaque point de connexion entre plusieurs branches portant le nom de nœud pour aboutir enfin aux nœuds terminaux appelés feuilles qui dans le cas des arbres de décision portent la prédiction finale.[38] Par rapport à d'autres méthodes ce type de structure a le double avantage d'être aisément interprétable et d'être très flexible quant à la forme du concept sous-jacent.[38]

Critères d'évaluation

- Erreur Quadratique Moyenne (EQM) : Une mesure de la précision des prédictions.
- Coefficient de Détermination (R^2) : Une mesure de la proportion de la variance expliquée par le modèle.

5.3 Application de la Méthode RFR dans notre étude

Dans le cadre de notre étude sur les composites en fibres de verre et de carbone, la méthode de régression par forêts aléatoires (RFR) a été utilisée pour prédire la contrainte maximale à la rupture des matériaux après une période d'immersion dans l'eau. Cette approche a permis de capturer les relations complexes entre plusieurs variables d'entrée, telles que l'orientation des fibres, la rigidité initiale et la durée d'immersion, pour fournir des prédictions précises et fiables.

Pour mener à bien cette étude, nous avons suivi le comportement d'absorption de 40 éprouvettes pour les deux types de renfort pendant 51 jours et nous avons enregistré les propriétés mécaniques initiales, telles que la rigidité et la contrainte avant immersion.

Les données collectées ont ensuite été divisées en deux ensembles : un ensemble d'entraînement (pour entraîner le modèle) et un ensemble de test (pour évaluer la performance du modèle). Une répartition typique est de 70% des données pour l'entraînement et 30% pour le test. Le modèle de régression par forêts aléatoires a été entraîné en utilisant ces données. Chaque arbre de décision dans la forêt a été construit à partir d'un sous-échantillon aléatoire des données, et chaque nœud de décision a été basé sur des sous-ensembles aléatoires des caractéristiques disponibles. Cette approche a introduit de la diversité parmi les arbres, améliorant ainsi la robustesse et la précision du modèle global.

Ensuite, en utilisant la bibliothèque Scikit-learn en Python, nous avons défini les variables indépendantes et la variable cible. Le modèle RFR a été créé et entraîné sur les données d'entraînement, et les prédictions ont été faites sur l'ensemble de test. Les performances du modèle ont été évaluées à l'aide de métriques telles que l'erreur quadratique moyenne (RMSE) et le coefficient de détermination (R^2). L'importance des caractéristiques a été analysée pour comprendre l'impact de chaque variable sur les prédictions.

5.4 Résultats de la prédiction de la contrainte ultime

5.4.1 Pour les composites renforcés en fibre de verre

La figure 5.3 illustre la performance du modèle de régression par forêts aléatoires (RFR) dans la prédiction de la contrainte ultime pour les spécimens composites en fibres de verre soumis à des tests de traction et de flexion après immersion. Le premier graphique (a) représente les prédictions pour les tests de traction, tandis que le deuxième graphique (b) concerne les tests de flexion. Chaque point bleu sur les graphiques indique une paire de valeurs réelles et prédites de contrainte, et la ligne pointillée rouge représente la relation idéale où les valeurs prédites sont exactement égales aux valeurs réelles.

Pour le test de traction (graphique a), le coefficient de détermination R^2 de 0.9787 montre que

97.87% de la variance des valeurs réelles de contrainte est expliquée par le modèle, indiquant une excellente performance prédictive. L'erreur quadratique moyenne (RMSE) de 30.62 MPa suggère que les prédictions du modèle sont généralement très proches des valeurs réelles, avec seulement de légères déviations. Cette précision est essentielle pour garantir la fiabilité des composites en fibres de verre sous des charges de traction après immersion.

En ce qui concerne le test de flexion (graphique b), le modèle RFR affiche une performance encore plus impressionnante avec un R^2 de 0.9909, expliquant 99.09% de la variance des valeurs réelles. La RMSE de 10.05 MPa est remarquablement basse, indiquant des prédictions extrêmement précises. La plupart des points se situent très près de la ligne idéale, ce qui démontre la robustesse du modèle dans la prédiction des propriétés de flexion des composites. Ces résultats permettent non seulement de valider l'utilisation de la RFR pour ces types de prédictions, mais ils fournissent également des informations précieuses pour optimiser les processus de fabrication et améliorer les performances des composites renforcés en fibres de verre dans diverses applications industrielles.

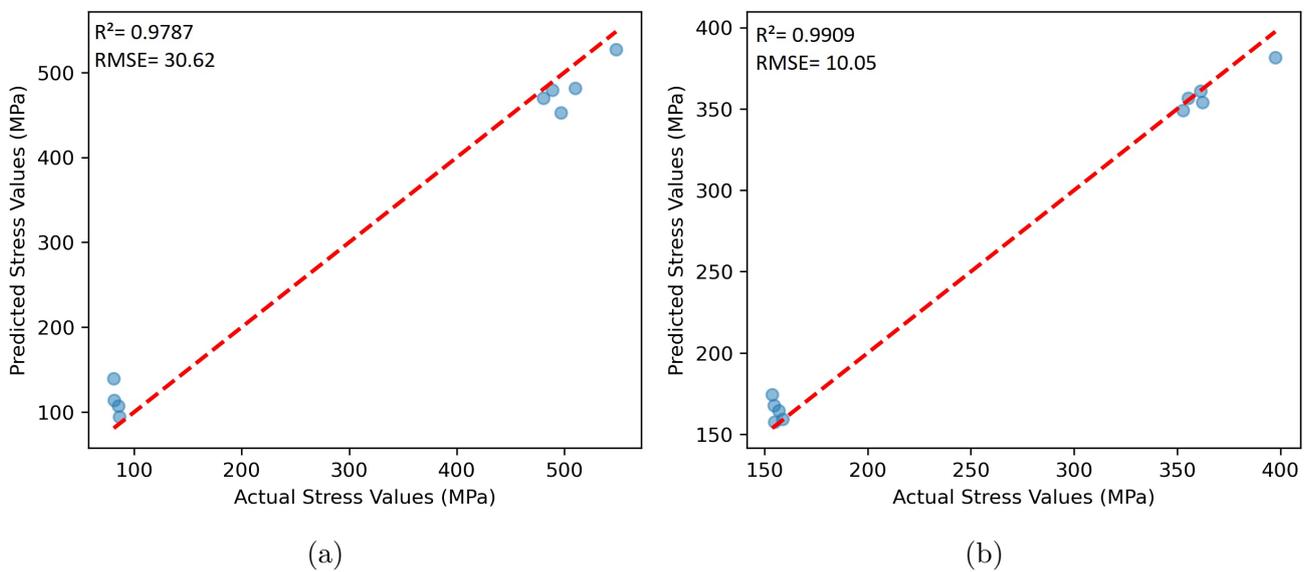


FIGURE 5.2 – Prédiction de la contrainte ultime pour les spécimens composites en fibre de verre (a) de traction, (b) de flexion

5.4.2 Importance des caractéristiques dans le modèle RFR

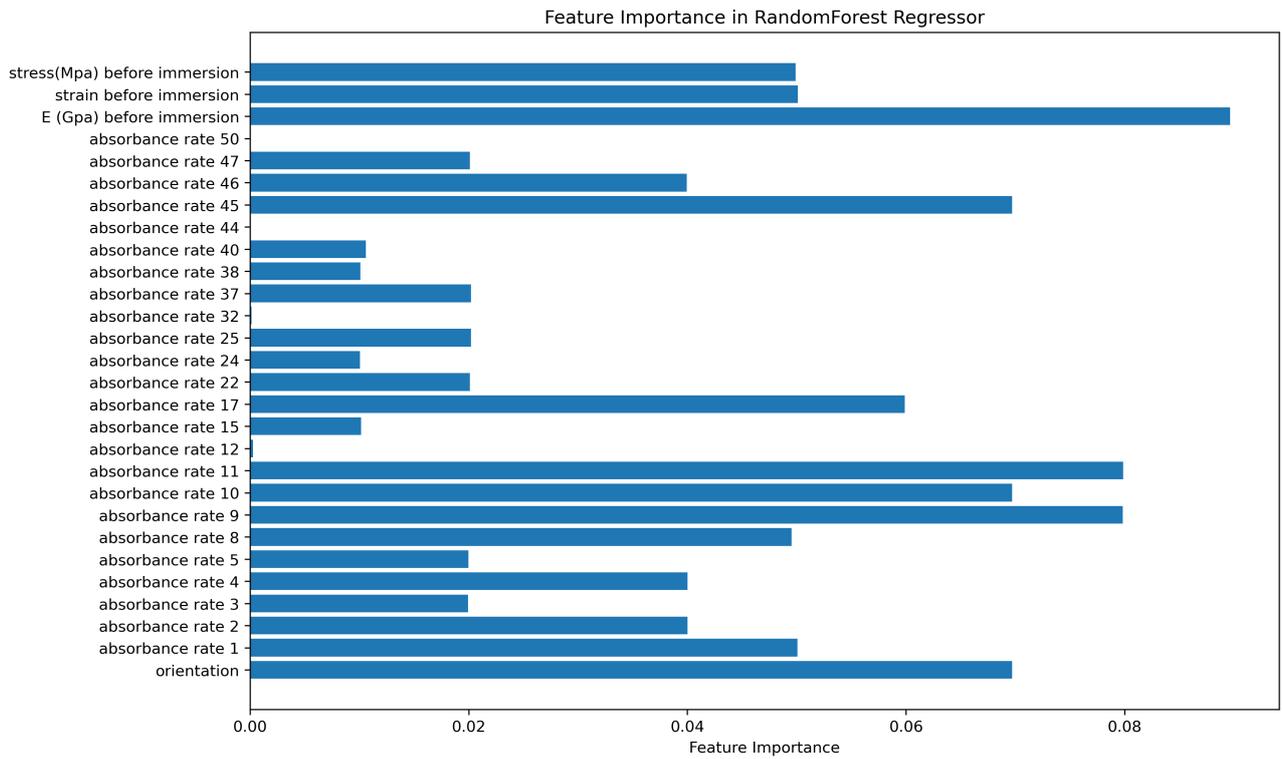
La figure 5.3 montre l'importance relative des différentes caractéristiques dans le modèle de régression par forêts aléatoires (RFR) pour prédire les propriétés mécaniques des composites renforcés en fibres de verre après immersion.

Pour les tests de traction, La rigidité initiale (E (GPa) avant immersion) se révèle être la caractéristique la plus déterminante, avec une importance d'environ 0,07.

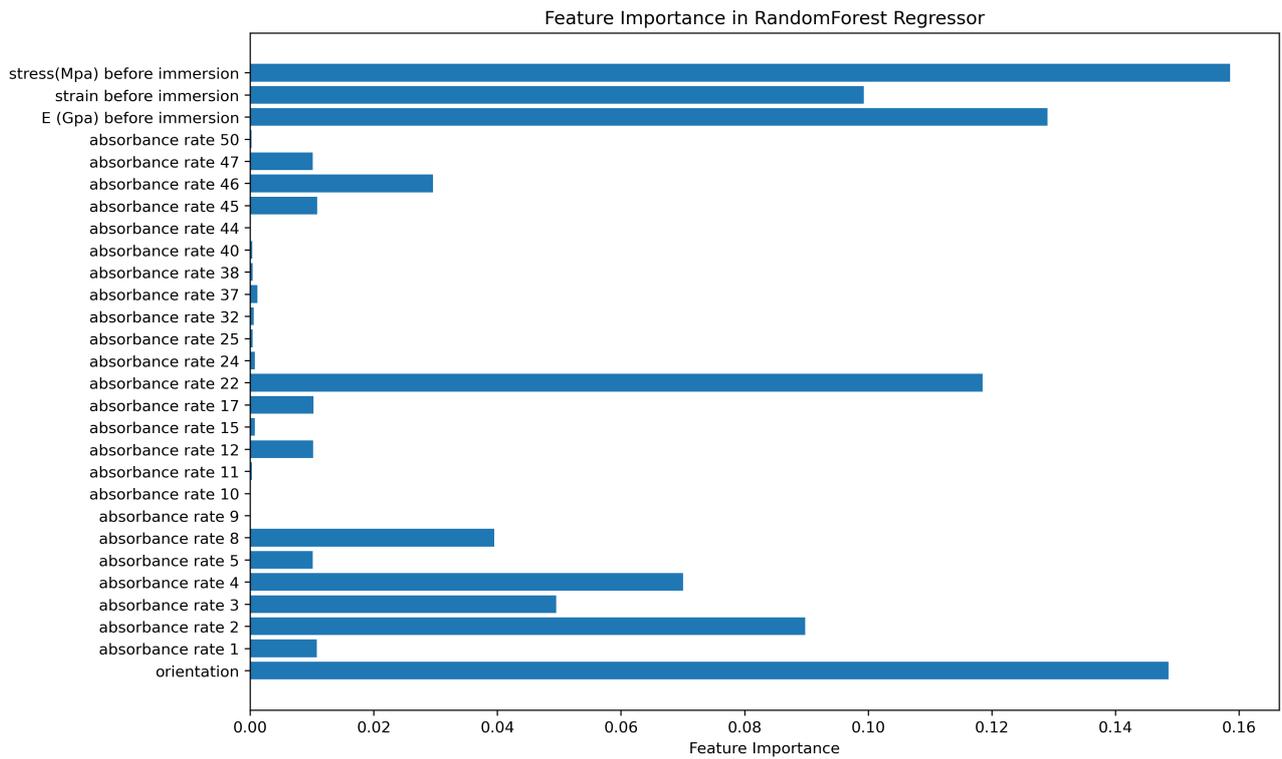
l'orientation des fibres et la contrainte initiale (stress (MPa) avant immersion) sont également des facteurs significatifs, avec des importances proches de 0.06 et 0.05 respectivement, indiquant que les propriétés mécaniques avant immersion et l'alignement des fibres jouent un rôle majeur dans la performance après vieillissement. De plus, plusieurs taux d'absorption, notamment à 1, 9, 11 et 45, montrent des importances modérées à élevées, soulignant que l'absorption d'eau à certaines longueurs d'onde influence significativement les propriétés mécaniques.

Pour le test de flexion figure 5,3 (b), la rigidité initiale émerge comme la caractéristique la

plus influente, avec une importance proche de 0.16, ce qui souligne son rôle crucial dans la détermination des propriétés de flexion. L'orientation des fibres reste une caractéristique clé, avec une importance qui dépasse 0,15, confirmant son impact significatif sur la performance mécanique des composites en flexion. Les taux d'absorption, en particulier à 2, 4 et 22 montrent des importances significatives, ce qui indique que l'interaction du matériau avec l'eau à ces longueurs d'onde affecte les propriétés de flexion. La contrainte initiale et la déformation avant et après immersion ont également des importances modérées, soulignant que ces caractéristiques influencent les performances mécaniques, mais à un degré moindre comparé à la rigidité initiale et à l'orientation des fibres.



(a)



(b)

FIGURE 5.3 – Importance des caractéristiques mécaniques dans le modèle RFR pour les spécimens composites en fibre de verre, (a) de traction, (b) de flexion

5.4.3 Pour les composites en fibre de carbone

Le graphe 5.4 illustre la performance du modèle de régression par forêts aléatoires dans la prédiction des valeurs de contrainte pour les spécimens composites en fibre de carbone soumis à des tests de traction et de flexion.

On remarque que la majorité des points en bleu sont proches de la ligne idéale en rouge, indiquant que les prédictions sont souvent très proches des valeurs réelles. Cependant quelques points peuvent être légèrement éloignés de la ligne, mais cela est prévu dans tout modèle de prédiction et reste dans des marges d'erreur acceptables.

Le graphe 5.4 (a) correspond aux tests de traction, où le modèle atteint un coefficient de détermination $R^2 = 0.9787$ et une erreur quadratique moyenne (RMSE) de 30.62 MPa. La valeur de R^2 indique une forte capacité prédictive, expliquant 97.87 % de la variance des valeurs de contrainte réelles. La RMSE de 30.62 MPa montre que les prédictions des valeurs de contrainte en traction présentent des écarts modérés par rapport aux valeurs réelles.

En revanche, le graphe 5.4 (b) montre les résultats des tests de flexion, où le modèle atteint un $R^2 = 0.9844$ et une RMSE de 15.85 MPa. Une RMSE de 15.85 MPa indique que, en moyenne, les prédictions du modèle dévient de 30.62 MPa par rapport aux valeurs réelles. La valeur élevée de R^2 indique que le modèle explique 98.44 % de la variance des valeurs de contrainte réelles, démontrant une excellente performance prédictive. La RMSE de 15.85 MPa suggère que les prédictions sont très proches des valeurs réelles, avec des écarts mineurs.

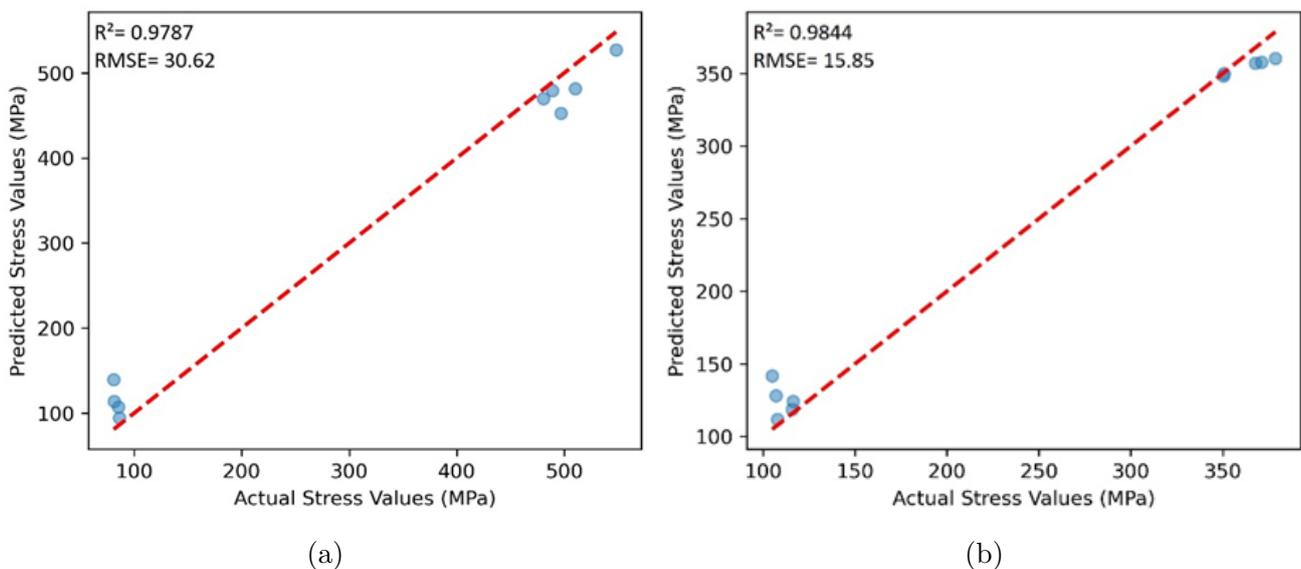


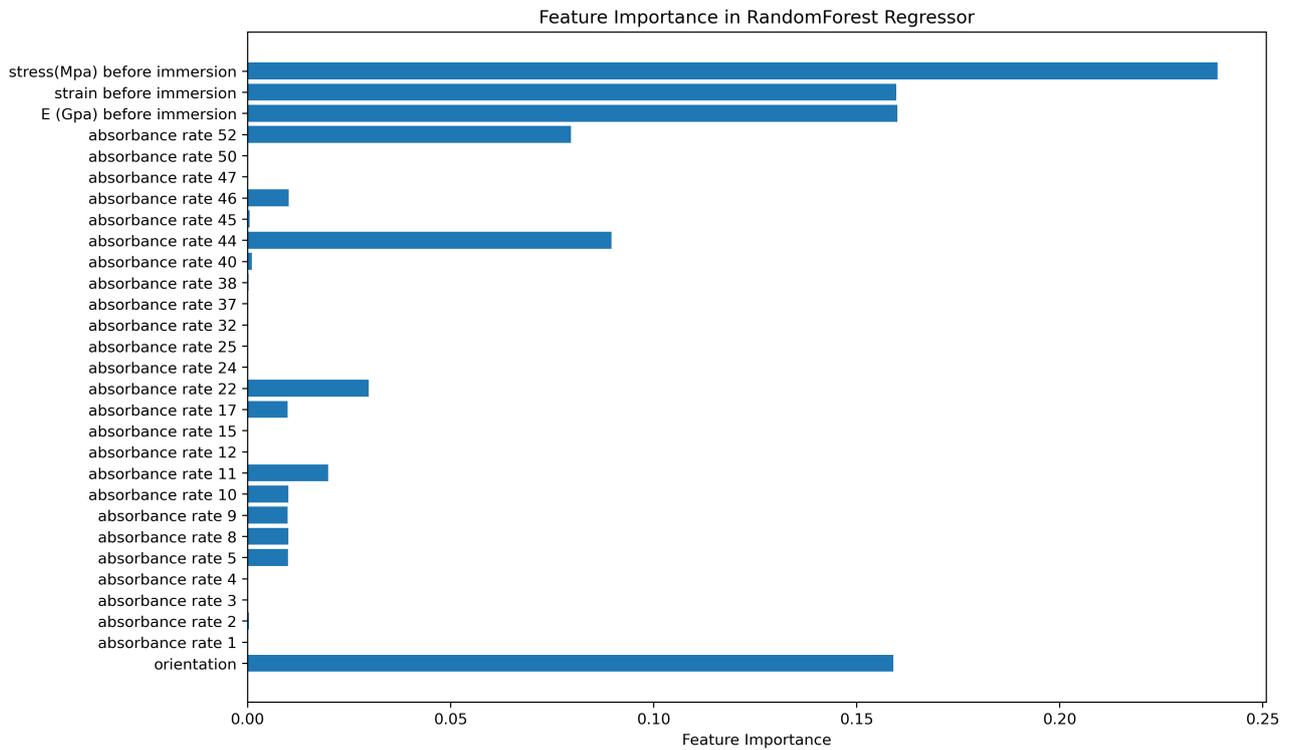
FIGURE 5.4 – Prédiction de la contrainte ultime pour les spécimens composites en fibre de carbone (a) de traction, (b) de flexion

5.4.4 Importance des caractéristiques dans le modèle RFR

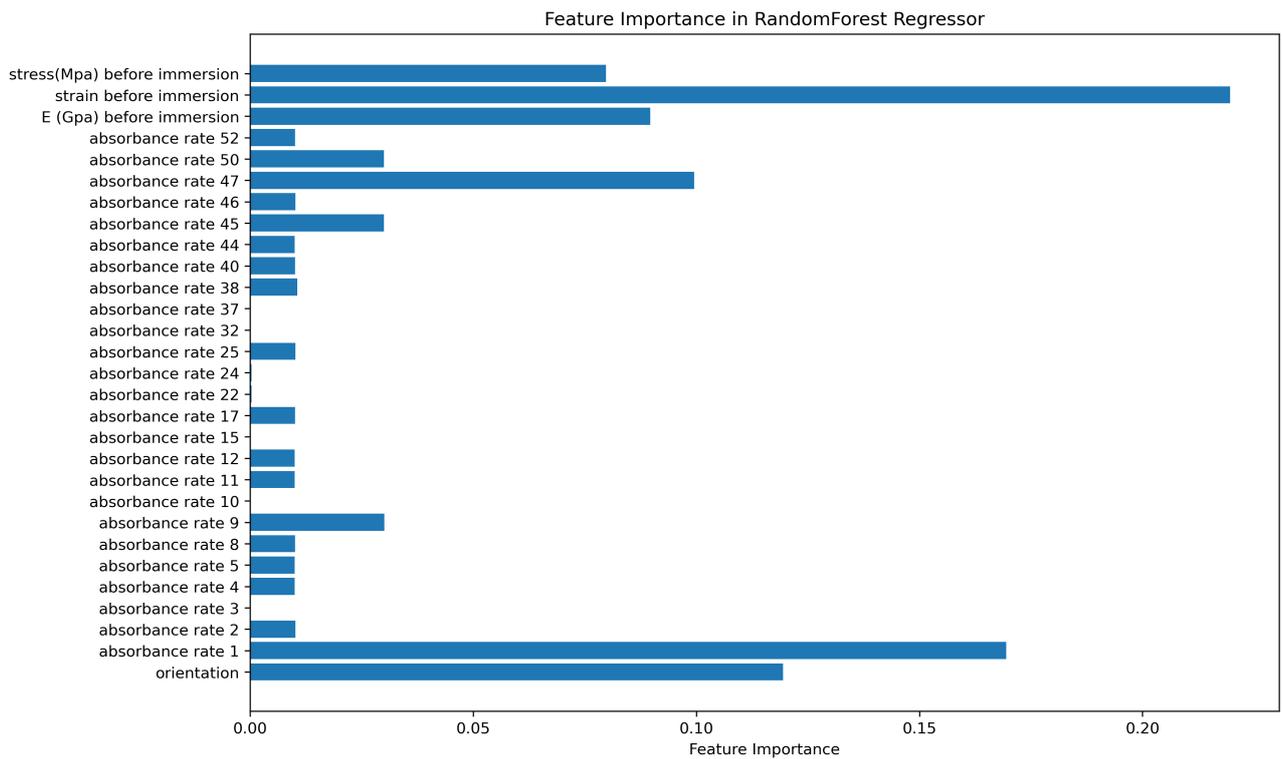
Les deux graphiques fournis en figure 5.5 montrent l'importance relative des différentes caractéristiques dans le modèle de régression par forêts aléatoires (RFR) pour prédire les propriétés mécaniques des composites en fibres de carbone après immersion dans l'eau. Le premier graphique (a) correspond aux tests de traction, tandis que le deuxième graphique (b) correspond aux tests de flexion.

ces graphiques montrent que la contrainte avant immersion (stress (MPa)) est la caractéristique la plus influente dans les deux tests, soulignant son rôle crucial dans la détermination des propriétés mécaniques après immersion. La rigidité initiale (E (GPa)) et l'orientation des fibres sont également des facteurs significatifs, indiquant que les propriétés mécaniques initiales ont un impact majeur sur la performance après vieillissement avec une légère emphase plus élevée sur les propriétés de traction.

Les taux d'absorption à certaines longueurs d'onde, en particulier à 44,52, 1 et 47, montrent une importance notable, ce qui suggère que l'absorption d'eau à ces longueurs d'onde affecte significativement les propriétés de traction et de flexion des composites. Ces résultats permettent de mieux comprendre les facteurs influençant les performances mécaniques des composites après immersion et peuvent guider l'optimisation des processus de fabrication pour améliorer la durabilité et l'efficacité de ces matériaux.



(a)



(b)

FIGURE 5.5 – Importance des caractéristiques mécaniques dans le modèle RFR pour les spécimens composites en fibre de carbone, (a) de traction, (b) de flexion

5.5 Conclusion

L'utilisation de la méthode de régression par forêts aléatoires apporte une valeur ajoutée significative en quantifiant précisément l'importance des caractéristiques, en gérant les interactions complexes, et en fournissant des prédictions fiables pour l'optimisation des matériaux composites. Ces avantages permettent non seulement de confirmer les connaissances existantes, mais aussi d'explorer de nouvelles opportunités d'amélioration et d'innovation dans la conception et la fabrication de composites en fibres de verre et de carbone.

Le modèle de régression par forêts aléatoires utilisé dans notre travail permet de prédire avec précision la contrainte ultime en traction et en flexion des composites en fibres de verre et de carbone après vieillissement, en tenant compte de plusieurs variables importantes. Pour les deux types de composites, l'orientation des fibres et les propriétés mécaniques initiales (rigidité et contrainte avant immersion) se sont révélées être les facteurs les plus influents. Les taux d'absorption à certaines longueurs d'onde ont également montré une importance notable, indiquant leur impact sur les performances après immersion. Les excellents résultats des prédictions, avec des valeurs de R^2 élevées et des RMSE faibles, confirment la précision et la fiabilité du modèle RFR.

Bien que nous n'ayons pas eu suffisamment de temps et de nombreux échantillons pour appliquer le modèle à la prédiction des contraintes à différents moments, nous avons pu évaluer la performance de cet algorithme pour la prédiction des contraintes. Nos résultats démontrent que ce modèle peut être utilisé efficacement pour prédire les caractéristiques mécaniques, notamment la contrainte à la traction. Ces prédictions sont essentielles pour améliorer la conception, la maintenance et l'utilisation des matériaux composites dans diverses applications industrielles.

Ces informations permettront d'optimiser les processus de fabrication et de développer des composites plus robustes et durables, répondant aux exigences de diverses applications industrielles.

Conclusion générale

Cette étude a exploré en profondeur le comportement hydro-élastique des composites à tissus biaxiaux, combinant des approches expérimentales et numériques pour optimiser leur utilisation dans des environnements exigeants. L'élaboration des stratifiés a été suivie par des tests d'absorption d'eau, analysant l'évolution des taux d'absorption et de l'épaisseur au fil du temps. Les résultats ont montré que l'humidité a un impact significatif sur les caractéristiques mécaniques des composites, avec des différences notables entre les fibres de verre et de carbone. La caractérisation par microscopie électronique à balayage a permis de comprendre en détail la dégradation et la porosité des composites après immersion.

La modélisation numérique avec Abaqus a simulé l'effet de l'architecture de tissage sur le comportement hydro-élastique des composites, considérant les armures taffetas, sergé et satin, et utilisant des configurations sinusoïdales et elliptiques. Les résultats ont indiqué des concentrations de contraintes plus élevées pour les configurations elliptiques, particulièrement à travers l'épaisseur des composites.

L'utilisation de la méthode de régression par forêts aléatoires a permis de prédire avec précision la contrainte ultime en traction et en flexion après immersion, soulignant l'importance de l'orientation des fibres et des taux d'absorption d'eau. Ces prédictions fiables, confirmées par des valeurs de R^2 élevées et des RMSE faibles, offrent des outils précieux pour l'optimisation et l'innovation dans la conception des composites.

En conclusion, cette recherche a fourni des données cruciales pour la compréhension et l'amélioration des composites à tissus biaxiaux, ouvrant la voie à des matériaux plus robustes et durables pour des applications industrielles exigeantes.

En perspectives, les résultats de cette étude pourraient permettre de développer de nouveaux composites à tissus biaxiaux avec des propriétés améliorées, de concevoir des structures en composites plus performantes et plus fiables, et de réduire les coûts de développement et de test.

De plus, l'application de la méthode Random Forest ouvre de nouvelles perspectives pour la prédiction des caractéristiques mécaniques telles que la contrainte ultime des composites, ce qui pourrait simplifier et accélérer le processus de conception des structures en composites.

Bibliographie

- [1] L. H. Henderson, "Carbon Fibers and Their Composite Materials," MDPI Books, 2019. [En ligne]. Disponible : <https://www.mdpi.com/books/pdfview/book/1163>. [Consulté le : 07-mai-2024].
- [2] B. Wang, P. Li, Y.-J. Xu, et al., "Mechanical properties of bamboo fiber-reinforced polymer composites : a review of recent case studies," *Journal of Materials Science*, vol. 55, no. 13, pages 5353-5367, 2020.
- [3] Jean-Marie Berthelot. *Matériaux composites : comportement mécanique et analyse des structures*. 5e édition. Paris : Lavoisier, 2012.
- [4] Laurent Gornet. *Généralité sur les matériaux composites*. France, 2008.
- [5] Ever J.Barbero.Finite Element Analysis of Composite Materials Using Abaqus. Boca Raton, FL : CRC Press, Taylor Francis Group, 2013.
- [6] B. Provost. *Étude et réalisation d'une solution composite à renfort tissé interlock pour la protection balistique de véhicule*. Thèse, Université de Valenciennes, 2013.
- [7] Emile Maurin. *Mémento technique de la fixation*. 3ème édition. Lyon, France, juin 2015.
- [8] ASTM D3039/D 3039M-17. *Standard Test Method for Tensile Properties of Polymer Matrix Composite Materials*, 2017.
- [9] ASTM D7264/D 7264M-07. *Standard Test Method for Flexural Properties of Polymer Matrix Composite Materials*, 2007, www.astm.org.
- [10] Aurélie Cordelle, Xavier Chapeleau, Monssef Drissi-Habti. *Comportement en flexion 3-points d'un matériau composite instrumenté par capteur à réseaux de Bragg*, France, 2013.
- [11] Alexandra Delvallée. *Méetrologie dimensionnelle de nanoparticules mesurées par AFM et par MEB*, Chimie-Physique, ENSTA ParisTech, 2014.
- [12] Abderrazak CHILALI. *Étude expérimentale et modélisation de la durabilité des biocomposites à fibres de lin*. Thèse, Université De Reims Champagne-Ardenne, juin 2017.
- [13] Marwa Abida. *Comportement hygroscopique et couplage hygromécanique dans les composites lin/époxy : approche expérimentale multi-échelle et modélisation*. Thèse, Université de Caen Normandie, décembre 2018.
- [14] Hexcel Corporation. *HexForce Reinforcements Technical Fabrics Handbook* [en ligne]. Seguin TX : 2017 [Consulté le 10 mai 2024]. Format PDF.
- [15] JPS Composite Materials. *JPS Technical Reference Handbook* [en ligne]. Avenue Murray Sud : 2017 [Consulté le 10 mai 2024]. Format PDF.
- [16] J.C. Arnold S.M. Alston F. Korkees. *An assessment of methods to determine the directional moisture diffusion coefficients of composite materials*. December 2013 Pages 120-128.
- [17] E. Tossou. *Développement de nouveaux composites hybrides renforcés par des fibres de carbone et de lin : mise en œuvre et caractérisation mécanique*. Thèse de doctorat. Caen Normandie : Université de Caen Normandie 2019.
- [18] P.K.Malick. *Processing of Polymer Matrix Composites*. Broken Sound Parkway NW : CRC press 2018.
- [19] Pratima Bajpai. *Carbon fiber*. Second Edition. Elsevier Inc 2021.

- [20] Sarath Raj N.S. M. Chithirai Pon Selvan. Effect of Flexural Bending Test on Three-Dimensional Spacer Composite Materials. Dubai : Amity University Dubai 2018.
- [21] LEDRU Yohann. Étude de la porosité dans les matériaux composites stratifiés aéronautiques. Thèse de doctorat. Toulouse : l'université de Toulouse 2009.
- [22] Leila Belgacemab, Djamel Ouinasa, Jaime Aurelio Viña Olayc, Antonio Argüelles Amadod. Experimental investigation of notch effect and ply number on mechanical behavior of interply hybrid laminates (glass/carbon/epoxy). Article 15 March 2018.
- [23] Amira BOUCHEKRIT, Sabrina BENBABAALI. Elaboration et caractérisation de composites renforcés par des fibres ligno-cellulosiques. Mémoire de projet de fin d'étude Ecole Nationale Polytechnique 2020.
- [24] Andrey E. Krauklis, Christian W. Karl, Iuri B. C. M. Rocha, Juris Burlakovs, Ruta Ozola-Davidane, Abedin I. Gagani and Olesja Starkova. Modelling of Environmental Ageing of Polymers and Polymer Composites—Modular and Multiscale Methods. *Polymers* 2022 14 216.
- [25] M. Ramesh, M. Tamil Selvan, K. Niranjana. Hygrothermal Aging Kinetics of Moisture Absorption Degradation Mechanism and Their Influence on Performance of the Natural Fibre Reinforced Composites. *SpringerLink* 31 January 2022 pages 257–277.
- [26] Obeid H. (2016). Étude multi-physique et multi-échelle des relations microstructure-propriétés-états mécaniques dans les composites à matrice thermoplastique sous chargement hygro-mécanique. Thèse.
- [27] Ma S., He Y., Hui L., et al. (2020). Effects of hygrothermal and thermal aging on the low-velocity impact properties of carbon fibre composites. *Adv Compos Mater*.
- [28] Ozola-Davidane R., Gagani AI, Starkova O., et al. (2022). Modelling of Environmental Ageing of Polymers and Polymer Composites—Modular and Multiscale Methods. *Polymers*.
- [29] Abida M. (2018). Comportement hygroscopique et couplage hygromécanique dans les composites lin/époxy : approche expérimentale multi-échelle et modélisation.
- [30] Ma G., Yan L., Shen W., et al. (2018). Effects of water, alkali solution and temperature ageing on water absorption, morphology and mechanical properties of natural FRP composites. *Compos Part B*.
- [31] F. Jones, "Water Absorption Effects on Composite Materials," *Journal of Composite Materials*, vol. 40, no. 5, pages 415-426, 2006.
- [32] S. Smith, "Degradation Mechanisms in Epoxy Composites," *Composite Science and Technology*, vol. 60, no. 2, pages 276-282, 2000
- [33] Chilali A, Assarar M, Zouari W, Ayad R. Analysis of the hydro-mechanical behaviour of flax fibre reinforced composites : Assessment of hygroscopic expansion and its impact on internal stress. *Composite Structures* 2018 ;206 : pages 177–184.
- [34] Scida D, Aboura Z, Benzeggagh ML, Bocherens E. Prediction of the elastic behaviour of hybrid and non-hybrid woven composites. *Composites Science and Technology* 1997 ; 57, pages 1727-1740.
- [35] Scida D, Bourmaud A, Baley C. Influence of the scattering of flax fibres properties on flax/epoxy woven ply stiffness. *Materials Design* 2017 ; 122(15) : pages 136-145.
- [36] Breiman, L. (2001). Random forests. *Machine Learning*, 45(1),pages 5-32.
- [37] Maria Irmina Prasetiyowati, Nur Ulfa Maulidevi, Kridanto Surendro, The accuracy of Random Forest performance can be improved by conducting a feature selection with a balancing strategy, July 14, 2022
- [38] Liaw, A., Wiener, M. (2002). Classification and regression by randomForest. *R News*, 2(3), pages 18-22.