

الجمهورية الجزائرية الديمقراطية الشعبية  
République Algérienne Démocratique et Populaire  
Ministère de l'enseignement supérieur et de la recherche scientifique

Université Mohamed Khider – Biskra .  
Faculté des Sciences et de la technologie  
Département : Génie Mécanique  
Ref :.....

جامعة محمد خيضر بسكرة  
كلية العلوم والتكنولوجيا  
قسم الهندسة الميكانيكية  
المرجع .....



## Thèse présentée en vue de l'obtention du diplôme de

### Doctorat LMD : Génie Mécanique

#### Option : Génie Mécanique

**Contribution à l'analyse de l'effet des formes d'inclusion sur les  
propriétés mécaniques effectives des matériaux composites**

Présentée par :  
CHOUARFIA Samir

Devant le jury composé de :

Pr. HECINI Mabrouk	Professeur	Président	Université de Biskra
Pr. SEDIRA Lakhdar	Professeur	Rapporteur	Université de Biskra
Pr. BENHIZIA Abdennour	Professeur	Examineur	Université Batna 2
Pr. TATI Abdelouaheb	Professeur	Examineur	Université de Biskra

Année universitaire 2024-2025

## **Dédicace**

À l'âme de mon cher père,

À ma chère mère

À ma chère sœur...

## Remerciement

Je remercie avant tout ALLAH de m'avoir gardé en bonne santé afin de mener à bien mon projet de recherche.

Ce travail de thèse a été réalisé au sein du laboratoire de Génie mécanique (LGM) de l'Université de Biskra, Algérie.

Je tiens, en premier lieu, à exprimer ma profonde gratitude et à adresser mes plus sincères remerciements à mon directeur de thèse, Monsieur Sedira Lakhdar, Professeur à l'université de Biskra, pour son encadrement, ses conseils avisés et sa bienveillance tout au long de ces années. Son expertise et sa rigueur scientifique ont été pour moi une source d'inspiration constante. J'ai énormément appris de sa simplicité et de son professionnalisme.

Je remercie le Professeur Hecini Mabrouk, de l'université de Biskra, d'avoir accepté de présider le jury de soutenance. Qu'il soit assuré de ma profonde reconnaissance.

Je tiens également à remercier Messieurs les Professeurs Benhaizia Abdelnour de l'université de Batna 2, ainsi que le professeur Tati Abdelouaheb de l'université de Biskra, pour l'intérêt qu'ils ont porté à ce travail et pour leur participation à mon jury de thèse.

Je remercie le Professeur Kaddouri Wahid de l'Université de Batna2, ainsi que le Professeur Kanit Toufik de l'Université de Lille1, pour leur contribution précieuse dans ce travail et à la rédaction de mon premier article. Leurs conseils et leur soutien m'ont permis de surmonter les défis de cette recherche.

Je tiens également à exprimer ma gratitude aux enseignants et aux doctorants du laboratoire de Génie mécanique.

## Table des matières

<b>Dédicace</b>	<b>ii</b>
<b>Remerciement</b>	<b>iii</b>
<b>Nomenclatures</b>	<b>vii</b>
<b>Liste des Figures</b>	<b>ix</b>
<b>Liste des tableaux</b>	<b>xii</b>
<b>Abstract</b>	<b>xiii</b>
<b>Résumé</b>	<b>xiii</b>
ملخص	<b>xiv</b>
<b>Introduction générale</b>	<b>1</b>
<b>Introduction</b>	<b>2</b>
<b>1. État de l'art</b>	<b>5</b>
1.1. Introduction .....	6
1.2. Modélisation multi-échelles (Méthode d'homogénéisation).....	7
1.2.1. Représentation du milieu hétérogène étudié	8
1.2.2. Localisation	9
1.2.3. Homogénéisation	11
1.2.4. Définition du Volume Élémentaire Représentatif	12
1.2.5. Problème d'Eshelby	16
1.2.5. Schéma des distributions diluées	18
1.2.6. Les Bornes classiques (Borne d'encadrement)	19
1.3. Les Modèles micromécaniques .....	22
1.3.1. Modèle auto-cohérent	22
1.3.2. Modèle de Mori-Tanaka	23
1.4. Choix d'un modèle micromécanique.....	24
1.5. Modèles numériques.....	25
1.5.1. Modèles numériques basés sur les pixels et les voxels	26
1.5.2. Modèles numériques basées sur une approche indirecte (Méthodes d'enrichissement et méthodes du renforcement intégré)	28
1.5.3. Modèles numérique basée sur une approche directe	39
1.6. Synthèse.....	39
<b>2. Étude expérimentale du matériau composite à base de fibres de palmier dattier</b>	<b>40</b>
2.1. Introduction .....	41
2.2. Palmiers dattiers .....	41
Morphologie	42
2.3. Fibre de palmier dattier.....	44
2.3.1. Sous-produits de palmier dattier et leurs applications	46
2.3.2. Déchet du palmier dattier	46

2.4. Synthèse des travaux réalisés sur le palmier dattier .....	47
2.5. Protocole expérimental .....	48
2.5.1. Le Polychlorure De Vinyle (PVC) .....	48
2.5.1.1. Fibres de Lif .....	49
2.5.2. Préparation du matériau bio-composite .....	51
2.5.3. Essai de caractérisation mécanique par traction .....	53
2.6. Propriétés mécaniques des fibres .....	55
2.7. Synthèse .....	57
<b>3. Élément de membrane multiphasique pour l'analyse élastique du composite PVC renforcé par fibres de palmier dattier</b> .....	<b>59</b>
3.1. Introduction .....	60
3.2. Apport de la méthode des éléments finis dans l'homogénéisation des composites .....	60
3.3. Le concept de rotation des fibres planes - approximation par éléments finis : .....	63
3.4. Présentation d'ABAQUS .....	66
3.4.1. Implémentation numérique de l'élément PFR4M dans ABAQUS .....	67
3.5. Application de la nouvelle méthode d'homogénéisation numérique par éléments finis sur des images réelles de la microstructure .....	69
3.5.1. Technique des éléments finis multiphases .....	69
3.5.2. Conditions aux limites : .....	72
3.5.3. Analyse d'image de la microstructure .....	72
3.6. Validation numérique .....	74
3.6.1. Effets du type de maillage et de la fraction massiques sur la convergence .....	75
3.6.2. Analyse statistique de la taille des VER .....	85
3.7. Synthèse .....	93
<b>4. Évaluation et validation de l'élément multiphasique pour prédire les propriétés élastiques du bio composite à base de fibres de chanvre.</b> .....	<b>95</b>
4.1. Introduction .....	96
4.2. Application de la méthode d'homogénéisation numérique par éléments finis sur des images virtuelles de la microstructure : .....	96
4.2.1. Présentation du matériau .....	96
4.2.2. Maillage élément finis de la microstructure : .....	97
4.3. Tests de validation numérique .....	99
4.4. Étude de convergence avec l'élément PFR4M .....	100
4.5. Propriétés élastiques en fonction des paramètres morphologiques de constituants de la microstructure .....	101
4.5.1. Influence de la taille du VER sur les propriétés élastiques linéaires .....	101
4.5.2. Influence du rapport d'aspect des fibres .....	102
4.5.3. Influence de la fraction volumique des fibres .....	105
4.5.4. Synthèse sur les résultats analytiques, numériques et expérimentaux : .....	107

4.6. Synthèse.....	109
<b>5. Étude des propriétés élastiques d'un composite à matrice métallique Al/Sic</b>	<b>111</b>
.5.1 Introduction .....	112
.5.2 Matériaux et Méthodes.....	113
5.3. Résultats numériques et discussion : .....	113
.5.3.1 L'effet de l'orientation des particules :	113
5.3.2 Influence du rapport d'aspect des particules	114
5.3.3. Influence de la forme des particules	115
5.4. Synthèse.....	120
<b>Conclusion générale</b>	<b>122</b>
<b>Références</b>	<b>125</b>

## Nomenclatures

### Méthode multi-échelle

XFEM : Méthode des éléments finis étendue

MsXFEM : Combinaison de la méthode des éléments finis étendus multi-split (XFEM multi-split) avec la méthode des éléments finis multi-échelles (MsFEM).

GMEF : Méthode des éléments finis généralisée.

PUM : Méthode de partition de l'unité.

DIB : Modélisation numérique basée sur l'image.

FP : L'approche de la fibre projetée.

VCFEM : Méthode des éléments finis à cellules de Voronoi : Méthode des éléments finis polygonaux (Poly- FEM).

EET : Technique d'élimination des éléments.

MPFE : Méthode de maillage multi phase.

FFT : Méthode transformée de Fourier rapide.

MEF : Méthode des éléments finis.

### Modèle du continuum équivalent et composite

$\langle A_f \rangle$  : Tenseur de concentration des déformations mécaniques diluées de la fibre

$C_f$  : Tenseur de rigidité élastique de la fibre

$C_m$  : Tenseur de rigidité élastique de la matrice

E : Module de Young

I : Tenseur identité

### Matériaux

PVC: Polychlorure de vinyle

PVCA: polychlorure de vinyle avec additifs

PVCAL : composite PVCA renforcé de fibres de palmier dattier

### Propriétés géométriques et mécaniques

$E_f$  : Module d'Young de la fibre

$E_m$  : Module d'Young de la matrice

$D_f$  : Diamètre de la fibre

$L_f$  : Longueur de la fibre

(L/d): rapport d'aspect de la fibre (longueur/diamètre).

$W_f$  : Fraction massique de la fibre

$V_f$  : Fraction volumique de la fibre

$\zeta$  : Rapport d'aspect

$E_f / E_m$  : Contraste entre les propriétés élastiques de la matrice et du renfort

VER : Volume élémentaire représentatif

$L_f$  : Longueur de la fibre

**Éléments finis (EF)**

C2d4 : Élément linéaire classique à 4 nœuds

C2d8 : Élément quadratique classique à 8 nœuds

DOF : Degré de liberté

PFQ4 : Élément de fibre projeté basé sur la combinaison de C2d4 et d'un élément de treillis à deux nœuds.

PFQ4R : Élément de fibre projeté basé sur la combinaison d'une poutre plane PFR4 à 4 nœuds et d'une poutre plane Timoshenko à 2 nœuds

PFQ4R\* : Élément de fibre projeté basé sur la combinaison d'une poutre plane PFR4 à 4 nœuds et d'une poutre plane Timoshenko à 2 nœuds.

PFR : Concept de rotation des fibres planes

PFR4 : Élément quadrilatéral à 4 nœuds basé sur le concept de rotation des fibres planes.

PFR4M : Élément quadrilatéral multiphase à 4 nœuds basé sur la rotation des fibres planes

PFT : Élément à fibres projetées basé sur la combinaison d'un élément triangulaire à 3 nœuds et d'un élément de treillis à 2 nœuds.

SFR : Concept de rotation des fibres spatiales. Coefficient de Poisson de la fibre

$V_f$  : volume des fibres

$V_C$  : volume total du composite

$W_f$  : Fraction massique de la fibre

$C^m$  : Tenseur de rigidité élastique de la matrice

## Liste des Figures

Figure I.1 Microstructure des matériaux hétérogènes [7] .....	7
Figure I.2 Classification des méthodes de caractérisations des matériaux composites.....	9
Figure I.3 Transition d'échelle pour la définition du VER. ....	10
Figure I.4 Conditions aux limite : a) contrainte homogène au contour, b) déformations homogènes au contour.....	11
Figure I.5 Les étapes de la méthode d'homogénéisation .....	12
Figure I.6 Différentes réalisations (selon Gitman 2007)[19] .....	14
Figure I.7 Module de Young effectif avec nombre de particules molaires (25 % en volume).[22] .....	16
Figure I 8. Problème de l'inclusion d'Eshelby.....	18
Figure I.9 Description du la théorie d'Eshelby : a) Problème de l'inclusion homogène et b) problème de l'hétérogénéité. ....	18
Figure I.10 Schéma des bornes analytiques de : a) Reuss (série), et b) Voigt (parallèle).....	20
Figure I.11 Assemblage des sphères composites de Hashin (ASC) [33]. ....	22
Figure I.12 Représentation du schéma auto-cohérent (1954).....	22
Figure I.13 Schéma de Mori Tanaka(1973) .....	23
Figure I.14 Représentation schématique de la méthode (EF2), d'après [43]. ....	26
Figure I.15 Procédure complète de modélisation DIB, d'après[48].....	28
Figure I.16 Discrétisation d'un problème de limite de grain pour a) un modèle.....	30
Figure I.17 Algorithme numérique : a) collecte de données (image de la microstructure d'un composite métallique), b) Segmentation de l'image, et c) maillage X-FEM.(d'après [53]) .....	31
Figure I.18 Un composite renforcé par des fibres est décrit en superposant des fibres discrètes sur un maillage de fond. Notez que les fibres ne sont pas maillées.(d'après[63]). ....	32
Figure I.19 Principe numérique de l'approche FP.(d'après[66]).....	33
Figure I.20 Maillage libre d'un composite à fibres courtes : a)distribuées de manière aléatoire (RDSF) et b) distribuées de manière transversale (TRDSF) (d'après [69]).....	35
Figure I.21 Maillage d'un agrégat de 20 cellules Voronoi, selon a) la technique des éléments multi phases (MPF) et b) la méthode des triangulations de Delaunay (maillage libre) [17]. ....	35
Figure I.22 (a) Micrographie MEB d'une microstructure, b) une micrographie d'image en noir et blanc filtrée et (c) la microstructure maillée en utilisant la tessellations de Voronoï modifié. ( d'après [75]).....	36
Figure I.23 Schéma d'élimination ou adoucissement d'un élément fini.( d'après[80]). ....	37
Figure I.24 Différentes phases avec un maillage multi phase : (a) élément (C2d4), et (b) élément (C2d8).....	39
Figure II.1 Présentation schématique d'un palmier dattier : a) grappe, b) palmes (c) tronc d) maille de fibres de palmier, d) pétiole.[93] .....	42

Figure II 2. a) Parties d'un palmier dattier ,et b) Caractéristiques des feuilles du palmier dattier.[94] .....	<b>Error! Bookmark not defined.</b>
Figure II.3 schématique d'une palme de palmier dattier [97].....	44
Figure II.4 Proportion des palmiers dattiers dans la région de Biskra [102] .....	45
Figure II.5 Observation optique des fibres de palmier dattier : (a) résidu de palmier dattier ; (b-c) sciure de palmier dattier broyées. [108] .....	47
Figure II.6 Polychlorure de vinyle (PVC).....	49
Figure II.7 Préparation des fibres courtes de Lif. (a) Tissu de Lif. (b) Fibres courtes (broyées, nettoyées et traitées. ....	51
Figure II.8 Préparation du matériau PVCAL. (a) Mélange. (b) Plaques composites en PVCAL moulées. (c) échantillon d'essai .....	52
Figure II.9 Module de Young pour différentes fractions volumiques (Vf. %) .....	55
Figure III.1 (a) Concept de rotation de la fibre fictive dans le plan. (b) Quadrilatère à 4 nœuds basé sur la rotation des fibres dans le plan. ....	63
Figure III.2 Localisation matérielle des phases dans l'élément PFR4M .....	66
Figure III.3 Composants de l'interface du code de calcul par éléments Finis (ABAQUS).....	67
Figure II. 4 Certains éléments finis composites implémentés utilisent la routine User Élément (UEL) d'abaqus :a)élément PFQ4R [130] , b) élément PFQ4 [131] and c)élément PFT3 [131]. ....	68
Figure III.5 Certaines user subroutines dans Abaqus [132].....	69
Figure III.6 Description schématique du flux d'entrée et l'implémentation de l'élément PRFU4M .....	70
Figure III.7 Technique de maillage multi phase. (a) Maillage régulier par éléments finis. (b) Image bicolore de VER (grille). (c) Microstructure maillée. (d) post-traitement (comportement mécanique local). ....	71
Figure III.8 . Illustration des conditions aux limites appliquées .....	72
Figure III.9 Traitement numérique de l'image du composite PVCAL. (a) Image haute résolution du VER. (b) image en niveaux de gris. ....	73
Figure III.10 Organigramme de la méthode de segmentation.....	74
Figure III.11 Procédure globale du travail expérimental et numérique .....	75
Figure III 12 Images numérisées pour différentes fractions massiques des fibres :(a) Wf : 10%. b) Wf : 15%. (c) Wf : 20%. (d) Wf : 25%. ....	76
Figure III.13 Effet de la taille de maillage sur le module de Young longitudinal du PVCAL, (a) Wf = 10% , (b) Wf =15%, (c) Wf =20%, (d) Wf =25% .....	78
Figure III 14 Effet de la taille de maillage sur le coefficient de Poisson du PVCAL, (a) Wf = 10% , (b) Wf =15%, (c) Wf =20%, (d) Wf =25% .....	80
Figure III.15 Coefficient de poisson en fonction des fractions massiques des fibres .....	85
Figure III.16 Module de Young en fonction des fractions massiques des fibres .....	85
Figure III.17 Différentes tailles de microstructure, pixels, Wf : 10%. VER (proche du centre).87	

---

Figure III.18 Différentes réalisations de la microstructure pour une taille du VER (1000×1000) pixels, et différentes fractions massiques des fibres. (a) $W_f = 10\%$ . (b) $W_f = 15\%$ . (c) $W_f = 20\%$ . , et (d) $W_f = 25\%$ . .....	88
Figure IV.1 VER avec des particules distribuées de façon aléatoire générée par la méthode (RSA). (a) Géométrie, (b) particules maillées uniquement, et (c) VER maillé.[138]. .....	97
Figure IV.2 Microstructure avec des grains polyédriques générée par le processus de poisson et son maillage EF [134]. .....	98
Figure IV.3 Diagramme général de la procédure numérique de la méthode (MPFE) sur l'image virtuelle.....	99
Figure IV.4 Courbes de convergence :Module de Young en fonction du maillage .....	101
Figure IV.5 Variation du module de Young en fonction de la taille du VER.....	103
Figure IV.6 Variation du coefficient de Poisson en fonction de la taille du VER. ....	103
Figure IV.7 Exemples de microstructures considérées pour une fraction volumique $V_f = 20,6\%$ et différents rapports d'aspect :a) $\xi = 4,67$ , b) $\xi = 9,35$ , c) $\xi = 18,71$ et d) $\xi = 37,42$ .	104
Figure IV.8 Variation du module de Young en fonction du rapport d'aspect pour différentes fractions volumiques. ....	104
Figure IV.9 Variation du coefficient de Poisson en fonction du rapport d'aspect pour différentes fractions volumiques. ....	105
Figure IV.10 Microstructures for an aspect ratio $\xi : 18.71$ mm, and different volume fractions of fibers: a) $V_f = 6.3\%$ , b) $V_f = 13.2\%$ , c) $V_f = 20.6\%$ et d) $V_f = 28.8\%$ .....	106
Figure IV.11 Variation du module de Young avec le changement des fractions volumiques..	106
Figure IV.12 Variation du coefficient de Poisson avec le changement des fractions volumiques. ....	107
Figure IV.13 Comparaison du module de Young homogénéisé (E) obtenu à partir de :Données expérimentales ; simulation numérique, et les modèles analytiques.....	108
Figure IV.14 Représentation du champ de déformation suivant la direction <b>XError! Bookmark not defined.</b>	
Figure IV.15 Représentation du champ de déformation dans la direction <b>YError! Bookmark not defined.</b>	

## Liste des tableaux

Tableau II.1 Nombre de palmier dattier cultivés dans la région MENA (2015).....	42
Tableau II.2 Constituants chimiques de la fibre de palmier dattier (DPF).[104, 105] .....	45
Tableau II.3 Les propriétés mécaniques du PVC [117] .....	49
Tableau II.4 Les caractéristiques de PVC [118] .....	50
Tableau II.5 Les caractéristiques du plastifiant [118] .....	51
Tableau II.6 Propriétés mécaniques et géométriques du (PVC/Lif). .....	52
Tableau II.7 Module de Young longitudinal des matériaux composites en PVCAL.....	55
Tableau III.1 Module de Young en fonction du nombre d'éléments et de différentes fractions massiques.....	83
Tableau III. 2 Coefficient de Poisson en fonction du nombre d'éléments et de différentes fractions massiques.....	84
Tableau IV.1 . Propriétés du bio-composite[66] .....	96
Tableau IV. 3 Comparaison entre les résultats numériques, l'approche d'homogénéisation du champ moyen et les limites de Voigt-Reuss (V-R).....	109
Tableau V.1 Propriétés de la matrice et la fibre .....	113
Tableau V.2 Calcul la longueur et le diamètre des particules pour différentes formes et différentes fraction volumiques :10%,20%,30% et 40%. .....	118
Tableau V.3 Comparaison entre les prédictions analytiques et les résultats numériques de Al-Sic.....	119

## Abstract

In this thesis, we developed a new four-node quadrilateral membrane multiphase finite element (PFR4M) to analyse the effect of inclusion shape on the effective mechanical properties of composite materials. This element is based on the concept of in-plane rotation of a fictitious fibre. The accuracy and performance of the proposed element were verified through experimental tests and analytical and numerical approaches available in the literature.

This work exploits biodegradable resources in an experimental study conducted on composite materials based on date palm fibres. The elastic properties of the composites were determined using tensile tests. The effect of mesh size and fibre mass fraction on the performance of the PFR4M multiphase element was analysed. A statistical study was also conducted to evaluate the representative elemental volume of the composites and to analyse the effect of the contrast of constituent properties on the convergence of results. A Multiscale modeling was also performed to predict the elastic behavior of the hemp fibre composite in this work, using Mori-Tanaka analytical model as well as Voigt and Reuss bounds. Finally, this thesis addressed the effect of morphological parameters on the elastic properties of a metal matrix composite with mineral reinforcement.

**Keywords :** Composite material, Numerical homogenization, Representative Elemental Volume (REV), Multiphase Finite Element, Date palm fibre, Plan Fibre Rotation concept.

## Résumé

Dans cette thèse, nous avons développé un nouvel élément fini multiphase membrane quadrilatérale à quatre nœuds (PFR4M) afin d'analyser l'effet de de forme d'inclusions sur les propriétés mécaniques effectives des matériaux composites. Cet élément repose sur le concept de la rotation dans le plan d'une fibre fictive. La précision et la performance de l'élément proposé ont été vérifiées à travers des tests expérimentaux et des approches analytiques et numériques existants dans la littérature.

Ce travail exploite des ressources biodégradables dans une étude expérimentale réalisée sur des matériaux composites à base de fibres de palmier dattier. Les propriétés élastiques des composites ont été déterminées à l'aide des essais de traction. L'effet de la taille du maillage et de la fraction massique des fibres sur la performance de l'élément multiphase PFR4M a été analysé. Une étude statistique a été également menée pour évaluer le volume élémentaire représentatif des composites d'une part et d'analyser l'effet de contraste des propriétés des constituants sur la convergence des résultats, d'autre part.

La modélisation multi-échelle pour la prédiction du comportement élastique du composite à base de fibres de chanvre a été également réalisée dans ce travail, en utilisant les modèles analytiques de Mori-Tanaka ainsi que les limites de Voigt et Reuss. Enfin, cette thèse a abordé

l'effet des paramètres morphologiques sur les propriétés élastiques d'un composite à matrice métallique et renfort minéral.

**Mots Clés :** Matériau composite, Homogénéisation numérique, volume élémentaire représentatif (VER), Elément fini multiphase, fibre de palmier dattier, concept de rotation de la fibre plane.

## ملخص

في هذه الأطروحة، قمنا بتطوير عنصر متناهي متعدد الأطوار غشائي رباعي العقد (PFR4M) لتحليل تأثير شكل و تموضع التعزيزات على الخصائص الميكانيكية العملية للمواد المركبة. يعتمد هذا العنصر على مفهوم الدوران لألياف وهمية في المستوى. تم التحقق من دقة وأداء العنصر المقترح من خلال نتائج تجريبية و اختبارات بطرق تحليلية و عددية مرجعية.

إستغلينا في هذا العمل الموارد القابلة للتحلل البيولوجي في دراسة تجريبية أجريت على مواد مركبة إعتمدت على ألياف نخيل التمر. تم تحديد الخواص المرنة للمواد المركبة باستخدام اختبارات الشد. تم تحليل تأثير حجم الشبكة ونسبة كتلة الألياف على أداء العنصر متعدد الأطوار (PFR4M). إضافة إلى ذلك، تم إجراء دراسة إحصائية لتقييم الحجم العنصري التمثيلي للمواد المركبة من جهة، وتحليل تأثير تباين خصائص المكونات على تقارب النتائج من جهة أخرى.

تم أيضًا في هذا العمل إجراء نمذجة متعددة المقاييس للتنبؤ بالسلوك المرن لمركب ألياف القنب، باستخدام نماذج موري تاناكا التحليلية بالإضافة إلى حدود فويجت ورويس. وأخيرا، تناولت هذه الأطروحة تأثير العوامل المورفولوجية على الخواص المرنة لمركب مشكل من مصفوفة معدنية وتعزير بجزيئات معدنية طبيعية.

**الكلمات المفتاحية:** المواد المركبة، التجانس العددي، الحجم العنصري التمثيلي (REV)، العناصر المتناهية متعددة الأطوار، ألياف نخيل التمر، مفهوم دوران الألياف المفترض.

---

# **Introduction générale**

---

### Introduction

Au cours des années précédentes, les matériaux hétérogènes sont devenus un sujet de recherche très important dans le domaine de l'ingénierie, en raison de leur utilisation dans un large domaine d'applications, telles que l'aéronautique, l'automobile, l'électronique, le bâtiment et la construction, ainsi que l'industrie chimique et pharmaceutique. L'objectif principal de l'étude de la mécanique des matériaux hétérogènes est d'estimer les propriétés macroscopiques d'un matériau homogène équivalent. Le problème réside dans le fait que les matériaux hétérogènes peuvent présenter des propriétés non uniformes en raison de leur structure complexe, ce qui rend difficile la prédiction de leurs propriétés effectives.

Dans ce contexte, l'utilisation des méthodes multi-échelles et des méthodes expérimentales est cruciale pour la caractérisation des matériaux hétérogènes, car leur comportement est fortement influencé par leur structure à plusieurs échelles. Malheureusement, les méthodes expérimentales sont longues et coûteuses (fabrication et préparation des échantillons, choix d'une méthode expérimentale, type de machine, etc.). Cela devient également une tâche complexe dans le cas d'échantillons plus complexes.

La méthode d'homogénéisation est l'une des techniques multi-échelles les plus reconnues, offrant une prédiction plus précise des propriétés élastiques des matériaux. La méthode d'homogénéisation est un concept fondamental pour l'analyse des matériaux hétérogènes. En 1906, Einstein a initié le processus d'homogénéisation en utilisant l'analogie entre les tenseurs de densité de flux de quantité de mouvement et les tenseurs de contrainte pour calculer la viscosité des suspensions [1]. La méthode d'homogénéisation présentée dans cette thèse repose sur la notion de VER. La détermination de la taille appropriée d'un élément de volume représentatif (VER) est nécessaire pour l'homogénéisation numérique. À partir de ce volume, nous pouvons déterminer les propriétés macroscopiques globales du matériau hétérogène [2]

De nos jours, les méthodes multi-échelles sont devenues des outils numériques incontournables pour l'analyse du comportement mécanique des composites. Parmi ces méthodes, la méthode des éléments finis multi-phases qui se distingue, notamment par sa capacité à attribuer les propriétés propres à chaque phase au niveau de chaque point d'intégration.

Il convient de noter que la discrétisation par éléments finis dans la plupart des cas est basée sur des approximations d'ordre inférieur, dans lesquelles des éléments quadrilatéraux/triangulaires à quatre/trois nœuds ou des éléments curvilignes à huit/six nœuds

sont utilisés, avec des schémas d'intégration de Gauss  $2 \times 2$  ou  $3 \times 3$  pour la génération des maillages dans la technique des éléments finis multiphases. Ces éléments engendrent des temps de calcul significatifs lors des simulations numériques. Cependant, il est bien établi que la précision du calcul par éléments finis est étroitement liée à la qualité du maillage ainsi qu'à l'ordre des éléments utilisés. Le défi réside donc dans l'amélioration de l'efficacité et de la précision des simulations des composites par la méthode des éléments finis multi-phases, en optimisant l'utilisation des éléments finis et en ajustant les stratégies de maillage pour réduire le coût computationnel.

Afin d'améliorer l'approximation cinématique des éléments finis d'ordre inférieur et de fournir une meilleure prédiction du comportement mécanique des matériaux homogènes, tant en termes de temps de calcul que de précision, cette recherche doctorale vise à développer un nouvel élément fini quadrilatéral multiphase à quatre nœuds, baptisé PFR4M, qui sera utilisé pour estimer les propriétés élastiques homogénéisées des composites.

### **Structuration de la thèse**

Cette thèse se scinde en quatre chapitres principaux : Dans le premier chapitre, nous nous concentrons sur une revue bibliographique des travaux antérieurs portant sur les différentes méthodes multi-échelles des matériaux hétérogènes. Nous y présentons en particulier les méthodes analytiques classiques, ainsi que les modèles numériques basés sur une approche directe et ceux basés sur des approches indirectes. Dans ce chapitre, le modèle auto-cohérent et le modèle Mori-Tanaka sont notamment présentés.

Le deuxième chapitre constitue un support expérimental dédié à l'élaboration et la caractérisation mécanique d'un composite à base d'une matrice en polymère renforcée par des déchets de palmiers dattiers. Ce chapitre aborde en premier lieu les sous-produits de la matière première et leurs diverses applications. Dans la deuxième partie, la caractérisation expérimentale d'un matériau composite, constitué d'une matrice en Polychlorure de Vinyle (PVC) renforcée par des fibres de palmier dattier, a été effectuée. Par ailleurs, le module d'élasticité a été calculé pour différentes fractions volumiques de fibres, à partir des essais de traction.

Le troisième chapitre présente le développement d'un nouvel élément fini multiphase quadrilatéral à 4 nœuds, le PFR4M (Multiphase 4-node Plane Fibre Rotation Élément), pour l'analyse des propriétés élastiques des composites à base de fibres de palmier dattier. L'élément

PFR4M repose sur le concept de rotation d'une fibre fictive dans le plane (PFR), qui prend en compte des termes de déplacement quadratiques supplémentaires et induit un degré de liberté (DOF) de rotation. La deuxième partie du chapitre est consacrée à la définition de la nouvelle approche d'homogénéisation numérique, appelée Méthode des éléments finis multiphase (MPFE).

La présente méthode est appliquée dans ce chapitre sur des images réelles du matériau bio-composite polychlorure de vinyle (PVC) renforcé par des fibres de palmier dattier. Le principal avantage de cette méthode est que le comportement mécanique de chaque phase peut être prédit à chaque point de Gauss. Ensuite, les procédures de traitement numérique des images de la microstructure du composite ont été réalisées. L'élément proposé est comparé à deux autres éléments finis conventionnels (C2d4 et C2d8) et au modèle de champ moyen de Mori-Tanaka (MT). Le concept de rotation des fibres planes (PFR) ainsi que la formulation éléments finis sont détaillés dans ce chapitre.

Dans le quatrième chapitre, la même méthode MPFE est appliquée sur des images virtuelles de la microstructure. Le matériau utilisé dans ce chapitre est un bio-composite constitué d'une matrice en polypropylène (PP) renforcée par des fibres courtes de chanvre. En outre, une étude paramétrique est réalisée dans ce chapitre pour examiner l'effet de certains paramètres microstructuraux, tels que la fraction volumique, le rapport d'aspect des fibres et la taille du volume élémentaire représentatif. Enfin, les résultats numériques obtenus par l'élément PFR4M sont comparés dans certains cas aux données expérimentales du polypropylène renforcé par des fibres de chanvre, aux limites de Voigt-Reuss (V-R), et à la méthode des éléments finis (MEF) en utilisant le code d'éléments finis ANSYS.

Le dernier chapitre de cette thèse a pour objectif de valider l'élément proposé dans les chapitres précédents pour l'étude des propriétés élastiques d'un composite à matrice métallique Al/SiC. La partie initiale porte sur l'étude de l'influence de facteurs morphologiques spécifiques, notamment la forme morphologique, l'orientation des particules et leur rapport de forme, sur les propriétés élastiques. Ensuite, la deuxième étape présente une étude comparative entre les résultats numériques, les bornes analytiques et les valeurs expérimentales.

Enfin, une conclusion générale clôture ce travail. Cette conclusion présentera également les perspectives envisagées pour la suite de cette étude.

---

# **1. État de l'art**

---

## 1.1. Introduction

Les matériaux composites sont devenus essentiels dans des secteurs tels que l'aéronautique, l'automobile et le génie civil. Cependant leur structure hétérogène complique la prédiction de leur comportement global, rendant cruciales les méthodes d'homogénéisation pour déterminer les propriétés effectives équivalentes. Ces techniques simplifient les simulations numériques et optimisent la conception des structures composites. Face à une concurrence accrue et à des exigences industrielles croissantes, le défis technologique a conduit au développement de plusieurs méthodes de caractérisation mécanique des matériaux composites, en particulier des matériaux hétérogènes. Les approches multi-échelles sont considérées comme le meilleur choix pour comprendre le comportement mécanique des matériaux composites.

Dans ce chapitre, nous nous concentrons sur trois méthodes : i) les méthodes d'homogénéisation, ii) les méthodes d'enrichissement, et iii) les méthodes de renforcement intégré. L'une des approches multi-échelles les plus connues est la méthode d'homogénéisation. Celle-ci comprend deux méthodes essentielles qui permettent d'obtenir les propriétés élastiques du matériau composite à partir de la connaissance du comportement des différents constituants élémentaires : les méthodes d'homogénéisation analytique et numérique.

Les méthodes analytiques classiques, proposées au XXe siècle, étaient les premières ayant permis l'estimation des propriétés macroscopiques de matériaux hétérogènes. Ces approches comprennent, par exemple : les bornes de Hashin et Shtrikman (1963) [3], le modèle auto-cohérent [4] et le modèle de Mori-Tanaka [5]. Toutefois, les méthodes analytiques se limitent à des microstructures de forme simple et prennent peu de paramètres morphologiques en compte dans les simulations numériques.

Récemment, plusieurs études ont été menées pour modéliser le comportement mécanique de matériaux hétérogènes à l'aide de méthodes de modélisation numérique multi-échelles. L'avantage de ces méthodes réside dans le fait qu'elles simplifient la modélisation numérique de structures complexes tout en réduisant le temps de calcul. Dans la modélisation numérique des matériaux hétérogènes, il est essentiel de choisir une échelle ou un volume qui représente correctement l'hétérogénéité de la microstructure. Ce volume est appelé le volume élémentaire représentatif (VER). Dans ce chapitre, nous présentons la méthodologie générale d'homogénéisation, la notion de volume élémentaire représentatif (VER), ainsi que les différentes

approches d'homogénéisation analytiques classiques. Nous concluons par une présentation des différentes méthodes numériques multi-échelles, qui sont utilisées pour les microstructures de forme complexe.

## 1.2. Modélisation multi-échelles (Méthode d'homogénéisation)

Les matériaux hétérogènes jouent un rôle crucial dans de nombreuses applications. Par exemple, lors de la production de composants, il peut être souhaitable d'utiliser des matériaux à microstructure hétérogène afin d'obtenir des propriétés spécifiques.[6].

Les matériaux hétérogènes, tels que les sols, les roches ou le bois, se distinguent des matériaux homogènes par leur microstructure complexe, constituée de plusieurs phases (multiphases). Ils présentent également divers types de microstructures aléatoires, telles que des fibres, des particules ou des matériaux poreux, comme illustré dans la Figure I.1. Les propriétés des matériaux hétérogènes dépendent de leurs constituants, ce qui les rend essentiels pour évaluer les performances du matériau.

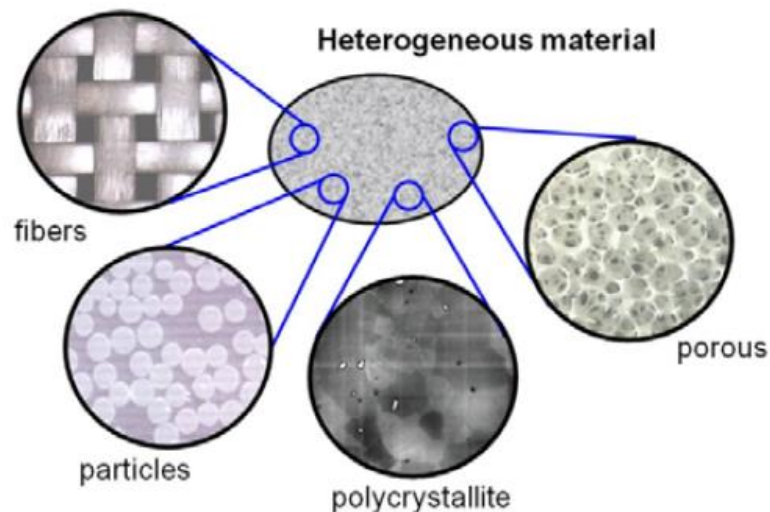


Figure I.1 Microstructure des matériaux hétérogènes [7]

De manière générale, il existe deux approches pour caractériser le comportement mécanique des matériaux composites : (i) les approches expérimentales et (ii) les approches multi-échelles (analytiques et numériques). Les méthodes de caractérisation des matériaux composites sont illustrées dans la Figure I.2.

Comme nous l'avons mentionné précédemment, les essais expérimentaux présentent l'inconvénient d'être très chronophages. Pour cette raison, il est nécessaire de définir une nouvelle approche de modélisation numérique multi-échelle, dite méthode d'homogénéisation, qui permette de mieux comprendre le comportement mécanique des matériaux hétérogènes et de déterminer leurs propriétés effectives à partir de la connaissance des caractéristiques géométriques et physiques de leurs différents composants. La méthode d'homogénéisation multi-échelle est une approche efficace pour prédire le comportement mécanique des matériaux hétérogènes. Cette technique, basée sur le passage entre les échelles micro et macro (l'échelle inférieure microscopique du milieu hétérogène et l'échelle macroscopique qui définit le milieu homogène), consiste à substituer un matériau hétérogène par un matériau homogène équivalent (MHE). Selon Bornert et al.[8], la méthode d'homogénéisation repose sur trois étapes : la représentation du volume élémentaire représentatif (VER) ou la description du milieu hétérogène à l'échelle microscopique, qui inclut le nombre de phases et le type d'inclusions (par exemple, les diamètres et longueurs des fibres). Ensuite, l'étape d'analyse mécanique, dite "étape de localisation", représente le lien entre l'échelle microscopique et l'échelle macroscopique. La dernière étape, appelée "étape d'homogénéisation", combine les résultats des étapes de représentation et de localisation. Dans cette phase, le comportement mécanique macroscopique est déterminé par des opérations moyennes.

De manière générale, le but de la méthode d'homogénéisation est, d'une part, de définir le milieu homogène équivalent (MHE) ayant les propriétés effectives de la VER (comportement global), et, d'autre part, de déterminer les champs moyens de contrainte et de déformation dans chaque composant de VER (localisation) [9].

### 1.2.1. Représentation du milieu hétérogène étudié

Dans cette étape, le volume élémentaire représentatif (VER) est défini. Ainsi, toutes les informations à l'intérieur du VER, à l'échelle microscopique, sont déterminées, tels que le nombre et les types de phases, ainsi que leurs caractéristiques morphologiques (tailles, formes, et fraction volumique de chaque phase), Figure I.3. Cette opération est importante pour fournir une description des informations sur la microstructure. Dans cette étape, la microstructure du triplet VER/structure doit être prise en compte simultanément, et les longueurs doivent être

connues.[10]. Le triplet VER/structure est un concept utilisé en modélisation multi-échelle des matériaux hétérogènes. Il repose sur trois échelles caractéristiques :

- La taille des hétérogénéités ( $d$ ).
- La taille ( $\ell$ ) du VER.
- La taille ( $L$ ) de la structure à calculer à l'aide du modèle homogène.

Il faut vérifier ces dimensions caractéristiques suivant la règle de séparation des échelles [11].

- $\ell \ll L$  : condition nécessaire pour que le VER soit un point matériel de la structure.
- $d \ll \ell$  : condition nécessaire pour que le VER soit statistiquement représentatif du milieu hétérogène.

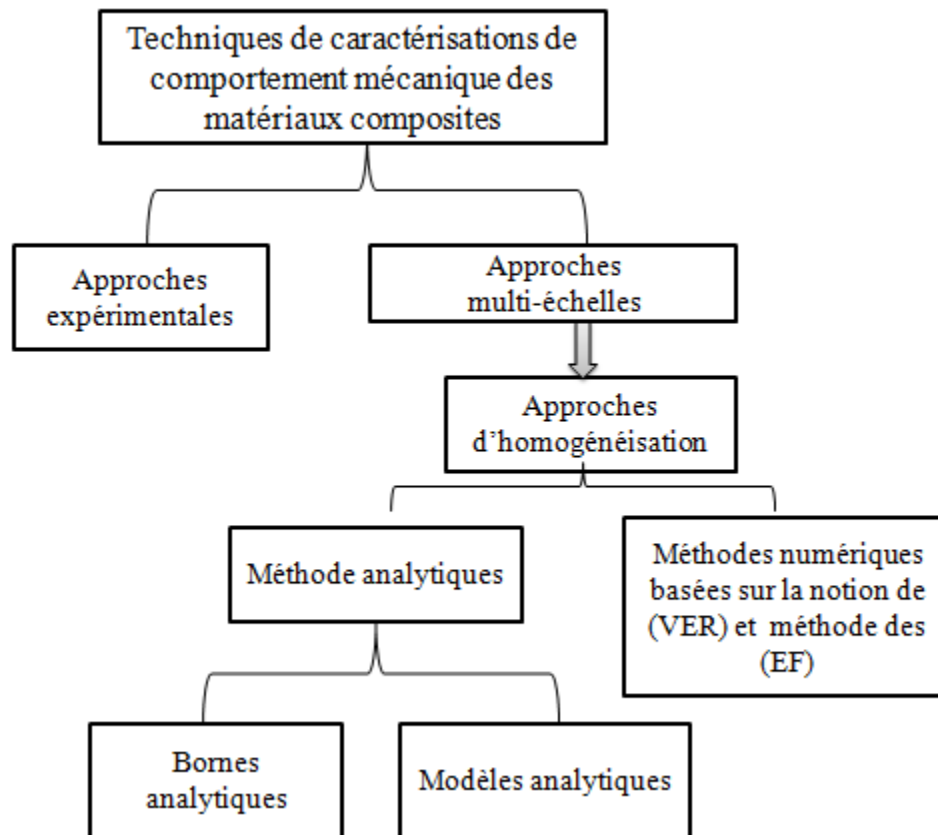


Figure I.2 Classification des méthodes de caractérisations des matériaux composites

### 1.2.1. Localisation

Cette étape est consacrée à l'étude du lien entre les grandeurs microscopiques locales ( $\varepsilon$ ,  $\sigma$ ) et les grandeurs macroscopiques globales ( $\Sigma$ ,  $\varepsilon$ ). Il est important de définir les sollicitations au contour  $\partial\Omega$  du VER : contrainte ou déformation homogène au contour  $\partial\Omega$  (**Figure I.4**).

$$\varepsilon_i = \mathbf{A}_i \cdot \varepsilon \quad (1.1)$$

$$\sigma_j = \mathbf{B}_j \cdot \Sigma \quad (1.2)$$

Les grandeurs  $\sigma$  et  $\varepsilon$  sont respectivement les contraintes et les déformations microscopiques moyennes.  $\Sigma$  et  $\varepsilon$  : sont respectivement les contraintes et les déformations macroscopiques moyennes, ainsi que les tenseurs qui lient la contrainte et la déformation.

$\mathbf{A}_i$  et  $\mathbf{B}_j$  appelés respectivement tenseurs de localisation en déformation et tenseurs de localisation de contrainte, qui lient les grandeurs microscopiques et macroscopiques.

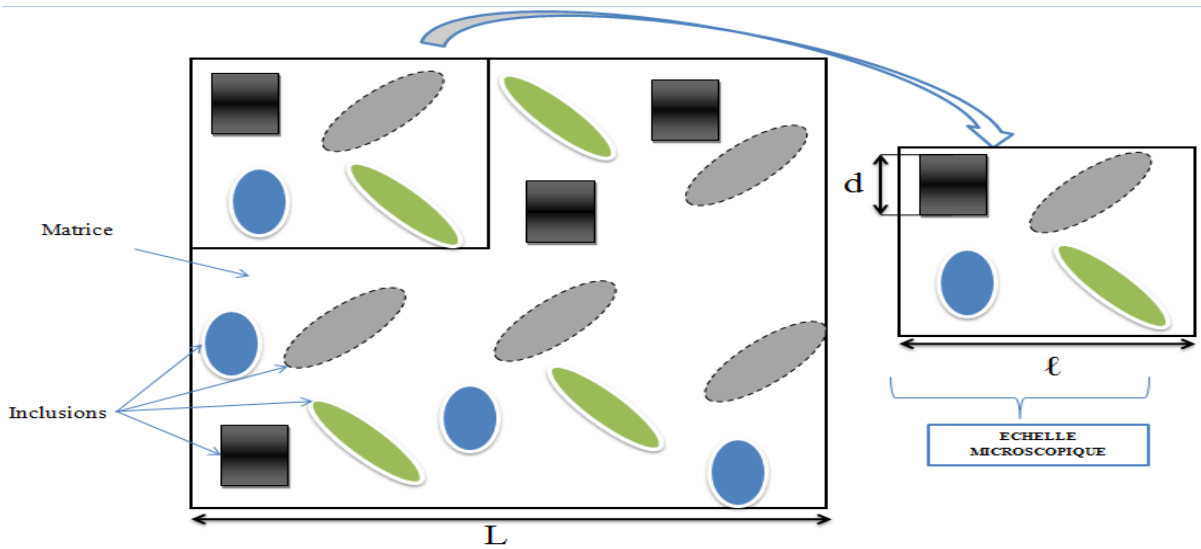


Figure I.3 Transition d'échelle pour la définition du VER.

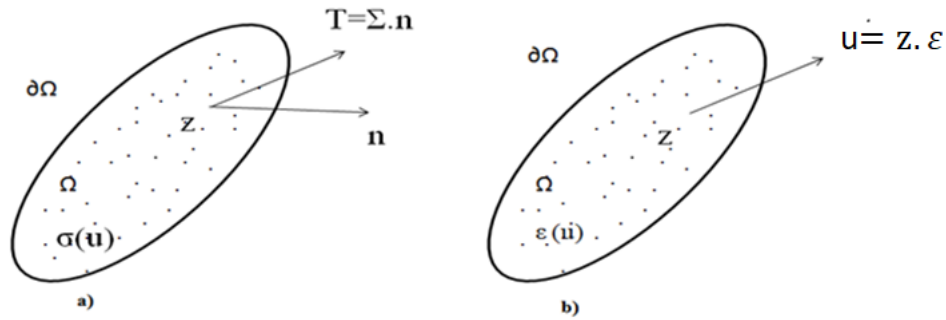


Figure I.4 Conditions aux limites : a) contrainte homogène au contour, b) déformations homogènes au contour.

### 1.2.2. Homogénéisation

La dernière étape représente le résultat des étapes précédentes et vise à identifier le comportement mécanique effectif du matériau hétérogène. Dans cette étape, nous pouvons calculer la moyenne des contraintes et des déformations sur tout le VER.

Les tenseurs de rigidité  $C_c$  et de souplesse  $S_c$  du matériau sont définis par les formules suivantes :

$$C_c = C_m + \sum f_r \cdot (C_i - C_m) \cdot A_i \quad (1.3)$$

$$S_c = S_m + \sum f_r \cdot (S_i - S_m) \cdot B_i \quad (1.4)$$

$C_m$  et  $C_i$  : sont respectivement les tenseurs de rigidité de la matrice et de la phase  $i$ .

$S_c$  et  $S_m$  : sont respectivement les tenseurs de souplesse de la matrice et de la phase  $i$ .

La **Figure I.5** représente un schéma simplifié des étapes de la méthode d'homogénéisation.

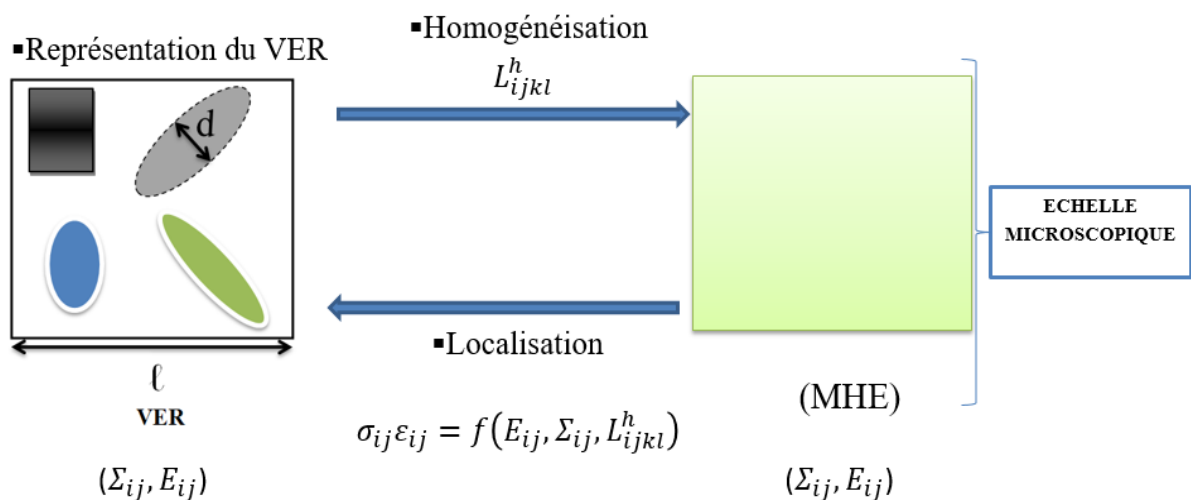


Figure I.5 Les étapes de la méthode d'homogénéisation

### 1.2.3. Définition du Volume Élémentaire Représentatif

Dans la mécanique des matériaux hétérogènes, l'élément de volume représentatif (VER) est la clé conceptuelle de la modélisation des matériaux hétérogènes, en particulier pour la technique d'homogénéisation multi-échelle. En effet, le matériau global contient de nombreuses hétérogénéités, ce qui rend la prédiction des propriétés mécaniques effectives des matériaux hétérogènes une tâche complexe. Pour cette raison, il est nécessaire de réduire le domaine et de choisir un volume qui représente bien l'hétérogénéité de la structure. Au niveau microscopique, la notion de volume élémentaire représentatif joue un rôle crucial dans la technique d'homogénéisation numérique et offre une représentation claire pour la caractérisation micromécanique des structures hétérogènes, afin de prédire leurs propriétés mécaniques effectives. Ce volume doit être suffisamment grand par rapport à la taille des hétérogénéités de la microstructure, tout en étant assez petit par rapport à la taille caractéristique de la structure pour minimiser le temps de calcul.

Un élément de volume représentatif (VER) d'un matériau est un volume de matériau qui contient les micro-constituants et la microstructure réelle du matériau et peut jouer le rôle de point matériel. Il a été introduit afin d'établir les propriétés mécaniques et physiques

macroscopiques à partir des propriétés des micro-constituants et de la microstructure réelle du matériau.[12]. L'un des avantages de l'utilisation du VER est d'améliorer la précision de la modélisation numérique (homogénéisation numérique) des matériaux hétérogènes tout en minimisant le coût de calcul. D'autre part, l'avantage de l'utilisation de modèles VER par rapport aux modèles micromécaniques est qu'il y a moins d'hypothèses et de simplifications concernant la microstructure sous-jacente.[13] .

En fait, il existe de nombreuses techniques liées à la présence et à l'identification du VER. Avant de répondre à la question de la taille du VER, il faut bien définir la notion de VER telle que donnée par les chercheurs. Le concept de VER a été introduit à l'origine par Hill (1963), Selon Hill [14], le VER est "un échantillon qui (a) est structurellement tout à fait typique de l'ensemble du mélange en moyenne, et (b) contient un nombre suffisant d'inclusions pour que les modules globaux apparents soient effectivement indépendants des valeurs de surface de la traction et du déplacement, pour autant que ces valeurs soient macroscopiquement uniformes." En 1996, Drugan et Willis [15] ont donné une autre définition plus pragmatique du volume élémentaire représentatif : le plus petit élément de volume matériel du composite pour lequel la représentation constitutive macroscopique habituelle, avec un module global constant dans l'espace, est un modèle suffisamment précis pour représenter la réponse constitutive moyenne. Evesque (2005) [16] indique que la taille du VER doit être suffisamment grande par rapport à la taille individuelle des grains pour définir des quantités globales telles que les contraintes et les déformations, mais elle doit être suffisamment petite pour ne pas masquer l'hétérogénéité. Kanit (2003)[17] a donné une définition statistique du volume élémentaire représentatif : le VER doit garantir une précision donnée des propriétés estimées obtenues par moyenne spatiale de la contrainte, de la déformation ou des champs d'énergie dans un domaine donné. Le VER est très clairement défini dans deux situations seulement : (i) cellule unitaire dans une microstructure périodique, et (ii) volume contenant un ensemble très important (mathématiquement infini) d'éléments à micro-échelle (par exemple des grains).[18].

La détermination de la taille du VER n'est pas triviale. Dans ce contexte, l'existence et la détermination du VER ont été étudiées par Gitman et al. [19] à partir d'une approche statistique utilisant un certain nombre de critères. Povirk [20] a proposé une autre approche pour déterminer la taille du VER, basée sur la description de la microstructure à l'aide d'une fonction de descripteur statistique. L'utilité de cette méthode réside dans le fait que les simulations par

éléments finis peuvent être effectuées sur des cellules unitaires représentatives, directement obtenues à partir d'observations microstructurales. Kanit [17] a noté que la détermination de la taille du volume élémentaire représentatif (VER) dépend des paramètres morphologiques, mécaniques et statistiques de la microstructure (distribution et interconnexion des inclusions, fraction volumique, contraste, propriétés mécaniques [module élastique, module de cisaillement]). Il a également mené une approche statistique pour déterminer la taille optimale du VER et a constaté que l'évaluation des propriétés élastiques effectives (valeur moyenne effective) peut être réalisée avec une précision suffisante, non pas uniquement par des simulations numériques sur de grands volumes, mais aussi en considérant des volumes plus petits avec un nombre suffisant de réalisations. (Les différentes réalisations correspondent à différentes distributions d'inclusions dans le même volume, comme le montre la figure I.6)

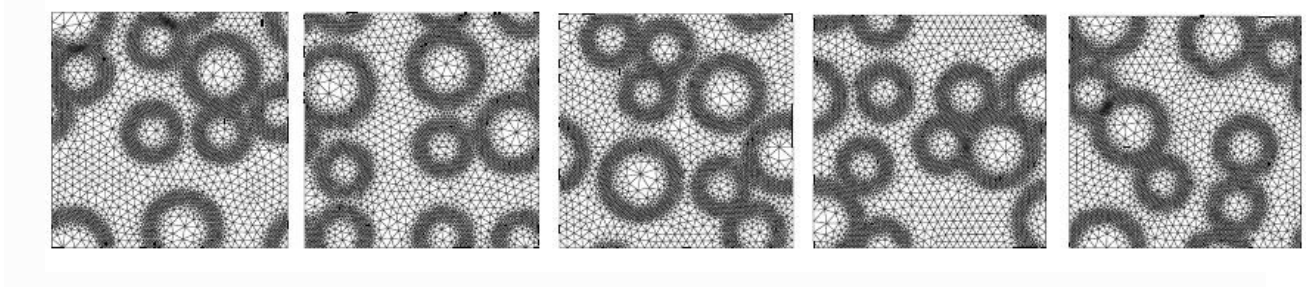


Figure I.6 Différentes réalisations (selon Gitman 2007)[19]

Dans le même contexte, Bouchedjra et al. [21] a confirmé le concept de Kanit [17] en utilisant un matériau polycristallin. Il a constaté qu'un agrégat polycristallin de moins de 100 grains nécessite plus de 10 réalisations pour l'analyse statistique. En conséquence, l'évaluation des constantes élastiques effectives du polycristallin peut être établie soit en effectuant un grand nombre de simulations sur de petits agrégats, soit en utilisant un petit nombre de simulations sur de grands agrégats.

Cette stratégie peut être résumée comme suit :

- Générer différentes réalisations de la microstructure pour 4 ou 5 tailles de volume différentes.
- Soumettre chaque microstructure aux conditions limites, telles que les conditions périodiques, et enregistrer la propriété apparente obtenue.

- Calculer la moyenne et la variance des propriétés apparentes pour chaque volume (V) avec un nombre suffisant de réalisations.

- Déterminer la précision souhaitée pour l'estimation de la propriété effective et, en fonction du nombre de réalisations, utiliser le modèle pour déduire la taille finale du VER.

La taille du VER appropriée doit être choisie de manière à contenir suffisamment d'informations pour prédire le comportement mécanique des matériaux hétérogènes. D'autres chercheurs ont étudié la convergence des propriétés effectives en fonction de la taille du VER. Singh et al. [22] ont proposé une étude de convergence pour déterminer la taille appropriée du VER pour une matrice métallique renforcée par des particules sphériques, en utilisant deux types de conditions aux limites : les conditions de déformations homogènes au contour (KUBC) et les condition périodicité (PBC). Ils ont conclu que le VER contenant 225 particules est jugé approprié pour obtenir les propriétés du matériau (Figure I.7) Méthodes analytiques classiques

L'optimisation de propriétés mécaniques des composites repose sur la connaissance de la relation entre la microstructure et la réponse macroscopique. Cela a été réalisé grâce au développement de modèles micromécaniques [23].

Pour évaluer le comportement mécanique des matériaux hétérogènes, il existe de nombreuses méthodes d'homogénéisation dans la littérature. Cette partie concerne la définition des différentes approches d'homogénéisation analytiques dans le domaine linéaire élastique. Dans l'élasticité classique, la méthode d'homogénéisation se classe en deux grandes familles pour déterminer le comportement mécanique des matériaux hétérogènes : les modèles analytiques, appelés parfois dans la bibliographie "modèles micromécaniques", et les bornes analytiques inférieures et supérieures.

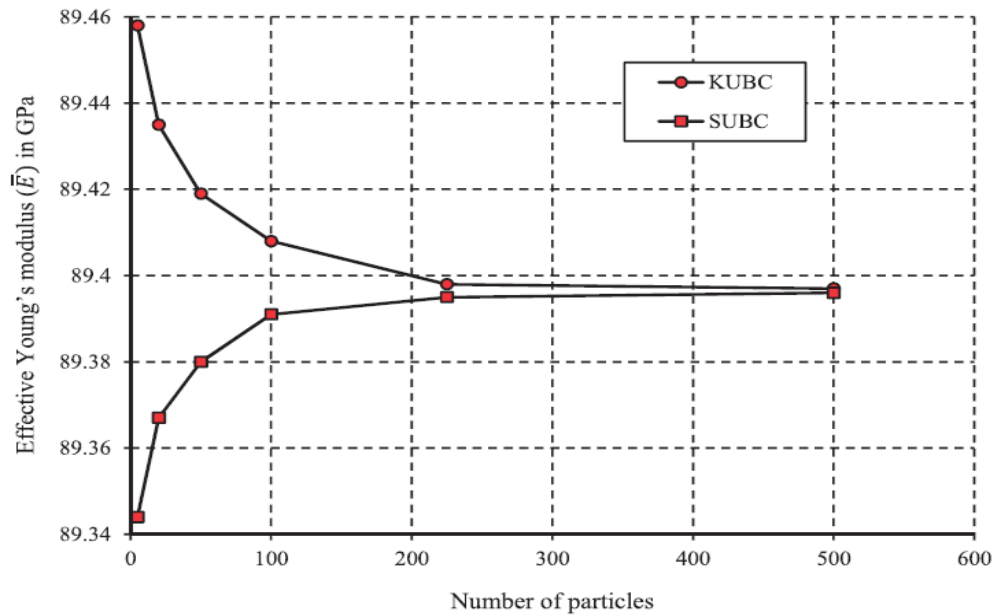


Figure I.7 Module de Young effectif avec nombre de particules molaires (25 % en volume).[22]

Les modèles analytiques diffèrent entre eux en fonction de la représentation de l'hétérogénéité et des conditions aux limites appliquées au VER [24]. Les bornes analytiques sont utilisées pour déterminer un intervalle contenant la solution idéale. Elles fournissent également un encadrement des propriétés mécaniques des matériaux hétérogènes.

Les bornes analytiques inférieures et supérieures sont plus proches lorsque la connaissance de la microstructure est meilleure[25]. En général, lorsque les rapports entre les différents modules de phase ne sont pas trop importants, les bornes dérivées sont suffisamment proches pour fournir une bonne estimation des modules effectifs [3].

Dans cette partie, nous commençons par la théorie d'Eshelby dans le domaine élastique linéaire, qui se concentre sur la résolution de ce qu'on appelle "le problème de l'inclusion", ainsi que sur les différents modèles basés sur le théorème d'Eshelby. Nous présentons ensuite quelques bornes analytiques simples, telles que les bornes de Voigt et de Reuss.

Nous terminons par une explication détaillée des applications et des inconvénients des modèles analytiques classiques.

#### 1.2.4. Problème d'Eshelby

Pour résoudre le problème d'Eshelby, deux problèmes importants ont été abordés dans la théorie d'Eshelby : le problème de l'inclusion et le problème de l'hétérogénéité, également appelé problème de l'hétérogénéité d'Eshelby.

#### *1.2.4.1. Problème de l'inclusion d'Eshelby (homogène)*

Le modèle d'Eshelby (1957) [26] constitue la base de la plupart des modèles micromécaniques classiques et est abordé dans de nombreux modèles mécaniques.

On considère  $(\Omega)$ , un milieu infini homogène, élastique et isotrope, appelé matrice, caractérisé par un module élastique  $(C^1)$  et non soumis à aucun chargement (ni contrainte ni déformation). D'autre part,  $(I)$  représente une zone ellipsoïdale à l'intérieur de ce milieu, appelée inclusion (voir Figure I.8). Cette inclusion est soumise à une déformation libre de contrainte  $\varepsilon_I^L$  à l'intérieur.

Eshelby stipule qu'à l'état d'équilibre, la déformation des inclusions  $\varepsilon_I$  est uniforme est donnée par la formule suivante :

$$\varepsilon_I = S^E . \varepsilon_I^L \quad .(I.5)$$

$S^E$  : est un tenseur d'ordre 4, appelé le tenseur d'Eshelby, calculé à partir des fonctions de Green. Ce tenseur, qui relie la déformation libre et la déformation de l'inclusion, dépend de la géométrie de l'inclusion (rapport de forme et orientation de l'ellipsoïde), ainsi que des propriétés mécaniques de la matrice.  $(C^1)$

#### *1.2.4.1. Problème d'hétérogénéité d'Eshelby*

Dans le problème de l'hétérogénéité, Eshelby considère que le milieu de l'inclusion hétérogène est résolu de la même manière que le milieu homogène. Ainsi, le problème de l'inclusion hétérogène est équivalent au problème de l'inclusion homogène.

On considère une inclusion de forme ellipsoïdale et hétérogène, de rigidité  $C_H$ , noyée dans une matrice infinie  $M$  de rigidité  $C_m$ , soumise à une déformation homogène  $E^0$  (**Figure I.9**).

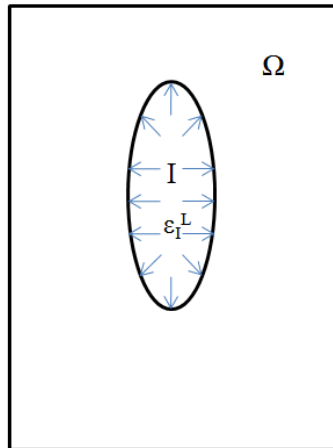


Figure I 8. Problème de l'inclusion d'Eshelby.

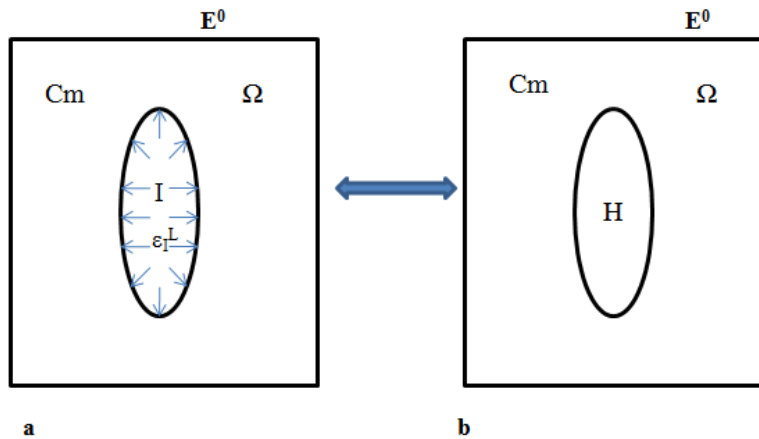


Figure I.9 Description de la théorie d'Eshelby : a) Problème de l'inclusion homogène et b) problème de l'hétérogénéité.

### 1.2.5. Schéma des distributions diluées

Ce modèle plus simple s'applique aux matériaux hétérogènes contenant un petit nombre d'inclusions, c'est-à-dire lorsque les interactions entre les inclusions ne sont pas prises en compte. Ce modèle s'applique également aux matériaux hétérogènes présentant une faible fraction volumique d'inclusions au sein de la matrice (une matrice infinie homogène (phase 1) de rigidité  $C_m$ , entourant des inclusions de rigidité  $C_i$  (phase 2-n))

Pour estimer les tenseurs de localisation  $A_r$  à chaque inclusion, on utilise l'expression suivante :

$$A_r = [I + S^E \cdot C_m^{-1} \cdot (C_i - C_m)]^{-1} \quad (1.6)$$

On identifie le module élastique effectif  $C^{eff}$  comme :

$$C^{eff} = C_m + \Sigma f_r \cdot (C_i - C_m) \cdot A_r \quad (1.7)$$

### 1.2.6. Les Bornes classiques (Borne d'encadrement)

La détermination des bornes des propriétés effectives des matériaux hétérogènes est une approche complémentaire à la recherche d'estimations de leur comportement effectif [27]. Dans ces paragraphes, les bornes qui sont apparues au début du XXe siècle, telles que les bornes de Voigt, de Reuss et de Hashin-Shtrikman, sont présentées.

#### 1.2.6.1. Bornes analytiques de Voigt (contrainte) et Reuss (déformation)

L'homogénéisation des propriétés élastiques a été utilisée pour la première fois par Voigt (1887) [25] et Reuss (1929) [28] pour l'estimation des constantes moyennes des polycristaux. Les bornes de Voigt et de Reuss, ou bornes du premier ordre, ont été les premières proposées dans le cas de l'élasticité isotrope. Ces bornes sont basées sur la loi de mélange et fournissent un encadrement simple des propriétés mécaniques effectives d'un matériau hétérogène. Il s'agit probablement du modèle le plus simple pour l'évaluation des propriétés mécaniques des matériaux composites, puisqu'elles nécessitent peu de données sur la microstructure, prenant uniquement en compte la fraction volumique de chaque phase de la microstructure et les tenseurs de rigidité. Les bornes de Voigt et de Reuss sont liées par deux lois fondamentales : la loi des séries et la loi parallèle, en supposant soit l'uniformité des contraintes, soit celle des déformations, comme le montre la Figure I.10

Dans ce cas, la loi des séries représente la limite de Reuss et suppose que la contrainte est constante dans tout le composite, égale à la contrainte macroscopique ( $\sigma : \Sigma$ ). La loi parallèle représente la limite de Voigt et suppose que la déformation est constante dans tout le composite, égale à la déformation macroscopique ( $\varepsilon : E$ ).

Sur la base des modèles précédents, un autre modèle, lié aux modèles de Voigt et Reuss, nommé l'approximation Voigt-Reuss-Hill (VRH), a été développé par Hill en 1952[29]. Selon Hill, les bornes de Voigt et Reuss fournissent respectivement des limites supérieures et

inférieures des constantes élastiques (comme le module de cisaillement), et il a suggéré d'utiliser la moyenne arithmétique (VRH) des deux bornes de Voigt et Reuss, ce qui donne des résultats satisfaisants.

La moyenne de Hill (VRH) est un schéma de moyenne simple basé sur trois modèles micromécaniques indépendants. Les expressions des tenseurs de rigidité effective sont données par les formules suivantes :

$$C^{Voigt} = C_m + \sum f_r \cdot (C_i - C_m) \quad (1.8)$$

$$S^{Reuss} = S_m + \sum f_r \cdot (S_i - S_m) \quad (1.9)$$

$C_i, C_m$  : Ce sont les tenseurs de rigidité respectivement de l'inclusion et de la matrice.

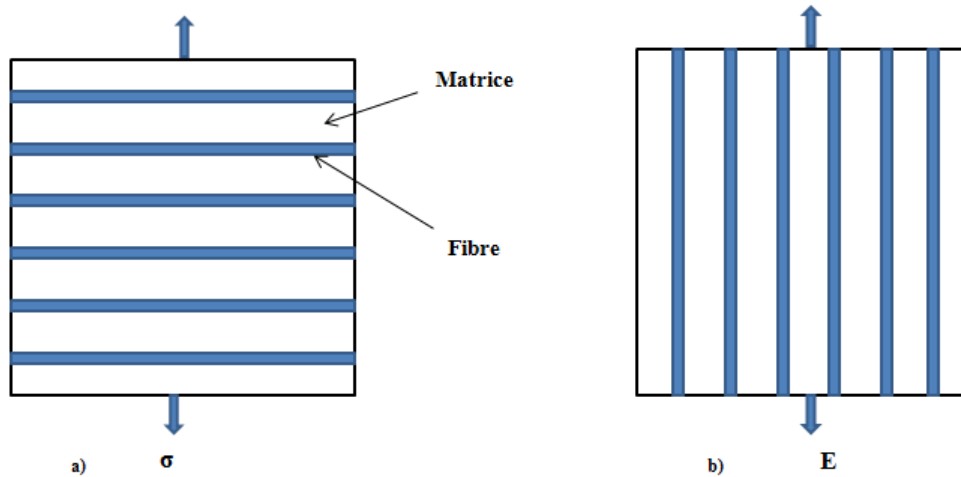


Figure I.10 Schéma des bornes analytiques de : a) Reuss (série), et b) Voigt (parallèle)

### 1.2.6.2. Bornes de Hashin et Shtrikman

Dans le cadre des matériaux biphasés, on peut appliquer des bornes plus strictes dans le domaine isotrope. Hashin et Shtrikman (1962)[30] ont proposé les bornes supérieures et inférieures variationnelles de second ordre, équations (1.10 et 1.11), qui fournissent un encadrement plus resserré des constantes élastiques effectives par rapport aux bornes de Voigt et Reuss. Les bornes de Hashin et Shtrikman nécessitent une meilleure connaissance de la structure microscopique par rapport à celles des bornes analytiques de Voigt et Reuss ; elles prennent également en compte la distribution des constituants au sein de la matrice. Selon Watt et al.[31], la moyenne Voigt-Reuss-Hill, largement utilisée, peut être une mauvaise approximation pour les

composites à deux phases et les polycristaux, et son remplacement par les bornes de Hashin-Shtrikman est recommandé. Hashin (1962) [32] a réalisé une étude pour l'évaluation des propriétés élastiques effectives d'un volume solide contenant des particules sphériques. Il a élaboré un modèle appelé "l'assemblage de sphères composites" (ASC). Un volume est occupé par des sphères composites, chacune d'entre elles étant constituée d'inclusions (particules) sphériques entourées d'une enveloppe matricielle concentrique, comme illustré dans la Figure I.11. Les bornes de Hashin-Shtrikman pour le module de compressibilité  $k$  sont :

$$k^{HS+} = k_i + \frac{1-f}{(k_m - k_i)^{-1} + f \left( k_i + \frac{4}{3} \mu_i \right)^{-1}} \quad (1.10)$$

$$k^{HS-} = k_m + \frac{f}{(k_i - k_m)^{-1} + (1-f) \left( k_m + \frac{4}{3} \mu_m \right)^{-1}}$$

Bornes de Hashin-Shtrikman pour le module de cisaillement  $\mu$  :

$$\mu^{HS+} = \mu_i + \frac{1-f}{(\mu_m - \mu_i)^{-1} + \frac{6f(k_i + 2\mu_i)}{5\mu_i(3k_i + 4\mu_i)}} \quad (1.11)$$

$$\mu^{HS-} = \mu_m + \frac{f}{(\mu_i - \mu_m)^{-1} + \frac{6(1-f)(k_m + 2\mu_m)}{5\mu_m(3k_m + 4\mu_m)}}$$

- $k_m, k_i$  sont les modules de compressibilité des phases matrice ( $m$ ) et inclusion ( $i$ ),
- $\mu_m, \mu_i$  sont les modules de cisaillement des phases,
- $f$  est la fraction volumique de la phase d'inclusion.

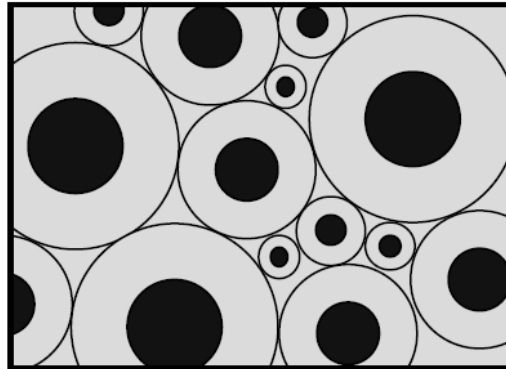


Figure I.11 Assemblage des sphères composites de Hashin (ASC) [33].

### 1.3. Les Modèles micromécaniques

De façon générale, les modèles micromécaniques permettent de prédire le comportement macroscopique des matériaux hétérogènes à partir des comportements de leurs différents constituants élémentaires (fibre et matrice). Généralement, plusieurs modèles micromécaniques ont été proposées dans la littérature. Dans les paragraphes suivants, nous présentons quelques-uns des modèles micromécaniques les plus connus dans la littérature.

#### 1.3.1. Modèle auto-cohérent

Le modèle auto-cohérent s'appuie sur la solution du problème d'Eshelby. Ce modèle, introduit par Hershey (1954)[34] et Kröner (1958) [35] pour décrire le comportement mécanique élastique des agrégats polycristallins, a été développé par Budiansky(1962) [36] pour la modélisation des matériaux composites contenant des inclusions sphériques. Ce modèle prend en compte les interactions entre les inclusions. L'idée principale de ce modèle consiste à supposer que chaque phase du matériau se compose d'inclusions ellipsoïdales (voir Figure I.12) du matériau, lesquelles sont incorporées dans un milieu homogénéisé (ou équivalent homogène) de propriétés effectives, qui possède des propriétés identiques à celles du milieu homogène recherché.

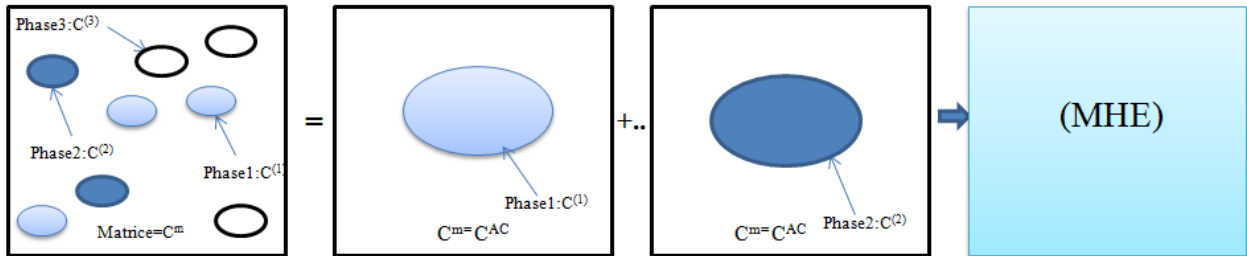


Figure I.12 Représentation du schéma auto-cohérent (1954)

$C^{AC}$  : propriété effective du milieu homogène

Le tenseur de localisation de auto-cohérent est exprimé par :

$$A_E^i = [I + S^E . S_m . (C_i - C_m)]^{-1} \tag{1.12}$$

et Le tenseur d'élasticité macroscopique est donnée par :

$$C^{AT} = C_m + \sum_r f_r (C_i - C_m) \cdot A_E^i \quad 1.13$$

### 1.3.2. Modèle de Mori-Tanaka

Mori et Tanaka (1973) [5] ont proposé une méthode micromécanique, basée sur la théorie d'Eshelby. Le modèle de Mori-Tanaka traite le problème de l'inclusion de manière similaire au modèle auto-cohérent. Ce modèle est très efficace pour la prédiction des propriétés mécaniques des matériaux hétérogènes biphasés, composés d'inclusions au sein d'une matrice. La méthode de Mori-Tanaka prend en compte l'effet des interactions existant entre les phases (inclusions) au sein de la matrice. Pour simplifier le modèle, Benveniste (1987)[37] a proposé une reformulation du modèle de Mori-Tanaka. La Figure I.13 illustre l'idée du modèle d'homogénéisation de Mori-Tanaka, où l'on observe que chaque inclusion est plongée dans un milieu infini, ou parfois appelé milieu de référence, qui est supposé homogène et possède les propriétés de la matrice. Le modèle de Mori-Tanaka est plus réaliste que celui du modèle auto-cohérent, car il considère que le milieu infini ou le milieu de référence est connu et représente la matrice, contrairement au modèle auto-cohérent, où le milieu homogène est inconnu. Par conséquent, le modèle de Mori-Tanaka fournit une résolution numérique simple et plus rapide[38].

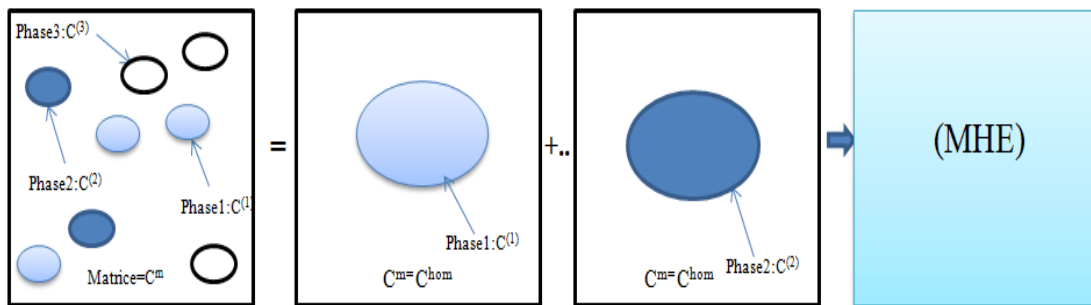


Figure I.13 Schéma de Mori Tanaka(1973)

Le tenseur de localisation de Mori Tanaka est exprimé par :

$$A_{MT} = A_E^i \cdot [\sum f^j \cdot A_E^j]^{-1} \quad I.14$$

Le tenseur d'élasticité macroscopique dans le modèle de Mori-Tanaka peut être exprimé par la formule suivante :

$$C^{MT} = C_m + \sum f_r \cdot (C_i - C_m) \cdot A_{MT}$$

I.15

#### 1.4. Choix d'un modèle micromécanique

Pour choisir le modèle qui donne la meilleure estimation des propriétés mécaniques effectives, plusieurs facteurs doivent être pris en compte, tels que la morphologie du matériau étudié, la fraction volumique des renforts et les propriétés de chaque phase. Bien que les approches analytiques (modèles et bornes) permettent d'obtenir une estimation raisonnable des propriétés mécaniques des matériaux hétérogènes, elles présentent cependant quelques inconvénients, et leur application reste limitée. La majorité des modèles et des bornes analytiques ne prennent en compte, au départ, que les propriétés mécaniques de la matrice et du renforcement, ainsi que leurs fractions volumiques respectives. Il est rapidement apparu que ces informations seules ne suffisent pas pour prédire avec précision de nombreuses propriétés [23].

Les méthodes analytiques (micromécaniques) définissent clairement le comportement du matériau composite uniquement dans les cas où les interactions entre les fibres sont négligeables. Elles ne sont donc pas adaptées aux cas où les fractions volumiques sont plus élevées. De plus, l'influence de la morphologie des phases et de leur disposition réelle dans la structure (distribution, orientation et interconnexion aléatoire des particules) n'est pas prise en compte dans les modèles analytiques, comme le modèle de Voigt et Reuss, qui se basent uniquement sur la connaissance des fractions volumiques de chaque phase de la microstructure, ou le modèle de Hashin et Shtrikman, se limite à certaines formes de renfort (fibres longues, petits disques, renforts sphériques). En outre, les bornes analytiques fournissent seulement un encadrement des propriétés mécaniques effectives[39].

D'autre part, les modèles micromécaniques, tels que le modèle d'Eshelby et le modèle auto-cohérent, n'intègrent pas l'effet de la plasticité ni des dommages, et ne peuvent donc pas prédire correctement la résistance et la ténacité du composite. Leur application se limite ainsi souvent au calcul des propriétés élastiques linéaire[40]. Sur la base de ces informations, et pour remédier à cette insuffisance dans le calcul mécanique des matériaux hétérogènes, des méthodes numériques multi-échelles plus efficaces, basées sur la méthode des éléments finis et la notion de volume élémentaire représentatif (VER), doivent être privilégiées.

## 1.5. Modèles numériques

Comme nous l'avons mentionné précédemment, les approches analytiques se limitent aux microstructures de forme simple. Afin de modéliser le comportement mécanique des matériaux hétérogènes, les approches numériques multi-échelles, basées sur les méthodes de simulation avancées, ont connu un grand succès ces dernières années. L'objectif des méthodes de changement d'échelles est de relier les grandeurs microscopiques et macroscopiques (micro/macro). La modélisation numérique utilisant la technique des éléments finis est illustrée dans la Figure I.14.

La caractérisation numérique des microstructures de matériaux complexes est un sujet de recherche crucial actuellement. L'application de la méthode des éléments finis (MEF) est largement utilisée pour modéliser la microstructure des matériaux hétérogènes. Toutefois, cette méthode nécessite un maillage conforme à la microstructure (la frontière des renforts coïncide avec les bords des éléments finis). Par conséquent, pour les microstructures plus complexes, contenant un nombre élevé d'hétérogénéités (renforts, vides, particules), la modélisation numérique devient une technique très complexe et lourde[41]. Il est donc nécessaire de développer des modèles qui ne requièrent pas d'adapter le maillage à la géométrie de la microstructure. Généralement, le choix des méthodes multi-échelles est lié à la discrétisation du volume élémentaire représentatif (VER) à l'échelle microscopique. Dans ce contexte, il existe deux catégories pour discrétiser la microstructure par la méthode des éléments finis : i) les méthodes basées sur la géométrie et ii) les méthodes basées sur les pixels/voxels. Dans le cas des méthodes basées sur la géométrie, les différentes constituantes, comme les fibres et la matrice, sont segmentées, et les modèles géométriques sont générés à partir des logiciels de simulation numérique (dans notre étude, nous utilisons le logiciel Zebulon). Parmi ces méthodes utilisées dans notre étude, on cite par exemple la méthode de maillage libre et la méthode de maillage multi-phases. En revanche, dans les méthodes basées sur les pixels/voxels, les éléments sont générés et analysés directement à partir de l'image de la microstructure. Dans le même contexte des méthodes basées sur la géométrie, deux classes de modèles numériques multi-échelles sont à définir dans cette partie : i) les modèles numériques basés sur une approche directe, et ii) les modèles numériques basés sur une approche indirecte. Il convient de noter que la qualification directe ou indirecte concerne la modélisation du renfort au sein de la matrice. En effet, dans une

approche directe, le renfort est discrétisé comme la matrice, tandis qu'il ne l'est pas explicitement dans une approche indirecte [42].

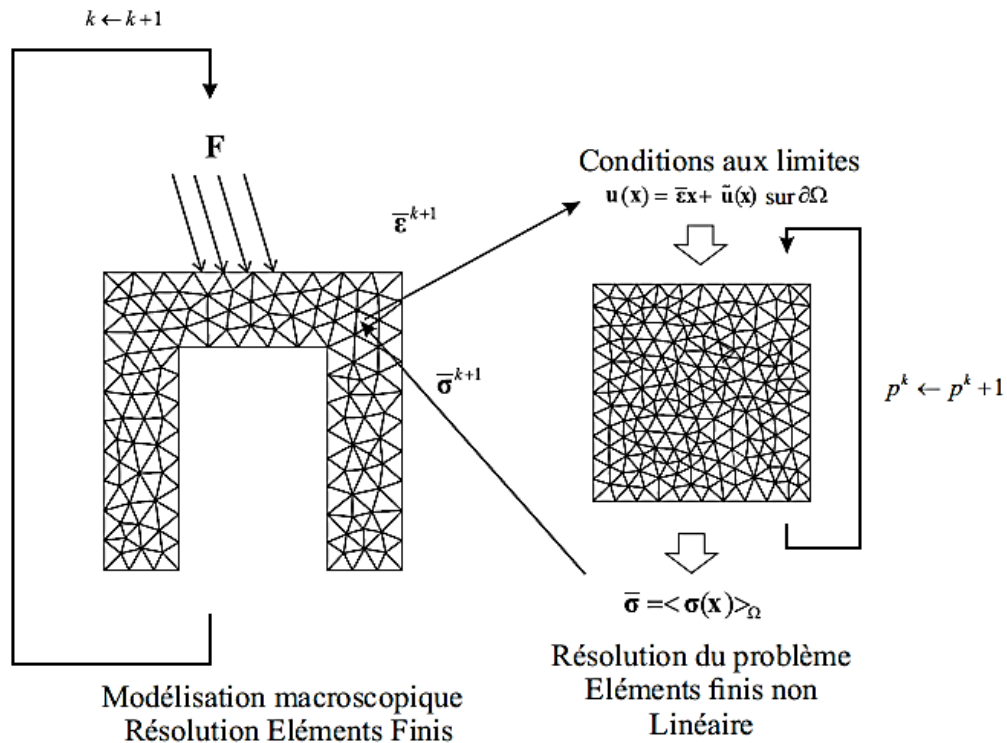


Figure I.14 Représentation schématique de la méthode (EF)[43].

### 1.5.1. Modèles numériques basés sur les pixels et les voxels

Les informations sur la microstructure d'un matériau sont généralement fournies sous forme de micrographie 2D discrétisée (ou, dans le cas 3D, sous forme de série de micrographies). L'image de la microstructure joue un rôle crucial pour intégrer les informations et les données d'entrée de la microstructure dans le modèle par éléments finis (EF) [44]. Les modèles d'éléments finis basés sur des voxels sont les plus connus et les plus efficaces par rapport aux méthodes classiques par éléments finis. Ces modèles s'appuient sur l'interprétation directe de l'image de la microstructure et construisent automatiquement le maillage des microstructures. Ils prennent également en compte la complexité de la géométrie des microstructures en 3D. Ces méthodes

consistent à transformer une image segmentée directement en un maillage d'éléments finis, puis à modéliser chaque voxel comme un élément fini.

La simulation numérique des images de microstructure a été proposée pour la première fois par Hollister et Kikuchi [45] sur du tissu osseux composite, en utilisant une technique de modélisation numérique basée sur l'image (DIB), combinée à la méthode d'homogénéisation, afin de calculer les contraintes dans la microstructure osseuse. Malgré quelques inconvénients, ils ont constaté que cette approche est plus efficace.

Keyak et al. [46] ont utilisé une approche par éléments finis basée sur des voxels sur les surfaces osseuses à l'aide de données tomographiques (*computed tomographic (CT)*), transformant automatiquement chaque voxel en un élément hexaédrique. La technique de maillage à base de voxels a été également utilisée sur des composites textiles dans [47].

Terada et al. [48] ont appliqué la méthode de modélisation (DIB) en conjonction avec l'homogénéisation asymptotique basée sur la notion de volume élémentaire représentatif (VER), afin d'étudier le comportement d'un composite à matrice métallique (MMC) constitué d'une matrice de nickel-aluminide (NiAl) renforcée par des fibres de chrome (Cr).. Ils ont conclu que l'analyse d'homogénéisation avec la technique de modélisation (DIB) a été jugée faisable en tant qu'analyse (VER). La procédure de modélisation numérique (DIB) est illustrée dans la (Figure I.15).

Mishnaevsky [49] a proposé une méthode éléments finis basée sur des voxels pour la reconstruction automatique et la génération de microstructures. L'évolution de la déformation et des mécanismes d'endommagement dans les composites Al/SiC a été simulée numériquement à l'aide d'un sous-programme développée par le code ABAQUS.

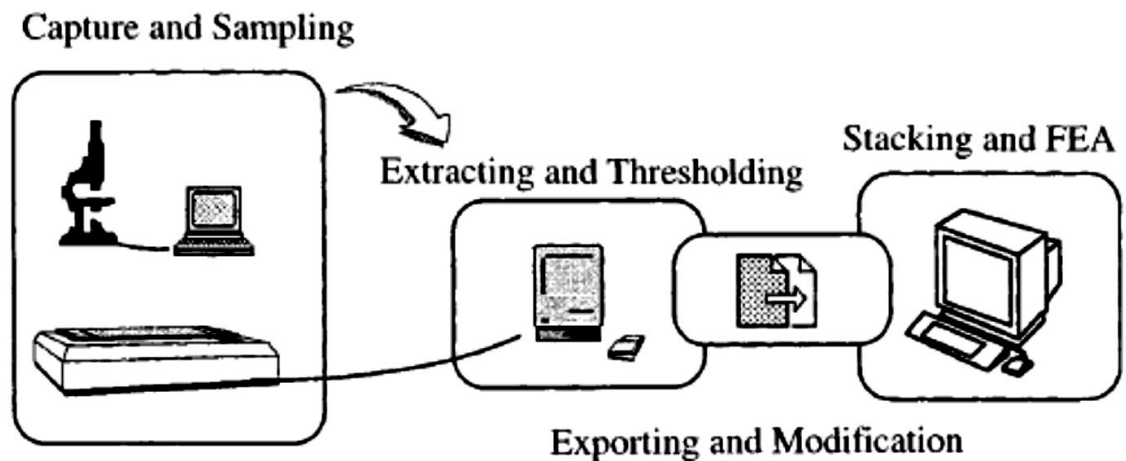


Figure I.15 Procédure complète de modélisation DIB, d'après[48].

Dans le même contexte, une autre méthode itérative a été utilisée, basée sur la série de Fourier, à savoir la transformée de Fourier rapide (méthode FFT), introduite par Moulinec et Suquet [50, 51] qui évite le maillage en exploitant directement les images de la microstructure pour étudier les propriétés effectives linéaires et non linéaires des microstructures complexes. L'un des principaux avantages de cette méthode est qu'elle utilise directement des images numériques de la microstructure, et les champs de contrainte et de déformation sont calculés à chaque pixel de l'image [52]. Un inconvénient des approches basées sur les voxels est leur coût de calcul, puisque la taille du modèle est celle de l'image, qui peut atteindre plus de  $1000^3$  voxels, produisant généralement un grand nombre d'éléments. Cela nécessite des techniques de solution avancées et des superordinateurs, [53]. En outre, la génération d'éléments à partir de voxels, de l'ensemble d'images tridimensionnelles, n'est pas une tâche triviale et implique des complexités importantes[54].

### 1.5.2. Modèles numériques basées sur une approche indirecte (Méthodes d'enrichissement et méthodes du renforcement intégré)

Bien que, dans de nombreux cas, seul le comportement mécanique macroscopique soit d'intérêt, les attributs de la microstructure de ce type de matériau sont extrêmement importants

pour une meilleure compréhension de leurs propriétés intrinsèques et pour une prédiction plus précise du comportement mécanique des matériaux [55]. Les défauts tels que les pores, fissures, vides et inclusions jouent un rôle crucial dans l'intégrité structurelle et la durabilité des composants [56]. Notre compréhension du comportement mécanique des matériaux composites peut être approfondie en utilisant des modèles de calcul prenant en compte la discrétisation explicite des fibres.

Comme nous l'avons évoqué, la modélisation par la méthode des éléments finis classique nécessite un maillage conforme à la géométrie de la microstructure. En conséquence, cette méthode ne permet pas facilement de modéliser des microstructures complexes. Pour remédier à ces limitations, de nombreux chercheurs ont privilégié l'utilisation de méthodes numériques basées sur une approche indirecte. Ces méthodes tiennent compte de la position, de la distribution et de l'orientation de chaque fibre au sein de la matrice, sans avoir besoin à les mailler explicitement. De plus, elles évitent les problèmes d'intersection entre les fibres et la matrice, ainsi que les discontinuités géométriques (fissures) dispersées à l'intérieur des éléments, ce qui est particulièrement utile pour les microstructures hétérogènes complexes comportant un grand nombre d'hétérogénéités. En somme, l'avantage principal des approches indirectes est que le maillage n'a pas besoin de se conformer à la géométrie de la microstructure, ce qui permet une réduction significative du temps de calcul par rapport à la méthode des éléments finis (MEF).

Parmi ces méthodes basées sur une approche indirecte, on peut citer, par exemple, la méthode de partition de l'unité (PUM), qui fait partie des méthodes dites « sans maillage ».

La méthode de partition de l'unité (PUM) est une méthode sans maillage dans la mesure où il n'est pas nécessaire de construire explicitement un maillage. Celui-ci est implicitement défini par la partition de l'unité, ce qui permet d'éviter le processus complexe de génération du maillage [57]. Un certain nombre de travaux de recherche se sont basés sur le concept de partition de l'unité (PUM). Dans ce contexte, deux méthodes principales basées sur la partition de l'unité (PUM) sont la méthode des éléments finis étendue (XFEM) et la méthode des éléments finis généralisée (GFEM).

Ces méthodes sont utilisées pour éviter et contourner les difficultés de maillage, telles que les fissures à l'intérieur des éléments, les déformations localisées et la géométrie complexe des microstructures [58]. De plus, elles sont particulièrement adaptées pour la modélisation des discontinuités géométriques. La Figure I.16 illustre la discrétisation du maillage d'un polycristal

selon les deux méthodes (XFEM / GFEM) ainsi que la méthode classique (MEF). On observe que pour les méthodes (XFEM) et (GFEM), le maillage est indépendant de la géométrie (disposition des joints de grains), contrairement au maillage par la méthode EF, où les bords des éléments doivent être conformes aux joints des grains, et des nœuds doubles doivent y être placés[58].

L'idée de la méthode des éléments finis étendue (XFEM) repose sur l'utilisation de fonctions d'enrichissement au sein des éléments finis pour modéliser des discontinuités et des inclusions sans avoir à les représenter explicitement par maillage. L'enrichissement des éléments vise à éviter l'analyse d'un plus grand nombre de fibres réparties de manière aléatoire au sein de la matrice. Parmi les avantages de la méthode XFEM, on peut citer le fait que le maillage est indépendant des détails internes, c'est-à-dire qu'il ne nécessite pas de maillage conforme pour des microstructures complexes. Legrain et al. [53] ont proposé l'application de la méthode XFEM couplée avec la méthode dite *level set* sur des images numériques de microstructures complexes afin d'obtenir des propriétés homogénéisées (Figure I.17).

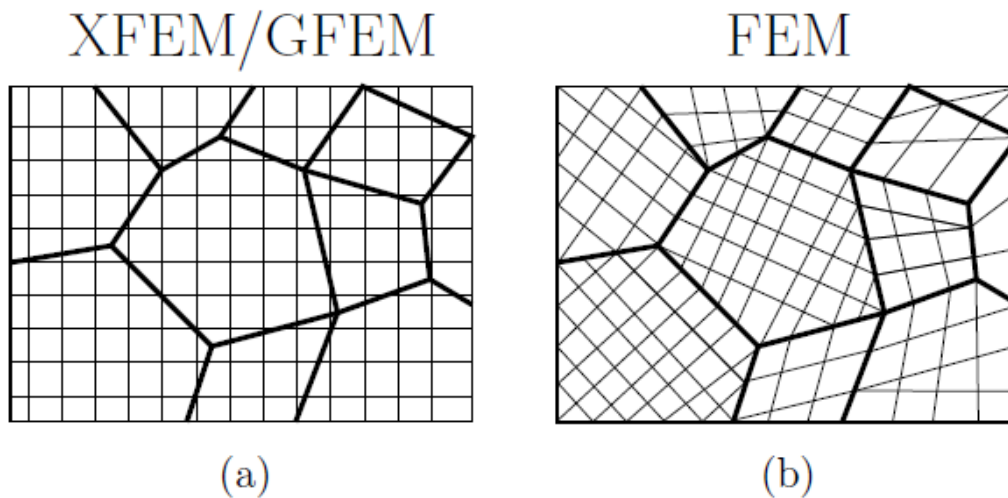


Figure I.16 Discretisation d'un problème de limite de grain pour a) un modèle XFEM/GFEM avec un maillage structuré et b) un modèle MEF(d'après.[58])

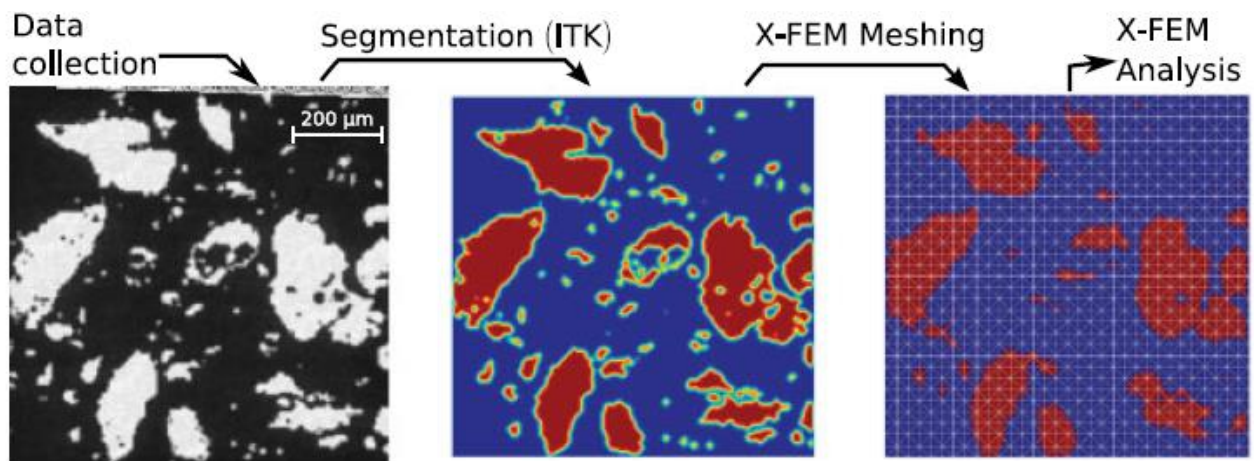


Figure I.17 Algorithme numérique : a) collecte de données (image de la microstructure d'un composite métallique), b) Segmentation de l'image, et c) maillage X-FEM. [53]

Savvas et coll. [55] ont utilisé l'approche XFEM couplée à une simulation de Monte Carlo sur un milieu hétérogène aléatoire avec des inclusions de forme arbitraire. Patil et al. [59] ont proposé une autre méthode des éléments finis étendus multi-échelles (MsXFEM) pour modéliser des matériaux hétérogènes. Cette méthode repose sur la combinaison de la méthode des éléments finis étendus (XFEM) avec la méthode des éléments finis multi-échelles. Ils ont conclu que l'utilisation de MsXFEM conduit à une réduction significative du temps de calcul par rapport à la méthode XFEM.

Lian et al. [60] ont réalisé une comparaison entre les deux méthodes : XFEM/*Level Set* et la méthode des éléments finis à base de voxel que nous avons présentée précédemment. Ils ont conclu que la méthode XFEM/*Level Set* est plus efficace que la méthode à base de voxel.

La deuxième méthode s'appelle la méthode généralisée des éléments finis (GFEM), ou "méthode de regroupement des éléments", développée par Strouboulis et al. [61], l'opération d'enrichissement de cette méthode est basée sur des fonctions appelées "fonctions de forme".

Le principal avantage de la méthode (GFEM) est sa capacité à résoudre des problèmes dans des domaines à géométrie complexe (discontinuités). Une discussion sur l'application du GFEM est présentée dans [62]. D'autre part, un certain nombre de recherches ont été menées pour l'intégration des fibres discrètes individuelles dans un continuum discrétisé sans les mailler. Cette démarche est parfois appelée "méthode du renforcement intégré".

Radtke et al. [63] ont utilisé une approche prenant en compte la distribution des fibres discrètes, basée sur la méthode de partition de l'unité (PUFEM), avec une distribution de fibres considérées comme des inclusions élastiques discrètes au sein de la matrice cimentaire, sans les mailler explicitement (Figure 1.8). Cette approche prend en considération la définition du comportement constitutif de la fibre-matrice.

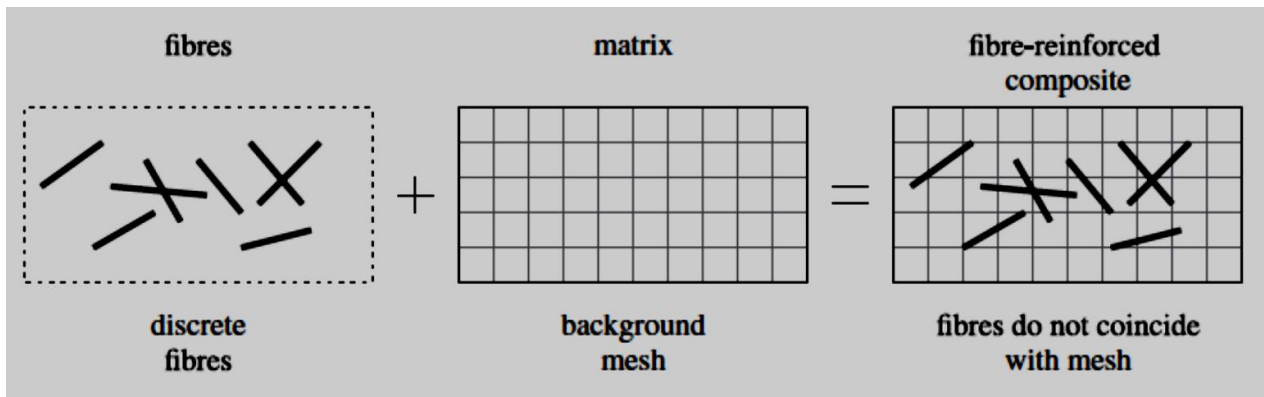


Figure I.18 Un composite renforcé par des fibres est décrit en superposant des fibres discrètes sur un maillage de fond. Notez que les fibres ne sont pas maillées. [63].

Dans le même contexte, concernant les modèles basés sur le traitement explicite des fibres individuelles, Cunha et al.[64] ont appliqué une approche numérique pour la simulation des fibres d'acier (FRC) en utilisant des éléments de câbles linéaires à deux nœuds. Le (FRC) a été modélisé comme un matériau composé de deux phases. Bitencourt Jr et al. [65] ont utilisé un nouveau modèle numérique avec discrétisation explicite sur les fibres d'acier pour simuler le comportement du béton renforcé de fibres d'acier (SFRC). Dans ce cas, les fibres sont modélisées en utilisant des éléments finis à deux nœuds (éléments en treillis).

Kebir et Ayad [66] ont développé un autre modèle numérique multi-échelle basé sur une approche directe dite "fibre projetée" (FP), qui est associée à la distribution aléatoire de fibres au sein de la matrice, en utilisant la méthode des éléments finis. Ils ont découvert que cette technique permettait d'évaluer facilement les propriétés effectives (module de Young et coefficient de Poisson) des composites de polypropylène renforcés de fibres courtes de chanvre, générées aléatoirement dans un VER. L'idée principale de cette méthode est la séparation ainsi

que la discrétisation des fibres par des éléments finis en barre (2 nœuds), tandis que la matrice est maillée par des éléments triangulaires à 3 nœuds (Figure I.19).

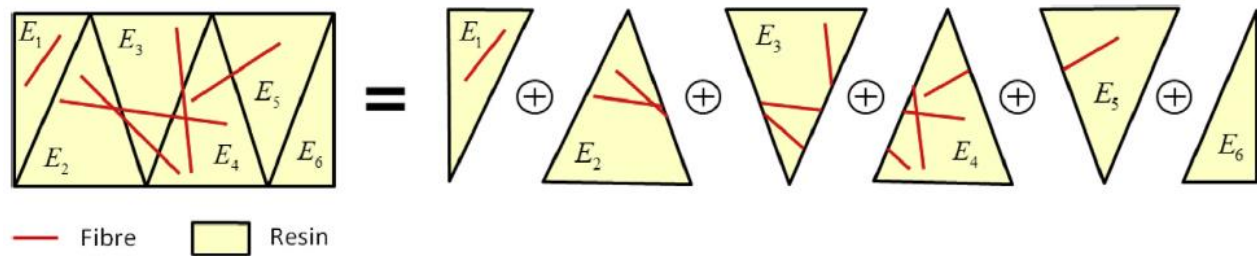


Figure I.19 Principe numérique de l'approche FP.(d'après[66])

### 1.5.3. Modèles numériques basés sur une approche directe

Numériquement, la détermination du comportement mécanique des matériaux hétérogènes nécessite de choisir un volume élémentaire représentatif (VER), puis de définir la géométrie globale (les fibres et la matrice) du matériau. Enfin, il faut réaliser le maillage de la microstructure et effectuer la simulation numérique [67].

Le choix d'un maillage réaliste de la géométrie de la microstructure, qui tient compte de toutes les hétérogénéités, est une étape cruciale pour la modélisation numérique. De manière générale, il existe deux méthodes pour incorporer les informations sur la microstructure dans le modèle d'éléments finis (EF) : i) soit imposer une image de la microstructure complexe sur un maillage EF simple sans adapter le maillage aux frontières des phases microstructurales et sans modifier le maillage, ou ii) construire un maillage systématique (EF) à partir des images de micrographie [44]. Deux méthodes basées sur une approche directe sont proposées dans ce chapitre pour la discrétisation de l'interface fibre-matrice : (i) la méthode de maillage libre et (ii) la méthode de maillage multi-phase (MPFE).

#### 1.5.3.1. Méthode de maillage libre (éléments triangulaires de Delaunay)

La triangulation de Delaunay, ou maillage libre, est un maillage qui respecte les interfaces et génère des maillages triangulaires sans chevauchement ni vide, en reliant des points d'échantillonnage dispersés dans le domaine du problème [68]. La triangulation de Delaunay est généralement réalisée dans un volume élémentaire en 2D ou en 3D, et les constituants (fibres et

matrice) sont discrétisés par le même type d'élément. Kari et al. [69] ont utilisé la méthode de maillage libre avec des éléments tétraédriques à 10 nœuds pour évaluer les propriétés mécaniques des matériaux composites à fibres courtes distribuées aléatoirement (RDSF) et des fibres courtes distribuées de manière transversale aléatoire (TRDSF), en faisant varier la fraction volumique et le rapport d'aspect (Figure I.20). Ils ont conclu qu'il n'y avait pas d'influence significative sur les propriétés matérielles avec l'augmentation du rapport d'aspect pour les fibres courtes distribuées de manière aléatoire. Cependant, ils ont montré que la fraction volumique des fibres influençait les propriétés mécaniques effectives. Gusev et al. [70] ont utilisé la méthode de maillage libre avec un maillage périodique en trois dimensions de tétraèdres de Delaunay pour évaluer le comportement élastique des composites à base d'époxy. Ils ont également étudié l'influence de la distribution aléatoire des fibres sur le comportement mécanique et ont conclu que la distribution aléatoire des fibres influençait les constants élastiques transversaux.

Fedaoui et al. [71] ont proposé une méthode d'homogénéisation, utilisant des éléments triangulaires de Delaunay bidimensionnels (3 nœuds), pour estimer la réponse élastique-plastique d'un matériau hétérogène aléatoire à  $N$  phases. Dans le but de démontrer l'efficacité de la méthode de maillage libre dans le calcul numérique en utilisant la méthode d'homogénéisation, Kanit et al. [17] ont proposé une comparaison entre deux types de maillage : un maillage régulier multiphase et un maillage libre avec des éléments tétraédriques, appliqués à la microstructure de mosaïque de Voronoï (Figure I.21). Les contraintes et déformations moyennes obtenues dans les deux cas de maillage sont identiques, bien que des différences légères apparaissent pour les champs locaux. De manière générale, le principal inconvénient de cette technique réside dans le fait qu'elle nécessite un nombre plus élevé d'éléments par rapport à la méthode des éléments finis multiphases. Cette différence dans le nombre d'éléments influence le temps de calcul ainsi que la mémoire nécessaire sur la machine [67].

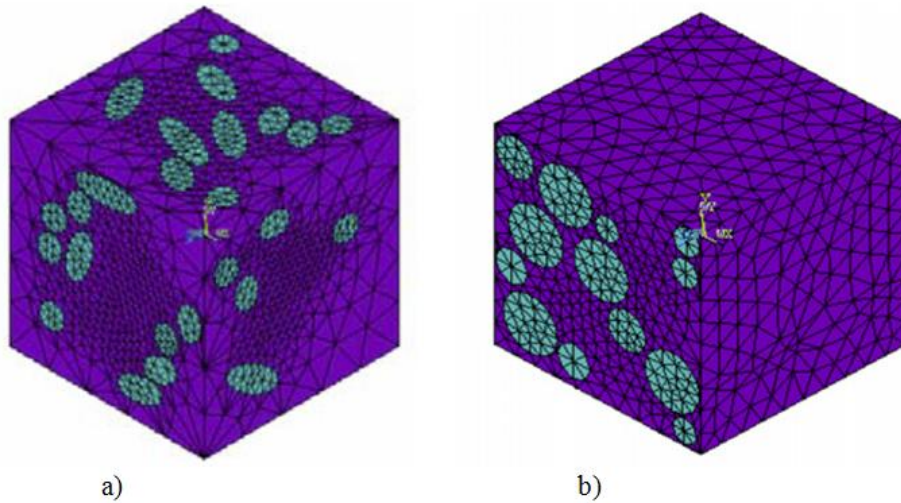


Figure I.20 Maillage libre d'un composite à fibres courtes : a) distribuées de manière aléatoire (RDSF) et b) distribuées de manière transversale (TRDSF) (d'après [69])

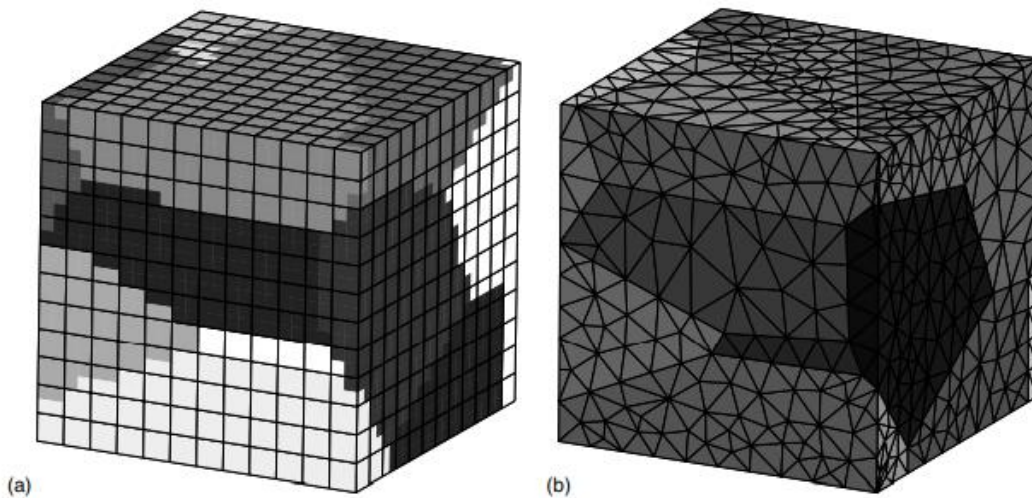


Figure I.21 Maillage d'un agrégat de 20 cellules Voronoi, selon a) la technique des éléments multi phases (MPF) et b) la méthode des triangulations de Delaunay (maillage libre) [17].

Dans le même contexte, et dans le but de surmonter les difficultés liées à la modélisation des microstructures complexes, on peut appliquer une méthode des éléments finis basée sur les cellules de Voronoï (VCFEM), également appelée méthode des éléments finis polygonaux (Poly FEM). La méthode VCFEM a été étendue aux problèmes élastiques, linéaires [72] et élastoplastiques [73]. En 1991, Ghosh et Mukhopadhyay [74] ont développé la méthode des

éléments finis à cellules de Voronoï (VCFEM) pour l'analyse des matériaux hétérogènes, notamment les inclusions distribuées de manière aléatoire. Cette méthode est particulièrement efficace pour modéliser des géométries complexes de matériaux composites et poreux. Un seul élément est nécessaire pour représenter une inclusion, et chaque cellule est constituée d'une hétérogénéité (particules) et de la matrice de voisinage qui l'entoure, comme le montre la figure I.22.

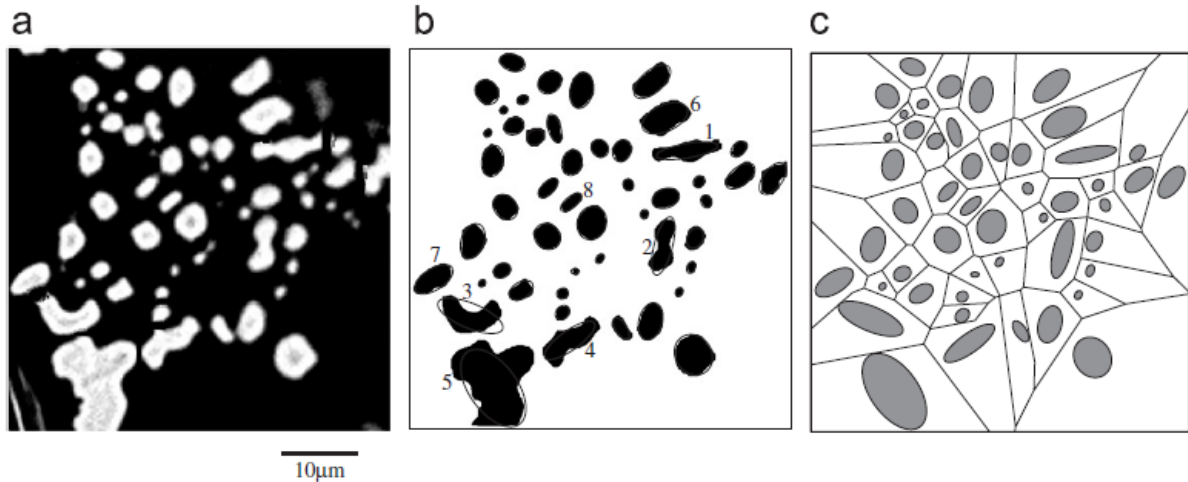


Figure I.22 (a) Micrographie MEB d'une microstructure, b) une micrographie d'image en noir et blanc filtrée et (c) la microstructure maillée en utilisant la tessellations de Voronoï modifiée. [75]

### 1.5.3.2. Méthode de maillage multiphase (MPFE)

La méthode des éléments finis multiphases est une technique de construction systématique basée sur la méthode des éléments finis. Cette technique consiste à superposer un maillage d'éléments finis sur une image réelle (obtenue par diverses techniques d'imagerie telles que le MEB ou la tomographie aux rayons X), ou sur des images virtuelles (générées par différents algorithmes de génération de microstructures, comme le processus aléatoire de Poisson ou l'adsorption séquentielle aléatoire [RSA]). Les propriétés sont affectées à chaque point d'intégration dans l'élément, c'est-à-dire que le maillage d'éléments finis de la microstructure est indépendant de la disposition des phases dans le matériau. Dans ce cas, un maillage simple peut être utilisé pour les simulations de la déformation dans des microstructures complexes (3D), contrairement à la majorité des méthodes basées sur la méthode des éléments finis (MEF), qui exigent l'utilisation de maillages très fins, ce qui diminue considérablement l'efficacité [44]. De

nombreuses études ont été menées pour réaliser une modélisation numérique par la technique de maillage multiphase sur des images de microstructure en mécanique des matériaux. Lippmann[76] a utilisé la méthode des éléments finis multiphases (MPFE) avec des images 3D des microstructures.

Kanit et al. [17, 77] se sont concentrés sur la modélisation des images de la microstructure par la méthode MPFE, afin de calculer les propriétés apparentes. La première étude a utilisé une microstructure virtuelle de type mosaïque de Voronoi, générée par le processus aléatoire de Poisson, tandis que la seconde a été réalisée sur des microstructures réelles hétérogènes, telles que celles de la crème glacée.

El Moumen (2014) et Bahraoui (2016) [78, 79] ont utilisé cette méthode avec des images réelles de polypropylène (PP) renforcé avec des agrégats naturels de la coque de la noix d'argan (GCNA), obtenues par observation microscopique, afin de prédire le module de Young effectif. Leurs résultats montrent que l'incorporation de charges naturelles dans les matériaux polymères entraîne une amélioration des propriétés mécaniques. De plus, un bon accord entre les résultats expérimentaux et numériques a été observé pour de faibles fractions volumiques.

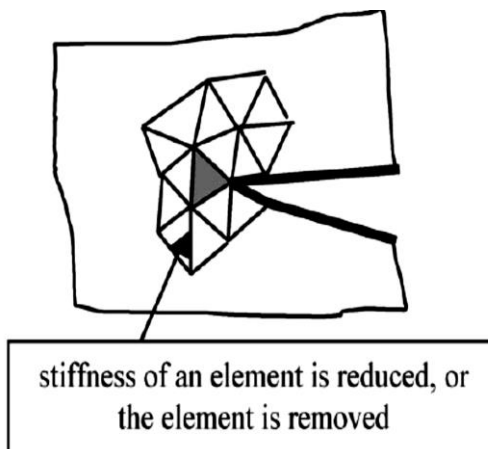


Figure I.23 Schéma d'élimination ou adoucissement d'un élément fini.( d'après[80]).

Djebara et al. [81] ont appliqué l'approche MPFE avec des images virtuelles, en utilisant le processus de Poisson, pour estimer le module d'élasticité effectif des nano-composites de polypropylène/argile. Ils ont conclu que le module de Young augmente progressivement avec l'augmentation de la fraction volumique des nano-plaquettes d'argile. Les résultats obtenus

montrent également que les modèles analytiques peuvent être utilisés pour estimer les propriétés mécaniques dans le cas de faibles fractions volumiques.

Sukiman et al. [82] se sont intéressés à l'utilisation de la technique des éléments multiphasés (MPFE) pour des composites renforcés par des fibres courtes à orientation aléatoire et des fibres longues. Dans le même contexte, cette technique a été utilisée pour modéliser la fracture dans un matériau hétérogène. Mishnaevsky Jr et al. [80] propose la méthode des éléments multiphasés (MPFE) combinée à la technique d'élimination des éléments (EET), qui repose sur la quasi-élimination des éléments finis remplissant une condition de défaillance, afin de simuler l'initiation et l'évolution des fissures (étapes de la rupture). La figure (I.23) illustre le schéma de l'approche d'élimination des éléments finis (EET).

Il est démontré que les deux techniques (MPFE et EET) sont très efficaces pour comprendre la déformation et l'évolution des dommages dans les matériaux hétérogènes. Les éléments classiques bilinéaires à quatre nœuds et biquadratiques à huit nœuds, respectivement (c2d4) et (c2d8) (Figure I.24), sont souvent les plus utilisés par les chercheurs dans un maillage multiphase de la microstructure. Voir les articles de Kanit et al.[17], Kaddouri et al. [83], Sukiman et al.[84], tous ont utilisé des éléments classiques pour la nouvelle technique des éléments finis multi-phases. Ces éléments carrés assurent une distribution uniforme des nœuds le long des bords de l'image [85].

Mishnaevsky Jr et al. [44], dans leur étude sur la croissance des fissures dans les aciers à outils et l'effet de la microstructure sur la croissance des fissures et la résistance à la rupture, ont utilisé les deux types de maillage : les éléments finis monophasés et multiphasés. Ils ont constaté que la simulation numérique utilisant ces deux types de maillage donne des résultats très proches

Cependant, l'utilisation des éléments finis monophasés est une opération lourde, car la reconstruction des limites de phase, qui ont une forme irrégulière, est très compliquée dans les modèles monophasés. Par conséquent, le principal avantage des éléments multiphasés par rapport aux éléments monophasés classiques réside dans leur flexibilité dans la construction du modèle d'éléments finis, ainsi que leur efficacité numérique [76]. Cela en fait un choix privilégié pour de nombreux chercheurs et le meilleur choix dans notre étude actuelle.

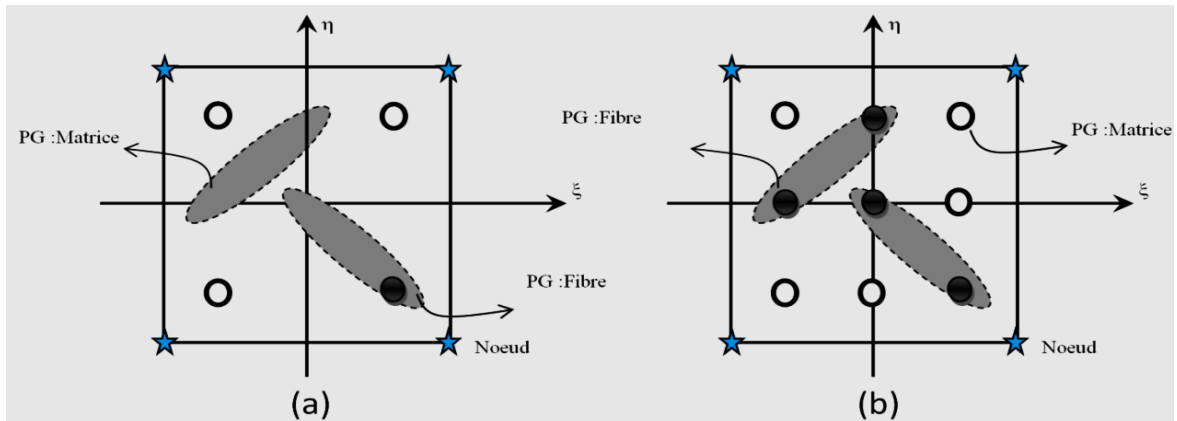


Figure I.24 Différentes phases avec un maillage multi phase : (a) élément (C2d4), et (b) élément (C2d8).

## 1.6. Synthèse

Ce chapitre est consacré à la présentation détaillée des différentes approches multi-échelles, tant analytiques que numériques, utilisées dans la caractérisation mécanique des matériaux hétérogènes. Il commence par une présentation générale de l'approche d'homogénéisation et de la notion de volume élémentaire représentatif (VER). Ensuite, nous avons mené une revue bibliographique des différentes méthodes d'homogénéisation analytiques classiques ainsi que des approches numériques multi-échelles pour prédire le comportement mécanique des microstructures complexes.

Dans ce chapitre, nous discutons également des avantages et des inconvénients de deux techniques principales : la méthode du maillage libre et la méthode du maillage multi-phases (MPFE), en mettant en relief leurs impacts sur le temps de calcul et le nombre d'éléments finis nécessaires.

---

## **2. Étude expérimentale du matériau composite à base de fibres de palmier dattier**

---

## **2.1. Introduction**

Ces dernières années, l'utilisation de fibres naturelles telles que le lin, le jute et le chanvre [82] pour le renforcement des bio-composites a suscité un intérêt croissant chez les chercheurs, en raison de leur faible coût et de leurs propriétés mécaniques élevées. Les fibres naturelles se classent en trois groupes selon leur origine : les fibres végétales, qui contiennent de la cellulose, l'un des principaux composants des fibres végétales ; les fibres animales, comme celles des cheveux et de la soie ; et les fibres minérales, obtenues à partir de minéraux tels que les fibres d'aluminium [86] . Ces fibres naturelles présentent de nombreux avantages par rapport aux fibres synthétiques : elles sont moins chères, renouvelables, plus légères **et** non corrosives. De plus, elles peuvent être utilisées comme matériaux écologiques [87, 88] Selon des études mondiales, la fabrication de composites polymères renforcés de fibres naturelles a généré un chiffre d'affaires d'environ 2,1 milliards de dollars en 2010 [89].

Nous abordons dans ce chapitre, l'élaboration et la caractérisation d'un biocomposite à base de fibre de palmier dattier et une matrice en PVC (polychlorure de venyle). Le but est d'estimer expérimentalement les propriétés élastiques de ce composte qui servira par la suite à la validation numérique de la nouvelle approche dite éléments finis multiphases.

## **2.2. Palmiers dattiers**

Les palmiers dattier (*Phoenix dactylifera*) sont l'un des arbres fruitiers les plus anciens de la nature. Cet arbre appartient à la famille des palmiers (*Arecaceae*). Le palmier dattier joue un rôle important dans la flore existante et dans le tissu socio-économique qui lui est associé, notamment dans la région du Moyen-Orient et nord-africaine. On estime que de 2,6 à 2,8 millions de tonnes de déchets de palmier dattier sont produites chaque année. Les dattes sont principalement produites dans plusieurs pays, tels que l'Algérie, l'Arabie saoudite...etc.

Le tableau II.1 illustre le nombre total de palmiers dattier cultivés dans les pays arabes, d'après un comptage effectué par l'Organisation arabe pour le développement agricole (OADA) en 2015 [46, 90]

## Chapitre 2 Étude expérimentale du matériau composite à base de fibres de palmier dattier (Lif)

Pays	Nombre d'arbres (×1000)	Pays	Nombre d'arbres (×1000)
Égypt.	14.96	Libye	2100.00
Alegria	15500.00	Maroc	4954.13
Saudia Arabica	12000.00	Kuwait	312.21
Iraq	10475.00	Yémen	4623.00
UAE	16757.94	Soudan	2446.00
Oman	6383.00	Qatar	517.16
Tunisie	3335.80	Jordan	332.64
Bahreïn	376.70	Mauritanie	600.00
Syrie	68.60	Palestine	301.20

Tableau II.1 Nombre de palmier dattier cultivés dans la région MENA (2015) [91]

### Morphologie

Le palmier dattier est un arbre à feuilles persistantes qui pousse dans un climat tropical sec. Il possède une tige élancée et de nombreuses branches. Lorsque le fruit de la datte commence à mûrir, il est d'abord de couleur verte, puis évolue progressivement vers le jaune et le rouge jusqu'à devenir assez foncé (figure II.2)[92]. La structure du palmier dattier comprend plusieurs parties : a) la grappe, b) les feuilles pennées, c) le tronc, d) la maille de fibres de palmier (Lif), et e) le pétiole (figure II.1).

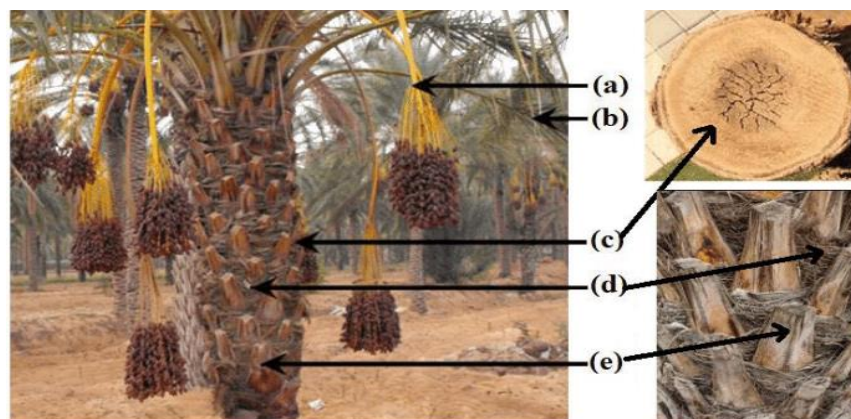


Figure II.1 Présentation schématique d'un palmier dattier : a) grappe, b) palmes (c) tronc d) maille de fibres de palmier, e) pétiole.[93]

### ***2.2.1.1. Le stipe***

Le stipe cylindrique, appelé le tronc, prend la forme d'une tige très robuste qui supporte le poids du palmier. Il est utilisé pour les fondations des maisons, les ponts et les meubles tels que les bancs [95]. Le stipe (ou tronc) est composé de fibres pétiolaires reliées les unes aux autres, de l'intérieur vers l'extérieur. Cela explique pourquoi le bois est plus dur à l'extérieur qu'à l'intérieur [96].

### ***2.2.1.2. La Palme***

Les palmes, également appelées 'djerid', sont des feuilles composées et pennées. Leur longueur peut atteindre 6 à 7 mètres (Figure II.3) [97]. Chaque année, de 10 à 20, voire jusqu'à 30 nouveaux palmiers apparaissent. Les jeunes palmiers ont de grandes feuilles entières à nervures pennées, qui sont d'abord repliées sur elles-mêmes. Le limbe déchire ensuite les plis au fur et à mesure de leur croissance, séparant chaque élément pour former une feuille composée [95].

### ***2.2.1.1. Le grappe***

La grappe, également appelée 'bras', soutient le bouquet de fruits du palmier. Elle peut contenir plus de 1 000 dattes. La grappe est attachée au palmier par la hampe, qui est si solide qu'il faut la scier pour la décrocher[98].

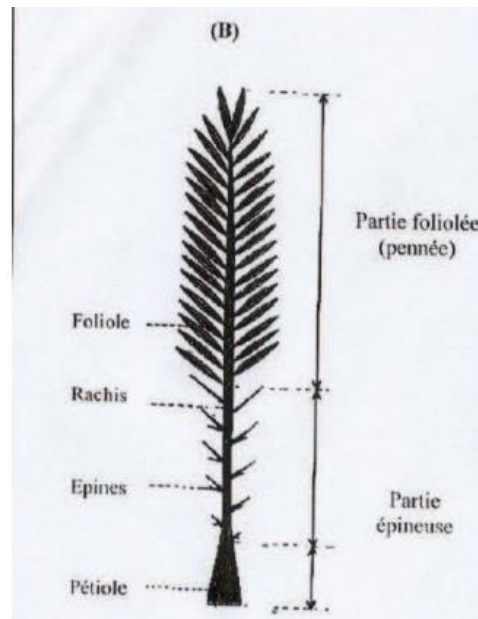


Figure II.2 schématique d'une palme de palmier dattier [97]

#### **2.2.1.2. Pétiole**

Lorsque les briques ou les pierres habituelles n'étaient pas disponibles, les pétioles étaient utilisés pour aligner les parois des puits ouverts. Généralement, ils étaient utilisés par les pêcheurs pour faire flotter leurs filets [99].

### **2.3. Fibre de palmier dattier**

Le palmier dattier est un grand palmier fruitier caractérisé par une structure fibreuse, composée de plusieurs types de fibres : fibres de bois du tronc, fibres de feuilles, fibres de tige (grappe), fibres de surface et fibres de Lif. [100]. Les fibres de palmier dattier sont l'une des fibres naturelles les plus abondantes, notamment en Algérie, où l'on compte environ 18,6 millions de palmiers [101].

Il existe plusieurs variétés de palmiers dattiers, en particulier dans la région de Biskra : Deglet-Nour, El Ghers, Dhokar, etc. Les figures (II.4) et (II.5) illustrent la proportion des palmiers dattiers dans la région de Biskra et les principaux composants chimiques des fibres du palmier dattier.

## Chapitre 2 Étude expérimentale du matériau composite à base de fibres de palmier dattier (Lif)

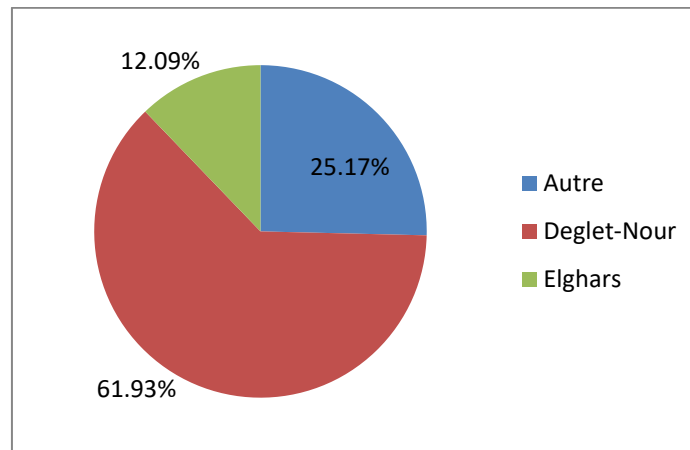


Figure II.3 Proportion des palmiers dattiers dans la région de Biskra [102]

Les principaux composants des fibres du palmier dattier sont constitués de 46 % de cellulose, 20 % de lignine et 18 % d'hémicellulose, [103] (Figure II.5). D'autres détails sont présentés sur le Tableau (II .2).

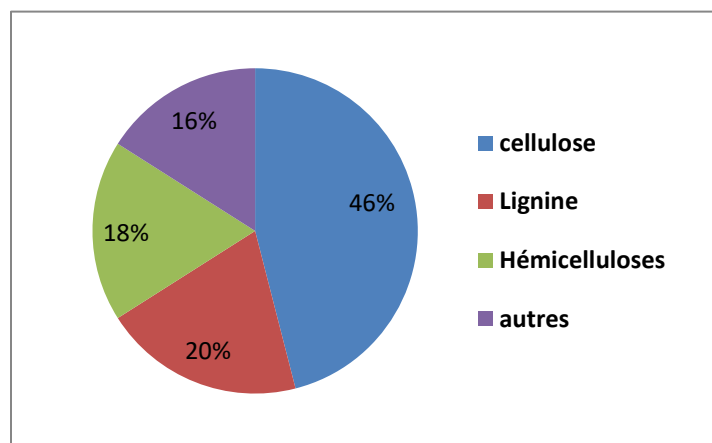


Figure II.5. Les principaux composants chimiques des fibres du palmier-dattier.

Spécimen de fibre	DPF - Pétiole de feuille (A)	DPF - Rachis de régime (AA)	DPF - Fibre de gaine foliaire (G)	DPF - Fibre de tronc (L)
<b>Cellulose (%)</b>	35.00	44.00	43.50	40.00
<b>Hémicellulose (%)</b>	15.40	26.00	24.00	9.75
<b>Lignine (%)</b>	20.10	11.00	18.00	29.50

Tableau II.2 Constituants chimiques de la fibre de palmier dattier (DPF).[104, 105]

Les fibres de palmier dattier représentent une alternative prometteuse aux fibres synthétiques dans l'industrie des composites **polymères** pour des applications structurelles et semi-structurelles avancées..[104].

### **2.3.1. Sous-produits de palmier dattier et leurs applications**

D'un point de vue économique, la production de fruits de palme présente un grand avantage : la production de dattes est passée, au niveau mondial, de 1,8 million de tonnes en 1961 à 5,4 millions de tonnes en 2001[97]. En Algérie, les palmiers dattiers sont principalement cultivés dans les wilayas sahariennes, notamment dans la région de Biskra. Le palmier dattier offre une vaste gamme de sous-produits exploités par la population saharienne, à savoir[106]

- Le jus de dattes extrait, utilisé comme sucrerie.
- La farine de dattes, utilisée dans la fabrication du pain.
- Le tronc d'arbre, utilisé comme matériau de construction et bois de chauffage.
- Les palmes sèches, utilisées pour fabriquer des chapeaux, des paniers, etc."

### **2.3.2. Déchet du palmier dattier**

Généralement, en raison de la haute valeur nutritive du fruit du palmier dattier, ses déchets sont utilisés comme aliments pour animaux ou même comme engrais. Un palmier dattier génère environ 20 kg de déchets par an [107]. Les palmiers dattiers produisent chaque année des déchets sous forme de frondes, de grappes de fruits vides, de fibres de palmier dattier et de fruits secs, tandis que les palmiers morts produisent des déchets sous forme de troncs vides[107].

La morphologie et l'aspect des déchets de palmier dattier ainsi que de la sciure de palmier dattier sont montrés par observation optique dans la figure (II.5).



Figure II.4 Observation optique des fibres de palmier dattier : (a) résidu de palmier dattier ; (b-c) sciure de palmier dattier broyées. [108]

#### **2.4. Synthèse des travaux réalisés sur le palmier dattier**

Actuellement, la plupart des études se sont concentrées sur la valorisation des fibres naturelles et ont étudié le potentiel des fibres naturelles en tant que renfort pour les matrices polymères, notamment les fibres de palmier dattier, puisqu'elles sont renouvelables et disponibles. Dans ce contexte, plusieurs travaux s'intéressent à la caractérisation physique, mécanique, chimique et thermo-physique des composites à base de fibres de palmier dattier à l'aide de méthodes expérimentales afin de déterminer leurs propriétés mécaniques. D'autres travaux recommandent un traitement chimique des fibres pour obtenir des propriétés mécaniques optimales, dont nous parlerons dans les paragraphes suivants.

Saba et al. [109] ont discuté du potentiel d'utilisation des fibres de palmier dattier (DPF) comme renforcement dans les matériaux polymères. Ils ont utilisé une résine époxy et des fibres de palmier dattier avec différentes charges de fibres (40, 50 et 60 % en poids). Les résultats ont permis d'améliorer les propriétés mécaniques. Ils montrent que l'augmentation de la charge des fibres de palmier dattier jusqu'à 50 % améliore les propriétés mécaniques par rapport à la résine époxy pure.

Djebbloun et Hecini (2019) [110] ont proposé une étude expérimentale pour calculer les propriétés mécaniques, à savoir le module d'élasticité par essai de traction et le coefficient de Poisson en utilisant l'essai de torsion de la fibre de palmier dattier, appelée "Lif". Les résultats sont comparés à ceux d'autres fibres synthétiques et végétales. L'étude indique que la fibre de "Lif" peut être utilisée comme substitut à diverses autres fibres végétales.

## **Chapitre 2 Étude expérimentale du matériau composite à base de fibres de palmier dattier (Lif)**

---

Abdel-Rahman et al.[111] Il a mené une étude expérimentale des propriétés physiques et mécaniques des tiges de palmier dattier (DPF) et de leur durabilité dans le béton. Plusieurs essais de traction ont été effectués pour déterminer les propriétés mécaniques des tiges. Les résultats obtenus indiquent que la résistance à la traction des parois des tiges se situe entre 116 et 208 N/mm<sup>2</sup>.

En 2005, Kriker et al. [112] ont étudié les propriétés mécaniques du béton renforcé de fibres de palmier dattier. Ils ont constaté que la fibre de surface mâle du palmier dattier (MDPSF) a une meilleure résistance à la traction que les autres types de fibres. Ils ont également constaté que l'augmentation du rapport du forme et de la longueur des fibres de palmier dattier améliore la résistance à la flexion.

Masri et al. [113] ont mené un travail expérimental pour étudier le biocomposite (LPC) à partir des déchets de palmier, utilisés comme renfort, et du polystyrène expansé (EPS) comme matrice (déchets plastiques). Les auteurs ont constaté une bonne performance mécanique du matériau préparé et une adhésion fiable de l'interface fibre-matrice été obtenue.

Alawar et al. [114] ont observé que, lors du traitement de la fibre de palmier (DPF) avec 1 % de NaOH, les propriétés mécaniques augmentaient, tandis que dans une solution de HCl, il y avait une détérioration des propriétés mécaniques.

Ghori et Rao (2021) [115] ont réalisé une étude pour estimer les propriétés thermiques et mécaniques de composites hybrides époxy renforcés par des fibres de palmier dattier (DPF) et des fibres de kenaf (KF) pour différentes charges de fibres. Les propriétés de flexion ont révélé l'effet du ratio de fibres sur la résistance et le module de flexion.

Amroun et al. [116] ont effectué une caractérisation chimique et thermo-physique de la fibre de palmier dattier, qui peut être utilisée dans le renforcement des composites verts. Les résultats ont montré que le traitement chimique des fibres avec NaOH peut améliorer les propriétés mécaniques des matériaux, comme la résistance et le module de Young, avec peu d'influence sur la déformation à la rupture.

### **2.5. Protocole expérimental**

#### **2.5.1. Le Polychlorure De Vinyle (PVC)**

Le matériau PVCAL utilisé dans la présente étude est un biocomposite basé sur le PVC (polychlorure de vinyle) comme matrice, renforcé par des fibres courtes de palmier dattier,

## Chapitre 2 Étude expérimentale du matériau composite à base de fibres de palmier dattier (Lif)

---

appelées "Lif". Le PVC est un polymère thermoplastique et constitue la classe des polymères la plus importante. Il se présente sous forme d'une poudre blanche (Figure II.6).

Ce polymère, produit par polymérisation du chlorure de vinyle, est fabriqué selon les trois types de procédés suivants : procédé en masse, procédé en émulsion et procédé en suspension [34]. Les tableaux II.3 et II.4 présentent les propriétés mécaniques et physiques du PVC.

Le PVC rigide étant difficile à traiter en tant que polymère brut en raison de ses propriétés rhéologiques inhérentes [32], des additifs tels que des stabilisateurs thermiques et des lubrifiants (calcium/zinc) sont utilisés dans les composites PVCL. L'objectif est donc d'améliorer la cohésion et la dispersion des fibres, d'augmenter le rendement de l'extrusion et de protéger la matrice PVC de la dégradation thermique. Les additifs plastifiants étant essentiels à la flexibilité du PVC, le phtalate de di-isodécyle (DIDP) est utilisé comme adjuvant de fabrication dans le PVC rigide. Les caractéristiques du plastifiant (DIDP) utilisé sont résumées dans le Tableau II.5.



Figure II.5 Polychlorure de vinyle (PVC).

Propriétés	Unités	PVC rigide	PVC souple
Contrainte à la rupture	MPa	50	10-20
Allongement à la rupture	%	10-50	200 à 500
Résistance à la flexion	MPa	70-80	-
Module de traction	MPa	2400	-
Module de flexion	MPa	2000	-
Dureté shore D	-	70-80	20-40

Tableau II 3 Les propriétés mécaniques du PVC [117]

### 2.5.1. Fibres de Lif

## Chapitre 2 Étude expérimentale du matériau composite à base de fibres de palmier dattier (Lif)

---

Les fibres naturelles utilisées dans notre travail sont des fibres de palmier dattier de type Elghers, également appelées "Lif" dans la région d'El-Haouch à Biskra (Figure II.7.a). La fibre de Lif est constituée de résidus végétaux issus de l'élagage des palmiers dattiers. Ces déchets proviennent d'une texture de fibres considérées comme des ligaments, destinées à renforcer l'attachement des palmes au tronc du palmier dattier. Chaque fibre de cette texture peut être considérée comme un fil rond d'une longueur moyenne de 50 mm.

Afin d'assurer une bonne adhésion avec la matrice, les fibres ont été traitées chimiquement (trempées dans une solution de NaOH à 1,5 mol/L). En raison de l'exposition des fibres naturelles à une grande quantité de sable et de poussière, celles-ci ont été nettoyées, séchées et coupées pour obtenir des fibres courtes d'une longueur  $L_f$  : 3-8 mm et d'un diamètre  $D_f$  : 0,2-0,7 mm (Figure II.7.b).

Propriétés	Vapeurs
Aspect	Poudre blanche
Valeur K	67 - 72
Degré de polymérisation	1250 - 1450
Densité apparente sans tassage	0.43 – 0.50
Densité apparente après tassage	0.53 – 0.63
Écoulement libre	$\geq 10\text{g/s}$
Teneur en humidité	$\leq 0.3\%$
Cendres sulfatées	$\leq 0.1\%$
Yeux de poissons (nombre)	$\leq 20$
Refus au criblage par méthode humide - Tamis 315microns - Tamis 250microns - Tamis 63microns	$\leq 0.01\%$ $\leq 0.1\%$ $\geq 90\%$
Masse volumique	1.19 g/cm <sup>3</sup>

Tableau II.4 Les caractéristiques de PVC [118]

Propriétés	Valeurs	Unité
Aspect	Liquide	-
Masse volumique à 20°C		g/cm <sup>3</sup> -
Indice de réfraction à 20°C	1250 - 1450	-
Viscosité dynamique à 20°C	0.43 – 0.50	M Pa.s

## Chapitre 2 Étude expérimentale du matériau composite à base de fibres de palmier dattier (Lif)

Teneur en eau	0.53 – 0.63	%
Point de solidification	$\geq 10$ g/s	°C
Indice de saponification par la soude	$\leq 0.3\%$	mg
Indice d'acidité	$\leq 0.1\%$	mg KOH/g
Point d'inflammation (point éclair)	$\leq 20$	°C

Tableau II.5 Les caractéristiques du plastifiant [118]



Figure II.6 Préparation des fibres courtes de Lif. (a) Tissu de Lif. (b) Fibres courtes (broyées, nettoyées et traitées).

### 2.5.2. Préparation du matériau bio-composite

Une poudre d'homopolymère de chlorure de polyvinyle (PVC SE 1200) est utilisée pour préparer la matrice. Tout d'abord, nous mélangeons les quantités de PVC et de plastifiant à l'intérieur du tambour. Ensuite, le mélange de stabilisateur et de lubrifiant BAROPAN MC 9917 KA est ajouté et mélangé jusqu'à atteindre une température de 65°C. Le mélange final d'additifs, appelé PVCA, est ensuite mélangé aux fibres de Lif et extrudé à l'aide d'une extrudeuse à vis Plasti-corder PLE 330. L'extrusion est effectuée à une vitesse de rotation de 30 tr/min, dans des zones chauffées à une température moyenne d'environ 175°C. Dans un deuxième temps, les composites PVCAL sont coulés dans un moule rectangulaire, chauffés à une température de 175°C et pressés progressivement jusqu'à 200 bars. Les plaques de composites renforcées, d'une épaisseur de 4 mm, sont retirées du moule lorsque le processus de refroidissement atteint une température de 45°C (voir Figure II.8.b). Enfin, fraiseuse CNC est utilisée pour découper des échantillons d'haltères en PVCAL (Figure II.8.c). Les propriétés élastiques et géométriques du bio composite sont indiquées dans le Tableau II.6

## Chapitre 2 Étude expérimentale du matériau composite à base de fibres de palmier dattier (Lif)

Matrice (PVC)		Fibres (Lif)		Longueur (mm)	Diamètre (mm)
$E_m(\text{MPa})$	$\nu_m$	$E_f(\text{MPa})$	$\nu_f$	$L_f$	$D_f$
10.52	0.48	3500	0.125	3.0-8.0	0.2 - 0.7

Tableau II.7 Propriétés mécaniques et géométriques du (PVC/Lif).

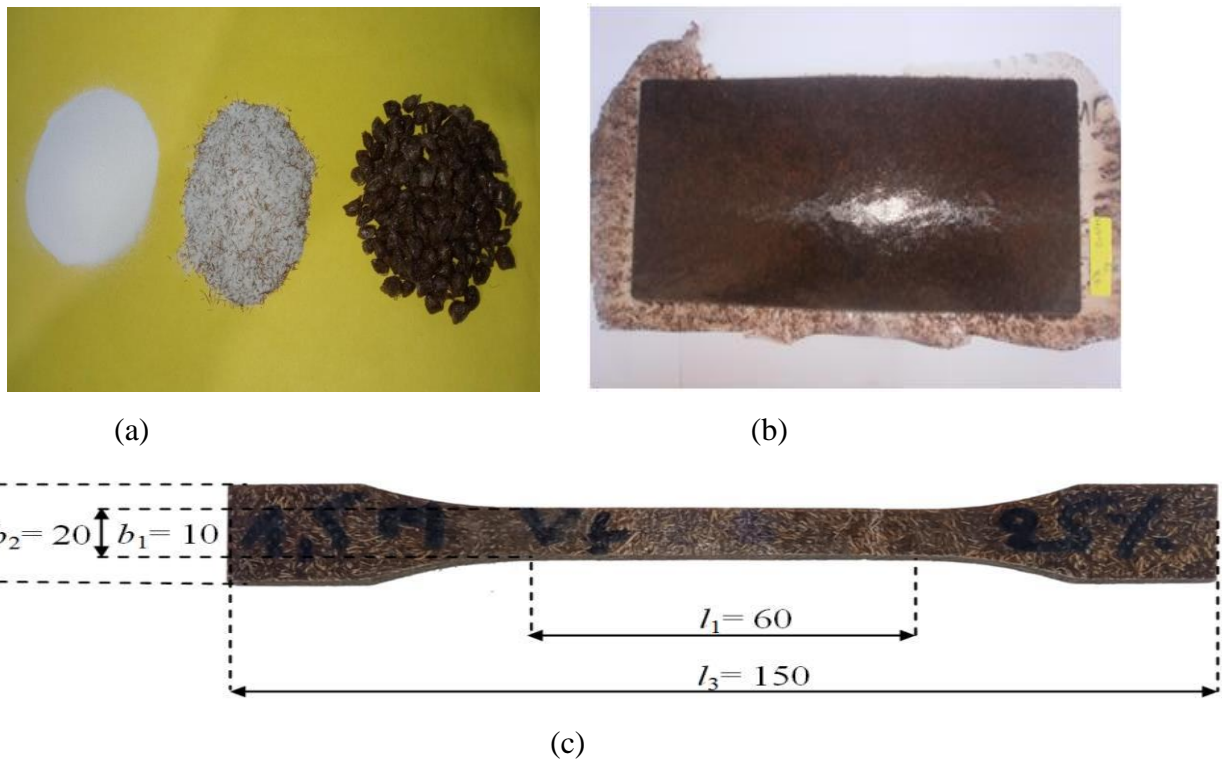


Figure II.7 Préparation du matériau PVCAL. (a) Mélange. (b) Plaques composites en PVCAL moulées. (c) échantillon d'essai

Au cours de cette étude, les fractions massique et volumique du bio-composite sont liées ainsi :

$$W_f = \frac{m_f}{m_c} = \frac{\rho_f \times V_f}{\rho_c \times V_c} = \frac{\rho_f \times V_f}{\rho_c} \quad \text{II.1}$$

On aura donc

$$V_f = \frac{\rho_c \times W_f}{\rho_f} \quad \text{II.2}$$

Avec :

$m_c$  et  $m_f$  sont respectivement les masses du composite et de fibre.

$\rho_c$  et  $\rho_f$  sont respectivement les masses volumiques du composite et de la fibre.

$v_c$  et  $v_f$  sont respectivement les volumes du composite et de la fibre.

### 2.5.3. Essai de caractérisation mécanique par traction

Les essais de traction ont été réalisés sur une machine d'essai INSTRON 5969, équipée d'une cellule de charge de 5 KN. La charge a été appliquée en déplaçant la traverse de la machine à une vitesse de déformation de 1 %/min, conformément à la norme ASTM D 3039. Le test a été effectué jusqu'à la rupture du matériau, à l'exception de certains spécimens de la matrice PVCA pure. Toutes les données ont été stockées et traitées à l'aide du logiciel Bluehill fourni avec la machine (Figure II.9).

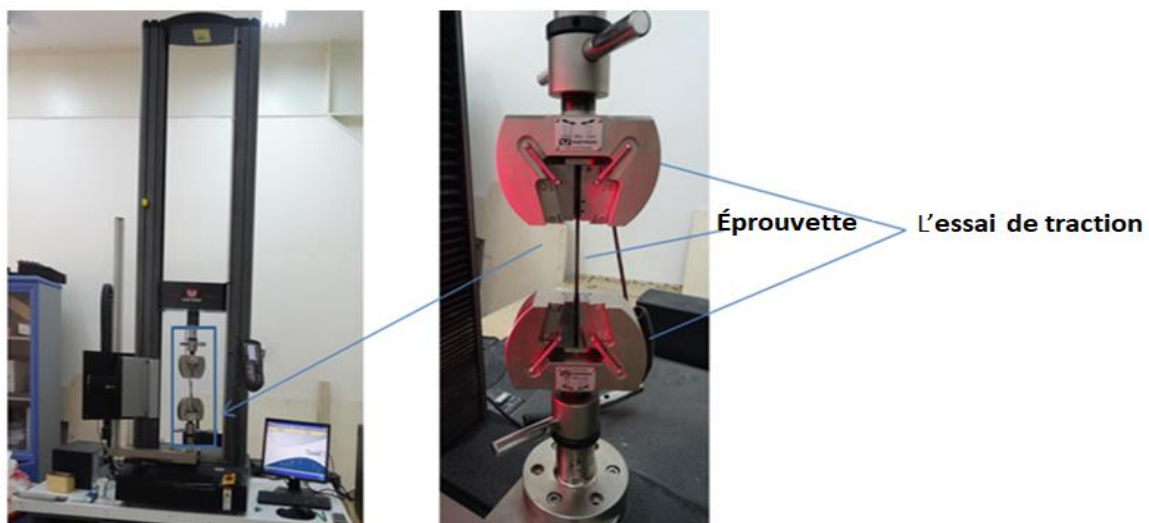


Figure II.9 Machine de traction INSTRON 5969.

## Chapitre 2 Étude expérimentale du matériau composite à base de fibres de palmier dattier (Lif)

La Figure II.10 présente les résultats des essais de traction effectués sur le PVCA et le PVCA renforcé par les fibres de palmier dattier, pour quatre fractions massiques de 10 %, 15 %, 20 % et 25 %. Les modules de Young et les écarts-types moyens, sont illustrés sur le Tableau II.7 et la Figure II.11.

D'après les résultats obtenus, on observe qu'avec l'augmentation de la fraction massique des fibres, le module de Young du composite s'améliore considérablement. À titre de comparaison, le module de Young du PVC pur est de 10.52 MPa, tandis que le module de Young le plus élevé atteint 59.99 MPa à 25 % en masse de fibres, ce qui entraîne une augmentation significative de la rigidité du bio-composite. Cela montre que les fibres de palmier dattier (Lif) jouent un rôle essentiel dans le renforcement du bio-composite, ce qui indique également une bonne adhérence entre le PVC et les fibres de palmier dattier.

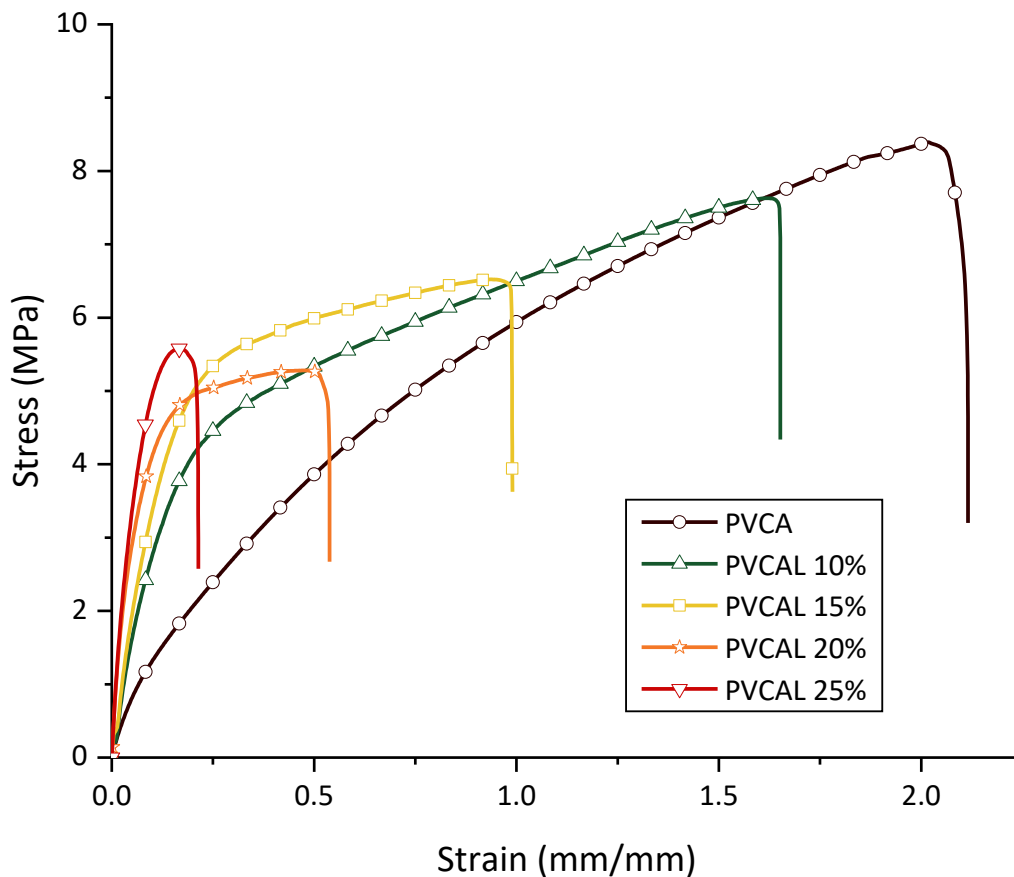


Figure II.10 Allure des courbes de traction des composites PVCAL pour différentes fractions massiques des fibres.

## Chapitre 2 Étude expérimentale du matériau composite à base de fibres de palmier dattier (Lif)

Matériaux composite PVCAL					
Fraction massique des fibres $W_f$ (%)	0.00	10.00	15.00	20.00	25.00
Fraction volumique des fibres $V_f$ (%)	0.00	14.80	22.25	28.88	35.05
Module de Young (MPa)	10.521	19.402	27.547	39.187	59.997
Écart type	$\pm 1.374$	$\pm 1.886$	$\pm 3.608$	$\pm 5.798$	$\pm 11.800$

Tableau II.8 Module de Young longitudinal des matériaux composites en PVCAL

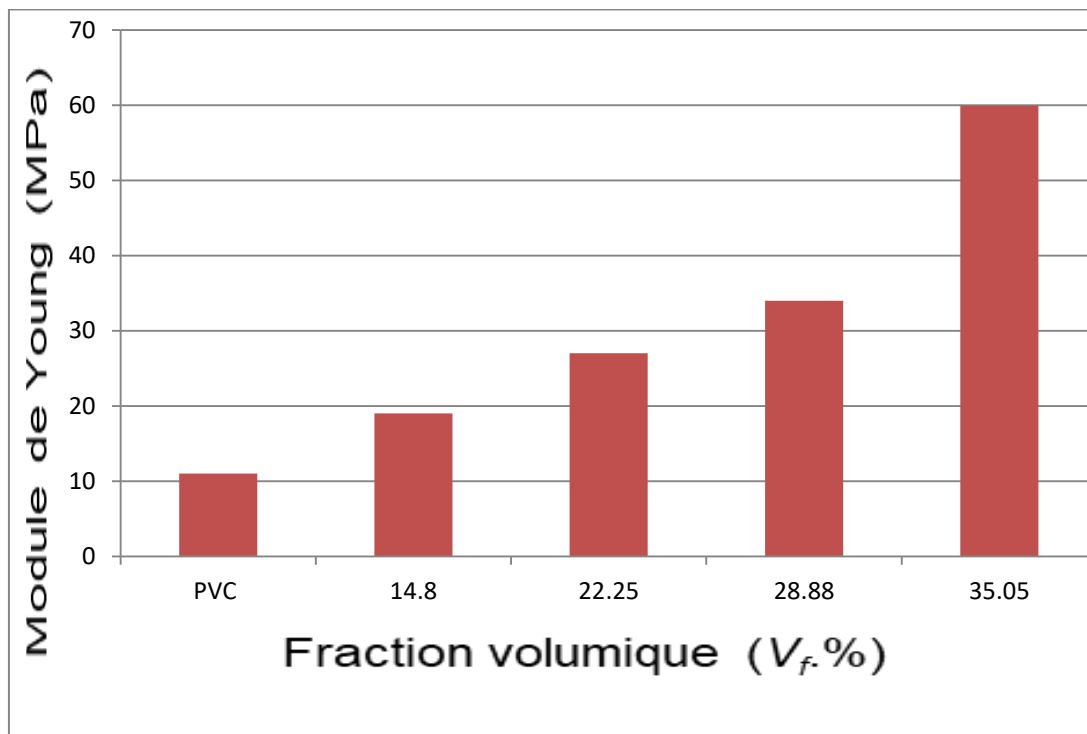


Figure II.8 Évolution du module de Young du composite en fonction de la fraction volumique de fibres

### 2.6. Propriétés mécaniques des fibres

Le comportement mécanique de la fibre de palmier dattier a déjà été étudié et présenté par Djebbloun et Hecini [110] , entre autres. Bien que les fibres végétales sont considérées comme des matériaux orthotropes [119], les auteurs ont montré un caractère longitudinal dominant, et ont

## Chapitre 2 Étude expérimentale du matériau composite à base de fibres de palmier dattier (Lif)

---

fourni durant leur étude un module de Young longitudinal varie entre 4160 et 4300 MPa. Le coefficient de Poisson est compris entre 0,115 et 0,136 pour la plupart des fibres végétales. En ce qui concerne notre protocole, les fibres de Lif ont subi un traitement alcalin au cours du processus de nettoyage préliminaire et peuvent être affectées par l'absorption du plastifiant lorsqu'elles sont mélangées à la matrice en PVC. En outre, le composite est soumis à une technique de traitement dure, y compris le broyage, la friction par extrusion et le moulage par compression. Compte tenu l'éventuel changement des propriétés mécaniques des fibres de Lif durant le processus de traitement, la mesure in situ aurait permettre de mieux évaluer les valeurs effectives. Par conséquent, un ensemble de résultats expérimentaux des modules de Young des matériaux homogènes est impliqué dans un problème d'optimisation (Eq. (II.3)). Une étude numérique est réalisée pour évaluer une valeur moyenne du module de Young longitudinal ( $E_f$ ) de la fibre de Lif, qui correspond pratiquement aux résultats expérimentaux (Figure II.10). Il s'agit de minimiser le résidu entre les valeurs expérimentales et la valeur ajustée fournie par le modèle MT-3D, pour des valeurs de  $E_f$  allant de 0 à 6000 MPa.

Le problème d'optimisation est donné par :

$$E_C^{MT}(E_f) \approx E_C^{exp}, E_f \in [0, 6000] \quad (II.3)$$

où :  $E_C^{MT}$  Fonction du module de Young longitudinal du composite obtenue à partir du tenseur de rigidité élastique homogénéisé du modèle MT-3D.  $E_C^{exp}$ : Modules de Young obtenus expérimentalement pour différentes fractions massiques des composites.

Le tenseur de rigidité élastique complet pour le composite est donné par Benveniste [37] comme suit :

$$C = C^m + \nu_f \langle (C^f - C^m) A^f \rangle (\nu_m I + \nu_f \langle A^f \rangle)^{-1} \quad (II.4)$$

$A^f$  est le tenseur de concentration des déformations mécaniques diluées de la fibre [120]. Sa valeur moyenne est calculée par un schéma d'intégration 3D utilisant  $15 \times 15 \times 15$  points de Gauss et une fonction de distribution d'orientation unitaire. Les propriétés suivantes sont prises en compte :  $E_m = 10,52$ ,  $\nu_m = 0,48$ ,  $\nu_f = 0,125$ ,  $\zeta = 10$ . La figure II.13 représente les courbes des modules de Young longitudinaux des composites ( $E_C^{MT}$ ) en fonction du module de Young de la fibre ( $E_f$ ). Les courbes sont tracées pour quatre fractions volumiques de renfort composite ( $W_f = 10, 15, 20$  et  $25$  %).

## Chapitre 2 Étude expérimentale du matériau composite à base de fibres de palmier dattier (Lif)

On peut observer que toutes les courbes ont une allure croissante et tendent asymptotiquement vers des valeurs fixes. La résolution du système d'équations (Eq. (II.3)) a donné une valeur de 3492,54 MPa pour le module de Young de la fibre, valeur qui minimise et stabilise l'écart entre la simulation théorique et les données expérimentales. Cela montre que la sur-rigidité de la fibre, par rapport à cette valeur, n'a pas d'impact significatif sur les propriétés élastiques du composite. Cette observation soulève à nouveau la question de la capacité de l'approche à modéliser cette relation, contrairement à la loi des mélanges pour l'homogénéisation des composites renforcés par des fibres, où une variation linéaire est attendue. D'autre part, les modules de Young expérimentaux des composites se situent dans cette plage, de 3000 à 6000 MPa, à l'exception du composite  $W_f = 25\%$ . Cet écart unique peut s'expliquer par la limite du modèle analytique pour une fraction volumique élevée de fibres,  $W_f = 25\%$ . Toutefois, un module de Young longitudinal de 3492,54 MPa est considéré comme une solution optimale dans l'ensemble.

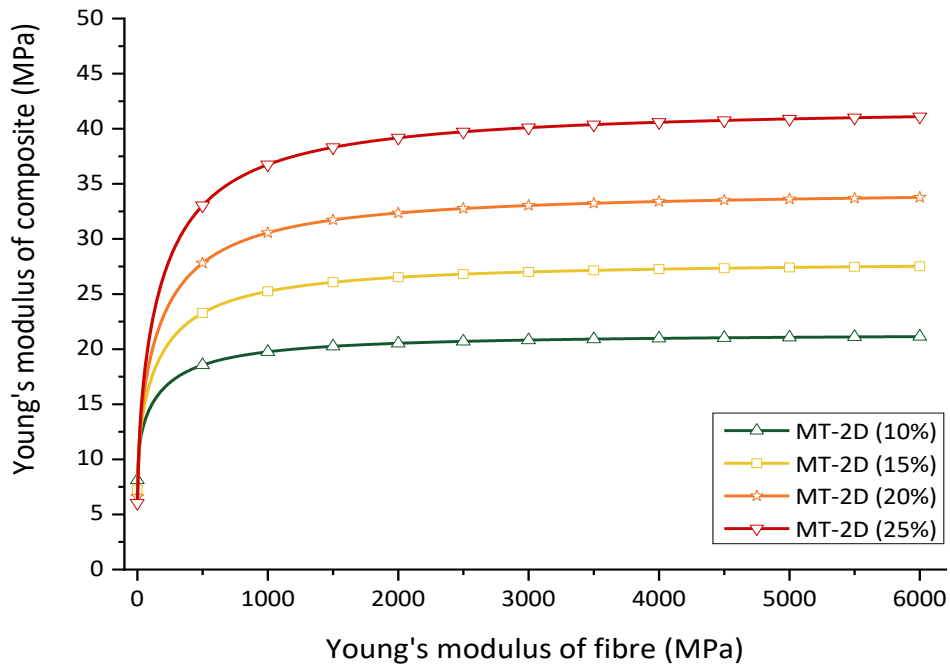


Fig. II.13 Variation du module de Young longitudinal des composites PVCAL ( $W_f = 10, 15, 20$  et  $25\%$ ) en fonction de module de Young des fibres ( $E_C^{MT}$  vs  $E_f$ )

### 2.7. Conclusion

## **Chapitre 2 Étude expérimentale du matériau composite à base de fibres de palmier dattier (Lif)**

---

À travers cette démarche expérimentale, on a pu préparer un matériau composite à base d'une matrice de PVC renforcée par des fibres de palmier dattier. L'évaluation des propriétés des fibres in situ de matériau composite a été indispensable à cause de traitement mécanique et chimique excessifs auxquels ont été soumises durant la préparation. À cet effet, une approche d'homogénéisation analytique de Mori-Tanaka a été impliquée dans un calcul d'optimisation afin d'évaluer les propriétés élastiques réelles des fibres. Les résultats obtenus constituent un support d'évaluation du modèle numérique développé dans cette thèse. Les résultats obtenus montrent un contraste entre les propriétés mécaniques de la matrice et des fibres. En outre, l'état des surfaces planes des matériaux préparés fournit des microstructures réelles servant à la validation du modèle multiphase proposé.

---

### **3. Élément de membrane multiphasique pour l'analyse élastique du composite PVC renforcé par fibres de palmier dattier**

---

### **3.1. Introduction**

La théorie des composites structurés, dans lesquels les fibres sont alignées, est largement traitée dans la littérature. En revanche, les composites renforcés par des fibres aléatoires nécessitent des techniques de modélisation, des outils de calcul et des méthodes expérimentales plus avancées pour mieux comprendre et étudier leurs comportements mécaniques. La prédiction des propriétés effectives de ces matériaux a conduit au développement de plusieurs méthodes d'homogénéisation. Les méthodes de champ moyen (MF) [26] sont d'abord utilisées pour remplacer l'interaction entre les composants par des interactions moyennes au sein du matériau. En considérant des hypothèses aux limites ou le problème d'inclusion d'Eshelby, différentes méthodes ont été proposées par Voigt[121], Reuss [28], Hashin et Shtrikman [3], ainsi que Mori-Tanaka [5] pour estimer les bornes limites et les propriétés effectives des matériaux composites. Malheureusement, la plupart des modèles MF ne parviennent pas à prendre en compte les morphologies d'inclusion appropriées et leurs arrangements réels dans la structure, ce qui limite leur capacité à atteindre cet objectif. La méthode des éléments finis (MEF) s'impose à cet effet comme un outil numérique puissant pour l'homogénéisation des composites. En modélisant une cellule représentative (RVE - Representative Volume Element), la MEF permet de simuler le comportement local des constituants et d'extraire les propriétés globales du composite sous différentes sollicitations. Cette approche offre une grande flexibilité en prenant en compte des géométries complexes, des comportements non linéaires et des distributions hétérogènes des phases, rendant ainsi l'homogénéisation applicable à un large éventail de composites et de conditions d'utilisation.

### **3.2. Apport de la méthode des éléments finis dans l'homogénéisation des composites**

La modélisation des composites par la méthode des éléments finis classiques (MEF) repose sur la création d'un maillage distinct et un calcul de rigidité séparé pour chaque constituant (matrice et renforts), permettant une représentation détaillée de leur comportement individuel ainsi que de leurs interactions.

Récemment, une méthode multi-phases basée sur les éléments finis (MPFE) a été développée en tant que technique numérique avancée, où chaque phase ou matériau se voit

généralement attribuer des propriétés et un comportement spécifiques, et où les interactions entre les phases sont prises en compte. Dans certains contextes d'analyses structurelles et composites, on peut supposer que les propriétés de chaque phase sont liées à des points d'intégration individuels au sein des éléments. Cependant, le maillage de la microstructure est indépendant de l'arrangement des phases du matériau, et la simulation de la déformation dans une microstructure complexe peut être réalisée avec des maillages EF simples [122]

De nombreux travaux ont été publiés sur l'application de cette technique aux composites. Sukiman et al.[84] se sont intéressés à l'utilisation de la technique MPFE pour l'analyse de composites renforcés par des fibres courtes à orientation aléatoire et des fibres longues. El-Moumen et al. [78] ont utilisé cette méthode avec des images réelles de bio-composites en polypropylène renforcés par des agrégats de coquilles de noix d'argan pour prédire le module de Young effectif. Djebara et al. [81] ont appliqué la même approche pour estimer les propriétés effectives des nano-composites polymère-argile. Il convient de noter que la plupart des recherches sont basées sur une approximation d'ordre inférieur, où des éléments quadrilatéraux à quatre nœuds ou curvilignes à huit nœuds, avec des schémas d'intégration de Gauss de  $2 \times 2$  ou  $3 \times 3$ , sont utilisés pour la génération de maillages dans la technique des éléments finis multiphases. En général, des maillages structurels affinés sont utilisés dans les travaux publiés précédemment pour évaluer les propriétés mécaniques ou physiques des composites. Cependant, on sait que la précision du calcul par éléments finis est étroitement liée à la qualité du maillage et à l'ordre des éléments finis. En ce qui concerne les matériaux hétérogènes, Kanit et al. [17] ont fourni dans leur travail une comparaison entre un maillage régulier avec des éléments multiphases et un maillage libre avec des éléments tétraédriques pour étudier les microstructures avec une génération de renforts en mosaïque de Voronoï.

Les auteurs constatent que les contraintes et déformations moyennes obtenues par les deux types de maillages sont identiques ; la seule différence réside dans l'évaluation du champ local.

Afin d'améliorer l'approximation cinématique des éléments finis d'ordre inférieur et de fournir une meilleure prédiction du comportement mécanique des matériaux homogènes, tant en termes de temps de calcul que de précision, plusieurs éléments finis solides 2D et 3D basés respectivement sur le concept de rotation des fibres planes (PFR) [123] et de rotation des fibres spatiales (SFR) [127] ont été développés. Ce concept prend en compte des termes de déplacement quadratique supplémentaires causés par des rotations virtuelles d'une fibre spatiale/planaire

nodale dans l'élément [15,28]. Cependant, les recherches numériques sont rarement consacrées au développement de techniques d'éléments finis améliorées pour l'analyse des composites avec une distribution aléatoire des fibres. Un problème récurrent de ces dernières années a été l'utilisation d'un élément contenant des inclusions avec des propriétés matérielles discontinues à l'intérieur de ses limites, ce qui entraîne un champ de déplacement faiblement discontinu le long des limites de l'interface [124]. Par conséquent, Hiriyur et al. [54] ont proposé un modèle XFEM utilisant des fonctions d'enrichissement nodal dans le cadre de la méthode de partition de l'unité pour améliorer les approximations des éléments finis sur un maillage structuré. D'autre part, Cunha et al. [64] ont développé un modèle numérique basé sur les éléments finis pour simuler le comportement des fissures dans le béton renforcé de fibres d'acier.

L'approche considère une combinaison d'éléments solides 3D et d'éléments de treillis projetés pour évaluer les matrices de rigidité du béton et des domaines de fibres courtes et discrètes incorporées. Les degrés de liberté locaux correspondants pour chaque treillis sont projetés sur ceux de l'élément solide 3D. Cette approche a ensuite été étendue par Ayad et Kebir [66] qui ont présenté le concept de fibre projetée 2D (PF), permettant de simuler les propriétés élastiques multi-échelles 2D d'une microstructure arbitraire, qui n'est pas nécessairement un élément de volume représentatif. Dans un premier temps, les auteurs ont développé un élément triangulaire à fibres projetées (PFT) combinant un élément fini de poutre à 2 nœuds et un élément triangulaire constant à 3 nœuds pour évaluer les propriétés élastiques d'un composite renforcé de fibres de chanvre et de polypropylène. Tiar et al. [42] ont étendu l'approche PF à l'analyse géométrique non linéaire de la microstructure. Par la suite, un élément de membrane quadrilatéral à quatre nœuds, nommé PFQ4, a été développé.

Zouari et al. [125] ont combiné les approches PF et PFR pour développer deux éléments quadrilatéraux à 4 nœuds baptisés PFQ4R\* et PFQ4R. La fibre courte est intégrée dans chaque élément sous la forme d'une poutrelle à 2 nœuds et d'une poutre plane de Timoshenko, respectivement. En raison des termes supplémentaires offerts par la cinématique basée sur la PFR et confirmés par Ayad [123], Zouari et al. [126], tout en adoptant l'approche multiphase, un nouvel élément quadrilatéral multiphase à quatre nœuds a été développé et mis en œuvre à l'aide de la norme ABAQUS avec le sous-programme d'élément utilisateur (UEL).

Ce chapitre est divisé en deux parties :

Dans la première partie, nous présenterons la formulation de l'élément PFR4M, avec des degrés de liberté de rotation à chaque nœud, en commençant par la formulation vibrationnelle classique du problème, puis en appliquant le concept de Fibre Plane en Rotation sur l'élément PFR4M proposé. Afin d'évaluer les performances de l'élément PFR4M dans la technique des éléments finis multiphase, l'élément développé a été implémenté dans le code de calcul Abaqus via le sous-programme UEL.

La deuxième partie de ce chapitre se concentre sur l'application de la technique des éléments finis multiphase à une microstructure réelle de matériaux bio-composites à base de fibres de palmier dattier. L'objectif est d'estimer les propriétés mécaniques du polychlorure de vinyle renforcé de fibres de palmier (PVC-Lif).

**3.3. Le concept de rotation des fibres planes - approximation par éléments finis :**

Le concept de rotation des fibres dans le plan est une adaptation, dans le plan, du concept avancé de la rotation d'une fibre fictive dans l'espace proposé par Ayad [123]. L'auteur considère des termes quadratiques supplémentaires dans le champ de déplacement, permettant une courbure au niveau de la particule  $p$  dans l'élément. Ces termes sont liés à la rotation virtuelle hors plan de la fibre nodale  $ip$ , voir la figure III 1.

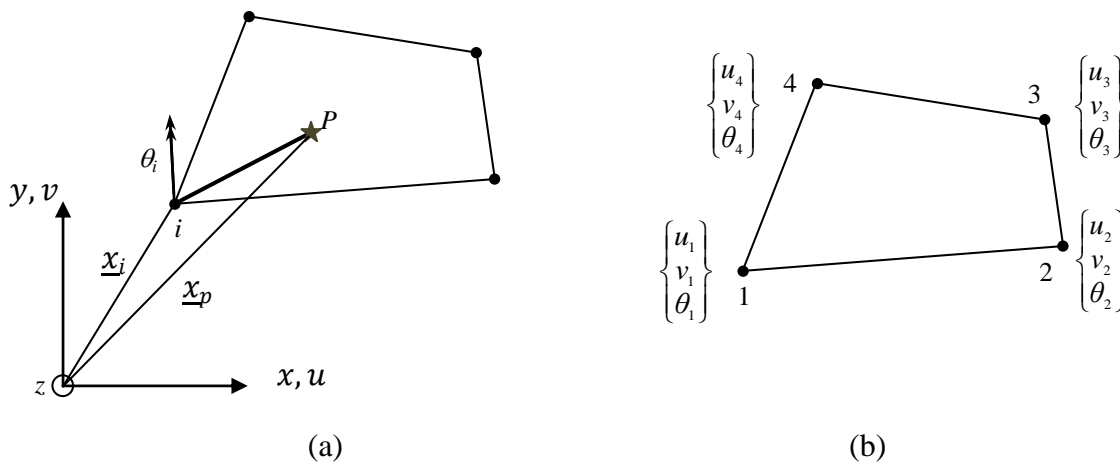


Figure III.1 The multiphase 4-node quadrilatéral membrane finite element (PFR4M) (a) Concept de rotation de la fibre fictive dans le plan. (b) Quadrilatère à 4 nœuds basé sur la rotation des fibres dans le plan.

Cette rotation de la fibre, représentée par le vecteur  $\underline{\theta}$  autour du nœud  $i$ , génère un vecteur supplémentaire  $\theta_i \underline{k} \wedge \underline{ip}$ . Ce terme peut être considéré dans le champ de déplacement bilinéaire pour formuler le PFR4M comme suit :

$$\underline{u}(\xi, \eta) = \sum_{i=1}^4 N_i(\xi, \eta) (\underline{u}_i + \theta_i \underline{k} \wedge \underline{ip}) \quad \text{III .1}$$

Où  $N_i$  sont les fonctions de forme associées à l'élément bilinéaire classique.  $\xi, \eta$  sont les coordonnées locales curvilignes.  $u_i, v_i$  et  $\theta_i$  sont les déplacements nodaux : deux déplacements et une rotation.  $\underline{ip}$  est défini comme suit :

$$\{ip\}^T = \langle x - x_i \quad y - y_i \rangle \quad \text{III .2}$$

$x$  et  $y$  sont les coordonnées globales données comme suit :

$$x = \sum_{i=1}^4 N_i(\xi, \eta) x_i ; \quad y = \sum_{i=1}^4 N_i(\xi, \eta) y_i \quad \text{III .3}$$

En substituant les expressions III.2 et III.3 dans l'équation III 1, les deux composantes du champ de déplacement dans le plan  $u$  et  $v$  peuvent être écrites comme suit :

$$\begin{Bmatrix} u(\xi, \eta) \\ v(\xi, \eta) \end{Bmatrix} = \sum_{i=1}^4 N_i(\xi, \eta) \begin{Bmatrix} u_i - (y - y_i)\theta_i \\ v_i + (x - x_i)\theta_i \end{Bmatrix} \quad \text{III .4}$$

Le vecteur de déplacement peut être réécrit sous forme matricielle comme suit :

$$\{u\} = [N] \{u_n^e\} \quad [N] = \begin{bmatrix} N_u \\ N_v \end{bmatrix} \quad \text{III .5}$$

où

$$\begin{bmatrix} N_u \\ N_v \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} N_i & 0 & -N_i(y - y_i) \\ \dots & N_i & N_i(x - x_i) \end{bmatrix} \quad \dots i=1,4 \quad \text{III .6}$$

et  $\{u_n^e\} = \{\dots u_i \quad v_i \quad \theta_i \quad \dots \quad i=1,4\}^T$  est le vecteur de déplacement nodal, voir Fig. III.1b.

Le tenseur des déformations de tout point  $p$  est classiquement défini dans le système de coordonnées global par :

$$[\varepsilon] = \begin{bmatrix} \varepsilon_{xx} & \varepsilon_{xy} \\ \varepsilon_{xy} & \varepsilon_{yy} \end{bmatrix}; \varepsilon_{xx} = u_{,x} ; \varepsilon_{yy} = v_{,y} ; \varepsilon_{xy} = \frac{1}{2}(u_{,y} + v_{,x}) \quad \text{III.7}$$

En utilisant les composantes de déformation de l'expression (Eq. III.7) et l'approximation du vecteur de déplacement donnée par (Eq. III.5), nous obtenons une relation matricielle entre le vecteur de déformation  $\{\varepsilon\}$  et le vecteur des degrés de liberté nodaux  $\{u_n^e\}$ :

$$\{\varepsilon\} = [B]\{u_n^e\}; [B] = \begin{bmatrix} [N_{u,x}] \\ [N_{v,y}] \\ [N_{v,x} + N_{u,y}] \end{bmatrix} \quad \text{III.8}$$

Où

$$\begin{bmatrix} [N_{a,x}] \\ [N_{a,y}] \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} j_{11} & j_{12} \\ j_{21} & j_{22} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} [N_{a,\xi}] \\ [N_{a,\eta}] \end{bmatrix}; \alpha = u, v \quad \text{III.9}$$

et  $j_{ik}$  sont les composantes de la matrice jacobienne inverse définies par :

$$[j] = \begin{bmatrix} x_{,\xi} & y_{,\xi} \\ x_{,\eta} & y_{,\eta} \end{bmatrix}^{-1} \quad \text{III.10}$$

Par conséquent, pour les problèmes d'élasticité linéaire, la matrice de rigidité de l'élément PFR4M prend la forme simple suivante :

$$[k^e] = \int_{-1}^1 \int_{-1}^1 [B]^T [C] [B] \det J h d\xi d\eta = \sum_{i=1}^{n_{ip}} \sum_{j=1}^{n_{ip}} w_i w_j h [B]_{\xi_i, \eta_j}^T [C]_{\xi_i, \eta_j} [B]_{\xi_i, \eta_j} \quad \text{III.11}$$

où  $[C]$  est la matrice d'élasticité reliant les vecteurs de contrainte et de déformation, qui sont calculés soit dans la fibre, soit dans la matrice.  $\det J$  est le déterminant de la matrice jacobienne,  $h$  est l'épaisseur de l'élément,  $w_i, w_j$  sont les coefficients de pondération et  $n_{ip}$  sont le nombre de points d'intégration dans la quadrature de Gauss. En effet, le module de Young  $E$  et le coefficient de Poisson  $\nu$  peuvent être considérés au moins comme une fonction linéaire  $P(x,y)$ . Ils peuvent tous deux être exprimés sous la forme suivante :

$$P(x, y) = \sum_{i=1}^{n_{ip}} N_i(\xi, \eta) P_i \quad \text{III.12}$$

Au niveau de l'élément, ces propriétés élastiques sont colocalisées point par point dans la formulation intégrale Eq. III.11 et prennent uniquement des valeurs constantes aux points de

Gauss. La figure III.2 montre le traitement de l'interphase ainsi que la localisation géométrique de deux phases matérielles ou plus par rapport aux points d'intégration dans l'élément PFR4M.

Pour le cas élastique isotrope, nous avons :

$$[C] = \frac{E_{Ph}}{1 - \nu_{Ph}^2} \begin{bmatrix} 1 & \nu_{Ph} & 0 \\ \nu_{Ph} & 1 & 0 \\ 0 & 0 & \frac{1 - \nu_{Ph}}{2} \end{bmatrix} ; Ph : \text{matrice ou fibre} \quad \text{III .13}$$

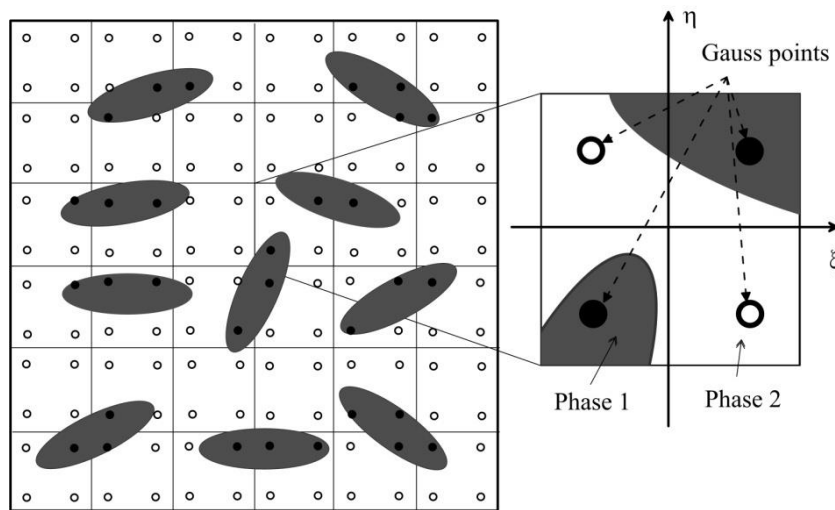


Figure III.2 Localisation matérielle des phases dans l'élément PFR4M

### 3.4. Présentation d'ABAQUS

Abaqus est un logiciel d'analyse par éléments finis, développé initialement par Hibbitt [127] Il comprend quatre produits :Abaqus/Explicit, Abaqus/Standard, Abaqus/CAE et Abaqus/Viewer.

- Abaqus/Standard, un programme d'éléments finis à usage général.
- Abaqus/Explicit un programme d'éléments finis pour la dynamique explicite.
- Abaqus/CAE un environnement interactif utilisé pour créer des modèles d'éléments finis, soumettre des analyses Abaqus, surveiller et diagnostiquer les travaux, et évaluer les résultats
- Abaqus/Viewer un sous-ensemble d'Abaqus/CAE qui contient uniquement les capacités de post-traitement et du module de visualisation.

La figure III.3 présente l'interface générale du code de calcul par éléments finis Abaqus, porté par SIMULIA.

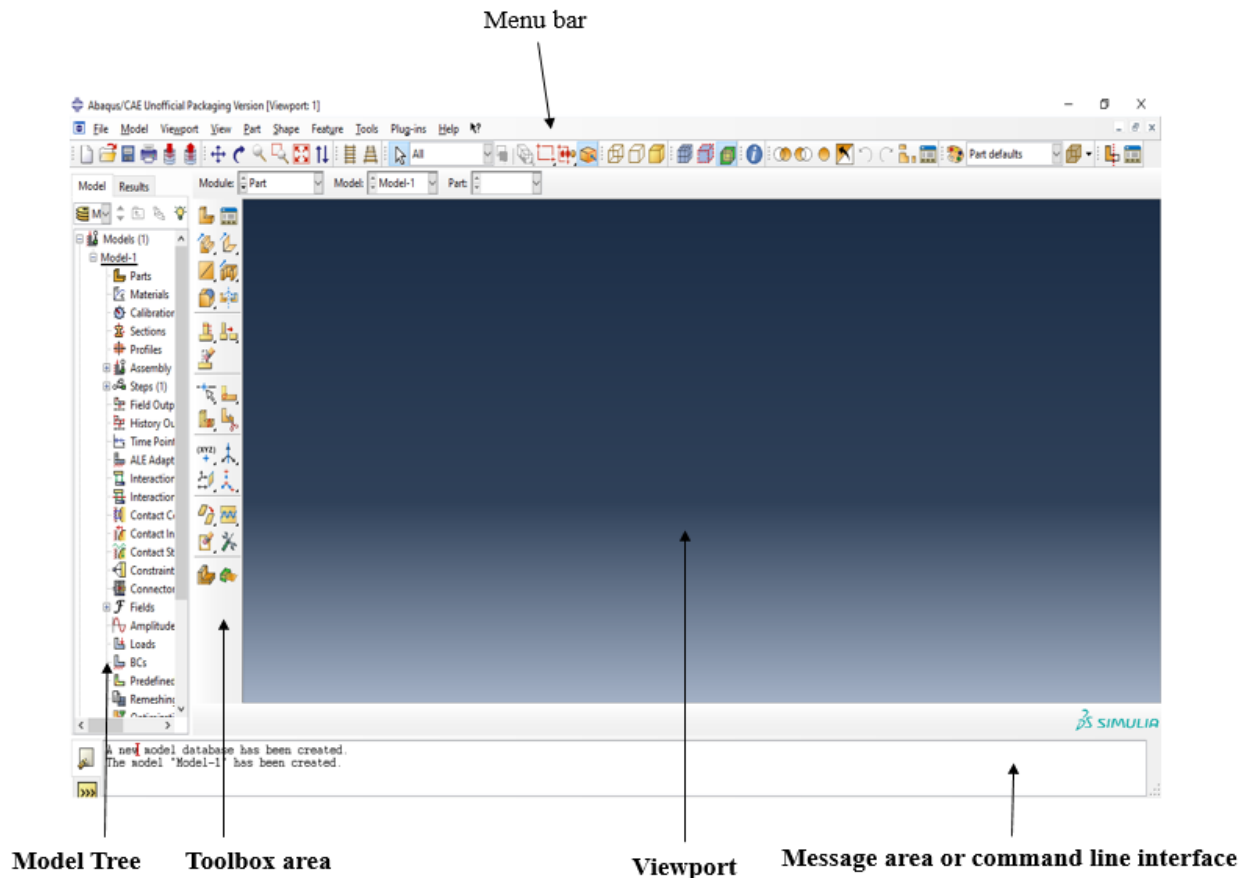


Figure III.3 Composants de l'interface du code de calcul par éléments Finis (ABAQUS)

### 3.4.1. Implémentation numérique de l'élément PFR4M dans ABAQUS

L'élément multiphase quadrilatéral à quatre nœuds PFR4M a été implémenté dans le code de calcul par éléments finis Abaqus à l'aide d'une sous-routine utilisateur (UEL, pour User Element). Les user subroutines dans Abaqus sont effectivement des outils très puissants qui permettent aux utilisateurs de personnaliser et d'étendre les fonctionnalités du logiciel pour répondre à des besoins spécifiques. Elles sont généralement écrites en langage évolué FORTRAN ou en C et doivent être incluses dans le modèle lors de l'exécution de l'analyse. De nombreux auteurs ont implémenté plusieurs éléments dans Abaqus en utilisant la sous-routine UEL. Par exemple, Zouari et al.[125] ont développé et implémenté un élément fini composite à membrane

à quatre nœuds en utilisant la fonction de sous-routine d'élément utilisateur (UEL) dans Abaqus pour analyser des solides renforcés de fibres en 2D. Plusieurs méthodes ont été également implémentées dans Abaqus.: Giner et al. [128] ont implémenté la méthode des éléments finis étendue (X-FEM) pour les problèmes de rupture. L'implémentation était basée sur la sous-routine d'élément utilisateur UEL. Kumbhar et al.[129] ont discuté l'implémentation de la méthode des éléments finis lissés à base de cellules (CSFEM) pour les problèmes élasto-plastiques linéaires à deux et trois dimensions. Cette implémentation est réalisée en utilisant la fonctionnalité du sous-programme utilisateur d'élément (UEL) d'Abaqus.

La figure III.4 présente quelques éléments finis composites dans la littérature utilisant la sous-routine UEL.

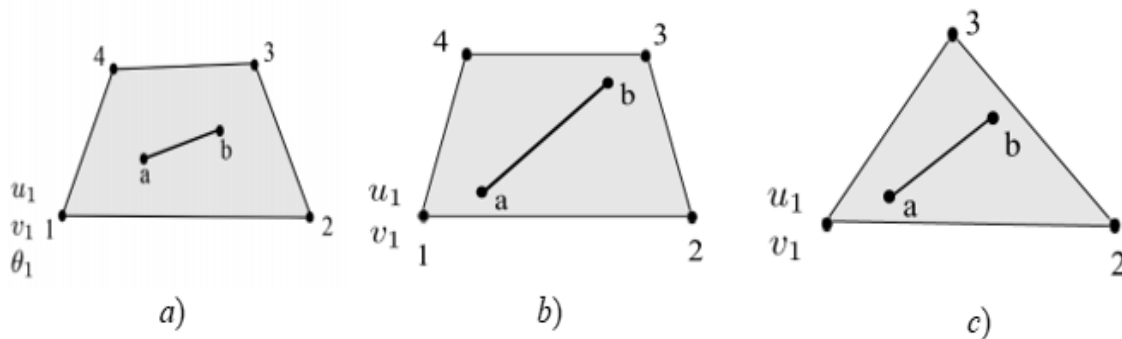


Figure II. 4 Certains éléments finis composites implémentés utilisent la routine User Élément (UEL) d'abaqus :a)élément PFQ4R [130] , b) élément PFQ4 [131] and c)élément PFT3 [131].

La Figure III.5 présente certains types de *user subroutines* utilisées dans Abaqus et leurs fonctions : UEL (définir un élément), UMAT (définir le comportement mécanique du matériau), DLOAD (définir les charges réparties).

Le développement du sous-programme UEL (User Élément) dans un logiciel de calcul par éléments finis (comme Abaqus, ANSYS ou d'autres) implique la définition de l'élément personnalisé et de ses matrices associées, telles que la matrice de rigidité tangente et le vecteur résiduel. Les commandes principales pour compiler la sous-routine UEL au l'exécution du calcul sont :

Abaqus job :job-name.inp user :source-file. For

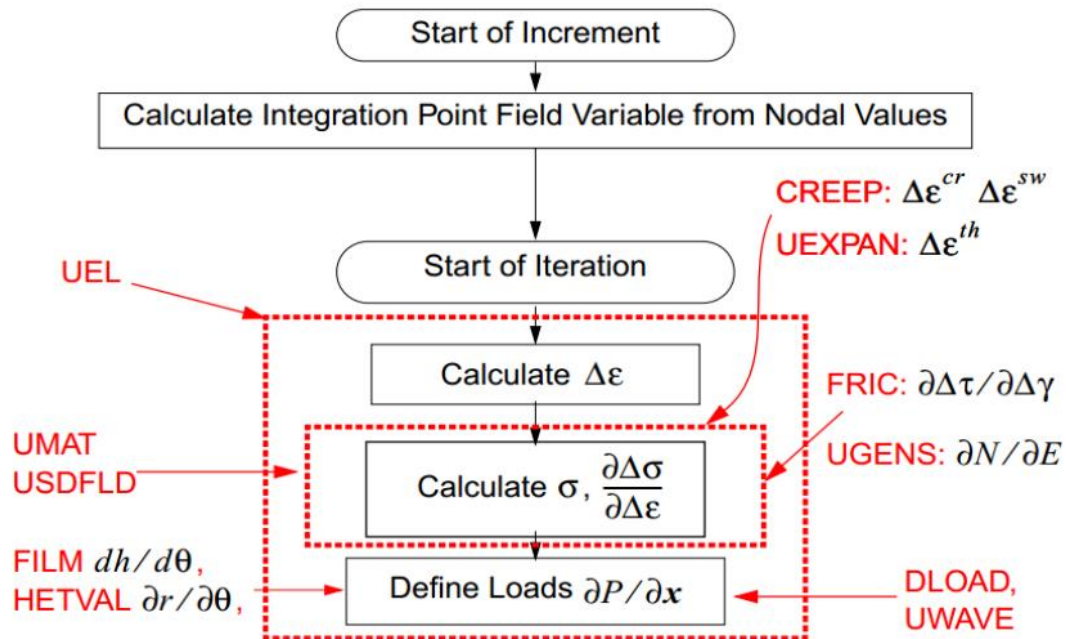


Figure III.5 Certaines user subroutines dans Abaqus [132]

### 3.5. Application de la nouvelle méthode d'homogénéisation numérique par éléments finis sur des images réelles de la microstructure

#### 3.5.1. Technique des éléments finis multiphases

Dans cette partie, nous nous concentrons sur la description de la technique de maillage utilisée pour la modélisation numérique, appelée technique des éléments multiphases (MPFE). Cette technique a été développée par Lippmann et al. [76] et a été également utilisée par plusieurs auteurs [83, 133, 134]. Le maillage d'éléments finis, comme illustré à la Fig. 7a, est superposée à l'image 2D binaire de la microstructure, Fig. 7b. Le comportement de chaque phase peut être prédit à chaque point d'intégration en fonction de sa nuance de couleur grise, comme montré à la Figure III.7c. À cette fin, un module avancé Z-mesh du code d'éléments finis a été utilisé pour l'analyse d'images numériques. Un fichier de sortie est ensuite exporté vers la sous-routine de la base de données externe définie par l'utilisateur dans le code Abaqus, afin d'attribuer les propriétés élastiques à chaque point d'intégration et de calculer les matrices de rigidité.

La Figure III.6 montre un schéma décrivant le flux d'entrée et de sortie et récapitule la démarche d'implémentation du présent élément PFR4M par le sous-programme UEL.

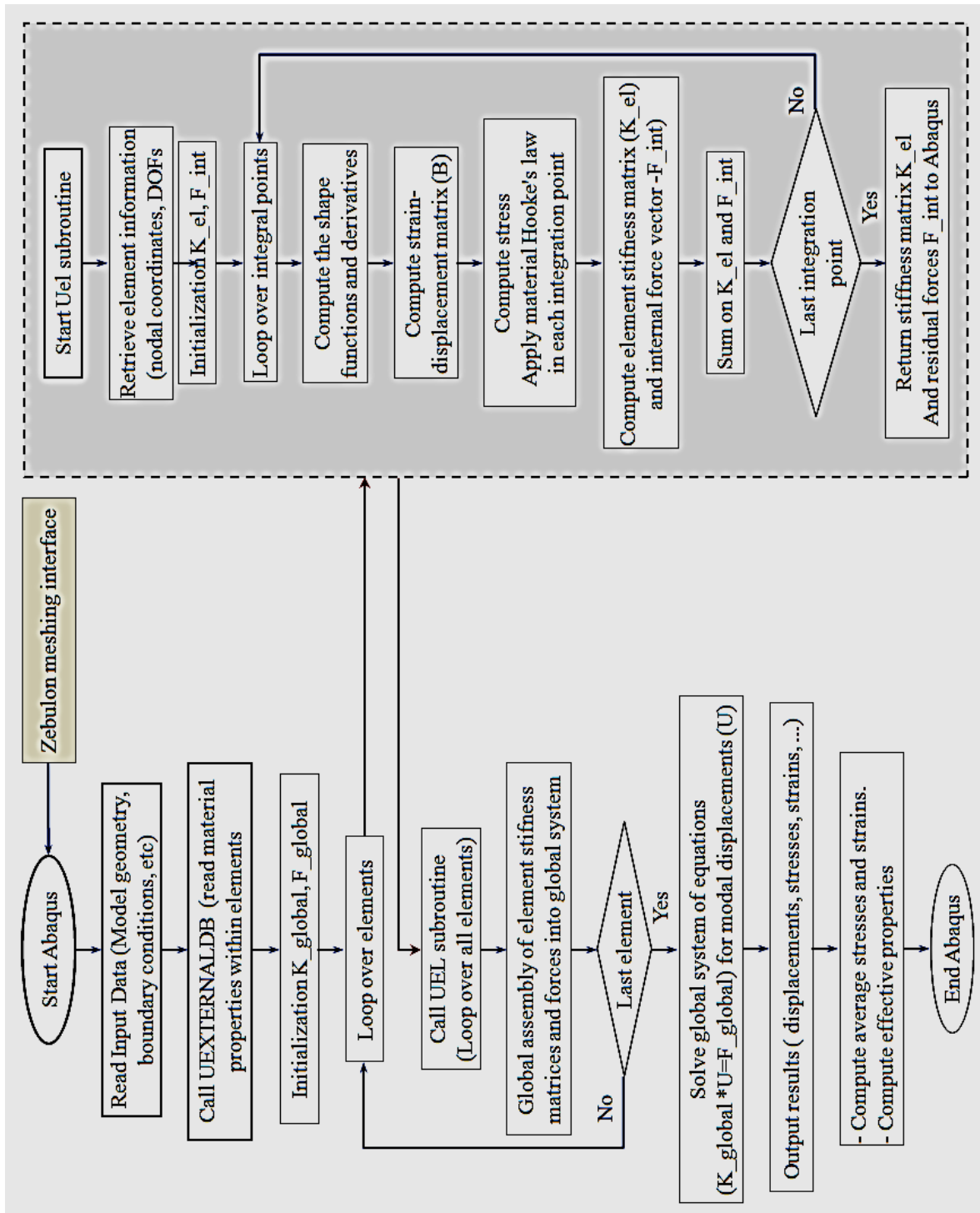


Figure III.6 Description schématique du flux d'entrée et l'implémentation de l'élément PRFU4M

Les conditions aux limites doivent être établies pour empêcher le mouvement du corps rigide et évaluer les propriétés mécaniques spécifiques. En outre, un post-traitement est effectué pour déduire le comportement mécanique local dans l'ensemble de la microstructure (voir Figure III.7d).

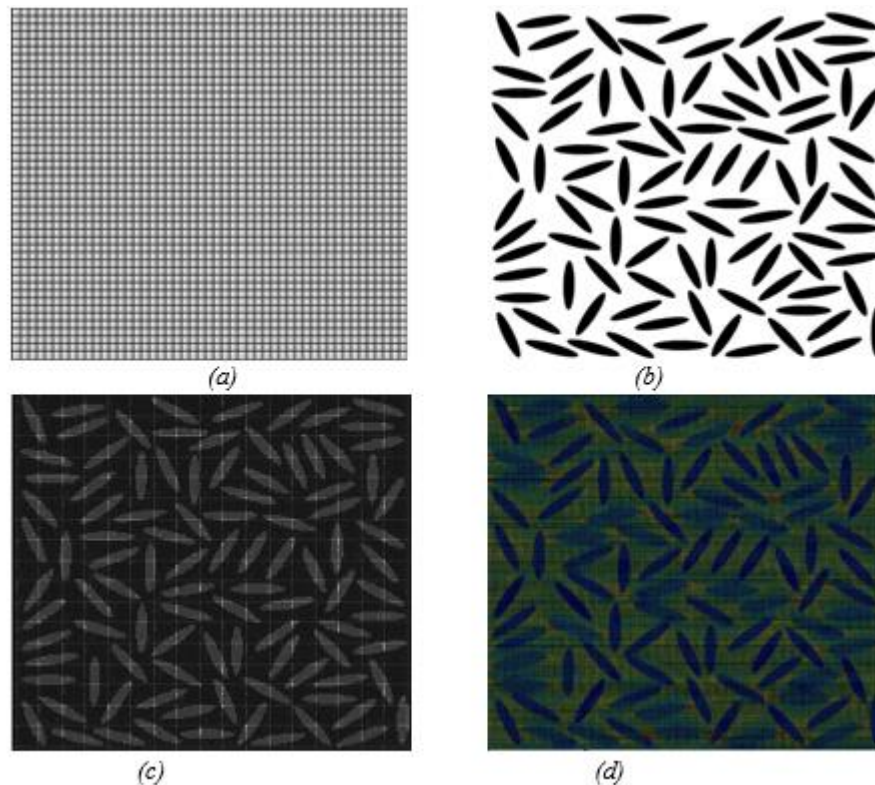


Figure III.7 Technique de maillage multi phase. (a) Maillage régulier par éléments finis. (b) Image bicolore de VER (grille). (c) Microstructure maillée. (d) post-traitement (comportement mécanique local).

La démarche de maillage sur une microstructure réelle comprend trois étapes principales [135] :

- Traitement de l'image réelle de la microstructure à l'aide des outils de traitement d'images (seuillage et filtrage)
- Application de la procédure de maillage sur l'image réelle de la microstructure (méthode de maillage multiphase ou méthode de triangulation de Delaunay).
- Vérification de la convergence des résultats par les maillages proposés

### 3.5.2. Conditions aux limites :

Pour la détermination des propriétés effectives (module de Young et coefficient de Poisson), un essai de traction uniaxial suivant la direction  $x$  est simulé en appliquant les conditions aux limites suivantes :

- Côté OA : 0 déplacement dans la direction  $x$  et 0 contrainte tangentielle dans la direction  $y$  ;
- Côté OB : 0 déplacement dans la direction  $y$  et 0 contrainte tangentielle dans la direction  $x$  ;
- Côté BC :  $\delta$  déplacement dans la direction  $x$  et 0 contrainte tangentielle dans la direction  $y$ .

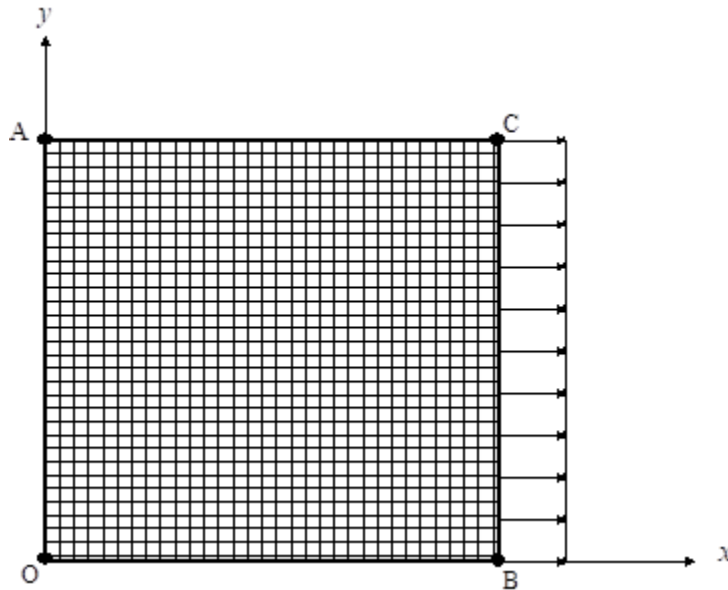


Figure III.8 . Illustration des conditions aux limites appliquées

### 3.5.3. Analyse d'image de la microstructure

Sur la base de la nuance de couleur, des analyses d'images numériques sont effectuées pour définir la répartition des différentes phases de la microstructure en fonction des fractions massiques, comme illustré à la Figure III.9a. L'image numérique est capturée avec une résolution suffisante, allant jusqu'à 3888 pixels, puis convertie en une image binaire simple, représentée sur la Figure III.9b. L'image finale se compose de deux couleurs, noir et blanc, qui correspondent aux deux phases. Dans ce travail, la couleur noire représente la matrice, tandis que les fibres sont blanches. Les défauts présents dans l'image de la microstructure sont éliminés par un traitement plus approfondi, utilisant des outils de traitement d'images tels que le seuillage et le filtrage. Une description détaillée de la technique d'analyse de la microstructure réelle est fournie par El-

Moumen et al. [78]. Les principales étapes de transformation de l'image peuvent être résumées comme suit :

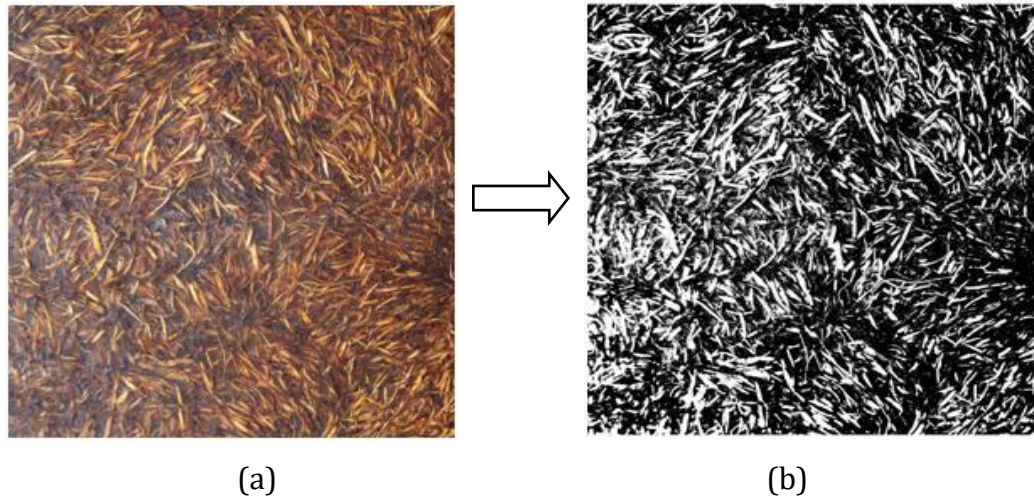


Figure III.9 Traitement numérique de l'image du composite PVCAL. (a) Image haute résolution du VER. (b) image en niveaux de gris.

- **Seuillage (Thresholding)** : Cette opération permet de réduire l'image à deux couleurs, noir et blanc, et de transformer les images en niveaux de gris en images binaires (8 bits) à l'aide d'un seuil, avec des valeurs de pixel comprises entre 0 et 255.
- **Filtre Antiparasites (Noise Filter)** : Ce filtre est utilisé pour supprimer le bruit d'une image.
- **Filtres génériques (Generic filter)** Ces filtres permettent de supprimer ou de développer les zones plus claires (blanches) ou plus sombres (noires) de l'image en appliquant des opérations de dilatation et d'érosion.

Un organigramme de la méthode de segmentation est présenté sur la Figure III.10.

L'image finale de la microstructure traitée est utilisée dans le calcul numérique à l'aide de la méthode des éléments finis multi-phases.

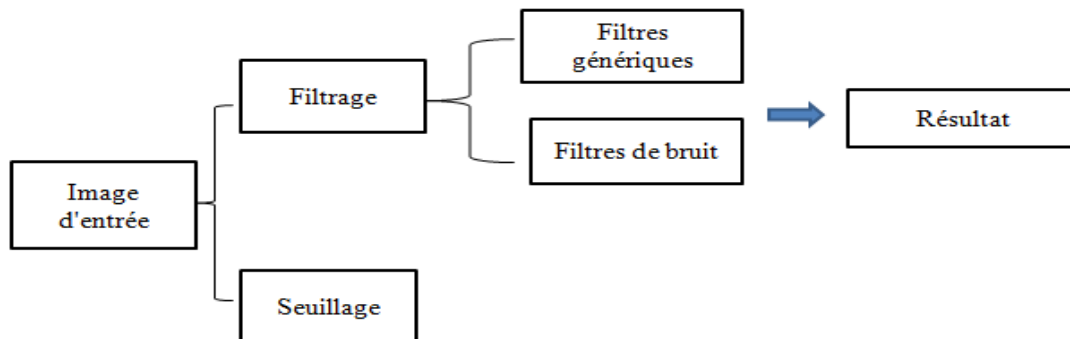


Figure III.10 Organigramme de la méthode de segmentation.

L'image finale est utilisée pour fournir une cartographie numérique de la microstructure traitée. Les données collectées par le logiciel Zebulon permettent de générer des informations numériques, qui servent à cartographier et identifier la rigidité de la microstructure.

. La Figure III.11 représente l'organigramme général de la procédure expérimentale et numérique.

### 3.6. Validation numérique

L'objectif principal de cette section est de valider les performances et la précision du nouvel élément membranaire quadrilatéral multiphase à quatre nœuds, PFR4M, qui a été implémenté dans le code de calcul Abaqus via le sous-programme d'élément utilisateur (UEL). Pour évaluer la précision du modèle PFR4M proposé, les tests de convergence, l'effet de la fraction volumique de renforcement et la taille du VER ont été réalisés. Les résultats obtenus avec l'élément PFR4M ont été comparés aux résultats expérimentaux, aux éléments multiphases linéaires classiques à quatre nœuds (C2d4) et quadratiques à huit nœuds (C2d8), ainsi qu'à l'approche du champ moyen de Mori-Tanaka.

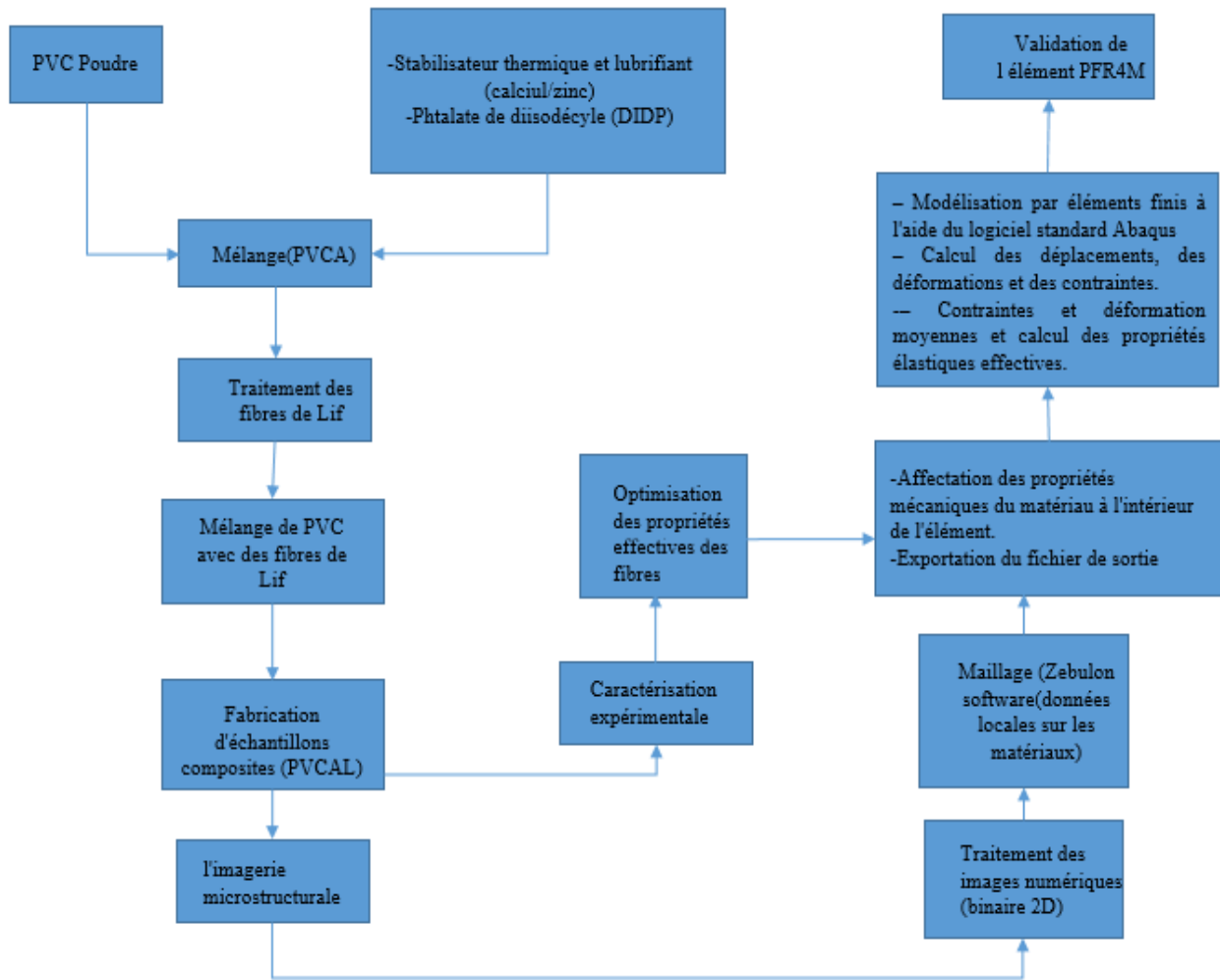


Figure III.11 Procédure globale du travail expérimental et numérique

### 3.6.1. Effets du type de maillage et de la fraction massiques sur la convergence

Des plaques composites à renfort aléatoire carrées en PVCAL, simplement supportées sur un bord et soumises à une charge de pression unitaire sur le bord opposé, sont analysées à l'aide de l'élément multiphase proposé. L'analyse porte sur une simulation de l'essai expérimental de traction du matériau PVCAL. Différentes fractions massiques (10 %, 15 %, 20 % et 25 %) sont étudiées en considérant l'hypothèse de l'état des contraintes planes.

Le traitement numérique de l'image pour les faibles fractions est effectué, puis mis à l'échelle en utilisant une taille de 3888×3888 pixels, de sorte que l'on obtient un rapport de couleur des pixels relatif à la fraction volumique correspondante de chaque microstructure.

Cependant, le traitement graphique des microstructures pour les fractions de 20 % et 25 % est partiellement respecté. Cette tâche a été réalisée méticuleusement sans nuire à l'aspect réel des microstructures (voir Figure III.12).

La discrétisation éléments finis est effectuée graduellement de sorte qu'il s'étend d'un maillage grossier à un maillage très raffiné, i.e. de 2500 à 160 000 éléments. Les valeurs moyennes du module de Young et du coefficient de Poisson sont calculées et comparées à celles obtenues avec les éléments multiphases C2d4 et C2d8, respectivement. Les Figures III.13 et III.14 montrent une bonne convergence. La précision s'améliore avec le raffinement de maillage.

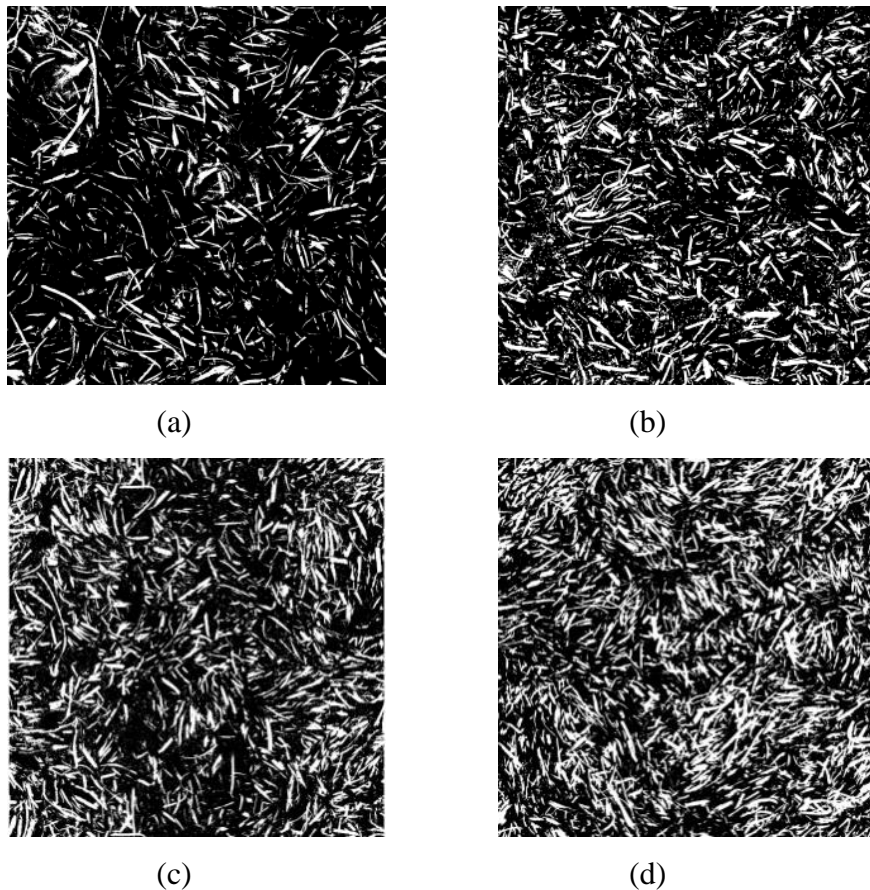
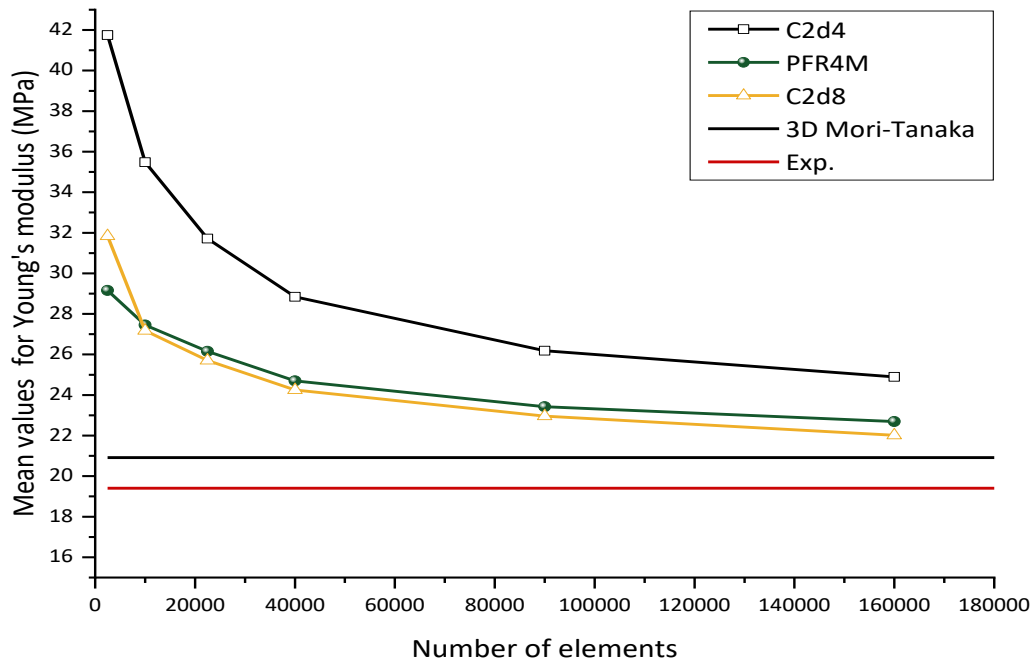
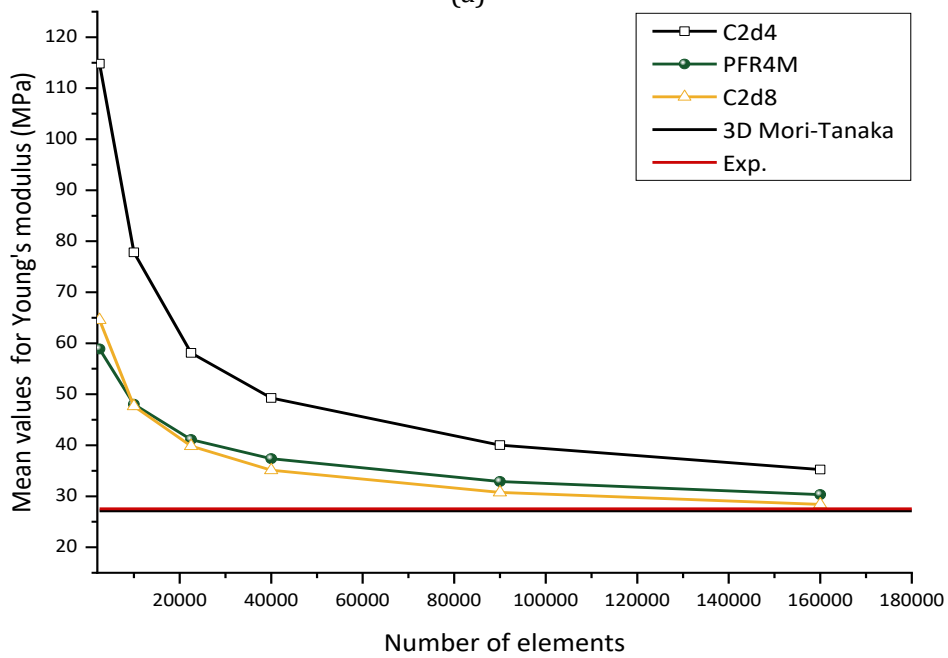


Figure III 12 Images numérisées pour différentes fractions massiques des fibres :(a)  $W_f$  : 10%.  
b)  $W_f$  : 15%. (c)  $W_f$  : 20%. (d)  $W_f$  : 25%.

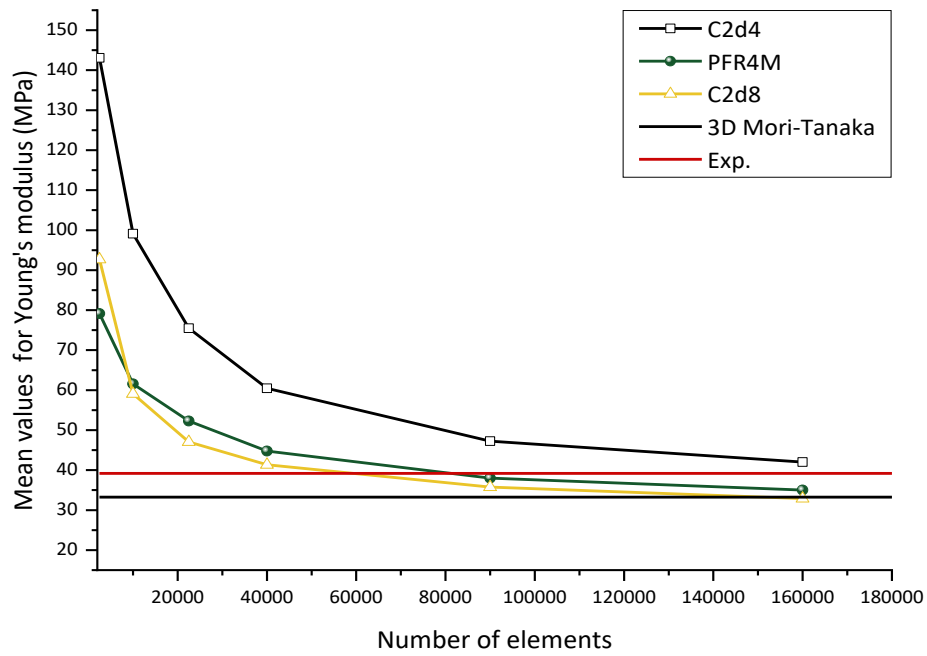
**Chapitre3 Éléments de membrane multiphasique pour l'analyse élastique du composite PVC renforcé par fibres de palmier dattier**



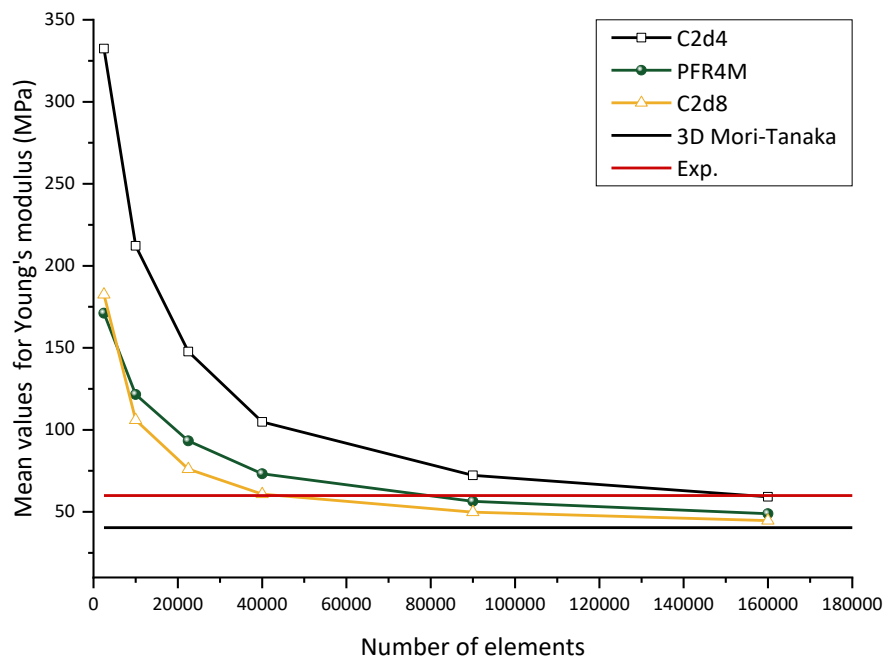
(a)



(b)

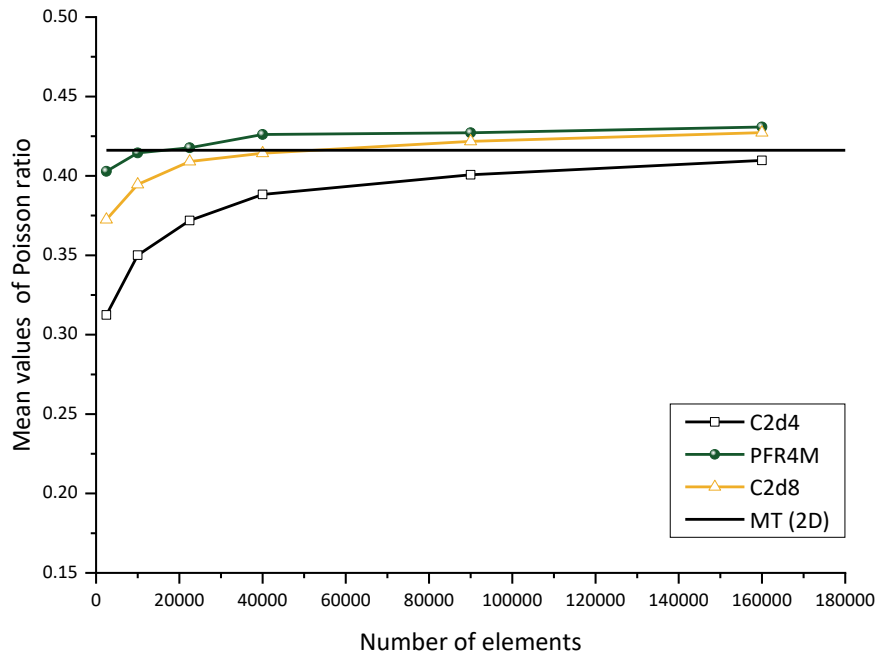


(c)

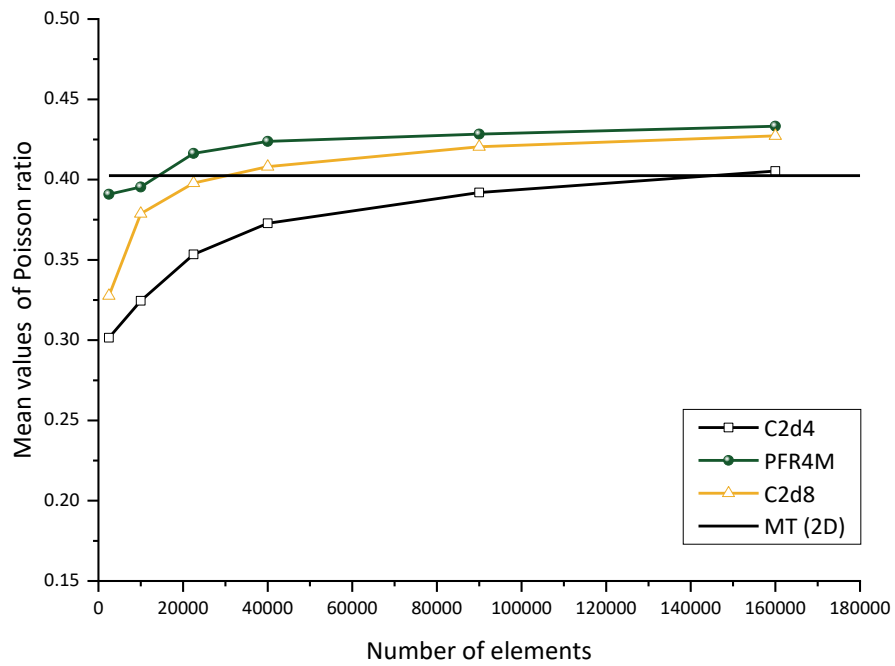


(d)

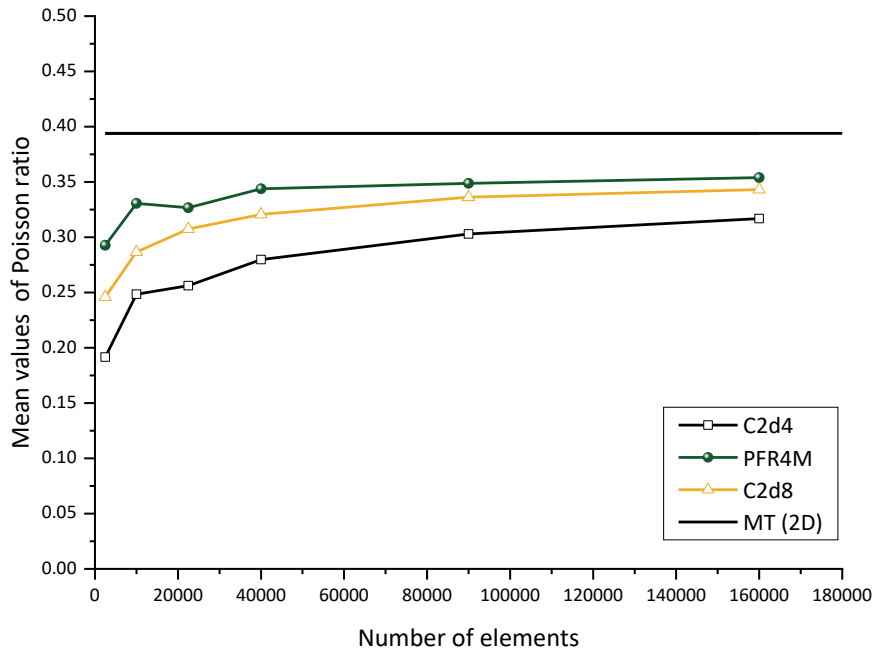
Figure III.13 Effet de la taille de maillage sur le module de Young longitudinal du PVCAL, (a)  $W_f = 10\%$ , (b)  $W_f = 15\%$ , (c)  $W_f = 20\%$ , (d)  $W_f = 25\%$



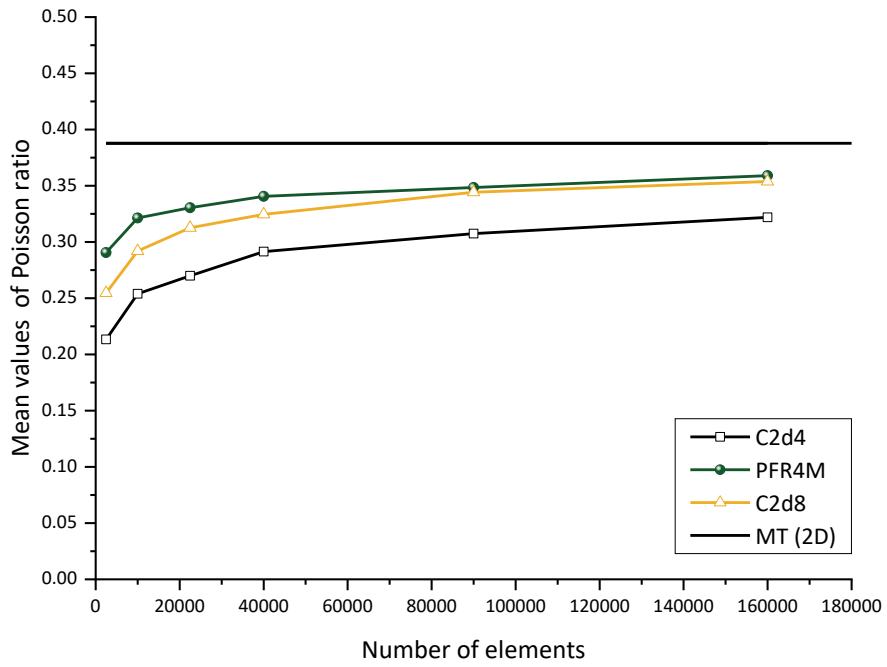
(a)



(b)



(c)



(d)

Figure III 14 Effet de la taille de maillage sur le coefficient de Poisson du PVCAL, (a)  $W_f = 10\%$ , (b)  $W_f = 15\%$ , (c)  $W_f = 20\%$ , (d)  $W_f = 25\%$

La Figure (III.13) montre une allure de module de Young descendante et une convergence monotone vers les résultats de références. Une bonne précision n'est plus atteinte pour un maillage grossier et nécessite au moins 90 000 éléments pour les deux éléments PFR4M et C2d8, et plus de 160 000 éléments pour l'élément C2d4.

D'autre part, les résultats du coefficient de Poisson (Figure III.14) montrent des courbes ascendantes en fonction du raffinement du maillage et convergent vers des valeurs légèrement sous-estimées. Il convient de noter qu'une bonne précision et un bon accord sont obtenus entre l'élément PFR4M et C2d8 et un écart d'erreur qui ne peut être ignoré entre les résultats de ces derniers éléments et ceux de l'élément bilinéaire standard C2d4. Cela confirme à nouveau la performance de l'élément développé, qui est due aux termes additionnels inclus dans le champ de déplacement. Cette propriété a été déjà démontrée pour les matériaux homogènes isotropes dans des travaux antérieurs [124, 126].

Un maillage raffiné (400 ×400 éléments) est utilisé pour analyser l'effet de la fraction massique sur les propriétés mécaniques, voir tableaux (III.1) et (III.2).

Concernant les coefficients de Poisson comparés aux résultats analytiques, la Figure III.15 montre une légère pente avec pratiquement une invariance par rapport aux fractions massiques. Cependant, les courbes numériques obtenues par les deux éléments multiphases (PFR4M et C2d8) montrent un début légèrement supérieur aux valeurs analytiques or la tendance diminue progressivement. Toutes les courbes ressemblent à une fonction trigonométrique inverse de la fonction arc tangente avec une pente négative et un point d'inflexion à  $W_f = 17\%$ . Cette allure descendante est en bon accord avec le modèle de Mori-Tanaka, qui stipule que le coefficient de Poisson est inversement proportionnel au rapport d'aspect des fibres (le lecteur peut se référer au tenseur d'Eshelby [120]). D'ailleurs, la petite nuance sensiblement constaté dans le calcul des coefficients de Poisson pour les fractions volumiques élevées est peut être due au l'adhésion des fibres voisines et qui reflète un rapport d'aspect des fibres incorrect (pour le modèle analytique) et également un recouvrement des pixels pour les fibres sur les images traitées (pour le modèle multiphase).

La Figure III.16 présente le module de Young longitudinal pour toutes les fractions volumiques examinées, en comparant les résultats obtenus avec les données expérimentales et le modèle Mori-Tanaka. Il est montré que le module de Young est fortement affecté par l'augmentation de la fraction massique et présente une relation proportionnellement linéaire, au

moins dans le spectre des fractions analysé. Dans le cas de faibles fractions massiques, les résultats du module de Young obtenus par PFR4M et C2d8 sont proches de ceux des modèles expérimentaux et de Mori-Tanaka.

On peut conclure que le présent élément fournit une meilleure précision que l'élément linéaire C2d4. Cela peut s'expliquer par l'interpolation quadrature du champ de déplacement du PFR4M, qui conduit, tout comme le C2d8, à une déformation linéaire plutôt que constante. D'autre part, la supériorité du C2d8 n'est pas seulement due au grand nombre de nœuds d'interpolation, mais aussi aux points d'intégration supplémentaires nécessaires au schéma d'intégration exact, i.e.  $3 \times 3$  points. Une abondance de points d'intégration dans l'élément C2d8 reflète un meilleur ajustement dans les propriétés mécaniques discontinues des matériaux constitutifs inclus dans le même élément fini multiphase. À des fractions volumiques modérément élevée, excepté  $W_f = 25\%$ , cette performance est encore confirmée par rapport à celle de l'élément C2d4, où nous en mettons en évidence un écart-type important dans leurs tests expérimentaux. Cette exception peut s'expliquer par une zone de recouvrement des fibres réellement importante, qui ne peut être prise en compte adéquatement dans l'évaluation numérique de la rigidité locale, quel que soit le type d'élément multiphase. En revanche, le recouvrement dans le VER peut être évité dans la méthode analytique du champ moyen. Il convient de noter que l'image de l'échantillon expérimental ne permet souvent pas d'obtenir une bonne représentation de la surface élémentaire à des fractions massiques élevées. [78].

**Chapitre3 Éléments de membrane multiphasique pour l'analyse élastique du composite PVC renforcé par fibres de palmier dattier**

		Valeurs moyennes du module de Young (MPa)								
		Maillage						MT (3D)	MT (2D)	Expérimental
$W_f$ (%)	Éléments.	50×50	100×100	150×150	200×200	300×300	400×400			
10	C2d4	41.752	35.480	31.712	28.841	26.186	24.896	20.912	25.260	19.402 ±1.887
	PFR4M	29.160	27.447	26.156	24.696	23.421	22.696			
	C2d8	31.837	27.176	25.703	24.247	22.956	22.013			
15	C2d4	114.819	77.821	58.102	49.260	40.018	35.244	27.148	34.617	27.547 ±3.608
	PFR4M	58.864	48.027	41.105	37.368	32.883	30.318			
	C2d8	64.571	47.663	39.854	35.120	30.757	28.396			
20	C2d4	143.098	99.109	75.481	60.442	47.233	42.003	33.239	44.468	39.187 ±5.798
	PFR4M	79.142	61.551	52.297	44.783	38.004	35.013			
	C2d8	92.690	59.091	47.064	41.340	35.760	32.899			
25	C2d4	332.472	212.228	147.733	104.825	72.250	59.153	40.377	55.199	59.997 ±11.800
	PFR4M	171.081	121.563	93.286	73.251	56.371	48.917			
	C2d8	182.445	106.017	76.110	60.856	49.822	44.628			

Tableau III.1 Module de Young du composite en fonction du nombre d'éléments et de différentes fractions massiques.

		Valeurs moyennes du coefficient de Poisson							
		Maillage						MT (3D)	MT (2D)
$W_f$ (%)	Éléments	50×50	100×100	150×150	200×200	300×300	400×400		
10	C2d4	0.312	0.350	0.372	0.388	0.401	0.410	0.468	0.416
	PFR4M	0.403	0.415	0.418	0.426	0.427	0.431		
	C2d8	0.373	0.395	0.409	0.414	0.422	0.427		
15	C2d4	0.302	0.325	0.353	0.373	0.392	0.405	0.463	0.402
	PFR4M	0.391	0.395	0.416	0.424	0.428	0.433		
	C2d8	0.328	0.379	0.398	0.408	0.420	0.427		
20	C2d4	0.192	0.248	0.256	0.280	0.303	0.317	0.458	0.394
	PFR4M	0.293	0.331	0.327	0.344	0.349	0.354		
	C2d8	0.246	0.287	0.307	0.321	0.336	0.343		
25	C2d4	0.213	0.254	0.270	0.291	0.307	0.322	0.454	0.388
	PFR4M	0.291	0.321	0.331	0.341	0.348	0.359		
	C2d8	0.255	0.292	0.313	0.325	0.344	0.354		

Tableau III. 2 Coefficient de Poisson du composite en fonction du nombre d'éléments et de différentes fractions massiques.

### Chapitre 3: Élément de membrane multiphasique pour l'analyse élastique du composite PVC renforcé de fibres de palmier dattier.

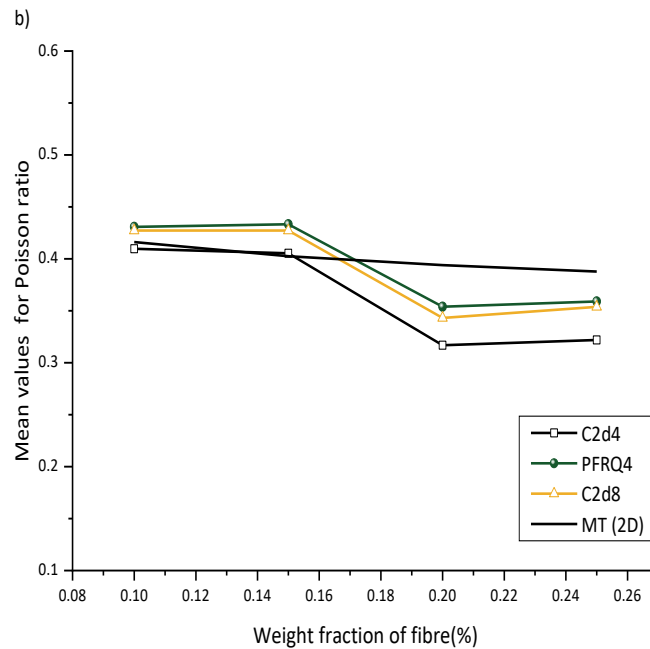


Figure III.15 Coefficient de poisson en fonction des fractions massiques des fibres

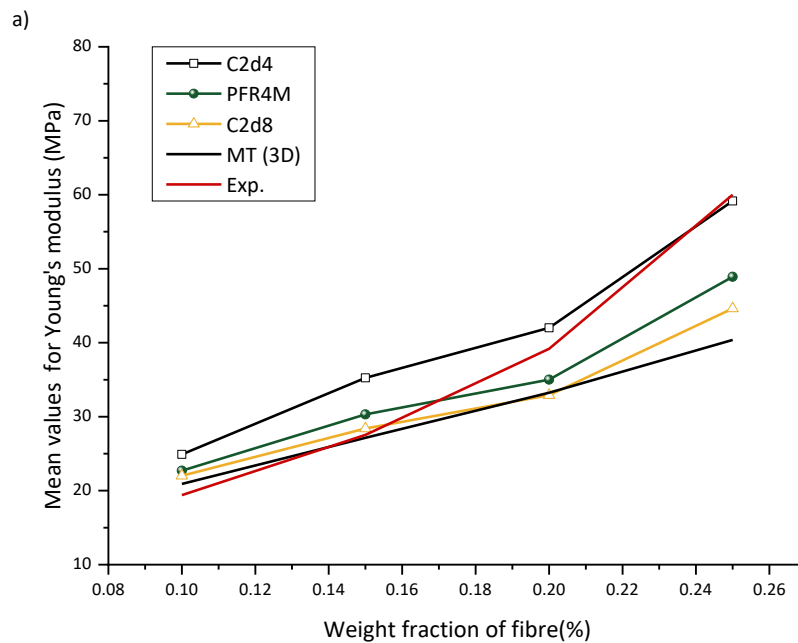


Figure III.16 Module de Young en fonction des fractions massiques des fibres

#### 3.6.2. Analyse statistique de la taille des VER

La simulation d'un essai de traction unidirectionnel est effectuée sur les mêmes matériaux afin d'évaluer les propriétés mécaniques nécessaires pour obtenir un VER approprié. Ainsi, la

### Chapitre 3: Élément de membrane multiphasique pour l'analyse élastique du composite PVC renforcé de fibres de palmier dattier.

---

valeur moyenne du module de Young et du coefficient de Poisson, ainsi que leurs intervalles de confiance, sont analysées. Différentes tailles de VER des microstructures en PVCAL, allant de  $20 \times 20$  à  $3500 \times 3500$  pixels, sont étudiées pour quatre fractions massiques des fibres : 10 %, 15 %, 20 % et 25 %. L'exemple des différentes tailles de VER pour une faible fraction massique ( $W_f = 10\%$ ) est illustré à la figure III.17.

En outre, plusieurs réalisations (emplacements des fibres) sont prises en compte pour représenter chaque taille de VER pour toutes les fractions massiques des fibres, comme le montre la figure III.18. Les figures III.19 et III.20, où la taille du VER est inférieure à  $2500 \times 2500$ , montrent une divergence oscillante entre les résultats numériques et expérimentaux des propriétés élastiques. Nous pouvons observer une fluctuation des valeurs moyennes du module de Young et un léger biais concernant le coefficient de Poisson pour les différentes courbes des éléments C2d4 et PFR4M. Cela peut s'expliquer par le contraste important entre les propriétés élastiques de la matrice et du renfort ( $E_f/E_m = 332$ ), ce qui pourrait conduire à un écart significatif entre les valeurs moyennes du module de Young et du coefficient de Poisson.

Cette section présente une analyse statistique utilisée pour déterminer la taille du VER des composites PVC renforcés de fibres de palmier dattier. L'étude évalue les propriétés élastiques (module de Young et coefficient de Poisson) des composites en utilisant une combinaison de méthodes basées sur la variance et de simulations de Monte Carlo, avec cinq réalisations microstructurales pour chaque taille d'élément volumique représentatif et pour différentes fractions massiques des fibres. La variance (Eq. (26)) des propriétés élastiques est calculée pour chaque configuration afin de s'assurer que la taille du VER capture le comportement mécanique du matériau de manière fiable et efficace. L'étude est menée sur cinq fractions massiques des fibres : 5 %, 10 %, 15 %, 20 % et 25 %, pour examiner comment la taille du VER et les propriétés élastiques varient en fonction de la teneur en fibres. Pour chaque fraction massique des fibres, la taille du VER est modifiée et les étapes suivantes sont réalisées :

- Plusieurs VER de tailles croissantes (de  $20 \times 20$  à  $3500 \times 3500$  pixels) sont créés pour représenter différentes régions de la microstructure du composite.

- Pour chaque taille de VER et fraction massiques de fibres, cinq réalisations différentes de la microstructure sont générées. Ces réalisations tiennent compte de l'orientation aléatoire et de la distribution plane des fibres. Les réalisations pour toutes les fractions massiques du VER de taille  $1000 \times 1000$  pixels sont illustrées sur la Figure III.18.

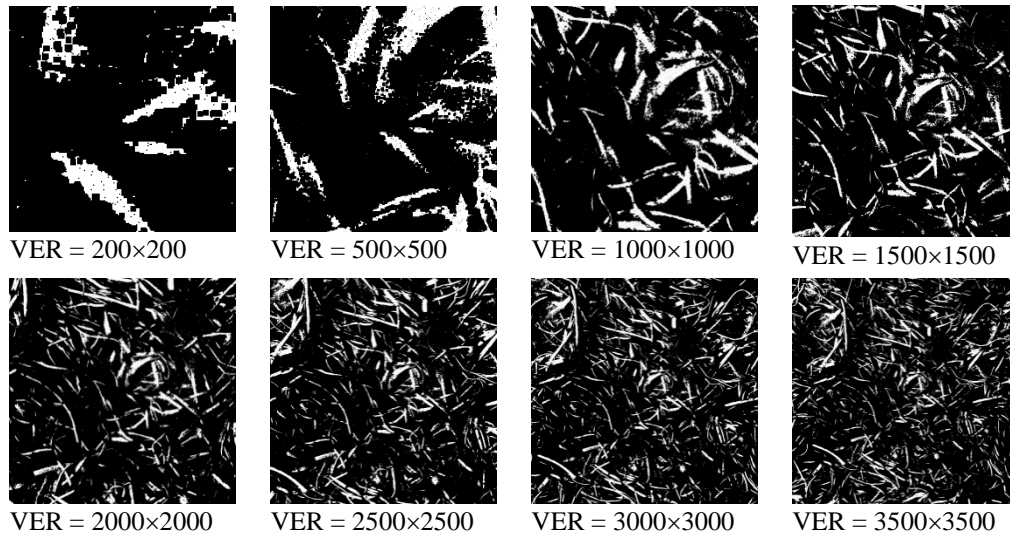


Figure III.17 Différentes tailles de microstructure, pixels,  $W_f : 10\%$ . VER (proche du centre).

- En utilisant l'analyse par éléments finis (EF), le module de Young et le coefficient de Poisson sont calculés pour chaque réalisation, chaque taille de RVE et chaque fraction massique.
- Pour chaque taille de VER et fraction massique, la variance des propriétés élastiques est calculée pour les cinq réalisations. La variance est donnée par :

$$\sigma^2 : \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N (P_i - \bar{P})^2, \quad N : 5 \quad (26)$$

Où  $P_i$  est la propriété élastique individuelle dans la réalisation  $i$  et  $\bar{P}$  est la valeur moyenne.

Les propriétés élastiques des matériaux traités sont présentées sur les figures III.19 et III.20. Un écart oscillant entre les résultats numériques et expérimentaux peut être observé lorsque la taille du VER est inférieure à 2500x2500. Une fluctuation est observée dans les valeurs moyennes du module de Young, et un léger biais apparaît dans les courbes du coefficient de Poisson des éléments C2d4 et PFR4M. Cela peut s'expliquer par le contraste important entre les propriétés élastiques de la matrice et du renfort  $E_f / E_m = 332$ , ce qui pourrait conduire à un écart significatif dans les résultats moyens arithmétiques pour presque toutes les réalisations de petite taille de VER.

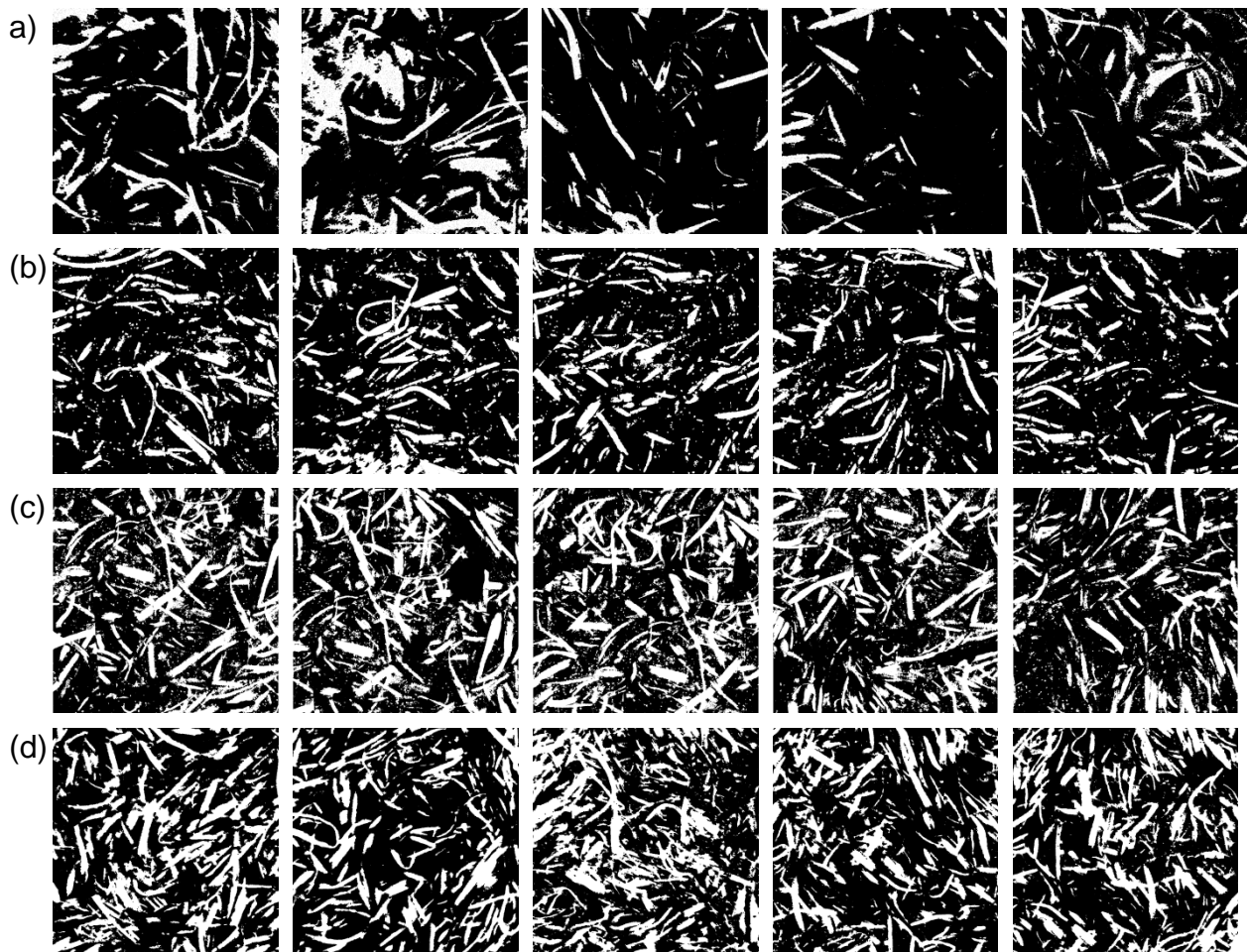


Figure III.18 Différentes réalisations de la microstructure pour une taille du VER ( $1000 \times 1000$ ) pixels, et différentes fractions massiques des fibres. (a)  $W_f = 10\%$ . (b)  $W_f = 15\%$ . (c)  $W_f = 20\%$ . , et (d)  $W_f = 25\%$ .

D'autre part, à des fractions massiques très faibles, les fluctuations des propriétés effectives calculées sont relativement faibles et augmentent soudainement avec l'augmentation de la fraction massique. Cela s'explique par le fait que les renforts sont largement espacés, que leur distribution est relativement uniforme et que les interactions entre les fibres sont minimales. La géométrie de la matrice domine le comportement global du composite, et les variations locales dans la distribution des renforts n'ont pas d'impact important.

Cependant, on peut également noter que les intervalles de confiance diminuent avec l'augmentation de la taille du VER et tendent vers de petites valeurs. En ce qui concerne les

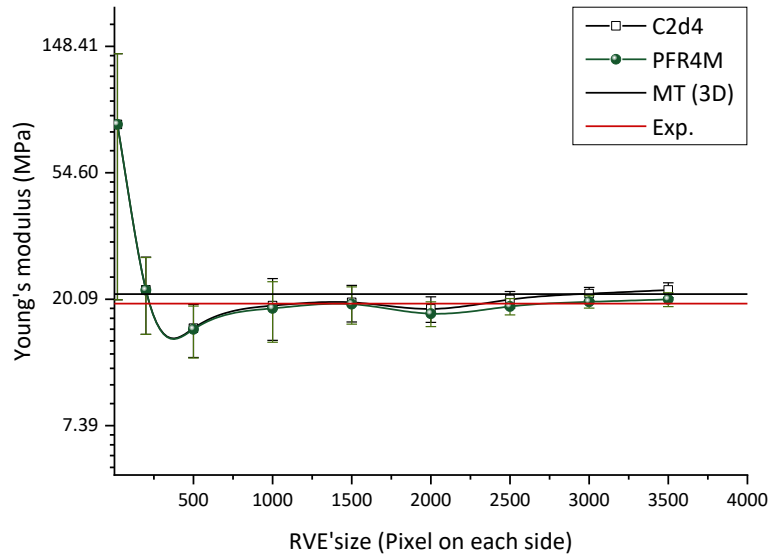
### **Chapitre 3: Élément de membrane multiphasique pour l'analyse élastique du composite PVC renforcé de fibres de palmier dattier.**

---

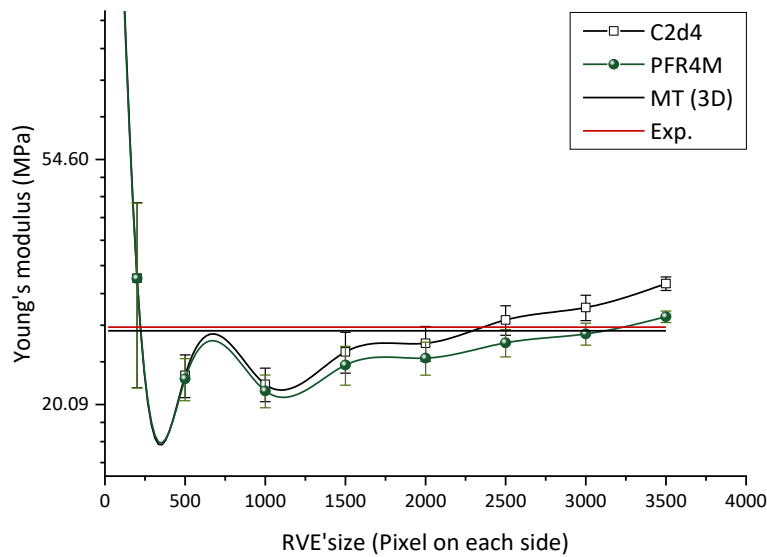
modules de Young, l'élément PFR4M donne des résultats plus proches du modèle MT-3D que du modèle C2d4, tandis que sa performance en calcul des coefficients de Poisson n'est confirmée que pour une fraction massique élevée si l'on considère le modèle MT-2D comme référence. En revanche, tous les résultats sont généralement limités par les modèles expérimentaux et analytiques, et les écarts-types restent inférieurs à 5 % pour les tailles du VER supérieures à 3000×3000 pixels.

Ce niveau de confiance signifie que cinq réalisations sont suffisantes pour estimer avec précision cette propriété élastique. Cela est en accord avec la recommandation rapportée par Kanit et al.[77] et confirmée par les faibles valeurs de variance, ce qui suppose que les propriétés du composite peuvent être déterminées soit par un petit nombre de réalisations sur des volumes plus importants, soit par de nombreuses réalisations pour des volumes plus faibles. La principale caractéristique d'un VER est la taille minimale de l'échantillon permettant de déterminer la propriété effective du composite. Pour ce faire, le VER doit satisfaire à deux conditions. La première est la condition d'ergodicité, qui signifie que les propriétés moyennes d'un milieu ne varient plus lorsque la taille de l'échantillon augmente. Cette variation est représentée sur l'axe des  $x$  dans les figures III.17 et III.18. La seconde est la condition de stationnarité, qui se traduit par la constance de la propriété moyenne entre différents échantillons de même taille. Elle est représentée par les valeurs de variance dans les figures III.19 et III.20.

### Chapitre 3: Élément de membrane multiphasique pour l'analyse élastique du composite PVC renforcé de fibres de palmier dattier.

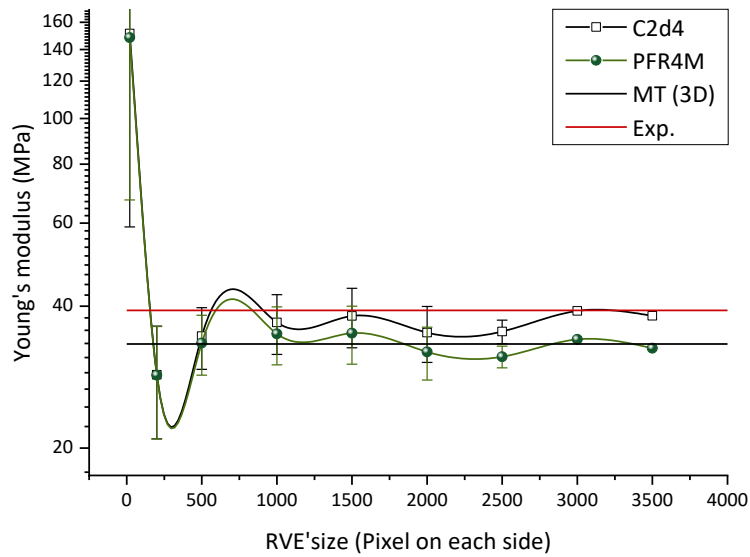


(a)

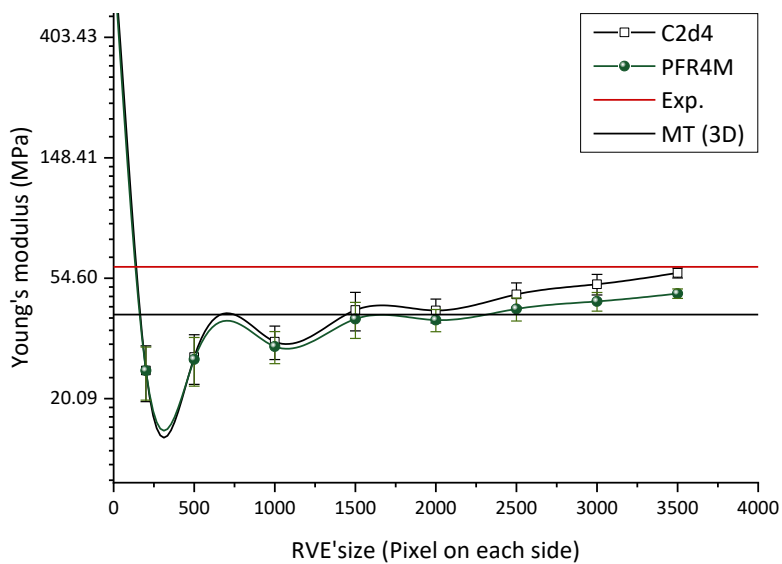


(b)

### Chapitre 3: Élément de membrane multiphasique pour l'analyse élastique du composite PVC renforcé de fibres de palmier dattier.



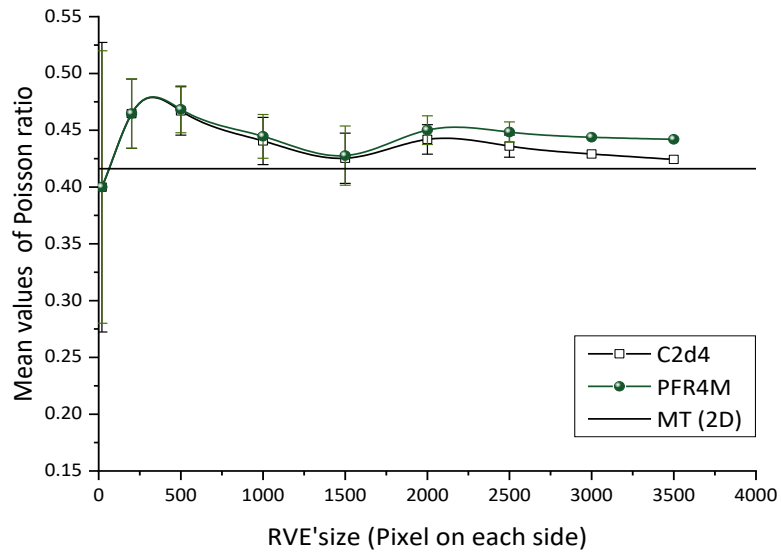
(c)



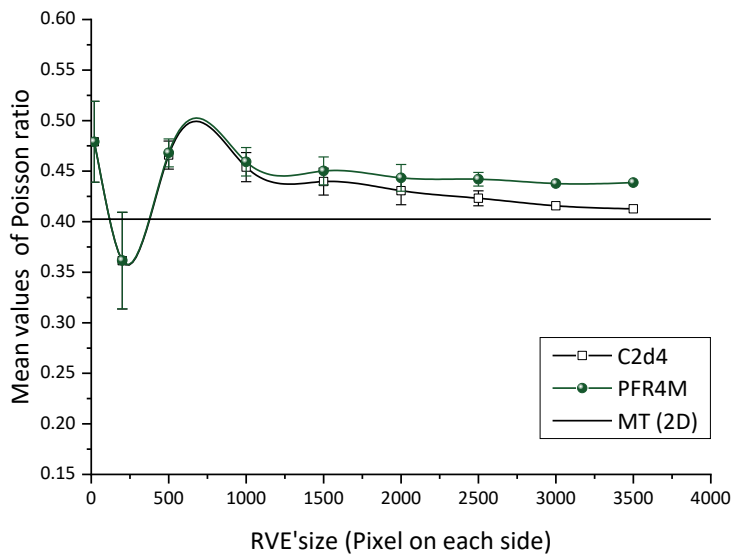
(d)

Figure III.19 Valeurs moyennes du module de Young longitudinal en fonction de la taille du VER (a)  $W_f = 10\%$ , (b)  $W_f = 15\%$ , (c)  $W_f = 20\%$ , (d)  $W_f = 25\%$ .

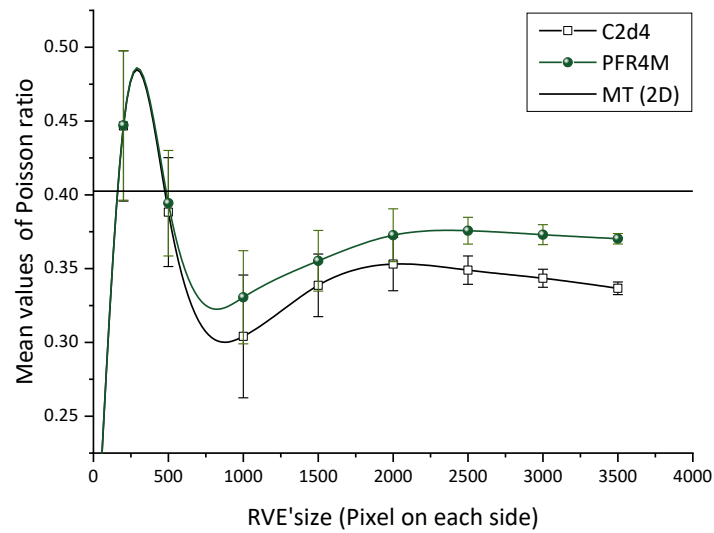
### Chapitre 3: Élément de membrane multiphasique pour l'analyse élastique du composite PVC renforcé de fibres de palmier dattier.



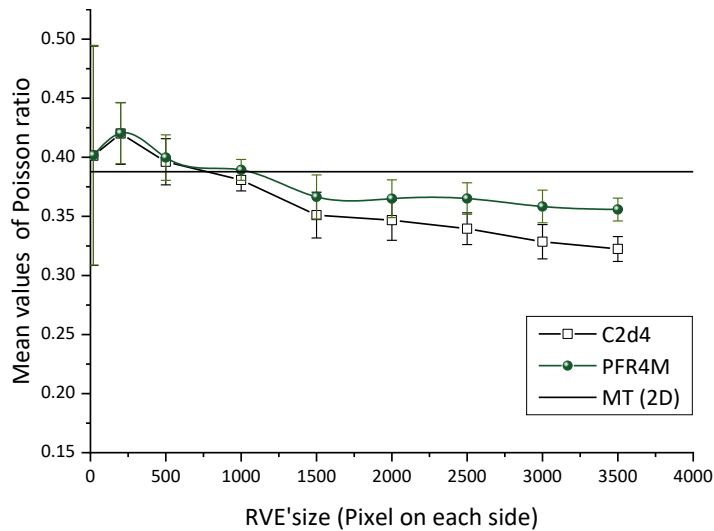
(a)



(b)



(c)



(d)

Figure III 20 Valeurs moyennes du coefficient de Poisson en fonction de la taille du VER

(a)  $W_f$  : 10 %, (b)  $W_f$  : 15 %, (c)  $W_f$  : 20 %, (d)  $W_f$  : 25 %.

### 3.7. Synthèse

Ce chapitre est consacré au développement d'un nouvel élément fini multiphase quadrilatéral à quatre nœuds, qui a été implémenté dans le logiciel Abaqus afin d'évaluer les propriétés élastiques d'un composite PVC renforcé de fibres de palmier dattier. Les tests de performance de l'élément proposé ont été réalisés à l'aide d'une série d'essais numériques, qui

### **Chapitre 3: Élément de membrane multiphasique pour l'analyse élastique du composite PVC renforcé de fibres de palmier dattier.**

---

ont révélé une excellente convergence vers les propriétés élastiques effectives obtenues avec un maillage de la microstructure supérieur ou égal à  $300 \times 300$  éléments. La performance de l'élément PFR4M est quasi-similaire à celle de l'élément quadratique à 8 nœuds et comparable au modèle d'homogénéisation du champ moyen MT-2D. Le taux de convergence représente une amélioration par rapport à l'élément fini classique à quatre nœuds, C2d4, qui est utilisé dans la plupart des études précédentes, comme dans l'analyse de la microstructure virtuelle traitée par Bourih et al. [136], entre autres. Le degré de liberté supplémentaire par nœud augmente relativement la taille du problème, mais l'utilisation de ce type d'élément reste essentielle pour l'assemblage avec des structures de poutres et de coques.

D'autre part, on constate que le contraste important entre les propriétés mécaniques de la matrice et du renfort végétal affecte significativement les résultats des propriétés effectives, ce qui entraîne des fluctuations pour les petites tailles de VER. À partir d'une taille de  $2500 \times 2500$  pixels, les moyennes des propriétés effectives se stabilisent, avec des variances très faibles. En outre, lorsque la fraction massique du renfort augmente, les interactions entre les fibres s'intensifient et conduit aux problèmes tels que le recouvrement des fibres, qui affectent les propriétés locales de composites.

Enfin, la potentielle cinématique de l'élément actuel, dû à son degré de liberté rotationnel, permet dans le cadre de futures recherches, d'analyser le comportement en flexion des matériaux composites avec des renforts aléatoires.

---

**4. Évaluation et validation de l'élément multiphasique pour prédire les propriétés élastiques du bio composite à base de fibres de chanvre.**

---

### 4.1. Introduction

Le présent chapitre a pour objectif d'appliquer la technique des éléments finis multiphases, telle qu'elle a été discutée dans le chapitre précédent, à des images virtuelles de microstructures. Dans ce contexte, l'élément mutiphase PFR4M déjà développé est utilisée pour analyser des images virtuelles de la microstructure d'un bio-composite à base matrice de polypropylène (PP) renforcé de fibres de chanvre (HS). Cette étude consiste à étudier la convergence de l'élément et analyser l'effet de la taille du volume élémentaire représentatif (VER) et du rapport de forme des fibres sur les propriétés élastiques du PP/HS.

Les résultats numériques obtenus par l'élément PFR4M sont comparés aux essais de traction expérimentaux, aux méthodes analytiques (code de calcul Digimat) et aux éléments finis classiques. Les données expérimentales utilisées dans cette étude proviennent de l'analyse réalisée par Elouaer [137].

### 4.2. Application de la méthode d'homogénéisation numérique par éléments finis sur des images virtuelles de la microstructure :

#### 4.2.1. Présentation du matériau

Le matériau utilisé dans la présente étude est un bio-composite préparé et étudié par Elouaer [137], constitué d'une matrice en polypropylène (PP) avec  $E_m = 1.7346$  GPa et  $\nu_m = 0.4$  renforcée par des fibres courtes de chanvre avec  $E_f = 44.52$  GPa et  $\nu_f = 0.12$ . Les fibres de chanvre ont été préparées par Elouaer [137] avec une longueur de 0.707 mm – 0.865 mm et un diamètre de 0.0378 mm – 0.0462 mm. (Tableau IV .1)

Matrice (polypropylène)		Fibre (chanvre)		Fraction Volumique e.	Longueur (mm)	Diamètre (mm)	Densité( PP) (g/cm3)	Densité (g/cm3)
$E_m$ (GPa)	$\nu_m$	$E_f$ (GPa)	$\nu_f$	$V_f$	$L_f$	$D_f$	$\rho_m$	$\rho_f$
<b>1.7346</b>	<b>0.4</b>	<b>44.52</b>	<b>0.12</b>	<b>0.206</b>	<b>0.707 – 0.865</b>	<b>0.0378 – 0.0462</b>	<b>0.905</b>	<b>1.07</b>

Tableau IV.1 . Propriétés du composantes [137]

#### 4.2.2. Maillage élément finis de la microstructure :

La procédure de maillage sur une microstructure virtuelle se décompose en trois étapes :

- Génération de la microstructure virtuelle à l'aide des algorithmes de génération, tels que le processus aléatoire de Poisson et l'adsorption séquentielle aléatoire.
- Application de la procédure de maillage sur l'image de la microstructure, en utilisant la méthode de maillage multiphase ou la méthode de triangulation de Delaunay.
- Vérification du maillage par un calcul par éléments finis (EF).

Les figures IV.1 et IV.2 illustrent des exemples de microstructures générées par les algorithmes : adsorption séquentielle aléatoire (RSA) et le processus de Poisson.

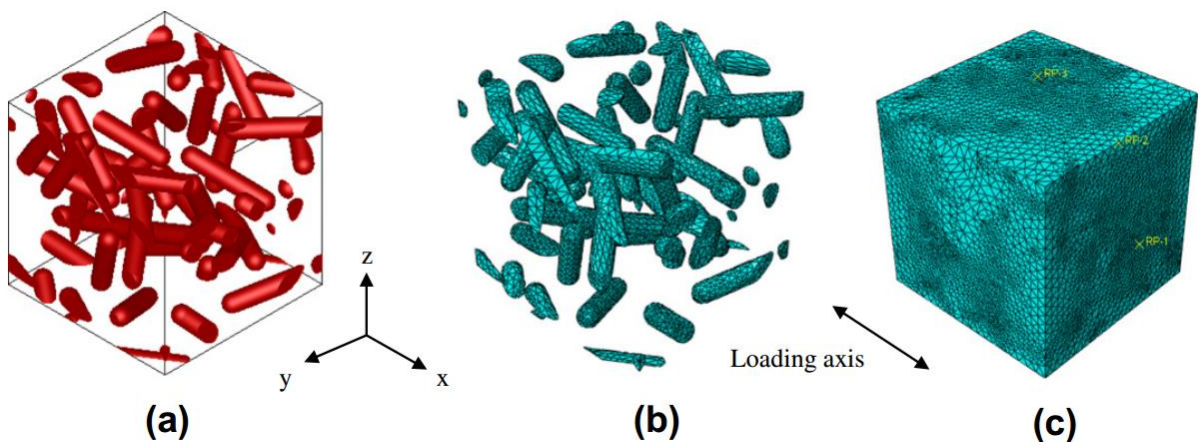


Figure IV.1 VER avec des particules distribuées de façon aléatoire générée par la méthode (RSA). (a) Géométrie, (b) particules maillées uniquement, et (c) VER maillé.[138].

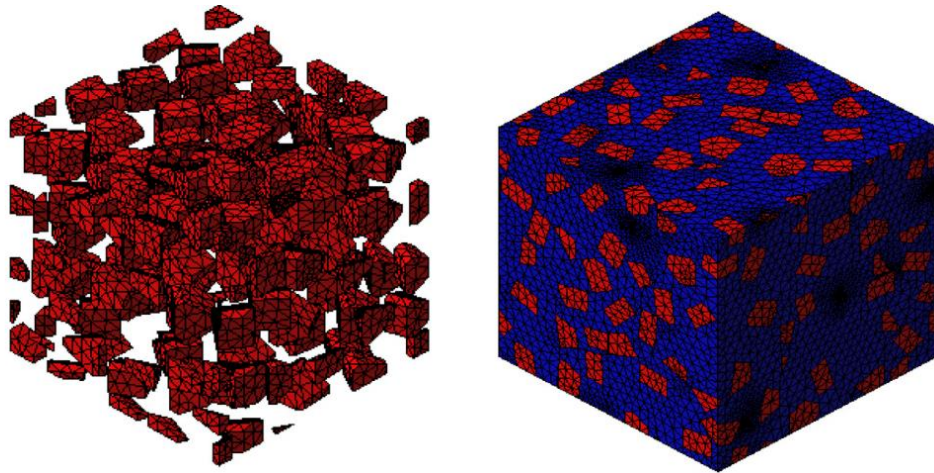


Figure IV.2 Microstructure avec des grains polyédriques générée par le processus de poisson et son maillage EF [134].

Dans notre étude, l'image virtuelle du bio-composite polypropylène renforcé de fibres de chanvre (PP/HS) a été générée par l'algorithme d'adsorption séquentielle aléatoire (RSA), qui est typiquement utilisé pour représenter la disposition de particules sur des surfaces [139], Cet algorithme est implémenté dans le script GUI de MATLAB [140]. Le concept de cet algorithme consiste à générer les positions centrales des particules de manière aléatoire et séquentielle. Cependant, l'inconvénient de cet algorithme réside dans l'incapacité de générer une microstructure ayant une fraction volumique élevée et un rapport d'aspect grand, en raison d'un trop grand nombre de chevauchements de fibres ou de la limite de coincement [69, 141].

Enfin, dans l'étape suivante, nous nous concentrerons sur l'application de la même méthode que celle évoquée dans le chapitre précédent, à savoir la technique des éléments finis multiphasés (MPFE). La figure IV.3 présente le diagramme général de la procédure numérique de la méthode MPFE appliquée à l'image virtuelle.

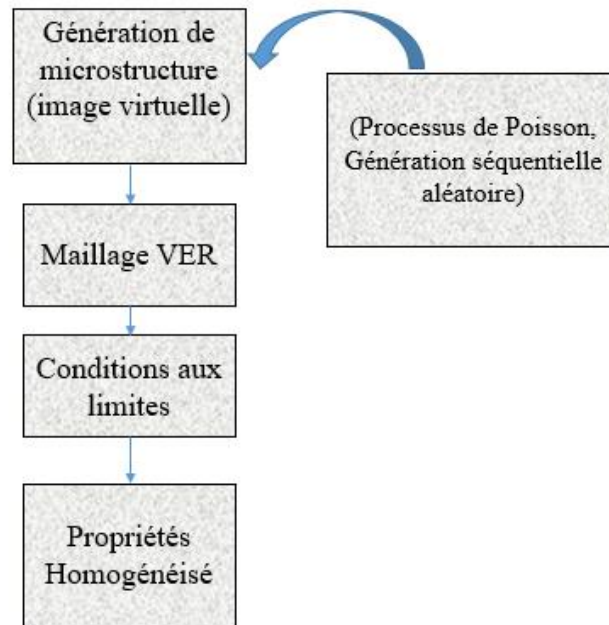


Figure IV.3 Diagramme général de la procédure numérique de la méthode (MPFE) sur l'image virtuelle.

### 4.3. Tests de validation numérique

L'objectif principal de cette section est de valider la performance et la précision de la formulation du nouvel élément proposé, PFR4M. Pour l'analyse élastique linéaire, l'élément plan quadrilatéral multiphase à quatre nœuds PFR4M a été implémenté dans le code commercial ABAQUS en utilisant la sous-routine d'élément (UEL). Les calculs sont effectués également à l'aide de différents éléments finis classiques. Deux tests ont été en utilisant les éléments suivants :

- CPS4 : l'élément quadrilatéral classique à quatre nœuds avec un schéma d'intégration numérique exact.
- C2D8 : l'élément quadrilatéral classique à huit nœuds avec un schéma d'intégration numérique exact.
- PFR4M : l'élément quadrilatéral multiphase à quatre nœuds avec un degré de liberté en rotation par nœud.
- PFT : l'élément triangulaire à 3 nœuds basé sur l'approche de la fibre projetée (PF) proposée par Ayad et Kebir [66].

La deuxième partie est consacrée à l'effet de certains paramètres microstructuraux sur les propriétés élastiques du composite PP/chanvre, en utilisant l'élément PFR4M. Dans ce contexte, les variations du module de Young et du coefficient de Poisson en fonction de la taille, de la fraction volumique et du rapport d'aspect sont présentées. Les résultats seront discutés dans cette section.

### 4.4 Étude de convergence avec l'élément PFR4M

Dans cette section, nous effectuons une étude de convergence pour prédire le module de Young du composite PP/HS en fonction du nombre d'éléments. Avant de commencer la simulation numérique, nous choisissons un volume élémentaire représentatif (VER) de  $5 \times 5$  mm de la microstructure. Cette microstructure est soumise à une charge de traction, caractérisée par une pression de 1 MPa sur le côté droit. Différentes tailles de maillage ont été utilisées, allant de 900 à 160 000 éléments finis. L'objectif est de comparer la convergence du module de Young du polypropylène renforcé par des fibres de chanvre (PP/HS), obtenue par l'élément PFR4M par rapport à celles obtenues par les éléments quadrilatéraux (C2D4, C2D8) et l'élément PFT [66], avec un VER de 1 mm d'épaisseur. La convergence du module de Young en fonction du nombre d'éléments finis est présentée dans la Figure IV.4. Le Tableau IV.2 présente les résultats obtenus par la méthode des éléments finis avec le logiciel Ansys, ainsi que les résultats numériques utilisant les éléments PFR4M, CPS4, le modèle de Mori-Tanaka et les bornes de Voigt et Reuss.

D'après cette figure, il apparaît que plus le nombre d'éléments de maillage est élevé, plus la convergence vers la valeur expérimentale moyenne, qui est égale à 3328 MPa, est précise. La figure IV.4 montre également qu'avec un raffinement du maillage, l'élément PFR4M converge mieux vers le résultat expérimental : les résultats de PFR4M sont proches de la valeur expérimentale pour un maillage de 160 000 éléments et sont meilleurs que ceux de C2D4 et PFT.

Les résultats montrent aussi que l'élément PFR4M donne des résultats proches de ceux de l'élément C2D8, tout en nécessitant moins de temps de calcul. Cela peut s'expliquer explicitement par le fait que l'élément PFR4M ne possède que quatre points aux sommets et n'utilise que deux points d'intégration ( $2 \times 2$ ) seulement, tandis que l'élément C2D8 a huit nœuds aux sommets nécessite  $3 \times 3$  points de Gauss pour une intégration exacte.

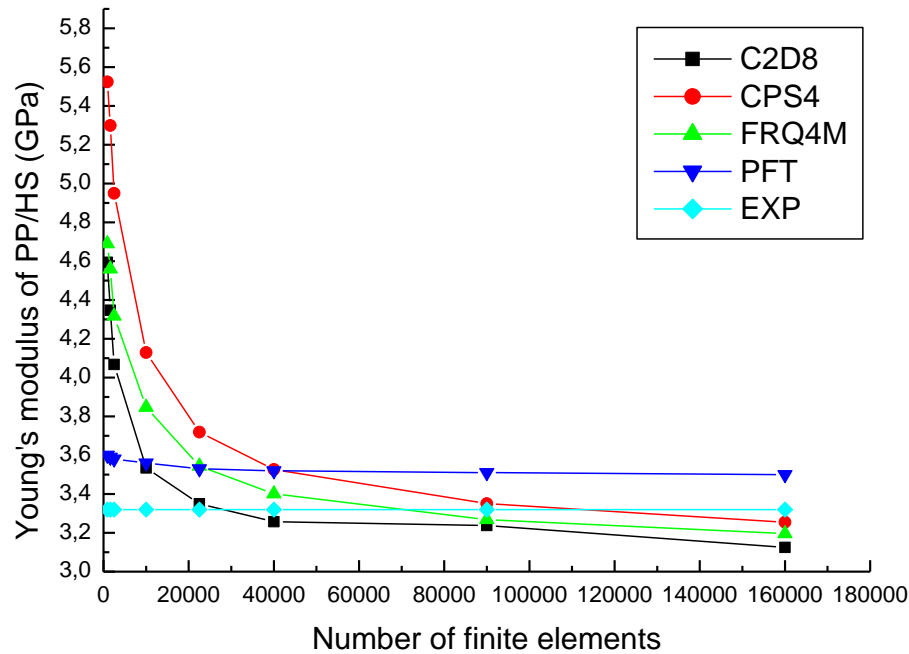


Figure IV.4 Courbes de convergence :Module de Young en fonction du maillage

#### 4.4. Propriétés élastiques en fonction des paramètres morphologiques de constituants de la microstructure

L'objectif de cette section est d'étudier l'effet de certains paramètres morphologiques sur les propriétés élastiques du bio-composite en utilisant l'élément PFR4M. Dans ce contexte, les variations du module de Young et du coefficient de Poisson en fonction de la taille du VER, de la fraction volumique des fibres et du rapport d'aspect des fibres sont analysées. Les résultats de la comparaison entre les modèles analytiques, numériques et les données expérimentales sont présentés et discutés dans cette section.

##### 4.4.1. Influence de la taille du VER sur les propriétés élastiques linéaires

Au niveau microscopique, le concept du VER joue un rôle crucial dans la technique d'homogénéisation numérique et permet une représentation précise dans la caractérisation micromécanique des structures hétérogènes. Selon Hill et al.[14], le VER est un échantillon structurellement typique de la microstructure complète, c'est-à-dire qu'il contient un nombre

## **Chapitre 4 : Évaluation et validation de l'élément multiphasique pour prédire les propriétés élastiques du bio composite à base de fibres de chanvre.**

---

suffisant d'hétérogénéités. Dans cette section, l'effet de la taille du VER sur les propriétés élastiques linéaires du (PP/HS) est étudié. Les propriétés mécaniques de la matrice et des fibres sont identiques à celles utilisées dans l'essai précédent. Un maillage raffiné de 90 000 éléments a été utilisé, et plusieurs tailles de VER avec des fibres ellipsoïdales distribuées de manière aléatoire ont été considérées. Les propriétés élastiques sont calculées pour une fraction volumique de 20,67 % de fibres en utilisant les éléments PFR4M et C2D4. Ces tailles de VER sont soumises à une charge de traction caractérisée par une pression de 1 MPa sur le côté droit. Nous avons ensuite calculé la valeur du module de Young et du coefficient de Poisson.

D'après les Figures IV.5 et IV.6, nous remarquons un léger biais de la valeur moyenne du module de Young pour les petites tailles de VER, qui tend à se stabiliser à partir de la taille  $7 \times 7$  mm. Dans ce travail, nous avons utilisé une taille de VER de 5 mm (un carré de côté 5 mm) pour nos calculs.

### **4.4.1. Influence du rapport d'aspect des fibres**

Dans cette section, le module de Young et le coefficient de Poisson des composites polypropylène renforcé par des fibres de chanvre sont calculés pour différents rapports d'aspect (longueur/diamètre) allant de 4,7 à 37,42. Dans ce cas, la même taille de VER est conservée. L'influence du rapport d'aspect est étudiée pour chaque fraction volumique de fibres (6,33 %, 13,2 % et 20,6 %). À titre d'illustration, un exemple des microstructures générées avec une distribution aléatoire des fibres de chanvre est présenté dans la figure IV.7. Dans cette section, les microstructures du composite polypropylène renforcé par des fibres de chanvre (PP/HS) ont été générées par l'algorithme d'adsorption séquentielle aléatoire (RSA).

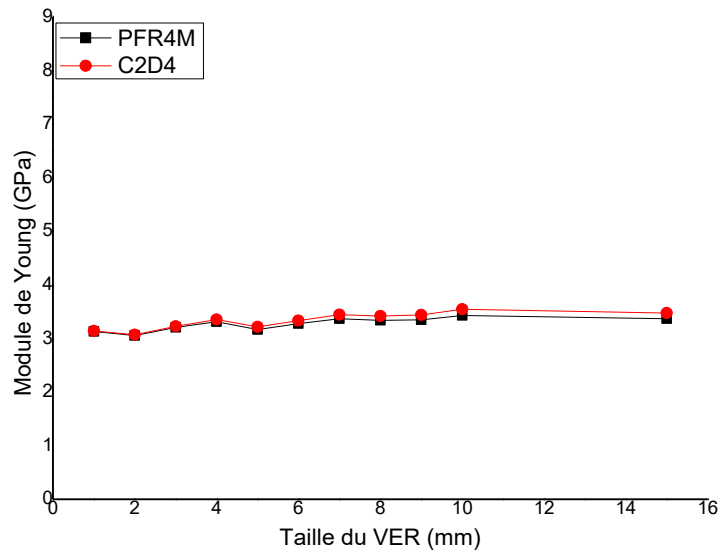


Figure IV.5 Variation du module de Young en fonction de la taille du VER.

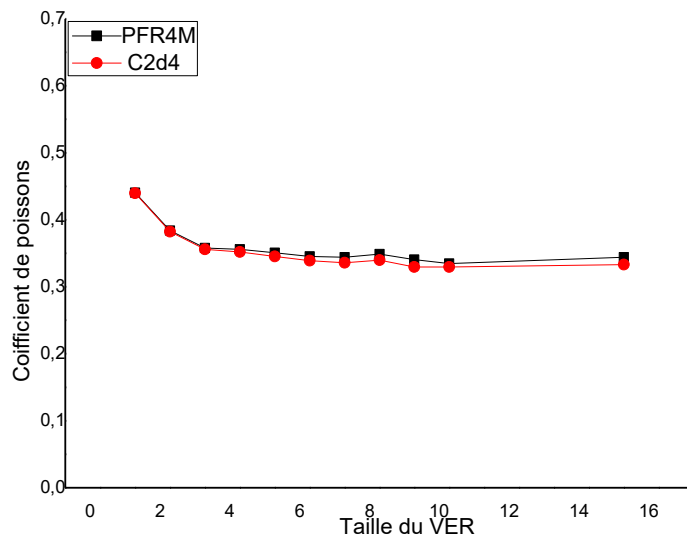


Figure IV.6 Variation du coefficient de Poisson en fonction de la taille du VER.

## Chapitre 4 : Évaluation et validation de l'élément multiphasique pour prédire les propriétés élastiques du bio composite à base de fibres de chanvre.

Les résultats obtenus pour le module de Young et le coefficient de Poisson, en utilisant les éléments PFR4M et C2d8 pour chaque rapport d'aspect, sont présentés dans les Figures IV.8 et IV.9. D'après les figures, il ressort qu'il n'y a pas de variations significatives du module de Young et du coefficient de Poisson avec l'augmentation du rapport d'aspect des fibres dans le cas des faibles fractions volumiques (pour  $V_f = 6,33\%$ ). Au-delà ( $V_f = 13,2\%$  et  $V_f = 20,6\%$ ), l'allure du module de Young montre une faible variation proportionnellement linéaire tandis que le coefficient de Poisson semble ne pas être affecté par le rapport d'aspect des fibres pour la plage des fractions volumiques étudiée. Il est également clair que les éléments PFR4M et C2d8 donnent des résultats pratiquement identiques.

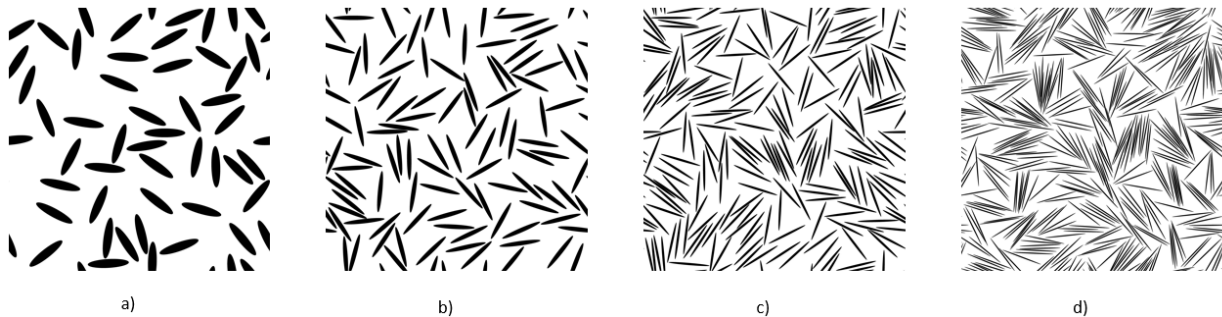


Figure IV.7 Exemples de microstructures considérées pour une fraction volumique  $V_f=20,6\%$  et différents rapports d'aspect : a)  $\xi = 4,67$ , b)  $\xi = 9,35$ , c)  $\xi = 18,71$  et d)  $\xi = 37,42$ .

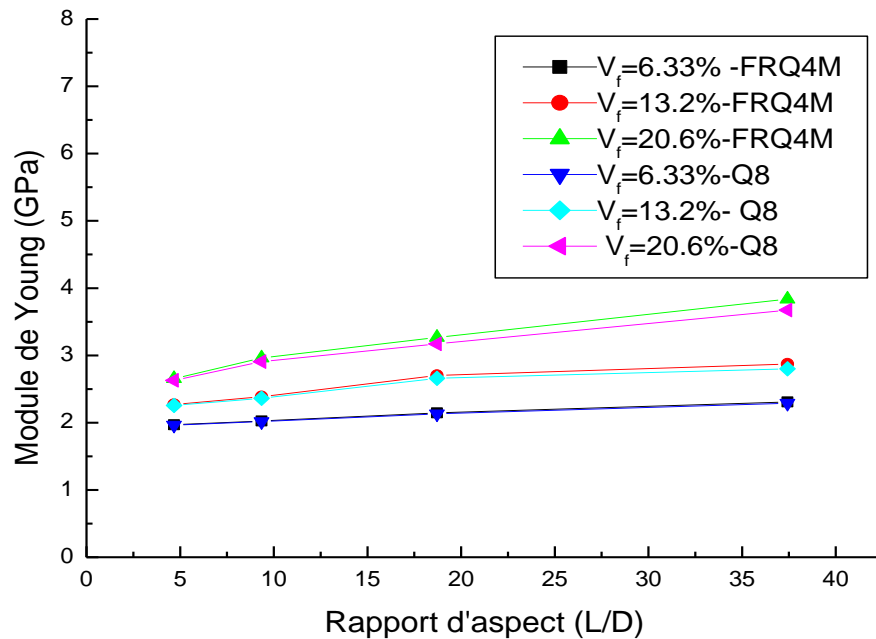


Figure IV.8 Variation du module de Young en fonction du rapport d'aspect pour différentes fractions volumiques.

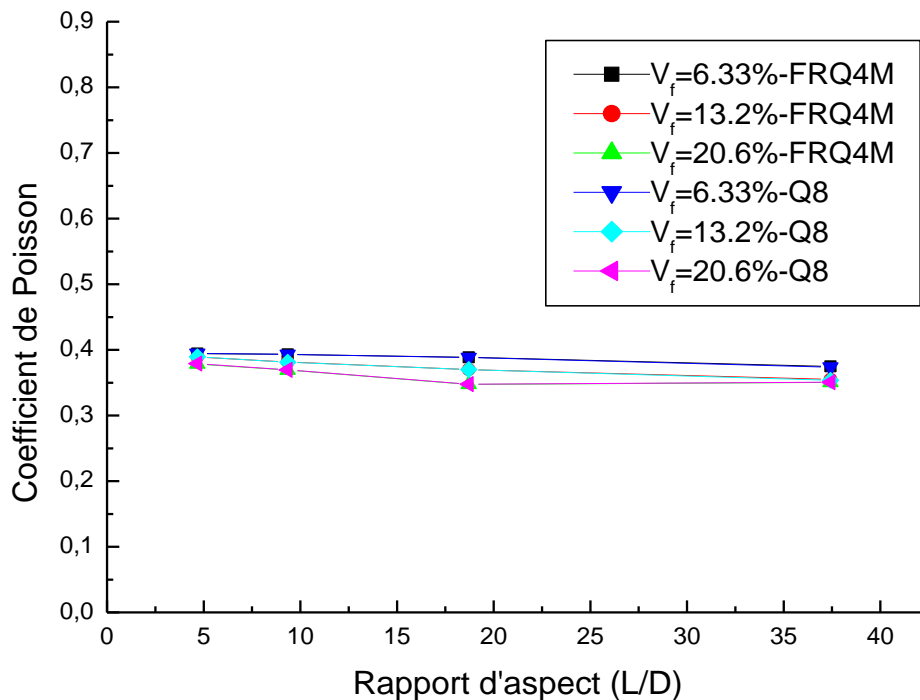


Figure IV.9 Variation du coefficient de Poisson en fonction du rapport d'aspect pour différentes fractions volumiques.

#### 4.4.2. Influence de la fraction volumique des fibres

Dans cette section, le module de Young et le coefficient de Poisson du composite PP/paille de chanvre sont évalués pour différentes fractions volumiques, allant de 6,33 % à 28,8 %. La Figure IV.10 illustre quelques exemples de microstructures générées du polypropylène renforcé avec des fibres courtes naturelles. Il convient de noter que la même taille de maillage a été conservée, comprenant 90 000 éléments. Les figures IV.11 et IV.12 présentent l'évolution du module de Young et du coefficient de Poisson en fonction des différentes fractions volumiques. Il est évident que ces deux propriétés mécaniques sont influencées par la fraction volumique des fibres. D'après ces figures, il apparaît que le module de Young augmente linéairement avec l'augmentation de la fraction volumique des fibres. En revanche, les résultats montrent que plus la fraction volumique des fibres de chanvre augmentent, moins le coefficient de Poisson diminue.

## Chapitre 4 : Évaluation et validation de l'élément multiphasique pour prédire les propriétés élastiques du bio composite à base de fibres de chanvre.

Les résultats obtenus avec l'élément PFR4M ont été comparés à ceux de l'élément C2d8. Les résultats pour PFR4M sont très proches de ceux obtenus avec C2d8 pour les fractions volumiques faibles ( $V_f = 6,33\%$  et  $V_f = 13,2\%$ ). Cependant, une légère différence dans le module de Young est observée pour les fractions volumiques élevées ( $V_f = 20,6\%$  et  $V_f = 28,8\%$ ). D'autre part, les valeurs du coefficient de Poisson sont quasiment identiques lorsqu'on utilise les éléments PFR4M et C2d8. Cela confirme qu'il est possible de s'appuyer sur l'élément PFR4M dans les calculs utilisant la méthode des éléments finis, ce qui permet de réduire considérablement le temps de calcul.

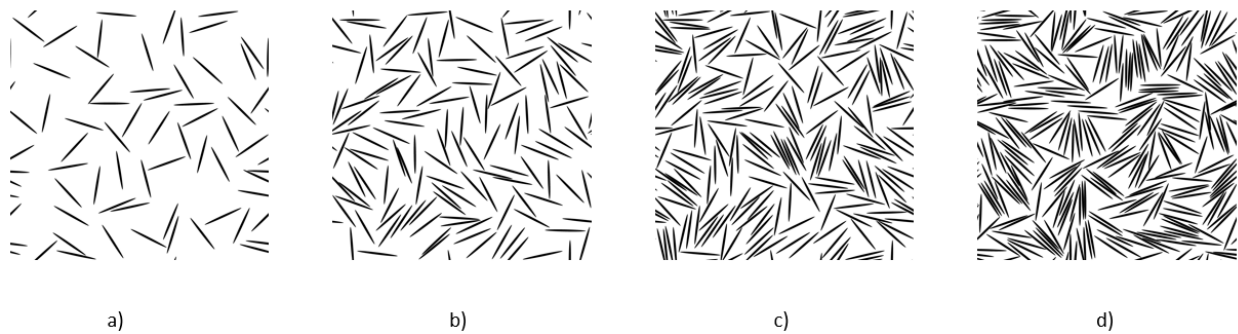


Figure IV.10 Microstructures for an aspect ratio  $\xi : 18.71$  mm, and different volume fractions of fibers: a)  $V_f = 6.3\%$ , b)  $V_f = 13.2\%$ , c)  $V_f = 20.6\%$  et d)  $V_f = 28.8\%$ .

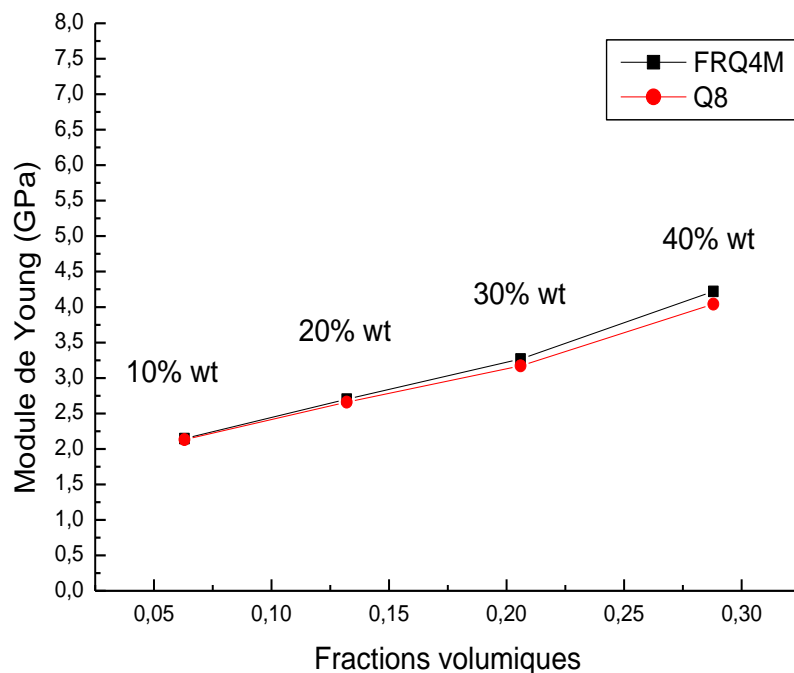


Figure IV.11 Variation du module de Young avec le changement des fractions volumiques.

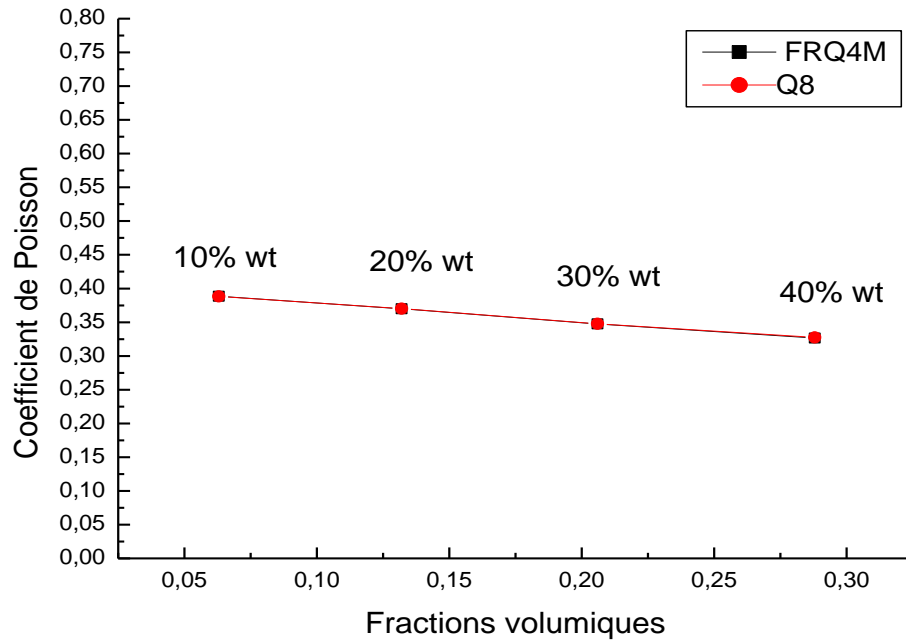


Figure IV.12 Variation du coefficient de Poisson avec le changement des fractions volumiques.

#### 4.4.3. Synthèse sur les résultats analytiques, numériques et expérimentaux :

L'objectif de cette section est de présenter une confrontation entre les résultats numériques, ceux analytiques et expérimentales obtenus dans l'analyse de comportement linéaire du composite polypropylène renforcé par des fibres de chanvre. Dans l'approche d'homogénéisation basée sur l'analyse par éléments finis (EF), la microstructure du PP/HS a été générée à l'aide du logiciel Digimat-FE. Après avoir défini la morphologie de la phase et les propriétés du matériau, la microstructure a été exportée vers le code Ansys pour prédire les propriétés élastiques du biocomposite. Le rapport d'aspect des fibres est maintenu constant ( $\zeta = 18.71 \%$ ). Une charge de pression de 1 MPa, est appliquée sur la surface transversale de VER (direction  $x$ ). Les propriétés des matériaux PP/HS sont reportées dans le Tableau IV.1. Pour cette étude, un maillage de 90 000 éléments PFR4M et CPS4 est utilisé pour mailler la microstructure. Le Tableau IV.2 présente les résultats numériques, comparés aux résultats des modèles analytiques, pour différentes fractions volumiques et différents rapports d'aspect des microstructures.

## Chapitre 4 : Évaluation et validation de l'élément multiphasique pour prédire les propriétés élastiques du bio composite à base de fibres de chanvre.

D'après le Tableau IV.2, on peut observer que les résultats numériques obtenus avec notre élément PFR4M sont très proches de ceux analytiques obtenus pour les faibles fractions volumiques. Les résultats numériques obtenus en utilisant l'élément PFR4M pour différentes fractions volumiques de fibres sont présentés sur la Figure IV.13, où ils sont comparés aux modèles analytiques et aux résultats expérimentaux. Quatre fractions volumiques différentes sont considérées : 6,33 %, 13,2 %, 20,6 % et 28,8 %. Cette étude a été réalisée avec un rapport d'aspect de 18,71 %. D'après cette figure, il est évident que le module de Young augmente progressivement avec l'augmentation de la fraction volumique des fibres de chanvre. Les valeurs expérimentales montrent une bonne corrélation avec les résultats numériques obtenus par l'élément PFR4M et l'analyse par éléments finis (EF) réalisée avec le logiciel Ansys.

Globalement, dans le cas de fractions volumiques faibles, on constate que les résultats des modèles analytiques sont proches de ceux obtenus par simulation et des données expérimentales. Il convient également de noter que tous les résultats se situent entre les limites de Voigt et de Reuss. En se basant sur ces résultats, on peut conclure que l'élément PFR4M, avec des degrés de liberté rotationnels, fournit une bonne approximation du comportement mécanique des matériaux composites, proche des résultats expérimentaux.

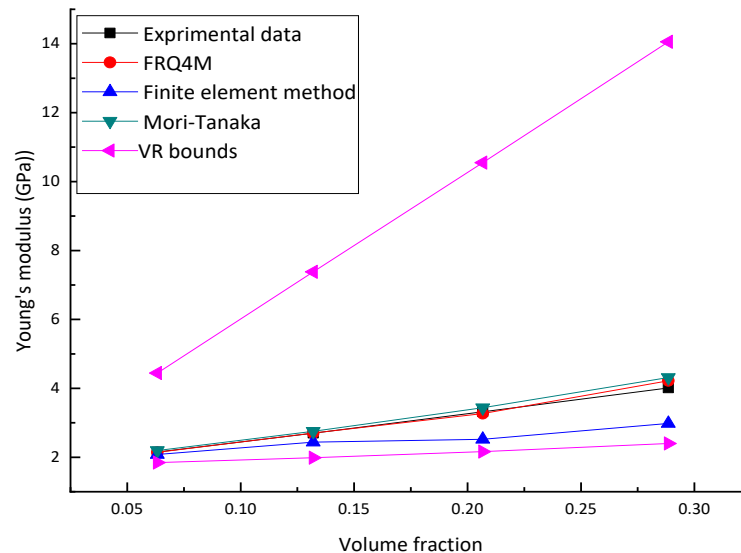


Figure IV.13 Comparaison du module de Young homogénéisé (E) obtenu à partir de :Données expérimentales ; simulation numérique, et les modèles analytiques.

**Chapitre 4 : Évaluation et validation de l'élément multiphasique pour prédire les propriétés élastiques du bio composite à base de fibres de chanvre.**

---

Tableau IV. 2 Comparaison entre les résultats numériques, l'approche d'homogénéisation du champ moyen et les limites de Voigt-Reuss (V-R).

$\zeta$	$V_f$ (%)	Propriétés effectives	CPS4	PFR4M	Mori-Tanaka	MEF(Ansys)	R	V
4.67	6.33	E	1.9738	1.9698	1.9693	1.95	1.8470	4.4429
		$\nu$	0.3937	0.3944	0.3951	0.398		
	13.2	E	2.2793	2.2701	2.2580	2.26	1.9866	7.3823
		$\nu$	0.3877	0.3892	0.3899	0.392		
	20.6	E	2.6728	2.6543	2.6176	2.59	2.1628	10.5484
		$\nu$	0.3759	0.3784	0.3842	0.386		
9.35	6.33	E	2.032	2.0251	2,0701	2.02	1.8470	4.4429
		$\nu$	0.3917	0.9330	0,3914	0.404		
	13.2	E	2.4040	2.3864	2,4797	2.26	1.9866	7.3823
		$\nu$	0.3785	0.3813	0,3826	0.378		
	20.6	E	3.0064	2.9603	2.9858	2.57	2.1628	10.5484
		$\nu$	0.3639	0.3693	0.3736	0.371		
18.71	6.33	E	2.1603	2.1454	2.1957	2.08	1.8470	4.4429
		$\nu$	0.3861	0.3885	0.3869	0.382		
	13.2	E	2.7469	2.7032	2.7536	2.44	1.9866	7.3823
		$\nu$	0.3644	0.3700	0.3741	0.373		
	20.6	E	3.3506	3.2686	3.4360	2.52	2.1628	10.5484
		$\nu$	0.3373	0.3475	0.3615	0.369		

**4.5. Synthèse**

## **Chapitre 4 : Évaluation et validation de l'élément multiphasique pour prédire les propriétés élastiques du bio composite à base de fibres de chanvre.**

---

À travers ce chapitre, nous avons exploité l'élément quadrilatéral multiphasé à quatre nœuds PFR4M dans l'analyse et la prédiction du comportement élastique du polypropylène renforcé par des fibres de chanvre. La performance de notre élément a été réévaluée en premier lieu à travers une étude de convergence et comparée avec celles des éléments classiques présents dans la littérature (C2d4 et C2d8). Les résultats montrent que notre élément fournit une bonne précision et il présente une convergence monotone vers les résultats expérimentaux et analytiques.

En plus, une étude paramétrique a été réalisée pour analyser les effets de certains paramètres morphologiques de la microstructure, tels que celle de la fraction volumique des fibres, la taille du VER et le rapport d'aspect des fibres, sur les propriétés élastiques du bio-composite. On a constaté que la fraction volumique des fibres a un impact considérable sur les propriétés élastiques du composite polymère à base de fibres courtes de chanvre. Cet effet est proportionnellement linéaire sur le module de Young contrairement et inversement proportionnel sur le coefficient de Poisson. L'effet du rapport d'aspect des fibres sur le module de Young peut être considéré uniquement pour les composites ayant un taux de renfort partiellement grand. En revanche, l'effet de l'éclatement des fibres est pratiquement négligé sur le coefficient de Poisson de ce type de composites. D'autre part, la stabilité du module de Young est le meilleur paramètre pour le calcul de la taille optimale de VER. Un rapport de neuf fois la taille de VER par rapport la longueur de la fibre est pratiquement suffisant pour maintenir les propriétés mécaniques du composite PP/HS.

---

## **5. Étude des propriétés élastiques d'un composite à matrice métallique Al/Sic**

---

### **5.1. Introduction**

Les matériaux composites renforcés de particules métalliques (MMC) sont utilisés dans de nombreux secteurs, tels que l'aéronautique, la défense et l'industrie automobile, en raison de leurs propriétés mécaniques exceptionnelles, notamment leur résistance et leur légèreté. Au cours des dernières décennies, de nombreuses études ont été menées pour l'analyse de l'effet de la forme des particules sur le comportement des composites à l'aide de la méthode des éléments finis (FEM). Pakni et al. [142] ont étudié l'effet de la taille, de la teneur et de la forme des particules sur les propriétés mécaniques des composites à matrice en Aluminium (Al 6061) renforcés par des particules de carbure de silicium (SiC), en utilisant l'approche FEM. Ils ont examiné plusieurs différentes formes de particules et ont constaté que les propriétés des MMC en traction sont influencées par la forme des particules, en particulier pour une fraction volumique de 20 %.

L'impact de la forme des particules sur les performances mécaniques des composites métalliques renforcés par des particules de SiC a été étudié par J.E. Rivera-Salinas et al. [143]. Les auteurs ont utilisé des particules carrées et circulaires pour étudier l'effet de la porosité et de la fraction volumique sur le module d'élasticité d'un composite Al-SiC.

L'effet de la forme des particules a été également examiné par Shuyi Qin et al. [144] en étudiant des composites à matrice en Aluminium (Al 6061) renforcés par des particules de SiCp. Les résultats ont montré que les morphologies des particules affectaient les contraintes résiduelles thermiques et les champs de déformation dans les composites.

Huan et al. [138] ont utilisé la méthode des éléments finis (FE) pour étudier l'effet de l'orientation des particules sur le comportement thermomécanique de l'alliage d'aluminium 2080 renforcé par des particules de SiC. Les résultats ont montré que l'orientation des particules avait un impact significatif sur le comportement des composites.

Vu l'importance de ce type des matériaux composites et la possibilité d'inclure des inclusions de géométrie et des orientations variables, ce chapitre constituera une épreuve supplémentaire d'évaluation du nouvel élément fini multiphase d'une part et une contribution à l'analyse de l'effet de la géométrie, la forme et la disposition des particules minérales sur les propriétés élastiques des composites à base métallique, d'autre part.

## 5.2. Matériaux et Méthodes

Le calcul d'homogénéisation micromécanique est effectué sur des composites à matrice métallique (MMC) en aluminium 6061, renforcés par des particules de carbure de silicium. La taille du volume élémentaire représentatif (VER) est de  $50 \times 50$  mm. Le module de Young et le coefficient de Poisson de la matrice sont respectivement  $E_m = 73.9$  GPa et  $\nu_m = 0.33$  et ceux des fibres sont  $E_f = 410$  GPa et  $\nu_f = 0.14$ , voir Tableau V.1.

En utilisant la technique de traitement d'image, les volumes élémentaires représentatifs des microstructures de cette étude sont fournis par le logiciel Paint Shop Pro 9. Dans ce travail, la méthode des éléments multiphases a été utilisée pour effectuer les calculs par éléments finis (voir figure V.1).

Matrice (Al)		Renforcement (SiC)	
$E_m$ (GPa)	$\nu_m$	$E_f$ (GPa)	$\nu_f$
73.9	0.33	410	0.14

Tableau V.1 Propriétés de la matrice et la fibre

## 5.3. Résultats numériques et discussion :

### 5.3.1. L'effet de l'orientation des particules :

L'un des principaux facteurs qui affectent le comportement matériel effectif d'un composite est l'orientation des particules. Dans cette section, l'effet de l'orientation des particules sur le module de Young de l'Al/SiC a été étudié.

Les composites comportent des particules de forme rectangulaire et ellipsoïdale et qui sont disposées suivant trois directions (horizontale, verticale et inclinée avec un rapport de forme de 0.6). Les microstructures sont soumises à une charge de pression de 1 MPa appliquée sur l'un des côtés et simplement supportées sur l'autre côté. Figure V.2.

La Figure V.3 présente le module de Young longitudinal des composites pour différentes fractions volumiques des particules. Il est montré que le module de Young augmente avec l'augmentation de la fraction volumique des particules.

Pour les deux formes d'inclusions ayant une disposition alignée suivant la direction horizontale, Il est clair que le module de Young est plus élevé dans la direction horizontale. Cette rigidité diminue en augmentant l'angle d'inclinaison des particules. Cela s'explique par le fait qu'en direction horizontale, où les particules sont disposées suivant la même direction que la force appliquée, la rigidité du composite soit maximale.

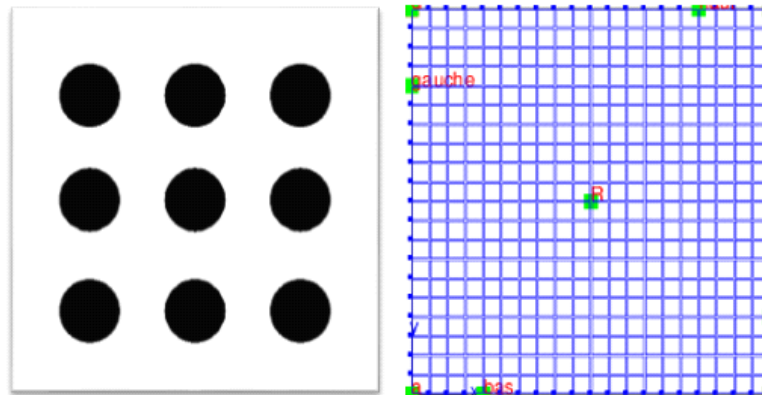


Figure V.1 Technique de maillage :a) image Al-SiC et b) maillage par éléments finis

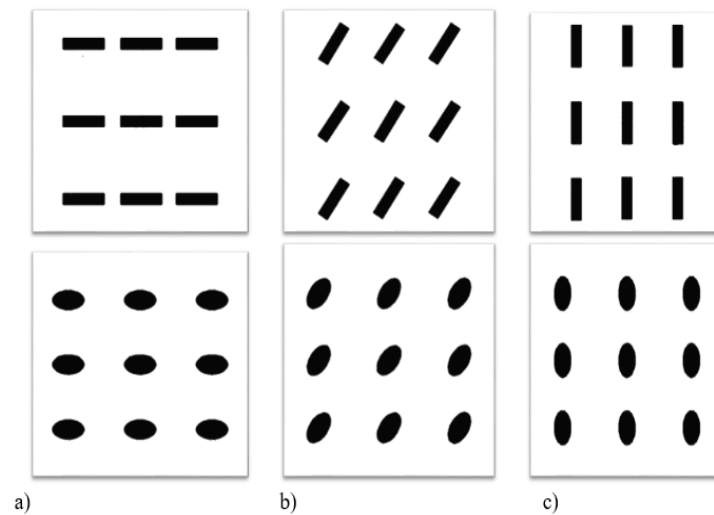


Figure V.2 Différentes orientations des particules rectangulaires et elliptiques :a) direction horizontale, b) direction inclinée, et c) direction verticale.

### 5.3.1. Influence du rapport d'aspect des particules

Dans cette partie, le module de Young et le coefficient de Poisson des composites sont calculés pour différents rapports de forme (longueur/diamètre) des particules, allant de 1 à 9. L'influence du rapport d'aspect est étudiée pour chaque fraction volumique de particules (10 %, 20 %, 30 % et 40 %). Ces résultats ont été calculés à l'aide de l'outil d'homogénéisation Digimat-Mean Field (MF).

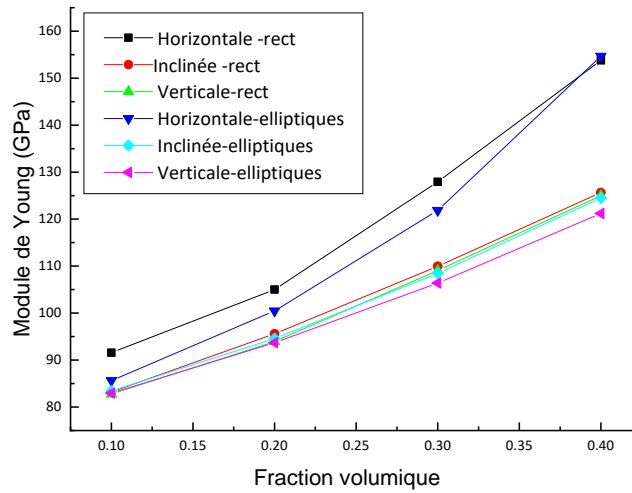


Figure V.3 Variation du module de Young avec différentes formes et différentes orientations des particules.

Les résultats obtenus pour le module de Young et le coefficient de Poisson en fonction de chaque rapport d'aspect sont présentés dans les figures V.4 et V.5. Pour toutes les fractions volumiques, un faible module de Young est obtenu pour les particules sphériques et/ou carrées ayant un rapport d'élanement ( $L/D=1$ ). Le même rapport d'aspect maximise les valeurs du coefficient de Poisson. L'effet de rapport de forme commence à s'atténuer pour les rapports au-delà de 3. Des propriétés sont quasi identiques pour un rapport d'élanement égal à 9.

### 5.3.1. Influence de la forme des particules

Dans cette section, l'effet de la forme des particules sur le comportement du composite défini dans la section précédente (Al/SiC) est étudié. Le module de Young et le coefficient de Poisson effectifs sont calculés par le présent élément pour quatre formes de particules (carrée, circulaire, rectangulaire et elliptique), avec différentes fractions volumiques (10 %, 20 %, 30 % et

40 %), ont été considérées. Les relations géométriques et le calcul élémentaire de la taille de VER, celles des particules (L : Longueur, D : Diamètre) et leurs nombres sont présentées sur le

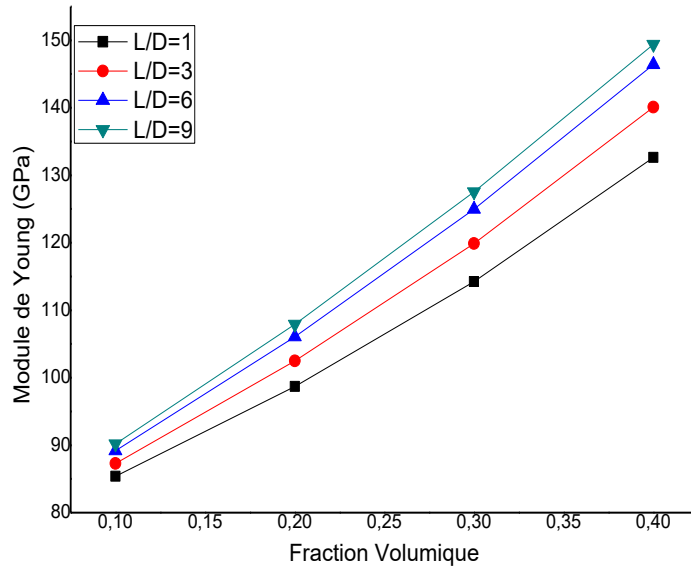


tableau (V.2). Un exemple de la microstructure 2D générée est présenté sur la Figure V.6 pour une fraction volumique de 20 %.

Figure V.4 Variation du module de Young en fonction des fractions volumiques pour les différents rapports d'aspect (L/D).

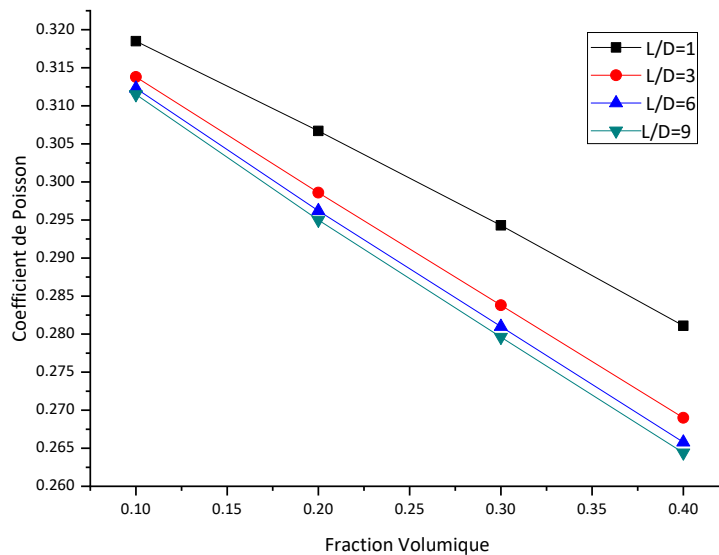


Figure V.5 Variation du coefficient de Poisson en fonction des fractions volumiques pour différents rapports d'aspect.

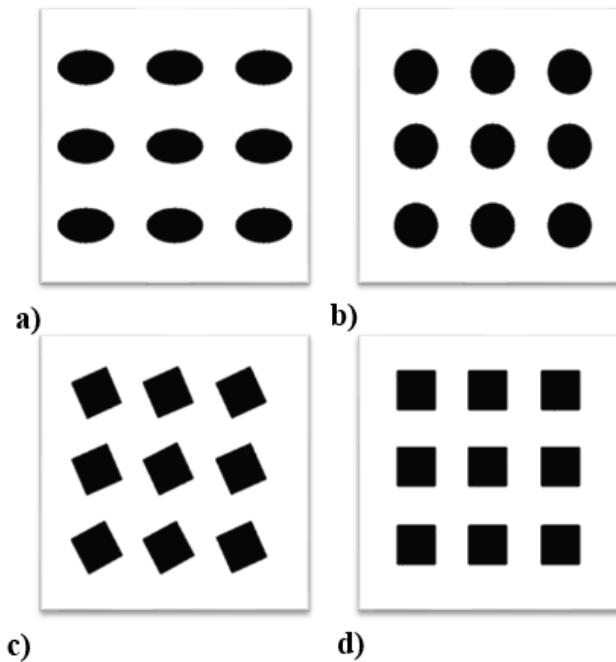


Figure V.6 Différentes formes des particules dans la microstructure pour une fraction volumique de 20% :a) Ellipse, b) Cercle, c) Losange, et d) Carré.

Un maillage de 40000 éléments a été utilisé pour discrétiser les microstructures. L'échantillon est soumis à une charge de traction uni-axiale de 1 MPa appliquée sur l'un des côtés dans la direction ( $x$ ).

Les propriétés élastiques, telles que le module de Young et le coefficient de Poisson, sont indiquées dans le Tableau 3 et comparées aux limites de Voigt et de Reuss. La Figure V.7 montre la confrontation des résultats numériques du module de Young obtenus en utilisant différentes formes de particules, les limites de Voigt-Reuss et les données expérimentales obtenues par L. McDaniels et al.[145], et Hupadyay et al. [146]

Ces résultats sont en bon accord avec ceux obtenus par Rivera-Salinas, J.E., et al.[143]. D'autre part, les particules sphériques fournissent une meilleure prédiction et sont plus proches aux résultats expérimentaux par rapport aux autres formes de particules pour les fractions volumiques de 20 % et 30 %. En outre, il est clair que tous les résultats se situent entre les limites de Voigt et de Reuss (V-R).

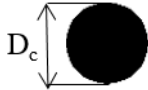
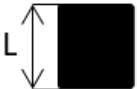
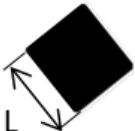
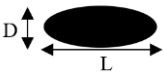
Fraction Volumique du renfort (%)	Forme des particules	Expression de taille de particule	Nombre des particules $N_p$	Tailles de particule
10		$D_c = \sqrt{4.Vf.VER^2 / \pi.N_p}$	9	$D_c = 59.47$
20				$D_c = 84.10$
30				$D_c = 103.06$
40				$D_c = 118.94$
10		$L = \sqrt{Vf.VER^2 / N_p}$	9	$L = 52.70$
20				$L = 74.53$
30				$L = 91.28$
40				$L = 105.40$
10		$L = \sqrt{Vf.VER^2 / N_p}$	9	$L = 52.70$
20				$L = 74.53$
30				$L = 91.28$
40				$L = 105.40$
10		$L = \sqrt{Vf.VER^2 / N_p}$	9	$L = 46.05$
				$D = 76.77$
20				$L = 65.14$
				$D = 108.57$
30				$L = 79.78$
				$D = 132.98$
40				$L = 92.13$
				$D = 153.55$

Tableau V.2 Calcul la longueur et le diamètre des particules pour différentes formes et différentes fraction volumiques :10%,20%,30% et 40%.

Forme des particules	Fraction volumiques ( $V_f$ )	propriétés effectives	PFR4M	R	V
----------------------	-------------------------------	-----------------------	-------	---	---





<p>Carré</p> 	10%	E	84.50	80.49	107.51
		v	0.31	-	-
	20%	E	97.51	88.39	141.12
		v	0.31	-	-
	30%	E	112.81	98.00	174.73
		v	0.27	-	-
	40%	E	132.55	109.95	208.34
		v	0.26	-	-
<p>Cercle</p> 	10%	E	83.80	80.49	107.51
		v	0.31	-	-
	20%	E	95.89	88.39	141.12
		v	0.30	-	-
	30%	E	110.80	98.00	174.73
		v	0.28	-	-
	40%	E	129.44	109.95	208.34
		v	0.26	-	-
<p>Losange</p> 	10%	E	84.14	80.49	107.51
		v	0.31	-	-
	20%	E	95.89	88.39	141.12
		v	0.30	-	-
	30%	E	110.80	98.00	174.73
		v	0.28	-	-
	40%	E	131.74	109.95	208.34
		v	0.26	-	-
<p>Ellipse</p> 	10%	E	86.20	80.49	107.51
		v	0.32	-	-
	20%	E	102.68	88.39	141.12
		v	0.31	-	-
	30%	E	127.27	98.00	174.73
		v	0.29	-	-
	40%	E	172.77	109.95	208.34
		v	0.27	-	-

Tableau V.3 Comparaison entre les prédictions analytiques et les résultats numériques de Al-SiC.

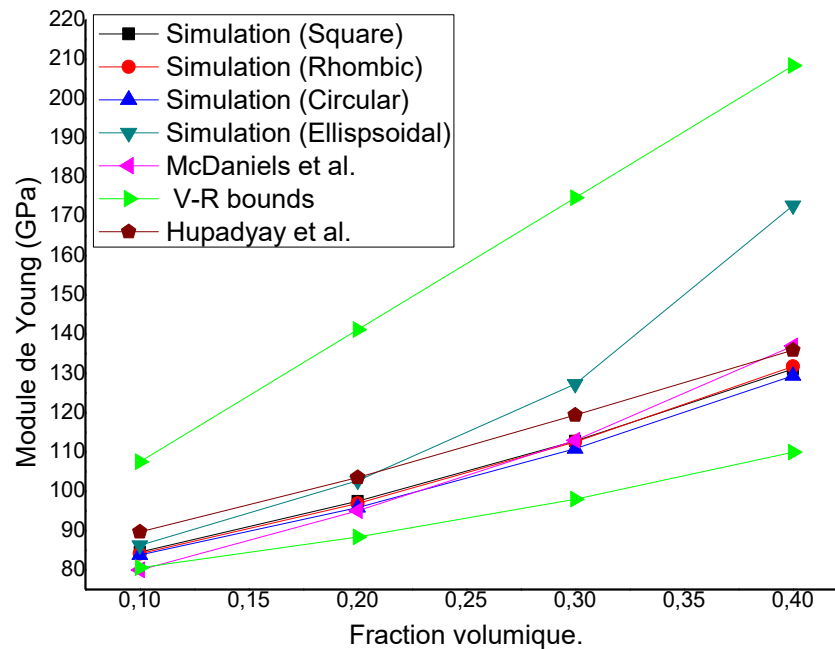


Figure V.7 Comparaison du module de Young homogénéisé obtenu à partir des résultats numériques, les données expérimentales, et les bornes du V-R.

#### 5.4. Synthèse

Cette étude concerne l'effet de l'orientation, du rapport d'aspect et de la forme des particules sur le comportement mécanique d'un composite à matrice en Aluminium renforcée par des particules de SiC (Al-SiC). Les résultats numériques montrent que la forme et l'orientation des particules de SiC influencent significativement les propriétés mécaniques d'un composite à matrice en aluminium. Des particules aux formes anguleuses ou allongées, bien orientées, favorisent une meilleure transmission des contraintes, ce qui augmente le module de Young du composite. À l'inverse, des particules sphériques ou mal orientées réduisent cette efficacité. Quant au coefficient de Poisson, il est également affecté : une orientation privilégiée et des formes anisotropes tendent à réduire la déformation latérale, modifiant ainsi légèrement ce coefficient. En résumé, optimiser la forme et l'orientation des particules de SiC permet d'améliorer la rigidité et de contrôler la réponse mécanique globale du composite.



### Conclusion générale

Notre travail a porté sur l'évaluation des propriétés élastiques des composites à travers des approches analytiques basées sur une technique d'homogénéisation, une approche numérique fondée sur le développement et la validation d'un nouvel élément fini multiphase, ainsi qu'une caractérisation expérimentale. La première étape de cette thèse a consisté en une recherche bibliographique sur les différentes techniques d'homogénéisation et les approches analytiques classiques. Parmi celles-ci, on peut citer les bornes de contrainte de Voigt, les bornes de déformation de Reuss, les bornes du dixième ordre de Hashin et Shtrikman, ainsi que les modèles numériques présentés dans la littérature. La deuxième partie a été consacrée à une étude expérimentale portant sur un composite à base de polychlorure de vinyle (PVC) renforcé par des fibres de palmier dattier. Le module d'élasticité a été évalué par un essai de traction pour différentes fractions massiques de fibres de palmier dattier. Le test de traction a montré que le module de Young augmente progressivement avec l'augmentation de la fraction volumique des fibres. L'étude numérique, dans la troisième partie, est divisée en deux sous-parties. La première est centrée sur le développement d'un nouvel élément fini multiphase quadrilatéral à quatre nœuds, le PFR4M, pour l'analyse des propriétés élastiques des composites. Cet élément repose l'amélioration du champ de déplacement en adoptant le concept de la rotation dans le plan d'une fibre fictive (PFR). Le champ prend en compte des termes quadratiques supplémentaires, tout en incluant un degré de liberté (DOF) de rotation additionnel. Nous avons tout d'abord présenté la formulation de cet élément, puis l'avons implémenté dans Abaqus Standard via deux sous-programmes d'éléments utilisateurs : UEL et UEXTERNALDB.

La deuxième partie concerne l'intégration de notre élément dans la nouvelle approche d'homogénéisation, appelée méthode des éléments finis multiphases. Cette méthode peut être utilisée sur des images réelles ou virtuelles de la microstructure. Dans cette section, les images réelles des microstructures sont converties en deux couleurs (noir et blanc), traitées ensuite par des techniques de filtrage et de seuillage. Afin d'évaluer l'efficacité de l'élément proposé, nous avons examiné l'effet de la taille du volume élémentaire représentatif (VER), de la fraction volumique et du rapport de forme des fibres sur les propriétés élastiques de différents matériaux.

Pour déterminer la taille optimale du volume élémentaire représentatif de la microstructure, nous avons appliqué une approche statistique proposée par Kanit et al. (2003), avec différentes tailles de microstructure (en pixels). Finalement, les résultats obtenus à partir de notre élément ont été comparés aux résultats expérimentaux, et nous avons conclu que notre élément présente de meilleures estimations des propriétés élastiques du bio-composite.

Le quatrième chapitre de cette thèse est divisé en deux parties : La même méthode des éléments finis multiphases utilisée dans le troisième chapitre est appliquée dans la première partie à des images virtuelles de fibres de chanvre. Dans ce contexte, des images virtuelles de la microstructure, avec différentes fractions volumiques de fibres de chanvre, ont été générées de manière aléatoire dans un VER en utilisant le code Matlab, selon le processus de Poisson. Ensuite, une étude de convergence a été réalisée avec différentes tailles de maillage d'éléments finis. Les résultats de convergence obtenus avec notre élément ont été comparés à ceux d'autres éléments finis présents dans la littérature, notamment les éléments C2d8, C2d4, PFT, ainsi qu'aux résultats expérimentaux. L'influence des paramètres morphologiques de la microstructure est également discutée dans ce chapitre. Enfin, une étude comparative a été réalisée entre les résultats numériques obtenus avec notre élément, les bornes analytiques de Voigt et Reuss, la méthode des éléments finis utilisant l'outil de calcul Ansys, et les données expérimentales.

Ensuite, dans la deuxième partie, nous avons vérifié la performance des méthodes d'homogénéisation multi-échelles pour évaluer les propriétés élastiques du polypropylène chargé de fibres de chanvre, en utilisant l'outil de calcul Digimat. Les résultats obtenus par le modèle numérique Digimat-FE sont proches des résultats expérimentaux.

Le dernier chapitre de cette thèse est principalement consacré à l'étude des propriétés élastiques d'un composite à matrice métallique (MMC) en aluminium 6061, renforcé par des particules de carbure de silicium. L'effet de l'orientation des particules, du rapport d'aspect des particules et de la forme des particules a été mis en évidence. Les résultats montrent que l'orientation des particules et le rapport d'aspect ont un impact significatif sur le comportement du composite. Enfin, plusieurs pistes de perspective peuvent être explorées à l'avenir :

Numériquement, il est envisageable d'intégrer notre élément PFR4M (élément quadrilatéral multiphase à quatre nœuds basé sur la rotation des fibres planes) dans l'analyse des matériaux à gradient fonctionnel, dans l'analyse du comportement élasto-plastique des matériaux composites,...etc.

## Conclusion générale

---

Expérimentalement, il serait pertinent de caractériser un nouveau matériau composite et se pencher à certaines analyses, telles que le cisaillement et la compressibilité.

---

## Références

- [1] Lakhal L. Influence de la microstructure sur les propriétés élastiques de composites renforcés de fibres unidirectionnelles. 2019. Thèse du doctorat 2019.
- [2] Kanit T. Notion de volume élémentaire représentatif: approche numérique et statistique pour les microstructure [sic] aléatoires: Paris, ENMP; Thèse du doctorat 2003
- [3] Hashin Z, Shtrikman S. A variational approach to the theory of the elastic behaviour of multiphase materials. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. 1963;11:127-40.
- [4] Berveiller M, Zaoui A. An extension of the self-consistent scheme to plastically-flowing polycrystals. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. 1978;26:325-44.
- [5] Mori T, Tanaka K. Average stress in matrix and average elastic energy of materials with misfitting inclusions. *Acta metallurgica*. 1973;21:571-4.
- [6] Jaworek D, Gierden C, Waimann J, Wulfinghoff S, Reese S. A Hashin-Shtrikman type semi-analytical homogenization procedure. *PAMM*. 2019;19:e201900191.
- [7] Basaruddin K, Daud R, Haftirman A, Safar MA, Som M. STOCHASTIC MULTISCALE MODELING OF TWO-PHASE MATERIALS BASED ON FIRST-ORDER PERTURBATION METHOD. 2006.
- [8] BORNERT Michel BT, GILORMINI Pierre. Homogénéisation en mécanique des matériaux 1 : matériaux aléatoires élastiques et milieux périodiques; , 250 p., 2001
- [9] Kpobie W. Modélisation 3D d'assemblages flip chip pour la fiabilisation des composants électroniques à haute valeur ajoutée de la famille "More than Moore": Université de Lorraine; 2014. these de doctorat 2014.
- [10] Besson J, Cailletaud G, Chaboche J-L, Forest S. *Non-linear mechanics of materials*: Springer Science & Business Media; 2009.
- [11] Di Paola F. Modélisation multi-échelles du comportement thermo-mécanique de composites à renforts sphériques: Ecole Centrale Paris; 2010. Thèse du doctorat 2010.
- [12] Ren Z-Y, Zheng Q-S. A quantitative study of minimum sizes of representative volume elements of cubic polycrystals—numerical experiments. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. 2002;50:881-93.
- [13] Breuer K, Stommel M. RVE modelling of short fiber reinforced thermoplastics with discrete fiber orientation and fiber length distribution. *SN Applied Sciences*. 2020;2:91.
- [14] Hill R. Elastic properties of reinforced solids: some theoretical principles. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. 1963;11:357-72.
- [15] Drugan W, Willis J. A micromechanics-based nonlocal constitutive equation and estimates of representative volume element size for elastic composites. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. 1996;44:497-524.
- [16] Evesque P. Fluctuations, correlation and representative elementary volume (REV) in granular materials. *arXiv preprint cond-mat/0506385*. 2005.
- [17] Kanit T, Forest S, Galliet I, Mounoury V, Jeulin D. Determination of the size of the representative volume element for random composites: statistical and numerical approach. *International Journal of solids and structures*. 2003;40:3647-79.
- [18] Ostoja-Starzewski M. Material spatial randomness: From statistical to representative volume element. *Probabilistic engineering mechanics*. 2006;21:112-32.
- [19] Gitman I, Askes H, Sluys L. Representative volume: existence and size determination. *Engineering fracture mechanics*. 2007;74:2518-34.
- [20] Povirk G. Incorporation of microstructural information into models of two-phase materials. *Acta metallurgica et materialia*. 1995;43:3199-206.

- [21] Bouchedjra M, Kanit T, Boulemia C, Amrouche A, Belouchrani MEA. Determination of the RVE size for polycrystal metals to predict monotonic and cyclic elastoplastic behavior: Statistical and numerical approach with new criteria. *European Journal of Mechanics-A/Solids*. 2018;72:1-15.
- [22] Singh I, Shedbale A, Mishra B. Material property evaluation of particle reinforced composites using finite element approach. *Journal of Composite Materials*. 2016;50:2757-71.
- [23] Segurado J, Gonzalez C, Llorca J. A numerical investigation of the effect of particle clustering on the mechanical properties of composites. *Acta materialia*. 2003;51:2355-69.
- [24] Chalon F. Modélisation du comportement mécanique d'un matériau contenant des cavités sous pression: cas du vieillissement d'un tritruie métallique: Grenoble INPG; 2001. Thèse du doctorat
- [25] Batache D, Kanit T, Kaddouri W, Bensaada R, Imad A, Outtas T. An iterative analytical model for heterogeneous materials homogenization. *Composites Part B: Engineering*. 2018;142:56-67.
- [26] Eshelby JD. The determination of the elastic field of an ellipsoidal inclusion, and related problems. *Proceedings of the royal society of London Series A Mathematical and physical sciences*. 1957;241:376-96.
- [27] Lemaitre S. Modélisation des matériaux composites multiphasiques à microstructures complexes. Étude des propriétés effectives par des méthodes d'homogénéisation. Thèse de doctorat de l'Université de Caen Normandie. 2017.
- [28] Reuß A. Berechnung der fließgrenze von mischkristallen auf grund der plastizitätsbedingung für einkristalle. *ZAMM-Journal of Applied Mathematics and Mechanics/Zeitschrift für Angewandte Mathematik und Mechanik*. 1929;9:49-58.
- [29] Hill R. The elastic behaviour of a crystalline aggregate. *Proceedings of the Physical Society Section A*. 1952;65:349.
- [30] Hashin Z, Shtrikman S. A variational approach to the theory of the elastic behaviour of polycrystals. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. 1962;10:343-52.
- [31] Watt JP, Davies GF, O'Connell RJ. The elastic properties of composite materials. *Reviews of Geophysics*. 1976;14:541-63.
- [32] Hashin Z. The elastic moduli of heterogeneous materials. *Journal of Applied Mechanics*; 1962.
- [33] Bornert M. Morphologie microstructurale et comportement mécanique ; caractérisations expérimentales, approches par bornes et estimations autocohérentes généralisées. Thèse de doctorat de L'École nationale des ponts et chaussées. 1996.
- [34] Hershey A. The elasticity of an isotropic aggregate of anisotropic cubic crystals. *Journal of Applied mechanics-transactions of the ASME*. 1954;21:236-40.
- [35] Kröner E. Berechnung der elastischen Konstanten des Vielkristalls aus den Konstanten des Einkristalls. *Zeitschrift für Physik*. 1958;151:504-18.
- [36] Budiansky B, Wu T. Theoretical prediction of plastic strains of polycrystal (1962) *Proc. 4th. Congr Appl Mech(2)* pp.1175-85.
- [37] Benveniste Y. A new approach to the application of Mori-Tanaka's theory in composite materials. *Mechanics of Materials*. 1987;6:147-57.
- [38] Coulibaly M. Modélisation micromécanique et caractérisation expérimentale du comportement des matériaux hétérogènes élastoviscoplastiques. Application à la valorisation des polymères recyclés. . Thèse de doctorat de l'Université Paul Verlaine de Metz. 2008.

- [39] Laribi MA. Caractérisation et Modélisation du comportement micromécanique des matériaux composites SMC sous chargement thermomécanique de type quasi-statique et fatigue. Thèse de doctorat de L'École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers. 2018.
- [40] Liang B, Nagarajan A, Soghrati S. Numerical quantification of the impact of microstructure on the mechanical behavior of particulate Al/SiC composites in 2D. *International Journal of solids and structures*. 2017;117:91-103.
- [41] Patil R, Mishra B, Singh I. A new multiscale XFEM for the elastic properties evaluation of heterogeneous materials. *International Journal of Mechanical Sciences*. 2017;122:277-87.
- [42] Tiar MA. Éléments finis spéciaux pour l'analyse linéaire et nonlinéaire géométrique des structures composites à renforts fibreux. Thèse de doctorat de l'Université de Technologie de Compiègne. 2017.
- [43] Hoang TH. Approches d'homogénéisation numériques incrémentales pour le calcul des structures hétérogènes élasto-plastiques et élasto-visco-plastiques. Thèse de doctorat de l'université Paris-Est. 2015.
- [44] Mishnaevsky Jr L, Weber U, Schmauder S. Numerical analysis of the effect of microstructures of particle-reinforced metallic materials on the crack growth and fracture resistance. *International Journal of Fracture*. 2004;125:33-50.
- [45] Hollister SJ, Kikuchi N. Homogenization theory and digital imaging: a basis for studying the mechanics and design principles of bone tissue. *Biotechnology and bioengineering*. 1994;43:586-96.
- [46] Keyak J, Meagher J, Skinner H, Mote Jr C. Automated three-dimensional finite element modelling of bone: a new method. *Journal of biomedical engineering*. 1990;12:389-97.
- [47] Kim HJ, Swan CC. Voxel-based meshing and unit-cell analysis of textile composites. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*. 2003;56:977-1006.
- [48] Terada K, Miura T, Kikuchi N. Digital image-based modeling applied to the homogenization analysis of composite materials. *Computational Mechanics*. 1997;20:331-46.
- [49] Mishnaevsky Jr LL. Automatic voxel-based generation of 3D microstructural FE models and its application to the damage analysis of composites. *Materials Science and Engineering: A*. 2005;407:11-23.
- [50] Moulinec H, Suquet P. A fast numerical method for computing the linear and nonlinear mechanical properties of composites. *Comptes rendus de l'Académie des sciences Série II, Mécanique, physique, chimie, astronomie*. 1994;318:1417-23.
- [51] Moulinec H, Suquet P. A numerical method for computing the overall response of nonlinear composites with complex microstructure. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*. 1998;157:69-94.
- [52] Moulinec H, Suquet P. Comparison of FFT-based methods for computing the response of composites with highly contrasted mechanical properties. *Physica B: Condensed Matter*. 2003;338:58-60.
- [53] Legrain G, Cartraud P, Perreard I, Moës N. An X-FEM and level set computational approach for image-based modelling: application to homogenization. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*. 2011;86:915-34.
- [54] Hiriyur B, Waisman H, Deodatis G. Uncertainty quantification in homogenization of heterogeneous microstructures modeled by XFEM. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*. 2011;88:257-78.

- [55] Savvas D, Stefanou G, Papadrakakis M, Deodatis G. Homogenization of random heterogeneous media with inclusions of arbitrary shape modeled by XFEM. *Computational Mechanics*. 2014;54:1221-35.
- [56] Sukumar N, Chopp DL, Moës N, Belytschko T. Modeling holes and inclusions by level sets in the extended finite-element method. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*. 2001;190:6183-200.
- [57] Babuška I, Zhang Z. The partition of unity method for the elastically supported beam. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*. 1998;152:1-18.
- [58] Belytschko T, Gracie R, Ventura G. A review of extended/generalized finite element methods for material modeling. *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*. 2009;17:043001.
- [59] Patil R, Mishra B, Singh IV. A new multiscale XFEM for the elastic properties evaluation of heterogeneous materials. *International Journal of Mechanical Sciences*. 2017;122:277-87.
- [60] Lian W-D, Legrain G, Cartraud P. Image-based computational homogenization and localization: comparison between X-FEM/levelset and voxel-based approaches. *Computational Mechanics*. 2013;51:279-93.
- [61] Strouboulis T, Copps K, Babuška I. The generalized finite element method. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*. 2001;190:4081-193.
- [62] Strouboulis T, Babuška I, Copps K. The design and analysis of the generalized finite element method. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*. 2000;181:43-69.
- [63] Radtke F, Simone A, Sluys L. A partition of unity finite element method for simulating non-linear debonding and matrix failure in thin fibre composites. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*. 2011;86:453-76.
- [64] Cunha VM, Barros JA, Sena-Cruz JM. A finite element model with discrete embedded elements for fibre reinforced composites. *Computers & Structures*. 2012;94:22-33.
- [65] Bitencourt Jr LA, Manzoli OL, Bittencourt TN, Vecchio FJ. Numerical modeling of steel fiber reinforced concrete with a discrete and explicit representation of steel fibers. *International Journal of solids and structures*. 2019;159:171-90.
- [66] Kebir H, Ayad R. A specific finite element procedure for the analysis of elastic behaviour of short fibre reinforced composites. The projected fibre approach. *Composite Structures*. 2014;118:580-8.
- [67] El-Moumen A. Préviation du comportement des matériaux hétérogènes basée sur l'homogénéisation numérique: modélisation, visualisation et étude morphologique. Thèse de doctorat de l'université de Lille1. 2014.
- [68] Forest S. Milieux continus généralisés et matériaux hétérogènes: Presses des MINES; 2006.
- [69] Kari S, Berger H, Gabbert U. Numerical evaluation of effective material properties of randomly distributed short cylindrical fibre composites. *Computational Materials Science*. 2007;39:198-204.
- [70] Gusev AA, Hine PJ, Ward IM. Fiber packing and elastic properties of a transversely random unidirectional glass/epoxy composite. *Composites science and technology*. 2000;60:535-41.
- [71] Kamel F. The response of a particles-reinforced composite with a plastic matrix phase. *International Journal of Mechanical & Mechatronics Engineering IJMME-IJENS* Vol:16 No:01 2016.

- [72] Ghosh S, Lee K, Moorthy S. Multiple scale analysis of heterogeneous elastic structures using homogenization theory and Voronoi cell finite element method. *International Journal of solids and structures*. 1995;32:27-62.
- [73] Ghosh S, Moorthy S. Elastic-plastic analysis of arbitrary heterogeneous materials with the Voronoi Cell finite element method. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*. 1995;121:373-409.
- [74] Ghosh S, Mukhopadhyay S. A two-dimensional automatic mesh generator for finite element analysis for random composites. *Computers & Structures*. 1991;41:245-56.
- [75] Tiwary A, Hu C, Ghosh S. Numerical conformal mapping method based Voronoi cell finite element model for analyzing microstructures with irregular heterogeneities. *Finite elements in analysis and design*. 2007;43:504-20.
- [76] Lippmann N, Steinkopff T, Schmauder S, Gumbsch P. 3D-finite-element-modelling of microstructures with the method of multiphase elements. *Computational Materials Science*. 1997;9:28-35.
- [77] Kanit T, N'Guyen F, Forest S, Jeulin D, Reed M, Singleton S. Apparent and effective physical properties of heterogeneous materials: Representativity of samples of two materials from food industry. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*. 2006;195:3960-82.
- [78] El Moumen A, Imad A, Kanit T, Hilali E, El Minor H. A multiscale approach and microstructure design of the elastic composite behavior reinforced with natural particles. *Composites Part B: Engineering*. 2014;66:247-54.
- [79] Bahraoui I, Elminor H. Mechanical characterization and homogenization approach of a bio-composites based on PP reinforced with nut-shells of argan. *IOSR-JMCE*. 2016;13:43-50.
- [80] Mishnaevsky Jr L, Dong M, Hoenle S, Schmauder S. Computational mesomechanics of particle-reinforced composites. *Computational Materials Science*. 1999;16:133-43.
- [81] Djebara Y, El Moumen A, Kanit T, Madani S, Imad A. Modeling of the effect of particles size, particles distribution and particles number on mechanical properties of polymer-clay nano-composites: Numerical homogenization versus experimental results. *Composites Part B: Engineering*. 2016;86:135-42.
- [82] !!! INVALID CITATION !!!
- [83] Kaddouri W, El Moumen A, Kanit T, Madani S, Imad A. On the effect of inclusion shape on effective thermal conductivity of heterogeneous materials. *Mechanics of Materials*. 2016;92:28-41.
- [84] Sukiman MS, Kanit T, N'Guyen F, Imad A, El Moumen A, Erchiqui F. Effective thermal and mechanical properties of randomly oriented short and long fiber composites. *Mechanics of Materials*. 2017;107:56-70.
- [85] Sukiman MS. Etude des propriétés mécanique et thermique des biocomposites basée sur l'homogénéisation numérique: Lille 1; 2017. Thèse du doctorat
- [86] John MJ, Thomas S. Biofibres and biocomposites. *Carbohydrate polymers*. 2008;71:343-64.
- [87] Gohal H, Kumar V, Jena H. Study of natural fibre composite material and its hybridization techniques. *Materials Today: Proceedings*. 2020.
- [88] Yallem TB, Kumar P, Singh I. Sliding wear properties of jute fabric reinforced polypropylene composites. *Procedia Engineering*. 2014;97:402-11.
- [89] Mohammed L, Ansari MN, Pua G, Jawaid M, Islam MS. A review on natural fiber reinforced polymer composite and its applications. *International Journal of Polymer Science*. 2015;2015.

- [90] Awad S, Zhou Y, Katsou E, Li Y, Fan M. A critical review on date palm tree (*Phoenix dactylifera* L.) fibres and their uses in bio-composites. *Waste and biomass valorization*. 2021;12:2853-87.
- [91] Awad S, Zhou Y, Katsou E, Li Y, Fan M. A Critical Review on Date Palm Tree (*Phoenix dactylifera* L.) Fibres and Their Uses in Bio-composites. *Waste and biomass valorization*. 2021;12:2853-87.
- [92] EL-Mously H, Midani M, Darwish EA. Cultural and Ecological Significance of the Date Palm. *Date Palm Byproducts: A Springboard for Circular Bio Economy*: Springer; 2023. p. 3-16.
- [93] Mellaikhafi A, Ouakarrouch M, Benallel A, Tilioua A, Ettakni M, Babaoui A, et al. Characterization and thermal performance assessment of earthen adobes and walls additive with different date palm fibers. *Case Studies in Construction Materials*. 2021;15:e00693.
- [94] Hernández EI, Ferrer M, Navarro-Pedreño J, Melendez-Pastor I, Gómez I. ANCIENT SUSTAINABILITY USE OF 'THE PALMERAL OF ELCHE' AND THE CURRENT UNSUSTAINABILITY: REASONS FOR A SUSTAINABLE FUTURE. *Sustainability behind Sustainability*. 2014:73-85.
- [95] Siham A. Etude et mise au point de composite à base de la matière fibreuse du palmier dattier *Phoenix dactylifera* L: Boumerdès; 2015.
- [96] GUETTAF TEMAM T. Modélisation du comportement mécanique des constituants du palmier dattier: Université Mohamed Khider Biskra; 2017. . Thèse du doctorat
- [97] Ahmed HS. Etude de l'alimentation hydrique du palmier dattier (*Phoenix dactylifera* L.) dans le contexte pédoclimatique de la zone littorale de la République de Djibouti: Université d'Orléans; 2015.
- [98] KHELIFA H. Caractérisation thermique et mécanique de matériaux issus de tissus de fibres de troncs de palmiers 2022. . Thèse du doctorat
- [99] Masri T. Contribution au développement des matériaux de construction à base des sous-produits du palmier dattier [thesis]. Algeria: Biskra University. 2018.
- [100] Kriker A. Caractérisation des fibres de palmier dattier et propriétés des bétons et mortiers renforcés par ces fibres en climat chaud et sec: Alger, Ecole Nationale Polytechnique; 2005. . Thèse du doctorat
- [101] Abdouche F. Communication from the botanic unit development at the ministry of agriculture and rural development—Algeria. Algerian Press Service, APS, Algiers; 2010.
- [102] Djoudi T, HECINI M, DJEBLOUN Y, H D. Caractérisation Physico-mécanique des Matériaux Bio-Composites Epoxy/Fibres de Palmier Dattier (*Material & Processes*). 2018.
- [103] Al-Khanbashi A, Al-Kaabi K, Hammami A. Date palm fibers as polymeric matrix reinforcement: fiber characterization. *Polymer Composites*. 2005;26:486-97.
- [104] Ghori W, Saba N, Jawaid M, Asim M. A review on date palm (*Phoenix dactylifera*) fibers and its polymer composites. *IOP conference series: materials science and engineering*: IOP Publishing; 2018. p. 012009.
- [105] Supian A, Jawaid M, Rashid B, Fouad H, Saba N, Dhakal HN, et al. Mechanical and physical performance of date palm/bamboo fibre reinforced epoxy hybrid composites. *Journal of materials research and technology*. 2021;15:1330-41.
- [106] Chehma A, Longo H. Valorisation des sous-produits du palmier dattier en vue de leur utilisation en alimentation du bétail. *Rev Energ Ren: Production et Valorisation-Biomasse*. 2001:59-64.

- [107] Faiad A, Alsmari M, Ahmed MM, Bouazizi ML, Alzahrani B, Alrobei H. Date palm tree waste recycling: treatment and processing for potential engineering applications. *Sustainability*. 2022;14:1134.
- [108] Belgacem C, Serra-Parareda F, Tarrés Q, Mutjé P, Delgado-Aguilar M, Boufi S. The integral utilization of date palm waste to produce plastic composites. *Polymers*. 2021;13:2335.
- [109] Saba N, Alothman OY, Almutairi Z, Jawaid M, Ghori W. Date palm reinforced epoxy composites: tensile, impact and morphological properties. *Journal of materials research and technology*. 2019;8:3959-69.
- [110] Djebloun Y, Hecini M, Djoudi T, Guerira B. Experimental determination of elastic modulus of elasticity and Poisson's coefficient of date palm tree fiber. *Journal of Natural Fibers*. 2019;16:357-67.
- [111] Abdel-Rahman H, Al-Juruf R, Ahmad F, Alam I. Physical, mechanical and durability characteristics of date palm frond stalks as reinforcement in structural concrete. *International Journal of Cement Composites and Lightweight Concrete*. 1988;10:175-81.
- [112] Kriker A, Debicki G, Bali A, Khenfer M, Chabannet M. Mechanical properties of date palm fibres and concrete reinforced with date palm fibres in hot-dry climate. *Cement and Concrete Composites*. 2005;27:554-64.
- [113] Masri T, Ounis H, Sedira L, Kaci A, Benchabane A. Characterization of new composite material based on date palm leaflets and expanded polystyrene wastes. *Construction and Building Materials*. 2018;164:410-8.
- [114] Alawar A, Hamed AM, Al-Kaabi K. Characterization of treated date palm tree fiber as composite reinforcement. *Composites Part B: Engineering*. 2009;40:601-6.
- [115] Ghori SW, Rao GS. Mechanical and thermal properties of date palm/kenaf fiber-reinforced epoxy hybrid composites. *Polymer Composites*. 2021;42:2217-24.
- [116] Amroune S, Bezazi A, Dufresne A, Scarpa F, Imad A. Investigation of the date palm fiber for green composites reinforcement: thermo-physical and mechanical properties of the fiber. *Journal of Natural Fibers*. 2021;18:717-34.
- [117] Marc Carrega VV. *Matières plastiques - Propriétés, mise en forme et applications industrielles des matériaux polymères*. 2012.
- [118] Khdir Y, Kanit T, Zaïri F, Naït-Abdelaziz M. Computational homogenization of elastic-plastic composites. *International Journal of solids and structures*. 2013;50:2829-35.
- [119] Christophe B. *Fibres naturelles de renfort pour matériaux composites*. Éditions Techniques de l'Ingénieur. 2013;249.
- [120] Odegard G, Gates T, Wise K, Park C, Siochi E. Constitutive modeling of nanotube-reinforced polymer composites. *Composites science and technology*. 2003;63:1671-87.
- [121] Voigt W. Ueber die Beziehung zwischen den beiden Elasticitätsconstanten isotroper Körper. *Annalen der physik*. 1889;274:573-87.
- [122] Mishnaevsky Jr L, Lippmann N, Schmauder S. Computational Design of Multiphase Materials at Mesolevel. ASME International Mechanical Engineering Congress and Exposition, November 2001. p. 11-6.
- [123] Ayad R. Contribution to the numerical modeling of solids and structures and the non-Newtonian fluids forming process. Application to packaging materials. Habilitation to conduct researches, University of Reims. 2002.
- [124] Meftah K, Sedira L. A four-node tetrahedral finite element based on space fiber rotation concept. *Acta Universitatis Sapientiae, Electrical and Mechanical Engineering*. 2019;11:67-78.

- [125] Zouari W, Kebir H, Assarar M, Ghomari T, Ayad R. Numerical modelling of 2D composite solids accounting for local fibre bending stiffness. *Composite Structures*. 2020;244:112289.
- [126] Zouari W, Hammadi F, Ayad R. Quadrilateral membrane finite elements with rotational DOFs for the analysis of geometrically linear and nonlinear plane problems. *Computers & Structures*. 2016;173:139-49.
- [127] Hibbitt H. ABAQUS/EPGEN—A general purpose finite element code with emphasis on nonlinear applications. *Nuclear Engineering and Design*. 1984;77:271-97.
- [128] Giner E, Sukumar N, Tarancón J, Fuenmayor F. An Abaqus implementation of the extended finite element method. *Engineering fracture mechanics*. 2009;76:347-68.
- [129] Kumbhar PY, Francis A, Swaminathan N, Annabattula R, Natarajan S. Development of user element routine (UEL) for cell-based smoothed finite element method (CSFEM) in Abaqus. *International Journal of Computational Methods*. 2020;17:1850128.
- [130] Zouari W, Kebir H, Assarar M, Ghomari T, Ayad R. Numerical modelling of 2D composite solids accounting for local fibre bending stiffness. *Composite Structures*. 2020:112289.
- [131] Tiar MA. Éléments finis spéciaux pour l'analyse linéaire et non-linéaire géométrique des structures composites à renforts fibreux: Université de Technologie de Compiègne; 2017. . Thèse du doctorat
- [132] Poorasadion S. User Subroutines in ABAQUS. Sharif University of Technology 2015.
- [133] Masmoudi M, Kaddouri W, Kanit T, Madani S, Ramtani S, Imad A. Modeling of the effect of the void shape on effective ultimate tensile strength of porous materials: Numerical homogenization versus experimental results. *International Journal of Mechanical Sciences*. 2017;130:497-507.
- [134] El Moumen A, N'Guyen F, Kanit T, Imad A. Mechanical properties of polypropylene reinforced with Argan nut shell aggregates: Computational strategy based microstructures. *Mechanics of Materials*. 2020;145:103348.
- [135] N'Guyen F. Morphologie mathématique appliquée au développement d'outils de maillage EF automatiques dans le cas de microstructures hétérogènes bi et multiphasées: Lille 1; 2014.
- [136] Bourih A, Bourih K, Kaddouri W, Masmoudi M, Madani S. Modeling of the Pore Shape Effect on the Effective Young's Modulus of Lotus-Type Porous Materials by a Numerical Homogenization Technique. *Advanced Materials Research*. 2022;1171:73-86.
- [137] Elouaer A. Contribution à la compréhension et à la modélisation du comportement mécanique de matériaux composites à renfort en fibres végétales. Ecole doctorale Sciences, technologies, santé, Reims. 2011. . Thèse du doctorat
- [138] Hua Y, Gu L. Prediction of the thermomechanical behavior of particle-reinforced metal matrix composites. *Composites Part B: Engineering*. 2013;45:1464-70.
- [139] Tschopp MA. 3-D Synthetic Microstructure Generation with Ellipsoid Particles. Weapons and Materials Research Directorate, US Army Research Laboratory ...; 2016.
- [140] Tschopp M, Wilks G, Spowart J. Multi-scale characterization of orthotropic microstructures. *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*. 2008;16:065009.
- [141] Ghossein E, Lévesque M. A comprehensive validation of analytical homogenization models: The case of ellipsoidal particles reinforced composites. *Mechanics of Materials*. 2014;75:135-50.

- [142] Paknia A, Pramanik A, Dixit A, Chattopadhyaya S. Effect of size, content and shape of reinforcements on the behavior of metal matrix composites (MMCs) under tension. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2016;25:4444-59.
- [143] Rivera-Salinas JE, Gregorio-Jáuregui KM, Romero-Serrano JA, Cruz-Ramírez A, Hernández-Hernández E, Miranda-Pérez A, et al. Simulation on the effect of porosity in the elastic modulus of sic particle reinforced al matrix composites. *Metals*. 2020;10:391.
- [144] Qin S, Chen C, Zhang G, Wang W, Wang Z. The effect of particle shape on ductility of SiCp reinforced 6061 Al matrix composites. *Materials Science and Engineering: A*. 1999;272:363-70.
- [145] McDanel DL. Analysis of stress-strain, fracture, and ductility behavior of aluminum matrix composites containing discontinuous silicon carbide reinforcement. *Metallurgical transactions A*. 1985;16:1105-15.
- [146] Upadhyay A, Singh R. Prediction of effective elastic modulus of biphasic composite materials. 2012.