



Ministère de l'Enseignement Supérieure et de la
Recherche Scientifique populaire



Université d'Oran-2- Mohamed Ben-Ahmed

Département de Maintenance en
Electromécanique

Filière: Génie Industriel

Spécialité: Maintenance-Fiabilité-Qualité

Projet de fin d'étude
Thème :

**L'effet de l'arrangement d'un renfort sur le
comportement mécanique d'un VER en matériaux
composites.**

Proposé et dirigé par :

Mr. ACHACHE Habib

Présenté par:

▪ *ATBI Amina*

▪ *BERRIAH Wassila Imen*

Soutenu devant les jury composé de :

Mr. ADJLOUA Abdelaziz

Mme. ABDI Ghezail

Année universitaire :2021 /2022

ملخص

يمكن أن تتحلل المواد المركبة، مثل أي مادة ، تحت تأثير الحمل المطبق عليها ، مما يتسبب في تدهور ميكانيكي للأجزاء المركبة (تكسير). تعتبر دراسة الضرر الموجود وسلوكه ذات أهمية كبيرة. في الواقع، يمكن أن يؤدي التشقق الناتج عن انتشار الخلل إلى فشل مكون من شأنه أن يؤدي إلى تدمير كامل للهيكل. ميكانيكا الكسر هي الأداة المناسبة لتحليل هذا النوع من المواقف بناءً على خصائص الكسر للمادة التي تمثل عامل شدة الإجهاد الحرج أو معدل إطلاق الطاقة الحرج الذي يُطلق عليه أيضًا المثابرة. تمت دراسة هذا التحلل للمركب من قبل العديد من المؤلفين. يهدف عملنا إلى تحليل بواسطة طريقة العناصر المحدودة تطور معامل شدة الإجهاد K لمجلدين أوليين تمثليين (الحجم الأولي التمثيلي) يتكونان من نفس مصفوفة الايبوكسي وبألياف تقوية مختلفة (الفا و قلاس). أظهرت الدراسة العددية أن الفا / ايبوكسي يتصرف بشكل أفضل من الزجاج / الايبوكسي وهذا بسبب الخصائص الميكانيكية الجيدة له.

Résumé :

Les composites, comme tout matériau, peuvent se dégrader sous l'action du chargement qui leur est appliqué en provoquant des dégradations mécaniques des pièces composites (la fissuration). L'étude d'un endommagement existant et de son comportement est d'une grande importance. En réalité, la fissuration résultant de la propagation d'un défaut peut mener à la rupture d'un composant qui favoriserait la ruine totale de la structure. La mécanique de la rupture est l'outil adéquat pour analyser ce genre de situation en se basant sur les caractéristiques de rupture du matériau qui sont le facteur d'intensité de contrainte critique (K_c) ou le taux de restitution d'énergie critique (G_c) appelé aussi ténacité. Cette dégradation du composite a été étudiée par de nombreux auteurs. Notre travail a pour objectif l'analyse par la méthode des éléments finis l'évolution du paramètre K facteur d'intensité de contraintes de deux volumes élémentaires représentatifs (VER) constituées de la même matrice époxyde et avec différentes fibres de renforcement (Alfa et Verre). L'étude numérique a montrée que le VER alfa/époxyde se comporte mieux que verre/époxyde et cela suite aux bonne caractéristiques mécanique du VER alfa/époxyde.

Summary:

Composites, like any material, can degrade under the action of the load applied to them, causing mechanical degradation of the composite parts (cracking). The study of existing damage and its behavior is of great importance. In reality, the cracking resulting from the propagation of a defect can lead to the failure of a component which would favor the total ruin of the structure. Fracture mechanics is the appropriate tool to analyze this type of situation based on the fracture characteristics of the material which are the critical stress intensity factor (K_c) or the critical energy release rate (G_c) also called tenacity. This degradation of the composite has been studied by many authors. Our work aims to analyze by the finite element method the evolution of the parameter K stress intensity factor of two representative elementary volumes (VER) made up of the same epoxy matrix and with different reinforcing fibers (Alfa and Glass). The numerical study showed that the VER alfa/epoxy behaves better than glass/epoxy and this following the good mechanical characteristics of the VER alfa/epoxy.

Sommaire

Introduction Générale01

Chapitre 01 : Généralités sur les Matériaux composites

| | |
|---|------------------|
| <i>1.1 Introduction</i> | <i>03</i> |
| <i>1.2 Définition d'un matériau composite</i> | <i>04</i> |
| <i>1.3. Les constituants des matériaux composites</i> | <i>04</i> |
| <i>1.3.1. Matrices</i> | <i>04</i> |
| <i>1.3.1.1. Différentes types de matrice</i> | <i>05</i> |
| <i>1.3.1.1.1. Matrices organiques</i> | <i>05</i> |
| <i>1.3.1.1.2. Matrice thermodurcissables (TD)</i> | <i>05</i> |
| <i>1.3.2. Renforts</i> | <i>07</i> |
| <i>1.3.2.1. Différentes familles des renforts</i> | <i>07</i> |
| <i>1.3.2.1.1. Les fibres de verre</i> | <i>07</i> |
| <i>1.3.2.1.2. Les fibres de carbone</i> | <i>08</i> |
| <i>1.3.2.1.3. Fibre d'aramide</i> | <i>08</i> |
| <i>1.3.2.1.4. Fibre céramiques</i> | <i>09</i> |
| <i>1.3.2.1.5. Les fibres d'alfa</i> | <i>09</i> |
| <i>1.3.3. Les additifs</i> | <i>10</i> |
| <i>1.3.4. Les charge</i> | <i>10</i> |
| <i>1.4. Classification des matériaux composites</i> | <i>10</i> |
| <i>1.5. Différence entre la matrice et Le renfort</i> | <i>11</i> |
| <i>1.6. Les avantages et les inconvénients d'un matériau composite</i> | <i>11</i> |
| <i>1.7. La mise en œuvre des matériaux composites</i> | <i>12</i> |
| <i>1.7.1. Moulage au contact</i> | <i>12</i> |
| <i>1.7.2. Moulage par projection simultanée</i> | <i>13</i> |
| <i>1.7.3. Injection thermodurcissable BMC</i> | <i>13</i> |
| <i>1.7.4. Compression thermodurcissable SMC</i> | <i>14</i> |
| <i>1.7.5. Enroulement filamentaire (ou bobinage)</i> | <i>14</i> |
| <i>1.8. Architecture du composite</i> | <i>14</i> |
| <i>1.8.1 Les monocouches</i> | <i>14</i> |
| <i>1.8.2. Les Sandwichs</i> | <i>15</i> |
| <i>1.8.3. Les stratifiées</i> | <i>16</i> |
| <i>1.9. Caractéristiques des matériaux composites</i> | <i>17</i> |
| <i>1.10 Domaines d'application</i> | <i>17</i> |

| | |
|--|----|
| <i>1.11 Approche multi-échelle</i> | 17 |
| <i>1.11.1 Volume élémentaire représentatif (VER)</i> | 19 |
| <i>1.11.2 Homogénéisation numérique</i> | 20 |

Chapitre 02 : Généralités sur le comportement du volume élémentaire représentatif

| | |
|--|----|
| <i>II.1. Introduction</i> | 21 |
| <i>II.2. La définition d'un VER</i> | 21 |
| <i>II.3. Généralité sur la mécanique de la rupture</i> | 25 |
| <i>II.4. Approche locale et facteurs d'intensité de contraintes</i> | 28 |
| <i>II.5. Rappels de la théorie d'élasticité et la micromécanique</i> | 30 |
| <i>II.5.1 Lois de comportement</i> | 31 |
| <i>II.5.2. Lois de comportement & la relation déformation- déplacement</i> | 31 |
| <i>II.5.3 Equations d'équilibre</i> | 31 |
| <i>II.5.4 Problème de l'élasticité linéaire macroscopique</i> | 32 |
| <i>II.5.5 Les champs de contraintes-déformations micro-macro échelle</i> | 32 |

Chapitre 03 : Comportement en endommagement d'un VER composite sous une charge monotone

| | |
|--|----|
| <i>III.1. Introduction</i> | 36 |
| <i>III.2. Le model géométrique</i> | 36 |
| <i>III.3. Maillage</i> | 38 |
| <i>III.4. Code de calcul</i> | 38 |
| <i>III.4.1. Définition de logiciel ABAQUS</i> | 38 |
| <i>III.5. Résultats et discussions</i> | 39 |
| <i>III.5.1 Influence du déplacement des fibres (a) et (b) sur la contrainte équivalente de Von Mises pour les modèles non endommagé et endommagé</i> | 39 |
| <i>III.5.2 variations du FIC K_I, K_{II} et K_{III}</i> | 42 |
| <i>III 5-3 variation du FIC K_I en fonction de la largeur du VER pour les différents déplacements des fibres (a) et (b)</i> | 44 |
| <i>III 5-3-1. Matériau alfa/époxy</i> | 44 |
| <i>III 5-3-1-1. Déplacements des fibres alfa ($a=0$; $b=0,1,2,3,4,5,6,7,8$)</i> | 45 |
| <i>III 5-3-1-2- déplacements des fibres alfa ($a=1$; $b=0,1,2,3,4,5,6,7,8$)</i> | 46 |
| <i>III 5-3-1-3- déplacements des fibres alfa ($a=2$; $b=0,1,2,3,4,5,6,7,8$)</i> | 47 |
| <i>III 5-3-1-4- déplacements des fibres alfa ($a=3$; $b=0,1,2,3,4,5,6,7,8$)</i> | 48 |
| <i>III 5-3-1-5- déplacements des fibres alfa ($a=4$; $b=0,1,2,3,4,5,6,7,8$)</i> | 49 |
| <i>III 5-3-2. Matériau Verre/époxyde</i> | 50 |
| <i>III 5-3-2-1- déplacements des fibres Verre ($a=0$; $b=0,1,2,3,4,5,6,7,8$)</i> | 51 |
| <i>III 5-3-2-2- déplacements des fibres Verre ($a=2$; $b=0,1,2,3,4,5,6,7,8$)</i> | 52 |

| | |
|--|-----------|
| <i>III 5-3-2-3- déplacements des fibres Glass (a=5 ; b=0,1,2,3,4,5,6,7,8).....</i> | <i>53</i> |
| <i>III 5-4-Comparaison entre VER alfa/époxyde et VER verre/époxyde</i> | <i>54</i> |
| <i>Conclusion Générale.....</i> | <i>60</i> |
| <i>Bibliographie.....</i> | <i>61</i> |

Liste de Figures

| | |
|---|-----------|
| Figure 1.1 : Propriétés des matériaux en fonction de leur module de Young et leur densité | 03 |
| Figure 1.2 : Représentation schématique d'un matériau composite..... | 04 |
| Figure I.3 : Différentes types de matrice..... | 05 |
| Figure I. 4 : Différentes familles des renforts..... | 07 |
| Figure I.5 : Différent type de fibre de verre..... | 07 |
| Figure I.6 : Différents types des fibres de carbone..... | 08 |
| Figure I.7 : Fibres d'aramide..... | 09 |
| Figure I.8 : La plante d'Alfa..... | 09 |
| Figure I.9 : Classification des matériaux composites..... | 10 |
| Figure I.10 : Procédé de moulage par contact..... | 12 |
| Figure I.11 : Moulage par projection simultanée..... | 13 |
| Figure I.12 : Injection thermodurcissable BMC..... | 13 |
| Figure I.13 : Compression thermodurcissable SMC..... | 14 |
| Figure I.14 : Enroulement filamentaire (ou bobinage) | 14 |
| Figure I.15 : Pli a renforcement unidirectionnel..... | 15 |
| Figure I.16 : Constitution d'un sandwich..... | 16 |
| Figure I.17 : composite stratifié..... | 16 |
| Figure 1.18 : Approche multi-échelle..... | 18 |
| Figure I.19 : Composites UD avec une distribution périodique des fibres..... | 19 |
| Figure I.20 : Schéma général de l'homogénéisation numérique..... | 20 |
| Figure II.1 : Variation du module d'Young effectif moyen et de l'erreur en fonction de la taille du <i>VER</i> | 22 |
| Figure II.2 : Vérification de l'indépendance des conditions aux limites avec l'augmentation du volume de contrôle..... | 22 |
| Figure II.3 : Valeurs moyennes et intervalles de confiance du module de compressibilité..... | 23 |
| Figure II.4 : Schéma de l'équivalent d'un matériau hétérogène périodique..... | 25 |
| Figure II.5 : Différentes zones considérées dans la mécanique de la rupture..... | 27 |
| Figure II.6 : Champ des contraintes au voisinage de la fissure..... | 29 |
| Figure II.7 : Les composantes du tenseur des contraintes $\sigma_{ij}(x)$ | 31 |
| Figure III.1 : modèle géométrique +conditions aux limites..... | 37 |
| Figure III.2 : Maillage du modèle..... | 38 |
| Figure III.3 : Variation de la contrainte équivalente de Von Mises en fonction de la largeur d <i>VER</i> alfa/époxyde pour différents déplacements de la fibre (a) et (b) et pour les modèles fissurés et non fissuré | 40 |

| | |
|--|-----------|
| Figure III.4 :Variation de la contrainte équivalente de Von Mises en fonction de la largeur d VER verre/époxyde pour différents déplacements de la fibre (a) et (b) et pour les modèles fissurés et non fissuré..... | 41 |
| Figure III.5 : Variation du facteur d'intensité des contraintes K_I , K_{II} et K_{III} en fonction de la largeur d VER verre/époxyde pour différents déplacements de la fibre (a) et (b) et pour les deux fonds de fissure | 44 |
| Figure III.6 : (a ; b ; c ; d ; e ; f ; g ; h ; i et j) Variation du FIC K_I en fonction de la largeur du VER alfa/époxyde pour les différents déplacements des fibres (a) et (b) et pour les deux bords de la fissure..... | 49 |
| Figure III.7 :(a ; b ; c ; d ; e et f) Variation du FIC K_I en fonction de la largeur du VER verre/époxyde pour les différents déplacements des fibres (a) et (b) et pour les deux bords de la fissure..... | 53 |
| Figure III.8 :(a ; b ; c ; d ; e ; f ; g ; h ; i ; j ; k ; l ; m ; n et o) Variation du FIC K_I en fonction de la largeur des VER verre/époxyde et alfa/époxyde pour les différents déplacements des fibres (a) et (b) et pour les deux bords de la fissure | 59 |

REMERCIEMENTS

Je remercie en premier lieu le Bon Dieu de m'avoir donné le courage d'aller au bout de mon objectif.

J'adresse mes plus vifs remerciements et reconnaissances à l'encadreur Mr. ACHACHE.H pour sa disponibilité et aide précieuse.

Je remercie les membres du jury Mr. ADJLOUA et Mme. ABDI qui me font l'honneur d'examiner ce travail.

Je remercie mes camarades de promotion pour leur soutien.

Mes sincères remerciements vont à tous mes enseignants.

Mes remerciements vont également à tous ceux et celles qui de, près ou de loin, m'ont porté aide et encouragement.

Dédicaces

Je dédie ce travail

A l'âme de mon père qui souhaitait être avec moi ce jour-là.

A celle qui m'a donné la vie, le symbole de tendresse, qui s'est sacrifiée pour mon bonheur et ma réussite, à ma mère...

A mon 2^{ème} père mon oncle, l'école de mon enfance, qui a été mon ombre durant toutes les années des études, et qui a veillé tout au long de ma vie à m'encourager, à me donner l'aide et à me protéger. Que dieu les gardes et les protèges.

A ma chère tante.

A mes sœurs.

A mes amies et mon binôme.

A tous ceux qui m'aiment.

A tous ceux que j'aime.

A VOUS ...

Amina

Dédicaces

Je dédie ce travail

À celle qui m'a donné la vie, le symbole de tendresse, qui s'est sacrifiée pour mon bonheur et ma réussite, à ma mère Mezouri Djamila...

À mon père Berriah Khelifa, l'école de mon enfance, qui a été mon ombre durant toutes les années des études, et qui a veillé tout au long de ma vie à m'encourager, à me donner l'aide et à me protéger. Que dieu les garde et les protège.

À mes sœurs Hanen, Maissa, Fatima.

À mes frères Mohamed, Abdel Rahman.

À mon mari Billel.

À mes amies Boulaaraf Maissa adda aya et mon binôme Amina.

À mes tantes et oncles et mes cousins et cousines.

À tous ceux qui m'aiment.

À tous ceux que j'aime.

À VOUS.

Wassila

Introduction

Introduction générale

Les exigences toujours sévères dans le milieu aéronautique, en termes de sécurité aussi bien qu'en termes de maîtrise de consommation énergétique, ont incité les grands constructeurs des avions à développer des structures légères présentant une meilleure résistance mécanique. L'objectif est notamment d'alléger la structure tout en conservant une bonne rigidité. Les matériaux composites sont par excellence des matériaux qui satisfont à ces exigences. Grâce à d'excellentes propriétés mécaniques spécifiques, légèreté, bonne résistance chimique et meilleure tenue en fatigue, l'utilisation des matériaux composites s'est répandue dans différents secteurs industriels, en particulier le secteur aéronautique. En outre, la progression rapide des techniques de mise en forme des matériaux composites a contribué largement à leurs croissances à l'échelle mondiale.

Les composites, comme tout matériau, peuvent se dégrader sous l'action du chargement qui leur est appliqué en provoquant des dégradations mécaniques des pièces composites (la fissuration). Parmi les matériaux composites les plus utilisés actuellement figurent les matériaux à matrices organiques et de renforts végétaux. Du fait que l'on peut modifier la nature des matériaux constitutifs le composite (densité, propriétés mécaniques, physiques et chimiques), il est possible de concevoir des structures adaptées aux applications bien définies. L'étude d'un endommagement existant et de son comportement est d'une grande importance. En réalité, la fissuration résultant de la propagation d'un défaut peut mener à la rupture d'un composant qui favoriserait la ruine totale de la structure. La mécanique de la rupture est l'outil adéquat pour analyser ce genre de situation en se basant sur les caractéristiques de rupture du matériau qui sont le facteur d'intensité de contrainte critique (K_c) ou le taux de restitution d'énergie critique (G_c) appelé aussi ténacité. Cette dégradation du composite a été étudiée par de nombreux auteurs.

Expérimentalement, il a été observé que les différents mécanismes d'endommagement dans les stratifiés croisés sont la fissuration transverse, le délaminage en pointe de fissure ou interlaminaire et la fissuration longitudinale. L'ordre et la séquence d'apparition de ces endommagements dépendent principalement des paramètres suivants : la nature des constituants fibre/matrice, l'architecture de la plaque stratifiée, le processus de fabrication et de mise en forme ainsi que les différents types de sollicitations. La rupture finale du composite résulte de la propagation et de l'accumulation de ces trois types d'endommagement. Dans la littérature, ces endommagements ont généralement été étudiés de manière séparée.

Notre travail a pour objectif l'analyse par la méthode des éléments finis l'évolution du paramètre K facteur d'intensité de contraintes de deux volumes élémentaires représentatifs (VER) constituées de la même matrice époxyde et avec différentes fibres de renforcement (Alfa et Verre).

Pour mener à bien ce travail, nous avons jugé utile de diviser ce mémoire en trois chapitres :

Le premier chapitre présente une généralité sur les matériaux composites organiques ainsi qu'une synthèse bibliographique générale des travaux théoriques et expérimentaux sur le comportement des structures composites stratifiées sous des sollicitations statiques.

Le deuxième chapitre, quant à lui, présente une introduction sur la mécanique de la rupture, des généralités sur les volumes élémentaires représentatifs ainsi qu'une synthèse bibliographique générale des travaux théoriques et expérimentaux sur leurs comportements.

Le troisième chapitre est consacré aux matériaux de l'étude, matériau non endommagé et matériau endommagé en présence d'une fissure perpendiculaire aux chargements.

Introduction générale

Enfin, notre travail se conclut en présentant un récapitulatif des principaux résultats apportés par ce projet de maîtrise.

Chapitre I

Généralités sur les Matériaux composites

1.1 Introduction :

Sur ces dernières décennies, les applications industrielles reposant sur des matériaux composites ont connu une grande expansion dans divers domaines comme l'aéronautique, l'automobile, l'architecture, l'industrie des loisirs et des sports, le secteur de l'énergie renouvelable [1]. Ce plébiscite s'explique par leur ratio poids/performance (figure 1.1) qui les place souvent sans concurrence directe avec les autres classes de matériaux [2].

Un autre atout, principalement face aux matériaux métalliques, est l'absence de corrosion [3]. De plus, il faut souligner généralement une bonne tenue mécanique en fatigue [4].

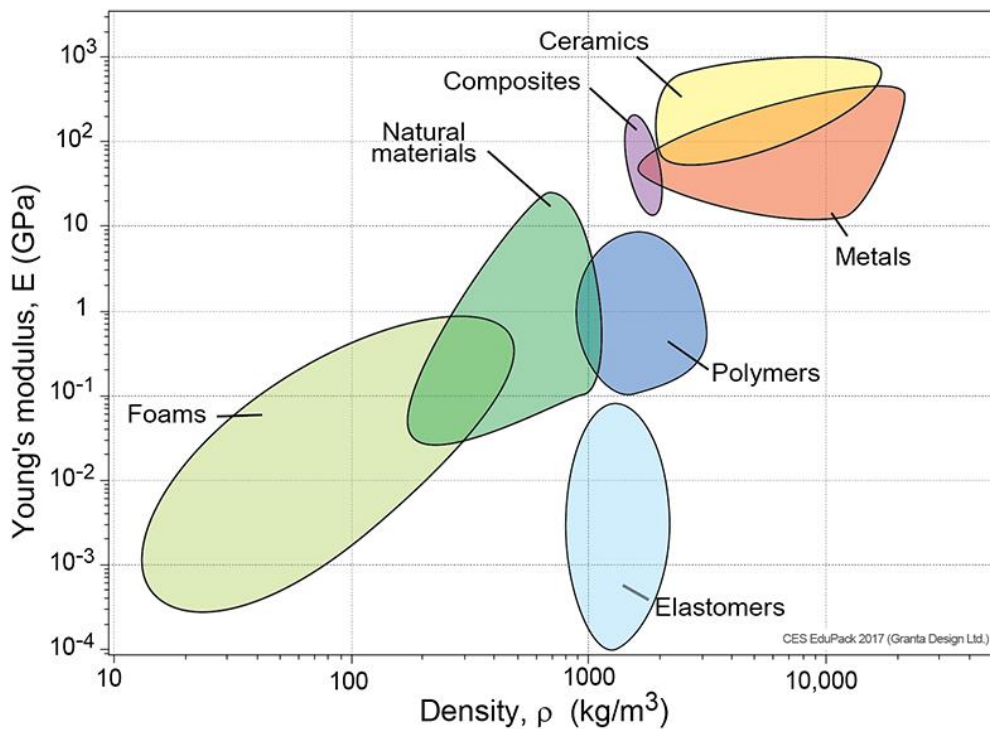


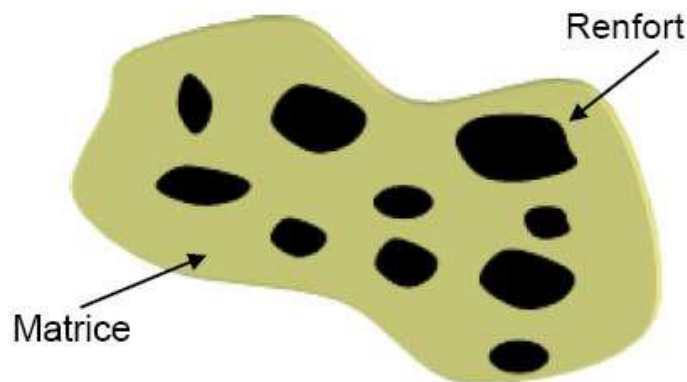
FIGURE 1.1 : Propriétés des matériaux en fonction de leur module de Young et leur densité(5).

Le choix d'un matériau pour un système donné repose bien évidemment sur les performances initiales, en accord avec les attentes fonctionnelles de la pièce ou de la structure, mais également sur le maintien de ces performances tout au long de sa vie en service.

Dans le cas des composites, il est bien connu que les propriétés initiales sont généralement élevées mais également qu'elles vont chuter plus ou moins rapidement en fonction de l'environnement de service [6, 7]. Cette perte de propriétés est bien souvent la conséquence directe d'une dégradation de l'interface fibre/matrice au cours du vieillissement physique et/ou chimique (4). Afin d'améliorer cette durabilité, il est essentiel de bien comprendre les phénomènes physicochimiques associés bien souvent complexes à appréhender.

1.2 Définition d'un matériau composite :

Un matériau composite est constitué de l'assemblage de deux matériaux de natures différentes, se complétant et permettant d'aboutir à un matériau dont les performances sont supérieures à celles des composants pris séparément. Un matériau composite est constitué dans le cas le plus général d'une ou plusieurs phases discontinues réparties dans une phase continue. La phase discontinue, appelée renfort ou matériau renforçant, est habituellement plus dure avec des propriétés mécaniques supérieures à celles de la phase continue, appelée matrice(Figure1)[8].



Figur.1.2: Représentation schématique d'un matériau composite

1.3. Les constituants des matériaux composites :

En général les constituants principaux d'un matériau composite sont :

- La matrice (liant).
- Le renfort.
- Les charges et les additifs.

1.3.1. Matrices :

La matrice est composée d'une résine et de charges dont le but est d'améliorer les caractéristiques de la résine tout en diminuant le coût de production d'un point de vue mécanique, l'ensemble résine-charge se comporte comme un matériau homogène, et le composite considéré comme constitué d'une matrice et d'un renfort. La classification des types de matrice et donner sur la figure 2[9].

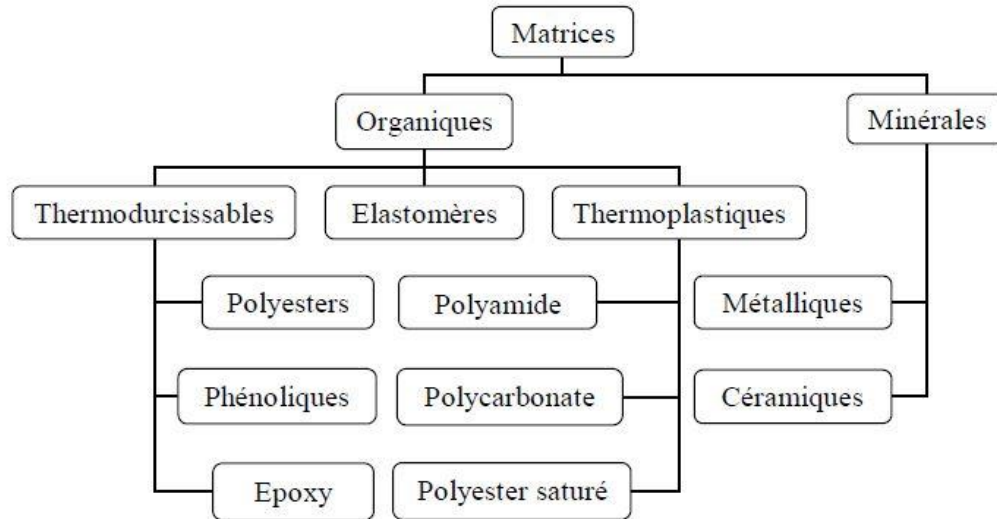


Figure I.3: Différents types de matrice.

1.3.1.1. Différents types de matrice :

1.3.1.1.1. Matrices organiques :

Dans le cas des composites à matrices organiques, on peut citer trois types de matrices utilisés : les résines thermoplastiques (TP), les résines thermostables (TS), les résines thermodurcissables (TD). Elles sont obtenues à partir de polymères, leurs propriétés sont les suivantes :

- ❖ Faible densité;
- ❖ Faible coût;
- ❖ Bonnes propriétés mécaniques;
- ❖ Bonne résistance thermique;
- ❖ Bonne résistance aux solvants et à l'humidité;
- ❖ Bonne adhésion aux fibres;
- ❖ Bonne résistance au feu et à l'émission des gaz toxiques [10].

1.3.1.1.2. Matrice thermodurcissables (TD) :

Les thermodurcissables sont jusqu'à présent les plus utilisées dans l'industrie des composites à matrice organique du fait de leurs propriétés mécaniques et de leur stabilité une fois transformés. Elles subissent une transformation irréversible et durcit lors montée en température au cours de la polymérisation lors de la montée en température en formant un réseau tridimensionnel de monomères liés par liaisons covalentes. Après le traitement thermique les résines transforment en produits essentiellement infusibles et insolubles, ne peut être formé qu'une seule fois, Généralement associées à des fibres longues ou continues. Aussi Ces résines sont exceptionnellement utilisées avec renforts, en raison de leur fragilité [11,12]. Les principales résines thermodurcissables sont : les résines époxydes, les résines polyesters insaturés, les résines de condensation.

Chapitre 1 : Généralités sur les Matériaux composites

➤ Les résines époxydes :

Les résines les plus utilisées après les résines polyesters insaturées sont les résines époxydes. Elles sont préférentiellement utilisées pour les composites hautes performances [13].

➤ Les résines de condensation :

Les résines de condensation comportent les résines phénoliques, les aminoplastes et les résines furaniques.

1. Les résines phénoliques sont les plus anciennes des résines thermodurcissables. Elles présentent une excellente stabilité dimensionnelle, une bonne tenue à la chaleur, une bonne résistance aux agents chimiques, de bonnes caractéristiques mécaniques et un faible coût [14].

2. Les caractéristiques des résines aminoplastes sont voisines de celles des résines phénoliques. Aux avantages de ces résines, il faut ajouter : la possibilité d'utilisations alimentaires et la possibilité de colorer les résines [14].

3. Les résines furaniques sont assez peu utilisées à cause de leur coût, trois fois plus élevé que les résines polyesters. Parmi leurs avantages : un durcissement plus rapide que les résines phénoliques et une grande inertie vis-à-vis des agents chimiques corrosifs [14].

➤ Les résines polyesters insaturés :

Un polyester insaturé est une résine linéaire de polyester basée sur les acides dibasiques et les alcools dihydriques ayant la capacité de se réticuler avec des monomères de vinyle dans le but de produire des copolymères thermodurcissables. Elle est le plus mise en œuvre dans matériaux composites [15].

Suivant leur module d'élasticité, les résines polyesters sont classées en : résines souples, résines semi-rigides et résines rigides. Les résines habituellement utilisées dans la mise en œuvre des matériaux composites sont du type rigide [14].

Aussi il existe différents types de résines :

- Ortho phtalique: la plus courante.
- Iso phtalique: qui donne une meilleure tenue à l'humidité.
- Chlorée: apportant une auto exigibilité.
- Bisphénol: possédant de bonnes caractéristiques chimiques et thermiques [16].

Les avantages et les inconvénients de polyesters insaturés sont représentantes dans le tableau.

| Les avantages | Les inconvénient |
|--|---|
| <ul style="list-style-type: none">❖ Bonne accroche sur fibres de verre.❖ Translucidité.❖ Bonne résistance chimique.❖ Mise en œuvre facile.❖ Tenue en température (> 150 °C).❖ Prix réduit. | <ul style="list-style-type: none">❖ Inflammabilité (sauf résines Chlorées) .❖ Tenue vapeur et eau bouillante.❖ Retrait important (6 à 15 %).❖ Durée de conservation en pot Limitée.❖ Emission de styrene. |

Tableau I.1: Les avantages et les inconvénients de polyesters insaturés

I.3.2. Renforts:

Les matériaux de renfort confèrent aux composites leurs caractéristiques mécaniques : rigidité, résistance à la rupture, dureté, etc. Ces renforts permettent également d'améliorer certaines des propriétés physiques : comportement thermique, tenue en température, tenue de feu, résistance à l'abrasion, propriétés électriques, etc. les caractéristiques recherchées pour les renforts sont : des caractéristiques mécaniques élevées, une masse volumique faible, une bonne compatibilité avec les résines, une bonne facilitée de mise en œuvre, un faible coût, ...ect(17).

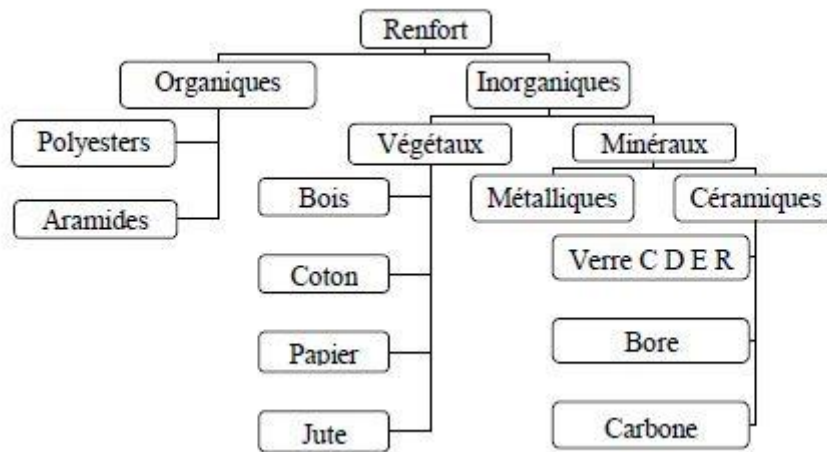


Figure I. 4: Différentes familles des renforts

I.3.2.1. Différentes familles des renforts :

I.3.2.1.1. Les fibres de verre:

Elles constituent le renfort essentiel des composites de grande diffusion. Elle est obtenue à partir de sable (silice) et (alumine, carbonate de chaux, magnésie, oxyde de bore) .

On distingue trois types de fibres [18]

E : pour les composites de grande diffusion et les applications courantes.

R : pour les composites hautes performances.

D : pour la fabrication de circuits imprimés (propriétés diélectriques).

Les meilleures propriétés étant obtenues pour les plus fortes proportions de silice (verre 65%).



FigureI.5 : différent type de fibre de verre.

➤ **Les avantages de fibres de verre :**

- Rapport performances mécaniques /prix
- Bonne résistance spécifique (pour verre R)
- Bonne adhérence avec toutes les résines (existence d 'ensimage)
- Tenue à température élevée
- Dilatation et conductivité thermique faible
- Bonne propriétés électriques

➤ **Les inconvénients de fibres de verre :**

- Faible module (par rapport à la fibre de carbone ou d 'aramide)
- Vieillessement au contact de l 'eau. [19]

I.3.2.1. 2.. Les fibres de carbone :

Elles sont fabriquées à partir de fibres de polymère (par exemple Poly acrylonitrile) Préalablement tissées, et carbonisées sous tension en plusieurs étapes, Oxydation (100 à 200C°), puis pyrolyse (1500-2500 C°).

On distingue deux types de fibres [20].

-fibres haute résistance (HR) : pour une combustion de 1000 à 1500 °C ;

-fibres haut module (HM) : pour une température de combustion de 1800 à 2000 °C.



Figure I.6 :différents types des fibres de carbone.

I.3.2.1.3. Fibre d'aramide :

Souvent appelée KEVLAR® de prix élevé (20 euros/kg), la Fibre D'aramide est issue de la chimie des polyamides aromatiques. Il est possible de trouver deux Types de fibres d'aramide de rigidités différentes : [21].

- les fibre basse module : utilisées pour les câbles et les gilets pare-balles.

- les fibres haut module : employées dans le renforcement pour les composites hautes Performances.



Figure I.7 : Fibres d'aramide.

1.3.2.1.4. Fibre céramiques :

Composites de type céramiques sont souvent constitués de renforts et délitrice en céramique.

Les fibres sont élaborées par dépôt chimique en phase vapeur sur un fil support. Ces fibres sont rencontrées dans des applications où la température est très élevée entre 500°C et 2000°C. Ces matériaux sont utilisés notamment dans les parties chaudes des moteurs d'avions.

Quelques exemples de fibres céramiques [20]

- fibres de Carbure de Silicium
- fibres de Bore
- fibres de Bore carbure de silicium

1.3.2.1.5. Les fibres d'alfa :

Est une plante vivace de la famille des graminées Le nom latin d'alfa est Stipa, le nom anglais est Spart Grass. La plante est une graminée et est un membre de la famille des herbes. C'est une plante permanente qui ne disparaît pas pendant l'hiver et qui pousse indépendamment formant des nappes. Grâce à la faible consommation d'eau, l'alfa est endémique dans la région méditerranéenne d'Ouest, une région plutôt sèche. Elle pousse abondamment en Afrique du nord(Figure4). On estime que le Maghreb peut produire annuellement 525 milliers de tonnes. En Algérie, l'alfa peuple essentiellement les hautes plaines steppiques. Exactement dans la région de Laghouat ; Djelfa, Djebel Madjid et elle se trouve aussi à Oran et l'axe Saïda et Nâama [22].



Figure I.8: La plante d'Alfa

I. 3.3. Les additifs :

Ils sont nécessaires pour assurer une adhérence suffisante entre le renfort fibreux et la matrice et de modifier l'aspect ou les caractéristiques de la matière à laquelle ils sont ajoutés. Les additifs se trouvent en faible quantité (quelques % et moins) et interviennent comme :

- Lubrifiants et agents de démoulage.
- Pigments et colorants.
- Agents anti-retraits.
- Agents anti-ultraviolets.
- Accélérateur.
- catalyseur [23]

I.3.4. Les charge :

Sont toute substance inerte, minérale ou végétale, qui ajoutée à un polymère de base, permet de modifier de manière sensible les propriétés mécaniques et électriques ou thermiques. Ces charges sont améliorer l'aspect de surface ou bien et réduire le prix de revient du matériau transformé [24.25] Centre d'animation régional en matériaux avancés, « glossaire des matériaux composite », Document, Actualisation décembre 2004, p33.

I.4. Classification des matériaux composites :

Il existe aujourd'hui un grand nombre de matériaux composites que l'on classe Généralement trois familles en fonction de la nature de la matrice [26]

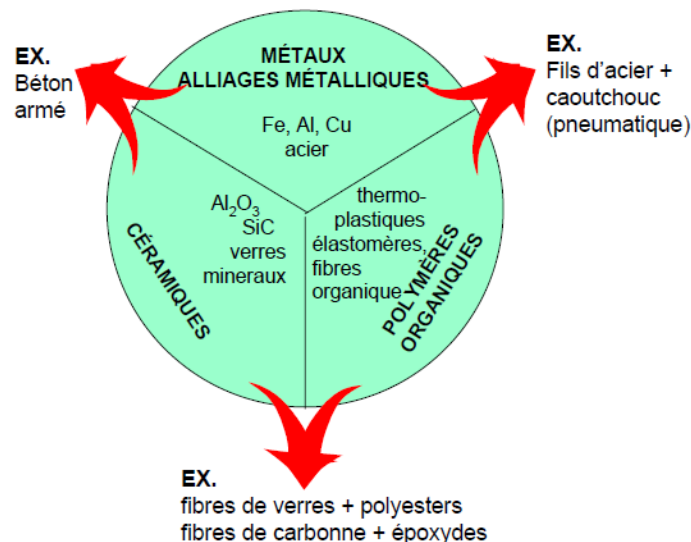


Figure I.9: Classification des matériaux composites

• *Les composites à matrices polymère ou organique (CMO)* ; telles que les polymères Organiques (résine therm durcissable ou thermoplastique) [27]; qui constituent, de loin Les volumes les plus importants aujourd'hui à l'échelle industrielle [26].

- **Les composites à matrices céramiques (CMC)**, réservés aux applications de très haute Technicité et travaillant à haute température comme dans les domaines spatial, nucléaire et Militaire, ainsi que le freinage.

- **Les composites à matrices métalliques (CMM)**, Ces matériaux peuvent aussi être Classés selon la nature du renfort [27].

Les composites trouvent leurs principales applications dans le transport aérien, Maritime, ferroviaire, le bâtiment, l'aérospatial ainsi que les sports et loisirs, notamment grâce à leur bonne tenue mécanique comparable aux matériaux homogènes, plus résistants que l'acier et plus légers que l'aluminium. Les composites sont souvent désignés selon le type de renfort.

Ainsi, il existe des particules, des composites sandwichs, des composites à phases dispersée sou encore des composites fibreux [26].

1.5. Différence entre la matrice et Le renfort :

Le choix des constituants repose sur plusieurs critères. Le plus important est le fait que les matériaux associés ensemble doivent donner naissance à un composite ayant des propriétés plus intéressantes que celles de chaque matériau pris seul ; et ce pour répondre aux exigences de conception, fabrication, résistance et sécurité.

Dans un matériau composite, différentes phases coexistent. On peut donc distinguer la matrice, le renfort et l'agent de remplissage. La matrice constitue la phase continue à l'intérieur du composite, alors que le renfort et l'agent de remplissage désignent la phase discontinue, dispersée d'une manière aléatoire. Il serait important de différencier entre le renfort et l'agent de remplissage. En effet, un renfort permet de promouvoir les propriétés mécaniques dans un composite, tandis qu'un agent de remplissage n'influence pratiquement pas ces dernières. Dans la plupart des cas, le recours à un agent de remplissage donne seulement lieu à une réduction de coûts de matière première, en substituant une fraction du matériau dispendieux par ce dernier. [28]

1.6. Les avantages et les inconvénients d'un matériau composite :

Les avantages :

Les composites sont préférés à d'autres matériaux parce qu'ils offrent des atouts liés à :

- ✓ Leur légèreté.
- ✓ Leur résistance à la corrosion et aussi à la fatigue.
- ✓ Leur insensibilité aux produits comme les graisses, les liquides hydrauliques, les peintures et les solvants.
- ✓ Leur possibilité de prendre plusieurs formes, d'intégrer des accessoires et permettre la réduction de bruit. Inconvénients qui freinent leur diffusion :
- ✓ Les coûts des matières premières et des procédés de fabrication.
- ✓ La gestion des déchets engendrés et la réglementation de plus en plus stricte.
- ✓ L'industrie des matériaux composites doit donc aujourd'hui relever certains défis tels que:
- ✓ La maîtrise des émanations de produits organiques volatiles, par exemple le styrène.
- ✓ La maîtrise des procédés de transformations et des performances des matériaux qui sous-entend une très bonne connaissance des constituants mis en place.

✓ La mise en place de technologies et des filières pour la gestion des déchets en fin de vie qui est la partie la plus difficile à satisfaire en raison du caractère thermostable de la plupart des composites. [29]

Les Inconvénients :

- Mauvaise isolation acoustique (n'amortissent pas).
- La tenue au feu n'est pas bonne pour certaines catégories d'âmes.
- Les risques de flambement sont plus élevés que pour les structures classiques. [30]

I.7. La mise en œuvre des matériaux composites :

Généralement le choix d'un procédé de moulage se fait en fonction de certains paramètres à savoir :

- Imprégnation du renfort par le système résineux.
- Mise en forme à la géométrie de la pièce.
- Durcissement du système soit :
- par polycondensation et réticulation pour les matrices thermodurcissables,
- par simple refroidissement pour les matières thermoplastiques.

Les procédés les plus importants sont :

- Moulage par contact
- Moulage par projection simultanée
- Injection thermodurcissable BMC
- Compression thermodurcissable SMC
- Enroulement filamentaire (ou bobinage)

I.7.1. Moulage au contact: [31]

Le principe consiste à disposer dans un moule les renforts (sous forme de mat ou de tissu) imprégnés manuellement d'une matrice thermodurcissable.

Les pièces de formes quelconques peuvent être réalisées avec une cadence très faible.

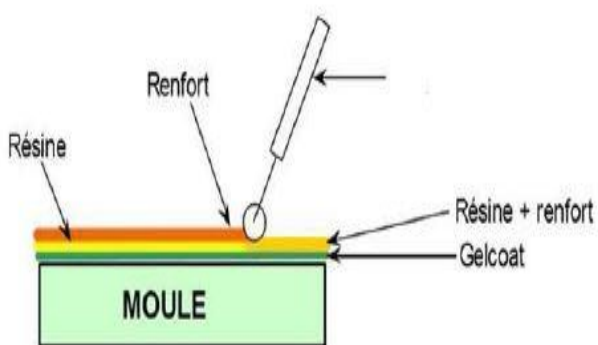


Figure I.10: Procédé de moulage par contact

1.7.2. Moulage par projection simultanée :[31]

Le moulage est effectué par projection simultanée de fibres coupées et résine catalysée sur un moule. L'équipement à projeter est constitué d'une machine à couper le stratifié et d'un pistolet projetant la résine et les fibres coupées, l'ensemble fonctionnant par air comprimé. La couche de fibres imprégnées de résine est ensuite compactée et éboulée au rouleau cannelé. Le moulage par projection permet d'obtenir de grandes séries de pièces, avec un bas prix de revient.

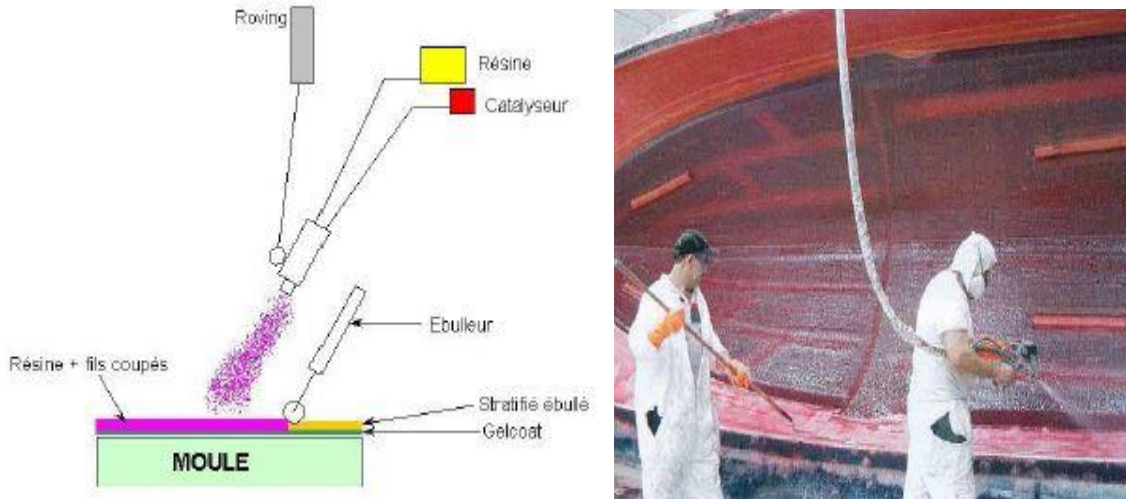


Figure I.11: Moulage par projection simultanée

1.7.3. Injection thermodurcissable BMC: (Bulk Molding Compound). [32]

Le moulage du compound est réalisé entre moule et contre moule chauffé à température entre 140 à 170°C sous une pression de 50 à 100 bars.

Les avantages : réalisation de grandes séries, peu de finition.

Le compound : c'est de la résine, de la fibre coupée et de la charge.

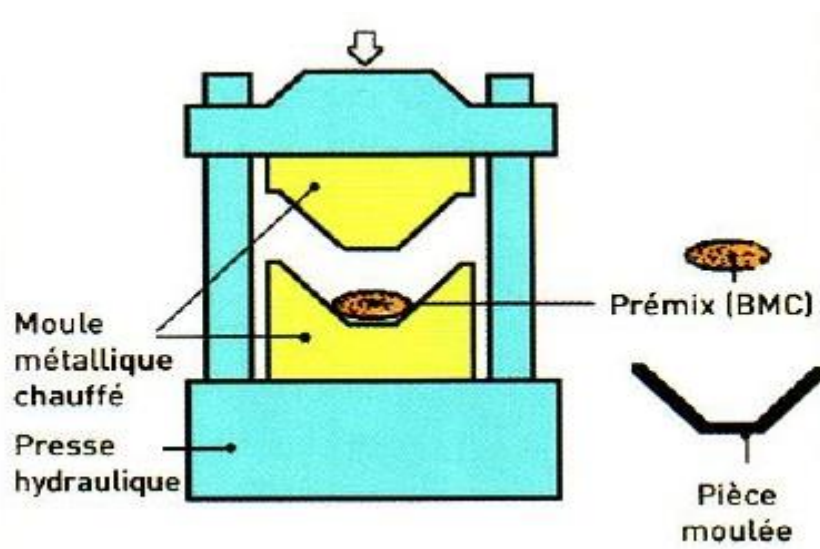


Figure I.12: Injection thermodurcissable BMC

I.7.4. Compression thermodurcissable SMC: (Sheet MoldingCompound) [32]

Le principe consiste à déposer des feuilles de pré imprégnés dans un contre moule chauffé, de comprimer le matériau avec un moule chauffé, polymérisation puis éjection de la pièce.

Les avantages : coût matière, propriétés mécaniques et thermiques. Les limites sont l'aspect, le dimensionnement des presses et la finition.

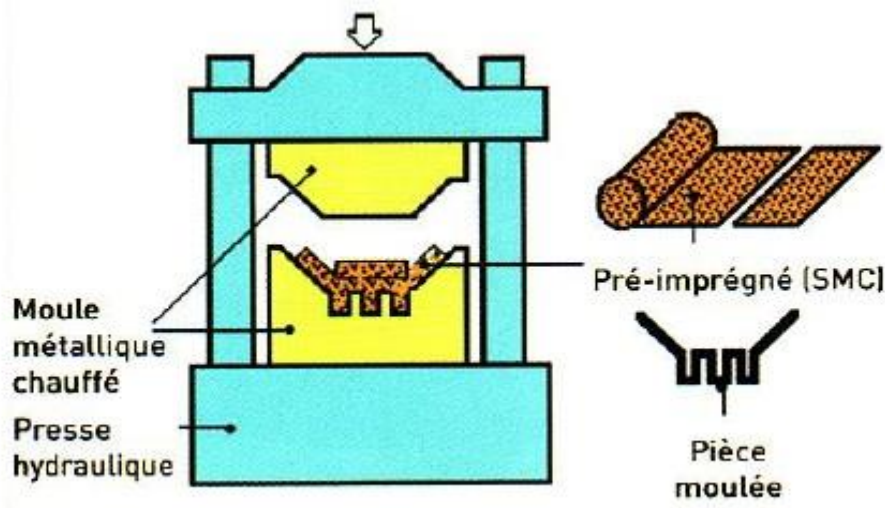


Figure I.13 : Compression thermodurcissable SMC

I.7.5. Enroulement filamentaire (ou bobinage):[32]

Technologie pour les HP. Le principe consiste en un enroulement sous tension sur un mandrin tournant autour de son axe de fibres continues préalablement imprégnées d'un liant.

Les avantages sont la disposition optimale des renforts, les très bonnes propriétés mécaniques, possibilité de réaliser des pièces de grandes dimensions avec des surfaces internes lisses.

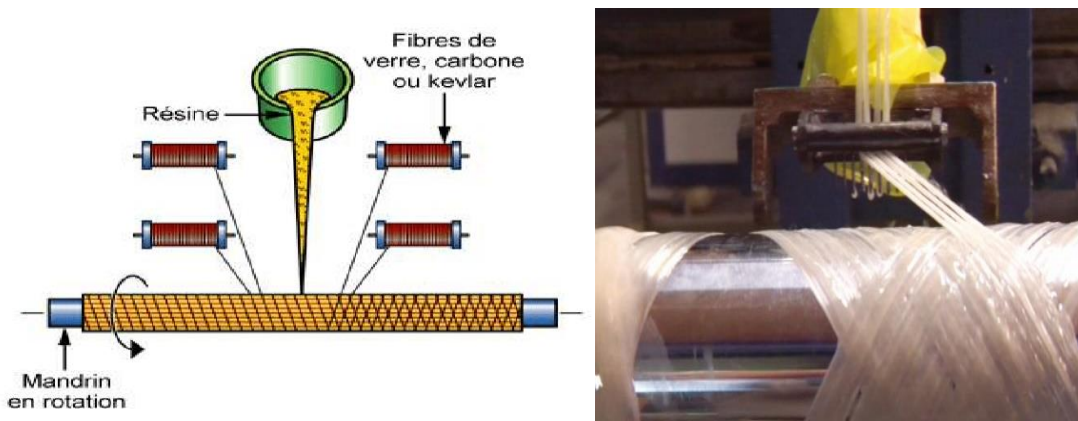


Figure I.14: Enroulement filamentaire (ou bobinage)

Il existe d'autres procédés : pultrusion, drapage en autoclave, centrifugation, stratification en continu, thermoformage sous vide et estampage...

1.8. Architecture du composite [33]

Les structures des matériaux composites peuvent être classées en trois types :
Les monocouches ;
Les stratifiées ;
Les sandwiches.

1.8.1 Les monocouches

Le composite monocouche (couche élémentaire ou strate) correspond à l'unité élémentaire d'épaisseur, elle est constituée d'un ou plusieurs plis identiques (tissé, UD, mats...) assemblés sans aucune orientation. Un pli est un semi produit de composites (fibres+matrice) présenté sous forme quasi-bidimensionnelle, feuille d'épaisseur faible (≈ 0.125 mm). On distingue, le pli UD (Le renfort est à structure UD), le pli tissé (Le renfort est à structure orienté) et le pli mat (Le renfort est à structure aléatoire). (Figure I.)

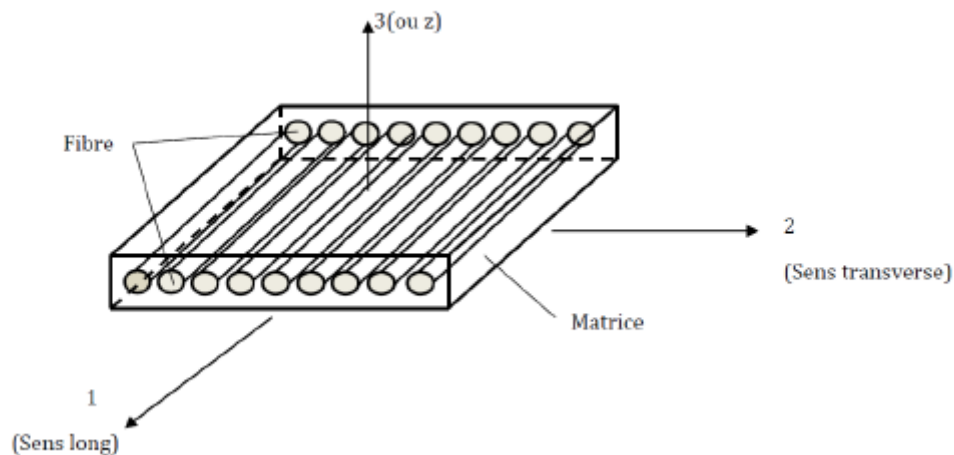


Figure I.15 : Pli a renforcement unidirectionnel.

1.8.2. Les Sandwichs:

Les matériaux sandwichs résultent généralement de l'association de deux semelles ou peaux de faible épaisseur, constituées de matériaux à haute résistance et haut module et d'une âme beaucoup plus épaisse et de faible densité. Ils ont pour avantages : une grande rigidité, une résistance à la rupture élevée associées à un faible poids par unité de surface. Malgré une activité de recherche et de développement sur ces matériaux, le comportement au cours de

l'endommagement reste peu connu. Le matériau sandwich possède une grande légèreté en flexion et c'est un excellent isolant thermique. (Voir figure)

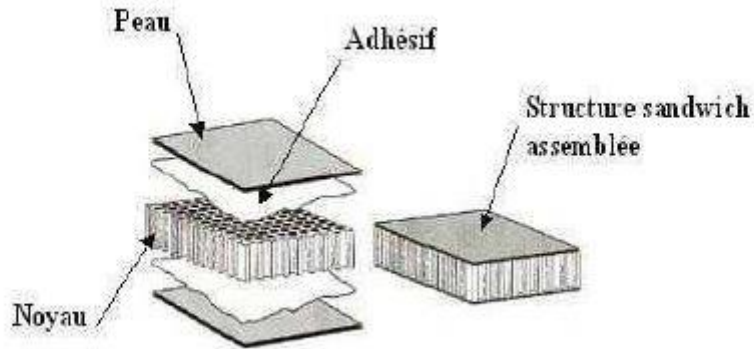


Figure I.16 : Constitution d'un sandwich.

1.8.3. Les stratifiées :

Le composite stratifié ou multicouche est un ensemble de couches empilées et orientées suivant un ordre de drapage défini et rendues solidaires par l'opération de polymérisation. Le drapage c'est l'orientation des plis par rapport à un référentiel donné. Il définit les propriétés mécaniques, électromagnétiques et thermiques globales du matériau composite.

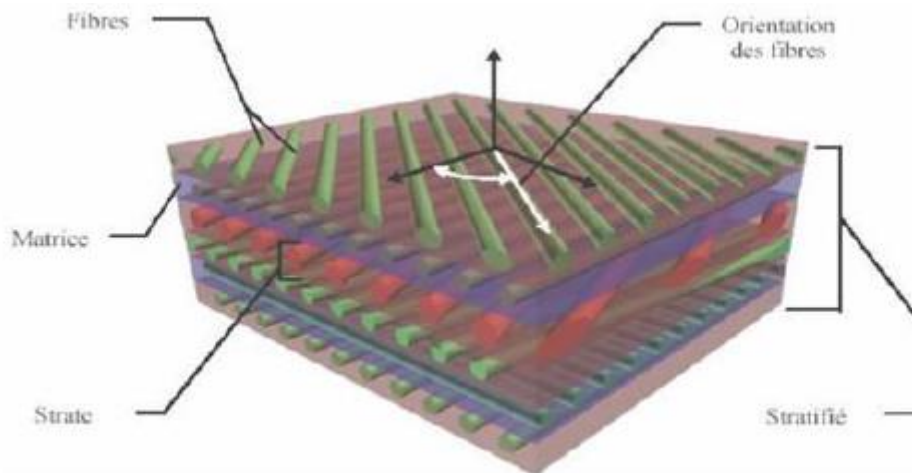


Figure I.17 : composite stratifié

Les stratifiés peuvent être de trois types :

- 1) Equilibrés : le stratifié contient autant de couches orientées suivant la direction + 45 que de couches suivant la direction - 45,
- 2) symétriques : les couches du stratifié sont disposées symétriquement par rapport à un plan moyen (miroir),
- 3) orthogonaux : le stratifié comporte autant de couches à 0° que de couches à 90°.

Lorsque la symétrie miroir est réalisée, elle entraîne la symétrie des contraintes et empêche ainsi l'apparition des déformations d'ensembles de la pièce (voilement, gauchissement).

L'avantage que présentent les composites stratifiés est de permettre de créer des matériaux aux propriétés mécaniques orientées de manière optimale afin de mieux répondre aux sollicitations de la structure.

1.9. Caractéristiques des matériaux composites :[34]

Les propriétés des matériaux composites dépendent de beaucoup de facteurs et sont différentes selon les divers types de matériaux composites. Ces propriétés résultent :

- des propriétés, de la nature et de la quantité des matériaux constitutifs.
- des constituants, de la géométrie et de la distribution du renfort
- de leurs interactions, de la nature de l'interface matrice-renfort, etc.

Les principales caractéristiques des pièces fabriquées en matériaux composites sont :

- Faible masse,
- Bonne tenue en fatigue (durée de vie augmentée),
- Absence de corrosion,
- Absence de plasticité (leur limite élastique correspond à la limite de rupture)
- Vieillessement sous l'action de l'humidité et de la chaleur,
- Inertie à certains produits chimiques courants (solvants, peinture, huiles, Pétroles,...),
- Tenue aux impacts et aux chocs très moyenne,
- Très forte anisotropie.

1.10 Domaines d'application : [35]

Les excellentes performances mécaniques des matériaux composites fibres résine en termes de caractéristiques spécifiques en font des matériaux attrayants pour l'utilisation dans les structures. En outre, l'intérêt de ces matériaux réside dans leur anisotropie aisément contrôlable par le concepteur qui peut ainsi ajuster la rigidité et la résistance en fonction des sollicitations extérieures. Ainsi l'immense avantage des matériaux composites est de pouvoir être optimisé pour chaque application : on peut placer le renfort exactement où il est nécessaire. Cette optimisation résulte en une grande performance de ces matériaux, qui sont souvent de loin les plus légers pour une résistance mécanique spécifiée. Cependant ils restent très chers à fabriquer ;

D'où leurs domaines d'application :

- Electricité et électronique,
- Bâtiment et travaux publics,
- Transports routiers, ferroviaires, maritimes, aériens et spatiaux (notamment militaire),
- Santé (instrumentation médicale),
- Sports et loisirs(skis, raquette de tennis, planche à voile, surf, club de golf,)
- Construction navale....

Ainsi, on note que les matériaux composites sont surtout utilisés pour des applications où une haute performance est recherchée et où le prix n'est pas le facteur primordial.

1.11 Approche multi-échelle :

Plusieurs auteurs analysent les composites à l'échelle macroscopique en considérant des propriétés homogénéisées, mais cette approche ne permet pas de visualiser les interactions entre les constituants du composite [36]. Pour comprendre l'endommagement et la ruine des matériaux composites, il faut se rapprocher de l'échelle des constituants, C'est-à-dire, les fibres, la matrice, l'interface et l'interphase. La modélisation multi-échelle est une technique couramment utilisée pour étudier le comportement des structures hétérogènes.

Chapitre 1 : Généralités sur les Matériaux composites

Elle permet de faire intervenir plusieurs échelles dans la description ou la prédiction du comportement mécanique du matériau. Les phénomènes associés à différentes échelles peuvent donc être pris en compte pour la compréhension et la description du comportement du matériau composite à l'échelle macroscopique.

Cette méthode facilite la résolution des problèmes complexes en ne considérant qu'un sous-volume de l'ensemble appelé VER [37, 38](figure 1.9) qui traduit fidèlement le comportement du modèle macroscopique [39, 40, 41, 42]. Dans une approche numérique,

Cette méthode réduit le temps de calcul d'une manière significative ce qui explique l'émergence de la micromécanique.

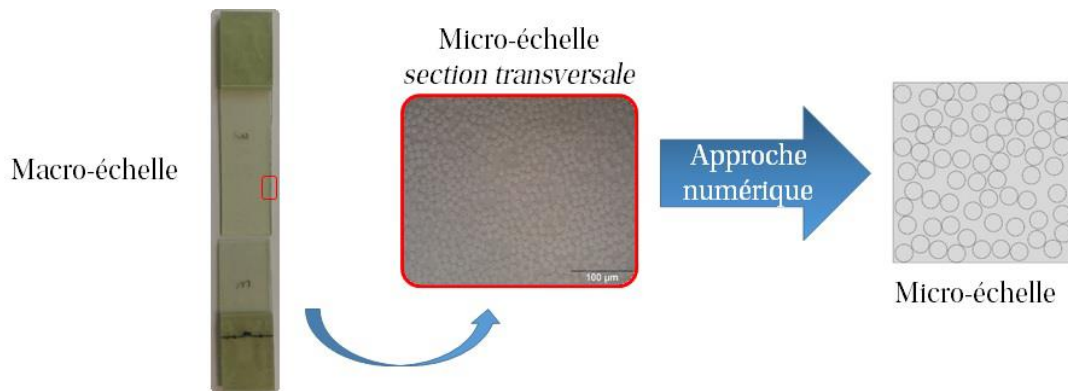


FIGURE 1.18 : Approche multi-échelle.

La résolution des problèmes de mécanique des milieux continus implique l'utilisation d'une stratégie : analyse par éléments finis (*EF*), méthode des éléments de frontière (*BEM*), méthode des éléments discrets [43], méthode de volumes finis, méthode des différences finies et toute la gamme de méthodes de Galerkin applicables pour des problèmes spécifiques [44]. Même si la base est la discrétisation, chaque méthode a ses avantages et ses inconvénients selon le problème à résoudre. La méthode des différences finies par exemple, n'est pas très efficace dans le cas de structures géométriquement complexes. La *BEM* qui est très efficace au niveau du temps de calcul, se concentre seulement sur les bords du modèle. Enfin, l'analyse par *EF* considère tous les détails géométriques de la pièce à modéliser, dans la mesure d'une représentation discrétisée de manière adéquate. En effet, un découpage par éléments interconnectés d'une certaine taille va définir la fidélité de la structure à modéliser. L'analyse par *EF* est la méthode la plus utilisée et par conséquent celle prise en compte dans cette étude.

1.11.1 Volume élémentaire représentatif (VER) :

Un VER est la représentation géométrique de la microstructure du composite, la plus petite requise pour obtenir par calcul statistique les mêmes propriétés mécaniques qu'à l'échelle macroscopique [45]. La définition de la taille du VER est extrêmement importante. Si les dimensions du volume sont trop petites, le micro-modèle perd sa représentativité vis à vis du matériau macroscopique. Au contraire, si le VER a des dimensions trop grandes, les calculs seront coûteux et la stratégie de la mise en place d'un VER devient contestable. Plusieurs auteurs proposent un ratio minimal entre la taille du VER et le diamètre des fibres [46, 47].

Les VER sont couramment utilisés pour décrire d'autres composites que les composites UD. Toulemonde [48] et Huang [49] ont étudié des composites renforcés par des perles de verre en considérant des modèles 2D et 3D respectivement. De même, Catapano [50] modélise des composites renforcés par des particules en ajoutant une dispersion aléatoire de bulles d'air. ElMoumen [51] a généré des modèles 3D avec des particules sphériques et ellipsoïdales en utilisant une distribution de Poisson.

La distribution réelle des fibres dans la section transverse d'un composite UD est aléatoire, mais par simplification, la majorité des micro-modèles considèrent des distributions carrées ou hexagonales [52] comme le montre la figure 1.10. Ces types de distributions permettent d'analyser globalement les composites, mais s'agissant des phénomènes plus complexes comme la rupture, l'arrangement local de la microstructure a une influence directe sur la réponse macroscopique [36]. Dès lors, ces simplifications vont altérer la précision des résultats. En effet, l'arrangement des fibres va déterminer l'état et la distributions des contraintes locales.

De manière générale, pour des analyses statistiques et quantitatives, seules des distributions aléatoires devraient être employées. L'utilisation de microstructure périodiques peut amener à des sous-estimations de la fissuration de la matrice et de l'initiation de l'endommagement [53]. C'est pourquoi les modélisations pour simuler ou prédire la rupture et même l'endommagement doivent considérer des microstructures à distribution de fibres aléatoire.

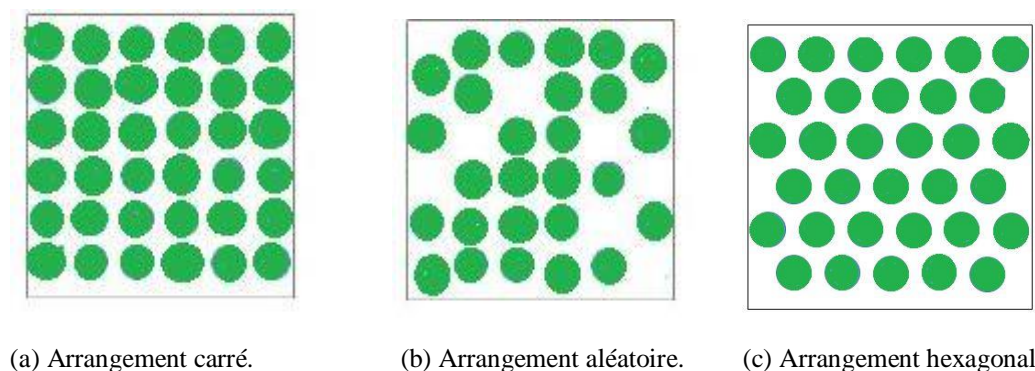


FIGURE I.19 :Composites UD avec une distribution périodique des fibres.

Pour la génération d'arrangements aléatoires des fibres, deux techniques sont possibles : l'acquisition par traitement d'images ou la génération numérique. La première méthode demande une étape de post-traitement d'images qui peut être coûteuse au niveau numérique.

Et la deuxième, qui est la méthode retenue pour cette étude, doit assurer que l'algorithme représente fidèlement (i.e. au sens statistique), la microstructure réelle.

Dans les techniques les plus utilisées, l'algorithme des plus proches voisins ou (*NNA*), les approches de Monte Carlo [54] et l'adsorption séquentielle aléatoire (*RSA*) [55] sont bien connues.

La méthode *RSA* est certainement la plus utilisée pour la génération aléatoire des cercles, des particules ou même des ellipsoïdes dans un volume fini [56, 57, 58, 59]. Le principe consiste à placer une première coordonnée qui représente le centre de la particule ou du cercle. Puis, une deuxième coordonnée est générée et la superposition entre ces deux particules est vérifiée. Si une superposition est identifiée, la position de la deuxième particule est régénérée jusqu'à ce que cette condition de non superposition soit respectée.

Ce processus se répète jusqu'à ce que le taux volumique des fibres soit atteint.

1.11.2 Homogénéisation numérique :

Un paramètre clé dans l'homogénéisation numérique est le choix approprié des conditions aux limites (*CL*) appliquées au micro-modèle. Ces conditions seront appliquées aux bords du VER et la réponse moyenne du volume sera utilisée pour déterminer les propriétés effectives macroscopiques du composite. Cette analyse part généralement de la déformation macroscopique. Après la résolution du problème aux limites, la contrainte macroscopique peut être calculée en divisant la moyenne du champ de contraintes locales par le volume du VER. La figure 1.11 montre le schéma général du processus.

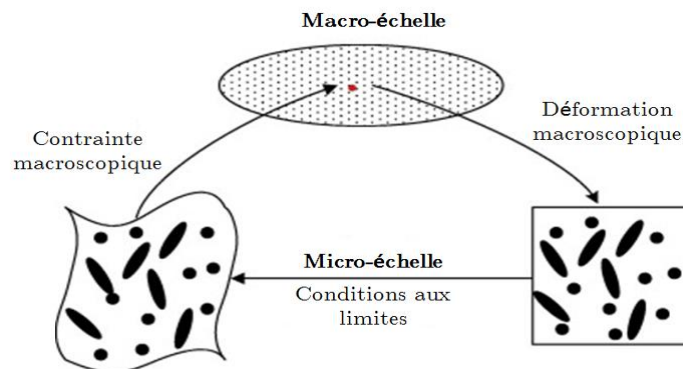


FIGURE I.20 : Schéma général de l'homogénéisation numérique.

Chapitre II

Généralités sur le comportement du volume élémentaire représentatif

II.1.Introduction :

Les fibres vues à l'échelle microscopique, utilisées pour le renforcement de matrice polymère sont généralement des fibres continues et discontinues, les premières (Bore, Verre, Kevlar...) dont les coûts des matières premières, les méthodes de mise en œuvre et les faibles capacités de production, font que ces composites ont des prix de revient plus élevés se limitant aux applications de hautes performances telles que l'aéronautique et l'aérospatiale. L'écart entre les propriétés de ces fibres ainsi que les polymères non renforcés sont comblés par les fibres discontinues. Très longtemps, les propriétés des polymères ont été modifiées en utilisant des renforts pour optimiser les propriétés mécaniques. Les matériaux polymères renforcés par des fibres synthétiques, comme les fibres d'aramide, les fibres de carbone ou les fibres de verres sont très utilisés dans divers domaines d'application.

II.2. La définition d'un VER :

La définition d'un *VER* est une étape importante des méthodes d'homogénéisation numériques. De manière générale, un *VER* est défini comme le modèle contenant le minimum d'hétérogénéités (ex. des sphères d'un composite formé de particules sphériques distribuées dans une matrice) pour obtenir les propriétés effectives du matériau contenant un plus grand nombre d'hétérogénéités. [60] ont donné une définition rigoureuse du *VER* en effectuant une étude statistique qui a permis d'obtenir les propriétés effectives avec une précision choisie en effectuant un nombre suffisant d'analyses avec des modèles différents à chaque essai (réalisations). Par exemple, [61] ont utilisé la notion du *VER* pour obtenir les propriétés effectives d'un composite avec une distribution aléatoire de renforts sphériques et élastiques dans une matrice élastique. Ils ont utilisé l'algorithme d'addition séquentielle aléatoire *RSA* (62) pour générer des modèles de tailles différentes qui représentaient la microstructure. Pour déterminer le module d'Young effectif d'un composite avec une fraction volumique de renforts de 30%, ils ont effectué 5 réalisations pour 5 tailles différentes de modèles. Les résultats de cette analyse sont présentés à la figure I.8 où on note que le module d'Young effectif ne varie plus significativement lorsque la taille du *VER* est augmentée au-delà de la troisième taille. Ce *VER* a été déterminé à partir de la variation d'une propriété effective. [63] ont introduit une définition du *VER* qui découlait de la définition de [60]. Ils ont défini que la taille du *VER* est celle où l'augmentation de la taille (nombre d'hétérogénéités) ne fait plus varier la réponse transitoire sous un chargement donné et ce, pour une précision choisie.

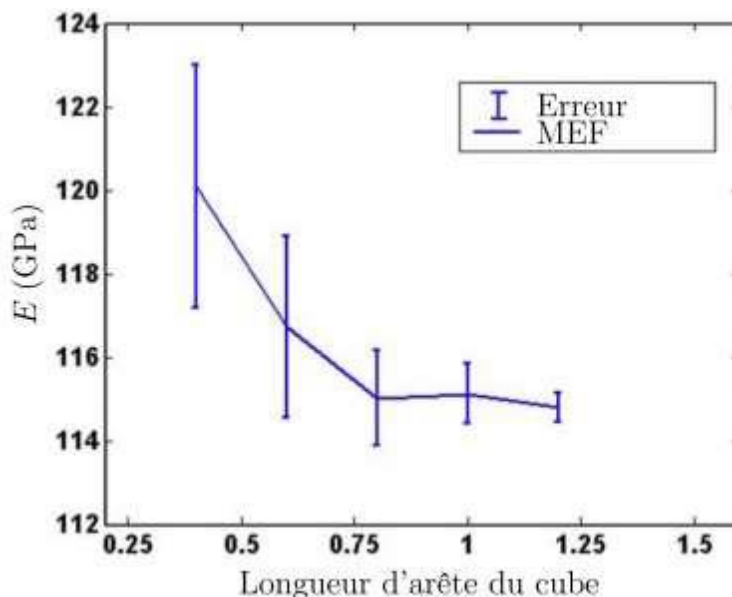


Figure II.1 : Variation du module d'Young effectif moyen et de l'erreur en fonction de la taille du VER (image adaptée par 64)

Dans le cas de l'homogénéisation élastique linéaire, [65] ont utilisé le critère d'indépendance des conditions aux limites proposées par les études de Hill, les études sur la taille du VER d'un composite à base de bore et de silicium, en fonction d'une réponse élastique constante obtenue à partir des valeurs moyennes de contrainte et de déformation. Les volumes de contrôle sont générés par le procédé de traitement d'image à partir de la structure réelle. On peut voir dans les résultats présentés dans la figure I.9, que l'indépendance relative des conditions aux limites appliquées est atteinte, pour une taille d'échantillon d'environ 33 fois plus grande que la taille moyenne des micro-constituants.

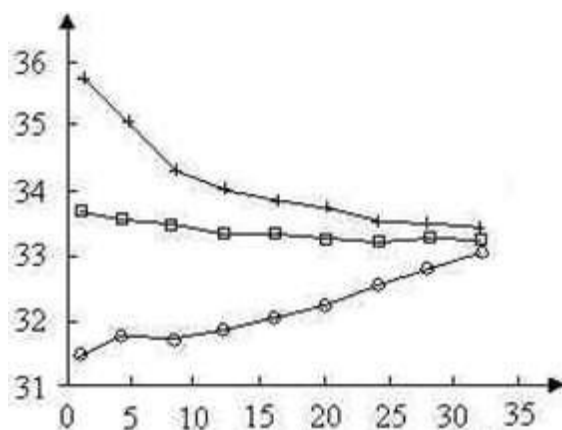


Figure II.2 : Vérification de l'indépendance des conditions aux limites avec l'augmentation du volume de contrôle (65)

Notons que ces définitions de VER ont toutes été mises en place pour des considérations mécaniques, plus globalement physiques. Toutefois, la taille du VER n'est pas nécessairement

unique pour un matériau composite, car il est sensible aux propriétés considérées (mécaniques, physiques...).

Du point de vue (termes) numérique et statique, de nombreuses méthodes ont été proposées dans la littérature pour analyser la taille du VER numériquement. Elles utilisent normalement plusieurs réalisations de l'échantillon à méso-micro échelle, suivi par une simulation numérique par éléments finis de ces échantillons et une procédure statistique pour analyser les résultats. Un exemple typique est fourni par les travaux de [60], dont la méthodologie peut être résumée ci-dessous :

- (i) Générer différentes réalisations des échantillons pour 4-5 tailles différentes.
- (ii) Soumettre chaque échantillon à des conditions de chargements et enregistrer les propriétés effectives obtenus.
- (iii) Calculer la valeur moyenne et la variance de la propriété effective pour les tailles de volume considérées.
- (iv) Définir la précision souhaitée pour l'estimation de la propriété effective et un certain nombre de réalisation, utiliser le modèle pour définir la taille finale du VER.

Les résultats obtenus de la propriété homogénéisés (module de compressibilité k) en fonction de la taille du volume sont présentés dans la figure I.10. Dans ce cas, il y a une certaine indépendance dans les conditions aux limites que pour un volume de contrôle que le volume de la cellule de Voronoï considérée. Bien que dans ce cas, Ils ont été comparés à des volumes et non à la taille des particules par rapport à la taille de volume contrôle sur le côté utilisé, comme cela avait été montré par [65] que les deux le critère d'indépendance dans les conditions aux limites, que le critère d'homogénéité statistique peut être utilisée pour déterminer le VER.

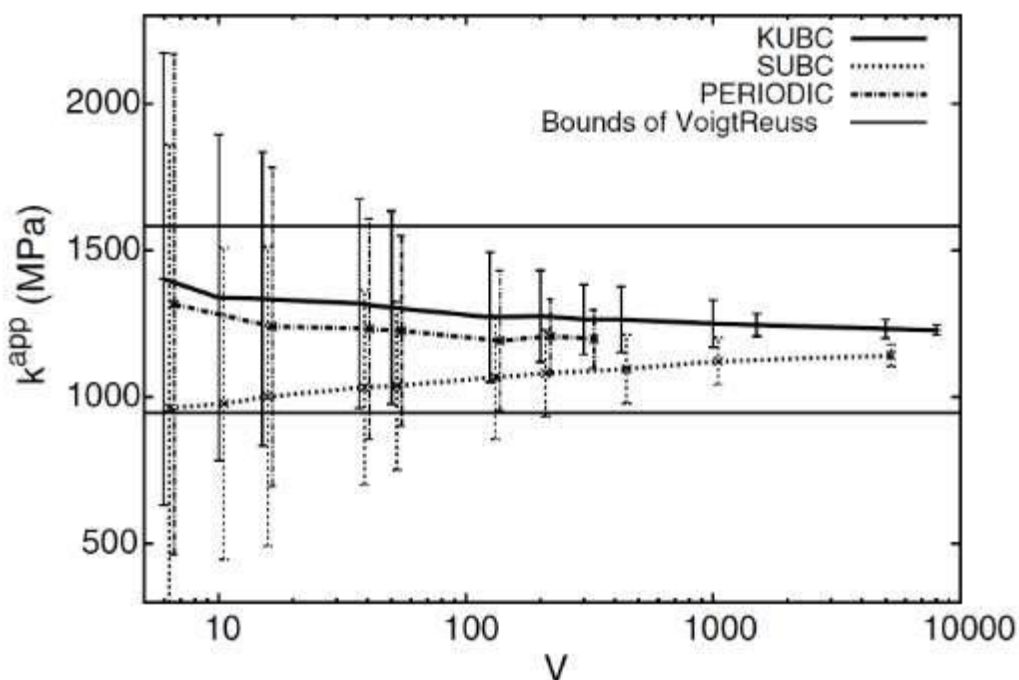


Figure II.3 : Valeurs moyennes et intervalles de confiance du module de compressibilité k_{app} en fonction de la taille du VER (60).

Il convient de rappeler que les résultats présentés par [60] sont compatibles dans le cas des bornes de Hashin-Strikman [66] et les estimations auto cohérentes de Christensen-Lo [67] pour la détermination du *VER* dans de nombreuses tailles d'échantillons.

Du point de vue expérimental, de nombreuses tentatives ont été faites pour déterminer la taille du *VER* expérimentalement. [68] présentent un fond théorique sur les besoins statistiques pour un *VER*. Une technique d'analyse d'image en utilisant la tomographie par rayons X a été employée pour déterminer le *VER* en mesurant le volume auquel la fraction volumique totale des granulats devient indépendante de la taille du volume analysé et atteint une valeur constante. La fraction volumique de granulats a été dérivée à partir de différentes zones d'images bidimensionnelles d'un béton asphaltique.

Dans l'analyse expérimentale de [69], il s'agit souvent de la sélection d'une géométrie particulière de l'échantillon pour les essais et de l'analyse d'image de l'échantillon après les essais. Afin d'obtenir des résultats significatifs, un nombre suffisant de particules ou un volume suffisant de matériau doit être inclus à la fois dans l'analyse expérimentale et de l'image.

Enfin, l'estimation de la taille du *VER* peut également être effectuée de manière analytique. [70] emploient une équation constitutive non-locale explicite pour estimer le *VER* du matériau élastique. Ils considèrent les champs de déformations moyennes qui varient avec la position, et déterminent à quelle longueur d'onde cette variation entraînera l'apparition d'un terme non-local dans l'équation constitutive. Sur la base de cela, ils estiment la taille minimale du *VER*.

En définitive, la taille du *VER* est, bien entendu, fonction du milieu étudié (morphologie, fractions volumiques, répartition spatiale des différentes phases, etc.), des propriétés de ses constituants, ainsi que du contraste de propriétés entre ses constituants et, aussi, de ce que l'on cherche à modéliser : comportement thermique, mécanique élastique ou non linéaire.

En plus de ces paramètres, l'obtention du volume élémentaire représentatif *VER* dépend aussi des conditions aux limites *CAL*. En théorie, un *VER* est suffisamment grand pour que son comportement moyen ne dépend pas des *CAL* utilisées pour son chargement. En pratique, on observe que les résultats obtenus sur des volumes élémentaires *VE* diffèrent selon les *CAL*, mais que ces résultats convergent lorsque la taille du *VE* étudié augmente et se rapproche de celle du *VER* [60 ; 64]. Il existe plusieurs conditions aux limites utiliser pour analyser le *VER*, les plus utilisés sont les conditions aux limites périodiques (*PBC*) (ou *mixtes*), ces *PBC* sont ainsi largement utilisées pour analyser le comportement apparent de *VE*. Il est possible de générer des microstructures aléatoires par domaine en imposant une condition de périodicité géométrique afin de pouvoir se placer dans ce cas [71]. Pourtant, ces conditions périodiques n'impliquent aucune restriction sur la géométrie de la microstructure du *VE* étudié [72], en plus ces conditions donnent une meilleure estimation des propriétés apparentes par rapport aux conditions homogènes [73 ; 60].

L'approche de calcul d'homogénéisation, ainsi que la plupart des autres techniques d'homogénéisation, sont basées sur le concept d'un volume élémentaire représentatif (*VER*). Un *VER* est un modèle des matériaux de microstructure à utiliser pour obtenir la réponse du continuum macroscopique homogénéisée correspondant à un point matériel macroscopique. Ainsi, le choix approprié du *VER* détermine en grande partie la précision de la modélisation d'un matériau hétérogène.

L'Homogénéisation en matériaux composites dans le cas des *structures périodiques* est basée sur la théorie des développements asymptotiques et a été introduit dans les années 70. Parmi certains de leurs précurseurs sont [74]. Les principales considérations de ce type d'homogénéisation sont :

i) l'existence d'une périodicité dans la microstructure de la matière, qui, a priori, une méthode consiste à imposer la condition d'homogénéité statistique de celle-ci [65],

ii) le déplacement total d'un matériau micro-hétérogénéité peut être représenté par un développement asymptotique, comprenant le déplacement de toutes les échelles[75].

Dans le cas des matériaux hétérogènes avec des milieux périodiques, la modélisation de ce type est équivalente à une structure de base d'une morphologie de cellule unitaire simple, qui joue le rôle d'un élément de volume représentatif du matériau (figure II.11). Cette caractéristique réduit de manière significative le temps et l'effort de calcul dans l'analyse.

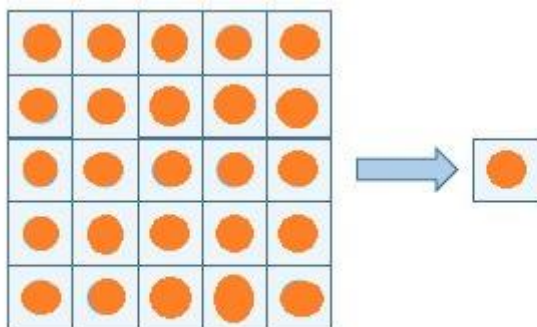
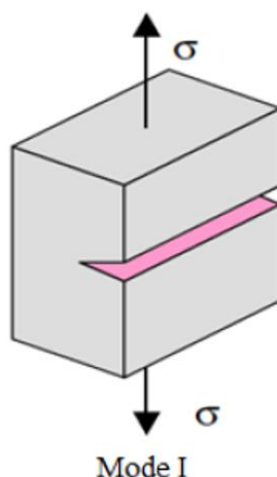


Figure II.4 : Schéma de l'équivalent d'un matériau hétérogène périodique.

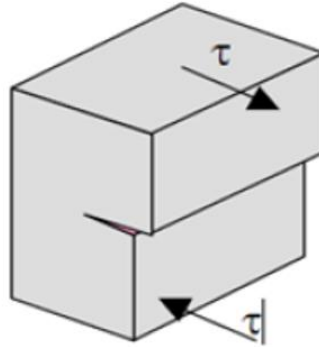
II.3. Généralité sur la mécanique de la rupture

La rupture d'une pièce peut être interprétée comme la présence d'une discontinuité dans la structure. Ou la présence de discontinuités pose problème lorsqu'on veut appliquer les principes de la mécanique des milieux continus MMC. En effet les contraintes tendent vers l'infini lorsqu'on se rapproche de la singularité que constitue la pointe de la fissure. Localement, la très forte contrainte présente au voisinage de la singularité géométrique conduit à l'écrouissage du matériau et à la formation d'une zone plastifiée en pointe de fissure. Cette zone est plus ou moins étendue selon le chargement et la loi de comportement du matériau. Dans le cadre de la mécanique de la rupture, la fissure est supposée localement plane, à front droit, avec une extrémité parfaitement aigüe. La fissure présente alors un plan de symétrie local. Le mouvement peut être décomposé vis-à-vis de ce plan de symétrie en trois composantes cinématiques élémentaire correspondant aux trois modes de rupture [76].

- **Mode I** : la charge est appliquée normalement au plan de fissure appelé mode d'ouverture. Les déplacements aux lèvres de la fissure sont perpendiculaires à la direction de la propagation.

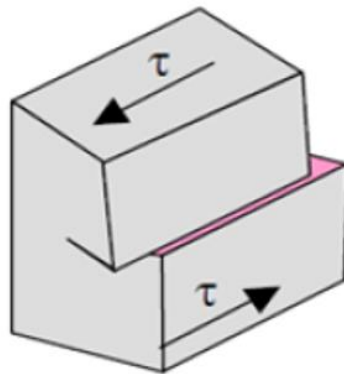


- **Mode II** : La charge de cisaillement dans le plan tend à faire glisser une face de fissure par rapport à l'autre. Les déplacements aux lèvres de la fissure sont parallèles à la direction de la fissure.



Mode II

- **Mode III** : mode hors-plan, charge de cisaillement. Les déplacements aux lèvres de la fissure sont parallèles à la direction de la propagation.



Mode III

La mécanique de la rupture suppose l'existence d'une fissure initiale dans la structure étudiée. La présence de cette discontinuité va introduire une singularité des champs de contraintes et de déformations à la pointe de la fissure. Le but de la démarche est de déterminer les caractéristiques de ce champ que l'on appelle champ singulier. Ces caractéristiques permettront par la suite de calculer la vitesse de la fissuration. La théorie de la mécanique de la rupture s'attache à décrire l'interaction entre la singularité que représentent la fissure et le milieu continu que représente le reste de la structure. Pour passer de cette zone de pointe de fissure discontinue au milieu continu, on peut distinguer trois zones schématisées dans la figure II.9.

- **Zone d'élaboration** : Cette zone se trouve autour de la pointe de la fissure au cours de la propagation. Cette zone a généralement des dimensions de l'ordre de quelques cristaux. Le caractère discontinu des processus physiques de la rupture dans cette zone rend son étude très difficile, car la frontière entre le microscopique et le macroscopique reste mal définie. Toute analyse de la rupture par une modélisation continue dans cette zone ne peut donc être qu'approximative.

- **Zone singulière** : Dans cette zone, on considère que les champs de déformations et de contraintes sont continus mais possèdent une formulation indépendante de la géométrie lointaine de la structure. Dans cette zone, les contraintes tendent vers l'infini quand r tend vers 0 en suivant une loi en $r^{-1/2}$. Etant donné que le matériau a une limite d'élasticité, il existe un rayon en deçà duquel le matériau est plastifié. Ce rayon est communément noté r_p . La valeur de r_p permet de montrer l'étendue de la zone plastifiée et d'indiquer la nécessité de l'utilisation de la mécanique de la rupture non linéaire.

- **Zone extérieure** : Dans cette zone, les champs se raccordent, d'une part à la zone singulière, et d'autre part aux conditions aux limites en charge et en déplacement. Il est à noter que les champs n'évoluent pas de manière très importante dans cette zone.

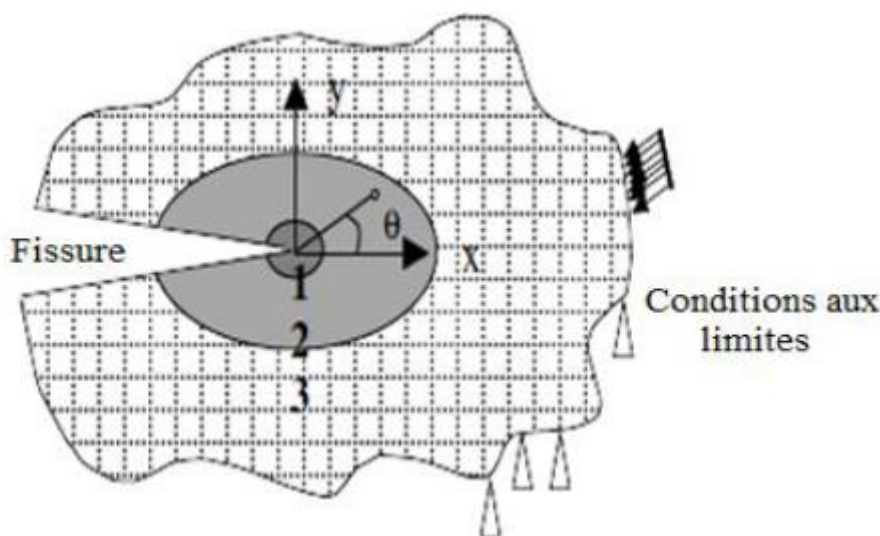


Figure II.5 : Différentes zones considérées dans la mécanique de la rupture.

II.4. Approche locale et facteurs d'intensité de contraintes

La présence de la fissure entraîne la redistribution des contraintes et des déformations autour du fond de la fissure. La connaissance du champ de contrainte autour de la pointe de telles fissures est d'une grande importance pour la conception économique de la composante structurale, et l'estimation de la résistance résiduelle de la structure. La répartition des contraintes autour d'un fond de fissure est schématisé à la figure II.10. Deux composantes de contraintes sont supposées être une composante de contrainte singulière et une composante de contrainte non singulière. Où la partie singulière correspond aux contraintes au voisinage du fond de fissure et la partie non singulière aux contraintes éloignées du fond de fissure [77].

Les champs des contraintes singuliers ont été décrits par Irwin à partir de la modification de fonctions de contrainte. Irwin a introduit le facteur d'intensité de contrainte en 1957, qui décrit les conditions de la fissure par rapport à la contrainte, à la déformation et au déplacement près de la fissure. Les facteurs d'intensité de contraintes correspondent à des cinématiques particulières du mouvement des fissures. Dans le cadre de la mécanique linéaire de la rupture, les contraintes au voisinage d'une fissure admettent un développement asymptotique dont le terme singulier s'écrit [78] :

$$\sigma_{ij} = k_{\alpha} \frac{1}{\sqrt{2r\pi}} \int_{ij}^{\pi}(\theta) \quad (II.1)$$

$$\varepsilon_{ij} = k_{\alpha} \frac{1}{\sqrt{2r\pi}} \int_{ij}^{\pi}(\theta) \quad (II.2)$$

Où α est le Facteur d'Intensité des Contraintes (FIC) en mode α , avec $\alpha=I, II$ ou III .

$$K = \sigma \sqrt{a\pi} \quad (II.3)$$

Les fonctions f et g donnent la répartition angulaire ; leurs expressions en contraintes et déformations planes. Lorsque l'on se trouve en mode I pur, l'état local de contraintes et de déformations peut être caractérisé à l'aide du seul paramètre KI. Les FIC caractérisent la force de la singularité du champ des contraintes à l'extrémité de la fissure. Ils sont proportionnels aux discontinuités des déplacements des lèvres de la fissure, et ne dépendent que de la répartition des efforts extérieurs et de la géométrie de la fissure.

Où r et θ sont les coordonnées polaires d'un point P par rapport au front de fissure (Figure II.10).

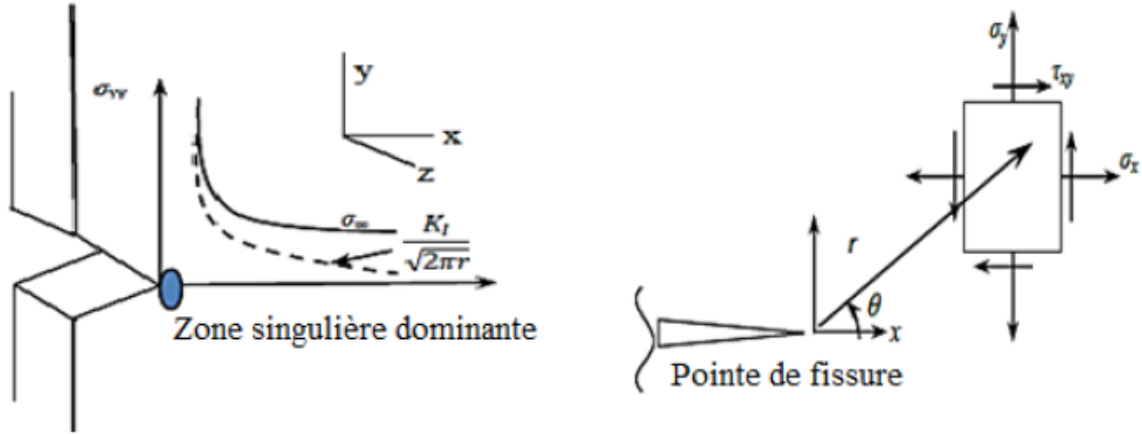


Figure II.6 : Champ des contraintes au voisinage de la fissure.

La plupart des structures et des pièces sont soumises plus d'un chargement ou d'un mode [79]. Les contraintes et le déplacement d'une fissure en mode mixte (mode I et II) ; se donnent par l'équation (I.4) et (I.5). On note λ et μ coefficients de lamé, κ constante de Kolosov et ν coefficient de poisson. En termes de contraintes.

$$\begin{aligned}\sigma_{xx} &= \frac{kI}{\sqrt{2\pi r}} \left(1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2}\right) \cos \frac{\theta}{2} - \frac{kII}{\sqrt{2\pi r}} \left(2 + \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2}\right) \sin \frac{\theta}{2} \\ \sigma_{xy} &= \frac{kI}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(\sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2}\right) + \frac{kII}{\sqrt{2\pi r}} \left(1 - \left(\sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2}\right) \cos \frac{\theta}{2}\right) \\ \sigma_{yy} &= \frac{kI}{\sqrt{2\pi r}} \left(1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2}\right) + \frac{kII}{\sqrt{2\pi r}} \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2}\end{aligned}\quad (II.4)$$

En termes de déplacements :

$$\begin{aligned}u_x &= \frac{kI}{2\mu} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} (k - \cos \theta) \cos \frac{\theta}{2} + \frac{kII}{2\mu} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} (k + \cos \theta + 2) \sin \frac{\theta}{2} \\ u_y &= \frac{kI}{2\mu} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} (k - \sin \theta) \cos \frac{\theta}{2} - \frac{kII}{2\mu} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} (k + \cos \theta - 2) \sin \frac{\theta}{2}\end{aligned}\quad (II.5)$$

$k=3-4\nu$, en déformation plane

$k=\frac{3-\nu}{1-\nu}$, en contrainte plane

II.5. Rappels de la théorie d'élasticité et la micromécanique

La mécanique des milieux continus considère généralement, le comportement de la matière solide en supposant qu'il n'y a pas des vides, des discontinuités ou des différences de phase à l'intérieur. Les analyses portent sur le comportement macroscopique d'un solide, peu importe ce qui se passe à des niveaux qui peuvent être identifiés comme microscopiques. A l'échelle macroscopique se développent par exemple, le comportement élastique ou élastoplastique et le processus de la rupture avec l'apparition de fissures visibles. Depuis plus de deux siècles, cette approche a permis de modéliser et d'analyser la réponse des matériaux en ingénierie.

La théorie de l'élasticité s'insère dans la mécanique des milieux continus (MMC) dans laquelle la configuration d'un solide est décrite par un modèle mathématique qui associe chaque point matériel du solide à un point géométrique défini par ses coordonnées. Ainsi, le matériau est constitué de l'ensemble de points matériels et leurs contours. En même temps, la mécanique des milieux continus suppose que la distribution des matériaux, contraintes et déformations dans un milieu (voisinage) infinitésimale de particules typique (macroéléments) peut être considérée comme uniforme. En micro-échelle, cependant, ce voisinage des matériaux (Particules) infinitésimales n'est généralement pas uniforme, puisqu'il est composé de plusieurs micro-hétérogénéités. Par conséquent, les champs de contraintes et de déformations dans les macroéléments ne sont pas uniformes au niveau des micro-échelles. Le but principal de la micromécanique est d'exprimer en une quantité continue de manière systématique et rigoureuse associée à un matériel voisinage infinitésimal en fonction des paramètres qui caractérisent la microstructure et les propriétés des micro-constituants du voisinage du matériau.

Dans cette analyse, une révision des concepts basiques de la théorie de l'élasticité et certains théorèmes de la micromécanique qui seront utilisés dans le reste du travail est faite. Une importance particulière est donnée à l'élasticité anisotrope en deux dimensions et aux théorèmes de la Théorie des Champs Moyens utilisés pour trouver les propriétés effectives des matériaux micro-hétérogènes.

II.5.1 Lois de comportement

L'état des contraintes est donc caractérisé par la relation entre T_i (ou T) et n_j (ou n). On définit alors le tenseur des contraintes de Cauchy σ_{ij} (ou \square) au point matériel qui relie de manière matricielle le vecteur contrainte et la normale : $T_i = \sigma_{ijn}j$ (où $T = \sigma n$) (II.1) où sous forme matricielle :

$$\begin{Bmatrix} t_1^n \\ t_2^n \\ t_3^n \end{Bmatrix} = \begin{pmatrix} \sigma_{11} & \sigma_{12} & \sigma_{13} \\ \sigma_{21} & \sigma_{22} & \sigma_{23} \\ \sigma_{31} & \sigma_{32} & \sigma_{33} \end{pmatrix} \begin{Bmatrix} n_1 \\ n_2 \\ n_3 \end{Bmatrix}$$

Où T les trois vecteurs associés aux trois plans perpendiculaires

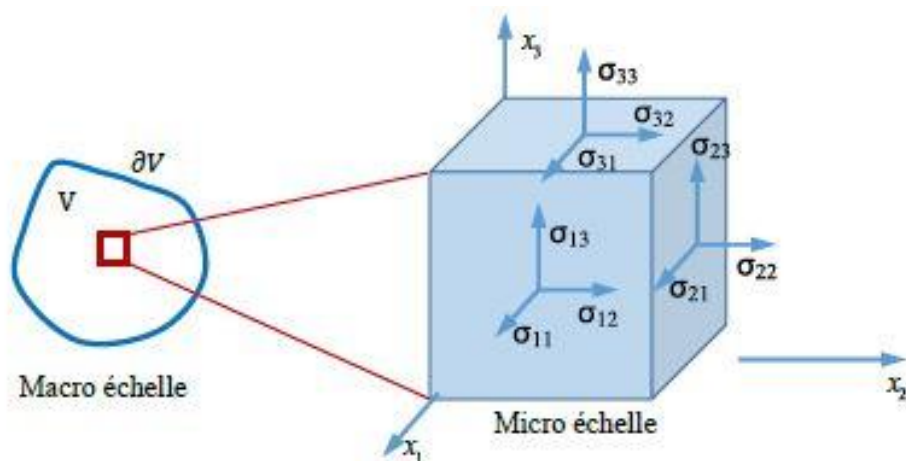


Figure II.7 : Les composantes du tenseur des contraintes $\sigma(x)$, au point matériel (le Cuboïde) $x \in V$. Les composants sont donnés par rapport à la base de repère.

II.5.2. Lois de comportement & la relation déformation- déplacement

Dans cette généralité, nous considérons l'hypothèse de déformations infinitésimales de Cauchy.

Ainsi, les relations contrainte-déplacement sont (Malvern, 1969) :

$$\varepsilon_{ij} = 1/2 (u_{i,j} + u_{j,i}) \quad (II.6)$$

Où ε_{ij} est un tenseur du second ordre symétrique appelé déformations infinitésimales.

La loi de comportement linéaire ou l'équation constitutive linéaire d'un matériau élastique est écrit sous forme :

$$\sigma = C \cdot \varepsilon$$

Où sous forme de notation indicielle :

$$\sigma_{ij} = C_{ijkl} \varepsilon_{kl}$$

II.5.3 Equations d'équilibre

Ce point matériel est considéré comme un élément infinitésimal dans le corps solide Ω , la condition d'équilibre de forces conduit à l'équation dite équation d'équilibre de forme :

$$\sigma_{ij,j} + b_i = 0 \quad (II.7)$$

Où b_i sont les forces du corps. La condition d'équilibre des moments conduit à la symétrie du Tenseur des contraintes :

$$\sigma_{ij} = \sigma_{ji}$$

II.5.4 Problème de l'élasticité linéaire macroscopique

On définit la relation qui relie le tenseur de déformation macroscopique \underline{E} et le tenseur de contrainte macroscopique $\underline{\Sigma}$ sous la forme matricielle suivante :

$$\underline{\underline{\Sigma}} = \underline{\underline{C}} : \underline{\underline{E}}$$

$$\begin{pmatrix} \Sigma_{11} \\ \Sigma_{22} \\ \Sigma_{33} \\ \Sigma_{12} \\ \Sigma_{23} \\ \Sigma_{31} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} c_{11} & c_{12} & c_{13} & c_{14} & c_{15} & c_{16} \\ & c_{22} & c_{23} & c_{24} & c_{25} & c_{26} \\ & & c_{33} & c_{34} & c_{35} & c_{36} \\ & & & c_{44} & c_{45} & c_{46} \\ & & & & c_{55} & c_{56} \\ & & & & & c_{66} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} E_{11} \\ E_{22} \\ E_{33} \\ 2E_{12} \\ 2E_{23} \\ 2E_{31} \end{pmatrix}$$

II.5.5 Les champs de contraintes-déformations micro-macro échelle

La plupart des modèles micromécaniques sont basés sur l'hypothèse que les échelles de longueur dans un matériau hétérogène sont parfaitement séparées. Ceci est interprété comme signifiant que pour chaque paire d'échelles micro-macro, les fluctuations des contributions aux champs (domaines) à l'échelle de longueur inférieure influencent sur le comportement à l'échelle de longueur grande que par leurs moyennes de volume. D'autre part, les gradients des champs, ainsi que des gradients de composition à l'échelle de longueur grande ne sont pas significatifs à l'échelle de longueur inférieure, où ces domaines de semblent être localement constante et peuvent être décrits en termes d'uniforme "appliqué domaines de » ou « domaines de loin". Formellement, ce partage de la déformation et de contrainte dans les champs contributions lents et rapides peut être écrit comme :

$$\sigma = \langle \sigma \rangle + \tilde{\sigma}; \varepsilon = \langle \varepsilon \rangle + \tilde{\varepsilon} \quad (II.8)$$

Sous forme indicielle :

$$\sigma_{ij} = \langle \sigma_{ij} \rangle + \tilde{\sigma}_{ij}; \varepsilon_{ij} = \langle \varepsilon_{ij} \rangle + \tilde{\varepsilon}_{ij}$$

Si les relations (II.8) ne sont pas suffisamment respectées, celle-ci peut prendre la forme d'homogénéisation des systèmes de deuxième ordre qui représentent explicitement des gradients de déformation sur la micro-échelle [80] et entraîner un comportement homogénéisé non local [81].

Dans les échelles de longueur inférieures à celles considérées dans un modèle donné peuvent ou ne peuvent pas être se prêter la description de la mécanique continue. Pour un aperçu des méthodes applicables en dessous de l'échelle continu [82].

On suppose que le tenseur des déformations macroscopiques infinitésimales E_{ij} , qui est la moyenne spatiale du tenseur des déformations infinitésimales ε_{ij} (eq. I.4) dans un VER [83]

$$E = \langle \varepsilon \rangle_{\Omega} \quad (II.9)$$

où

$$E_{ij} = \langle \varepsilon_{ij} \rangle_{\Omega}$$

Noter que ce champ à l'échelle micro n'est pas négligeable, et la moyenne doit être pris sur un *VER*. Ce champ n'est pas satisfait pour certaines quantités cinématiques dans l'analyse non linéaire [84]. De même, il est postulé que les tenseurs des contraintes macroscopiques Σ_{ij} est la moyenne spatiale de tenseur des contraintes σ_{ij} dans le *VER* [83] :

$$\Sigma = \langle \sigma \rangle_{\Omega} \quad (II.10)$$

Où

$$\Sigma_{ij} = \langle \sigma_{ij} \rangle_{\Omega}$$

Le théorème de l'énergie moyenne connue dans la littérature de Hill où la condition macro-homogénéité [85], exige que le volume de travail moyen effectué par les champs internes de contrainte et de déformation dans le *VER* est égal au travail local dans la macro-échelle. Ainsi, pour un matériau micro-hétérogène élastique linéaire est exprimé par la condition de Hill, par :

$$\langle \sigma : \varepsilon \rangle_{\Omega} = \sigma : \varepsilon \quad (II.11)$$

Où

$$\langle \sigma_{ij} : \varepsilon_{ij} \rangle_{\Omega} = \sigma_{ij} : \varepsilon_{ij}$$

Où, comme la relation suivante :

$$\begin{array}{ccc} \langle \sigma : \varepsilon \rangle_{\Omega} & = & \langle \sigma \rangle_{\Omega} : \langle \varepsilon \rangle_{\Omega} \\ \text{macro-énergie de déformation} & & \text{macro-énergie de déformation.} \end{array}$$

En tenant compte des relations (II.10) et (II.11).

Cette condition est essentielle dans la micromécanique et permet d'interpréter le problème d'homogénéisation d'une façon de trouver un matériau homogène qui est énergétiquement équivalent à une microstructure donnée. Au même temps, elle assure que pour les matériaux avec répartition aléatoire, les propriétés effectives définies en termes d'énergie élastique coïncident avec celle définie en termes de la relation entre la contrainte et la déformation moyenne [83]. Il est important de noter que cette condition n'est pas satisfaite pour toutes les microstructures.

Le comportement d'un tel matériau peut être prédit en étudiant l'effet de ses constituants individuels à l'échelle microscopique. L'arrangement des fibres dans la matrice joue un rôle essentiel dans le développement d'un modèle. L'analyse micromécanique par éléments finis, utilisant les concepts du volume élémentaire représentatif (RVE)[86],[87] ou de cellule unitaire répétée (RUC), [88], [89] peut être réalisée pour évaluer le champ de contraintes hétérogène des composites, prédisant ainsi plus précisément les propriétés effectives et caractérisant le rendement microscopique et le comportement aux dommages par rapport aux méthodes analytiques. Les hypothèses faites pour une analyse micromécanique typique peuvent être vues dans les travaux de Hori et Nemat-Nasser (1999). Un arrangement carré de fibres et de matrices est un modèle couramment utilisé pour représenter le modèle à micro-échelle des composites à fibres continues. En raison de la symétrie et de la disposition périodique des fibres, un seul réseau rectangulaire peut être utilisé pour analyser le matériau à l'échelle microscopique, appelé élément de volume représentatif (RVE).

Le comportement des fibres végétales a été récemment étudié dans la littérature. Ameri E. L. et al (2016) ont utilisé un nouveau type de renfort unidirectionnel lin/papier. Le composite lin-papier/époxy est supérieur, tant en résistance spécifique qu'en module, à un autre composite lin/époxy (sans la couche de papier). Il surpasse également la rigidité spécifique d'un composite unidirectionnel verre E/époxy.

Baley et al.[90,91] ont étudié les propriétés mécaniques des fibres de lin à l'aide d'expressions micromécaniques, il a été démontré que le module d'Young longitudinal est de l'ordre de 59 GPa et que son module transverse est de l'ordre de 8 GPa.

Maligno A. R et al ont étudié à l'aide d'un modèle d'élément de volume représentatif micromécanique tridimensionnel (RVE) avec un garnissage hexagonal la géométrie et la finie méthode des éléments l'effet de la contrainte résiduelle due au processus de durcissement sur l'évolution des dommages dans les composites polymère-matrice renforcés de fibres unidirectionnelles (UD) sous charge longitudinale et transversale. L'étude est basée sur différents critères de rupture et une technique de dégradation de la rigidité a été utilisée pour l'analyse des dommages de la RVE soumise au chargement mécanique après durcissement pour une gamme de fractions volumiques de fibres. L'initiation et l'évolution des dommages prévus sont clairement influencée par la présence de contraintes résiduelles.

Cichocki et Thomason [92] ont utilisé un modèle semi-empirique micromécanique pour estimer l'anisotropie de la fibre de jute. Sur la base de leurs résultats de simulation, le composite renforcé de fibres de Jute a une rigidité longitudinale de 39,4 GPa et un module transversal de Young de 5,5 GPa.

Chen, Lili et al ont explorées, par la méthode des éléments finis avec différentes fractions volumiques de fibres (V_f) et tailles RVE, la réponse moyenne et l'isotropie des éléments volumiques représentatifs 3D (RVE) pour les composites élastomères renforcés de fibres courtes aléatoires (SFEC). Les résultats trouvés par Chen, Lili et al montrent que l'anisotropie des RVE diminue avec l'augmentation de la taille des RVE et est plus élevée pour les RVE avec une V_f plus élevée. L'anisotropie des fibres diminue avec l'augmentation de la V_f . Une méthode de moyenne des réponses de chaque (RVE) sur toutes les directions de chargement réduit considérablement la variation de réponse sur différents RVE, ce qui peut être utilisé pour améliorer la précision de la prédiction plus efficacement que d'augmenter la taille de la (RVE).

Bourmaud et Baley [93] ont utilisé des tests de traction et de nano indentation pour caractériser le comportement anisotrope des composites renforcés de fibres de chanvre et de

sisal. Les tests ont montré que les modules longitudinaux et transversaux sont respectivement de 5, GPa et 3,9 GPa. La zone interraciale entre la fibre et la matrice est d'une importance primordiale dans la caractérisation des matériaux composites et leur performance, car elle assure le transfert de charge entre les fibres et la matrice et fournit aux matériaux une performance mécanique élevée. Il convient de noter que des nombreux phénomènes complexes, tels que la création de liens, l'inter-diffusion et les interactions physiques, peuvent survenir et interagir dans ce domaine.

Chapitre III

Comportement en endommagement d'un VER composite sous une monotone

III.1 Introduction

Les composites, comme tout matériau, peuvent se dégrader sous l'action du chargement qui leur est appliqué en provoquant des dégradations mécaniques des pièces composites (la fissuration). L'étude d'un endommagement existant et de son comportement est d'une grande importance. En réalité, la fissuration résultant de la propagation d'un défaut peut mener à la rupture d'un composant qui favoriserait la ruine totale de la structure. La mécanique de la rupture est l'outil adéquat pour analyser ce genre de situation en se basant sur les caractéristiques de rupture du matériau qui sont le facteur d'intensité de contrainte critique (Kc) ou le taux de restitution d'énergie critique (Gc) appelé aussi ténacité. Cette dégradation du composite a été étudiée par de nombreux auteurs.

Expérimentalement, il a été observé que les différents mécanismes d'endommagement dans les stratifiés croisés sont la fissuration transverse, le délaminage en pointe de fissure ou inter-laminaire et la fissuration longitudinale [106]. L'ordre et la séquence d'apparition de ces endommagements dépendent principalement des paramètres suivants : la nature des constituants fibre/matrice, l'architecture de la plaque stratifiée, le processus de fabrication et de mise en forme ainsi que les différents types de sollicitations. La rupture finale du composite résulte de la propagation et de l'accumulation de ces trois types d'endommagement. Dans la littérature, ces endommagements ont généralement été étudiés de manière séparée.

Notre travail a pour objectif l'analyse par la méthode des éléments finis l'évolution du paramètre K facteur d'intensité de contraintes de deux volumes élémentaires représentatifs (VER) constituées de la même matrice Epoxyde et avec différentes fibres de renforcement (Alfa et Glass), dont les caractéristiques mécaniques des matériaux composites stratifiés sont indiquées dans le tableau III.1 [107].

| Propriétés constituants | Densité [g/m ³] | Module de Young [Gpa] | Coefficient de poisson |
|----------------------------|--------------------------------|--------------------------|---------------------------|
| Alfa | 1.4 | 12 | 0.3 |
| Glass | 2.6 | 27 | 0.3 |
| Epoxy | | 5 | 0.33 |

Tableau III.1

III.2 Le model géométrique :

Le modèle géométrique choisi est un volume élémentaire représentatif de forme parallélogramme, celle-ci est soumise à une contrainte appliquée de 10 MPa suivant l'axe des Y perpendiculaire aux renforts, l'autre face étant fixe (voir figure III.1). Notre étude montre la variation du facteur d'intensité de contraintes sous l'effet du déplacement de la fibre (a), déplacement longitudinal et le déplacement de la fibre (b), déplacement vertical. On note que le facteur K_I est prélevé en deux positions, du bord 1 et du bord 2.

CHAPITRE III : Comportement en endommagement d'un VER composite sous une charge monotone

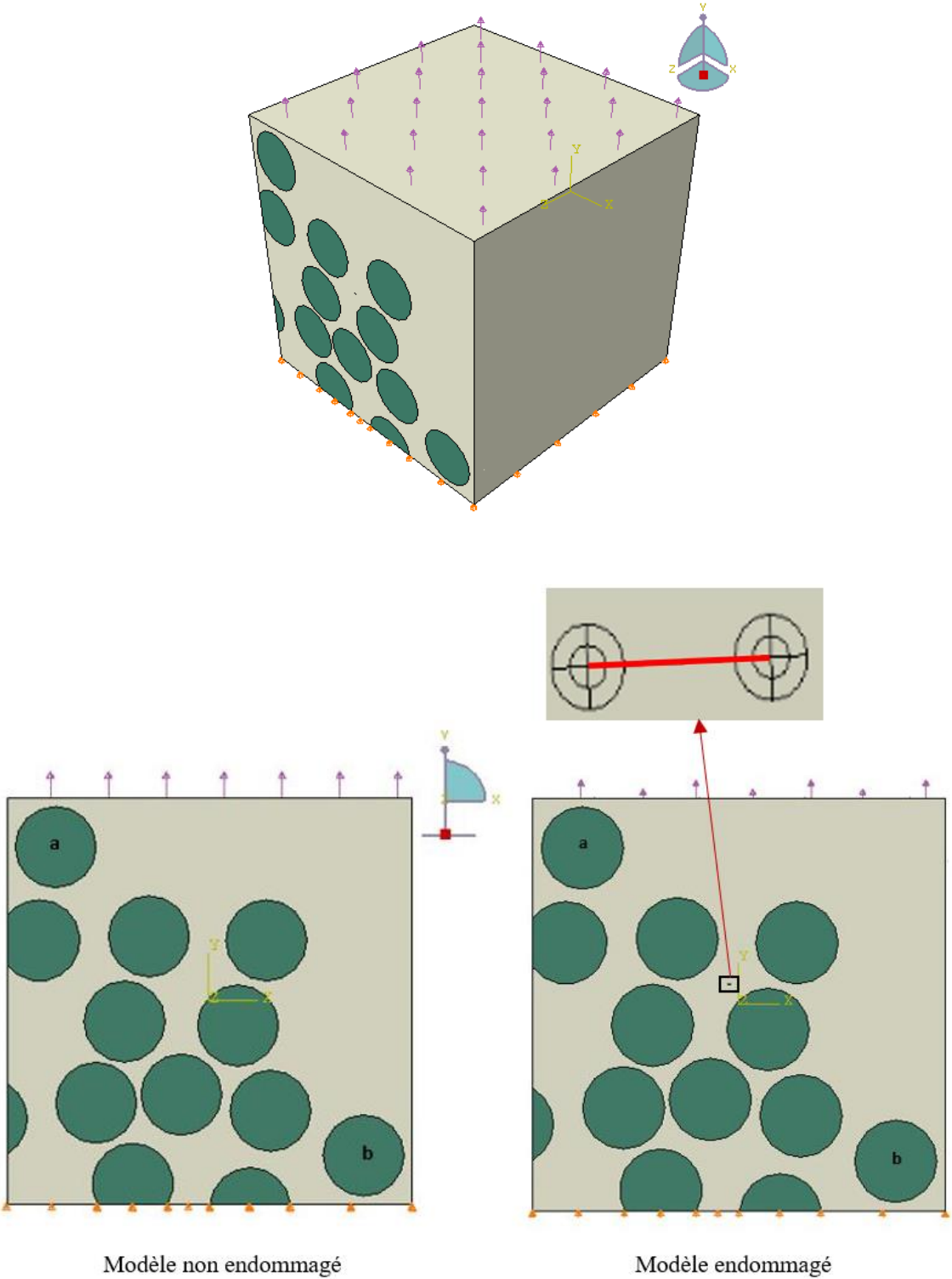


Figure III.1 modèle géométrique +conditions aux limites

III.3 Maillage :

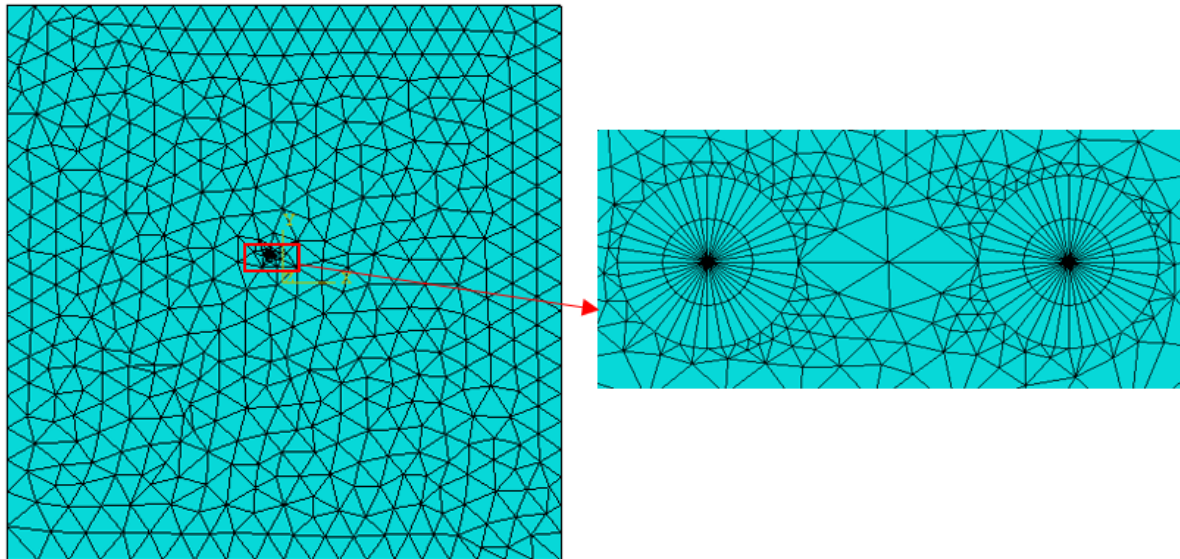


Figure III.2 : Maillage du modèle

III.4-Code de calcul :

Pour simuler le comportement linéaire en traction et l'influence du déplacement longitudinal et vertical de la fibre (a), (b), déplacement, nous avons utilisé un code de calcul « Abaqus » la version 6.14 pour l'analyse des structures composites par la méthode des éléments finis.

Ce code présente un système complet, intégrant non seulement les fonctions de calcul proprement dites, également des fonctions de construction du modèle (pré processeur) et de traitement des résultats (post-processeur) [108].

Pour simuler le comportement linéaire en traction et l'influence du déplacement longitudinal et vertical de la fibre (a), (b), nous avons utilisé un code de calcul « Abaqus » la version 6.14 pour l'analyse des structures composites par la méthode des éléments finis.

III.4.1 Définition de logiciel ABAQUS :

ABAQUSTM est l'un des logiciels d'analyse par EF fréquemment utilisé en industrie et en académie. Il inclut les outils nécessaires pour effectuer des analyses sur des VER.

Néanmoins, la mise en place de ce type d'études devient difficile et longue en utilisant exclusivement les capacités présentes dans ces outils généralistes. Pour améliorer la performance du logiciel, différents plug-ins ont été développés et publiés dans la littérature, pour élargir ou automatiser la génération de géométries [94, 95], l'assignation des conditions aux limites [96], l'affichage de données de sortie précises [97, 98], l'application déchargements complexes [99], pour ne citer que quelques exemples.

Malgré l'existence de ce genre d'outils, les chercheurs sont bien souvent obligés de développer leurs propres algorithmes spécifiques pour générer un VER pour des

CHAPITRE III : Comportement en endommagement d'un VER composite sous une charge monotone

raisons économiques ou d'accessibilité opérationnelle. En effet, de nombreux auteurs se servent de techniques probabilistes, notamment de l'algorithme de RSA ou de la méthode Monte-Carlo, pour créer les géométries des microstructures composites à distribution aléatoire des fibres [100, 101, 102, 103, 104, 105].

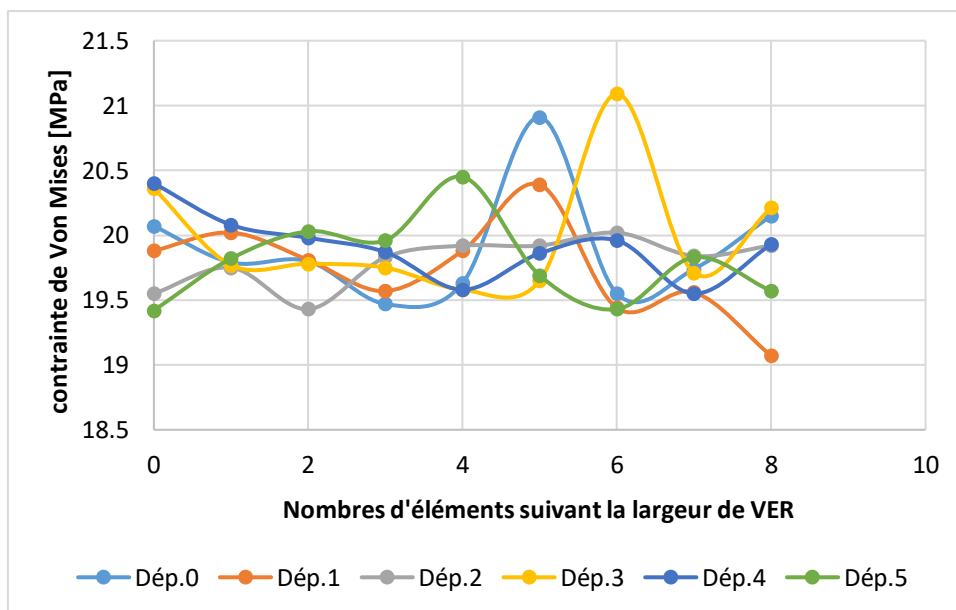
Pour commencer ce mini-projet de recherche, l'objectif était de générer plusieurs cercles (représentant les fibres) aléatoirement distribués dans un carré qui délimite la matrice.

Bien que cette hypothèse s'éloigne de la réalité, la stratégie de distribution choisie est capable de générer la fraction volumique maximale requise pour la future validation du modèle numérique avec les résultats expérimentaux sans la considération de fibres coupées par les bords.

III.5-Résultats et discussions

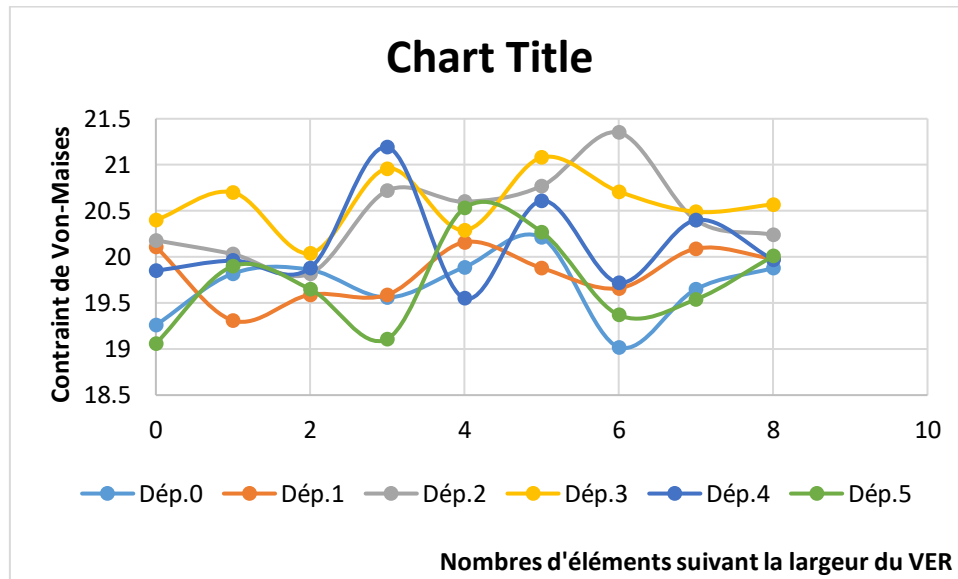
III.5.1 Influence du déplacement des fibres (a) et (b) sur la contrainte équivalente de Von Mises pour les modèles non endommagé et endommagé.

- Cas du VER alfa/époxyde



a/ Modèle sans fissure

CHAPITRE III : Comportement en endommagement d'un VER composite sous une charge monotone



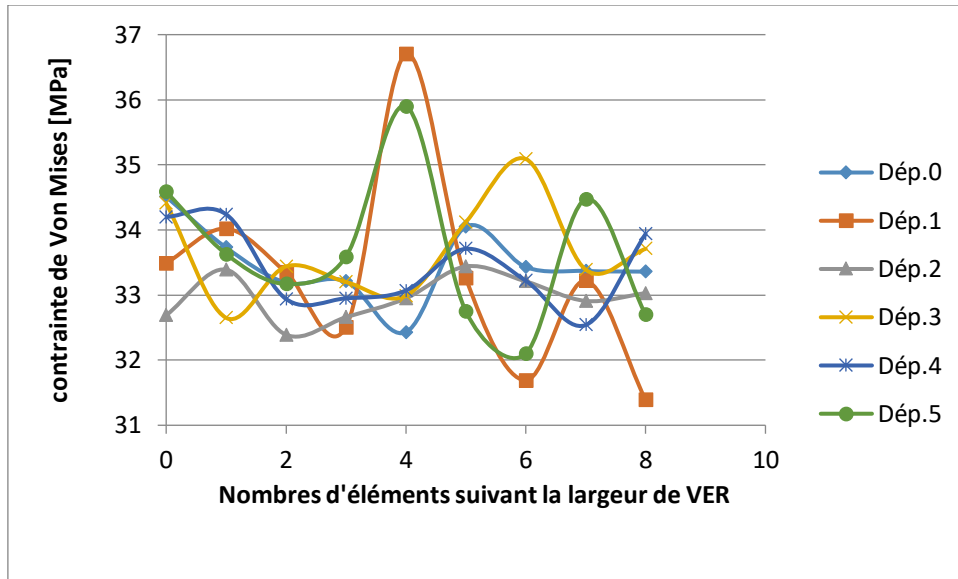
b/ Modèle avec fissure

Figure III.3 Variation de la contrainte équivalente de Von Mises en fonction de la largeur d VER alfa/époxyde pour différents déplacements de la fibre (a) et (b) et pour les modèles fissurés et non fissuré

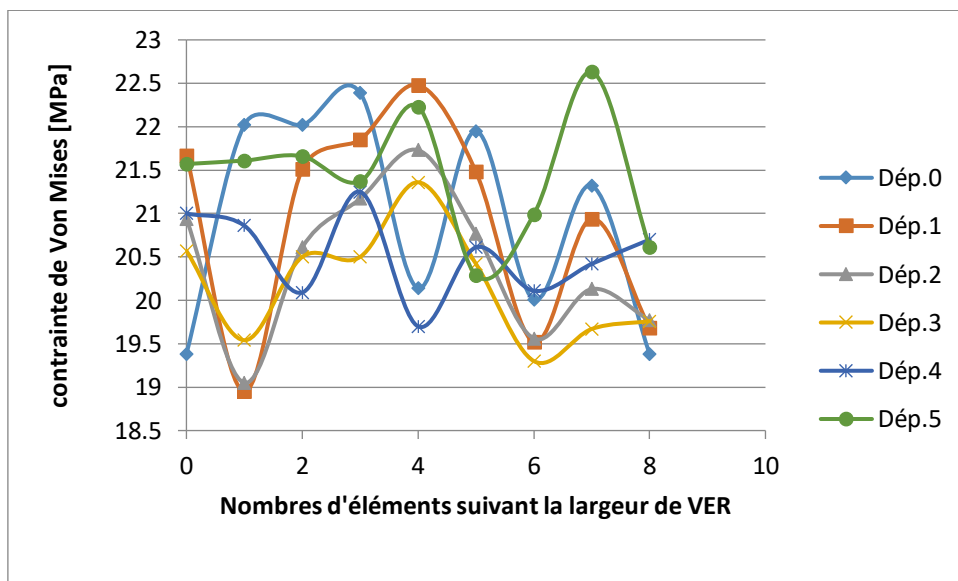
La figure III.3 a et b montrent la variation de la contrainte équivalente de Von Mises en fonction des nombres d'éléments constituant la largeur du VER alfa/époxyde. On constate que la contrainte équivalente de Von Mises varie entre 19 MPa et 21.5 MPa pour les deux modèles fissuré et non fissuré. Cela signifie que la fibre Alfa absorbe la charge quel que soit le matériau endommagé ou non endommagé.

- **Cas du VER verre/époxyde**

CHAPITRE III : Comportement en endommagement d'un VER composite sous une charge monotone



a/ Modèle sans fissure



b/ Modèle avec fissure

Figure III.4 Variation de la contrainte équivalente de Von Mises en fonction de la largeur d VER verre/époxyde pour différents déplacements de la fibre (a) et (b) et pour les modèles fissurés et non fissuré

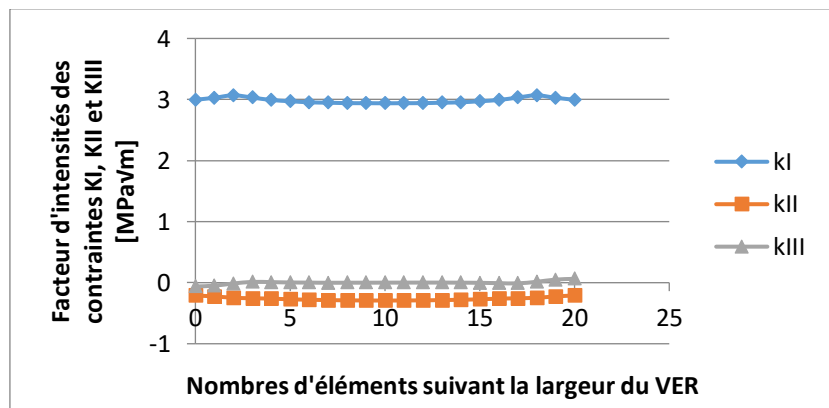
La figure III.4 a et b montrent la variation de la contrainte équivalente de Von Mises en fonction des nombres d'éléments constituant la largeur du VER verre/époxyde.

CHAPITRE III : Comportement en endommagement d'un VER composite sous une charge monotone

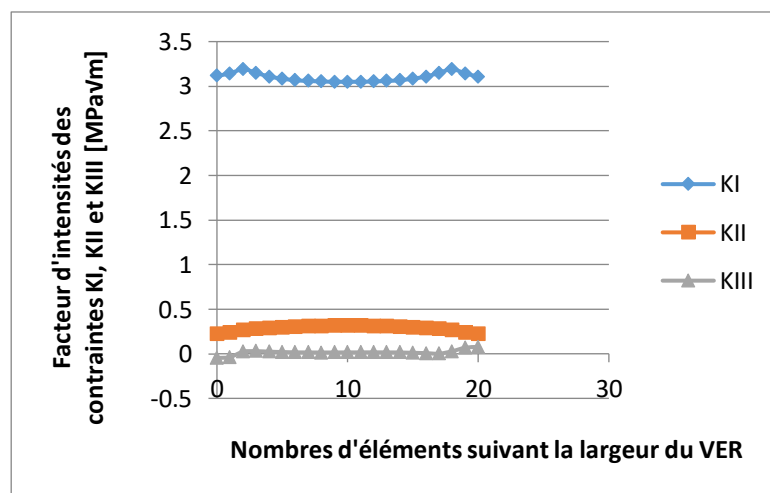
On constate la contrainte équivalente de Von Mises du modèle non fissuré varie entre 31.5MPa et 36.7MPa et entre 18.8 MPa et 36.8MPa pour le modèle fissuré. Cela signifie que la fibre verre supporte plus de charges dans le modèle non fissuré que celui du modèle fissuré. On note que le matériau composite alfa/époxyde se comporte mieux que verre/époxyde.

III.5.2 variations du FIC K_I , K_{II} et K_{III}

III.5.2-1-VER alfa/époxyde :

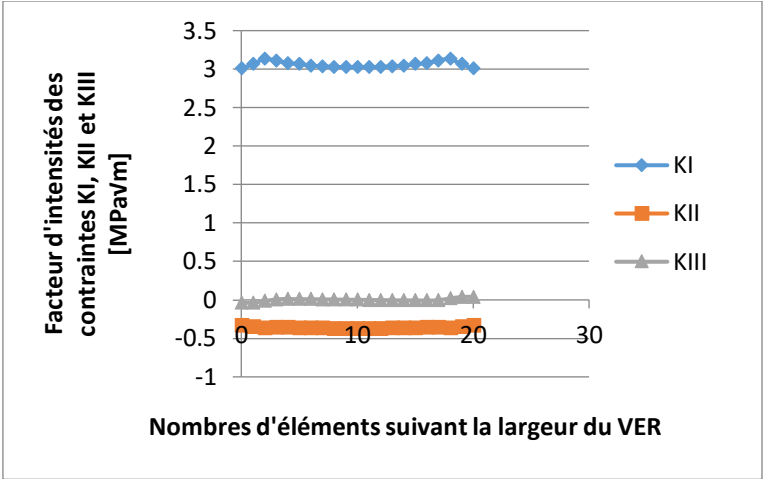


a). Crack01: Dép. 00

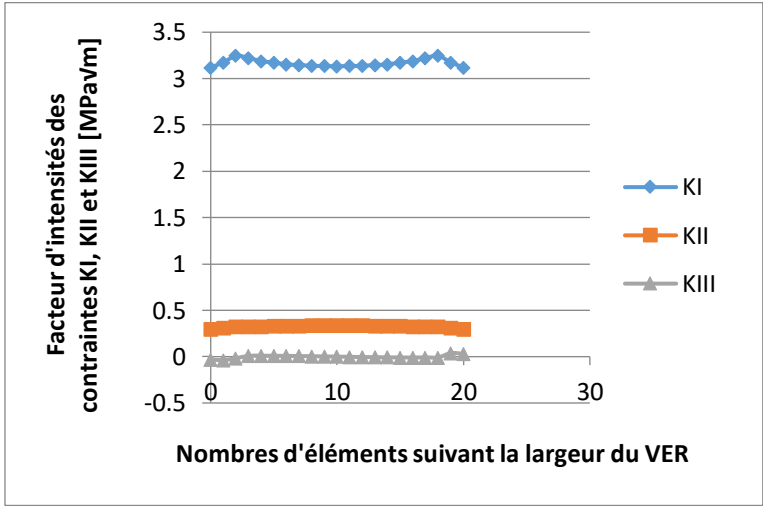


b). Crack02: Dép. 00

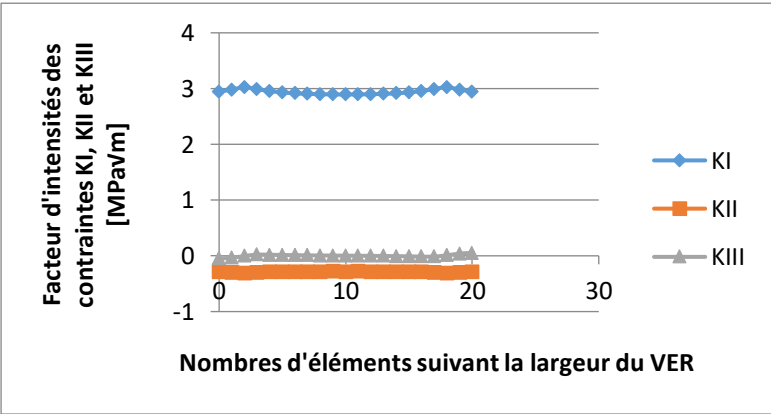
CHAPITRE III : Comportement en endommagement d'un VER composite sous une charge monotone



c). Crack01: Dép. 02

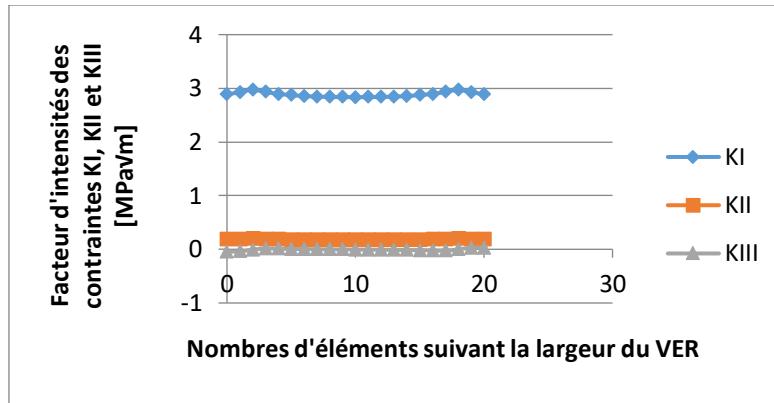


d). Crack02: Dép. 02



e). Crack01: Dép. 04

CHAPITRE III : Comportement en endommagement d'un VER composite sous une charge monotone



f). Crack02: Dép. 04

Figure III.5 Variation du facteur d'intensité des contraintes K_I , K_{II} et K_{III} en fonction de la largeur d VER verre/époxyde pour différents déplacements de la fibre (a) et (b) et pour les deux fonds de fissure

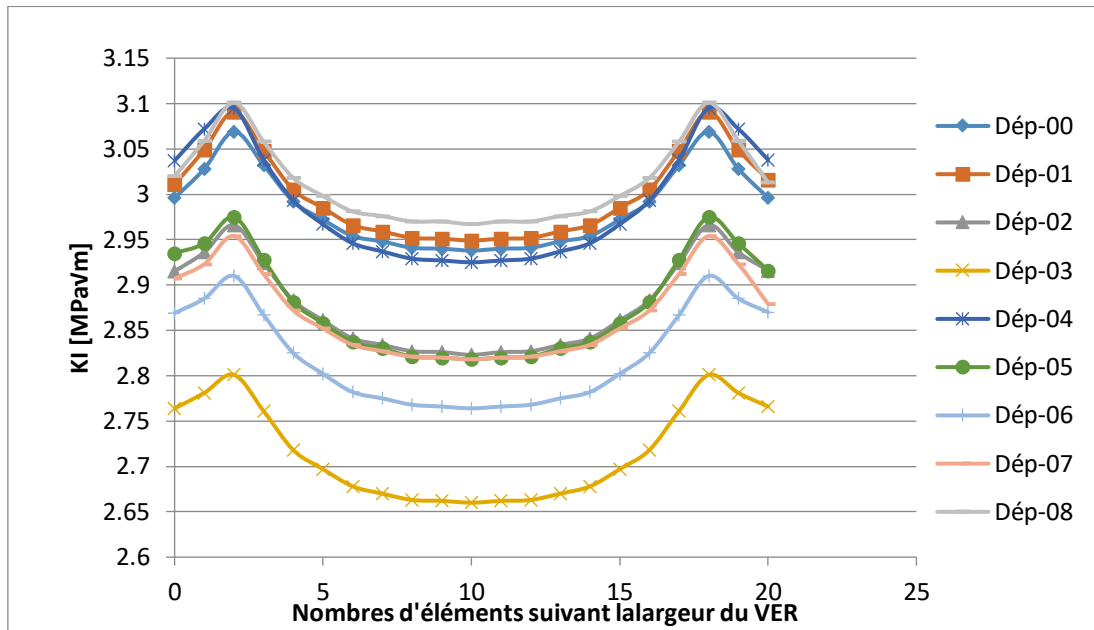
La figure III.5(a, b, c, d,e et f) illustrent la variation des facteurs d'intensité de contraintes K_I , K_{II} et K_{III} en fonction de la largeur du VER des deux matériaux composites (Verre/époxyde, et Alfa/époxyde). On note que la propagation de la fissure s'effectue en mode I pur et ceci selon l'effort appliqué au composite (FigureIII.1). Le facteur d'intensité de contraintes K_I est nettement supérieur aux deux autres modes. Dans notre étude le mode I pur est prépondérant et il est le seul paramètre à prendre en considération et on néglige les deux modes de glissement K_{II} et K_{III} .

III 5-3 variation du FIC K_I en fonction de la largeur du VER pour les différents déplacements des fibres (a) et (b)

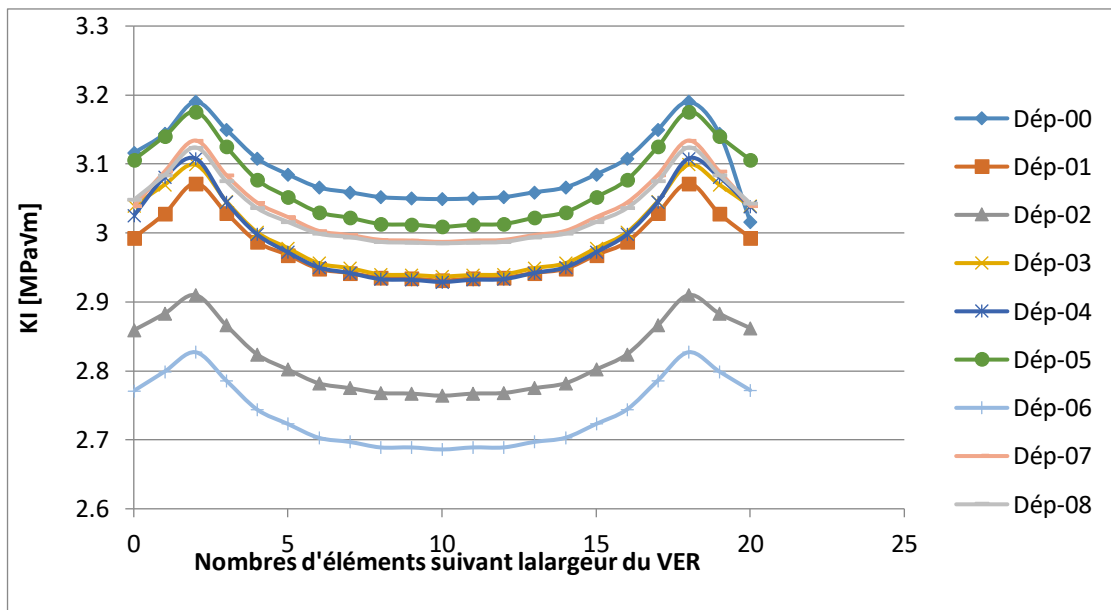
III 5-3-1. Matériau alfa/époxyde :

III 5-3-1-1. Déplacements des fibres alfa ($a=0$; $b=0,1,2,3,4,5,6,7,8$)

III 5-3-1-1. Déplacements des fibres alfa ($a=0 ; b=0,1,2,3,4,5,6,7,8$)

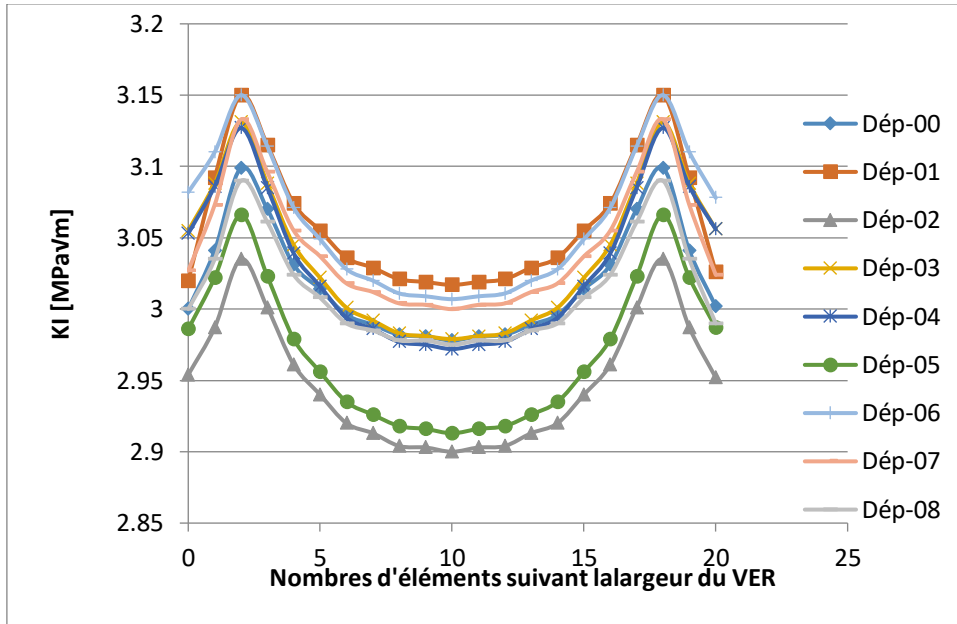


a/ Crack01: $a=0$; b variable

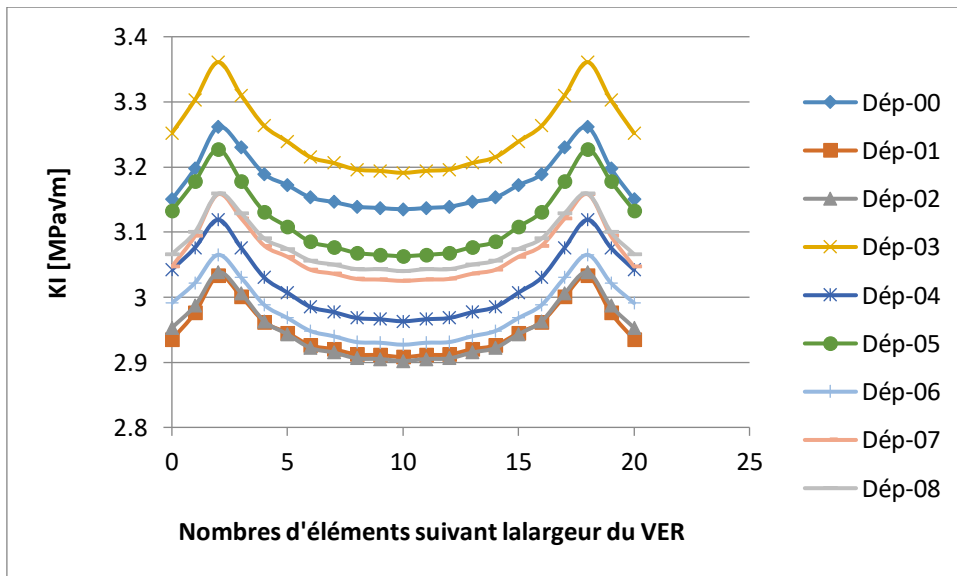


b/ Crack02: $a=0$; b variable

III 5-3-1-2- déplacements des fibres alfa ($a=1$; $b=0,1,2,3,4,5,6,7,8$)

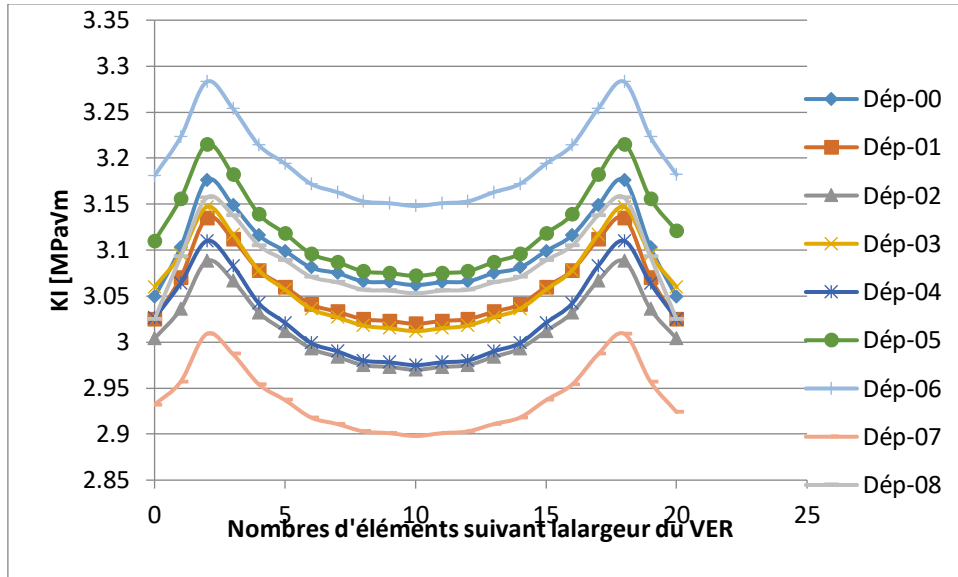


c/ Crack01: $a=1$; b variable

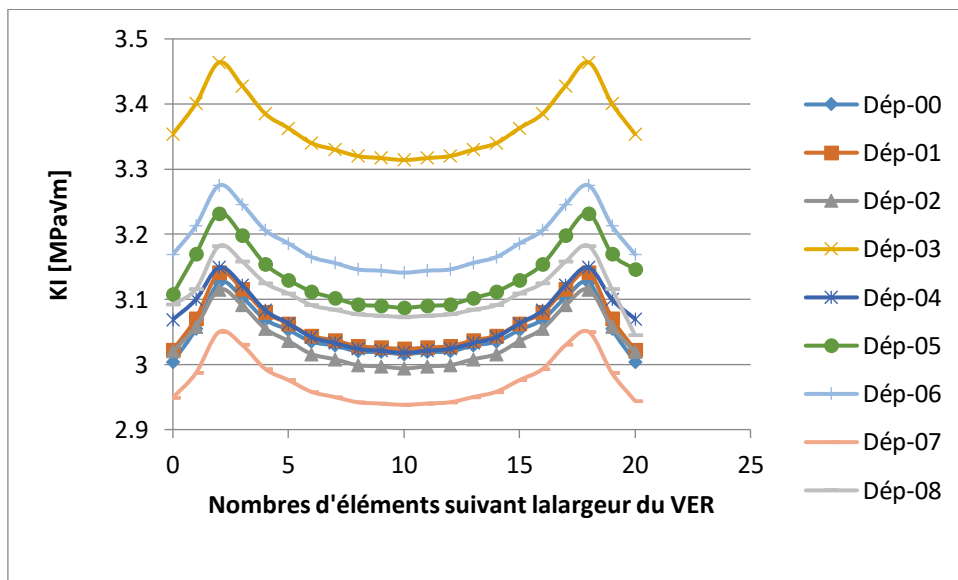


d/ Crack02: $a=1$; b variable

III 5-3-1-3- déplacements des fibres alfa ($a=2$; $b=0,1,2,3,4,5,6,7,8$)

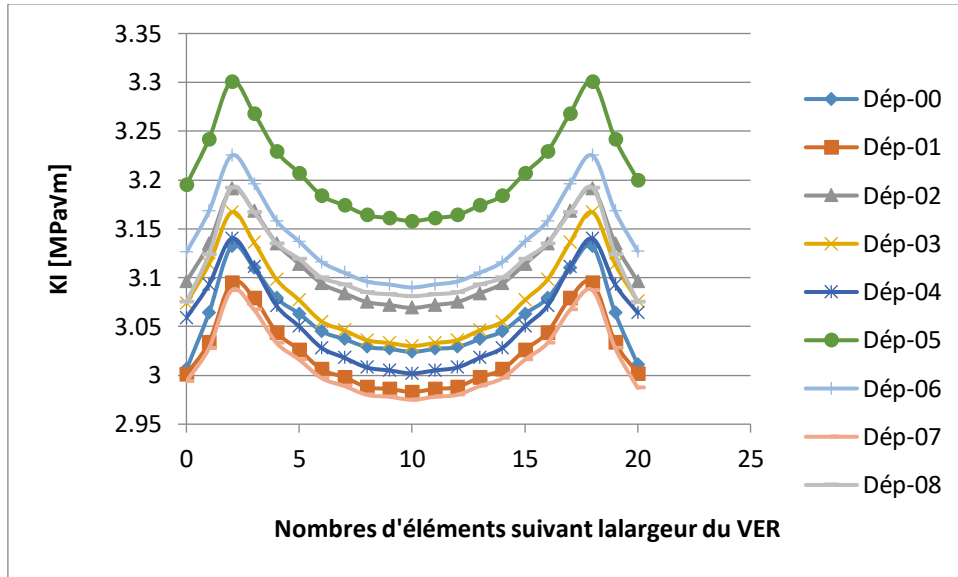


e/ Crack01: $a=2$; b variable

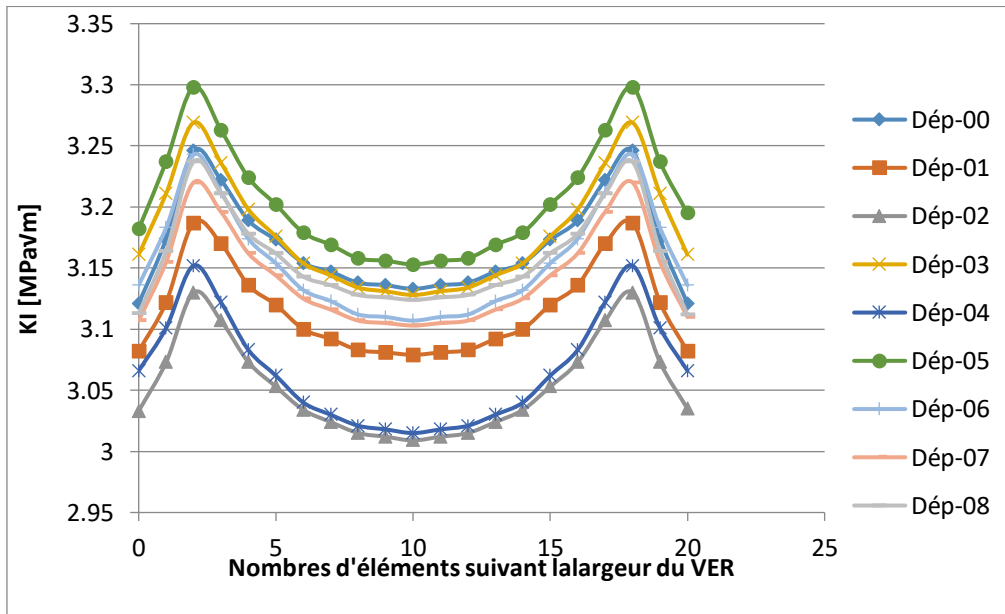


f/ Crack02: $a=2$; b variable

III 5-3-1-4- déplacements des fibres alfa ($a=3$; $b=0,1,2,3,4,5,6,7,8$)

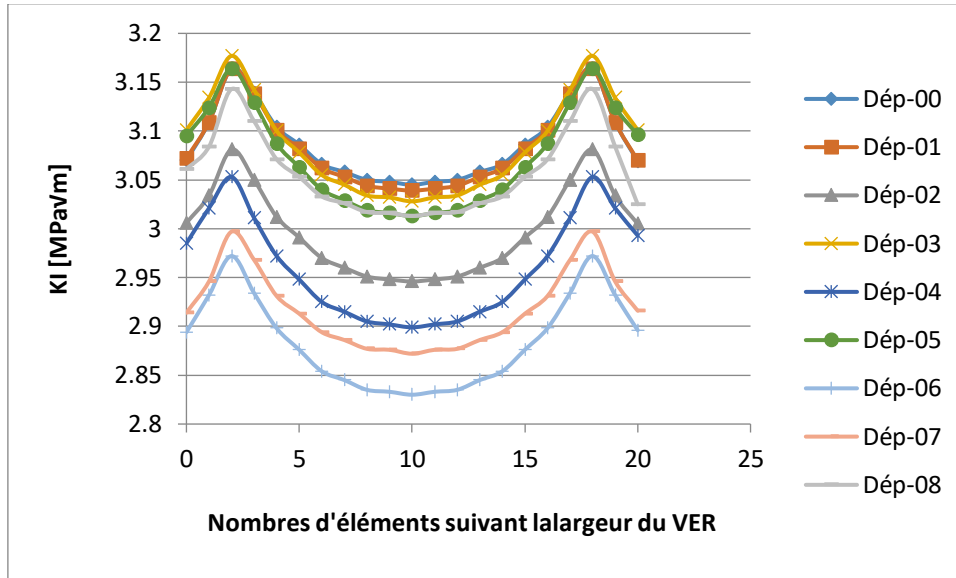


g/ Crack01: $a=3$; b variable

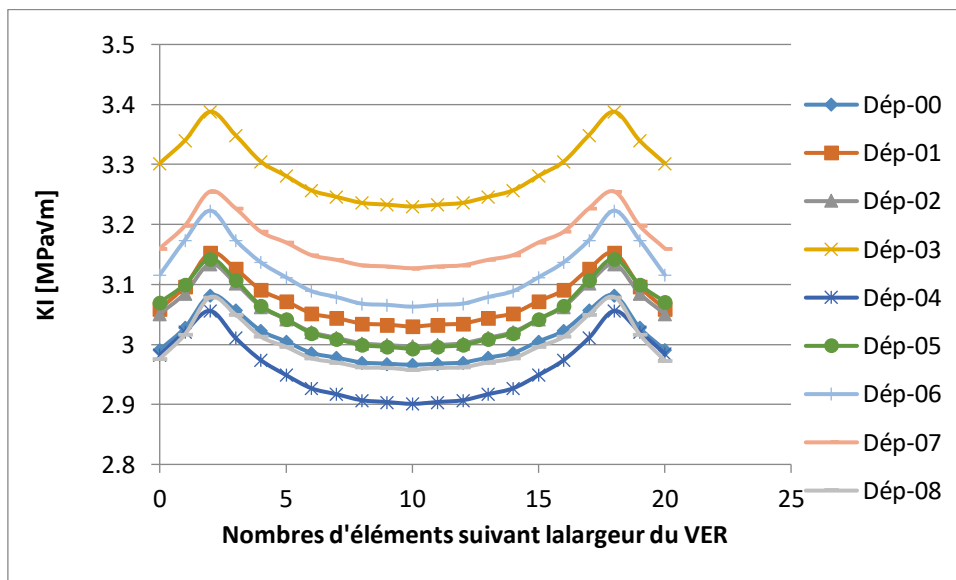


h/ Crack02: $a=3$; b variable

III 5-3-1-5- déplacements des fibres alfa ($a=4$; $b=0,1,2,3,4,5,6,7,8$)



i/ Crack01: $a=4$; b variable



j/ Crack02: $a=4$; b variable

Figure III.6 (a ; b ; c ; d ; e ; f ; g ; h ; i et j) Variation du FIC K_I en fonction de la largeur du VER alfa/époxyde pour les différents déplacements des fibres (a) et (b) et pour les deux bords de la fissure.

CHAPITRE III : Comportement en endommagement d'un VER composite sous une charge monotone

La figure III.6 montre la variation du facteur d'intensité des contraintes K_I en fonction de la largeur du VER alfa/époxyde et pour les différentes positions des fibres (a) et (b). Les graphes des figures 6a, 6b, 6c, 6d, 6e, 6f,6g, 6h, 6i et 6j sont déterminées respectivement pour les positions de la fibre (a) dép. (0), dép. (1), dép. (2), dép. (3), dép. (4) et dép. (5) et pour les deux fonds de fissure. On remarque que quel que soit la position des fibres (a) et (b) du composite VER la courbe du FIC K_I présente une symétrie par rapport au milieu de la largeur du VER et par conséquent l'analyse doit se faire sur la demi largeur du VER. D'après les résultats obtenus numériquement par la méthode des éléments finis, on distingue trois zones différentes de la courbe du FIC K_I :

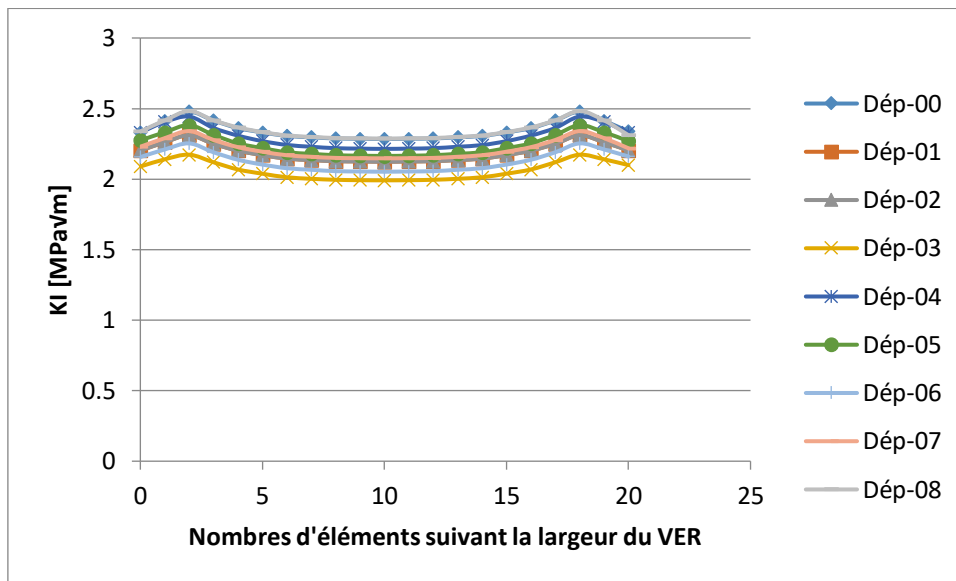
La première zone se trouve aux bords libres du VER sur une distance de 10% de la demi largeur du VER dans laquelle la valeur du FIC K_I dépend du déplacement des deux fibres (a) et (b). Aux bords libres de la fissure de notre VER, on constate que quel que soit le déplacement de la fibre (a), déplacement longitudinal, et de la fibre (b), déplacement vertical, la propagation de la fissure est soit ralenti ou totalement stoppé.

La seconde zone se trouve au voisinage proche des extrémités libres sur une distance de 20% de la demi largeur du VER. On note que quel que soit le déplacement de la fibre (a), déplacement longitudinal, et de la fibre (b) la courbe du FIC K_I a la forme d'une parabole, il augmente progressivement pour atteindre un pic puis il décroît jusqu'à une valeur stable au milieu du VER composite.

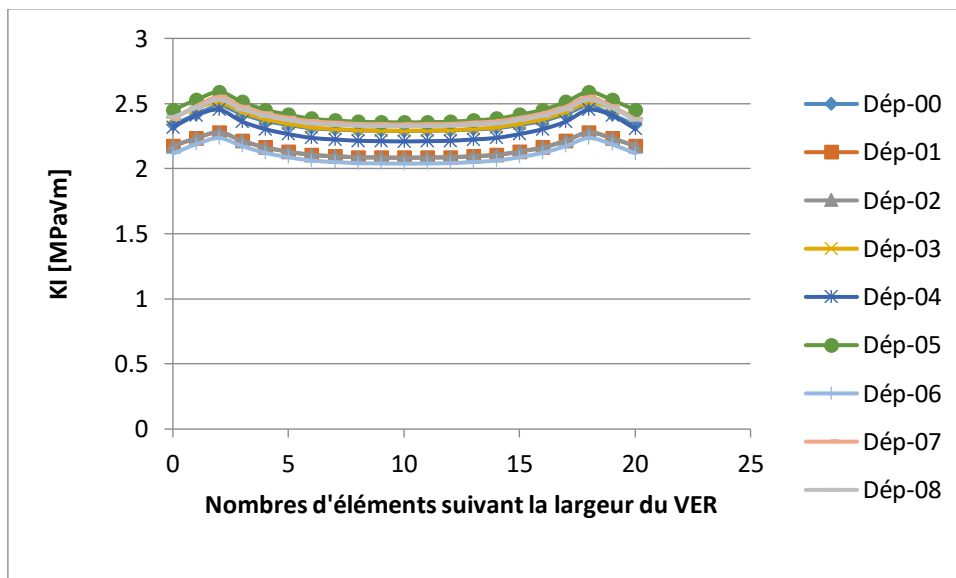
La troisième zone se trouve au milieu du VER composite sur une distance de 20% de la demi largeur de la fissure. On remarque que quel que soit la position des fibres (a) et (b) est presque constant et le niveau du facteur d'intensité de contraintes K_I dépend fortement du déplacement de la fibre (a), et le déplacement de la fibre (b).

III 5-3-2. Matériau Verre/époxyde :

III 5-3-2-1- déplacements des fibres Verre ($a=0$; $b=0,1,2,3,4,5,6,7,8$)

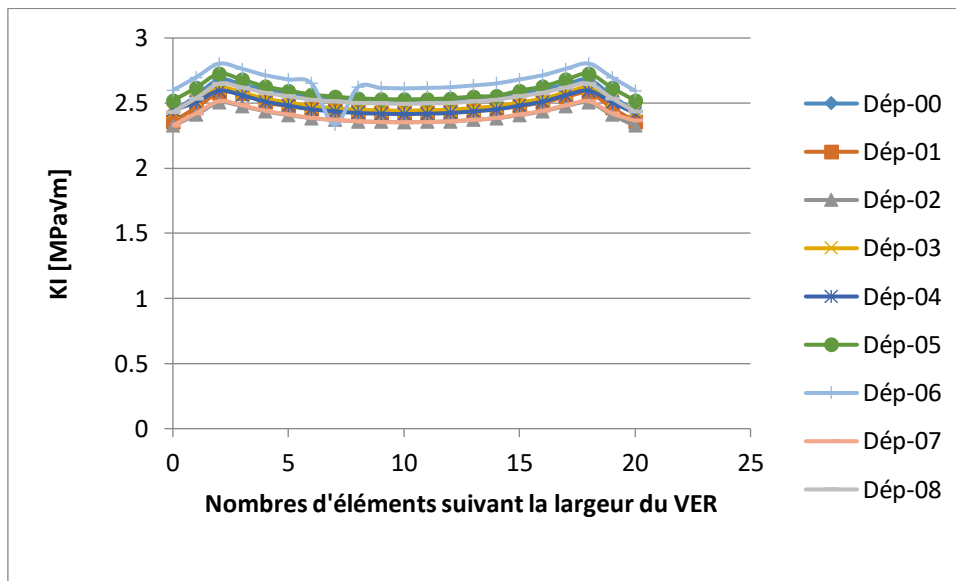


a/ Crack01: $a=0$; b variable

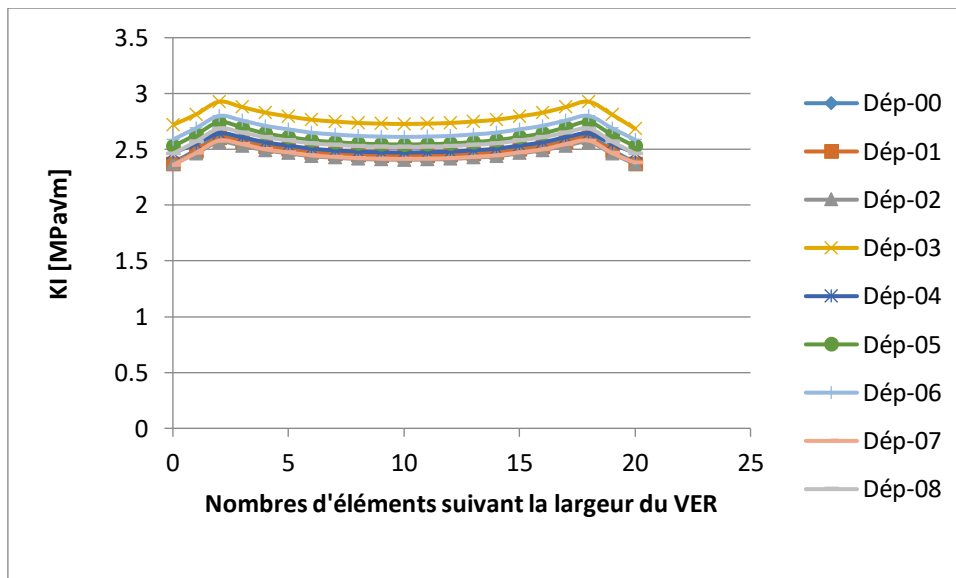


b/ Crack02: $a=0$; b variable

III 5-3-2-2- déplacements des fibres Glass ($a=2$; $b=0,1,2,3,4,5,6,7,8$)

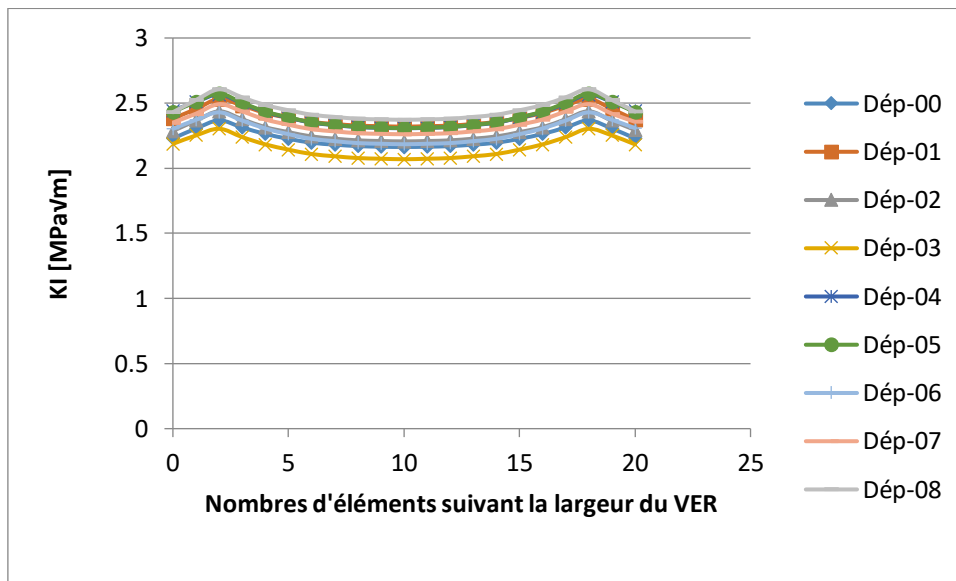


c/ Crack01: $a=2$; b variable

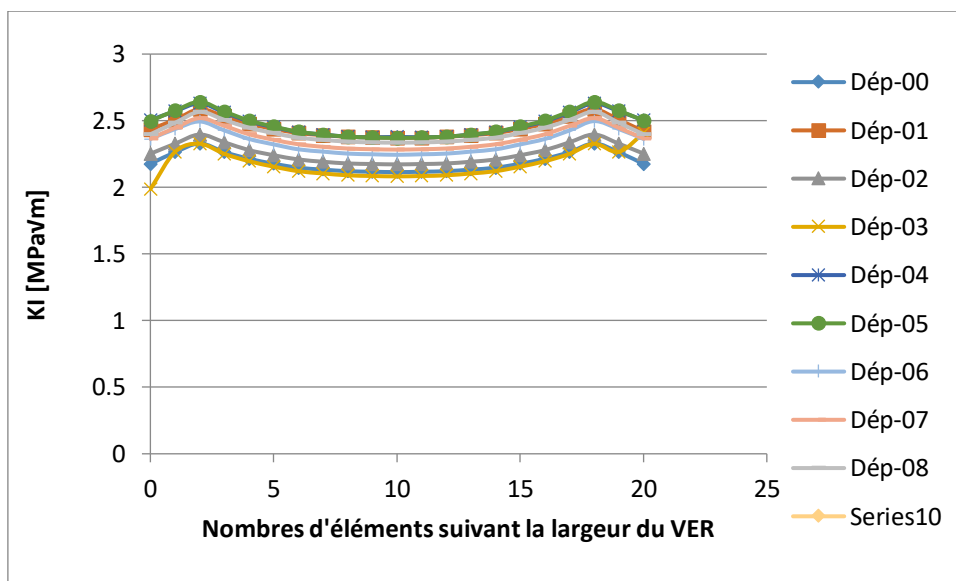


d/ Crack02: $a=2$; b variable

III 5-3-2-3- déplacements des fibres Glass ($a=5$; $b=0,1,2,3,4,5,6,7,8$)



e/ Crack01: $a=5$; b variable



f/ Crack02: $a=5$; b variable

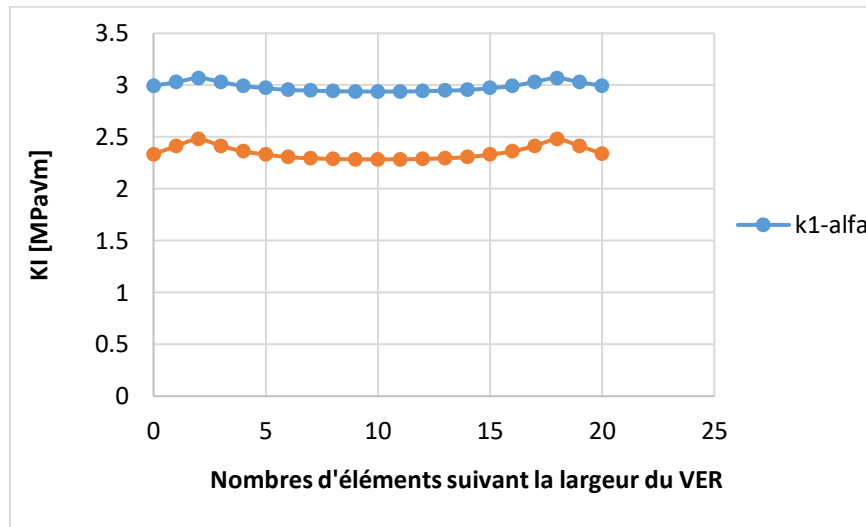
Figure III.7(a ; b ; c ; d ; e et f) Variation du FIC K_I en fonction de la largeur du VER verre/époxyde pour les différents déplacements des fibres (a) et (b) et pour les deux bords de la fissure.

La figure III.7 montre la variation du facteur d'intensité des contraintes K_I en fonction de la largeur du VER verre/époxyde et pour les différentes positions des fibres (a) et (b). Les graphes des figures 7a, 7b, 7c, 7d, 7e et 7f sont déterminées respectivement pour les positions de la fibre (a) dép. (0), dép. (2), et dép. (5) et pour les deux fonds de fissure. On remarque que quel que soit la position des fibres (a) et (b) du composite VER verre/époxyde la courbe du

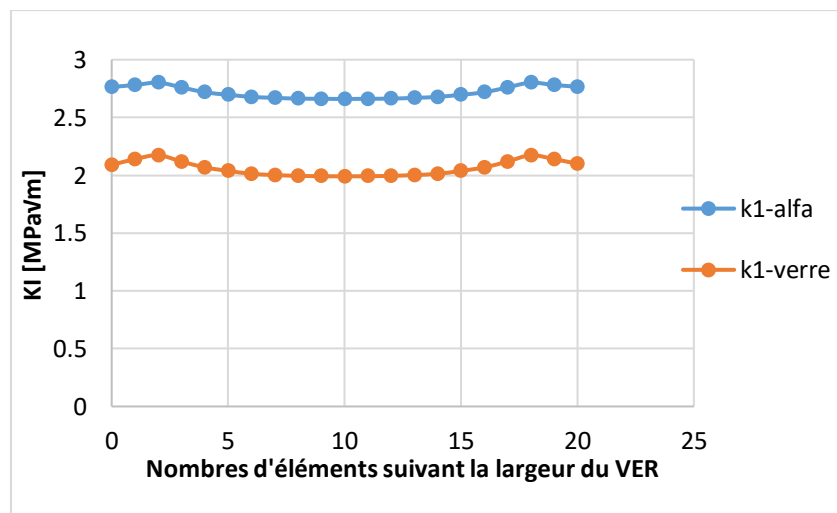
CHAPITRE III : Comportement en endommagement d'un VER composite sous une charge monotone

FIC K_I présente une symétrie par rapport au milieu de la largeur du VER et par conséquent l'analyse est la même que celle du VER alfa/époxyde. On note que le matériau composite verre/époxyde présente une légère variation du FIC et les courbes sont presque confondues.

III 5-4-Comparaison entre VER alfa/époxyde et VER verre/époxyde :

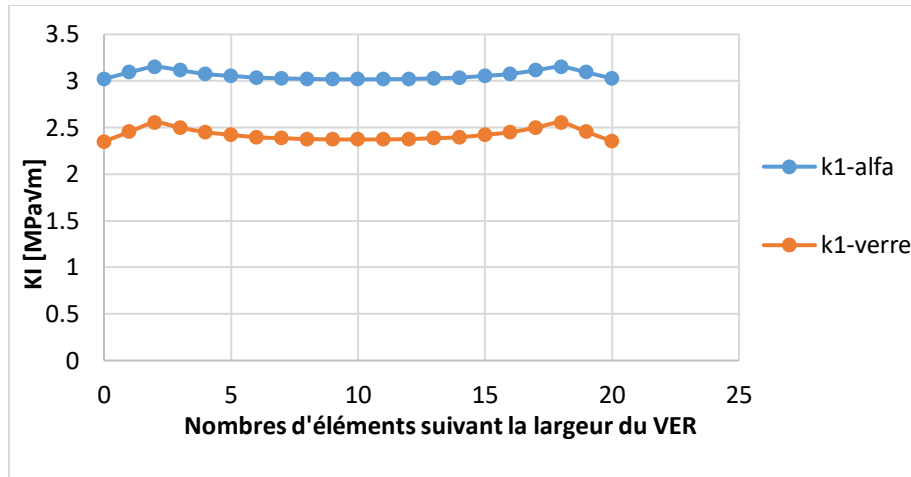


a/ Crack01: a=0; b=0

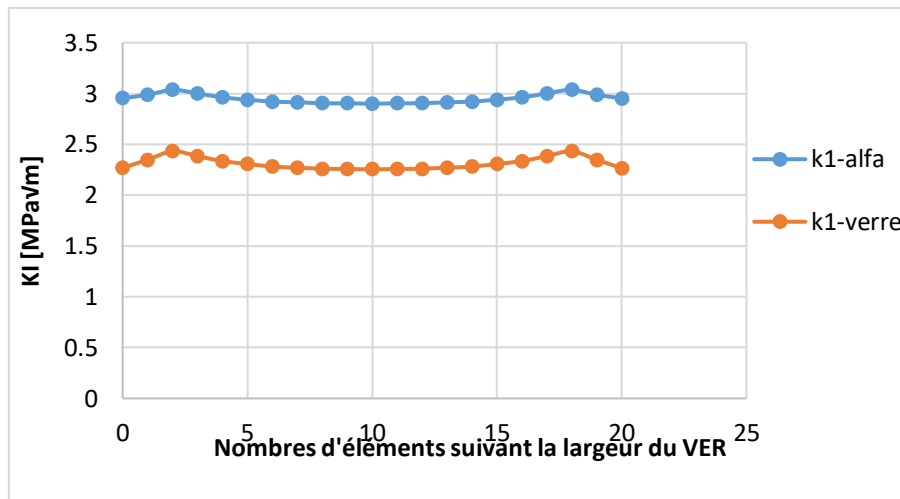


b/ Crack01: a=0; b=1

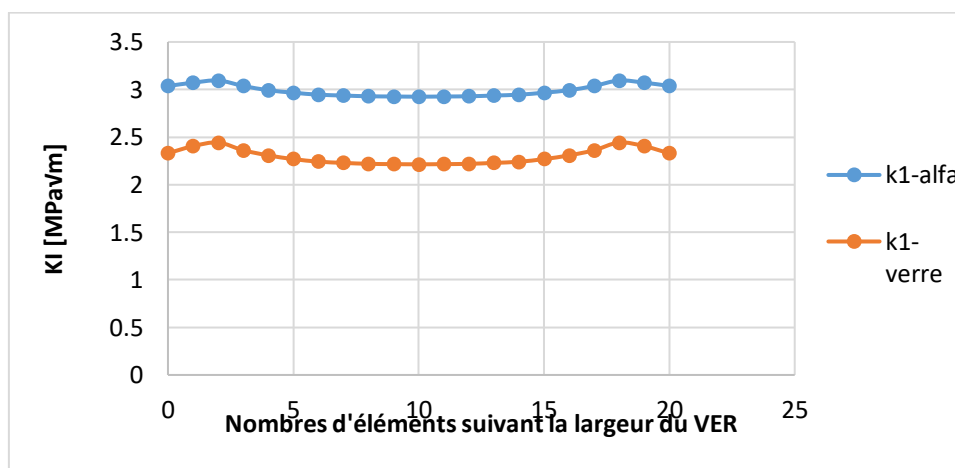
CHAPITRE III : Comportement en endommagement d'un VER composite sous une charge monotone



c/ Crack01: a=0; b=2

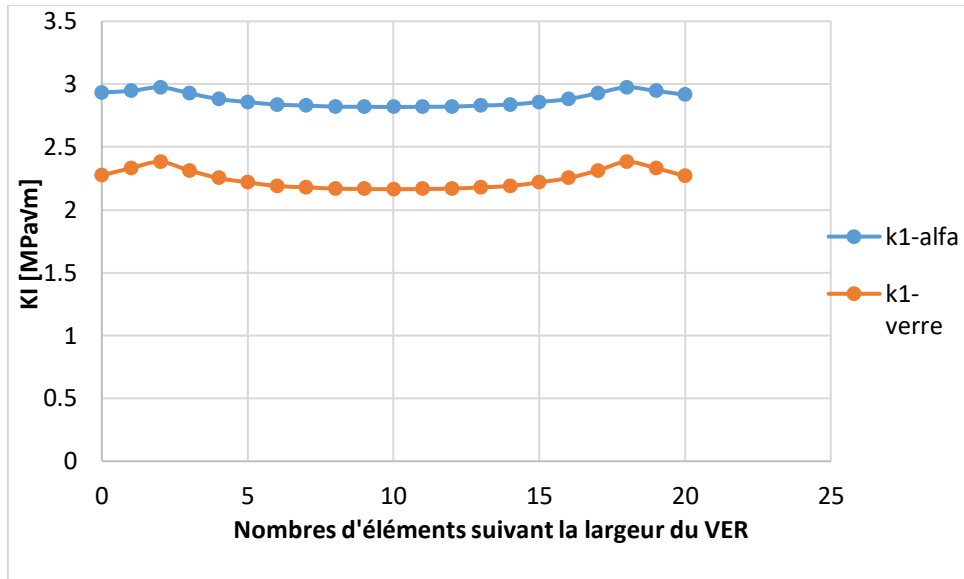


d/ Crack01: a=0; b=3

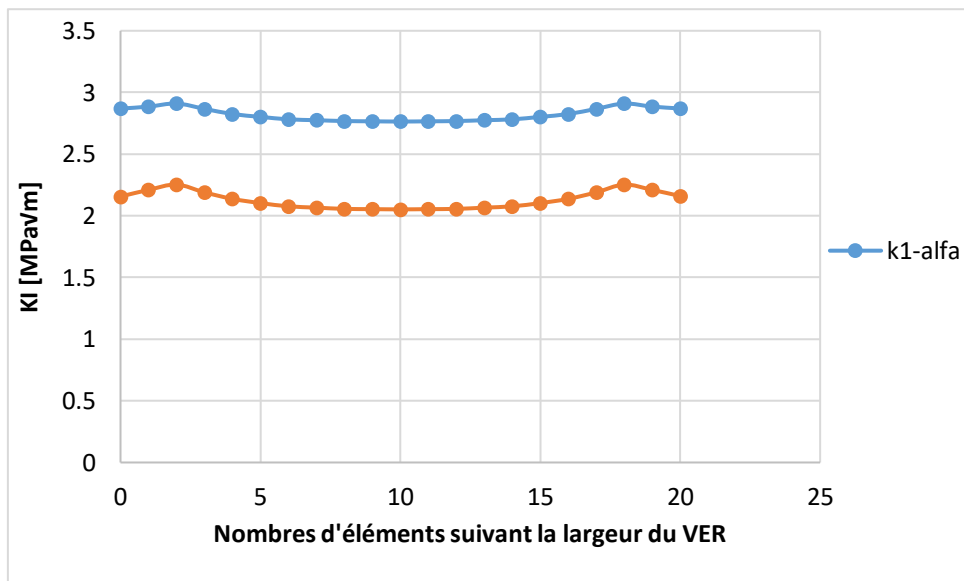


e/ Crack01: a=0; b=4

CHAPITRE III : Comportement en endommagement d'un VER composite sous une charge monotone

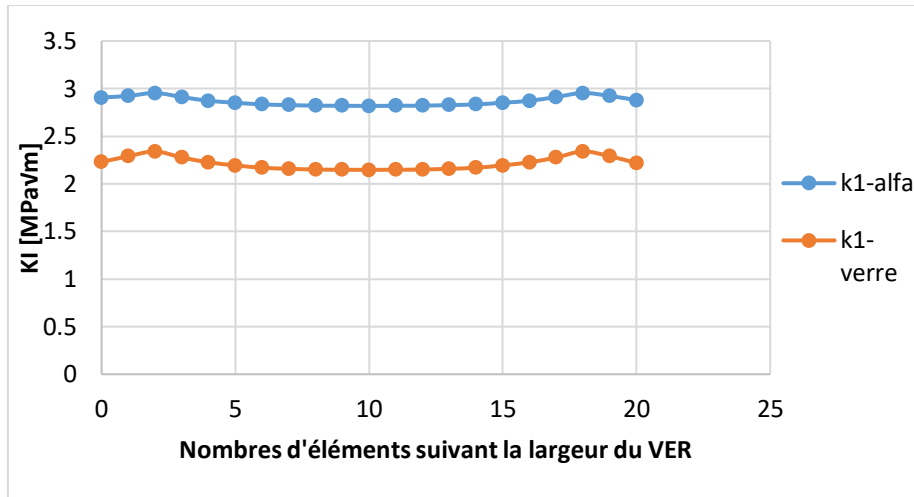


f/ Crack01: a=0; b=5

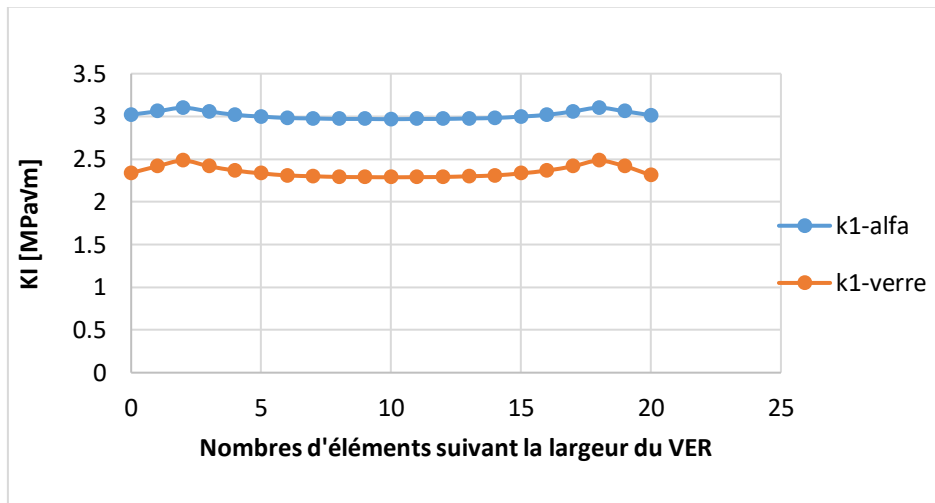


g/ Crack01: a=0; b=6

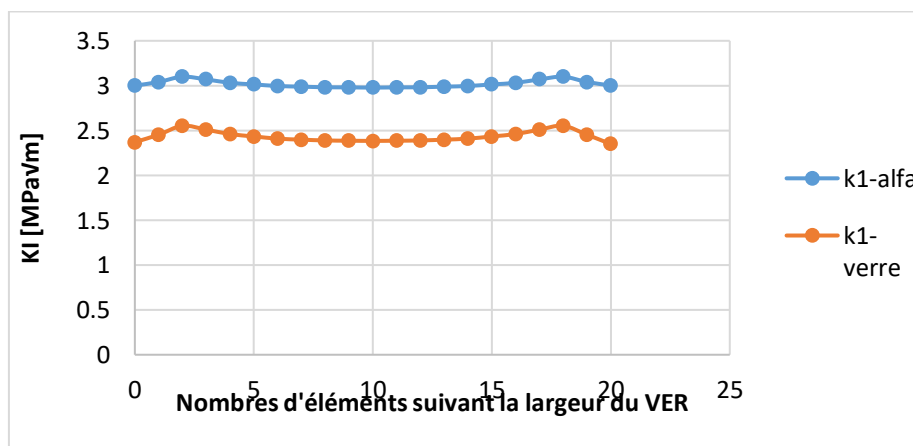
CHAPITRE III : Comportement en endommagement d'un VER composite sous une charge monotone



h/ Crack01: a=0; b=7

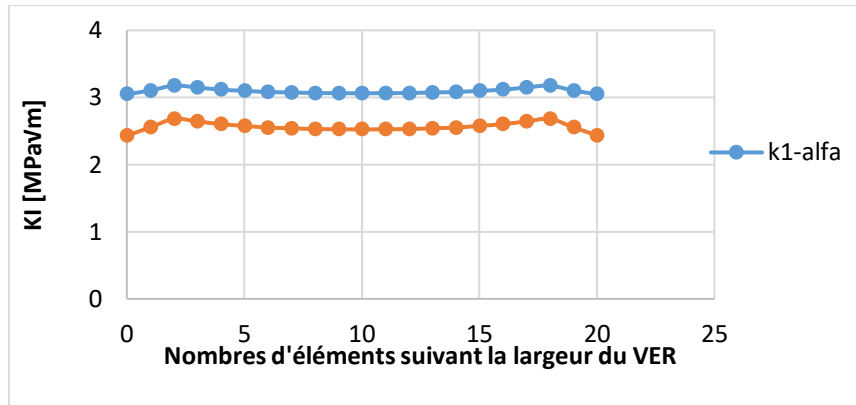


i/ Crack01: a=0; b=8

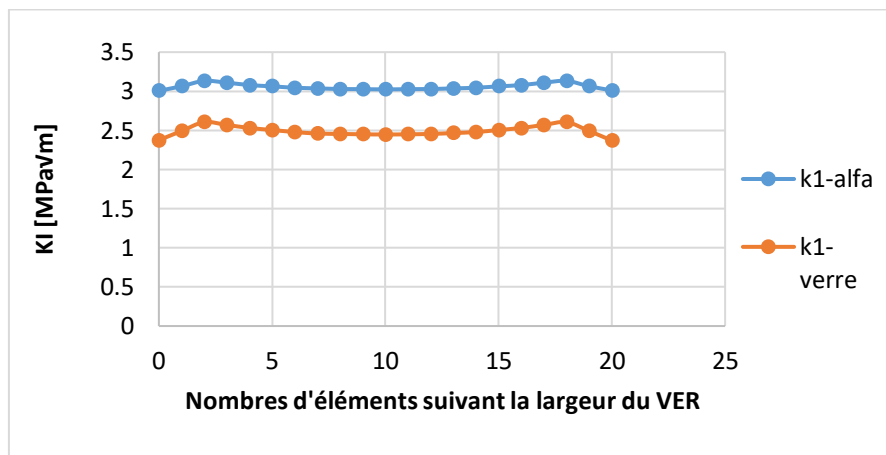


j/ Crack01: a=1; b=0

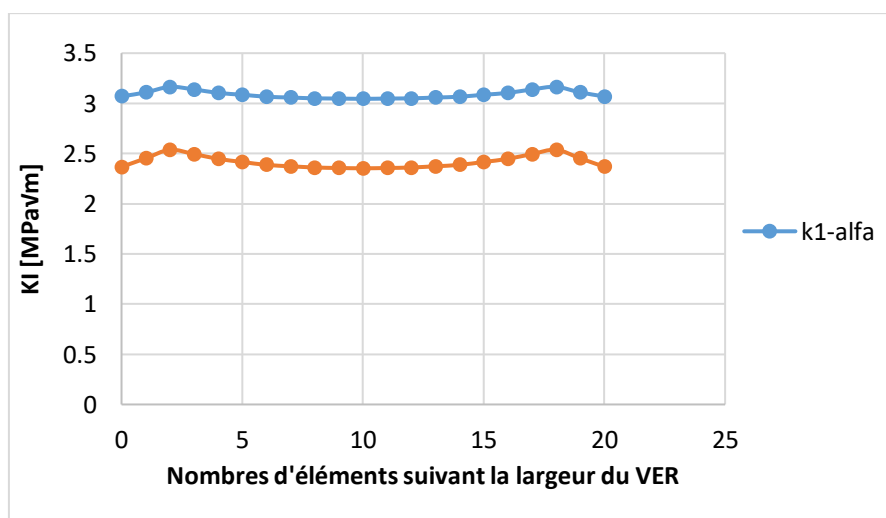
CHAPITRE III : Comportement en endommagement d'un VER composite sous une charge monotone



k/ Crack01: a=2; b=0

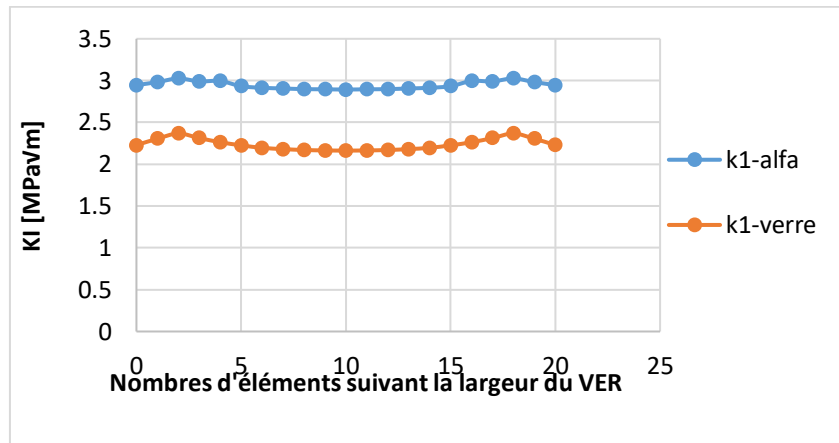


l/ Crack01: a=3; b=0

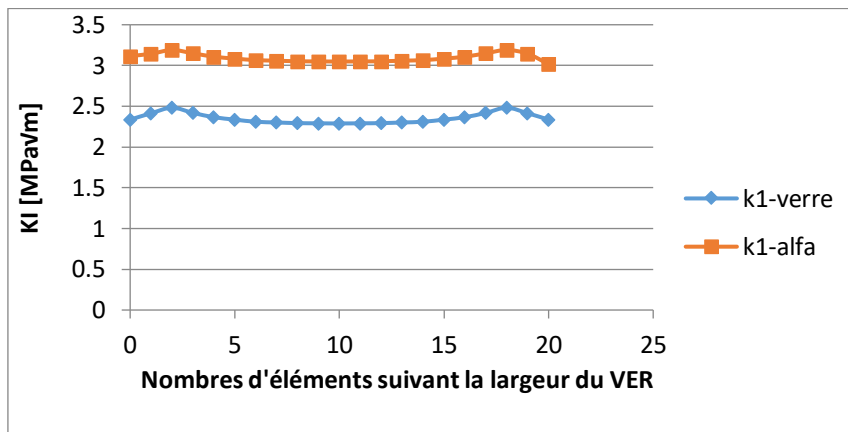


m/ Crack01: a=4; b=0

CHAPITRE III : Comportement en endommagement d'un VER composite sous une charge monotone



n/ Crack01: a=5; b=0



o/ Crack02: a=0; b=0

Figure III.8(a ; b ; c ; d ; e ; f ; g ; h ; i ; j ; k ; l ; m ; n et o) Variation du FIC K_I en fonction de la largeur des VER verre/époxyde et alfa/époxyde pour les différents déplacements des fibres (a) et (b) et pour les deux bords de la fissure.

Les figures III.8 (a ; b ; c ; d ; e ; f ; g ; h ; i ; j ; k ; l ; m ; n et o) montrent la variation du FIC K_I des deux matériaux composites alfa/époxyde et verre/époxyde pour les différents déplacements des fibres (a) et (b) et pour les deux bords de la fissure. On constate que le matériau composite alfa/époxyde possède des valeurs du FIC K_I supérieures à celle du matériau composite verre/époxyde. On note que la fibre alfa se comporte mieux que la fibre de verre et cela suite aux bonnes propriétés mécaniques de la fibre alfa.

Conclusion

Conclusion générale :

Nous avons étudié le comportement mécanique de deux composites VER verre/époxy et alfa/époxy dont les propriétés mécaniques sont disponibles dans la littérature, sollicités à une charge statique. Notre étude numérique a pour but d'analyser la contrainte équivalente de Von Mises du modèle endommagé et non endommagé ainsi que le facteur d'intensité de contraintes en fonction du déplacement horizontal et vertical des fibres (a) et (b).

Cette étude nous a permis de tirer les conclusions suivantes :

- La contrainte équivalente de Von Mises varie entre 19 MPa et 21.5 MPa pour les deux modèles fissuré et non fissuré. Cela signifie que la fibre Alfa absorbe la charge quel que soit le matériau endommagé ou non endommagé.
- La contrainte équivalente de Von Mises du modèle non fissuré varie entre 31.5 MPa et 36.7 MPa et entre 18.8 MPa et 36.8MPa pour le modèle fissuré. Cela signifie que la fibre verre supporte plus de charges dans le modèle non fissuré que celui du modèle fissuré. On note que le matériau composite alfa/époxyde se comporte mieux que verre/époxyde.
- La propagation de la fissure s'effectue en mode I pur et ceci selon l'effort appliqué au composite (FigureIII.1). Le facteur d'intensité de contraintes K_I est nettement supérieur aux deux autres modes. Dans notre étude le mode I pur est prépondérant et il est le seul paramètre à prendre en considération et on néglige les deux modes de glissement K_{II} et K_{III} .
- La position des fibres (a) et (b) du composite VER la courbe du FIC K_I présente une symétrie par rapport au milieu de la largeur du VER et par conséquent l'analyse doit se faire sur la demi largeur du VER.
- Que quel que soit la position des fibres (a) et (b) du composite VER verre/époxyde la courbe du FIC K_I présente une symétrie par rapport au milieu de la largeur du VER et par conséquent l'analyse est la même que celle du VER alfa/époxyde. On note que la matériau composite verre/époxyde présente une légère variation du FIC et les courbes sont presque confondues.
- Le matériau composite alfa/époxyde possède des valeurs du FIC K_I supérieures à celle du matériau composite verre/époxyde. On note que la fibre alfa se comporte mieux que la fibre de verre et cela suite aux bonnes propriétés mécaniques de la fibre alfa.

Bibliographie

Bibliographie

- [1] D. GAY : *Matériaux composites*, volume 5. Lavoisier, Paris, 2005.
- [2] W. A.M. BREKELMANS et M. G. D. GEERS: Computational homogenization for heat conduction in heterogeneous solids. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, pages 185–204, 2008.
- [3] P. COGNARD : Résistance chimique et à la corrosion des composites, juin 2004.
- [4] J. RENARD : Fatigue des matériaux composites renforcés de fibres continues, juillet 2010.
- [5] Granta Design LTD : Granta's CES EduPack 2018
- [6] R. KARAKUZU, H. KANLIOGLU et M. E. DENIZ : Environmental Effects on Mechanical Properties of Glass-Epoxy Composites. *Materials Testing*, 56(5) :355–361, mai 2014.
- [7] F. ELLYIN et Rachel. MASER : Environmental effects on the mechanical properties of glass-fiber epoxy composite tubular specimens. *Composites Science and Technology*, 64(12):1863–1874, September 2004.
- [8] K.G. Satyanarayana, GGC. Arizaga, F. Wypych, « Biodégradable composites based on lignocellulosic fibers »; *Progress in Polymer Science*, 34, 982–1021 (2009).
- [9] GASMI, S., & BELGUENDOZ, C. (2020). *Elaboration et caractérisation d'un matériau composite renforcé par les fibres de paille de blé* (Doctoral dissertation, UNIVERSITE MOHAMED BOUDIAF-M'SILA).
- [10] Fathi, E. R., & Boudjellal, H. (2020). *Élaboration et caractérisation d'un matériau composite à base d'une résine thermosensible renforcé par la sciure de bois* (Doctoral dissertation, UNIVERSITE MOHAMED BOUDIAF-M'SILA)
- [11] C. Paris, « Étude et modélisation de la polymérisation dynamique de composites à matrice thermosensible », Thèse de doctorat, Université de Toulouse, 2011, p144.
- [12] L. Gornet, « Généralités sur les matériaux composites », Ecole centrale Nantes, France, 2011, p43.
- [13] C. Zapata Massot, « synthèse de matériaux composite par Co-broyage en voie sèche et caractérisation des propriétés physico-chimique et d'usage des matériaux », Thèse de doctorat, Institut national polytechnique de Toulouse, 2004, p278.
- [14] J. M. Berthelot, « Matériaux composites comportement mécanique et analyse des structures », Tec & Doc, livre 4^{ème} édition 2005, p641.
- [15] M. Ladghemchikouche, « Renforcement d'un polymère (polyester insaturé) par des fibres végétales (Arundo donax) », Thèse de doctorat, Université Ferhat Abbas-Sétif 1, 2016, p110.
- [16] F.Z. Yahi, « Caractérisation physique d'une fibre végétale (le DISS) », Mémoire de master, Université Mohamed Boudiaf – M'sila, 2016, p57.
- [17] Guerroum, C. E. (2020). *L'effet de traitement Corona des fibres Naturelles sur les propriétés mécaniques* (Doctoral dissertation, Univ M'sila).
- [18] CARMA, « *Glossaire des matériaux composites* », centre d'animation régional en matériaux avancés, Décembre, 2006.
- [19] D. Ray, B. K. Sarkar, A. K. Rana, and N. R. Bose, —Effect of alkali treated jute fiber on composite properties, *Bulletin of Materials Science*, vol. 24, no. 2, p. 129, 2001.
- [20] Laurent Gornet, « **Généralités sur les matériaux composites** »,
- [21] Lebrun, G. A. Comportement thermomécanique et durée de vie de composites à matrice céramique : théorie et expérience, Thèse de Doctorat n° 1606, Université de Bordeaux. 1996).
- [22] F. Saihmed, « Elaboration et caractérisation des matériaux composites à fibres végétales », thèse de doctorat, Université des Sciences et de la Technologie Houari Boumediene, 2014.
- [23] C. P. Neto, A. Seca, D. Fradinho, M.A. Coimbra, Domingues, F. Evtuguin, D. Silvestre, A. Cavaleiro, J.A.S. 1996. Chemical composition and structural Features of the macromolecular.
- [24] d'animation régional en matériaux avancés, « glossaire des matériaux composite », Document, Actualisation décembre 2004, p33.

- [25] A. Kenza, —Développement et caractérisation de matériaux à base du bois de palmier dattier adaptés aux applications de développement durable en Algérie, | 2018
- [26.] Toufik ACHOUR, « Étude des techniques de réparation des structures composite endommagées », Université de Mentouri Constantine année 2010/2011.
- [27] . Mohamed El Hadi BOURAHLI, Caractérisation d'un composite verre / époxy. Thesedoctorat, UNIVERSITE FERHAT ABBAS-SETIF 1, 2014.
- [28] K. Joseph, aS.Thomast, C. Pavithran, « Effect of chemical treatment on theTensile properties of short sisal fiber-reinforce polyethylene composites », Mahatma GandhiUniversity, India, 1996, p11.
- [29] i. rtsng d elaborationg caractérisation mécanique et h grothermiquedunstrati fié renforcé par des fibres naturelles », Mémoire de Magister, université de M'Hamed AtsGr, Aoumerdes ,2014.
- [30] M. Haddadi, « étude numérique avec comparaison expérimental des propriétés thermoplastique des matériaux composites à matrice polymère », Mémoire de master, Université Al Hadj Lakhdar, Batna, 2011, p91.
- [31]Maurice Reyne Technologie des composites Edition HERMES, Paris, 1990.
- [32]Jean Marie Berthelot, Mécanique des Matériaux et structures composites, le Mans, Novembre 2010.
- [33]M. Mezzo Aghiles, Mémoire de Master, Etude d'une sollicitation Hors axes d'un composite unidirectionnelle (verre e/époxyde) : cas de la traction, 2012.
- [34]Djebbloun Youcef, Etude de la rupture en MODE I d'ouverture des matériaux composites, Université de Biskra (2004).
- [35]Daniel Gay, Matériaux Composites 4ème Edition, Hermès 2009.
- [36] H. GHAYOOR, S. V. HOA et C. C. MARSDEN: A micromechanical study of stress concentrations in composites. *Composites Part B: Engineering*, 132:115–124, janvier 2018
- [37]X. X. ZHANG, B. L. XIAO, H. ANDRĂ et AL: Multiscale modeling of macroscopic and microscopic residual stresses in metal matrix composites using 3d realistic digitalmicrostructure models. *Composite Structures*, 137:18–32, mars 2016.
- [38] S. DAI et P. R. CUNNINGHAM: Multi-scale damage modelling of 3d woven composites Under uni-axial tension. *Composite Structures*, 142 :298–312, mai 2016.
- [39] F. GRECO, L. LEONETTI et P. NEVONE BLASI: Adaptive multiscale modeling of fiber reinforced composite materials subjected to transverse micro cracking. *CompositeStructures*, 113:249–263, Juliet 2014.
- [40] A. CATAPANO et M. MONTEMURRO: A multi-scale approach for the optimum designof sandwich plates with honeycomb core. Part I: Homogenisation of core properties. *Composite Structures*, 118:664–676, décembre 2014.
- [41] Y. F. XING, Y. YANG et X. M. WANG: A multiscale Eigen element method and its application to periodical composite structures. *Composite Structures*, 92(9):2265–2275, août 2010.
- [42] K. N. SPANOS, S. K. GEORGANTZINOS et N. K. ANIFANTIS: Mechanical properties of graphene nanocomposites: A multiscale finite element prediction. *CompositeStructures*, 132:536–544, November 2015.
- [43]Y. ISMAIL, Y. SHENG, D. YANG et AL: Discrete element modelling of unidirectional fibre-reinforced polymers under transverse tension. *Composites Part B: Engineering*, 73:118–125, mai 2015.
- [44] L. L. MISHNAEVSKY et S. SCHMAUDER: Continuummeso mechanical Finite Element modeling in materials development: A state-of-the-art review. *Applied Mechanics Reviews*, 54(1):49–67, janvier 2001.
- [45] M. SALMI, F. AUSLENDER, M. BORNERT et AL.: Various estimates of Representative Volume Element sizes based on a statistical analysis of the apparent behaviorof random linear composites. *ComptesRendusMécanique*, 340(4–5):230–246, avril 2012.

- [46] M. HERRÁEZ, C. GONZÁLEZ, C. S. LOPES et AL. : Computational micromécanique evaluation of the effect of fibre shape on the transverse strength of unidirectional composites: An approach to virtual materials design. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, décembre 2016.
- [47] C. GONZÁLEZ et J. LLORCA: Mechanical behavior of unidirectional fiber-reinforced polymers under transverse compression: Microscopic mechanisms and modeling. *Composites Science and Technology*, 67(13):2795–2806, October 2007.
- [48] P. A. TOULEMONDE, J. DIANI, P. GILORMINI et AL: On the account of a cohesive interface for modeling the behavior until break of highly filled elastomers. *Mechanics of Materials*, 93:124–133, février 2016.
- [49] R. HUANG et P. LI: Elastic behavior and failure mechanism in epoxy syntactic foams: The effect of glass micro balloon volume fractions. *Composites Part B: Engineering*, 78:401–408, septembre 2015.
- [50] A. CATAPANO et J. JUMEL: A numerical approach for determining the effective elastic symmetries of particulate-polymer composites. *Composites Part B: Engineering*, 78:227–243, septembre 2015.
- [51] A. EL MOUMEN, T. KANIT, A. IMAD et AL: Effect of reinforcement shape on physical properties and representative volume element of particles-reinforced composites: Statistical and numerical approaches. *Mechanics of Materials*, 83:1–16, Avril 2015.
- [52] C. T. SUN et R. S. VAIDYA: Prediction of composite properties from a representative volume element. *Composites Science and Technology*, 56(2):171–179, 1996.
- [53] D. TRIAS, J. COSTA, J. A. MAYUGO et AL: Random models versus periodic models for fibre reinforced composites. *Computational Materials Science*, 38(2):316–324, décembre 2006.
- [54] M. TANEMURA: On random complete packing by discs. *Annals of the Institute of Statistical Mathematics*, 31(1):351–365, décembre 1979.
- [55] J. S. WANG: Random sequential adsorption, series expansion and Monte Carlo simulation. *Physical A: Statistical Mechanics and its Applications*, 254(1-2):179–184, mai 1998.
- [56] E. GHOSSEIN et M. LÉVESQUE: Random generation of periodic hard ellipsoids based on molecular dynamics: A computationally-efficient algorithm. *Journal of Computational Physics*, 253:471–490, November 2013.
- [57] D. ALI et S. SEN: Finite element analysis of boron nitride nanotubes' shielding effect on the stress intensity factor of semielliptical surface crack in a wide range of matrixes using RVE model. *Composites Part B: Engineering*, 110:351–360, février 2017.
- [58] D. ALI et S. SEN: Finite element analysis of the effect of boron nitride nanotubes in beta tricalcium phosphate and hydroxyapatite elastic modulus using the RVE model. *Composites Part B: Engineering*, 90:336–340, Avril 2016.
- [59] K. SCHNEIDER, B. KLUSEMANN et S. BARGMANN: Automatic three-dimensional geometry and mesh generation of periodic representative volume elements for matrix inclusion composites. *Advances in Engineering Software*, 99(Supplement C):177–188, septembre 2016.
- [60] Kanit, T., Forest, S., Galliet, I., Mounoury, V., Jeulin, D. (2003). Determination of the size of the representative volume element for random composites: statistical and numerical approach. *Methods in applied mechanics and engineering*, Vol. 195, p. 3960–3982,
- [61] Kanit, T., N'Guyen, F., Forest, S. Jeulin, D., Reed, M., Singleton, S. (2006). Apparent and effective physical properties of heterogeneous materials: Representativity of samples of two materials from food industry. *Int. Journal of Solids and Structures*. Vol. 40, p. 3647–3679.
- [62] Wang J.S. (1998). Random Sequential Adsorption, Series Expansion and Monte Carlo Simulation, *Physics A*, 254, 179–184.
- [63] Khan, K.A., Muliana, A.H. (2011). Effective thermal properties of viscoelastic composites having field-dependent constituent properties. *Acta Mech.* 209(1-2), 153-178

- [64] Kari, S., Berger, S., Gabbert, H., (2007). Numerical evaluation of effective material properties of randomly distributed short cylindrical fiber composites. *Computational Materials Science* 39, 198–204.
- [65] Terada, K., Hori, M., Kyoya, T. and Kikuchi, N., (2000). Simulation of the multi-scale convergence in computational homogenization approaches, *Int. J. Solids. Struct.* (37) 2285–2133.
- [66] Hashin, Z., Shtrikman, S., (1963). A variational approach to the theory of the elastic behavior of multiphase materials. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 11, 127-140.
- [67] Christensen, R.M. (1979a). *Mechanics of Composite Materials*. New York: Wiley.
- [68] Romero, P., Masad, E. (2001). Relationship between the Representative Volume Element and Mechanical Properties of Asphalt Concrete.
- [69] Al-Raoush, R., Papadopoulos, A. (2010). Representative elementary volume analysis of porous media using X-ray computed tomography. *Original Research*, 200, 69-77
- [70] Drugan, W.J., Willis, J.R., (1996). A micromechanics-based nonlocal constitutive equation and estimates of representative volume element size for elastic composites. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 44, 497-524.
- [71] Segurado, J. and Llorca, J., (2006). Computational micromechanics of composites: The effect of particle spatial distribution. *Mechanics of Materials* 38, 873–883
- [72] Özdemir, I., Brekelmans, W. & Geers, M. (2008). FE2 computational homogenization for the thermo-mechanical analysis of heterogeneous solids. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering* 198, 602-613
- [73] Hazanov, S., Huet, C., (1994). Order relationships for boundary conditions effect in heterogeneous bodies smaller than the representative volume. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 42, 1995-2011.
- [74] Sanchez Palencia, E., (1980). Non-homogeneous Media and Vibration Theory, *Lecture Notes in Physics*. (127) Springer Verlag, Heidelberg.
- [75] Hollister, S.J., Kikuchi, N., (1992). A comparison of homogenization and standard mechanics analyses for periodic porous composites, 10, 73-95
- [76] D. Lebaillif, Thèse doctorat “Fissuration en fatigue des structures mécano-soudées soumises à un environnement mécanique complexe,” 2006, Blaise Pascal – Clermont Ferrand II, 2006.
- [77] T. L. Anderson, *Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications, Third Edition - CRC Press Book*. 2005.
- [78] D. François, A. Pineau, and A. Zaoui, “Ductile Fracture,” 2013, pp. 193–264
- [79] N. R. Jia li, *Méthodes asymptotique en mécanique de la rupture*, Edition Hermès Lavoisier. 1996.
- [80] Kouznetsova, V., Brekelmans, W. A. M., and Baaijens, F. P. T. (2001). An approach to micro macro modeling of heterogeneous materials. *Comput. Mech.*, 27, 37–48
- [81] Feyel, F., (1999). Multiscale FE2 elastoviscoplastic analysis of composite structure. *Computational Materials Science*, 16(1-4), 433–454.
- [82] Reine, B., (2014). Étude et simulation de la conductivité thermique de matériaux composites à matrice organique chargée et renforcée de fibres de carbone PITCH, Ph.D. Thèse.
- [83] Nemat-Nasser, S., Hori, M., (1993). *Micromechanics: overall properties of heterogeneous materials*. North-Holland, New York.
- [84] Kouznetsova, V., (2002). Computational Homogenization for the Multi-Scale Analysis of Multi-Phase Materials, *Technische Universiteit Eindhoven*.
- [85] Hill, R. (1963). Elastic properties of reinforced solids: some theoretical principles. *J. Mech. Phys. Solids*, 11, 357–372.

- [86] J. Segurado, J. Llorca (2002). "A numerical approximation to the elastic properties of sphere-reinforced composites" *J MechPhys Solids*, 50 (10) (2002), pp. 2107-2121. [https://doi.org/10.1016/S0022-5096\(02\)00021-2](https://doi.org/10.1016/S0022-5096(02)00021-2)
- [87] A. A. Gusev (1997). "Representative volume element size for elastic composites: A numerical study" *J MechPhys Solids*, 45 (9) (1997), pp. 1449-1459. [https://doi.org/10.1016/S0022-5096\(97\)00016-1](https://doi.org/10.1016/S0022-5096(97)00016-1)
- [88] S. Li (1983). "On the unit cell for micromechanical analysis of fibre-reinforced composites" *Proc R Soc London A Math PhysEngSci*, 1999 (455) (1983), pp. 815-838. <https://doi.org/10.1098/rspa.1999.0336>
- [89] S. Li, L.F.C. Jean meure, Q. Pan (2015). « A composite material characterisation tool: UnitCells" *J Eng Math*, 95 (1) (2015), pp. 279-293. <https://doi.org/10.1007/s10665-014-9776-4>
- [90] C. Baley and al "Analysis of the flax fibres tensile behaviour and analysis of the tensile stiffness increase" *Composites: Part A* 33 (2002) 939–948.
- [91] C. Baley and al "Transverse tensile behaviour of unidirectional plies reinforced with flax fibres" *Materials Letters* 60 (2006) 2984–2987.
- [92] F.R. Cichocki Jr.a., J.L. Thomasonb "Thermoelastic anisotropy of a natural fibre" *Composites Science and Technology* 62 (2002) 669–678.
- [93] Alain Bourmaud, Christophe Baley « Rigidity analysis of polypropylene/vegetal fibre composites after recycling" *Polymer Degradation and Stability* 94 (2009) 297–305 .
- [94] A. MACKRELL : Multiscale composite analysis in Abaqus : Theory and motivations. *Reinforced Plastics*, 61(3):153–156, mai 2017. <https://multimechanics.com/>.
- [95] R. MCLENDON : Micromechanics Plugin for Abaqus | LinkedIn.
- [96] S. BOURGEOIS et S. LEJEUNES : HOMTOOLS -Homogeneization toolbox for Abaqus, 2011.
- [97] M. EL HACHEMI, Y. KOUTSAWA, H. NASSER et AL. : An intuitive computational multiscale methodology and tool for the dynamic modelling of viscoelastic composites and structures. *Composite Structures*, 144:131–137, juin 2016.
- [98] A. TCHALLA, S. BELOUETTAR, A. MAKRADI et AL. : An ABAQUS toolbox for multiscale finite element computation. *Composites Part B : Engineering*, 52:323–333, septembre 2013.
- [99] M. NESLÁDEK et M. ŠPANIÉL : An Abaqus plugin for fatigue predictions. *Advances in Engineering Software*, 103:1–11, janvier 2017.
- [100] D. ALI et S. SEN : Finite element analysis of the effect of boron nitride nanotubes in beta tricalcium phosphate and hydroxyapatite elastic modulus using the RVE model. *Composites Part B : Engineering*, 90:336–340, avril 2016.
- [101] D. ALI et S. SEN : Finite element analysis of boron nitride nanotubes' shielding effect on the stress intensity factor of semielliptical surface crack in a wide range of matrixes using RVE model. *Composites Part B : Engineering*, 110:351–360, février 2017.
- [102] F. LÓPEZ JIMÉNEZ : On the isotropy of randomly generated representative volume elements for fiber-reinforced elastomers. *Composites Part B : Engineering*, 87:33–39, février 2016.
- [103] K. SCHNEIDER, B. KLUSEMANN et S. BARGMANN : Automatic three-dimensional geometry and mesh generation of periodic representative volume elements for matrix inclusion composites. *Advances in Engineering Software*, 99(Supplement C):177–188, septembre 2016.
- [104] H. GHAYOOR, S. V. HOA et C. C. MARSDEN : A micromechanical study of stress concentrations in composites. *Composites Part B : Engineering*, 132:115–124, janvier 2018.
- [105] M. I. OKEREKE et A. I. AKPOYOMARE : A virtual framework for prediction of full-field elastic response of unidirectional composites. *Computational Materials Science*, 70(Supplement C):82–99, avril 2013.

Bibliographie

- [106] DAVIES, P., BLACKMAN, B.R.K. & BRUNNER, A.J. "Fracture mechanics testing methods for polymers, adhesives, and composites". Ed. par D.R. MOORE, A. PAVAN & J.G. WILLIAMS. Oxford, Royaume-Uni: Elsevier Science Ltd., [2001](#), p. [307-333](#).
- [107] Zeddour Mohamed Brahim Zahera, « PREDICTION DES MECANISMES D'ENDOMMAGEMENT DANS UN MATÉRIAU COMPOSITE » Thèse de Doctorat, USTO-MB ([2017/2018](#)).
- [108] ABAQUS Finite Element Program, ABAQUS/Standard [6.14.1](#). Hibbit, Karlsson and Sorensen, Inc. Pawtucket, USA, [2014](#).