



الجمهورية الجزائرية الديمقراطية الشعبية

Republique Algerienne Democratique Et Populaire

وزارة التعليم العالي والبحث العلمي



Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique

جامعة العربي التبسي - تبسة

Université Larbi tébessi- Tébessa –

Faculté des Sciences et de la Technologie

Département de Génie Civil

THÈSE

Présenté pour l'obtention du **diplôme** de **DOCTORAT LMD**

En : Génie Civil

Spécialité : Structures, Matériaux et Géotechnique

Par : BOUGUESSIR HAMZA

Sujet

CONTRIBUTION A L'ETUDE DE L'ENDOMMAGEMENT EN STATIQUE DU BETON POLYMERE A FIBRES MINERALES ET VEGETALES : APPROCHE EXPERIMENTALE ET NUMERIQUE

Présentée et soutenue publiquement, le 13 / 02 / 2019, devant le jury composé de :

M Laouar Mohamed Salah	MCA	Président
M Harkati ELhaddi	Professeur	Rapporteur
M Rokbi Mansour	MCA	Rapporteur
M Messast Salah	Professeur	Examineur
M Benzaid Riad	MCA	Examineur
M Merdas Abdelghani	MCA	Examineur
M Boutagouga Djamel	MCA	Examineur

Promotion : 2018/2019

REMERCIEMENTS

REMERCIEMENTS

A mon Dieu le tout puissant
Dieu Merci pour toutes ces Grâces

Je voudrais remercier le Professeur Harkati Elhaddi pour avoir
accepté d'encadrer cette thèse de Doctorat ; Merci pour vos
conseils précieux.

Mes remerciements vont également à : Docteur Rokbi Mansour pour avoir
été mon co-encadreur et pour m'avoir accueilli dans son laboratoire ;
merci pour votre accueil et vos orientations.

Les membres de jury, je veux vous remercier infiniment pour votre
acceptation d'examiner mon travail de thèse :

Professeur Laouar Mohamed Salah – Président

Professeur Messast Salah – Examineur

Docteur HDR Benzaid Riad – Examineur

Docteur HDR Merdas Abdelghani – Examineur

Docteur HDR Boutagouga Djamel – Examineur

Ma Famille ; Mère, Père et mes Frères, rien ne serait jamais suffisant pour
vous remercier assez pour tout.

Mes remerciements vont aussi à tous mes collègues et tous qui ont
contribué de près ou de loin à la finalisation de ce travail de thèse.

RÉSUMÉ DE LA THÈSE

RESUME DE LA THESE :

Cette thèse de Doctorat a pour but essentiel le développement et la caractérisation des mortiers et des bétons polymères constitués de matériaux disponibles et commercialisés localement en Algérie. Avant d'entamer la confection du béton polymère, nous avons procédé à la détermination du taux optimal de la résine polymère apportant le meilleur compromis possible entre les performances et l'économie. Le pourcentage choisi a abouti à des caractéristiques maximales en flexion trois points et en compression très importantes tout en appliquant la quantité de résine polyester la plus réduite possible nécessaire à l'imprégnation totale des agrégats afin d'assurer une cohésion parfaite. Ensuite, nous avons fait une évaluation du potentiel des fibres végétales de jute dans le renforcement des matériaux composites et particulièrement le béton polymère. Une attention particulière est donnée à la détermination de la composition chimique ainsi que des caractéristiques mécaniques en traction des fibres et des tissus végétaux car les propriétés mécaniques du matériau final seront contrôlées majoritairement par celles des fibres utilisées comme renfort.

Un nouveau concept du béton polymère est présenté et caractérisé pendant notre travail de thèse qui est le béton polymère renforcé extérieurement par des polymères renforcés en fibres, des PRFs, sous forme surfacique ; on lui a donné le nom de BPREX. Les PRFs utilisés pour cette finalité ont deux natures ; synthétique (le verre) et naturelle végétale (le jute). Le recours au renforcement extérieur a permis d'atteindre de très bonnes performances en traction, en flexion trois points et en cisaillement interlaminaire. Une modélisation numérique du BPREX soumis à la flexion trois points est également effectuée. La dernière partie du travail est consacrée à la caractérisation de la durabilité de ce nouveau concept soumis à un milieu agressif simulant les conditions environnementales équivalentes à 56 ans.

Mots clés : Fibres Végétales, Béton Polymère, BPREX, Caractérisation Mécanique, Durabilité.

ABSTRACT OF THE THESIS

The main aim of this doctoral thesis is the development and the characterization of polymer mortars and concretes made up from locally and commercially available materials in Algeria. Before starting to manufacture the polymer concrete, we proceeded to determine the optimal polymer resin ratio providing the highest possible compromise between performances and economy. The selected polymer binder percentage resulted in maximum three-point bending characteristics while applying the smallest amount of polyester resin required to fully impregnate the aggregates to ensure their perfect cohesion. Then, we carried out an evaluation of the potential of jute plant fibers in the reinforcement of composite materials and particularly of polymer mortars and concretes. Particular attention was given to the determination of the chemical composition as well as the tensile mechanical characteristics of jute fibers and fabrics because of the fact that the mechanical properties of the final material will be controlled mainly by those of the fibers used as reinforcement.

A new concept of the polymer concrete is presented and characterized during our Doctoral thesis which is the externally reinforced polymer concrete by fiber-reinforced polymers, (PRFs); we have given it the noun BPREX. The PRFs used for this purpose have two natures; synthetic (glass) and natural (jute). The use of aerial shaped external reinforcement has provided a very good improvement of the mechanical performances in traction, three-point bending, and interlaminar shear. Numerical modeling of the BPREX subjected to three-point bending is also performed. The last part of the work is devoted to the characterization of characteristics sustainability of this new concept subjected to an aggressive environment simulating natural environmental conditions equivalent to 56 years.

Keywords: Natural Fibers, polymer concrete, BPREX, Mechanical Characterization, Durability.

ملخص الأطروحة

الهدف الأساسي من هذه الأطروحة هو تطوير وتوصيف ملاط وخرسانة مصنوعين من مواد مبلمرة ومواد بناء وتسليح متوفرة محليا بالجزائر. قبل البدء في صناعه الخرسانة المبلمرة، شرعنا في تحديد المعدل المثالي من الراتنج الواجب إضافته للحصول على أحسن نسبة ممكنة بين الأداء الميكانيكي والاقتصاد. النسبة المثوية المختارة ساهمت في تحسين الأداء الميكانيكي في تجارب الانحناء ثلاثي النقاط وتجارب الضغط باستعمال أدنى معدل ممكن من بوليمير البولستر. هذا المعدل يجب أن يضمن تشبع جميع الحصى المستعمل للحصول على التماسك المطلوب.

كما قمنا بتقييم خصائص ألياف نبات الجوت ومساهمتها في تعزيز خصائص الخرسانة المبلمرة. لقد أولينا اهتماما خاصا لتحديد التركيبة الكيميائية والخصائص الميكانيكية للألياف والأنسجة النباتية لان تركيبها الكيميائية هي التي تحدد خصائصها الميكانيكية. من جانب آخر، الخصائص الميكانيكية للألياف المسلحة هي التي تتحكم في خصائص الخرسانة المبلمرة.

نقدم من خلال هذه الأطروحة فكره جديدة في مجال الخرسانة المبلمرة؛ خرسانة مبلمرة مسلحة خارجيا بأنسجة مشبعة بالراتنج. استعملنا في هذا الصدد نوعين من الأنسجة المسلحة ألياف الزجاج وألياف نباتيه (الجوت). هذا النمط من التسليح سمح بالوصول إلى نتائج معتبره للأداء الميكانيكي من حيث مقاومه الانحناء، الاستطالة والقصر الصفائحي.

جانب آخر من الأطروحة هو النمذجة الرقمية لهاته المادة أثناء تجارب الانحناء ثلاثي النقاط. الجزء الأخير من الاطروحة مخصص لدراسة استدامة الخصائص الميكانيكية لهذا المفهوم الجديد أثناء خضوعه لبيئة عدوانية تحاكي الظروف البيئية الطبيعية التي تعادل 56 سنة.

الكلمات المفتاحية: الألياف النباتية، الخرسانة المبلمرة، التوصيف الميكانيكي، الاستدامة.

SOMMAIRE

SOMMAIRE :

REMERCIEMENTS

RESUME DE LA THESE

SOMMAIRE

LISTE DES FIGURES

LISTE DES TABLEAUX

LISTE DES SYMBOLES

INTRODUCTION GENERALE :----- 1

Chapitre 01 :

Caractérisation Des Fibres Et Des Tissus Végétaux De Jute

I.	INTRODUCTION:-----	4
II.	DEFINITION DES FIBRES NATURELLES : -----	4
III.	CLASSIFICATION DES FIBRES NATURELLES:-----	6
IV.	LES BIO-COMPOSITES BIODEGRADABLES:-----	7
V.	LES FIBRES VEGETALES :-----	9
5.1.	STRUCTURE DES FIBRES VEGETALES :-----	9
5.1.1.	La Paroi primaire :-----	10
5.1.2.	La Paroi secondaire :-----	10
5.1.3.	La lamelle mitoyenne :-----	10
5.2.	COMPOSITION CHIMIQUE DES FIBRES VEGETALES :-----	11
5.3.	CLASSIFICATION DES FIBRES VEGETALES:-----	11
VI.	COMPARAISON ENTRE LES FIBRES NATURELLES ET LES FIBRES SYNTHETIQUES : -----	12
VII.	LES APPLICATIONS DES COMPOSITES RENFORCES EN FIBRES NATURELLES-----	14
VIII.	LA PARTIE EXPERIMENTALE:-----	15
8.1.	LE TISSU BIDIRECTIONNEL DE JUTE CARACTERISÉ :-----	15
8.2.	RESULTATS ET DISCUSSION :-----	15
	<i>Contribution à l'Etude en Statique de l'Endommagement du Béton Polymère à Fibres Végétales : Approche expérimental et Numérique</i>	

8.2.1.	Section transversale et morphologie des fibres de jute :-----	15
8.2.2.	La masse surfacique des tissus de jute :-----	16
8.2.3.	Le taux d'ondulation des fibres dans le tissu de jute (sertissage):-----	17
8.2.4.	Nombre de fibres par 2 cm ² :-----	17
8.2.5.	La densité linéaire des fibres de jute :-----	18
8.2.6.	Facteur de couverture des tissus de jute :-----	19
8.2.7.	Diffraction à rayons X (DRX) :-----	20
8.2.8.	Analyse par infrarouge à transformée de Fourier FTIR -----	21
8.2.9.	Résistance à la traction des fibres et des tissus de jute :-----	23
IX.	CONCLUSION :-----	30

Chapitre 02 :

Développement Et Caractérisation Des Mortiers Et Des Bétons Polymères

I.	INTRODUCTION :-----	31
II.	ÉTAT DE L'ART:-----	31
III.	COMPARAISON ENTE LE BETON POLYMERE ET LE BETON DE CIMENT PORTLAND :-----	36
IV.	LES APPLICATIONS DU BETON POLYMERE :-----	37
V.	LES PROPRIETES AVANTAGEUSES DU BETON POLYMERE:-----	38
VI.	LES INCONVENIENTS DU BETON POLYMERE:-----	41
VII.	LES RESINES UTILISEES POUR LA PRODUCTION DES MORTIERS ET DES BETONS POLYMERES :-----	42
7.1.	RESINES EPOXYDES :-----	43
7.2.	RESINES POLYESTERS:-----	43
VIII.	OPTIMISATION DE LA FORMULATION DU MORTIER ET DU BETON POLYMERE :-----	44
IX.	INFLUENCE DU TAUX DU LIANT POLYMERE SUR LES PERFORMANCE DES MORTIERS ET BETONS POLYMERES:-----	46
X.	LES MATERIAUX UTILISES :-----	47
10.1.	LIANT POLYMERE:-----	47
10.2.	LE CATALYSEUR :-----	47
10.3.	L'ACCELERATEUR :-----	48
10.4.	L'AGENT DE DEMOULAGE :-----	48

10.5. SABLE SILICEUX :-----	48
10.5.1. L'analyse granulométrique :-----	48
10.5.2. L'essai d'équivalent de sable :-----	49
10.6. LE GRAVIER :-----	50
XI. CONFECTION DES EPROUVETTES DU MORTIER ET DU BETON POLYMERES:-----	50
XII. RESULTATS ET DISCUSSION-----	52
12.1. MASSE VOLUMIQUE APPARENTE DES BETONS RESINEUX :-----	52
12.1.1. Mortier polymère-----	53
12.1.2. Béton de résine avec et sans renfort :-----	54
12.2. FLEXION TROIS POINTS SUR LES MORTIERS POLYMERES :-----	55
12.3. LA FLEXION TROIS POINTS SUR LE BETON POLYMERE-----	58
12.4. L'ESSAI DE COMPRESSION SUR LES MORTIERS ET LES BETONS POLYMERES : 64	
XIII. CONCLUSION:-----	69

Chapitre 03 :

Renforcement Extérieur Du Béton Polymère Par Des Polymères Renforcés En Fibres : Les PRFs Et Les BPREXs

I. INTRODUCTION :-----	71
II. DEFINITION D'UN MATERIAU COMPOSITE :-----	71
III. CLASSIFICATION DES MATERIAUX COMPOSITES STRATIFIES:-----	72
3.1. LES STRATIFIES RENFORCES EN FIBRES DE CARBONE ET DE VERRE CFRP ET GFRP :-----	73
3.2. LES STRATIFIES METALLIQUES RENFORCES EN FIBRES D'ARAMIDE ARALL ET DE VERRE GLARE :-----	74
IV. LES AVANTAGES DES POLYMERES STRATIFIES RENFORCES EN FIBRES (PRFs):-----	75
V. LES AVANTAGES DU RENFORCEMENT EXTERIEUR DU BETON POLYMERE AVEC DES PRFs (LES BPREXs) :-----	77
VI. CONFECTION DES EPROUVETTES EN PRFs ET EN BPREXs-----	79
6.1. LES STRATIFIES POLYMERES RENFORCES EN FIBRES PRFs :-----	79
6.2. LES EPROUVETTES DE BETON POLYMERE RENFORCE EXTERIEUREMENT PAR DES PRFs ; LES BPREXs :-----	80

VII. CARACTERISATION MECANIQUE:	82
7.1. DISPOSITIF D'ESSAI:	82
7.2. TRACTION UNIAXIALE:	83
7.3. FLEXION 3 POINTS:	83
7.4. CISAILLEMENT INTERLAMINAIRE :	84
VIII. RESULTATS ET DISCUSSION :	85
8.1. LES RESULTATS DES PRFS :	85
8.2. LES RESULTATS DES BPREXS :	90
IX. MODELISATION NUMERIQUE :	100
9.1. INTRODUCTION A LA MODELISATION NUMERIQUE :	100
9.2. HYPOTHESES DU MODELE NUMERIQUE:	102
9.3. CALCUL ANALYTIQUE DES MODULES D'ELASTICITE ET DES PARAMETRES DU MODELE NUMERIQUE :	103
9.4. PRESENTATION DU LOGICIEL DE CALCUL PAR ELEMENTS FINIS ABAQUS :---	105
9.5. DEFINITION DU CADRE DE LA MODELISATION :	106
9.6. LES CRITERES DE RUPTURE :	107
9.6.1. Le critère de la contrainte maximale :	108
9.6.2. Le critère de la déformation maximale :	108
9.6.3. Le critère de Tsai-Hill :	109
9.6.4. Le critère de Tsai-Wu :	109
9.6.5. Le critère de Hoffman :	110
9.7. LES RESULTATS NUMERIQUES :	110
X. CONCLUSION :	115

Chapitre 04 :

La Durabilité Du Béton Polymère Renforcé Extérieurement Avec Des Stratifiés Composites : Durabilité Du BPREX

I. INTRODUCTION:	117
II. DEFINITION DE LA DURABILITE:	117
III. LES FACTEURS INFLUENÇANT LA DURABILITE:	118
3.1. SOLUTIONS ALCALINES:	118
3.2. EFFET DE GEL-DEGEL:	119
<i>Contribution à l'Etude en Statique de l'Endommagement du Béton Polymère à Fibres Végétales : Approche expérimental et Numérique</i>	

3.3.	HAUTES TEMPERATURES:-----	119
3.4.	RAYONS ULTRAVIOLETS:-----	120
3.5.	EFFET DE L'HUMIDITE:-----	120
3.5.1.	La plastification :-----	120
3.5.2.	L'hydrolyse :-----	120
3.5.3.	Le lessivage :-----	121
3.5.4.	L'osmose :-----	121
IV.	LES PARAMETRES QUI CONTROLENT LE TAUX DE DEGRADATION DES CARACTERISTIQUES MECANQUES :-----	121
V.	LES INDICATEURS DE LA DURABILITE :-----	124
VI.	RECUEIL BIBLIOGRAPHIQUE DES TRAVAUX EFFECTUES SUR LA DURABILITE DES COMPOSITES POLYMERES:-----	125
VII.	PARTIE EXPERIMENTALE :-----	128
7.1.	CHOIX DU MILIEU AGRESSIF :-----	128
7.2.	PROTOCOLE DES ESSAIS DE DURABILITE:-----	129
7.3.	LES RESULTATS EXPERIMENTAUX DES PRFs ET DES BPREXs -----	131
7.3.1.	BPREX renforcé en tissus combinés soumis à 4 périodes d'immersion :-----	131
7.3.2.	Traction uni-axiale-----	133
7.3.3.	Flexion trois points-----	135
7.3.4.	Cisaillement interlaminaire :-----	138
VIII.	CONTRAINTES RESIDUELLES DES PRFS ET DES BPREX -----	140
IX.	REMARQUES SUPPLEMENTAIRES-----	142
X.	CONCLUSION :-----	145
	CONCLUSION GENERALE :-----	144
	RECOMMANDATIONS :-----	146
	REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES	

LISTE DES FIGURES

LISTE DES FIGURES

FIGURE I-1 DIFFERENCE ENTRE LA FIBRE UNITAIRE ET LE FAISCEAU DE FIBRES DANS UNE PLANTE [4]	6
FIGURE I-2 CLASSIFICATION DES FIBRES NATURELLES	6
FIGURE I-3 STRUCTURE D'UNE FIBRE VEGETALE	10
FIGURE I-4 CLASSIFICATION DES FIBRES VEGETALES	12
FIGURE I-5 LE TISSU DE JUTE CARACTERISE PENDANT NOTRE TRAVAIL	15
FIGURE I-6 COMPORTEMENT TYPIQUE DES FIBRES DE JUTE SOUMISES A LA TRACTION DANS LES DEUX DIRECTION PRINCIPALES	24
FIGURE I-7 CALCUL DU MODULE DE YOUNG DES FIBRES DE JUTE	25
FIGURE I-8 LES RUPTURES DES TISSUS DE JUTE EN LEUR MILIEU (A) CHAINE & (B) TRAME	26
FIGURE I-9 LA RUPTURE DES TISSUS DE JUTE AU VOISINAGE DES MACHOIRES	27
FIGURE I-10 COMPORTEMENT DES TISSUS DE JUTE SOUMIS A L'EFFORT DE TRACTION (A) CHAINE (B) TRAME	28
FIGURE II-1 REPARTITION DE LA PRODUCTION DES MORTIERS INDUSTRIELS EN 2011 SELON L'APPLICATION	32
FIGURE II-2 MODELE SIMPLIFIE DE LA FORMATION DE LA MATRICE CIMENTAIRE-POLYMERE	33
FIGURE VII-3 REPRESENTATION SCHEMATIQUE D'UNE RESINE COMPOSITE	43
FIGURE VII-4 STRUCTURE CHIMIQUE DE LA RESINE EPOXYDE	43
FIGURE VII-5 GELIFICATION DE LA RESINE POLYESTER ET EVOLUTION DE SA VISCOSITE PENDANT LA POLYMERISATION	44
FIGURE II-6 COURBE GRANULOMETRIQUE DU SABLE SILICEUX	48
FIGURE II-7 COURBE GRANULOMETRIQUE DU GRAVIER UTILISE	50
FIGURE II-8 LES EPROUVETTES DU BETON POLYMERE DANS LE MOULE PENDANT LA POLYMERISATION	51
FIGURE II-9 LES EPROUVETTES DE FLEXION TROIS POINTS DU MORTIER POLYMERE	52
FIGURE II-10 LES EPROUVETTES DE FLEXION TROIS POINTS DU BETON POLYMERE	52
FIGURE II-11 EVOLUTION DE LA MASSE VOLUMIQUE APPARENTE DES MORTIERS RESINEUX EN FONCTION DU TAUX DE RESINE	53
FIGURE II-12 MASSE VOLUMIQUE APPARENTE DES BETONS POLYMERES EN FONCTION DU POURCENTAGE DU RENFORT	54
FIGURE II-13 EPROUVETTE DE MORTIER POLYMERE SOUMISE A LA FLEXION TROIS POINTS	55
FIGURE II-14 FLEXION TROIS POINTS DES MORTIERS POLYMERE EN FONCTION DU TAUX DE LIANT POLYMERE	56
FIGURE II-15 ASPECT DES SURFACES DE MORTIER POLYMERE AVEC L'AUGMENTATION DU POURCENTAGE DE LA RESINE POLYESTER	57
FIGURE II-16 EPROUVETTE DE BETON POLYMERE SOUMISE A LA FLEXION TROIS POINTS	58
FIGURE II-17 FLEXION TROIS POINTS DU BETON POLYMERE	59
FIGURE II-18 AMORÇAGE DE LA FISSURATION DANS LA ZONE TENDUE DES EPROUVETTE	60
FIGURE II-19 COMPORTEMENT EN FLEXION 3 POINTS DU BETON POLYMERE RENFORCE A 1 % EN FIBRES DE VERRE	60
FIGURE II-20 COMPORTEMENT EN FLEXION 3 POINTS DU BETON POLYMERE RENFORCE A 0.5 % EN FIBRES DE JUTE	61
FIGURE II-21 COMPORTEMENT EN FLEXION 3 POINTS DU BETON POLYMERE RENFORCE A 0.5 % EN FIBRES DE VERRE	61
FIGURE II-22 RUPTURE ET ARRACHEMENT DES FIBRES DE VERRE	62
FIGURE III-1 REPRESENTATION DES COMPOSITES POLYMERES RENFORCES EN FIBRES (A) FIBRES CONTINUES ET ALIGNEES (B) FIBRES COURTES ET ALIGNEES (C) FIBRES COURTES DISPERSEES ALEATOIREMENT [12]	75
FIGURE III-2 LE CONCEPT DU STRATIFIE ALCOA ARALL [18]	76

FIGURE III-3 LES TROIS TYPES DE RENFORTS UTILISES POUR LA CONFECTION DES STRATIFIES (A) TISSU MAT QUASI-ISOTROPE (B) TISSU DE VERRE 2D (3) TISSU 2D DE JUTE -----	80
FIGURE III-4 LES EPROUVETTES CARACTERISEES (A) TRACTION, (B) FLEXION TROIS POINTS, (C) CISAILLEMENT INTERLAMINAIRE -----	81
FIGURE III-5 LE CONCEPT DU BPREX (A) 4 COUCHES DE PRFS CONSTITUANTS LES PEaux (B) AME EN BETON POLYMERE RENFORCEE EN FIBRES COURTES-----	82
FIGURE III-6 LA FORME DES MOULES UTILISES POUR LA CONFECTION DES COMPOSITES -----	82
FIGURE III-7 DECOUPAGE DES PLAQUES COMPOSITES A L'AIDE DE LA SCIE DIAMANTEE -----	83
FIGURE III-8 UNE PLAQUE COMPOSITE DE BPREX -----	83
FIGURE III-9 LA MACHINE D'ESSAIS UNIVERSELLE YLE25-----	84
FIGURE III-10 MISE EN ŒUVRE DE L'ESSAI DE TRACTION SUR LES STRATIFIES-----	84
FIGURE III-11 MISE EN ŒUVRE DE L'ESSAI DE FLEXION 3 POINTS -----	85
FIGURE III-12 MONTAGE DE L'ESSAI DE CISAILLEMENT INTERLAMINAIRE-----	86
FIGURE III-13 COURBE CONTRAINTE-DEFORMATION DES TROIS TYPES DE STRATIFIES -----	88
FIGURE III-14 COURBE CONTRAINTE-DEFORMATION DES TROIS TYPES DE STRATIFIES -----	89
FIGURE III-15 COURBE CONTRAINTE-DEFORMATION (ILSS) DES STRATIFIES -----	90
FIGURE III-16 LES TROIS TYPES DE DELAMINAGE INTERNE DES STRATIFIES CONDUISANT AUX MICRO-FLAMBEMENTS-----	90
FIGURE III-17 LES EPROUVETTES NORMALISEES DU BPREX -----	92
FIGURE III-18 LES EPROUVETTES DE BPREX SOUMISES A LA TRACTION UNI-AXIALE-----	93
FIGURE III-19 LA MISE EN ŒUVRE DE LA FLEXION TROIS POINTS DES EPROUVETTES DE BPREX-----	93
FIGURE III-20 COURBES CONTRAINTE-DEFORMATION EN TRACTION DES BPREXS EN FONCTION DU RENFORT UTILISE -----	94
FIGURE III-21 COURBE CONTRAINTE-DEFORMATION DES BPREXS EN FLEXION 3 POINTS-----	97
FIGURE III-22 L'INTERFACE FIBRES/ MATRICE DES COMPOSITES RENFORCES EN FIBRES NATURELLES -----	98
FIGURE III-23 SCHEMA DES MECANISMES D'INITIATION DE LA FISSURATION TRANSVERSALE (A) INITIATION DE LA FISSURATION TRANSVERSE DANS LA MATRICE (B) INITIATION DE LA RUPTURE TRANSVERSE DANS L'INTERFACE FIBRE/MATRICE [65] -----	98
FIGURE III-24 COURBE CONTRAINTE-DEFORMATION DES BPREXS EN CISAILLEMENT INTERLAMINAIRE -----	100
FIGURE III-25 LES NANOTUBES DE CARBONE (CNTs) INTRODUITS DANS L'INTERFACE INTER-PLIS-----	100
FIGURE III-26 RUPTURE TYPIQUE LORS DE L'ESSAI DE CISAILLEMENT INTERLAMINAIRE DE BPREX-----	101
FIGURE III-27 LES TROIS ETAPES DE RESOLUTION D'UN PROBLEME SOUS ABAQUS® -----	108
FIGURE III-28 LA GEOMETRIE ET LE MAILLAGE DU MODELE NUMERIQUE -----	109
FIGURE III-29 LA FLECHE DE LA POUTRE MODELISEE -----	111
FIGURE III-30 DISTRIBUTION DES CONTRAINTES DANS LA POUTRE SOUMISE A LA FLEXION TROIS POINTS SOUS ABAQUS®-----	112
FIGURE III-31 COMPARAISON ENTRE LES RESULTATS EXPERIMENTAUX ET LES RESULTATS NUMERIQUES ---	113
FIGURE IV-1 CHANGEMENT DE LA COULEUR DE LA RESINE ET BLANCHISSEMENT DES MECHES DE FIBRES DE VERRE -----	130
FIGURE IV-2 PERFORMANCES EN TRACTION A LONG TERME DES BPREXS-----	131
FIGURE IV-3 LES CONTRAINTES RESIDUELLES EN FONCTION DES PERIODES D'IMMERSION -----	132
FIGURE IV-4 CHANGEMENT DES PERFORMANCES EN TRACTION DES PRFS EN MAT -----	133
FIGURE IV-5 CHANGEMENT DU COMPORTEMENT EN TRACTION DES PRFS EN TISSU 2D DE VERRE -----	134
FIGURE IV-6 CHANGEMENT DU COMPORTEMENT EN TRACTION DU BPREX EN TISSUS DE JUTE -----	134
FIGURE IV-7 CHANGEMENT DU COMPORTEMENT EN TRACTION DU BPREX EN TISSU DE VERRE -----	135
FIGURE IV-8 CHANGEMENT DU COMPORTEMENT EN FLEXION DU PRF EN MAT DE VERRE -----	136
FIGURE IV-9 CHANGEMENT DES PERFORMANCES EN FLEXION DES PRFS EN TISSU 2D DE VERRE -----	136
FIGURE IV-10 CHANGEMENT DU COMPORTEMENT EN FLEXION DU BPREX EN TISSU DE VERRE -----	137
FIGURE IV-11 CHANGEMENT DU COMPORTEMENT EN FLEXION DU BPREX EN TISSU DE JUTE-----	138
FIGURE IV-12 CHANGEMENT DU COMPORTEMENT EN ILSS DU BPREX EN TISSU 2D DE VERRE-----	139
FIGURE IV-13 CHANGEMENT DU COMPORTEMENT DU BPREX EN JUTE EN ILSS -----	140

LISTE DES TABLEAUX

LISTE DES TABLEAUX

TABLEAU I-1 PRODUCTION MONDIALE EN TONNES DES FIBRES VEGETALES ET LEURS SOURCES [3] -----	5
TABLEAU I-2 COMPOSITION CHIMIQUE DES FIBRES VEGETALES [25] -----	11
TABLEAU I-3 PERFORMANCES MECANIQUES DES FIBRES NATURELLES ET SYNTHETIQUES ----	13
TABLEAU I-4 LES PROPRIETES MECANIQUES DES FIBRES NATURELLES ET DES FIBRES DE VERRE -----	14
TABLEAU I-5 LES PROPRIETES PHYSIQUES DES FIBRES T DES TISSUS DE JUTE UTILISES -----	19
TABLEAU I-6 LES PROPRIETES MECANIQUES DES FIBRES DE JUTE TESTEES -----	25
TABLEAU I-7 LES CARACTERISTIQUES MECANIQUES MOYENNES DES TISSUS DE JUTE -----	29
TABLEAU II-1 TABLEAU COMPARATIF ENTRE LES CARACTERISTIQUES DU BETON POLYMERE ET LE BETON ORDINAIRE -----	36
TABLEAU II-2 COMPOSITION CHIMIQUE DU SABLE SILICEUX -----	49
TABLEAU II-3 VALEURS DE LA MASSE VOLUMIQUE APPARENTE POUR LE MORTIER POLYMERE EN FONCTION DU POURCENTAGE DE LA RESINE -----	53
TABLEAU II-4 MASSE VOLUMIQUE DU BETON POLYMERE EN FONCTION DU TAUX RENFORT --	54
TABLEAU II-5 CARACTERISTIQUE EN FLEXION 3 POINTS DES MORTIERS POLYMERES -----	58
TABLEAU II-6 PROPRIETES EN FLEXION DES EPROUVETTES DE BETON POLYMERE -----	64
TABLEAU II-7 LES PROPRIETES EN COMPRESSION DES MORTIERS ET DES BETONS POLYMERES DEVELOPPES -----	68
TABLEAU III-1 LES CARACTERISTIQUES MECANIQUES DES STRATIFIES -----	90
TABLEAU III-2 CARACTERISTIQUES EN TRACTION DES BPREXS -----	94
TABLEAU III-3 PROPRIETES EN FLEXION 3 POINTS DES BPREXS EN FONCTION DU TYPE DE RENFORT -----	97
TABLEAU III-4 PROPRIETES DES BPREXS EN CISAILLEMENT INTERLAMINAIRE -----	100
TABLEAU IV-1 LES PARAMETRES CONTROLANT LES TAUX DE DEGRADATION DES PERFORMANCES -----	122
TABLEAU IV-2 LES METHODES ACCELEREES APPLIQUEES SUR LES COMPOSITES POLYMERES -----	126
TABLEAU IV-3 CONTRAINTES RESIDUELLES EN TRACTION DES PRFS ET DES BPREXS -----	142
TABLEAU IV-4 CONTRAINTES RESIDUELLES EN FLEXION DES PRFS ET DES BPREXS -----	142

LISTE DES SYMBOLES

LISTE DES SYMBOLES

S1 : La paroi externe de la fibre

S2 : La paroi centrale de la fibre

S3 : La paroi interne de la fibre

CrI : Le degré relatif de cristallinité

GSM : gram per square meter

C : est le degré de sertissage

F : Distance moyenne entre les marques dans le tissu

Y : la distance moyenne entre les marques après l'enlèvement de la fibre et l'application de la charge standardisée

K : constante qui est égale à 1000 m / g en tex.

Kc : Facteur de couverture total des tissus

K1 : Le facteur de couverture fractionnaire de la chaîne

K2 : Le facteur de couverture fractionnaire de la trame

ITE : Isolation thermique par l'extérieur

PRFs : Polymères renforcés en fibres

BPREX : Béton polymère renforcé extérieurement avec des PRFs

CNTs : Les nanotubes de carbone

σ_0 est la contrainte initiale

σ_t Est la contrainte à l'instant t à l'état humide

INTRODUCTION GENERALE

INTRODUCTION GENERALE :

Le béton polymère est un matériau composite résultant de la substitution partielle ou complète du liant hydraulique par un autre de nature polymère. Sa création pendant la deuxième moitié du XXe siècle pourrait être considérée comme une réinvention du béton ordinaire. Cette gamme de matériaux de construction possède des atouts non atteignables avec les matériaux conventionnels en termes de performances mécaniques, de poids réduit et de résistance aux agents chimiques.

La résistance à la traction du béton ordinaire est l'une des insuffisances majeures de ce matériau qui domine, de loin, tous les autres matériaux de construction en ce qui concerne les quantités produites et utilisées mondialement et annuellement. L'ajout du liant polymère à la matrice cimentaire hydraulique est supposé réduire la fragilité des bétons à base de ciment Portland. Le comportement mécanique est, encore, amélioré par le remplacement total du liant hydraulique par une résine polymère. Le béton polymère nécessite le recours à son renforcement bien qu'il soit, plusieurs fois, plus performant que le béton ordinaire. Les fibres de renforts peuvent être métalliques, synthétiques minérales (verre, bore ou carbone) ou synthétiques chimiques (polypropylène, polyester ou acrylique). Une classe récente qui s'ajoute aux fibres disponibles regroupe toutes les fibres issues de la biomasse. Ces fibres sont divisées en trois catégories : végétales, animales et minérales.

Les deux dernières décennies ont connu une croissance de la conscience internationale envers les changements environnementaux. Un des changements dévastateurs de l'environnement est la raréfaction des ressources fossiles. Le caractère non renouvelable de ces ressources a incité les chercheurs à trouver d'autres alternatives satisfaisant deux critères essentiels qui sont les performances et la renouvelabilité. Les fibres naturelles, abondamment disponibles dans la nature, en étant renouvelables et recyclables, constituent les candidats les plus convenables à la satisfaction des impératifs environnementaux. La connaissance des caractéristiques de ces fibres est une étape obligatoire qui précède leur exploitation comme renforts des matériaux de construction. La caractérisation doit apporter une étude détaillée, la plus extensive possible, des propriétés chimiques, physiques et mécaniques de ces fibres, car il existe un lien direct entre leur composition chimique et leurs performances. L'application des fibres naturelles dans le domaine du génie civil constitue une des méthodes les plus importantes permettant la valorisation des ressources naturelles terrestres.

La forme et le pourcentage du renfort incorporé au béton polymère contrôlent la quasi-totalité de ses performances mécaniques. Par conséquent, la détermination du renfort convenable pour l'aboutissement à un matériau satisfaisant les exigences techniques nécessite l'utilisation des renforcements de forme, de nature et de pourcentage différents afin de bien choisir la combinaison considérée optimale pour avoir un matériau composite à la fois performant et économique.

La proposition d'un nouveau matériau de construction passe par sa confection, sa caractérisation mécanique ainsi qu'un suivi du changement de ses propriétés à long terme. L'étude de la durabilité des matériaux en temps réel requiert de très longues durées de temps allant jusqu'à presque 100 ans. Les méthodes appliquées dans ce contexte sont des techniques de vieillissement accéléré afin de pouvoir prédire le comportement à long terme en une durée de temps acceptable.

Le présent travail de thèse est divisé en 4 chapitres :

Le premier chapitre de cette thèse a pour but la présentation des fibres naturelles et notamment celles d'origine végétale accompagnée d'une comparaison entre elles et les fibres synthétiques. La campagne expérimentale effectuée sur les fibres de jute et sur leurs tissus bidirectionnels a abouti à la détermination de leurs performances mécaniques en traction dans les deux directions principales ; chaîne et trame. D'un autre côté, comme la composition chimique contrôle les propriétés de ces matériaux de renfort, nous avons déterminé leurs constituants de base ainsi que leur indice de cristallinité. Pour que la caractérisation soit, le plus possible, utile pour l'introduction ultérieure de ces renforts dans un composite polymère, les propriétés physiques des fibres et des tissus de jute sont, à leur tour, calculées.

Le deuxième chapitre vise l'étude bibliographique pour la présentation des mortiers et des bétons résineux. Dans sa deuxième partie, nous essayons de contribuer à l'optimisation de la formulation de cette classe de matériaux à travers la détermination expérimentale du taux optimal du liant polymère et des fibres courtes de renfort. L'optimisation est procédée par la variation du pourcentage de la résine polyester et, ensuite, le choix du type et du taux optimal des fibres de renfort synthétiques ou naturelles.

Dans le troisième chapitre, afin d'accroître, davantage, les performances mécaniques de notre matériau, nous avons procédé à son renforcement extérieur par des fibres sous forme

surfacique. En plus des tissus synthétiques utilisés pour cette finalité, et dans le souci continu de la valorisation des ressources naturelles, nous avons essayé de reproduire le même concept avec des tissus bidirectionnels naturels de jute.

Les performances mécaniques de ce nouveau matériau développé sont évaluées à travers des essais de traction, de flexion trois-points et de cisaillement interlaminaire. Une comparaison entre les caractéristiques obtenues en fonction de la nature du renfort est, également, effectuée. A la fin du chapitre, un modèle numérique est développé sous ABAQUS® pour modéliser le comportement en flexion trois-points de notre matériau ayant une structure sandwich.

Le quatrième chapitre de ce manuscrit est consacré au suivi des changements des caractéristiques mécaniques des éprouvettes de béton polymère renforcé extérieurement par des stratifiés composites qu'on eût donné le nom de BPREX. À cause du manque de documentations concernant le sujet des concepts semblables au BPREX d'un côté, et le temps très long nécessaire à la caractérisation réelle de la durabilité allant vers plusieurs années d'immersion d'un autre côté, on a eu recours à l'immersion de nos matériaux dans une solution alcaline pour une durée définie et considérée suffisante et, ensuite, on a fait l'extrapolation des résultats obtenus avec des essais à court terme à travers l'accélération du vieillissement des structures en BPREX pour estimer les propriétés mécaniques après de très longues durées allant à plus d'un demi-siècle.

Chapitre 01 :

CARACTERISATION DES FIBRES ET DES TISSUS VEGETAUX DE JUTE

I. INTRODUCTION:

Les fibres naturelles existent depuis toujours et couvrent presque toute la superficie de la terre puisque elles se produisent des espèces vivantes ; animaux et plantes. L'être humain a pris conscience de leur importance en leur utilisant comme alimentation de ses bovins, comme renfort des briques en argile ou bien comme couverture de ses anciennes maisons en paille et en terre cuite. Et pourtant, ces utilisations ne permettent pas de bien exploiter ces fibres pour tirer le maximum possible de leurs performances. La valorisation de ces ressources naturelles renouvelables a incité à la recherche des applications plus rationnelles. Les applications envisagées doivent avoir, à la fois, des considérations économiques et environnementales. Une tendance actuelle consiste à utiliser les fibres naturelles comme renfort des matériaux composites à base de résines polymères. Cette technique nécessite la connaissance détaillée du comportement de ces fibres en termes de ; performances mécaniques, propriétés physiques et chimiques afin d'adapter au mieux leurs applications à leurs caractéristiques.

Ce chapitre a pour but la présentation des fibres naturelles et notamment celles d'origine végétale accompagnée d'une comparaison entre elles et les fibres synthétiques. La campagne expérimentale effectuée sur les fibres de jute et sur leurs tissus bidirectionnels a abouti à la détermination de leurs performances mécaniques en traction dans les deux directions principales ; chaîne et trame. D'un autre côté, comme la composition chimique contrôle les propriétés de ces matériaux de renfort, nous avons déterminé leurs constituants de base ainsi que leur indice de cristallinité. Pour que la caractérisation soit, le plus possible, utile pour l'introduction ultérieure de ces renforts dans un composite polymère, les propriétés physiques des fibres et des tissus de jute sont, à leur tour, calculées.

II. DEFINITION DES FIBRES NATURELLES :

L'appellation « fibre naturelle » englobe toute fibre issue d'une ressource naturelle et non produite artificiellement. Les fibres naturelles ont les atouts recherchés par l'industrie moderne ; disponibilité abondante, bonnes performances, faible coût, absence de risques sur la santé humaine, renouvelabilité, recyclabilité et biodégradabilité etc.

En fonction de leurs origines, ces fibres sont classées en fibres végétales (extraites des plantes), animales (produites par des animaux) ou minérales (amiante). Cette origine détermine leur composition ; les fibres naturelles animales (soie, laine...) sont constituées de protéines

tandis que les fibres naturelles végétales sont principalement constituées de cellulose [1]. En plus de l'âge et des organes de la plante, l'origine de ces fibres déterminent leur composition chimique [2].

Les fibres naturelles végétales sont extraites des différentes parties des plantes comme indiqué dans le tableau suivant présentant, parallèlement, les quantités produites annuellement:

Tableau I-1 Production mondiale en tonnes des fibres végétales et leurs sources [3]

Fibre	Production mondiale (1000 tonnes)	Source
Bambou	10000	Tige
Coton	18450	Tige
Jute	2300	Tige
Kénaif	970	Tige
Lin	830	Tige
Sisal	378	Feuille
Chanvre	214	Tige
Coco	100	Fruit
Abaca	70	Feuille

Pour les fibres naturelles végétales, On doit faire la différence entre la fibre élémentaire (ou unitaire) et le faisceau de fibres. Une fibre élémentaire signifie une seule cellule biologique fibreuse qui, lorsqu'elle est associée avec d'autres, forme le faisceau de fibres. Suivant le cas de la figure (1), ce sont ces faisceaux de fibres qui peuvent être appelés « fibres végétales ». La liaison physique entre les fibres élémentaires est principalement composée d'hémicelluloses et de pectines.

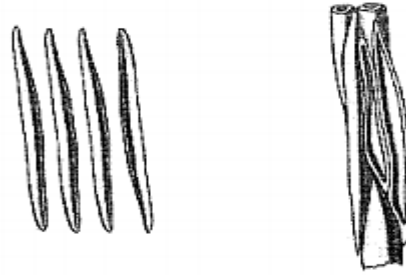


Figure I-1 différence entre la fibre unitaire et le faisceau de fibres dans une plante [4]

La longueur des faisceaux est de plusieurs dizaines de centimètres. Ils regroupent, sur une section perpendiculaire à l'axe de la tige, jusqu'à une quarantaine de fibres collées entre elles par une interphase à base de polysaccharides amorphes (notamment des pectines), appelée lamelle mitoyenne [5].

Le tournant vers les fibres naturelles permet de diminuer l'effet de la croissance de nos besoins sur l'environnement. Contrairement aux composites à fibres synthétiques, L'utilisation des fibres naturelle permet de préserver l'environnement tout en assurant nos besoins techniques.

III. CLASSIFICATION DES FIBRES NATURELLES:

Les fibres naturelles, sont classées, selon leurs origines, en trois grandes catégories : animales, minérales et végétales. Cette gamme de fibres est utilisée depuis plus de 3000 ans dans l'ancienne Egypte, où les maisons étaient construites en briques fabriquées en mélangeant de l'argile avec des pailles des poils des animaux [6]

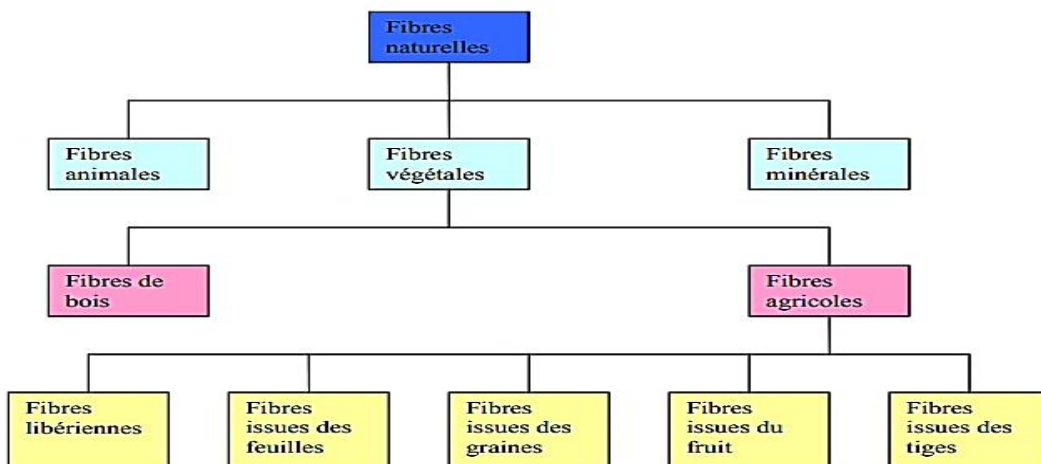


Figure I-2 Classification des fibres naturelles [7]

La classification des fibres naturelle est compliquée à cause de l'absence de critères bien définis à propos de cette classification. Elles sont divisées en catégories en fonction de leur comportement mécanique, de leur composition chimique et de leurs dimensions (longueur, largeur et rapport entre ces deux mesures [8].

Les propriétés spécifiques des fibres naturelles, notamment ; le coût faible, le poids léger, le caractère renouvelable, la résistance et le module spécifiques élevés, la disponibilité abondante à travers le monde, ont motivé leur association avec des polymères organiques pour élaborer des matériaux composites. [9].

Les bonnes performances des fibres naturelles dépendent de plusieurs paramètres [10] :

- Le facteur de forme de la fibre.
- Le degré de polymérisation de la cellulose.
- La cristallinité de la cellulose.
- L'orientation des chaînes de cellulose.
- La composition chimique des fibres (teneur en lignine, hémicellulose et cellulose)
- Les défauts existants surtout leurs irrégularités au niveau des sections transversales.

Les composites renforcés en fibres naturelles présentent aujourd'hui une large gamme de produits et, par conséquent, dans le domaine du bâtiment et de la construction sont utilisés pour différentes applications ; comme des matériaux composites renforcés en fibres ou en charges, en tant qu'isolants (laines de fibres, ouate de cellulose, chènevotte, etc.), mortiers et bétons (béton de chanvre, de bois, etc.), panneaux (particules ou fibres végétales, paille compressée, etc.) [11].

IV. LES BIO-COMPOSITES BIODEGRADABLES:

Une croissance continue du marché des composites polymères suite à leurs utilisations depuis des décennies a conduit à une augmentation considérable des déchets issus du rejet de ces matériaux après la fin de leur vie de service. La fabrication des composites à travers la combinaison d'au moins deux matériaux de natures différentes permet d'atteindre des performances exceptionnelles, mais, à la fois produit des matériaux non recyclables. Les traitements spéciaux de leurs résidus avant leur rejet sont onéreux ce qui affecte leur rapport performance/économie. Cet inconvénient majeur a orienté l'intention des scientifiques depuis plus de deux décennies à la recherche de combinaison apportant un rapport le plus haut possible

entre les caractéristiques mécaniques excellentes et la préservation de l'environnement. Ainsi, les chercheurs ont créé les 'éco-composites' ou 'composites verts' [12].

Un bio-composite désigne, de façon générale, tout matériau composite ayant l'une de ses phases d'origine naturelle. Il est fabriqué par l'association d'une résine polymère non biodégradable et des fibres naturelles (lin, jute, sisal .etc.) ou bien, contrairement, d'une résine issue de la biomasse renouvelable et des fibres synthétiques (verre ou carbone).

Lorsque le composite est entièrement fabriqué de produit naturels ; fibres naturelles renforçant une matrice dérivée d'une source naturelle renouvelable, le produit final est appelé un composite vert. Etant biodégradable et sans résidus toxiques, l'application de cette gamme des matériaux composites apparaît comme une alternative excellente des composites polymères grâce à sa capacité de préserver l'environnement.

La biodégradation est caractérisée par une perte progressive des propriétés physico-chimiques initiales du matériau concerné au fil des années. Au stade ultime, la plupart des molécules constituant le matériau sont décomposées en molécules de masses plus faibles, susceptibles d'être réintégrées aux cycles vitaux en étant assimilées par la (micro) faune ou la (micro) flore du sol. Lorsqu'au stade ultime de la dégradation, on vérifie la réintégration effective des résidus du matériau au processus vital, on parle alors de bio-assimilation et le matériau peut-être ainsi qualifié de biodégradable. La durée de vie d'une ressource par rapport à la vie de l'Homme fait que celle-ci est qualifiée de renouvelable ou non renouvelable [13].

Les constructeurs et ingénieurs sont toujours en quête de nouveaux matériaux et de techniques de fabrication améliorées pour construire de meilleurs produits et, donc, maintenir leur compétitivité et accroître leur profit. Aleriza et al. [14] ont présenté le WPC comme un composite vert très prometteur et durable sans utilisation de produits chimiques toxiques. Ce Produit WPC 'Wood polymer composite' c'est-à-dire un composite à base d'une résine thermoplastique ou thermodurcissable renforcée en fibres et résidus de bois, a été créé comme un concept moderne en Italie dans les années 1970 et qui a été popularisé dans l'Amérique du nord pendant les années 1990. Ensuite, au début du 21ème siècle ce concept a été répandu en Inde, Singapour, Malaysia, Japon et en Chine.

Contrairement aux fibres synthétiques, lorsque les fibres naturelles sont utilisées comme renfort des composites polymères, ceux-ci auront un poids léger, de bonnes performances mécaniques, une bonne isolation thermique et acoustique et seront, ainsi, plus économiques.

Grâce à ces atouts, même les parties les moins nobles des plantes sont de plus en plus utilisées. [15].

La tendance actuelle est l'utilisation des 'nano-fibres' cellulosiques naturelles. Dans ce contexte, un travail très intéressant publié par Abdulkhalil et al. [16] pour la discussion de l'extraction, la transformation et l'individualisation des nano-fibres ainsi que leurs propriétés et celles des composites renforcés par elles, et les domaines d'application de ces composites. Les auteurs ont considéré que les composites renforcés en nano-fibres constituent l'un des domaines de recherches scientifiques et de développement technologique les plus prometteurs actuellement dans le monde entier.

Les matrices communément utilisées dans l'élaboration de composites à fibres naturelles vont des thermoplastiques, tels que le polypropylène et polyéthylène aux thermodurcissables tels que le polyester et l'époxy [17]. Les fibres naturelles ont été introduite pour la première fois en 1908, des composites à base de résine phénolique ont été renforcés par des fibres cellulosiques pour la réalisation industrielle de panneaux et de tubes pour l'électronique [18]. En 1978, des maisons et des silos ont été construits à partir des fibres de jute imprégnées d'une résine polyester à Madras en Inde. Depuis ce temps, l'utilisation des fibres naturelles comme renfort des matériaux composites ne cessait de se développer dans les domaines ; automobile, horticulture, électroménager, mobilier urbain et cosmétique. Les études techniques faites suggèrent que ces fibres ont un réel avantage concurrentiel face aux fibres de verre. Donc, elles ont un fort potentiel de développement comme agent de renfort dans les matrices polymères. Cependant, les fibres naturelles possèdent une absorption d'humidité élevée, qui peut être un problème majeur. Enfin, l'insertion de fibres hydrophiles dans une matrice hydrophobe n'est pas simple [19].

V. LES FIBRES VEGETALES :

5.1. STRUCTURE DES FIBRES VEGETALES :

La structure d'une fibre végétale est constituée d'une paroi primaire, d'une paroi secondaire et d'une lamelle mitoyenne [20]. Cette structure est assimilable à un stratifié de plusieurs plis comme présenté sur la figure (3):

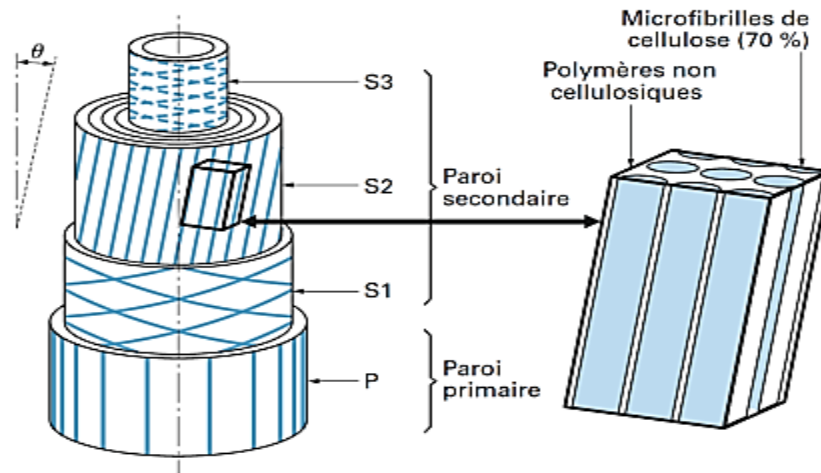


Figure I-3 Structure d'une fibre végétale [21]

5.1.1. La Paroi primaire :

Ayant une épaisseur comprise entre 30 et 100 nm, elle a la forme d'un réseau non orienté de cellulose micro-fibrillaire. La structure fine et semi-rigide est à l'origine de la croissance cellulaire des parois.

5.1.2. La Paroi secondaire :

A son tour, elle est constituée de trois parties : la paroi externe S1 (100 à 200 nm), la paroi centrale S2 (0.5 à 8 nm) et la paroi interne S3 (70 à 100 nm). Elle a la propriété d'être inextensible. Elle est constituée de strates concentriques formées de micro fibrilles de cellulose serrées et disposées hélicoïdalement par rapport à l'axe de la fibre. Les fibrilles de cellulose sont orientées parallèlement suivant un angle appelé angle micro fibrillaire. Plus l'angle micro fibrillaire est faible plus la rigidité, la résistance à la rupture de la fibre et l'allongement à la rupture seront élevés [22]. La partie intermédiaire de la paroi secondaire S2 constitue la couche principale et, par conséquent, détermine les performances mécaniques de la fibre [23].

5.1.3. La lamelle mitoyenne :

C'est une paroi d'épaisseur de 0.5 à 2 nm qui, en entourant les fibres, joue le rôle de matrice qui maintient la cohésion des fibres. Elle est composée essentiellement de lignine (environ 70%) et d'hémicellulose. Elle confère à la fibre ses propriétés de rigidité [24].

5.2. COMPOSITION CHIMIQUE DES FIBRES VEGETALES :

La composition chimique des fibres végétales contrôle leurs performances. Il est donc utile de déterminer cette composition chimique, le tableau (2) présente les pourcentages des éléments chimiques constituant quelques fibres végétales ;

Tableau I-2 Composition chimique des fibres végétales [25]

Fibre	Cellulose (%)	Hémi-cellulose (%)	Lignine (%)	Pectine (%)	Graisses (%)	Eau (%)	Angle micro-fibrillaire (°)
Chanvre	70-74	17,9-22,4	3,7-5,7	0,9	0,8	6,2-12	2-6,2
Lin	71	18,6-20,6	2,2	2,3	1,7	8-12	5-10
Jute	61-71,5	13,6-20,4	12-13	0,2	0,5	12-13,7	8
Coton	85-90	5,7	-	0-1	0,6	7,85-8,5	-
Sisal	66-78	10-14	10-14	10	2	10-22	10-22
Ramie	68,6-76,2	13,1-16,7	0,6-0,7	1,9	7,5-17	0,3	7,5
Kénaf	45-57	21,5	8-13	3-5	-	-	-

5.3. CLASSIFICATION DES FIBRES VEGETALES:

Comme mentionné ci-avant, la classification des fibres végétales est compliquée due au manque de critères bien définis, on se limite ici à la présentation de trois critères [26] :

- 1- Selon la partie de la plante dont elles sont extraites, les fibres végétales peuvent être classées en fibres de tiges (kénaf, jute, lin, ramie), et de feuilles (sisal, abaca, paille de graminée...),
- 2- En fonction de la teneur en cellulose et hémicelluloses (holocellulose) et en lignine, on a les fibres ligneuses (dures et rigides) provenant de matériels ligneux tels que le bois et les fibres non ligneuses (douces et souples), qui sont extraites de végétaux non ligneux souvent annuels relativement moins riches en lignine tels que le kénaf, le chanvre, le sisal, le jute et le lin.

- 3- Suivant leur longueur, les fibres végétales peuvent être divisées en deux catégories :
- (i) les étoupes (fibres courtes), généralement, associées aux fibres longues.
 - (ii) les fibres longues, appelées aussi libériennes, elles sont, soit, des fibres douces extraites des tiges et de leurs écorces, ou des fibres plus rigides et plus dures (riche en lignine) issues de feuilles ou de troncs d'arbre.

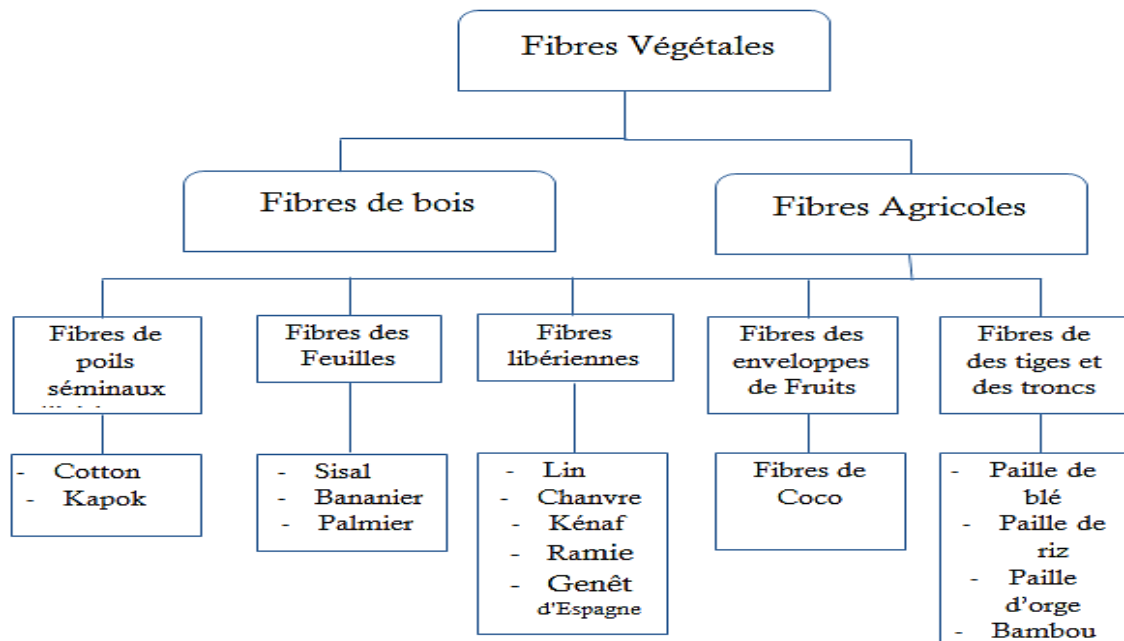


Figure I-4 Classification des fibres végétales [27]

VI. COMPARAISON ENTRE LES FIBRES NATURELLES ET LES FIBRES SYNTHÉTIQUES :

Les fibres naturelles sont utilisées comme renfort car leurs matériaux composites possèdent de bonnes propriétés mécaniques. Et pourtant, vu leur composition chimique différente de celle des fibres synthétiques, leurs performances sont certainement différentes.

Les applications des composites renforcés en fibres naturelles sont intéressantes lorsqu'elles sont bien adaptées à leurs caractéristiques, par exemple en flexion ou en traction pour la construction des poutres qui font partie des bancs de parcs. Malgré que les fibres naturelles présentent des insuffisances en termes de performances mécaniques en comparaison avec leurs homologues synthétiques, le côté économique ainsi que l'absence des risques pour la santé lors de leur manipulation les rendent capables de rivaliser avec les fibres synthétiques [28].

En effet, les composites de fibres naturelles excellent dans la plupart des paramètres de comparaison aux composites de fibres synthétiques, excepte la résistance [29]. Les avantages des fibres naturelles par rapport aux fibres synthétiques sont à l'origine de leur valorisation. Parmi ces avantages on cite ; bonnes propriétés mécaniques spécifiques en raison de la faible densité, recyclabilité, biodégradabilité et nature renouvelable, faible consommation d'énergie, abondance et par conséquent faible coût et faible investissement, manipulation et traitement plus aisé avec faible endommagement des équipements, peu d'effets néfastes sur la santé humaine, absence d'émission de dioxyde de carbone et bonne isolation thermique et acoustique [30].

Tableaux des performances mécaniques des fibres naturelles et synthétiques [31], [32].

Tableau I-3 Performances mécaniques des fibres naturelles et synthétiques

Paramètre	Fibres naturelles	Fibres synthétiques
Masse volumique	Faible	Le double des fibres naturelles
Coût	Faible	Plus élevé
Renouvelabilité	Oui	Non
Recyclabilité	Oui	Non
Consommation d'énergie	Faible	Elevé
Distribution	Large	Large
Carbone – neutre	Oui	Non
Abrasion des machines	Non	Oui
Risque sur la santé	Non	Oui
Biodégradabilité	oui	Non

Les performances mécaniques des fibres naturelles par rapport à celles des fibres de verre sont regroupées dans le tableau (4) [33], [34] :

Tableau I-4 Les propriétés mécaniques des fibres naturelles et des fibres de verre

Fibre	La gravité spécifique	La résistance à la traction (MPa)	Le module d'élasticité (GPa)	Le module spécifique
Jute	1,3	393	55	38
Sisal	1,3	510	28	22
Lin	1,5	344	27	50
Chanvre	1,07	389	35	32
Anans	1,56	170	62	40
Verre E	2,5	3400	72	28

VII. LES APPLICATIONS DES COMPOSITES RENFORCES EN FIBRES NATURELLES

Les composites renforcés en fibres naturelles assurent une rentabilité en leur appliquant dans les utilisations suivantes [35]:

- L'industrie de construction et du bâtiment ; panneaux de séparation et faux plafonds, murs, sols, portes et fenêtres, tuiles des toits, éléments préfabriqués.
- Equipements de stockage.
- Fournitures : chaises, tables, unités des salles de bain.
- Equipements électriques : appareils électriques et tuyaux.
- Vie quotidienne : abat-jours, casques, valises.
- Transport : les intérieurs des voitures et des trains.

VIII. LA PARTIE EXPERIMENTALE:

8.1. LE TISSU BIDIRECTIONNEL DE JUTE CARACTERISÉ :

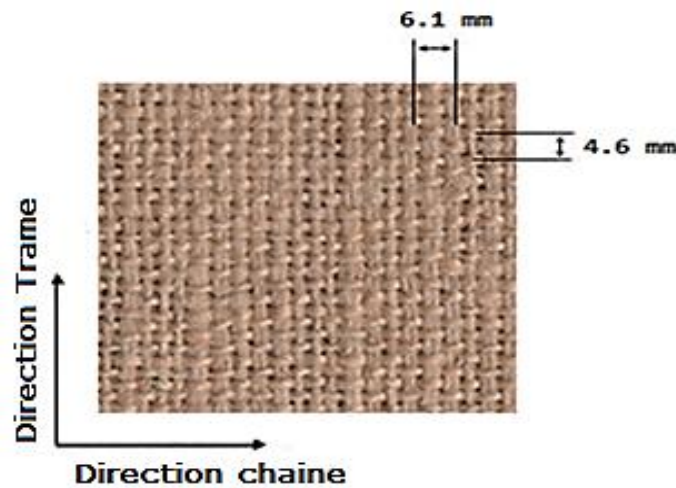


Figure I-5 Le tissu de jute caractérisé pendant notre travail

La figure ci-dessus représente le tissu de jute étudié pendant notre travail. Sur l'image on a mentionné les valeurs des longueurs d'onde dans les deux sens ; chaîne et trame.

8.2. RESULTATS ET DISCUSSION :

8.2.1. Section transversale et morphologie des fibres de jute :

Les fibres naturelles n'ont pas de section transversale circulaire et ne sont pas uniformes sur toute leur longueur. Par conséquent, une simple mesure de «diamètre» prise à partir d'une image de fibre vue transversalement peut ne pas être suffisante pour évaluer avec précision la section transversale en tout point [36]. L'hypothèse selon laquelle les fibres ont une forme transversale invariable le long de leur longueur dans le tissu n'est pas précise et non représentative pour la plupart des structures en tissu, car il se produit un aplatissement de la fibre et une distorsion de sa section transversale conséquent des forces normales entre les fibres pendant le processus de tissage habituel [37].

Pour surmonter ce problème, nous avons utilisé une technique de traitement d'image, en plus des micrographies obtenues avec la microscopie optique, un microscope électronique Nikon, pour déterminer la section transversale moyenne des fibres de jute.

Dans cette étude, il est nécessaire d'obtenir des résultats les plus précis possibles de la réalité. Par conséquent, une technique de traitement d'image est utilisée pour mesurer la section transversale des fibres de jute, Les échantillons ont été examinés d'abord par un microscope électronique. Ensuite, nous avons mis en valeur le contour des fibres de jute et traité ces

micrographies par traitement d'images pour avoir les valeurs de sections transversales les plus précises possibles. Les valeurs des sections transversales ont été utilisées pour le calcul du module de Young et pour convertir la charge appliquée en résistance à la traction de chaque fibre testée.

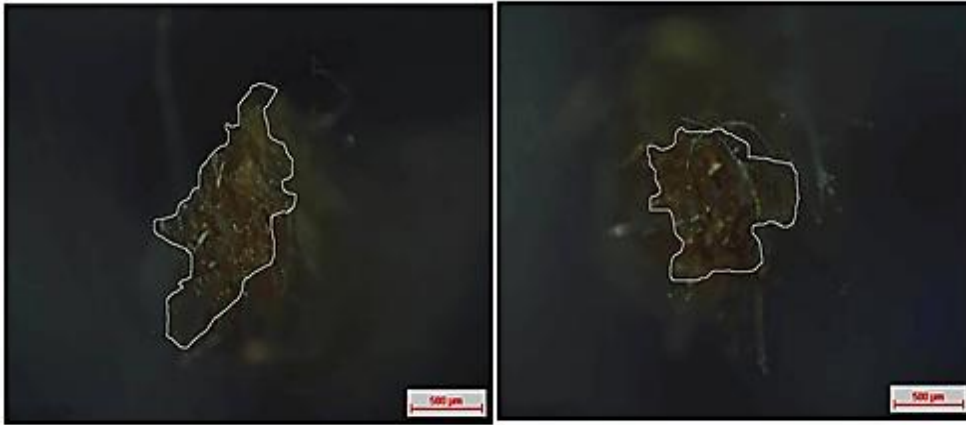


Figure I-6 Contour de la section transversale des fibres de jute

La figure (6) révèle que les fibres de jute ont une section transversale polygonale contrairement à l'arrangement régulier hypothétique des fibrilles individuelles de fibres de jute [38]. La valeur moyenne de la section transversale était de $5650 \mu\text{m}^2$. Conformément à la procédure trouvée dans les recherches précédentes [39], la section transversale d'un tissu est obtenue en multipliant le nombre de fibres par centimètre de tissu et la surface en coupe transversale moyenne de chaque fibre dans le tissu.

8.2.2. La masse surfacique des tissus de jute :

La masse par unité de surface d'un tissu est une caractéristique gravimétrique définissant le poids d'un mètre carré de celui-ci. On l'appelle aussi la densité surfacique. Elle a été déterminée conformément à la norme ASTM 3776-96 [40].

Pour déterminer la masse du tissu de jute par unité de surface, 6 échantillons de 10 cm^2 ont été découpés du tissu puis pesés sur une balance avec une sensibilité suffisante pour peser $\pm 0,1\%$ de la masse des échantillons testés selon la norme ASTM D 3776-96. Les valeurs trouvées en gramme par 10 cm^2 ont été converties pour être exprimées en gramme par mètre carré (g / m^2). En termes textiles, ce paramètre est appelé GSM.

Trois mesures ont été effectuées sur chaque échantillon et la valeur moyenne obtenue de la densité surfacique était de: $420 \pm 0,28 \text{ g} / \text{m}^2$. Ainsi, il peut être classé comme «tissu

lourd», ce qui est tout à fait logique à partir de la taille des fibres, car la masse par mètre carré du tissu diminue lorsque les fibres deviennent plus fines [41].

8.2.3. Le taux d'ondulation des fibres dans le tissu de jute (sertissage):

Le taux d'ondulation des fibres d'un textile est défini comme les ondulations ou la succession des vagues ou des boucles dans le tissu, induites soit naturellement pendant la croissance des fibres, soit mécaniquement ou chimiquement. Ce taux dans une fibre est donc considéré comme le degré de déviation de la linéarité des fibres non rectilignes: l'ondulation d'une fibre exprimée en ondulations ou sertissages par unité de longueur ou la différence entre les longueurs des fibres redressées et ondulées (en pourcentage de la longueur redressée) [42].

Un sertissage supérieur des fibres permet une plus grande extensibilité et une plus grande compressibilité latérale, donc des tissus de haute qualité [43].

Le testeur de sertissage utilisé était un appareil Shirley qui est un dispositif pour mesurer la longueur sans sertissage d'un morceau de fil retiré d'un tissu. La longueur du fil est mesurée lorsqu'il est sous une tension standardisée dont la valeur est donnée par les normes internationales. Pour calculer le sertissage des fibres pour chaque direction de déformation, nous avons utilisé l'équation suivante, ASTM D 3883-99 [44]:

$$C = 100 \times (Y - F) / F \text{ (\%)} \dots \dots \dots (1)$$

Où :

C : est le degré de sertissage

F : Distance moyenne entre les marques dans le tissu

Y : la distance moyenne entre les marques après l'enlèvement de la fibre et l'application de la charge standardisée

8.2.4. Nombre de fibres par 2 cm² :

La norme ASTM D3775 a été appliquée pour définir le nombre de fils du tissu de jute. L'appareil utilisé était un compteur de prélèvement à ouvertures multiples Pckxi modèle 489: L'instrument est fabriqué avec précision, avec des métaux légers et est équipé d'une lentille puissante et sans distorsion.

La valeur du nombre de fibres a une relation directe avec le facteur de couverture du tissu [45]. Le tissu de jute a été placé sur une surface lisse, ensuite, les fibres de chaîne et de trame ont été comptées en utilisant le compteur Pickxi en 2 cm de longueur pour chaque direction séparément. Le nombre de fibres était calculé dans plusieurs régions du tissu pour confirmer son homogénéité. Un nombre de 11 fibres dans la direction de la chaîne par 2 cm et 9 fils dans la direction de la trame conduit à un nombre de fils de tissu égal à 99 fils par 2 cm.

8.2.5. La densité linéaire des fibres de jute :

La densité linéaire signifie le poids caractéristique de 1m du fil. Il s'agit d'une mesure du nombre moyen de fibres dans la section transversale d'un fil donné et est un paramètre important ayant une relation forte avec le poids du tissu et affectant les propriétés thermiques et mécaniques du tissu [46]. Nous avons suivi les recommandations de la norme ASTM D1907 pour déterminer la valeur de ce paramètre de nos fibres de jute.

Lorsque la densité linéaire d'une fibre doit être déterminée à partir d'un échantillon de tissu, une bande du tissu est d'abord découpée à une taille connue. Un certain nombre de fibres sont ensuite retirées de celui-ci et leur longueur non ondulée est déterminée sous une tension standardisée dans un testeur de sertissage. Toutes les fibres sont pesées ensemble sur une balance de précision. A partir de leur longueur totale et poids total la densité linéaire peut être calculée.

Les fibres ont été enlevées du tissu et coupées à une longueur de 1 m avant d'être pesées à l'aide d'une balance de précision. 15 fils de 1 m de longueur chacun ont été pesés et le poids moyen, M, en grammes, a été utilisé pour calculer la densité linéaire du fil comme suit:

$$\text{Densité linéaire du fil} = M * k / L \dots\dots\dots (2)$$

Où: M = masse moyenne de la fibre, en grammes

L = longueurs des fibres.

K = constante qui est égale à 1000 m / g en tex.

La taille moyenne des fibres calculée est égale à $428 \pm 0,04$ tex, qui est plus élevée que les valeurs rapportées auparavant sur la taille des fibres de Jute [47].

8.2.6. Facteur de couverture des tissus de jute :

La couverture de tissu est définie géométriquement comme la proportion de la surface de tissu couverte par le fil réel. Dans la pratique, les facteurs de couverture sont normalement calculés pour la chaîne et la trame indépendamment, étant donnée, respectivement, par la proportion de la surface de tissu couverte par les fibres dans cette structure tissées particulière [48].

Pour chaque tissu, il existe deux facteurs de couverture: le facteur de couverture de la chaîne et le facteur de couverture de la trame. Le facteur de couverture du tissu est obtenu en ajoutant le facteur de couverture de trame au facteur de couverture de la chaîne. Lorsque des facteurs de couverture très variables sont utilisés pour la chaîne et la trame, un facteur de couverture élevé dans une direction peut généralement être compensé par un faible facteur de couverture dans l'autre direction [49].

Le calcul du facteur de couverture du tissu est présenté dans l'équation ci-dessous [50]:

$$K_c = K_1 + K_2 - K_1 * K_2 \dots\dots\dots (3)$$

Le facteur de couverture fractionnaire de la chaîne, K_1 , est donné par:

$$K_1 = \frac{d_1}{P_1} \dots\dots\dots (4)$$

Et facteur de couverture de la trame, K_2 , par:

$$K_2 = \frac{d_2}{P_2} \dots\dots\dots (5)$$

Où d est le diamètre du fil, les suffixes 1 et 2 désignant respectivement la chaîne et la trame [51].

En utilisant les équations ci-dessus, nous avons trouvé les valeurs suivantes pour le facteur de couverture fractionnaire de la chaîne, fractionnaire de la trame et le facteur de couverture total du tissu respectivement: 59,6%, 5,13% et 80,37%.

Toutes les propriétés physiques calculées des fibres et des tissus de jute sont rassemblées dans le tableau (5)

Tableau I-5 Les propriétés physiques des fibres et des tissus de jute utilisés

Densité des fibres du tissu (2 cm ²)	Masse surfacique (g/m ²)	Poids des fibres (Tex)	Taux d'ondulation (%)	Facteur de couverture (%)
Chaîne 11	420±0,28	428±0,04	Chaîne 3,63	80,37
Trame 9			Trame 0,27	

8.2.7. Diffractométrie à rayons X (DRX) :

La méthode DRX est une technique analytique très utile et puissante utilisée pour comprendre la cristallinité des matériaux. Les mesures de diffraction des rayons X enregistrées dans la gamme angulaire $10^\circ - 110^\circ$ (2θ) à température ambiante en utilisant un système de diffractomètre Bruker D8 Advanced fonctionnant au $\text{Cu K}\alpha 1$ (longueur d'onde de $1,5406 \text{ \AA}$) avec des pas égaux à $0,02^\circ$. Le rayonnement de l'anticathode fonctionne à 40 kV et 40 mA .

Afin de calculer l'indice de cristallinité, nous avons utilisé l'équation (1), qui est la plus prometteuse en utilisant le spectromètre de diffraction des rayons X: $I_{002} - I_{am}$.

$$\text{CrI} = \frac{(I_{002} - I_{am})}{I_{002}} \dots\dots\dots(6)$$

Où CrI exprime le degré relatif de cristallinité, I_{002} est l'intensité maximale (en unités arbitraires) de la diffraction du réseau 002 et I_{am} est l'intensité de la diffraction dans les mêmes unités à $2\theta = 18^\circ$ [52].

La cristallographie aux rayons X a été réalisée pour étudier la cristallinité relative des fibres de jute. Les échantillons à analyser sont broyés pour en avoir une poudre très fine et emballés hermétiquement dans le porte-échantillon.

Le diffractogramme de la DRX est représenté sur la figure (7). Deux pics principaux sont enregistrés à $2\theta = 17^\circ$ et $2\theta = 22,5^\circ$ qui peuvent être attribués à la cellulose I et IV, c'est-à-dire aux plans cristallographiques (2 0 0) et (1 1 0) [53]. Le plus fort pic, à environ 22° (2θ), est attribué à la cristallinité de la cellulose [54]. Le second, à $2\theta = 17^\circ$ indique une fraction amorphe du matériau. Cette étude XRD correspond bien à d'autres disponibles dans la littérature [55].

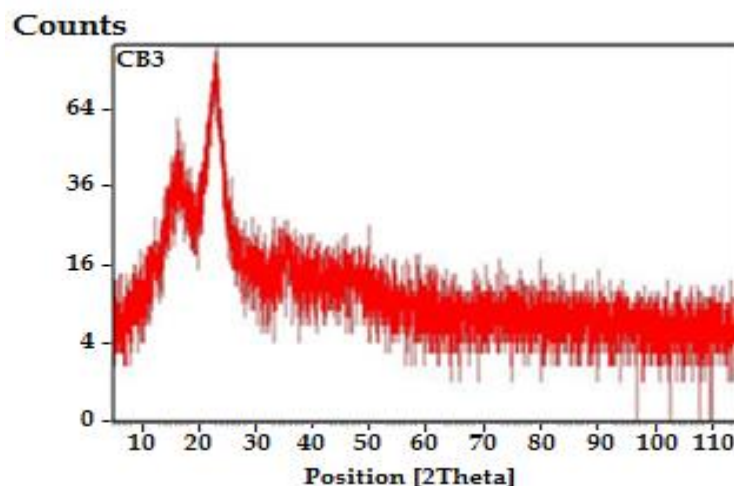


Figure I-7 Diffractogramme des fibres de jute

L'indice de cristallinité est défini comme le pourcentage des régions cristallines par rapport au matériau total [56]. C'est un paramètre important à considérer, car il influence les propriétés chimiques, physiques et mécaniques des matériaux [57]. Un CrI plus élevé signifie qu'il existe moins de régions amorphes [58]. Ainsi, aboutissant à de meilleures rigidités et résistances [59]. L'indice de cristallinité est déterminé à partir de ce diffractogramme en utilisant l'équation (1).

CrI s'est avéré être d'environ 41,41% pour les fibres de jute brutes. Cette valeur est inférieure à celle trouvée par plusieurs chercheurs [60] ; 47% pour le jute brut et d'autres fibres lignocellulosiques; Fibres de chanvre = 57,4% [61], fibres de kénaf = 60% [62], Fibres de lin = 86,1% [63], Fibres de sisal = 62,8% [64], Fibres de maïs = 50% [65], Fibre de Luffa 50% [66], Et plus élevé par rapport aux autres fibres celluloses du palmier dattier 29% [67].

8.2.8. Analyse par infrarouge à transformée de Fourier FTIR

La microscopie infrarouge à transformée de Fourier (FTIR) s'est révélée être un outil essentiel à la disposition des scientifiques pour étudier divers matériaux. En particulier, le FTIR a été de plus en plus utilisé pour étudier les développements des parois cellulaires des plantes, étudier l'efficacité de la modification de surface des polymères, identifier les contaminants et prédire les propriétés physiques de certains polymères et bio-polymères [68]. En outre, le FTIR est un outil de recherche puissant pour effectuer des études sur la structure chimique des échantillons examinés.

Les mesures ATR-FTIR ont été obtenues au moyen d'un BRUKER 27 TENSOR ayant une gamme spectrale de 7500 à 370 cm^{-1} et une résolution meilleure que 1 cm^{-1} .

Le FTIR permet de caractériser la structure chimique en identifiant les groupes fonctionnels spécifiques présents dans l'échantillon. Certaines «signatures» peuvent être affectées à des composants spécifiques. Les spectres d'absorbance des échantillons de fibres de jute ont été enregistrés dans la gamme 4000-500 cm^{-1} , dans un laboratoire ayant un environnement contrôlé. Il est illustré sur la figure (8):

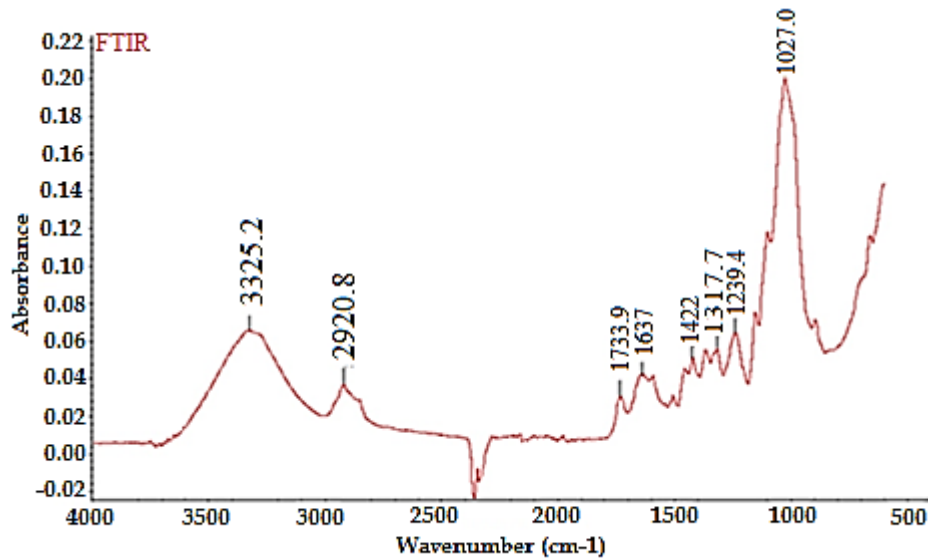


Figure I-8 Spectre d'absorbance des fibres de jute

Les pics d'absorbance à $3325,2 \text{ cm}^{-1}$ correspondent aux groupes hydroxyles OH libres de la cellulose [69]. L'intensité des régions de vibration des liaisons C-H à $2920,8 \text{ cm}^{-1}$ indique la présence de groupes C-H de cellulose et d'hémicellulose [70]. Le pic à $1733,9 \text{ cm}^{-1}$ est attribué à l'étirement C-O des groupes acétyles de l'hémicellulose [71]. Ce pic pourrait également correspondre à la présence de l'ester carboxylique dans la pectine et la cire [72]. Les bandes autour de 1637 cm^{-1} et 1549 cm^{-1} est l'anneau aromatique C = C étirant les vibrations (vibrations squelettiques aromatiques de la lignine) [73]. Il peut également être utilisé comme indice des teneurs en humidité [74]. De plus, des pics autour de 1640 cm^{-1} et 1542 cm^{-1} pourraient être une indication de groupes fonctionnels de gluten (protéine) [75]. La bande d'absorption autour de 1555 cm^{-1} est une caractéristique de cétone [76].

L'absorbance à 1422 cm^{-1} est associée à la flexion symétrique du CH_2 présente dans la cellulose et la lignine [77]. Les autres pics dans la région $1300\text{-}1400 \text{ cm}^{-1}$ peuvent être affectés au cycle C-O de la lignine [78].

Le pic observé à 1318 cm^{-1} est attribué à la vibration de flexion des groupes C-O du noyau aromatique dans les polysaccharides [79]. La bande à 1317 cm^{-1} est assignée comme la flexion des C-H, peut-être de la cellulose ou de l'hémicellulose [80].

Les bandes dans la région $1250\text{-}1056 \text{ cm}^{-1}$ impliquent les vibrations d'étirement C-O des alcools primaires et secondaires aliphatiques dans la cellulose, l'hémicellulose, la lignine et les extraits [81]. La bande d'absorption des pics de vibration à 1027 cm^{-1} près de 1050 cm^{-1} provient des composants polysaccharides, lignine et cellulose [82]. Le pic d'absorption près de

930 cm^{-1} correspond à une vibration d'étirement asymétrique des liaisons Si-O-Si ou de la cellulose -O-Si [83]. Cette étude FTIR a mis en évidence le fait que les composants prédominants des fibres naturelles sont la cellulose, l'hémicellulose, la lignine et la pectine [84], en plus de quelques traces d'autres éléments chimiques comme les alcools, les polysaccharides et l'eau.

8.2.9. Résistance à la traction des fibres et des tissus de jute :

La détermination de la résistance à la traction des fibres unitaires et des tissus de jute, dans le sens de la chaîne et de la trame, a été réalisée sur une machine d'essais universelle de contrôlée par ordinateur Testometric UTT 350, où la norme de référence prise en compte était la norme ISO 13943-2. Les contraintes ont été mesurées et enregistrées par le logiciel de contrôle de la machine d'essais. La configuration des tests est montrée sur la figure (9) :

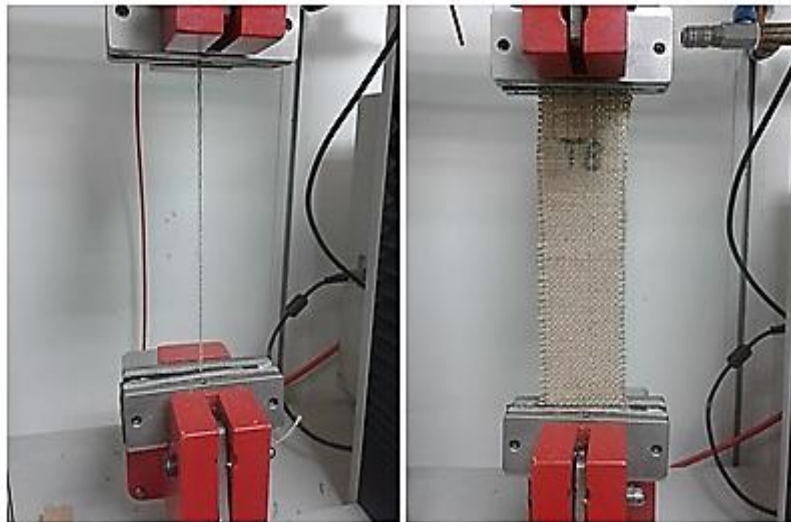


Figure I-9 Essai de traction sur les fibres et les tissus de jute

Tous les essais sur les fibres et les tissus ayant une longueur utile de 200 mm sont effectués à une vitesse de la traverse de 100 mm / min. La résistance à la traction est ainsi obtenue. Des pinces pneumatiques ont été utilisées pour serrer les fibres et les tissus pendant l'application de la charge.

Pour effectuer les essais de tractions sur les fibres de jute, celles-ci ont été soigneusement séparées manuellement des tissus. En raison de la variabilité des sections de fibres naturelles, au moins 15 fibres ont été testées pour chaque direction et les valeurs moyennes sont considérées comme représentatives. Lors du montage des échantillons sur le testeur, un soin particulier a été pris pour empêcher le désalignement des fibres.

Le comportement des différentes fibres sous la charge de traction est tracé sur les figures (10a) et la figure (10b) pour la direction de la chaîne et de la trame, respectivement. Les courbes moyennées montrent la tendance à la cassure dominante pour les fibres sauf aux vitesses de déformation les plus faibles. La réponse contrainte-déformation montre un régime initialement conforme (augmentation de la déformation non-linéaire) jusqu'à 1,5% et jusqu'à 1% de la déformation pour les fibres de chaîne et de trame, ce qui pourrait s'expliquer par le sertissage des fibres [85]. Ensuite, alors que les fils se redressent, la seconde phase montre une relation contrainte-déformation approximativement linéaire, jusqu'à atteindre leur charge maximale lorsqu'une rupture fragile importante apparaît. Les fibres de trame présentent une déformation à la rupture plus faible en raison d'un sertissage initial réduit et d'une contrainte de rupture plus importante probablement due à des défauts minimisés pendant le tissage par rapport aux fibres de la chaîne.

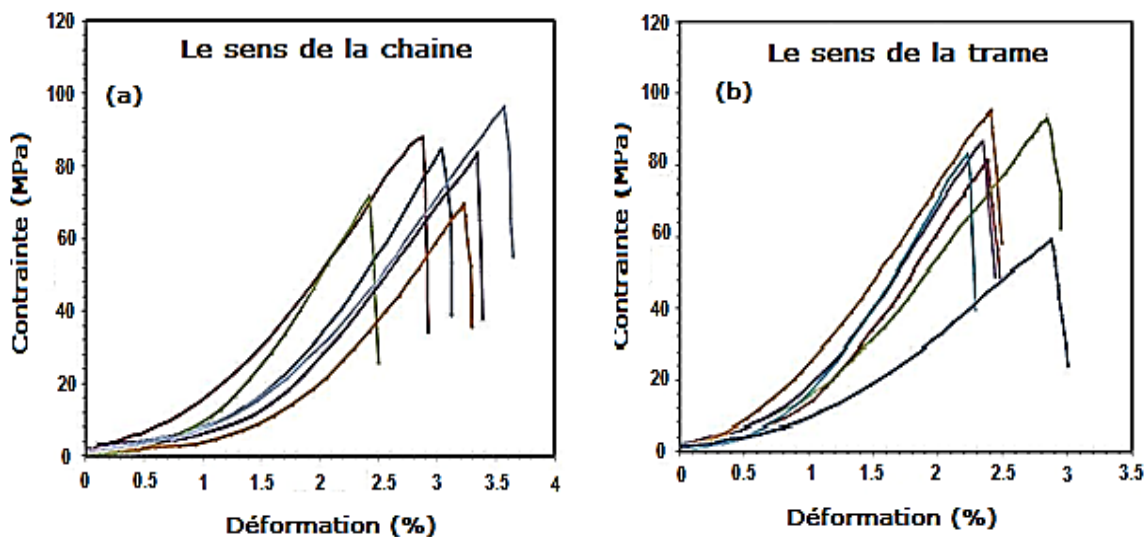


Figure I-6 Comportement typique des fibres de jute soumises à la traction dans les deux directions principales

À faible vitesse de déformation, la grande partie de la charge appliquée est supportée par la zone amorphe, ce qui est évident à partir de la région non linéaire du diagramme de contrainte. Avec une charge appliquée accrue, cette charge est partagée entre les parties cristallines et non cristallines, puis elle est entièrement supportée par la région cristalline de la fibre naturelle qui est également, fondamentalement, un composite renforcé de fibres à l'échelle microscopique comme le cas de la majorité des matériaux biologiques contrairement aux fibres de verre isotropes [86]. Les modules de traction des fibres de jute ont été obtenus en calculant les pentes de courbes de traction dans leur partie élastique Figure (11) :

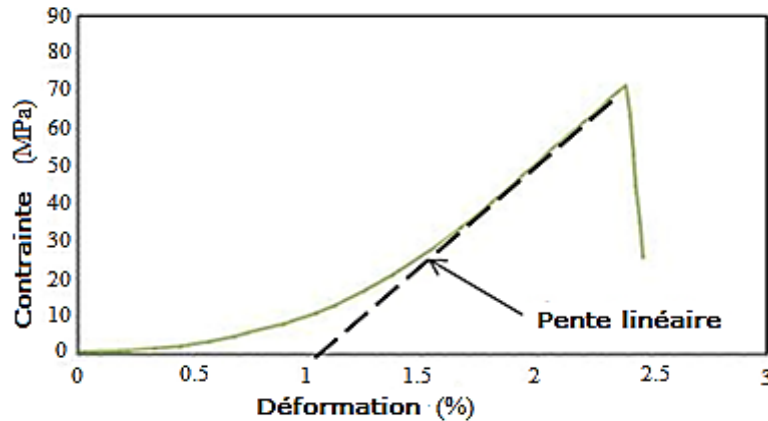


Figure I-7 Calcul du module de Young des fibres de jute

Les deux familles de fibres soumises aux essais de traction présentent presque le même comportement et les mêmes valeurs de propriétés mécaniques moyennes sauf le cas de la longueur de la première partie de non-linéarité. Cela impliquerait que les propriétés de traction des fibres de jute sont déterminées par la géométrie de la fibre, principalement la finesse et le sertissage [87].

Tableau I-6 Les propriétés mécaniques des fibres de jute testées

Sens des fibres	Charge à la rupture (N)	Elongation à la rupture (mm)	Déformation (%)	Contrainte (MPa)	Ténacité (gf/tex)	Module de Young (GPa)
Chaîne	52,95±6,63	6,62±0,92	3,2±0,44	97,34±10	17,65±2,2	47,06±3,35
Trame	60,67±6,17	5,33±0,33	2,74±0,3	104,9±7,27	20,53±2,05	50,91±6,37

Les valeurs de ténacité sont calculées en fonction de la charge maximale et du Tex des fibres. Leurs valeurs sont rapportées dans le tableau (6) en fonction de leur direction avec les autres propriétés mécaniques trouvées des fibres de jute. D'après nos propres tests sur les fibres unitaires de jute, on constate que nos tests ont conduit à une résistance à la traction plus faible et à un module de Young plus élevé que les valeurs publiées auparavant sur les fibres de jute [88]. Cette réalité est due au fait que; entre les espèces, et même entre les fibres de la même espèce, les fibres naturelles diffèrent par leur composition et leur angle micro fibrillaire et leurs propriétés microcristallines [89]. Nos résultats obtenus pourraient s'expliquer principalement par une proportion plus élevée de cellulose [90]. D'autre part, en raison de leur origine naturelle, les propriétés des fibres végétales sont fortement affectées par de nombreux facteurs tels que;

variété végétale et récolte, reprise d'humidité, gestion appropriée pendant et après la récolte [91], géométrie des fibres [92], taille des fibres et méthodes de traitement adoptées pour l'extraction et l'optimisation des matières premières [93], le degré de maturité (stade de croissance) et la finesse [94], les effets amorphes / cristallins [95], les conditions de croissance [96], leur lieu de culture et la partie de la plante d'où elles sont extraites (feuille ou tige) [97], dimensions des cellules individuelles [98], degré de rouissage [99], technologie de décortication [100].

Il est important de mentionner que certaines fibres présentaient des signes d'un léger durcissement. Ce phénomène peut être interprété comme une réorientation progressive des micro-fibrilles qui se produisent pour certaines fibres [101].

Les essais de traction sur les tissus de Jute ont été effectués par la méthode d'essai standard appelée «test de bande»; Des bandes rectangulaires, dans le sens de la chaîne et de la trame, ont été découpées du le tissu en ayant une longueur de 300 mm et une largeur de plus de 50 mm. Ensuite, un nombre égal de fils sur la longueur de l'échantillon de tissu des deux côtés a été retiré jusqu'à ce que la largeur de l'échantillon soit réduite à 50 mm pour éviter le croisement des fibres le long des bords.

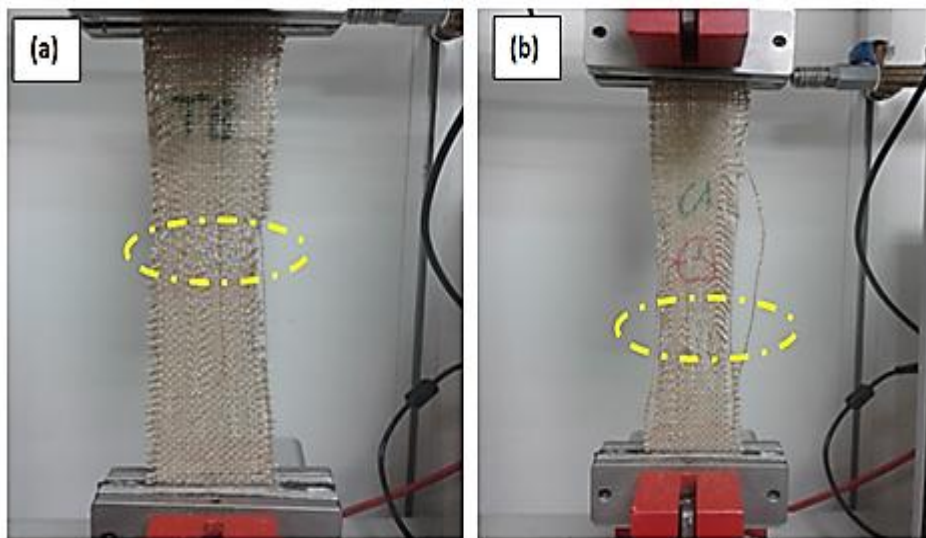


Figure I-8 Les ruptures des tissus de jute en leur milieu (a) chaîne & (b) trame

Cette étape est nécessaire pour s'assurer que les effets des défauts de bord sont minimisés et que les fibres sollicitées ne glissent pas des fibres croisées pendant l'essai [102].



Figure I-9 La rupture des tissus de jute au voisinage des mâchoires

L'analyse des échantillons de tissu rompus peut également fournir des informations utiles sur la répartition des contraintes au moment de la rupture [103]. La figure (12a) et la figure (12b) montrent les échantillons rompus choisis de tissus. La méthode d'essai suivie entraîne des ruptures dans les parties centrales (zone de perturbation) des spécimens dans les deux directions sauf pour quelques spécimens où des ruptures isolées ont eu lieu près des mâchoires comme indiqué sur la figure 13.

La réponse typique des toiles de jute sous charge de traction est représentée sur la figure (14). Puisque la résistance à la traction du tissu est assurée par la résistance à la traction des fibres [104], l'allure de la courbe des tissus tendus de jute est presque similaire à celle de leurs fibres unitaires soumises individuellement à la contrainte de traction sauf pour leur comportement post-pic.

Le comportement des tissus de jute tissés dans ce travail a progressé en trois phases, les premières phases de non-linéarité provoquées par le redressement des fibres avec une charge supportée par les régions amorphes des fibres. Lorsqu'un tissu est tendu, le sertissage dans la direction de l'étirement est enlevé, permettant à la structure d'atteindre son extensibilité maximale. Plus le sertissage de la fibre est important, plus le tissu est extensible. Ensuite, la seconde phase, à des taux de déformation plus élevés (4% pour la chaîne et 2% pour la trame), les tissus se comportent comme un corps élastique plus rigide, les courbes augmentent lentement leurs pentes jusqu'à atteindre le sommet des courbes.

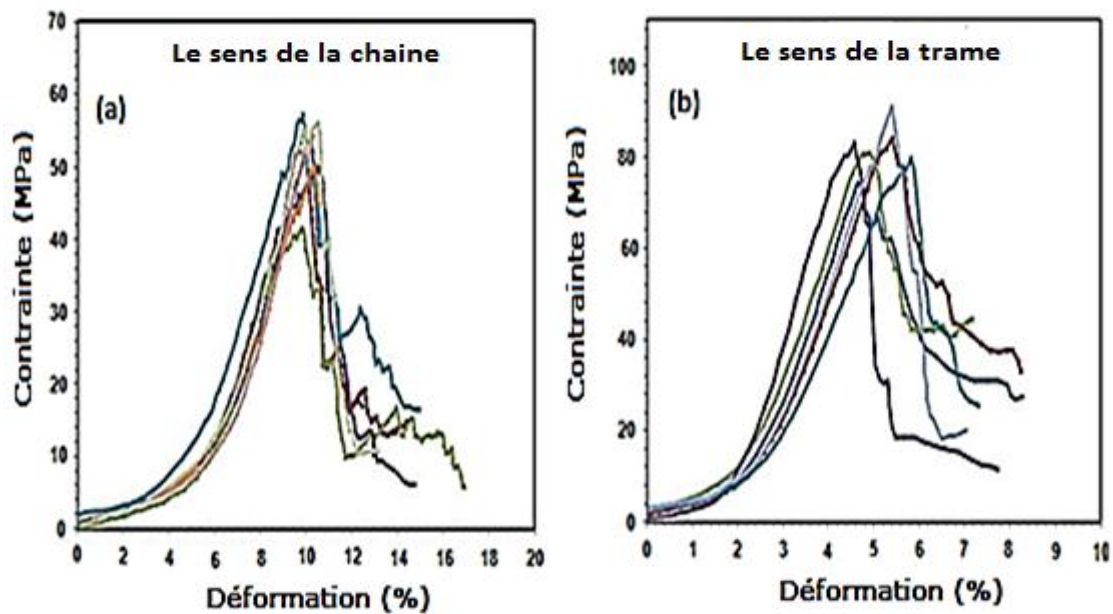


Figure I-10 Comportement des tissus de jute soumis à l'effort de traction (a) chaîne (b) trame

À la troisième phase, une chute importante de résistance est observée. En cas de rupture, le matériau ne se désintègre pas de manière catastrophique, mais subit une défaillance progressive, appelée rupture gracieuse [105], [106]. La charge a été progressivement augmentée et l'essai a été poursuivi jusqu'à la rupture complète de l'échantillon [107]. Cette rupture progressive des tissus est supposée être induite par le fait que, lorsque toutes les fibres sont complètement redressées, la rupture est amorcée au niveau des fibres élémentaires constituant le tissu, en fonction de leurs résistances intrinsèques jusqu'à ce que toutes les fibres finissent par se rompre. Par conséquent, le tissu a atteint sa résistance ultime. Toutes les courbes obtenues présentent une prédominance non linéaire comme indiqué ailleurs [108]. De plus, comme une défaillance peut toujours se produire à toute section de faiblesse le long des fibres constitutives du tissu; il est difficile de prédire le point de la première rupture [109]. Les performances globales des tissus sont fonction de la nature chimique et du type des fibres constitutives, du type de tissage, de la rectitude et de l'épaisseur des échantillons de tissus [110].

Malgré que le tissu doive être plus fort dans le sens de la chaîne que dans le sens transversal [111], on a clairement vu que les tissus dans le sens de la trame présentaient des valeurs plus importantes de résistance à la traction que celles des tissus dans le sens chaîne. La résistance ultime dans les deux directions a légèrement fluctué et est faiblement liée à la façon dont le tissu est fabriqué. Les principaux facteurs influents sur la résistance ultime sont l'épaisseur des fibres (liée au poids propre du tissu), le nombre de fibres par unité de largeur (exprimée par le facteur Tex) et le matériau à partir duquel les fils sont fabriqués [112]. Sur

cette base, la résistance à la traction plus élevée acquise par les tissus de la direction de la trame pourrait être attribuée à deux facteurs principaux. Tout d'abord, au niveau de sertissage réduit des fibres et, ainsi, des endommagements plus faibles se sont produits pendant le traitement du tissu comme mentionné ci-dessus. Deuxièmement, les tissus de direction de la trame comprennent peu de fibres épaisses avec une densité linéaire des fibres plus élevée qui est le meilleur prédicteur des propriétés mécaniques et est le paramètre préféré à contrôler lors de la spécification d'un matériau pour implantation dans des situations de sollicitations.

Les mêmes résultats pour le comportement à la traction du tissu des fibres naturelles ont été obtenus par [113] qui a présenté une caractérisation détaillée des tissus de fibres de chanvre. Cassie affirme que des modules élevés confèrent aux tissus une prévention de leur désintégration rapide [114]. Les fibres et les tissus de jute présentent une variabilité dans leurs caractéristiques mécaniques, ce qui est tout à fait caractéristique des fibres naturelles. Cette variabilité est probablement liée à la variabilité de la microstructure des fibres de jute, à leurs dimensions, à leur résistance intrinsèque et à des défauts éventuels lors du processus d'extraction et à la distribution de ces défauts dans les fibres ou sur leurs surfaces [115]. D'un autre côté, dans la plupart des tests pratiques, l'homogénéité parfaite de la contrainte n'est jamais achevée [116].

Les valeurs moyennes de la charge et de l'allongement à la rupture, de la déformation et de la résistance à la traction des tissus de jute sont indiquées dans le tableau ci-dessous :

Tableau I-7 Les caractéristiques mécaniques moyennes des tissus de jute

Sens du tissu	La charge maximale (N)	L'allongement à la rupture (mm)	Déformation (%)	Contraintes (MPa)
Chaine	934,05±30	20,95±0,38	10,37±0,1	56,81±5,0
Trame	1081,35±77	10,37±0,39	5,16±0,19	89,2±5,58

IX. CONCLUSION :

La caractérisation physique, chimique et mécanique des fibres naturelles de jute ainsi que de leurs tissus est effectuée durant ce chapitre. La campagne expérimentale nous a permis de déterminer ; la composition chimique des fibres de jute, leurs performances mécaniques ainsi que leurs caractéristiques physiques. A la fin de cette partie, les conclusions suivantes sont tirées :

- Les fibres de jute sont suffisamment rigides et résistantes pour être introduites dans des matériaux composites à base de résine thermodurcissable (polyester).
- La variabilité des caractéristiques physiques et mécaniques des fibres de jute, en raison de leur non-uniformité et de leur variabilité dimensionnelle et de leur dépendance à plusieurs facteurs principalement: composition chimique et techniques de traitement.
- le FTIR et la DRX montrent une similitude avec les autres fibres naturelles et confirment la composition chimique des fibres de jute: cellulose, hémicellulose, lignine, pectine et autres éléments chimiques en quantités mineures.
- Le facteur de couverture total du tissu de jute est de 80,37%, il est donc supposé que la résine pourrait pénétrer dans le tissu entier pendant la fabrication et mouiller tous les fils du tissu pour produire un bon matériau composite.
- Le tissu en jute peut être catégorisé comme un «tissu lourd» et cette caractéristique est affectée par la taille de ses fibres unitaires.

L'aptitude des fibres et des tissus de jute à constituer une alternative prometteuse à leurs homologues synthétiques parce qu'ils ont des propriétés bénéfiques telles qu'une faible densité, et un faible coût, fournissant ainsi des avantages pour une utilisation dans des applications commerciales; l'industrie automobile, les bâtiments et les constructions.

Chapitre 02 :

DEVELOPPEMENT ET CARACTERISATION DES MORTIERS ET DES BETONS POLYMERES

I. INTRODUCTION :

Depuis ses premières applications au XIXe siècle, le béton de ciment portland fut le matériau de construction le plus utilisé mondialement. Et pourtant, cette dominance n'annule pas le fait qu'il présente quelques insuffisances empêchant son utilisation dans les projets de hautes performances et d'architectures complexes. Ces insuffisances ont fait l'objet de recherches extensives pendant les deux derniers siècles afin de lui apporter les propriétés nécessaires pour qu'il puisse répondre efficacement à toutes les exigences techniques en termes de performances physiques, chimiques et particulièrement mécaniques.

L'amélioration des caractéristiques du béton portland passe par l'amélioration des propriétés de son liant hydraulique qui est le ciment à travers l'introduction de nouveaux constituants dans sa formulation. Un des étapes importantes était l'incorporation des caoutchoucs naturel dans le mélange du béton ce qui a fait une amélioration considérable de ses performances en compression. Cette découverte a incité les chercheurs à l'invention des polymères produits par l'industrie. Le mélange de ces substances chimiques avec le ciment pour construire a contribué à la création d'une nouvelle gamme de matériaux de construction qui est le béton polymère.

Le présent chapitre a pour objectif l'étude bibliographique pour la présentation des mortiers et des bétons résineux. Dans la deuxième partie, nous essayons de contribuer à l'optimisation de la formulation de cette classe de matériaux à travers la détermination expérimentale du taux optimal du liant polymère et des fibres courtes de renfort. L'optimisation est procédée par la variation du pourcentage de la résine polyester et, ensuite, le choix du type et du taux optimal des fibres de renfort synthétiques ou naturelles.

II. ÉTAT DE L'ART:

Chaque année, les mortiers sont utilisés pour enduire 150 millions m² de façades, égaliser 50 millions de m² de sols, recouvrir 140 millions de m² de murs ou de sols par du carrelage et construire 100 millions de m² de murs ou cloisons [117]. Des statistiques de l'année 2011 sont présentées sur la figure (1)

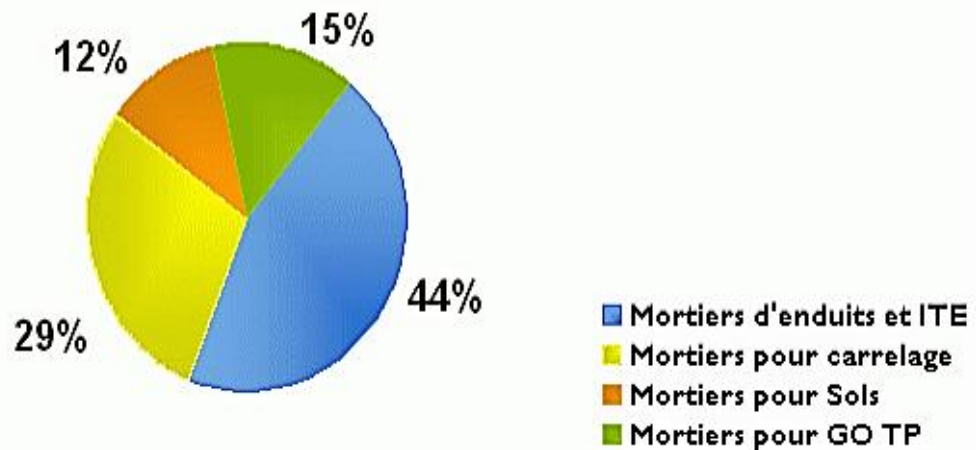


Figure II-1 Répartition de la production des mortiers industriels en 2011 selon l'application

Malgré qu'il soit le matériau le plus utilisé mondialement et que sa production annuelle, équivalente à environ 1 m³ par habitant, soit supérieure à tout le reste, tous les matériaux confondus [118], le béton de ciment portland présente des lacunes telles que [119]:

- Une faible résistance en flexion
- Une faible déformation à la rupture
- Une sensibilité aux cycles gel-dégel
- Une faible résistance aux produits chimiques

Pour pallier à ces insuffisances, les recherches ont été orientées vers l'amélioration des propriétés du liant en ciment par l'incorporation des polymères ou le remplacement total du liant hydraulique par une résine et ainsi on a obtenu le béton polymère.

Le béton polymère est un matériau composite, relativement récent, dans lequel le liant hydraulique est totalement substitué par un autre polymère qui est une résine thermodurcissable [120] et contenant des charges minérales (granulats, sable..). Des durcisseurs et des catalyseurs sont ajoutés à la résine avant le malaxage avec les agrégats pour assurer et accélérer sa polymérisation totale [121]. On l'appelle aussi béton de résine synthétique ou béton de résine plastique.

Il y a trois classes principales des bétons polymères [122] :

- Béton imprégné en polymère (PIC) : les agrégats sont imprégnés de résine avant leur malaxage avec les autres constituants du béton ordinaire. Cette méthode résulte en une amélioration des propriétés mécaniques et de durabilité du béton imprégné en

polymères. Cette amélioration a été attribuée principalement au remplissage des pores par le polymère.

- Béton Polymère (PC) : le liant hydraulique est totalement substitué par une résine époxyde ou polyester. Il est appliqué très efficacement dans les éléments préfabriqués [123].
- Béton de ciment Portland modifié en polymère (PCC) : C'est une catégorie des bétons polymères qui sont confectionnés par le remplacement partiel du ciment par des polymères, c'est-à-dire, on utilise parfois des mortiers de ciment modifié en polymère. Le rapport polymère/ciment peut varier en fonction des types de résines et de ciments utilisés de 2 à 50 % [124], [125].

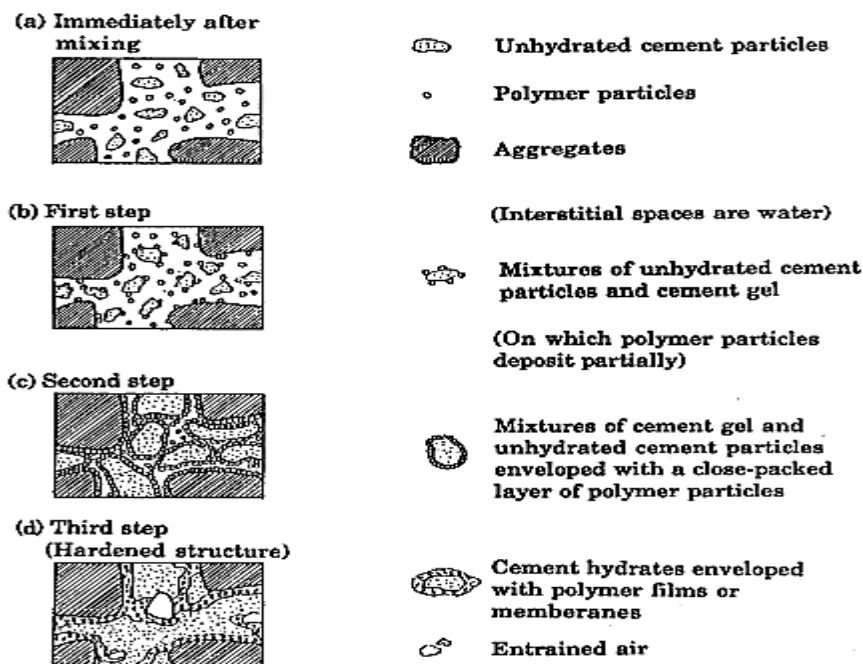


Figure II-2 Modèle simplifié de la formation de la matrice cimentaire-polymère [126]

Après le mélange du ciment avec les particules polymères et l'eau, l'hydratation du ciment commence et les ions du calcium et les hydrates du ciment sont libérés dans la solution interstitielle et les particules du ciment se chargent électriquement. Une partie des particules polymères se collent à celles du ciment où aux hydrates avec des liaisons chimiques dues à l'attraction électrique. Cependant, l'autre partie des particules polymères se lieent entre elles pour former la floculation polymère. Avec la progression de l'hydratation du ciment, la phase aqueuse dans la solution interstitielle va être consommée [127].

En effet, de par le très faible diamètre des particules dispersées du polymère (d'environ 100 à 200 nm), celles-ci sont susceptibles de pénétrer dans les espaces laissés entre les particules des mortiers et ceux entre les mortiers et les autres constituants des constructions. De ce fait, elles améliorent, à la fois, l'adhérence entre particules du mortier et entre le mortier-structure [128].

La résistance à la compression et le module d'élasticité sont apparus comme une fonction de la porosité totale du béton après la polymérisation totale du polymère imprégnant les particules du ciment pour les bétons de ciment portland modifiés avec des polymères [129]. Le remplissage des pores du béton durci avec un monomère liquide et la polymérisation in-situ produit un béton modifié par des polymères (matériau composite) ayant plusieurs propriétés considérablement différentes du béton original [130].

L'idée d'ajouter des mélanges au béton est si ancienne, les textes romains contiennent des preuves que leurs maçons avaient l'habitude d'ajouter le blanc d'œufs ou le sang à leurs bétons. On peut maintenant expliquer pourquoi l'hémoglobine est un dispersant excellent des particules du ciment portland [131].

L'argile semble être le premier liant utilisé pour la fabrication du mortier. Ce liant assurait la jonction des briques d'argile cuite. Tandis que, pour les joints des briques en pierres taillées, le gypse était privilégié pour sa caractéristique supplémentaire de faciliter le glissement des pierres lourdes les unes sur les autres (rôle d'un lubrifiant) tout en assurant leur jonction [132]. Pour les pyramides de Gizeh et le sphinx, le gypse est l'élément prédominant employé comme mortier pour les joints. Ce fait est confirmé par des analyses DRX des échantillons pris par Ghorab et al [133]. Les deux pyramides de Cheops et de Unas ont été construites, en 2500 et 2250 avant J-C, avec le plâtre comme mortier [134]. Un autre liant utilisé abondamment par les anciennes civilisations est le bitume. Ce matériau très visqueux et de forte adhérence est le constituant principal des mortiers servant comme matériau de remplissage des joints entre les pierres des routes pendant les civilisations Babylone, sumérienne, phénicienne, grecque et romaine [135].

Un autre liant utilisé depuis l'antiquité est le bitume naturel. Les anciennes civilisations du nord et du sud-ouest de l'Iran, de la mer morte ont employé l'asphalte depuis 7000-6000 avant JC. Il était utilisé principalement comme mortier des palaces et des temples en Babylonie [136]. Des outils en pierres taillées collées sur des poignées en bois grâce au bitume ont été découverts en Syrie datant des années 40000 avant JC. Toutes ces évidences ont été prouvées

à l'aide des outils scientifiques modernes ; la chromatographie en phase gazeuse et la spectrométrie de masse [137].

Le concept de la modification des mortiers et des bétons par les polymères n'est pas si nouveau, il remonte à 1923 [138], avec l'utilisation des caoutchoucs naturels par Cresson pour le pavage des matériaux et le ciment était considéré comme une charge de la matrice. Le premier brevet avec le concept actuel d'utilisation des polymères a été publié par Lefebure [139] en 1924. Les années 1930s ont été le tournant dans l'utilisation des caoutchoucs naturels et artificiels comme des modificateurs. Dès lors, les matériaux polymères ont gagné un énorme intérêt et les recherches se sont multipliées à travers le monde particulièrement aux états unis, l'ex union soviétique, l'Allemagne de l'ouest, le Japon et le royaume uni.

Les résines synthétiques ont été utilisées, pour la première fois, au lieu de celles naturelles, en 1932. Ensuite, en 1933, les résines artificielles incluant des polyvinylacetates étaient introduites aux systèmes de mortiers et bétons modifiés en polymères. À la fin des années 1930s, les découvertes dans ce domaine ont recommandé que tous les types de polymères (naturels ou synthétiques) puissent être utilisés dans ces systèmes de matériaux de construction puisque ils assurent une bonne fluidité du mélange avec de faibles quantités d'eau. Dans la décennie suivante, quelques brevets sont accordés sur les systèmes de mortiers modifiés avec des polymères synthétiques comme les résines poly-chloropene et polyacrylic ester. En plus, les mortiers et bétons modifiés en polyvinylacetates étaient activement développés pour des applications pratiques [140].

Les années 1940s ont connu la publication de quelques travaux sur les systèmes de mortiers et de ciments modifiés avec des polymères, particulièrement des caoutchoucs artificiels (Chloropene, polyacrylic ester et polyvinyl-acetate) [141], [142]. Depuis, ces systèmes ont été utilisés dans de diverses applications ; revêtements des bateaux et des ponts, pavage ...etc. Des études de faisabilité de l'application des mortiers et bétons modifiés avec des résines naturelles ont été conduites par Stevens [143]. Durant 1962 un nouveau système a été développé par Nutt O [144], à base d'une résine polyester non saturée. Ce système en ciment portland modifié avec une résine polyester non insaturée, appelé 'Estercrete', fournit une bonne adhésion avec presque tous les matériaux de construction tout en ayant des propriétés meilleures que celles des mortiers de ciment.

Les polymères solubles dans l'eau, comme les 'méthyl-celluloses' étaient très populaires pour la modification des propriétés des mortiers et aussi pour le montage des tuiles

en céramiques depuis 1960s [145]. Dans ce cas, le rapport polymère/ciment varie de 0.15 à 0.17 %. En 1965 Donnelly a reçu le premier brevet d'utilisation de la résine époxyde pour la modification des mortiers de ciment [146]. À cause de la propagation rapide des systèmes modifiés en polymères, la première conférence internationale sur les polymères dans le béton ICPIIC a eu lieu en 1975 au royaume uni pour coordonner les efforts de l'amélioration des matériaux de construction fabriqués à partir des matériaux polymères [147]. Ce séminaire est devenu une tradition qui aurait sa 16ème conférence en mai 2018 aux états unis.

Des recherches et des développements considérables ont été accomplis durant les années 1970s dans le domaine des mortiers et des bétons modifiés en polymères. A partir des années 1980s, ces systèmes sont devenus les matériaux dominants dans l'industrie de construction. Actuellement, ils sont utilisés comme des matériaux de construction dans les pays développés [126].

III. COMPARAISON ENTE LE BETON POLYMERE ET LE BETON DE CIMENT PORTLAND :

Comparativement au béton de ciment ordinaire, les performances du béton polymère sont bien meilleures comme le présente le tableau ci-dessous:

Tableau II-1 Tableau comparatif entre les caractéristiques du béton polymère et le béton ordinaire [148] :

Type de liant	Résine Poly-méthacrylates de Méthyl	Résine Polyester	Résine époxyde	Résine furanique	Ciment Portland
Absorption d'eau (%)	0,05-0,6	0,3-1,0	0,02-1,0	0,20	5-8
Résistance à la compression (MPa)	70-210	50-150	50-150	48-64	13-35
Résistance à la traction (MPa)	9-11	8-25	14-25	7-8	1,3-3,5
Résistance à la flexion (MPa)	30-35	15-45	15-50	-	2-8
Module de Young E (GPa)	35-40	20-40	20-40	-	20-30
Coefficient de poisson ν	0,22-0,33	0,16-0,30	0,30	-	0,15-0,20

On voit clairement que la résistance à la compression et à la traction du béton polymère (BP) sont considérablement supérieures à celles du béton ordinaire (BO) tandis que l'absorption de l'eau du BP est presque nulle par rapport à celle du BO.

En outre, comme ils ont des résistances mécaniques supérieures à celles du béton ordinaire, les bétons polymères permettent d'économiser jusqu'à 50 % de matériau [149].

IV. LES APPLICATIONS DU BETON POLYMERÉ :

Le béton polymère a des applications très répandues à travers le monde. Depuis les années 1970s, le béton polymère à base de la résine époxyde et celle acrylique ont été utilisés pour remplacer les matériaux de construction conventionnels grâce à leur durcissement rapide et leur adhésion excellente au béton de ciment [150]. Ces applications ont mis en évidence les caractéristiques excellentes du béton polymère ce qui a diversifié ses utilisations :

- 1- Il était principalement utilisé pour la construction des sols industriels grâce à sa résistance aux agents chimiques, ainsi que pour la réparation des structures en béton armé endommagées et pour la production des pipes souterraines [151].
- 2- La fabrication des éléments préfabriqués en raison de son durcissement très rapide, son poids léger sa résistance aux effets de gel-dégel et à la corrosion [152].
- 3- La restauration des anciens bâtis et des monuments avec des couches en béton polymère permet leur exploitation après seulement un jour de travaux [153]
- 4- Les revêtements de tabliers de ponts et des routes à cause de sa durabilité et de sa maintenance réduite [154]
- 5- Sa résistance à l'abrasion permet son utilisation pour la confection des bases des machines industrielles [155]
- 6- Le remplacement des parties dégradées des structures en bois [156]
- 7- Enduits pour murs extérieurs à cause de son absorption d'eau presque nulle [157].
- 8- Réservoir des acides, les regards et les égouts [158].
- 9- Réparation et consolidation des chaussées aéronautiques [159].

10-Couches étanches des structures [160].

11-Structures closes pour les machines industrielles pour augmenter leurs amortissements [161].

12- Remplacement de l'acier pour la production des structures de machines industrielles [162].

13-Les éléments structuraux, bien qu'ils soient très peu utilisés de nos jours, ils seront plus répandus avec le développement de nouveaux systèmes de constructions et les restrictions des nations vis-à-vis de l'environnement [163].

14- Infrastructures routières [164].

15- Les structures maritimes [165] :

Le béton polymère, après plus de 50 ans de son développement, et malgré ses performances physico-chimiques et mécaniques exceptionnelles, reste utilisé uniquement dans les applications où le béton ordinaire n'a pas les capacités nécessaires pour remplir les exigences [11]. A partir de ces applications on peut dire que le béton polymère peut être utilisé de la même manière du béton ordinaire. Ce qui a été déjà confirmé par d'autres auteurs [49].

V. LES PROPRIETES AVANTAGEUSES DU BETON POLYMERE:

En comparaison avec le béton ordinaire, le béton polymère possède plusieurs avantages :

1- Résistances mécaniques 3 à 5 fois plus importantes que celles du béton ordinaire [166] :

Golestaneh M et al [166], ont caractérisé le béton polymère à base de résine époxyde en compression en flexion avec un pourcentage de résine égal à 15% du poids total du béton, la valeur optimale selon l'auteur. L'essai de compression a abouti à une résistance en compression égale à 128.9 MPa ce qui était 4 fois plus grande que celle enregistrée pour le béton ordinaire 32.5 MPa. Le deuxième type d'essais, la flexion, a permis d'atteindre des résistances de l'ordre de 22.5 MPa, 5 fois plus grande que celle obtenue avec le même béton de ciment portland, 4.5 MPa [167].

2- Durcissement rapide :

Les matériaux composites polymères, y compris le béton polymère, ont un

durcissement rapide dépendant du taux d'accélérateur utilisé et peuvent être soumis à des sollicitations après 24 heures de leur fabrication [168].

3- Résistance au fluage :

La résistance au fluage est fondamentale avant l'application d'un matériau pour les éléments structuraux supportant des charges de longues durées de temps puisque le fluage excessif peut provoquer l'effondrement des structures. Pour cet objectif, un béton polymère ayant 20% de résine époxyde a été soumis aux essais de fluage en flexion 4 points. Les courbes expérimentales ont été linéaires jusqu'à environ 30% de la charge ultime avec des comportements en traction et en compression similaires [169].

4- Une très bonne adhésion avec les agrégats et avec le béton de ciment Portland :

L'étude effectuée par Afridi et al [170] a mis en évidence la bonne adhésion du mortier polymère. Celui-ci, suite aux essais d'adhésion, fournit une adhésion très remarquable au ciment Portland et une bonne rétention d'eau. Ces propriétés dépendent du type de polymère utilisé et du rapport polymère/ciment.

L'introduction des cendres volantes dans la composition améliore l'adhésion du polymère avec les anciens bétons ordinaires [171].

Dans ces deux études, la valeur de l'adhésion dépend directement du taux de polymère contenu dans le mélange du béton polymère.

5- Résistance à la fatigue :

Pindado et al [172] ont réalisé une étude de la fatigue des mortiers modifiés avec des polymères. Les échantillons contenant des polymères solubles dans l'eau (copolymère acrylique) montrent de meilleures performances en fatigue que celles des mortiers de ciment non modifié. Les courbes de Wöhler trouvées confirment que les mortiers polymères supportent un nombre de cycles plus grand bien que leur température augmente avec l'augmentation du nombre de cycles appliqué aux échantillons.

6- Durabilité accrue :

Un nouveau béton polymère développé avec des matériaux issus du recyclage des déchets : Sulfure, les cendres volantes et un sable des dunes a été caractérisé pour sa durabilité dans trois types d'environnements agressifs ; eau déminéralisée, des milieux acides de concentrations allant de 20 à 98% de H₂ SO₄, solutions salines de 0.5 à 5 % de NaCl à des températures différentes pour plusieurs périodes de temps. Outre les résistances en compression en faveur du béton polymère, les échantillons de

celui-ci ont bien résisté à la pénétration hydraulique ce qui les a permis de tenir bon face à la corrosion dans des milieux acides et salins pour des périodes de temps importantes [173]. Reis et al, [174] ont étudié les propriétés de rupture du béton polymère de résine époxyde à différents âges. Avec un taux de résine égal à 12% en poids, un essai de flexion trois point a été conduit avec la mesure de l'ouverture de fissure et de l'énergie de rupture. Les auteurs ont trouvé une diminution de la résistance à la fissure et une augmentation de la fragilité du matériau étudié avec le temps.

Dans un autre travail de recherche. Un béton polymère a été soumis à une série d'indentations pour évaluer sa dureté Vickers et la durabilité des propriétés en flexion. L'évolution de la flexion en fonction des indentations pour plusieurs matériaux caractérisés a démontré une dégradation des résistances en fonctions des indentations contrairement au béton polymère qui était plus 'mécaniquement durable' [175].

7- La possibilité d'être renforcé par des fibres métalliques ou synthétiques [160]:

Des fibres courtes dispersées aléatoirement ont été utilisées pour renforcer le béton polymère de résine époxyde. Ce renforcement a amélioré considérablement les résistances du béton polymère en fonction du renforcement ; type et taux.

8- Propriétés amortissantes plus importantes :

Orak S [176] a fait une investigation sur les propriétés amortissantes du béton polymère à base d'une résine polyester isophtalique. En suivant les recommandations du code DIN 51290-3, des éprouvettes de dimensions 10x 25x 500 mm ont été caractérisées pour leurs propriétés amortissantes à l'aide d'un appareil développé pour ce but. Les résultats ont mis en évidence que le béton polymère avait un amortissement 4 à 7 fois plus grand que celui de la fonte qui est utilisée globalement pour les embases des machines. Le béton polymère est un matériau approprié pour la construction des bases des machines vis-à-vis de son amortissement.

9- Résistance à la corrosion :

Cinq types de bétons testés pour leur résistance à la corrosion, parmi lesquels deux béton de résine polymère. Les deux derniers se sont présentés résistants face à l'acide sulfurique affectant les échantillons durant les essais avec des performances résiduelles meilleures même que celles des bétons confectionnés avec des ciments résistants aux sulfates [177].

10- Effet de serre très réduit [162].

11- Isolation thermique et acoustique :

Le béton polymère à base de résine époxyde développé par Léon et al, [62] en ayant l'idée de l'introduire comme un matériau de construction a été évalué pour ses qualités en termes d'adhésion au béton de ciment portland et de conductibilité thermique. Les essais physico-thermiques ont révélé un matériau léger avec de très bonnes performances thermiques [178].

12- Très faible perméabilité :

Une résine de caoutchouc a été ajoutée aux bétons ordinaires afin de faire un compromis entre les performances et la perméabilité de ceux-ci utilisés pour le drainage. Les résultats ont permis de produire des bétons polymères à la fois perméables et très résistants [179].

13- Une très bonne adhérence à l'aluminium [180]:

Utilisé actuellement comme revêtement des ponts en aluminium, le béton polymère assure une adhérence durable avec les tabliers de ponts en Aluminium. Cette méthode de réhabilitation est appliquée par le département de transport et de l'industrie aux états unis.

14- Une excellente adhérence aux armatures en acier:

Mandel et al, [181], ont conduit des recherches sur les propriétés mécaniques et de l'adhérence avec des armatures en acier. Les essais mécaniques effectués ont montré que l'ajout du polymère acrylique aux mortiers et bétons ordinaires améliore les résistances mécaniques ainsi que l'adhésion avec les armatures en acier par rapport aux bétons conventionnels qui ne contiennent pas d'ajouts polymères.

15- Les systèmes cimentaires-polymères ayant la fonction d'auto-fermeture des microfissures [182].

16- Degré de rétrécissement réduit après durcissement [127].

VI. LES INCONVENIENTS DU BETON POLYMERÉ:

Il y a deux propriétés du béton polymère considérées comme inconvénients constituant un obstacle à son utilisation au lieu du béton de ciment ordinaire :

1- Les prix du béton polymère sont plus élevés que ceux du béton ordinaire puisque il est composé de produits chimiques chers dans le marché mondial : des accélérateurs de réactions, des catalyseurs et des résines polymères. Les bétons

polymères peuvent être plus rentables pour les sociétés de production du mortier et du béton ordinaire en réduisant le pourcentage des liants polymères utilisés et en introduisant des produits chimiques efficaces dans leurs fonctions et qui sont de plus en plus moins chers. D'un autre côté, les propriétés mécaniques du béton polymère par rapport à son homologue conventionnel permettent d'avoir une économie allant jusqu'à 50% du matériau mis en œuvre pour la réalisation des éléments structuraux [149].

2- Les polymères contenus dans le béton polymère ont l'inconvénient d'être combustibles. GTI Process (groupe Mader), basé à Mary-sur-oise (val-d'Oise), associé à poly-composite, a mis au point le premier béton polymère classé MO (c'est-à-dire incombustible) ce qui lui rend convenable pour les utilisations dans lesquelles les réglementations en matière d'incendie se sont renforcées notamment les tunnels. Le procédé consiste ainsi à greffer à la surface des minéraux un radical organique comportant une double liaison chimique réactive. Ensuite, au moment de la polymérisation du béton, il se crée une véritable liaison chimique entre le polymère et les charges minérales, ce qui permet d'incorporer plus de charges. « L'absence de porosité dans le béton améliore aussi sa résistance chimique et mécanique », souligne Hervé Farge, le directeur général adjoint de GTI Process. Six kilomètres de caniveaux en béton polymère MO, fabriqués par Polycomposite, sont en cours d'installation dans les tunnels de l'autoroute A8, dans le secteur de Nice (Alpes-Maritimes) [150].

VII. LES RESINES UTILISEES POUR LA PRODUCTION DES MORTIERS ET DES BETONS POLYMERES :

La résine (la matrice) est un liant polymère qui maintient en place la dispersion des renforts et des Chagres, les protège physiquement et chimiquement et assure, en plus, la liaison mécanique entre les éléments de renfort en leur transférant les charges qui sont appliquées sur le matériau composite.

Comme pour les matériaux métalliques, les polymères ne sont pas utilisables à leur état pur. Pour les rendre utilisables comme matériaux industriels, certains additifs sont rajoutés aux polymères et le semi-produit obtenu est appelé plastique [183].

La polymérisation désigne une réaction chimique, fonction du temps et de la température, conduisant à la solidification de la résine de manière irréversible (valable

uniquement pour les thermodurcissables). Après polymérisation, cette phase assurera la cohésion des différents constituants entre eux.

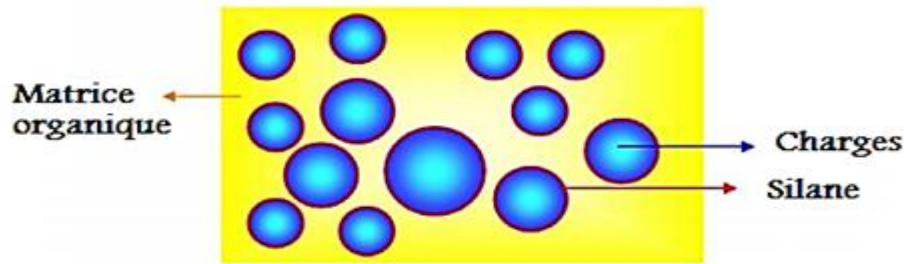


Figure VII-3 Représentation schématique d'une résine composite [184]

7.1. RESINES EPOXYDES :

Les résines époxydes sont dotées de plusieurs performances : Dureté, rigidité, propriétés thermiques élevées, résistance chimique, adhésion très forte, réaction avec une grande variété d'agents durcisseurs chimiques. Ces résines forment des réseaux très réticulés ayant une grande rigidité et une température de transition vitreuse élevée avec une résistance chimique très grande.

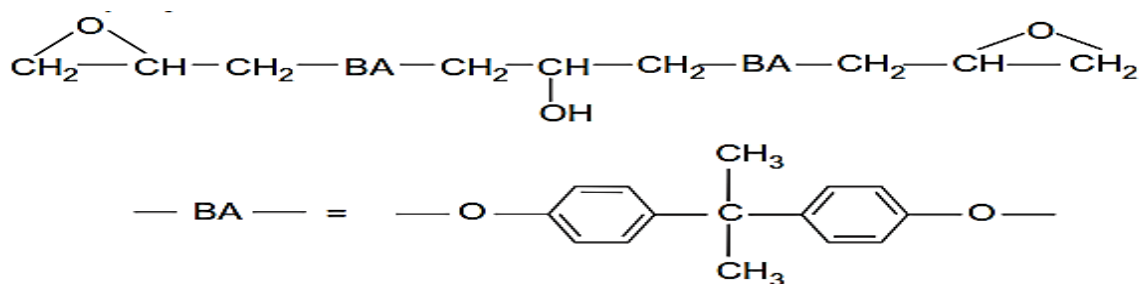


Figure VII-4 Structure chimique de la résine époxyde [185]

7.2. RESINES POLYESTERS:

La résine Polyester insaturée est un polymère thermodurcissable à thermo fixation nécessitant l'ajout d'un accélérateur pour initier la réaction chimique de polymérisation qui finit par le durcissement de la résine. La plupart de ce type de résines ont une couleur pâle, visqueuses et sont obtenues du mélange de polyester et de styrène. Celui-ci a le rôle de dilution de la résine pour qu'elle soit facilement utilisable et durcissable. La résine polyester offre un rapport excellent qualité/prix par rapport à la résine époxyde qui est beaucoup plus chère. Elle est la plus utilisée dans les composites lorsque le renforcement de la matrice est assuré par des fibres cellulosiques [186].

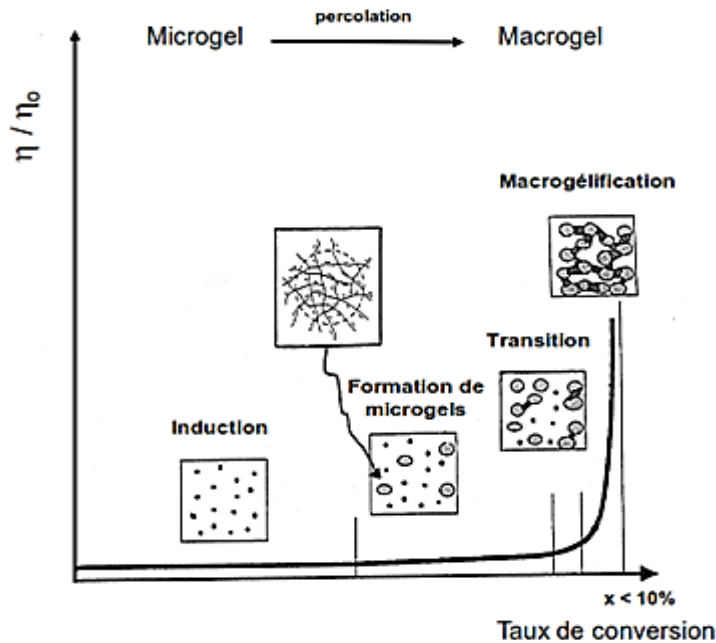


Figure VII-5 Gélification de la résine polyester et évolution de sa viscosité pendant la polymérisation [187]

Avant la réaction de gélification, la résine polyester insaturé (UP) est un liquide visqueux, elle devient de plus en plus visqueuse durant la réaction. L'augmentation de la viscosité est causée par la formation des macromolécules. La réticulation des points d'insaturation des molécules du polyester conduit à une densité infinie ce qui est le phénomène de gélification.

La résine époxyde, bien qu'elle soit plus performante, a un prix est 3-5 fois plus élevé que celui de la résine polyester. Celle-là, d'un autre côté, est appropriée pour tous les types de renfort utilisés ; Carbone, verre, aramide et fibres naturelles. Le plus important c'est que la résine polyester est beaucoup aisément disponible en Algérie par rapport à son homologue époxyde.

VIII. OPTIMISATION DE LA FORMULATION DU MORTIER ET DU BETON POLYMERE :

Pour développer des bétons polymères à la fois performants et économiques, il faut déterminer le meilleur compromis entre le taux du liant polymère, qui détermine principalement le coût du matériau final, et entre la méthode de durcissement assurant un temps minimal de confection, réduisant les délais de construction des projets, et aboutissant aux meilleures performances possibles dépendamment de l'application ultérieure du béton polymère.

Dans le cadre de notre travail, on a varié le pourcentage de la résine de 10 à 25 % du poids des agrégats. De l'autre côté, on a procédé au durcissement à la température ambiante du laboratoire suivie d'un passage au four pendant 8 heures à une température de 80°C pour l'achèvement des réactions chimiques nécessaires à la polymérisation parfaite du liant polymère ce qui fournit les meilleures performances mécaniques le plus tôt possible après la confection [188].

Plusieurs auteurs ont tenté d'optimiser la formulation du béton polymère en cherchant le pourcentage idéal du liant fournissant les caractéristiques mécaniques et physiques convenables aux applications tout en assurant un coût réduit pour que le matériau final soit rentable économiquement. Les propriétés du béton polymère sont beaucoup plus dépendantes du taux du liant polymère utilisé qu'à la méthode de préparation et de confection [189].

Murhaf et al, [190] ont fait varier le pourcentage de la résine de 5% à 13% et ont découvert que le béton produit avec 9% de résine époxyde donne les meilleures performances mécaniques et le plus petit taux de vides assurant ainsi une durabilité accrue. L'ajout du polymère au-delà du pourcentage dit idéal ne changera pas considérablement les propriétés du béton obtenu.

D'autres chercheurs ont proposé différentes quantités du liant polymère, Gorninski et al, [191] ont utilisé 12% et 13% de résine polyester ortho-phtalique et isophtalique respectivement et ont trouvé que celle isophtalique produisait les propriétés les plus élevées avec les mêmes pourcentages de liant polymère orthophtalique introduits bien que la gamme des résines isophtalique sont plus chères. Garas V et al, [192] ont proposé que l'optimum du pourcentage de résine polyester est entre 12 et 14% du poids total du béton polymère pour avoir les meilleures propriétés mécaniques et une bonne maniabilité. Une étude menée sur un béton polymère à base d'une résine fabriquée des matériaux recyclés (PET) a conclu que l'optimum des performances en compression et en flexion ainsi qu'en terme de densité a été atteint avec un taux de résine polyester égal à 13 % du poids total [193].

D'autres auteurs ont opté pour des pourcentages plus élevés en polymère, Shokrieh et al, [194] ont choisi 20% comme optimum de résine époxyde pour avoir les meilleures résistances en compression, flexion et en cisaillement ainsi qu'une meilleure durabilité vis-à-vis aux cycles de gel-dégel. Mirouzi et al [195] ont obtenu un béton polymère, avec un taux de résine polyester de 13%, ayant beaucoup de vides et un squelette granulaire non saturée en

résine. Pour cela, ils ont varié le taux jusqu'à 27% de résine en poids des agrégats afin d'avoir les meilleures performances en flexion trois points et en compression.

Un taux de résine plus élevé utilisé par Lokuge et al, [196] où ils ont introduit 35.1% de résine époxyde et résine vinylester pour avoir des résistances en compression équivalentes à 75 MPa et 113 MPa respectivement avec un volume des vides presque nul.

Le pourcentage de résine polyester ortho-phtalique le plus grand utilisé précédemment est attribué à Martinez Barrera et al, [197] où ils ont varié ce taux de 38 % à 58 % en poids du béton polymère. Les échantillons cubiques (5x5x5) cm³, durci en une température contrôlée 23°C en 72 heures, ont pu atteindre une résistance à la compression égale à 110 MPa alors que les échantillons de résine polyester pure ont eu une valeur égale à 135 MPa. Néanmoins, le béton polymère caractérisé dans cette étude a été soumis aux rayons gamma ce qui peut être une cause d'une amélioration de la résistance d'avantage par rapport au béton polymère non traité par les rayons. Les échantillons traités ont présenté des fissures de la résine et des séparations de celle-ci des particules de sable bien que ces modes de rupture n'ont pas été observés pour le cas du béton non traité.

Cette variation du pourcentage optimal dépend des dimensions des agrégats, de la porosité admissible et les caractéristiques recherchées suivant l'application ultérieure du matériau en ce qui concerne les caractéristiques mécaniques et de mise en œuvre (maniabilité). Généralement, le pourcentage minimal du liant pour lequel le module et la résistance en compression sont maximaux représente le contenu idéal de la résine pour le béton polymère.

Les pourcentages de résine appliqués dans la littérature et qui sont pris comme optimum du polymère sont choisis empiriquement à travers la variation du taux de résine introduit dans le mélange et la caractérisation des propriétés correspondantes à chaque pourcentage de polymère pour enfin arriver à choisir la valeur idéale à introduire pour avoir les performances mécaniques et chimiques recherchées. Dans notre présent travail, on a procédé à varier les taux de résine polyester de 10, 15, 20, 25% en poids des agrégats.

IX. INFLUENCE DU TAUX DU LIANT POLYMERES SUR LES PERFORMANCE DES MORTIERS ET BETONS POLYMERES:

Le constituant principal du béton polymère est la résine qui influe beaucoup par ses caractéristiques sur les propriétés du matériau obtenu :

- La masse volumique
- La résistance à la compression, à la traction et à la flexion
- Le module de Young
- La dureté
- Le vieillissement
- La résistance à l'usure
- L'efficacité de transfert des chargements vers et entre les charges et les renforts
- La viscosité
- Les propriétés optiques
- Le transfert thermique
- La perméabilité
- La force d'adhésion
- La couleur

X. LES MATERIAUX UTILISES :

10.1. LIANT POLYMERE:

Le liant polymère a pour objectif de transférer les contraintes vers et entre les charges et les fibres, la tenue chimique du matériau composite, la tenue des fibres dans leurs positions initiales et assurer la forme recherchée du matériau final. La résine polyester insaturé, de type isophthalique, utilisée dans ce travail a une densité de 1200 kg/m³, une viscosité égale à 426 mPas à 25°C de température et un temps de gel égal à 14 min et 30 secondes. Les taux de catalyseur et accélérateur utilisés sont 1 :0.03 et 0.2 respectivement.

la résine polyester est l'une des matériaux les plus utilisés pour la formulation des bétons polymères grâce à ses propriétés mécaniques et chimiques excellentes en plus de son coût réduit par rapport aux autres types de résines polymères [191].

10.2. LE CATALYSEUR :

Le catalyseur est un peroxyde organique ayant le nom commercial ANDONOX KP-9 ; Methyl Ethyl ketone peroxyde. Utilisé avec un pourcentage égal à 0.03 par rapport au poids de la résine polyester non catalysée.

10.3. L'ACCELERATEUR :

L'accélérateur porte le nom de COBALT ; Octoate de Cobalt est utilisé à un pourcentage égal à 0.2 % du poids de la résine polyester catalysée.

10.4. L'AGENT DE DEMOULAGE :

Pour faciliter le démoulage des éprouvettes après la polymérisation totale de la résine et le durcissement des éprouvettes (après 24 heures au minimum), un agent de démoulage est appliqué sur toute la surface en contact avec le béton polymère. Dans notre travail on a utilisé une cire nommée 'CERA D'AUTORE' de la marque GRAND CHIC avec des quantités suffisantes afin d'assurer qu'il n'y ait pas de collage de la résine contenue dans les mélanges avec les moules utilisés.

10.5. SABLE SILICEUX :

10.5.1. L'analyse granulométrique :

Le sable utilisé dans cette étude (charges minérales) est un sable siliceux normalisé et traité spécialement pour la confection du mortier et du béton polymère. Ce sable est produit par la société Algérienne Adwan Chemicals situé à Fornaka, wilaya de Mostaghanem.

Les agrégats fins sont constitués d'un sable siliceux de grains très uniformes, normalisé 200-500 μ m comme le montre la courbe granulométrique de ce type de sable présentée ci-dessous:

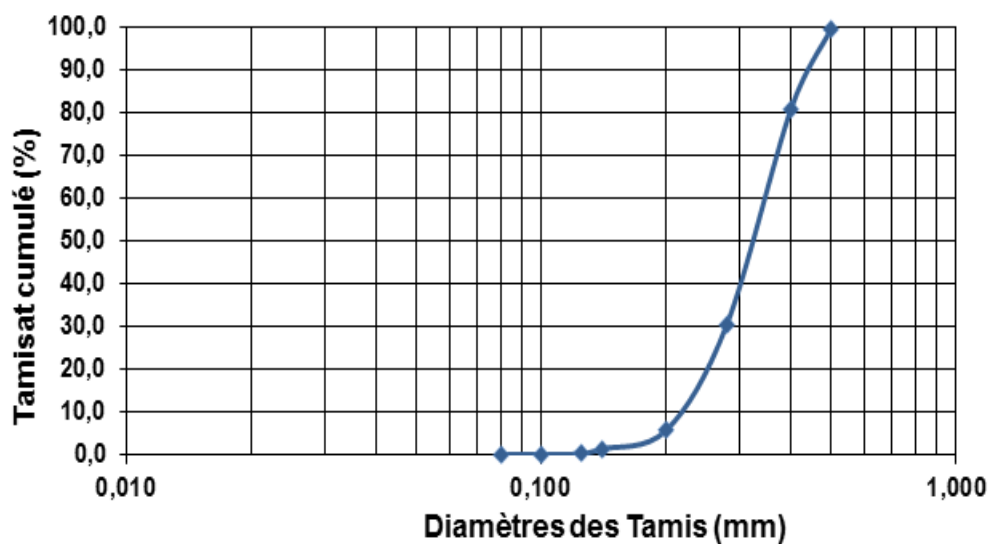


Figure II-6 Courbe Granulométrique du sable siliceux

La courbe révèle qu'il s'agit d'un sable uniforme dont la majorité des particules ont une taille comprise entre 0.2 et 0.5 mm ce qui a le caractère d'un sable moyennement fin puisque ses particules ne dépassent pas la valeur de 2 mm de diamètre. La composition chimique présentée sur le tableau ci-dessous montre qu'il est bien un sable de grains majoritairement siliceux:

Tableau II-2 composition chimique du sable siliceux

Constituants	(%)
SiO ₂	99,02
Al ₂ O ₃	0,769
Fe ₂ O ₃	0,215
MgO	0,006
CaO	0,010
TiO ₂	0,078
CuO	0,0002
H ₂ O	0,02

10.5.2. L'essai d'équivalent de sable :

Cet essai est principalement effectué pour but de déterminer le degré de propreté du sable utilisé grâce à la solution lavante introduite dans les cylindres gradués avec le sable. Il caractérise le taux des particules fines, principalement argileuses, présentes dans l'échantillon de sable. Après agitation à l'aide de la machine agitatrice pendant 30 secondes suivie d'une sédimentation pendant 20 minutes, les particules d'origines argileuses et organiques sont détachées de celles du sable.

L'équivalent de sable est calculé avec l'équation suivante :

$$E_s = \frac{H_1}{H_2} \times 100 \%$$

Notre échantillon de sable a un E_s de l'ordre de 78% ; un sable propre, à faible pourcentage de fines argileuses convenant parfaitement pour les bétons de haute qualité.

10.6. LE GRAVIER :

L'analyse granulométrique est effectuée sur le gravier utilisé pour la confection du béton polymère étudié au cours de ce travail. La courbe granulométrique obtenue est représentée ci-dessous :

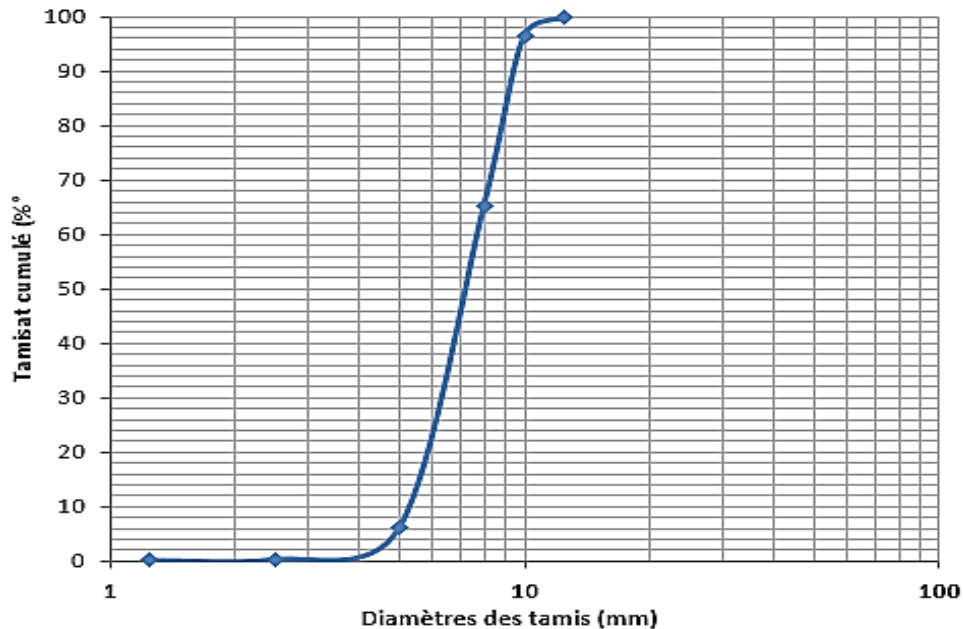


Figure II-7 Courbe granulométrique du gravier utilisé

XI. CONFECTION DES EPROUVETTES DU MORTIER ET DU BETON POLYMERES:

Pour développer un système économique de béton polymère, il est important de déterminer le minimum taux de résine qui doit être ajouté aux agrégats pour avoir les meilleures performances. De ce fait, les mortiers polymères étudiés dans ce travail ont été préparés en variant la fraction de la résine entre 10 % et 25 % par rapport au poids des agrégats. Le moulage est effectué dans des moules métalliques préalablement recouverts en agent de démoulage (la cire) pour faciliter le démoulage des éprouvettes après leur durcissement sans appliquer de grandes forces pour éviter qu'il y ait des fissures qui provoquent l'amorçage de la rupture une fois les éprouvettes sont soumises aux efforts de flexion et de compression lors des essais. La cire est appliquée sur toute la surface intérieure qui sera en contact avec le mélange polymère ayant une grande adhérence. Il est essentiel d'utiliser une méthode de durcissement assurant l'achèvement des réactions chimiques nécessaires à la polymérisation totale de résine afin d'avoir les meilleures résistances possibles. Les éprouvettes sont durcies d'abord à la

température ambiante dans un endroit clos pour une durée de 24 heures. Ensuite, leur polymérisation est continue dans un four à une température de 80°C pour une durée de 8 heures afin de s'assurer que la polymérisation est achevée.



Figure II-8 Les éprouvettes du béton polymère dans le moule pendant la polymérisation

Pour la préparation des mortiers et des bétons polymères dans notre étude, les agrégats sont bien lavés et séchés dans un four pour éliminer toutes impuretés de nature organique ainsi que l'humidité présente entre les grains. Ces agrégats sont mélangés avec la résine polyester insaturée avec les pourcentages mentionnés dessus. Avant son malaxage avec le sable et le gravier, la résine polyester est pré-catalysée avec 0.2 % de cobalt (Catalyseur) et avec 3 % de durcisseur (MEKPO).

Pour les essais de flexion trois points, des éprouvettes parallélépipédiques de dimensions de 40 mm x 40 mm x 160 mm ont été caractérisées (rapport longueur/hauteur égale 4). Tandis que pour l'essai de compression uni-axiale, les deux morceaux de chaque éprouvette rompue sous flexion simple ont été utilisés pour leur effectuer l'essai d'écrasement. Avant la caractérisation, les éprouvettes ont été pesées pour pouvoir déterminer leurs masses volumiques.

Les éprouvettes mises aux essais de flexion 3 points ont les dimensions suivantes :

$L = 160 \text{ mm}$, $B = 40 \text{ mm}$, $H = 40 \text{ mm}$

Où : L : la longueur, B : la largeur et H : la hauteur.



Figure II-9 Les éprouvettes de flexion trois points du mortier polymère



Figure II-10 Les éprouvettes de flexion trois points du béton polymère

XII. RESULTATS ET DISCUSSION

12.1. MASSE VOLUMIQUE APPARENTE DES BETONS RESINEUX :

L'essai de la masse volumique apparente a pour but la détermination de la masse volumique d'un mètre cube du matériau étudié comprenant des particules solides, des vides perméables et imperméables.

12.1.1. Mortier polymère

Tableau II-3 Valeurs de la masse volumique apparente pour le mortier polymère en fonction du pourcentage de la résine

Taux de résine (%)	Masse volumique apparente (Kg/m ³)
10%	1840,625
15%	1909,115
20%	1943,03
25%	1966,15

La variation des valeurs de la masse volumique du mortier polymère est tracée sur le graphe suivant en fonction du taux de polymère introduit dans la formulation :

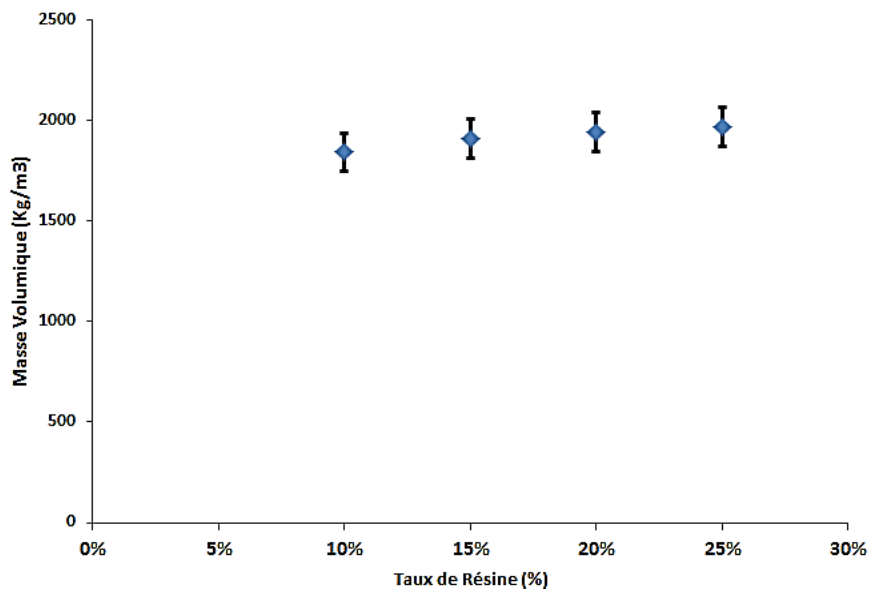


Figure II-11 Evolution de la Masse volumique apparente des mortiers résineux en fonction du taux de résine

L'évolution de la masse volumique apparente est proportionnée au pourcentage de résine. Bien que la masse volumique propre du liant polymère soit inférieure à celle du sable siliceux utilisé comme charges minérales, cette allure croissante pourrait être expliquée par le fait que l'augmentation du taux de résine élimine les vides présents dans la silice prise seule ou bien dans les mortiers élaborés avec de faibles taux du polymère. Cet effet augmente la masse pour le même volume des éprouvettes. La valeur de la masse volumique apparente dans cet essai varie de 1840 Kg/m³ à 1966 kg/m³.

12.1.2. Béton de résine avec et sans renfort :

Tableau II-4 masse volumique du béton polymère en fonction du taux renfort

Pourcentage du renfort	Masse volumique apparente (Kg/m ³)
0 %	2095,052
Renfort en Jute 0,5 %	2141,016
Renfort en Verre 0,5 %	2128,255
Renfort en Jute 1 %	2141,536
Renfort en Verre 1 %	2141,016

Les valeurs des masses volumiques apparentes déterminées pour le béton polymère élaboré sont représentées sur la courbe ci-dessous :

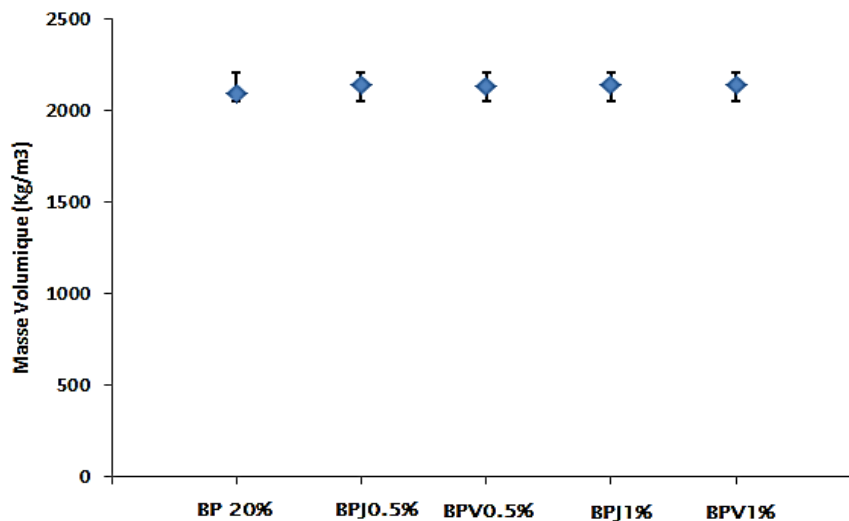


Figure II-12 Masse volumique apparente des bétons polymères en fonction du pourcentage du renfort

Il est déjà connu que le béton polymère peut être confectionné avec une grande variété de constituants et les caractéristiques physico-chimiques et mécaniques du matériau obtenu seront dépendantes totalement de celles de ses constituants et leur méthode de formulation et de mise en œuvre.

12.2. FLEXION TROIS POINTS SUR LES MORTIERS POLYMERES :

Il y a plusieurs facteurs influents sur les performances du matériau polymère final qui sont principalement :

- La nature du polymère ajouté (ses performances intrinsèques)
- Son pourcentage par rapport au poids total comme discuté pendant l'optimisation
- Sa capacité à remplir tous les vides (réduire la porosité)
- Le rapport polymère/ciment pour les mortiers modifiés avec des polymères
- La méthode de polymérisation suivie
- Les types d'essais effectués pour la caractérisation

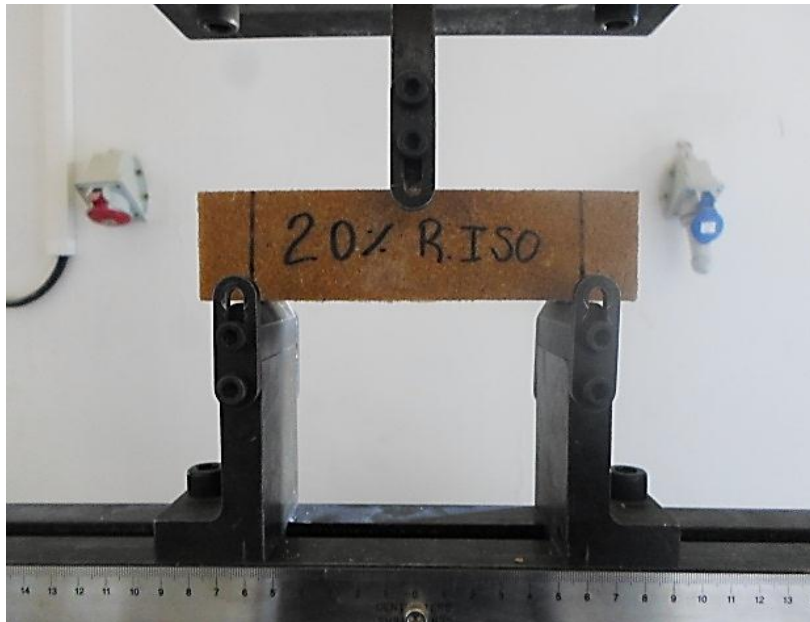


Figure XII-13 Epreuve de mortier polymère soumise à la flexion trois points

Les résultats obtenus à partir des essais de flexion trois points sur les mortiers polymères sont représentés sur la figure 14. Une amélioration du comportement en termes de résistance maximale et du module en flexion est facilement remarquable pour chaque taux de liant polymère ajouté. Cette remarque est attribuée au fait que l'augmentation de ce taux accroît la compacité en éliminant les vides et contribue ainsi à l'amélioration de la résistance en flexion trois points.

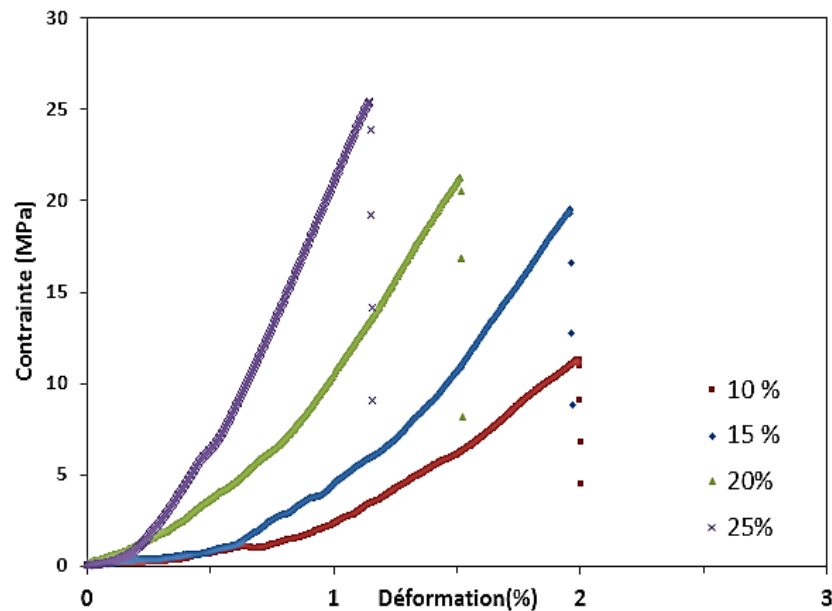


Figure XII-14 Flexion trois points des mortiers polymère en fonction du taux de liant polymère

La valeur la plus élevée de la résistance en flexion est égale à 26.091 MPa et est obtenue avec une teneur en résine polyester de 25 %. L'augmentation du taux de résine de 10 % à 25 % a un effet très positif sur la résistance à la flexion en trois points. Cette amélioration est de 93 % entre les deux pourcentages minimal et maximal et elle est proportionnelle au taux de résine ajouté. Cependant l'augmentation de la teneur en polymère au-delà de 20% n'a pas d'effet positif considérable en ce qui concerne la valeur de résistance en flexion. Ce phénomène est indiqué précédemment [160]. Elle est de l'ordre de 2% seulement entre les deux pourcentages successifs 20 % et 25 %. Le pourcentage de la résine polymère qui nous semble idéal pour notre cas est celui de 20 % car il apporte la même valeur de résistance à la flexion et une meilleure déformation à la rupture que le taux de 25%. Un critère supplémentaire si important est le coût global, l'utilisation d'un taux de 20 % permet d'assurer une économie accrue en ayant les mêmes valeurs de caractéristiques. Le taux de 20% de résine va nous permettre d'économiser 130 Kg de liant polymère pour chaque mètre cube (1 m^3) d'agrégats utilisé.

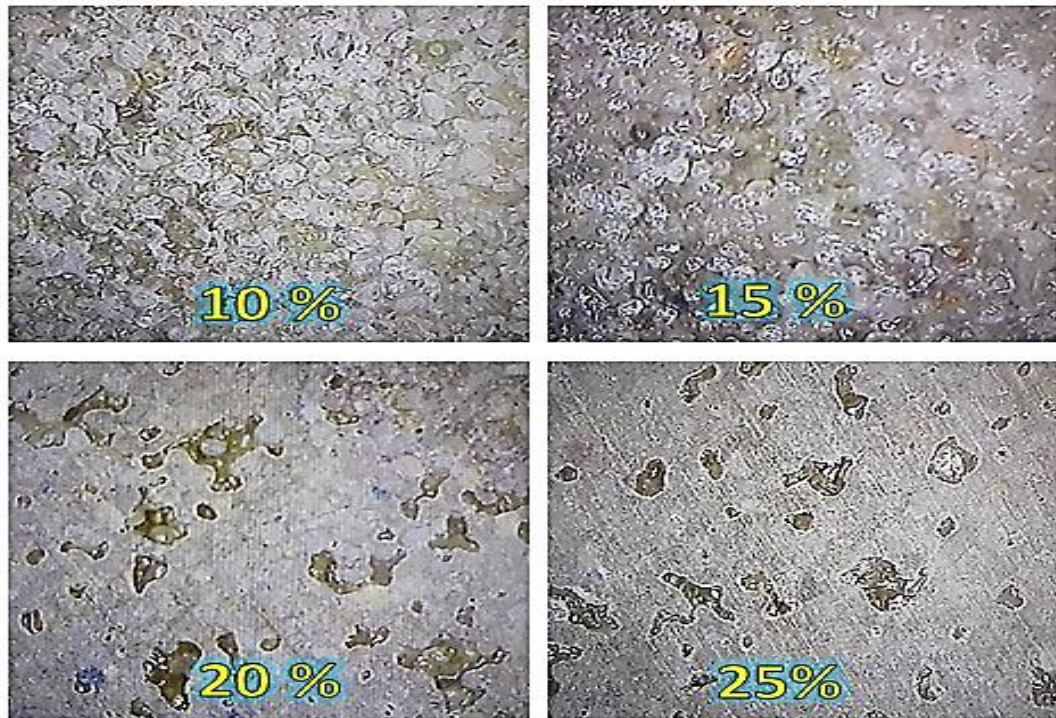


Figure II-15 Aspect des surfaces de mortier polymère avec l'augmentation du pourcentage de la résine polyester

L'augmentation du taux de liant polymère conduit à la réduction du volume des vides contenus dans le matériau et à l'obtention d'un matériau composite quasi-homogène.

Les caractéristiques mécaniques et physico-chimiques des mortiers et bétons polymères sont influencées principalement par celles de la résine polyester dans le cas des éprouvettes confectionnées à la base de pourcentages élevés du liant polymère. De ce fait, les agrégats, bien qu'ils améliorent la maniabilité et la mise en œuvre du béton polymère développé, ils contribuent de façon secondaire à sa résistance.

La résistance à la flexion augmente considérablement avec l'ajout de petites quantités de résine polymère, ce qui peut être expliqué par la polymérisation rapide du liant et sa contribution à l'amélioration des performances mécaniques dès le jeune âge des éléments confectionnés. Ensuite elle décroît significativement après un taux mentionné comme idéal [198].

Pour le travail actuel, et à partir des conclusions précédentes, le taux de résine polymère considéré optimal est celui de 20% et, par conséquent, le béton polymère de notre étude sera confectionné avec ce pourcentage par rapport au poids de ses agrégats.

Tableau II-5 caractéristique en flexion 3 points des mortiers polymères

Pourcentage de résine polyester (%)	Déplacement (mm)	Force maximale (N)	Déformation à la rupture (%)	Contrainte à la rupture (MPa)
10	1,09±0,12	4153±408	1,82±0,2	11,68±1,15
15	1,23±0,17	6772±146	2,05±0,29	19,04±0,4
20	0,8±0,2	7852±457	1,349±,34	22,08±1,28
25	0,59±0,3	8041±150	0,99±0,06	22,61±0,42

12.3. LA FLEXION TROIS POINTS SUR LE BETON POLYMERE



Figure II-16 Epreuve de béton polymère soumise à la flexion trois points

Sur la figure 16, on voit la mise en œuvre de l'essai de flexion trois points effectué sur les éprouvettes de béton polymère développé pendant notre thèse. Le comportement obtenu est tracé sur la figure 17. L'essai de flexion 3 points appliqué à mi-longueur des échantillons testés, provoque une distribution des contraintes de traction au-dessous de la ligne neutre des éprouvettes et, au-dessus d'elle, d'autres contraintes de compression. Le béton polymère développé montre un comportement fragile traduit par sa courbe quasi-linéaire jusqu'à atteindre

sa résistance limite avant d'avoir une rupture fragile. Les petites parties non-linéaires des courbes sont issues du comportement viscoélastique de la résine polyester.

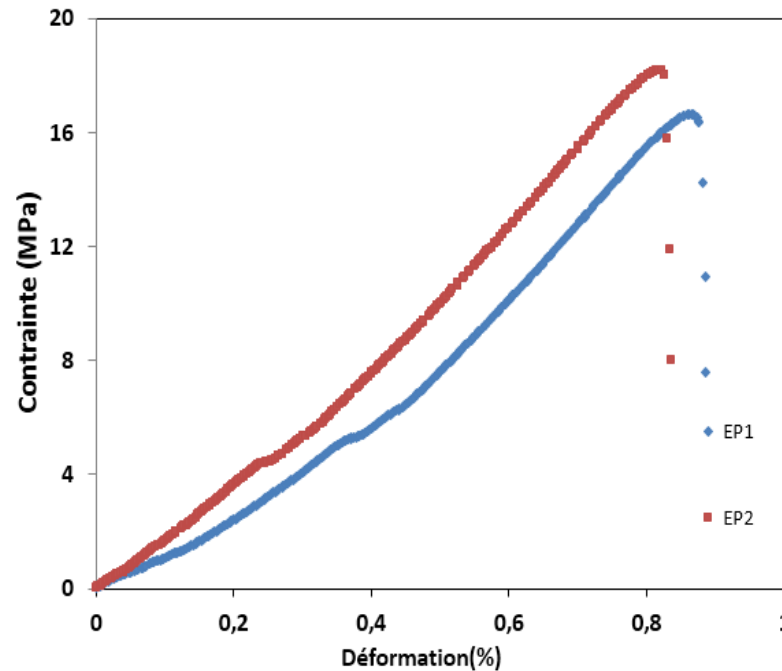


Figure II-17 Flexion trois points du béton polymère

La charge de flexion est appliquée sans choc et son accroissement est constant de façon à éliminer tout effet dynamique sur les éprouvettes. Il y a une proportionnalité entre les charges appliquées et les flèches des éprouvettes soumises à l'essai mettant en évidence un comportement fragile typique du béton polymère. Cette allure croissante linéairement des courbes est suivie d'une rupture fragile au moment où les éprouvettes atteignent leurs résistances limites. Donc, elles se rompent brusquement perpendiculairement au plan moyen des éprouvettes. La rupture s'amorce au niveau de la section inférieure tendue des éprouvettes sous la pointe de charge de la machine d'essai universelle, figure 18.

Au cours des essais, quelques échantillons ont présenté des non-linéarités dans leur comportement qui peuvent être dues essentiellement à deux raisons ;



Figure II-18 Amorçage de la fissuration dans la zone tendue des éprouvettes

Le comportement viscoélastique de la résine polymère et les défauts de fabrications surtout lors du malaxage où des parties des éprouvettes ont été totalement construites uniquement de la résine sans agrégats ce qui a laissé le comportement visqueux domine et perturbe le comportement linéaire fragile typique du béton polymère.

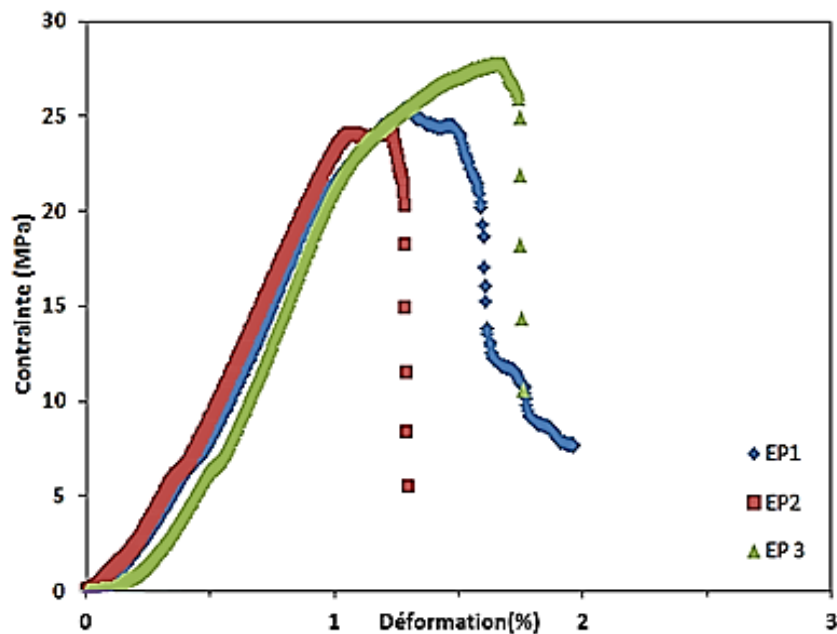


Figure II-19 Comportement en flexion 3 points du béton polymère renforcé à 1 % en fibres de verre

Le caractère et les performances du béton renforcé en fibres varient en fonction de la variation du taux du liant ajouté, aussi bien avec le matériau constituant des fibres, leur géométrie, leur distribution, leur orientation et leur dosage. Par conséquent, il est prévu qu'il y ait plus qu'un seul comportement théorique qui puisse, convenablement, décrire les performances d'une formulation particulière [199].

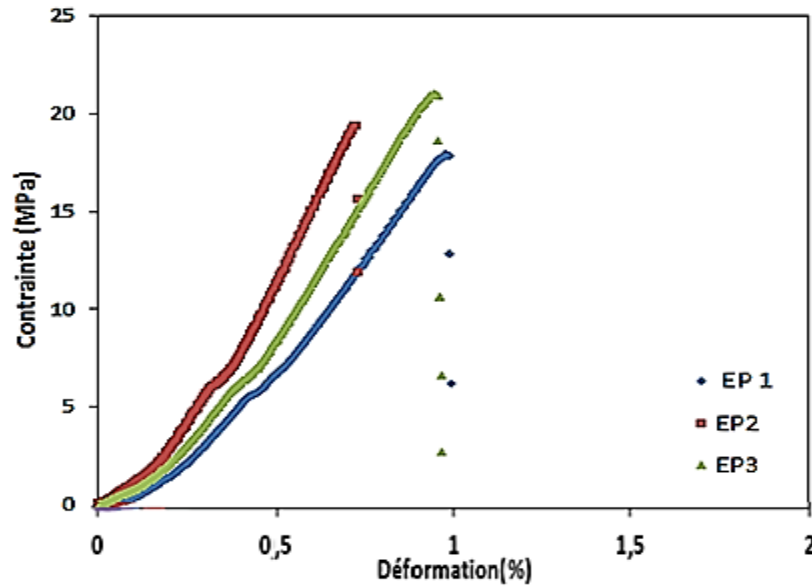


Figure IXI-20 Comportement en flexion 3 points du Béton polymère renforcé à 0.5 % en fibres de jute

La propagation de la rupture manifeste très rapidement trois modes de ruptures principaux ; la rupture de la matrice, la rupture des agrégats et la rupture de l'interface agrégats/matrice.

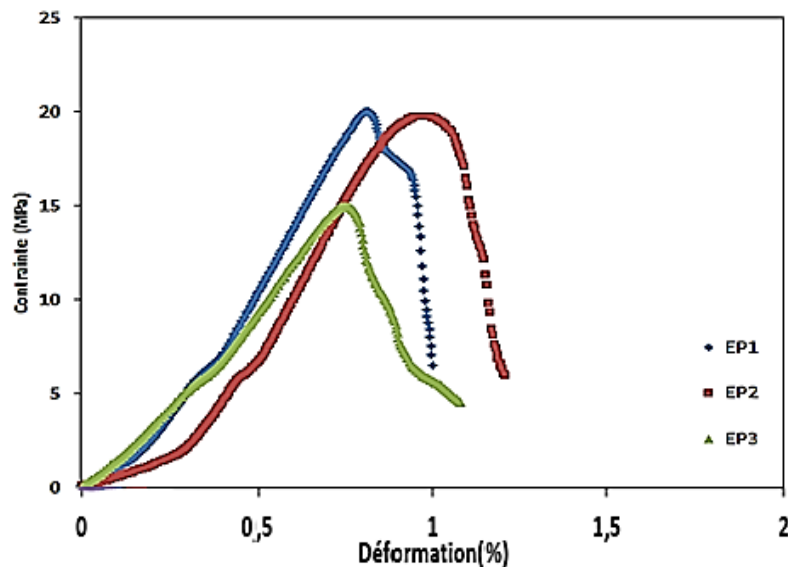


Figure XII-21 Comportement en flexion 3 points du Béton polymère renforcé à 0.5 % en fibres de verre

Pour le cas des éprouvettes renforcées en fibres de verre et de jute, on observe deux autres modes de ruptures additionnels ; la rupture des fibres et leur arrachement.

Les meilleures propriétés en flexion résultent de l'introduction des fibres de verre avec un pourcentage égal à 1 %. Dans ce cas, la résistance à la flexion est égale à 25 MPa tandis que

la déformation à la rupture est de 1.67 %. Ces performances améliorées peuvent être une conséquence logique des caractéristiques meilleures des fibres de verre par rapport à celles naturelles de jute. Celles-ci n'apportent pas une amélioration considérable des performances en flexion.



Figure XII-22 Rupture et arrachement des fibres de verre

Comme la composition chimique de tous les échantillons est similaire et que le rôle principal de la matrice est de lier les agrégats et leur transmettre les charges appliquées, la réduction de la résistance est la conséquence de la distribution non uniforme de la matrice dans toutes les directions du matériau ce qui fait que l'imprégnation des agrégats soit insuffisante dans les endroits où des fissures et des ségrégations ont eu lieu.

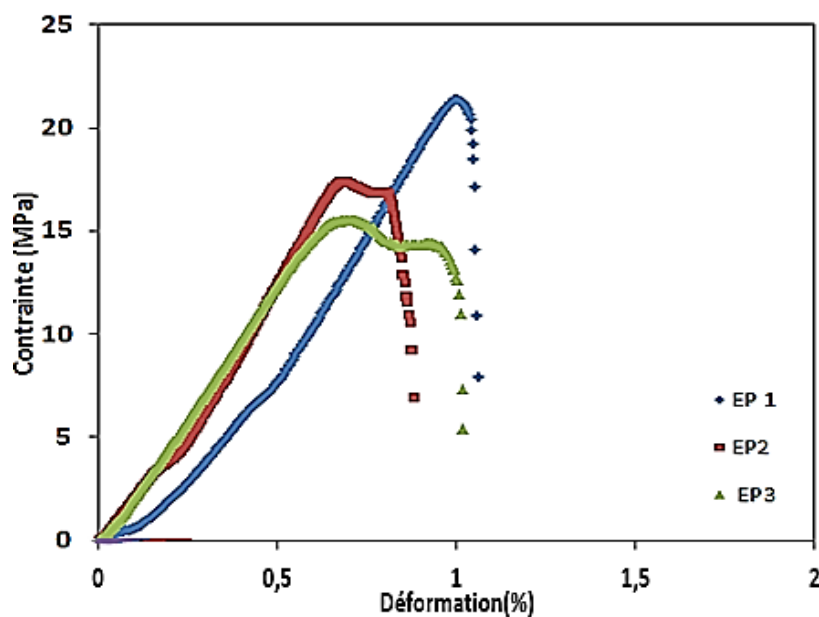


Figure XII-23 Comportement en flexion 3 points du béton polymère renforcé à 1 % en fibres de Jute

L'ajout des fibres avec les pourcentages utilisés améliore la résistance maximale du béton polymère. Cette augmentation est de l'ordre de 11 % avec 0.5% de fibres de jute et de 4 % pour le même pourcentage en fibres de verre. Un taux plus élevé en fibres de verre (1 %) augmente d'avantage la résistance de 46 %. Cependant la même quantité des fibres de jute n'attribue qu'une amélioration de 3% de la contrainte maximale ce qui représenté une valeur inférieure à celle obtenue avec la même nature des fibres en pourcentage égal à 0.5%. Cette réduction de la résistance maximale en flexion peut être expliquée par l'augmentation du volume des vides accompagnants le taux plus élevé des fibres de jute.

Bien que l'utilisation des fibres n'ait pas contribué considérablement aux performances en flexion trois points, leur introduction dans le réseau du béton polymère améliore le comportement post-fissuration avec leur rôle de pontage des fissures comme représenté sur la figure ci-dessous.



Figure XII-24 Pontage des fissures assuré par l'ajout des fibres

Lorsque le béton polymère renforcé en fibres courtes se fissure, ces fibres courtes dispersées aléatoirement dans le réseau polymère commencent à fonctionner comme des stoppeurs des fissures [200] et limitent l'ouverture des fissures existantes. Les fibres courtes crochues au niveau de leurs extrémités demandent une force additionnelle pour être redressées avant qu'il y ait une décohésion entre elles et la matrice polymère.

Les caractéristiques en flexion des bétons polymères développés et étudiés dans cette thèse sont regroupées dans le tableau suivant :

Tableau II-6 propriétés en flexion des éprouvettes de béton polymère

Pourcentage du renfort	Déplacement à la rupture (mm)	Charge à la rupture(N)	Déformation à la rupture (%)	Contrainte maximale (MPa)
0%	0,67±0,26	6233±283	1,117 ±0,44	17,53±0,79
0,5 Jute	0,53±0,08	6922±554	0,89±0,14	19,47±1,55
0,5 Verre	0,65±0,06	6490±1010	1,095±0,10	18,25±2,84
1 % Jute	0,59±0,05	6451±1060	0,98±0,09	18,14±2,98
1% Verre	1,00±0,20	9152±664	1,67±0,34	25,74±1,86

12.4. L'ESSAI DE COMPRESSION SUR LES MORTIERS ET LES BETONS POLYMERES :

La conception des structures en béton est, majoritairement, basée sur les performances en compression. Cette résistance est considérée comme l'élément clé pendant les phases de conception et de l'établissement des spécifications de conformité [149]. Pour cette raison, il est, inévitablement, nécessaire de soumettre notre béton polymère élaboré à l'épreuve de compression uni-axiale. Les essais de compression sont effectués sur les deux morceaux obtenus de chaque éprouvette rompue en flexion 3 points, à une vitesse de chargement constante de 1mm/min sur une machine hydraulique d'une capacité de 2000 KN et 'Matest C055N'.



Figure XII-25 La Machine et le dispositif de l'essai de compression

La variation des résistances à la compression des mortiers et des bétons polymères est contrôlée par le pourcentage du liant polymère introduit pendant leur malaxage. Le taux de résine aboutissant aux meilleures performances à la compression des bétons polymères, pour tous les types de résines utilisées antérieurement, est de 12 % et l'augmentation ultérieure de cette valeur n'améliore pas significativement la résistance à la compression. Le pourcentage de résine considéré optimal pour un système de béton polymère donné est directement dépendant de la nature des agrégats ainsi que de leurs diamètres où un dosage plus grand de liant polymère est recommandé lorsqu'on utilise des grains fins à cause de leurs surfaces spécifiques élevées [201].

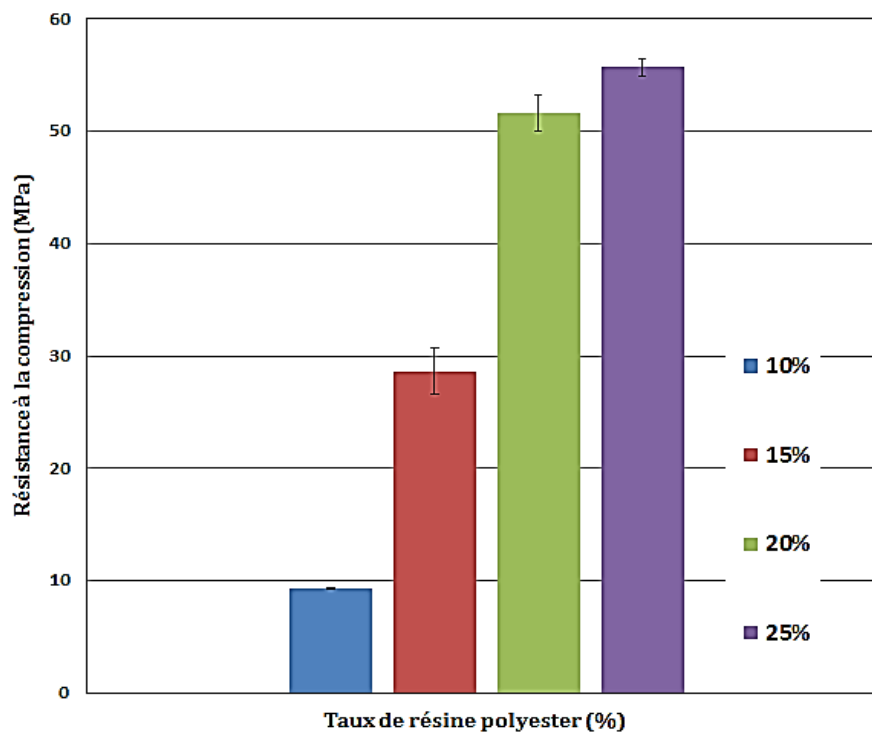


Figure XII-26 Résistance à la compression des mortiers polymères en fonction du taux de résine polyester

Les valeurs des contraintes atteintes pendant l'essai de compression en fonction du pourcentage de la résine polyester introduit pendant le malaxage sont présentées sur la figure 26. Il y a une augmentation de la résistance à la compression proportionnellement avec le taux du liant polymère. Ce comportement est expliqué par les bonnes performances en compression de la résine polyester utilisée. D'autre part, le fait que l'augmentation du rapport résine/agrégats a une influence positive sur le volume des vides des éprouvettes qui diminue progressivement en améliorant la compacité du mortier polymère à l'état durci. Les meilleures propriétés en compression équivalent à 55 ± 0.8 MPa et sont obtenues avec un pourcentage de résine égal à 25

% du poids total des agrégats. Cependant cette valeur est seulement 7 % plus grande que la résistance achevée avec le taux de résine polyester égal à 20 % ce qui confirme les résultats de flexion 3 points mettant en évidence le fait que l'ajout ultérieure du liant polymère au-delà de 20 % n'augmente pas considérablement les caractéristiques mécaniques des mortiers et des bétons polymères à base de résine polyester.

La figure 27 illustre L'effet du type ainsi que du pourcentage du renfort sur les caractéristiques en compression des bétons polymères élaborés durant notre travail.

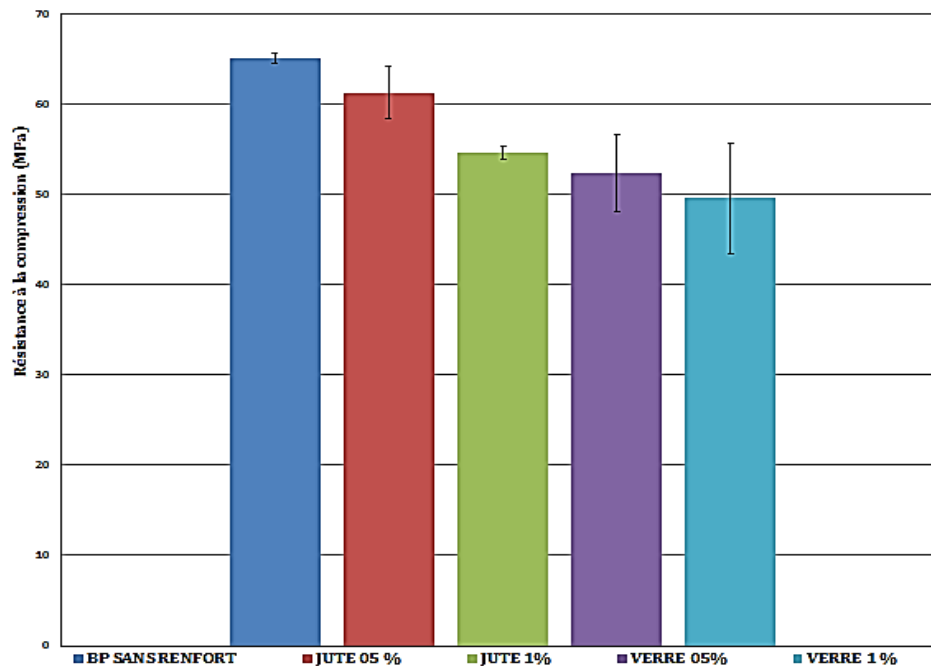


Figure XII-27 L'effet du type et du taux de renfort sur la résistance à la compression du béton polymère

Les éprouvettes du béton polymère de référence (sans renfort) aboutissent aux résistances à la compression les plus élevées. Cependant, le renforcement du béton polymère avec les fibres courtes a un effet réduisant des performances en compression uni-axiale. Les fibres courtes naturelles de jute contribuent à une amélioration des caractéristiques en compression plus grande que les fibres courtes de verre. Le béton polymère renforcé en fibres courtes de jute renforcé avec 0.5 % et 1 % présente des résistances à la compression plus grande de l'ordre de 17 % et de 10 % respectivement par rapport à celles du béton polymère renforcé en fibres synthétiques de verre avec les mêmes rapports de renforcement. Une explication plausible de la réduction des résistances à la compression après l'ajout des fibres courtes des deux types c'est que l'introduction des fibres augmente les défauts existants avant le déroulement des essais. Alors, suite à l'application des charges de compression, les bétons

polymères renforcés ont tendance à se fissurer plus rapidement que le béton de référence non renforcé. Ces défauts, sous forme de vides et de fissures microscopiques, se développent autour des fibres lors de l'opération du malaxage spécialement au voisinage des nids de fibres.

Des recherches antérieures ont mis en évidence la relation directe entre le taux de résine polymère introduite pendant la phase de formulation, qui détermine le volume des vides présents, et les performances en compression des bétons et des mortiers polymères [202].



Figure XII-28a Pontage des fissures par les fibres de verre



Figure XII-28b Pontage des fissures par les fibres courtes de jute

Bien que le renforcement du béton polymère avec des fibres courtes semble être nuisible à la résistance à la compression, ces renforts manifestent le phénomène de pontage des fissures et permettent aux éprouvettes fissurées de supporter des charges supplémentaires jusqu'à avoir la rupture totale. La tâche d'amélioration du comportement post-fissuration est assurée par les

deux types de fibres utilisées ; végétales de jute et synthétiques de verre comme le montre les figures 28 a et 28b.

Le tableau 7 regroupe les caractéristiques résultantes des essais de compression sur les mortiers et les bétons polymères élaborés pendant le travail actuel :

Tableau II-7 les propriétés en compression des mortiers et des bétons polymères développés

Mortiers de Résine Polymère		
Taux de résine (%)	Résistance à la compression (MPa)	Charge Maximale (KN)
10	9,32±0,12	14,9±0,2
15	28,6	45,8±3
20	51,6±1,5	82,6±2,5
25	55,7±0,8	89±13
Bétons de Résine Polymère (BP)		
Type du BP	Résistance à la compression (MPa)	Charge Maximale (N)
BP de référence	65±0,6	104±1
BP avec 0,5% de fibres de verre	52±4	83±6
BP avec 0,5% de fibres de jute	61±3	98±5
BP avec 1 % de fibres de verre	49,5±6	79±9
BP avec 1% de fibres de jute	54±0,7	87±16

XIII. CONCLUSION:

Le chapitre actuel a été consacré au développement et à la caractérisation de mortier et de béton polymères à base d'un résine polyester renforcé en fibres courtes synthétiques de verre et naturelles de jute. Le mortier et le béton polymère ont un comportement fragile nécessitant le recours à l'incorporation de renforts de différentes natures. Les fibres de renforts améliorent leur comportement en termes de ductilité et de comportement post-fissuration.

La résistance à la flexion augmente considérablement en variant le taux de résine entre 10 % et 25 %, cette amélioration est de l'ordre de 93 % et est attribuée principalement aux caractéristiques intrinsèques du liant polymère et à son aptitude à remplir les vides et à réduire le volume des vides à un minimum.

L'introduction des fibres améliore les performances du béton polymère en augmentant sa contrainte à la rupture en flexion 3 points ainsi que son comportement post-fissuration qui aurait une certaine ductilité.

Une réduction de la résistance à la compression est remarquée pour les deux types de fibres utilisées. Cette chute de résistance est attribuée principalement à l'augmentation des défauts préexistants avant l'application des charges sous formes des vides et des microfissures amorçant la rupture plus rapide du béton polymère renforcé en fibres en comparaison par rapport à celui de référence. Néanmoins, l'ajout des fibres au mélange polymère apporte une certaine ductilité et un comportement post-fissuration amélioré.

La variation du taux de la résine polymère, utilisée comme liant, a une influence considérable sur les performances globales du matériau final car la résistance à la flexion a augmenté de façon remarquable en variant le taux de résine entre 10 % et 25 %. Cette augmentation est allée de 11.68 ± 1.5 MPa à 22.61 ± 0.42 MPa pour les deux pourcentages respectivement. La caractérisation du mortier et du béton polymères développés pendant notre étude a abouti à présenter le comportement fragile nécessitant le recours à l'incorporation de renforts de différentes natures. L'ajout des fibres de renforts (synthétiques et naturelles) a contribué à l'amélioration de leur comportement en termes de ductilité et de comportement post-fissuration. Les bétons polymères renforcés avec 1% de fibres de verre ont abouti aux meilleures résistances à la flexion trois points égales à $25,74 \pm 1,86$ MPa. Tandis que, le même pourcentage de renfort en fibres naturelles a donné des résistances aux flexions équivalentes à $18,14 \pm 2,98$ MPa. Les fibres synthétiques apportent une amélioration de résistance 30% plus

grande que celle des fibres végétales de jute. Le renforcement avec 0.5% de fibres courtes de verre et de jute a permis d'atteindre des résistances à la flexion égales à $18,25 \pm 2,84$ MPa et à $19,47 \pm 1,55$ MPa respectivement. Pour le taux de fibres courtes de 0.5%, les fibres végétales contribuent à une amélioration égale à 11%, cependant, le même pourcentage en fibres de verre n'apporte que 4% d'amélioration de la résistance à la flexion trois points. Bien que les fibres courtes aient un effet positif sur les résistances en flexion des bétons polymères, les mêmes types et pourcentages de ces fibres n'améliorent pas les résistances en compression. Au contraire, on en a remarqué de faibles réductions ; le béton polymère de référence a une résistance à la compression égale à $65 \pm 0,6$ MPa, le renfort avec 0.5 % en fibres de verre et de jute a donné des valeurs égales à 52 ± 4 MPa et à 61 ± 3 MPa respectivement. D'un autre côté, les résistances à la compression atteintes avec le renforcement avec 1% de fibres de verre et de jute sont équivalentes à $49,5 \pm 6$ MPa et à $54 \pm 0,7$ MPa. Donc les fibres courtes de jute permettent d'avoir des bétons polymères plus performants en compression plus que ceux développés avec les mêmes pourcentages de fibres de verre. Les bétons polymères renforcés en fibres végétales sont 17% et 10% plus performants en compression que leurs homologues en fibres de verre en appliquant les mêmes taux de renfort.

Le béton polymère élaboré pendant cette étude, avec et sans renforcement, présente des performances importantes par rapport au béton ordinaire. Cette réalité permet de substituer le béton du ciment portland avec celui résineux pour les applications exigeants des matériaux de construction alliant de très bonne propriétés mécaniques et une durabilité améliorée qui va être présentée dans le chapitre 4.

Chapitre 03 :

RENFORCEMENT EXTERIEUR DU
BETON POLYMERE PAR DES
POLYMERES RENFORCES EN FIBRES :
LES PRFS ET LES BPREXS

I. INTRODUCTION :

La fragilité, une caractéristique intrinsèque de la quasi-totalité des matériaux composites, y compris le béton polymère, nécessite le recours à l'incorporation d'un agent renforçant sous plusieurs formes. Dans le chapitre précédent, le béton polymère a été renforcé avec des fibres courtes synthétiques de verre et naturelles de jute dispersées dans le réseau des particules du béton polymère. Cette forme de renforcement est efficace à une certaine limite pour assurer une amélioration de la ductilité et du comportement post-fissuration. Et pourtant, la contribution de ces fibres courtes à l'amélioration de la résistance du béton polymère n'est pas considérable.

Dans ce chapitre, afin d'accroître, d'avantage, les performances mécaniques de notre matériau, nous avons procédé à son renforcement extérieur par des fibres sous forme surfacique. En plus des tissus synthétiques utilisés pour cette finalité, et dans le souci continu de la valorisation des ressources naturelles, nous avons essayé de reproduire le même concept avec des tissus bidirectionnels naturels de jute.

Les performances mécaniques de ce nouveau matériau développé sont évaluées à travers des essais de traction, de flexion trois points et de cisaillement interlaminaire. Une comparaison entre les caractéristiques obtenues en fonction de la nature du renfort est, également, effectuée. A la fin du chapitre, un modèle numérique est développé sous Abaqus pour modéliser le comportement en flexion trois points de notre matériau ayant une structure sandwich.

II. DEFINITION D'UN MATERIAU COMPOSITE :

D'une façon générale, un matériau composite signifie tout matériau fabriqué au moins à partir de deux matériaux de natures ou de caractéristiques différentes où leur combinaison permet d'aboutir à un matériau final ayant des propriétés meilleures que celles des deux constituants de base pris séparément. Ces caractéristiques améliorées proviennent du fait que le matériau final tire le maximum de ses constituants de base et notamment de leur combinaison aboutissant à un matériau composite le plus homogène possible (la compatibilité entre ses constituants). Les matériaux composites sont très fréquents dans la nature ainsi que dans l'industrie dans tous les domaines de la vie.

Comme tous les matériaux sont composés de plusieurs sous-unités, s'ils sont examinés à une échelle suffisamment grande pour afficher leurs détails, le terme composite pourrait signifier presque n'importe quel matériau. Cependant, dans les technologies modernes des

matériaux ce terme est attribué généralement aux matériaux à base des matrices renforcées en fibres [203]. Cette définition doit être plus précise pour bien distinguer les matériaux composites. Matthews et al [204] ont donné deux critères afin de pouvoir faire cette distinction ; premièrement, chacun des deux constituants doit avoir une proportion raisonnable d'au moins 5% et plus. Deuxièmement, les caractéristiques du matériau composite obtenu soient clairement différentes de celles de ses constituants. Par exemple, les plastiques malgré qu'ils contiennent de faibles quantités de divers produits chimiques pour des soucis économiques et de mise en œuvre, un plastique n'est pas classifié comme un matériau composite.

III. CLASSIFICATION DES MATERIAUX COMPOSITES STRATIFIES:

Les stratifiés sont les matériaux composites les plus simplement concevables lorsque leurs caractéristiques varient uniquement dans une seule direction; celle de stratification. On peut trouver deux types de stratifiés ; ceux d'une classe (stratifiés simples) et de classes multiples (stratifié des stratifiés). Lorsqu'on cherche à avoir une approximation sur les propriétés obtenues d'un stratifié simple en variant la microstructure de ses constituants, il est plus utile d'examiner, en premier lieu, les propriétés atteignables en fabricant un stratifié de classe multiples [205].

L'exemple le plus ancien, qui peut être considéré comme la première utilisation de la stratification des matériaux pour améliorer leurs caractéristiques mécaniques, est le bouclier d'Achille, dans l'Iliade' de Homère. Constitué de 5 couches ayant la séquence d'empilement suivante ; Bronze/étain/or/étain/bronze, ce bouclier n'a pu être pénétré qu'à sa troisième couche [206].

Selon Jeffrey et al [207], la toute première propulsion pour faire des matériaux composites sous forme laminée date de l'antiquité. A ce temps-là, seulement des couches minces de fer forgé pourraient être carburées (la cémentation) pour pouvoir fabriquer un matériau massif. En plus, l'acier était rare et ils ont opté pour des couches minces de ce métal prises en sandwich entre d'autres matériaux naturels afin de fabriquer, par exemple, les couteaux médiévaux. D'autres exemples de stratifiés revenant aux anciennes époques peuvent être cités : boucliers grecques stratifiés cuir/acier/cuir, la soie multicouche au Japon antique et les armures en cottes de mailles et tissu en moyens âges [208].

3.1. LES STRATIFIES RENFORCES EN FIBRES DE CARBONE ET DE VERRE CFRP ET GFRP :

Les composites stratifiés les plus utilisés sont, de loin, ceux renforcés en fibres de carbone ou de verre. Ils sont appliqués dans plusieurs industries grâce à leurs caractéristiques mécaniques élevées et sont fabriqués à travers la combinaison des fibres (carbone ou verre) avec des résines polymères. La légèreté, la rigidité et la résistance de ces fibres fournissent la partie majeure de rigidité et de résistance des composites stratifiés élaborés à partir d'elles [209].

Les matériaux composites renforcés en fibres, apparus depuis la deuxième guerre mondiale, sont devenus maintenant une industrie qui délivre annuellement plus d'un million de tonnes de produits à travers le monde. Les résines polymères sont le constituant de base de la grande majorité des matériaux composites. Le pourcentage de tous les autres types de matrices (métalliques, céramiques) ne représentent que de faibles valeurs en volume [210].

Les thermodurcissables ainsi que les thermoplastiques sont très attirants et très bénéfiques comme des matrices pour les composites puisque la phase continue (résine) joue un rôle crucial dans les performances des composites polymères. Les thermodurcissables, bien qu'elles soient les plus utilisées, ont la formulation la plus compliquée à cause du grand nombre de constituants chimiques de base ; résine de base, les catalyseurs, les durcisseurs, agents fluidifiants ...etc. le volume des fibres peut atteindre 80% et avec un alignement convenable, l'amélioration des propriétés est considérable. Les thermoplastiques offre l'avantage d'être plus faciles à fabriquer avec des coûts réduits en plus de la flexibilité offerte pour le moulage de formes complexes avec des méthodes simples [211].

La résine polyester peut être produite du recyclage chimique du Polyéthylène ce qui constitue la solution la plus économique possible. Bien que les résines Polyesters sont les plus utilisés mondialement grâce à leur faible coût et leur adaptabilité avec presque tous les types de renfort et la possibilité fournie de construire des formes complexes, leur utilisation dans les composites de hautes performances est très limitée à cause des propriétés mécaniques et thermiques modérées [212].

Les résines thermodurcissables constituent la majorité des résines utilisées dans l'industrie des matériaux composites. Environ 65% de tous les composites produits pendant la dernière décennie pour les différentes applications sont à base de résine polyester ou vinylester renforcées en fibres de verre [213].

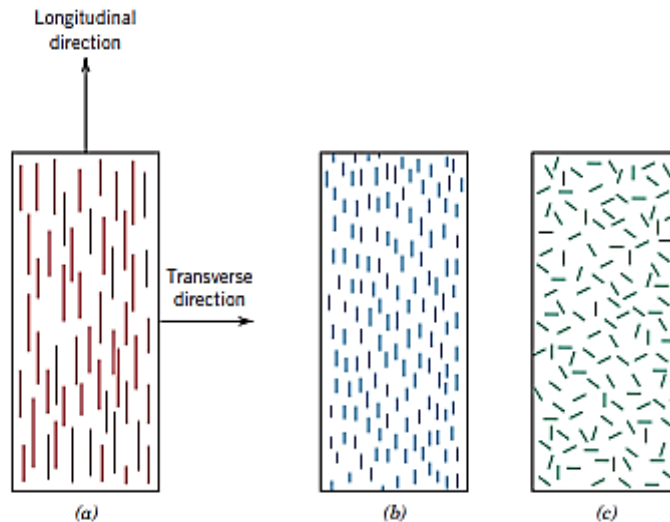


Figure III-1 Représentation des composites polymères renforcés en fibres (a) fibres continues et alignées (b) fibres courtes et alignées (c) fibres courtes dispersées aléatoirement [214]

3.2. LES STRATIFIÉS METALLIQUES RENFORCÉS EN FIBRES D'ARAMIDE ARALL ET DE VERRE GLARE :

Actuellement, le marché des composites stratifiés propose de plus en plus des solutions hybrides ayant pour objet à la fois la réduction des inconvénients de chaque constituant de base pris séparément et tirer le maximum de leur avantages en les combinant de façon optimale afin d'obtenir un matériau final le plus performant possible.

Les alliages en aluminium et les stratifiés composites sont très répandus dans le domaine aéronautique depuis les années 1950s. Et pourtant ces deux matériaux ont deux inconvénients majeurs ; la mauvaise résistance à la fatigue des premiers et la faible résistance à l'impact des derniers [215]. En 1978 et afin de faire face à ces inconvénients, l'idée originale de combiner ces deux matériaux a été concrétisée, à l'université de Delft aux Pays-Bas, par la création de :

- (i) ARALL ; un stratifié constitué en alternant des couches d'alliage d'aluminium (0.2-0.4 mm) et des couches polymères renforcées en fibres d'aramide,
- (ii) GLARE qui a le même concept du stratifié précédent en substituant les fibres d'aramide avec celles de verre.
- (iii) Ultérieurement, on a inventé un autre type de cette catégorie de stratifiés ; CALL renforcé en fibre de carbone [216].

Ce type de stratifiés a été développé principalement pour les parties des avions soumises à la fatigue. Néanmoins, ils offrent des profits supplémentaires tels que la résistance au feu, la tolérance aux endommagements, et la résistance à l'impact [217]. En plus, cette gamme de stratifiés supportent de fortes intensités de contraintes et contribue ainsi à la réduction considérable du poids de l'avion pour augmenter l'efficacité des vols. Celle-là signifie la capacité de transport des marchandises et des voyageurs, la consommation du carburant et la performance du vol [218].

Ce type de stratifiés ont plusieurs atouts par rapports aux alliages d'aluminium ; une résistance à la propagation des fissures dues à la fatigue, une résistance à la traction améliorée, une densité réduite. Ces avantages ont mis en valeur l'application de ce concept de stratifié dans le domaine aéronautique [219].

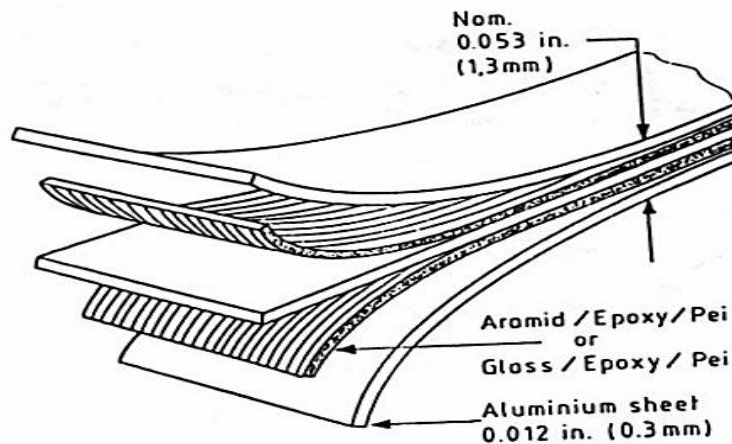


Figure III-2 Le concept du stratifié ALCOA ARALL [220]

IV. LES AVANTAGES DES POLYMERES STRATIFIES RENFORCES EN FIBRES (PRFs):

De nos jours, les PRFs envahissent presque tous les domaines de notre vie quotidienne grâce à leurs caractéristiques spécifiques. Les PRFs ont une polyvalence concernant leur collage aux différentes formes complexes, les rapports résistance-poids les plus élevés, de bonnes caractéristiques mécaniques notamment en traction, ils sont légers et sont résistants à la corrosion, aux rayons ultraviolets et au phénomène de la fatigue, ils offrent aussi la réduction du travail et du temps d'arrêt obligatoires à leur mise en œuvre, leur formes libres et capacité de conception adaptables et inertie chimique excédant celle de tous les matériaux conventionnels [221], [222], [223], [224].

D'autre part, le coût des composites stratifiés, considéré comme relativement élevé par rapport aux matériaux traditionnels, est de plus en plus réduit au cours des dernières années suite aux développements récents dans ce domaine tels que ; la baisse des prix des PRFs fabriqués par les différentes techniques, une demande réduite des matériaux composites très chers pour l'industrie militaire, accroissement des marchés compétitifs des PRFs pour les équipements de sport et de loisirs, augmentation continue du volume des PRFs utilisés dans le domaine du génie civil, conception et fabrication des PRFs en union avec d'autres matériaux conventionnels comme le béton, le bois et l'acier [225], la possibilité de concevoir, de manière optimale, le matériau lui-même à travers l'arrangement de l'orientation des fibres dans la direction de l'application des forces dans le but de créer des éléments légers ayant des propriétés anisotropes adaptées aux exigences spécifiques [226].

L'amortissement est un paramètre très important pour le génie civil, les PRFs possèdent de très bonnes propriétés d'amortissements qui peuvent être améliorées encore en optimisant l'orientation des fibres, la séquence d'empilement suivant la nature de la contrainte appliquée [227].

Concernant leur durabilité, une étude faite par Cromwell et al. [228] a prouvé expérimentalement que les PRFs ont de très bonnes caractéristiques en durabilité; la résistance aux températures allant de 38° à 60°C sans changements de leurs propriétés mécaniques, une étanchéité aux liquides (diesel) et une résistance aux milieux salins et alcalins (pH = 9.5) à une température ambiante pendant 10000h d'exposition.

Un autre avantage des composites stratifiés c'est qu'ils sont moins affectés par le phénomène de corrosion provoquée par les conditions environnementales. Cette résistance est connue de fournir une longévité et des coûts de maintenance très réduits [229].

Un problème majeur des PRFs c'est que, quand ils sont exposés à de hautes températures (300°-500°C), leurs matrices polymères, d'origine organique, se décomposent et libèrent de la chaleur avec des volatiles toxiques. Récemment, il y a des techniques appliquées pour réduire cet inconvénient des PRFs [230] :

- 1- Protection des éléments en PRFs par des systèmes anti-incendie ; en arroseur d'eau ou en mousse.
- 2- Modifier la composition de la résine par des additifs ; des halogènes (chlorine, bromine et iode .etc.), résine de l'acide chlorélique, silicates nano-composites.

- 3- Traiter les surfaces des PRFs par l'application d'une protection passive contre le feu. Ces revêtements contiennent un constituant organique qui va être enflammé à une température déterminée (inférieure à celle de combustion de la résine) et produit une mousse qui éteint le feu.

V. LES AVANTAGES DU RENFORCEMENT EXTERIEUR DU BETON POLYMERE AVEC DES PRFs (LES BPREXs) :

Le concept présenté dans ce chapitre du renforcement extérieur du béton polymère avec des PRFs peut être considéré comme un matériau composite sous forme sandwich car il est constitué d'une combinaison d'une âme, le béton polymère renforcé en fibres courtes, et de deux peaux en PRFs. Cette combinaison permet de tirer le maximum des performances de ses deux constituants de base ; le béton polymère et les PRFs. Les avantages offerts par ce concept sont :

- 1- Un matériau final très performant mécaniquement en traction et en flexion à travers ses peaux en PRFs et en compression grâce à son âme en béton polymère.
- 2- Une durabilité de l'ensemble améliorée par l'étanchéité assurée par les peaux en PRFs et par leur résistance aux différents agents agressifs et aux rayons ultraviolets.
- 3- L'âme en béton polymère, en plus de sa contribution importante à la résistance, assure la réduction du coût total du matériau en gardant les mêmes épaisseurs nécessaires pour satisfaire aux applications ultérieures du matériau sandwich fabriqué durant ce travail.
- 4- Le renforcement de l'âme avec des fibres courtes (de verre ou de jute) contribue à la réduction de la fragilité du béton polymère et à l'amélioration de son comportement post-fissuration.
- 5- Vu leur poids léger, les peaux en PRFs diminuent significativement le poids total des éléments totalement construits en béton polymère ou même en béton ordinaire.
- 6- La possibilité du recyclage des matériaux de base après la fin de leur vie de service en les utilisant comme des agrégats pour des applications à base de matrice organique de résine ou de ciment.
- 7- Une telle combinaison pourrait améliorer davantage l'isolation thermique et acoustique en plus de l'isolation électrique qui est une caractéristique de base des matériaux composites à base d'une matrice organique.

- 8- Une augmentation minimale des dimensions (la hauteur) de la poutre renforcée qui conserve les dimensions initiales des structures et donc n'oblige pas à les reconcevoir afin de les adapter avec les autres éléments antérieurement construits.
- 9- La facilité d'effectuer la procédure de renforcement extérieure des éléments durant ou après leur construction.
- 10- Une très bonne résistance à la corrosion.
- 11- La variation de l'épaisseur de ce béton polymère renforcé extérieurement avec des PRF aurait une influence considérable sur ses caractéristiques globales. Pour cerner le sujet, le seul facteur dominant dans notre étude est le type de renfort extérieur ; synthétique (tissu 2D ou mât) ou bien naturel. Le nombre de couches de renfort extérieur est fixé à 4 supérieures et 4 inférieures afin d'assurer la symétrie par rapport au plan moyen du béton polymère constituant l'âme.
- 12- Le renforcement extérieur selon [231] et [232] pourrait augmenter la capacité portante d'une poutre en flexion à environ 35%- 230% par rapport à sa valeur sans les PRFs.
- 13- Le renforcement extérieur avec des PRFs est une technique très appliquée à cause des atouts offerts par les PRFs tels que la légèreté, la résistance à la traction et la résistance à la corrosion. Cette technique a prouvé son efficacité pour l'amélioration de la rigidité de 17-99% et de la résistance de 40-97% [233].
- 14- Une amélioration très importante de la résistance au cisaillement des éléments renforcés extérieurement en PRFs et sans qu'il y ait un renforcement avec des armatures en acier [234].
- 15- Par rapport au renforcement en plaques d'acier, une meilleure résistance à la corrosion, installation plus facile et plus rapide grâce à leur poids léger, renforcement des éléments sans leur altérer la section transversale [235].
- 16- Le renforcement extérieur en PRFs améliore la capacité portante des éléments de 9-11% et procure le retardement de la rupture en flexion grâce à l'augmentation de la résistance à la flexion [236].
- 17- Les PRFs collés seulement sur la partie inférieure soumise à la traction améliorent la résistance à la flexion. Tandis que le renforcement des deux côtés augmente la résistance à la flexion ainsi qu'au cisaillement [237].
- 18- Pour toutes les structures, le critère du coût global est décisif. En faisant une comparaison des prix des PRFs avec ceux de l'acier, il paraîtrait que les PRFs sont de loin trop onéreux. Cependant, lorsqu'on compare le coût du renforcement extérieur exigé par les normes en termes de résistance à la corrosion, la maintenance continue, la

facilité offerte pendant le travail in-situ, l'accès limité aux zones détériorées, on s'aperçoit alors que l'utilisation des PRFs pour cette opération deviendrait très compétitive [238].

19- L'avantage le plus important de l'utilisation d'un renforcement continu c'est bien la grande efficacité de pontage des fissures ce qui assure une propagation très lente de celles-ci et donc une résistance élevée aux différentes sollicitations notamment le phénomène de fatigue [239]. Dans notre étude, nous avons employé des tissus bidirectionnels ce qui est supposé fournir encore une amélioration des propriétés dans les deux directions de sollicitations principales.

VI. CONFECTION DES EPROUVETTES EN PRFs ET EN BPREXs

6.1. LES STRATIFIES POLYMERES RENFORCES EN FIBRES PRFs :

Avant d'entamer la caractérisation du BPREX, on a procédé à l'étude des stratifiés à base d'une résine polyester avec des renforts surfaciques individuellement. Nous avons utilisé deux types de renforts synthétiques : tissu bidirectionnel, tissu en mat quasi-isotrope. Un renfort surfacique naturel est également employé qui est le tissu de jute caractérisé dans le premier chapitre.



Figure III-3 Les trois types de renforts utilisés pour la confection des stratifiés (a) Tissu mat quasi-isotrope (b) Tissu de verre 2D (3) Tissu 2D de jute

Les plaques stratifiées ont été mises en œuvre par une simple technique de moulage au contact et étaient constituées de 4 plis de tissu de renfort approprié pour chacun des composites.

Après l'élaboration, les plaques composites sont laissées durcir pendant 24 heures pour que la polymérisation soit complète [240]. Ensuite, on a découpé, à l'aide d'une scie diamantée, des éprouvettes de traction, de flexion trois points et de cisaillement interlaminaire selon les dimensions prescrites dans les normes ASTM D3039, D790 et D2344 respectivement.

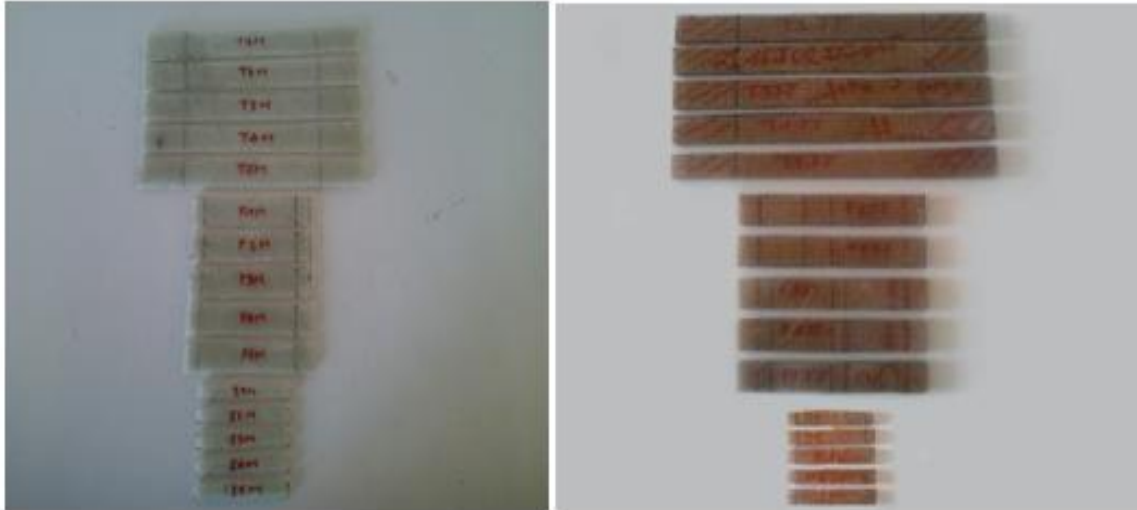


Figure III-4 Les éprouvettes caractérisées (a) traction, (b) flexion trois points, (c) cisaillement interlaminaire

6.2. LES EPROUVETTES DE BETON POLYMERE RENFORCE EXTERIEUREMENT PAR DES PRFs ; LES BPREXs :

Les éprouvettes de béton polymère renforcé extérieurement en PRFs ; BPREXs, ont une structure sandwich et sont constituées de deux peaux en PRFs chacune ayant 4 plis et d'une âme en béton polymère renforcé avec des fibres courtes. Celles-ci ont la même nature des fibres de renfort des peaux c'est-à-dire on a utilisé des fibres courtes de verre pour les éprouvettes renforcées extérieurement en stratifiés de fibres synthétiques et des fibres courtes de jute pour le cas du renforcement extérieur en tissus bidirectionnels naturels de jute. Ainsi, on a obtenu deux types des éprouvettes ayant le même concept :

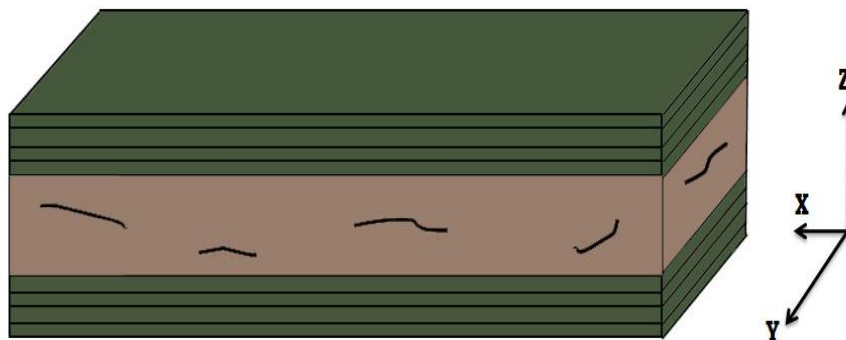


Figure VI-5 Le concept du BPREX (a) 4 couches de PRFs constituant les peaux (b) âme en béton polymère renforcée en fibres courtes

La première étape est la fabrication des moules à partir du bois lourd multiplié pour qu'ils puissent supporter, durant le processus de confection des composites, le poids total des matériaux utilisés ainsi que les opérations de compactage visant à minimiser les vides sans qu'il y ait des courbures de l'horizontalité du fond de ces moules. Ensuite, la surface des moules, qui serait en contact direct avec les matériaux polymères, doit être couverte avec un film de Mylar et, à la fois, lubrifiée à l'aide d'un agent de démoulage qui a été une cire synthétique. Les deux dernières opérations ont pour objectif principal de faciliter le démoulage des composites après leur durcissement suite à la polymérisation totale de la résine polyester. Une fois confectionnées et durcies, les plaques composites sont découpées à l'aide d'une scie diamantée et refroidie par l'eau comme présenté sur les figures ci-dessous :



Figure VI-6 La forme des moules utilisés pour la confection des composites



Figure III-7 Découpage des plaques composites à l'aide de la scie diamantée



Figure III-8 Une plaque composite de BPREX

VII. CARACTERISATION MECANIQUE:

7.1. DISPOSITIF D'ESSAI:

Tous les essais mécaniques sont effectués à une température ambiante à l'aide d'une machine d'essais universelle YLE 25 d'une cellule de charge de 250 KN et à acquisition numérique. Pour chaque essai et pour chaque stratifié, on a testé cinq éprouvettes afin de tenir compte de la dispersion des résultats et on a retenu les valeurs moyennes.

La machine d'essai universelle YLE 25 est représentée sur la figure 9 ci-dessous :



Figure III-9 La machine d'essais universelle YLE25

7.2. TRACTION UNIAXIALE:

L'essai de traction est réalisé sur des éprouvettes rectangulaires ayant des dimensions suivant la norme ASTM D 3039 et qui sont prises entre les mors de la cellule de charge et soumises à une force de traction suivant leurs axes longitudinales avec une vitesse de chargement de 2 mm/min jusqu'à leur rupture. Un extensomètre de 50 mm a été monté au centre des éprouvettes.

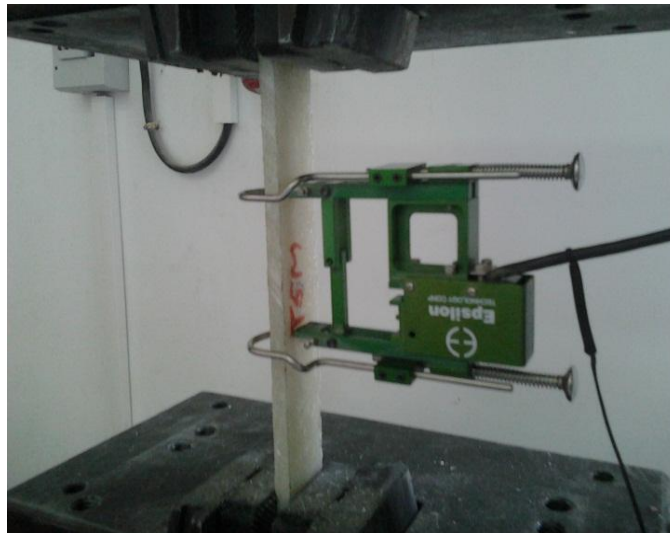


Figure III-10 Mise en œuvre de l'essai de traction sur les stratifiés

La résistance ultime en traction, le module élastique et la déformation en traction sont calculés en utilisant les équations suivantes:

$$R_T = F_U/A \quad (\text{MPa}) \dots\dots\dots(1)$$

$$E_L = (F_1-F_2) / \{(\epsilon_1-\epsilon_2) \times A\} \quad (\text{MPa})\dots\dots\dots(2)$$

$$\epsilon_U = F_U/ (E_L \times A) \quad (\%) \dots\dots\dots(3)$$

Où: F_U = La charge ultime (N),

F_1 et ϵ_1 = La charge et la déformation à 50% de F_U .

F_2 et ϵ_2 = La charge et la déformation à 20% de F_U .

7.3. FLEXION 3 POINTS:

Les propriétés en flexion ont été déterminées à travers des tests statiques de flexion 3 points selon la norme D790 avec un rapport longueur utile/épaisseur égal à 16:1.

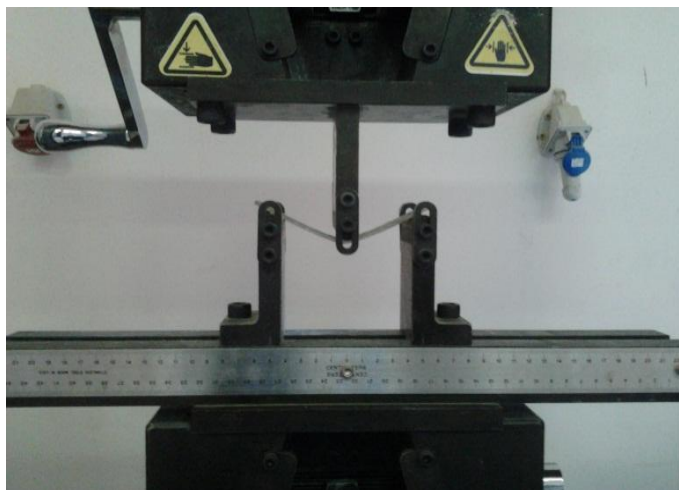


Figure III-11 Mise en œuvre de l'essai de flexion 3 points

L'essai est effectué en appliquant une charge perpendiculairement à la direction des fibres longitudinales au milieu de l'éprouvette avec une vitesse de déplacement de la traverse de chargement de 2mm/min. Les relations de la résistance et du module en flexion sont, respectivement:

$$R_F = 3FL/2bd^2 \quad (\text{MPa}) \dots\dots\dots(4)$$

$$E_F = L^3m/bd^3 \quad (\text{GPa}) \dots\dots\dots (5)$$

Où: F: La charge ultime (N), m: la pente de la courbe charge-flèche dans la zone linéaire.

7.4. CISAILLEMENT INTERLAMINAIRE :

Cet essai est utilisé pour déterminer l'effet du délaminage entre les plis et la résistance au cisaillement inter couches (S_H) des composites par des éprouvettes ayant des rapports longueur utile/épaisseur égal à 5 et Longueur totale/épaisseur égal à 7.



Figure III-12 Montage de l'essai de cisaillement interlaminaire

La résistance au cisaillement interlaminaire est calculée par la formule suivante:

$$S_H = 0.75 P_d/bd \quad (\text{MPa}) \dots\dots\dots(6)$$

Où: P_d ; la charge de rupture.

VIII. RESULTATS ET DISCUSSION :

8.1. LES RESULTATS DES PRFS :

Les propriétés mécaniques des composites stratifiés dépendent essentiellement des caractéristiques de la matrice et de son renfort telles que ; le nombre des plis, l'orientation des fibres, la masse surfacique des fibres de renfort, la résistance et le module des fibres de renfort et de leur matrice environnante ainsi que du taux d'efficacité du transfert des sollicitations entre la matrice et les fibres à travers l'interface entre elles. Pour le cas particulier des fibres végétales, la résistance et la rigidité sont contrôlées par le pourcentage de cellulose et de l'angle spiral que font les liaisons des micro-fibrilles dans la paroi cellulaire secondaire avec l'axe de la fibre [241].

La figure 13 représente les courbes de traction uni-axiale des trois composites. Le comportement des composites interprété par ces courbes met en évidence que la déformation est proportionnelle à la charge appliquée et qu'elle augmente linéairement jusqu'à atteindre sa charge de rupture où elle affiche une faible non linéarité avant de se rompre brutalement. Cette non- linéarité est due au comportement viscoélastique de la matrice ainsi qu'à l'initiation de sa fissuration transversale [242]. La fissuration matricielle transversale est le premier mode d'endommagement observable pendant l'essai de traction. Les fissurations matricielles commencent à des contraintes faibles à cause de la fragilité de la résine polymère et peuvent avoir une re-fermeture si la sollicitation ne s'exerce plus. La déformation réversible de la résine est attribuée au comportement unilatéral qui signifie l'ouverture et la re-fermeture des fissures lorsque les sollicitations appliquées ne sont pas au-dessus d'un certain seuil de réversibilité. Le caractère unilatéral est caractéristique des matériaux ayant un comportement asymétrique et des rigidités en traction plus faibles que celles en compression [243]. Ces fissures se propagent ensuite pour arriver aux fibres, et là, la rigidité diminue brusquement suite à la rupture et l'arrachement des fibres. Ces deux derniers modes constituent une rupture catastrophique des stratifiés.

De l'autre côté, le composite en tissu de verre a une rupture contrôlée progressive; après la fissuration de la matrice les fibres peuvent encore supporter le chargement de façon meilleure non assurée par les fibres végétales qui se rompent rapidement au moment où la fissuration devient importante et arrive à l'interface fibre/matrice. La rupture progressive des PRFs en fibres synthétiques résulte du fait que celle-là se produit par rupture individuelle des fibres au moment où elles atteignent leurs résistances intrinsèques. À son tour, la fibre rompue subit sa rupture progressivement par rapport à ces micros fibrilles dans les régions où il y a des sections réduites puisque les fibres n'ont pas une section constante à travers toute la longueur (présence des défauts).

La résistance à la traction des matériaux composites est principalement déterminée par la résistance et le module des fibres de renfort, la résistance et la stabilité chimique de la résine et l'efficacité de l'interface fibres/matrice pour le transfert des sollicitations entre ces deux constituants de base [244].

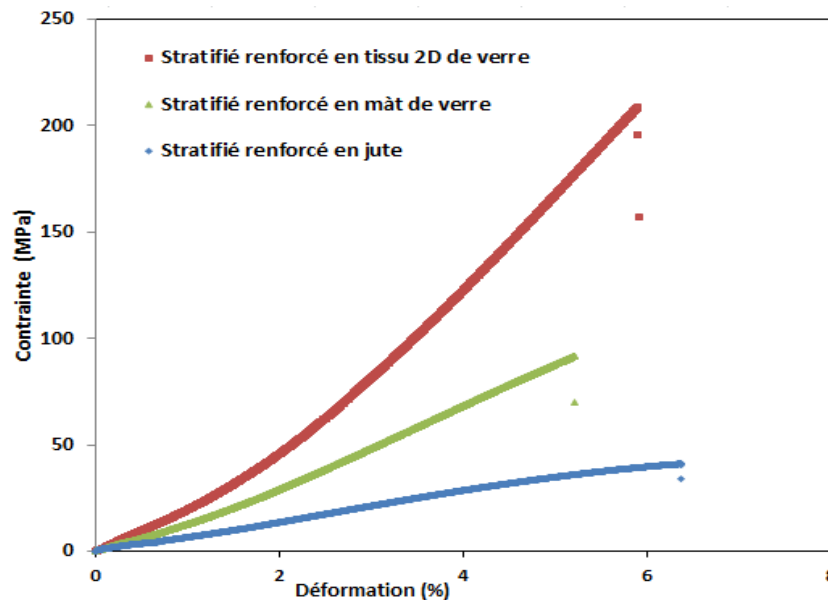


Figure III-13 Courbe contrainte-déformation des trois types de stratifiés

Les résultats des éprouvettes testées en flexion 3 points sont affichés sur la figure 14. On observe un comportement différent entre les deux types de composites, la résistance et le module en flexion du stratifié du tissu synthétique sont 75.77 % et 75.56%, respectivement, plus élevées que celle du stratifié végétale. La faible flexibilité remarquée durant notre campagne expérimentale est controversée dans une recherche antérieure où l'auteur affirme que les fibres naturelles ont tendance à fléchir au lieu de se rompre après leur insertion dans des matrices polymères [245]. Cette évidence peut être supposée due au fait que la résine polymère

durcie conditionne l'alignement et les mouvements de ces fibres et, donc, limite leur flexibilité. Le début de la rupture pour tous les échantillons soumis à la flexion trois points est remarqué au niveau des fibres inférieures les plus éloignées du plan moyen par un blanchissement d'une ligne transversale située sous la pointe de charge et au milieu de la portée. De plus, la chute de rigidité a lieu graduellement pour les stratifiés synthétiques contrairement à celle des stratifiés de renforts végétaux qui se produit de façon soudaine et catastrophique. Ceci est dû à la meilleure résistance des fibres de verre soumises à la traction dans la partie inférieure la plus sollicitée pendant l'essai. On remarque des déformations dues au poinçonnement sous la pointe de charge sur la partie supérieure des éprouvettes qui est soumise à la compression.

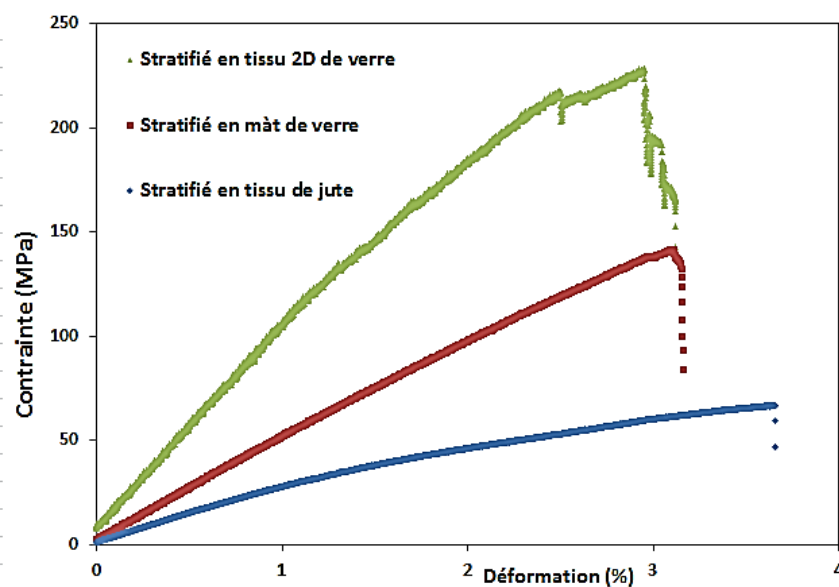


Figure III-14 Courbe contrainte-déformation des trois types de stratifiés

L'essai de cisaillement interlaminaire est effectué pour évaluer l'efficacité de la cohésion entre les fibres et la matrice qui contrôle la résistance au cisaillement. Ayant un caractère hydrophile, la structure chimique des fibres naturelles est différente de celle de la résine ce qui rend le couplage entre elles très difficile. Ce manque de compatibilité est la cause de l'inefficacité du transfert des contraintes entre ces deux constituants [246].

Des courbes typiques de cisaillement pour les deux types de composites sont présentées sur la figure 15. La résistance au cisaillement du stratifié végétal est de 8.86 ± 1.14 (MPa) tandis que celle du stratifié en fibres synthétiques a la valeur de 20.57 ± 0.83 (MPa), la différence est de 56.92 %.

Les modes de ruptures les plus fréquents pour les matériaux composites stratifiés sont : le délaminage inter-plies, la rupture des fibres, la rupture de la matrice et l'arrachement des fibres

de leur matrice. Au cours de nos essais sur les stratifiés on a remarqué une rupture transversale perpendiculairement à la direction d'application du chargement pour tous les essais de traction uni-axiale. Cependant, pour les essais de flexion 3 points et de cisaillement interlaminaire, la rupture totale est le résultat de la combinaison de deux modes de ruptures ; un délaminage et une rupture transversale des couches inférieures des stratifiés sollicitées en traction. Les éprouvettes rompues en flexion trois points et en cisaillement interlaminaire ont présenté de petites zones de flambements locaux dans la partie supérieure comprimée des éprouvettes, précisément sous la pointe de chargement. Ces micro-flambages sont la conséquence du délaminage discontinu survenu à l'intérieur du stratifié testé sans qu'il y ait une continuité de fissuration jusqu'à l'extérieur des éprouvettes. Ce type de délaminage accompagné de flambage devrait être pris en considération afin de bien prédire la capacité portante des composites stratifiés [247].

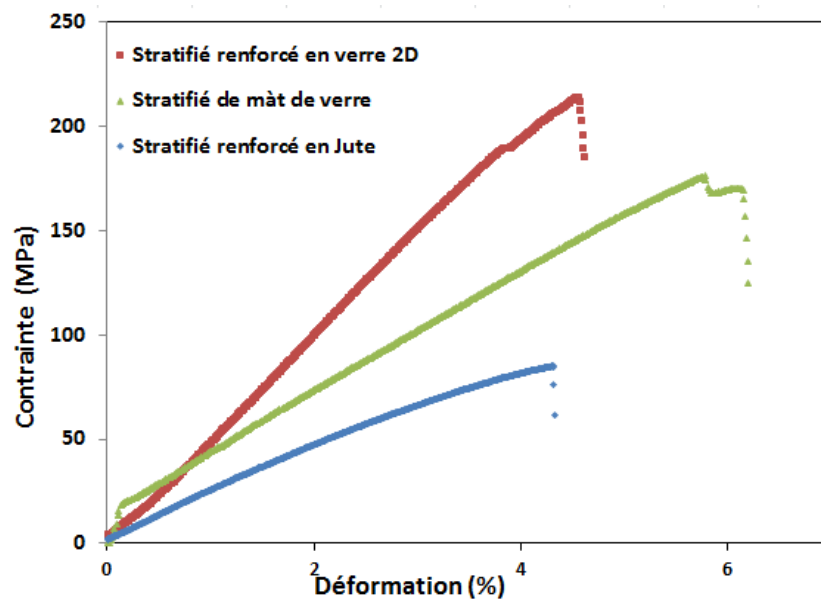


Figure III-15 Courbe contrainte-déformation (ILSS) des stratifiés

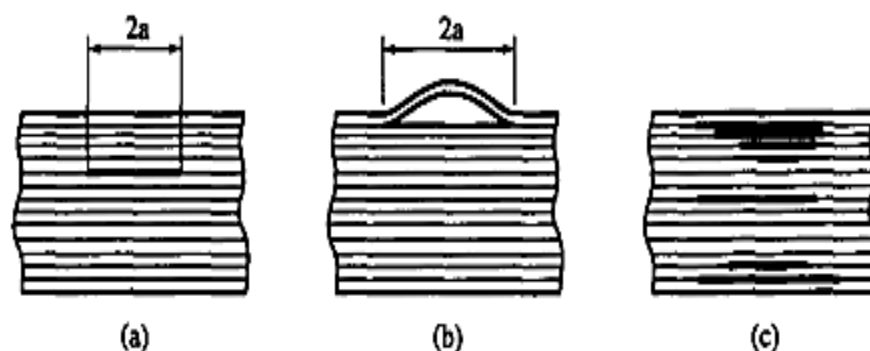


Figure III-16 Les trois types de délaminage interne des stratifiés conduisant aux micro-flambements

Pour les trois types d'essais, La déviation hors de la linéarité est une indication du début de la fissuration matricielle, et le premier changement majeur de la pente est un signe de grandes fissurations matricielles et/ou le début de la rupture des fibres [248].

Les interactions entre les fibres et la matrice ainsi que celles entre les fibres elles-mêmes ont un rôle crucial dans la détermination des caractéristiques des composites. Il a été remarqué plusieurs fois que les fibres végétales ont une faible cohésion avec les résines polymères ce qui réduit considérablement leur efficacité pour le renforcement de telles matrices. Dans le but d'améliorer leurs interactions interfaciales, plusieurs chercheurs ont recouru à quelques solutions ; la modification de la surface des fibres, la fonctionnalisation des matrices polymères et l'ajout d'un agent compatibilisant [249]. En outre, les propriétés mécaniques des composites renforcés de fibres de jute pourraient être améliorées par l'irradiation UV de la surface de la fibre à différentes intensités. Les fibres de jute prétraitées à des intensités optimales montrent des propriétés mécaniques améliorées considérablement ; la résistance à la traction 70%, le module de traction 33%, la résistance à la flexion 40% et le module de flexion 43% par rapport aux fibres non traitées [250]. Pour améliorer encore les propriétés, jusqu'à 100% pour la résistance à la flexion et jusqu'à 120% pour la résistance à la traction, Rana et al. [251] ont procédé à l'addition d'un agent de compatibilité. Leurs améliorations remarquables ont été atteintes avec une quantité de 4% en poids d'agent compatibilisant. Rahman et al [252] ont proposé de post-traiter les composites de jute avec de l'urotropine pour augmenter la compatibilité de la fibre de jute avec la matrice utilisée. Le post traitement a abouti à une amélioration significative des propriétés physico-mécaniques.

Boobpalan et al [253] ont étudié les propriétés mécaniques d'un stratifié à base d'une résine époxyde renforcée en fibre de jute. Leur étude a permis d'obtenir les valeurs suivantes ; la résistance à la traction 16.62 MPa, le module en traction 0.664 GPa, résistance et module à la flexion égales à 57.22 MPa et 8.956 GPa respectivement. Comparé à nos résultats obtenus, ce stratifié a des performances inférieures à celles obtenus avec notre stratifié sauf pour le module en flexion 3 fois plus grand ce qui peut être attribué aux caractéristiques intrinsèques en flexion de la résine époxydes meilleures que celles de la résine polyester utilisé pendant notre étude.

Les composites en polypropylène renforcés de fibres de jute, fabriqués et étudiés précédemment [254], ont montré des caractéristiques de traction et de flexion égales

respectivement à 28,4 MPa et 35,1 MPa. Ces valeurs sont inférieures à celles de notre stratifié renforcé en fibres de jute. Les stratifiés de polyester ayant un renfort unidirectionnel en toile de jute [255] ont donné une valeur de résistance au cisaillement interlaminaire allant jusqu'à 10 MPa, soit 30% de plus que la valeur de résistance au cisaillement interlaminaire de notre stratifié. La raison la plus probable est que le tissu unidirectionnel présente des résistances plus élevées dans sa direction principale que les tissus bidirectionnels dans la même direction.

Le tableau ci-dessous recueille les caractéristiques mécaniques des éprouvettes stratifiées testées en traction, flexion 3 points et en cisaillement interlaminaire durant cette étude:

Tableau III-1 Les caractéristiques mécaniques des stratifiés

Type de Renforcement	Résistance à la traction (MPa)	Module de traction (GPa)	Déformation à la rupture (%)	Résistance à la flexion (MPa)	Module de flexion (GPa)	Résistance au cisaillement interlaminaire (MPa)
Tissu 2D de Jute	37.85±1.99	5.28±0.48	7.25±0.93	61.4±5.05	2.6±0.28	8.86±0.90
Tissu 2D de verre	229.1±19.7	27.4±1.77	8.37±0.75	251.8±20	10.64±0.8	20.57±0.83
Tissu en mât de verre	97.34±7.62	12.11±0.42	8.02±0.4	142±15.66	5.08±0.41	20.64±2.2

8.2. LES RESULTATS DES BPREXS :



Figure III-17 Les éprouvettes normalisées du BPREX

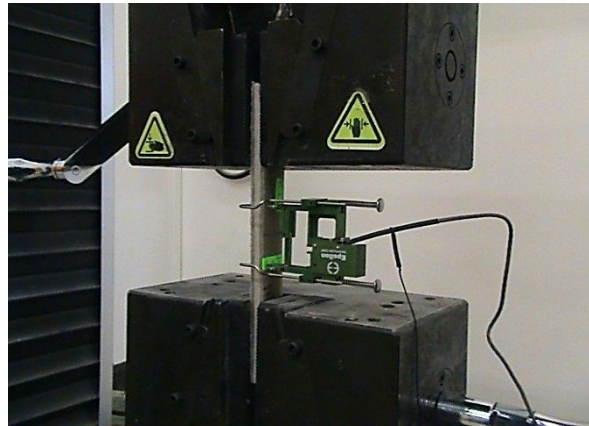


Figure III-18 Les éprouvettes de BPRES soumises à la traction uni-axiale



Figure III-19 La mise en œuvre de la flexion trois points des éprouvettes de BPRES

Les courbes typiques obtenues suite à l'essai de traction des éprouvettes de BPRES sont affichées sur la figure 20. Pendant les essais de traction, tous les composites renforcés en tissus de verre et de jute ont eu une rupture transversale perpendiculairement à l'axe d'application du chargement. Les stratifiés en tissus bidirectionnels de verre et de jute ont eu des ruptures progressives tandis que la rupture de ceux en tissus en mât de verre a été soudaine et brutale avec une libération d'énergie violente remarquée à l'œil nu accompagnée de forts bruits de rupture caractéristiques de la naissance et la propagation des fissures dans les matériaux composites polymères renforcés en fibres de verre.

Les caractéristiques des matériaux composites en traction sont contrôlées principalement par la résistance et le module des fibres, la longueur et l'orientation des fibres, les fillers utilisés, le volume des fibres et l'adhérence fibres/matrice. Ce dernier paramètre joue un rôle très important dans la détermination des caractéristiques mécaniques du matériau composite final [256]. Comme la résistance à la traction des fibres de verre est de 75-150 fois plus grande que celles des matrices polymères polyester et leur module de Young est 80-160

fois plus élevé que celui de cette matrice [257], on peut dire que les facteurs dominants des caractéristiques des composites sont bien les propriétés des fibres de renfort.

Dans notre étude, comme toutes les éprouvettes de BPRES ont le même concept ainsi que la même résine polyester isophtalique, la seule variable est la nature du renfort ; tissu bidirectionnel et en mât de verre et un tissu bidirectionnel de jute. Donc l'élément déterminant et affectant les performances des éprouvettes caractérisées durant cette partie de notre travail est bien la nature du renforcement ; synthétique ou bien naturel.

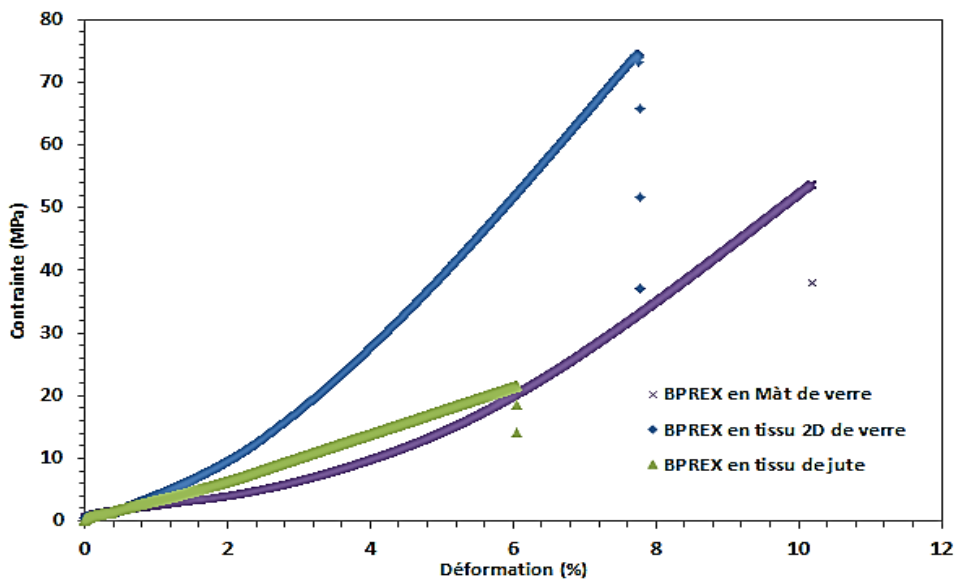


Figure III-20 Courbes contrainte-déformation en traction des BPRES en fonction du renfort utilisé

En outre, les propriétés en traction du concept actuel sont contrôlées majoritairement par les résistances des PRFs utilisés comme des peaux. Ceux-ci constituent l'élément porteur principal, et donc plus leur résistance est grande plus la résistance à la traction du béton polymère renforcés par eux, le BPRES, est meilleure [258]. Cette hypothèse est prouvée par des recherches antérieures qui ont conclu que les sollicitations de traction sont principalement supportées par les fibres de renfort tandis que la résine constitue la phase continue agissant comme un milieu de transfert de ces sollicitations vers les fibres et entre-elles [259].

Un autre critère qui donne son aval à cette hypothèse est la fragilité de la matrice polymère n ayant presque aucune contribution à la résistance à la traction. Nous pouvons conclure que les propriétés en traction des composites stratifiés sont, en leur plus grande partie, attribuées aux résistances intrinsèques des tissus renforçant. Des études précédentes effectuées sur les renforts tissés et non tissés ont précisé que la forme tissée des renforts permet d'atteindre

des résistances à la traction des matériaux composites meilleures que celles de la forme non tissée [260]. Ces résultats nous ont servi comme recommandations pour utiliser un renfort naturel sous forme tissée bidirectionnelle. Bien que les fibres de renfort utilisées soient fragiles, leur insertion dans les matériaux composites améliore la ductilité de ceux-ci.

Les BPREXs renforcés en tissus de verre sous ses deux formes ; 2D et en mâts présentent des performances en traction de loin meilleures que celles obtenues avec le BPREX renforcé en tissu de jute. Les renforts en fibres de verre apportent une certaine ductilité au matériau contrairement aux tissus végétaux qui aboutissent à un comportement parfaitement fragile.

Dans la partie initiale des courbes de traction, de faibles contraintes, les éprouvettes montrent un comportement élastique linéaire ; il y a une proportionnalité linéaire jusqu'à atteindre la résistance limite des échantillons où il y aura une rupture soudaine sans qu'il y ait des déformations plastiques importantes ce qui confirme le comportement fragile de ce type de matériaux.

La petite zone non-linéaire dans les courbes de traction des stratifiés fabriqués à partir de matériaux fragiles, comme ceux de notre travail, se produit du développement de l'endommagement à partir des défauts présents dans la matrice (résine polyester) et dans l'interface fibre/matrice. Le développement des défauts apparaît comme des blanchissements ayant lieu au cours des essais, surtout en traction. Ces défauts de l'ordre microscopique deviennent, avec l'augmentation du chargement, des macros fissures qui provoquent la ruine totale de l'éprouvette soumise à l'épreuve [261]. D'une autre part, Cet aspect est attribué à la déformation plastique de la résine, à l'initiation de sa microfissuration ainsi qu'à la décohésion progressive et l'arrachement des fibres malgré que leur distribution arbitraire empêche la propagation des fissures [262].

La propagation des fissures va continuer en suivant les régions les moins renforcées en fibres et présentant des défauts préexistants dans la résine. Les concentrations de contraintes dans ces régions provoquent la propagation instable des fissures jusqu'à la ruine totale de l'élément. L'ouverture des fissures serait instable lorsque le taux de dissipation de l'énergie atteint la valeur critique intrinsèque du matériau. La limite de proportionnalité des matériaux composites est principalement liée aux propriétés de la résine polymère utilisée. Malgré que ces propriétés font une part intégrale de l'amélioration des performances des composites, elles ne sont pas toujours suffisantes pour la prédiction fiable du comportement d'un matériau composite.

Les caractéristiques en traction des BPREXs caractérisés pendant notre étudiés sont contenues dans le tableau suivant :

Tableau III-2 Caractéristiques en traction des BPREXs

Type du renfort	Déformation à la rupture (%)	Contrainte maximale (MPa)	Allongement à la rupture (mm)	Force maximale (N)
Tissu 2D de verre	8,11±0,34	85,15±3,75	7,00±2,23	33548±4842
Tissu en mâât de verre	6,69±1	52,84 ±8,02	7,368±1,6	20932±1497
Tissu 2D de jute	5,57±0,68	19,32±3,11	8,35±1,03	11969±685

Les courbes contrainte-déformation représentatives des éprouvettes de BPREX soumises à la flexion 3 points sont représentées sur la figure 21. On remarque la dominance d'un comportement linéaire affichant une faible non-linéarité avant d'atteindre la première rupture suivie d'une rupture graduelle dépendante de la résistance ultime de chaque pli et de son état de sollicitation. La rupture en flexion se produit, pour tous les cas étudiés, par une fissuration transversale du pli inférieur le plus éloigné du plan moyen. Contrairement aux matériaux monolithiques, la rupture d'un des plis d'un stratifié dans une direction quelconque n'implique ni la rupture des autres plis dans les autres directions ni la rupture de l'ensemble du stratifié [263]. Après cette première rupture, le pli supérieur à celui déjà rompu serait le plus sollicité et subirait la prochaine rupture et ainsi de suite jusqu'à ce que tous les plis sollicités en traction dans la partie inférieure des éprouvettes soient rompus. A ce moment, on aura le transfert de la rupture vers le béton polymère constituant l'âme et donc on aura la rupture totale de l'éprouvettes sujette à l'essai de flexion trois points.

Les valeurs des résistances en flexion des trois types de stratifiés sont supérieures à celles en traction. Une explication plausible c'est que les éprouvettes ont été totalement sollicitées en flexion et partiellement en traction comme cité avant [264]. Par ailleurs, les modules en flexion sont bien inférieurs que les modules en traction ce qui est une caractéristique des matériaux anisotropes car l'essai de flexion 3 point est très influencé par les propriétés des éprouvettes dans les couches extrêmes supérieures et inférieures alors qu'un essai de traction uni-axial reflète les moyennes de ces propriétés à travers toute l'épaisseur [265]. Les performances en flexion des composites étudiés sont dégradées par l'apparition des modes de

rupture dès le début des essais tels que le délaminage et l'arrachement des fibres surtout pour les tissus de jute ayant une faible adhésion avec leur matrice environnante. La présence préalable des défauts ainsi que l'effet de l'outil de découpage durant la fabrication des éprouvettes ont la grande partie d'influence sur cette dégradation [266].

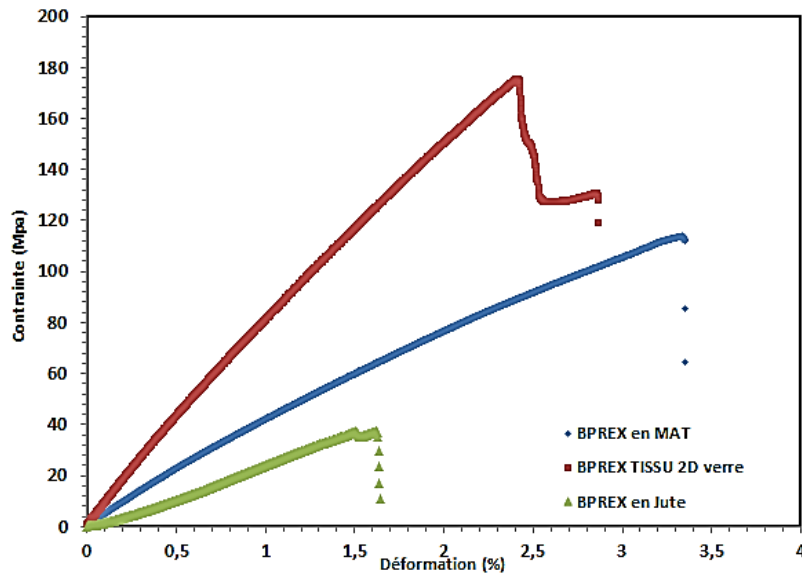


Figure III-21 Courbe contrainte-déformation des BPREXs en flexion 3 points

Pour les éprouvettes renforcées en tissus de jute, les propriétés en flexion en termes de résistance et de module sont inférieures à celles obtenues avec les tissus de verre. Cette réalité, en plus des propriétés supérieures des fibres de verre, est le résultat logique d'une faible adhésion fibres naturelles/matrice polymère prouvée par les vides sous forme de bulles d'air à l'interface entre ce type de fibre et la résine polyester comme présenté sur la figure 22. La rupture globale en flexion 3 points est causée par une simultanéité des ruptures en compression et en traction de part et d'autre du plan moyen des éprouvettes.



Figure III-22 L'interface fibres/ matrice des composites renforcés en fibres naturelles

L'initiation de la fissuration transversale des composites parallèlement aux fibres dans la direction d'application du chargement se produit à des déformations très petites (même à 0.2%). Ce type de fissuration réduit la rigidité globale du stratifié et est supposé provoquer d'autres modes de ruptures tels que la rupture des fibres.

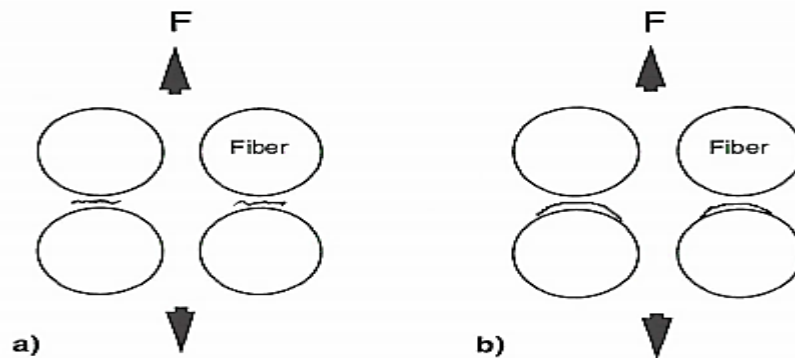


Figure III-23 Schéma des mécanismes d'initiation de la fissuration transversale (a) initiation de la fissuration transverse dans la matrice (b) initiation de la rupture transverse dans l'interface fibre/matrice [267]

Bien que la séquence d'empilement des composites stratifiés n'ait pas d'effets considérables sur la relation entre la force appliquée et l'indentation, la taille de la zone subissant un délaminage est directement liée à la valeur de la force appliquée et le nombre de cycles chargement-déchargement [268]. Comme notre étude est statique, le seul facteur influent sur la surface soumise au délaminage c'est l'intensité de la charge appliquée durant chaque essai de flexion trois points ou de cisaillement interlaminaire.

Pour les trois types des composites, Les éprouvettes caractérisées en cisaillement interlaminaire sont découpées selon les recommandations de la norme ASTM D2344 avec des longueurs permettant d'avoir des rapports portée/épaisseur égal à 5. Ces rapports sont choisis afin d'éviter les effets de la flexion qui peuvent changer le mode de rupture en cisaillement. Les courbes résultantes sont présentées sur la figure 24. Il est facilement remarquable que les BPREXs renforcées en tissus de verre ont abouti à des résistances meilleures que celles renforcées en tissus naturels de jute. Ces observations sont le résultat des caractéristiques des fibres synthétiques meilleures de même qu'une incompatibilité de la nature hydrophile des fibres naturelles avec les résines polymères hydrophobes. Ayant un caractère hydrophile à leur état brut, les renforts naturels ont une faible adhésion avec les polymères hydrophobes ce qui réduit considérablement les performances globales de ce type de compostes. Des observations similaires ont été rapportées ailleurs [269].

Le tableau 3 contient les valeurs de propriétés des BPREXs soumis à la flexion trois points en fonction du type des PRFs utilisés comme renfort extérieur du béton polymère.

Tableau III-3 Propriétés en flexion 3 points des BPREXs en fonction du type de renfort

Type de PRFs	Flèche (mm)	Charge maximale (N)	Déformation (%)	Contrainte maximale (MPa)
Tissu 2 D	17,51±1,43	2249±80	2,93±0,23	180±4,21
Tissu en mât	18,34±1,2	1506±66	3,07±0,2	121,51±5,61
Tissu de jute	2,23±0,8	2160±439	1,4±0,34	36,75±0,74

Les caractéristiques de l'interface fibres/matrice déterminent principalement les performances en cisaillement interlaminaire puisque c'est cette interface qui constitue l'élément résistant à ce type de chargement. Par conséquent, les résistances réduites au cisaillement interlaminaire des stratifiés en jute sont dues à une cohésion réduite des fibres naturelles/ résine polyester et, donc, un transfert de charges insuffisant entre ces deux constituants de base. Afin de pallier à ce problème, il est recommandé de modifier les surfaces des fibres naturelles à travers des traitements chimiques ou physiques ou bien la pré-imprégnation des fibres avant leur insertion dans une résine polymère. Les traitements ont pour but d'activer les groupes hydroxyles des fibres ou bien de leur introduire de nouveaux éléments réagissant efficacement avec la résine polymère [270].

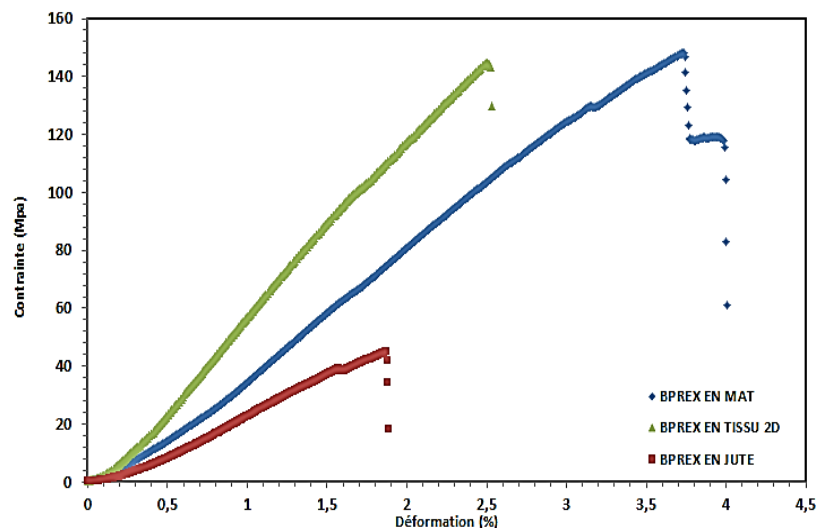


Figure III-24 Courbe contrainte-déformation des BPREXs en cisaillement interlaminaire

La résistance au cisaillement interlaminaire du BPREX peut être considérablement améliorée en orientant les fibres courtes dans le béton polymère dans la direction verticale pour qu'elles puissent transférer efficacement les sollicitations entre les deux peaux en PRFs. Et pourtant, cette idée nécessite des méthodes de fabrication plus sophistiquées ce qui aurait rendre le coût du BPREX trop cher et donc élimine totalement la possibilité de l'utilisation de ce concept dans le génie civil. Une autre solution est d'améliorer l'interface inter-plis des PRFs à travers l'addition des nanotubes en carbone. Ces nanotubes peuvent être dispersés aléatoirement ou bien orientés verticalement entre les plis des PRFs utilisés comme peaux du béton polymère comme proposé par Fan et al [271] et présenté sur la figure 25 ci-après.

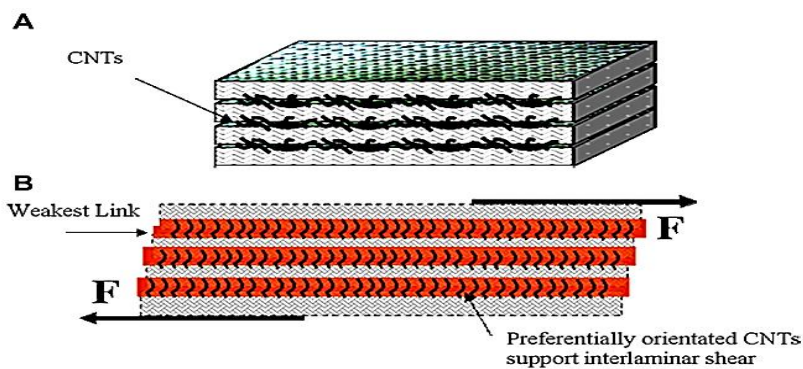


Figure III-25 Les nanotubes de Carbone (CNTs) introduits dans l'interface inter-plis

L'essai dit « poutre courte » utilisé pour déterminer la résistance au cisaillement interlaminaire des stratifiés présentent quelques limitations et incertitudes dans l'application d'un cisaillement pure sur les éprouvettes. De ce fait, les résultats d'un tel essai ne peuvent être comparés qu'avec les données extraites avec le même protocole d'essais et sur le même type des éprouvettes constituées à partir des matériaux identiques [272].

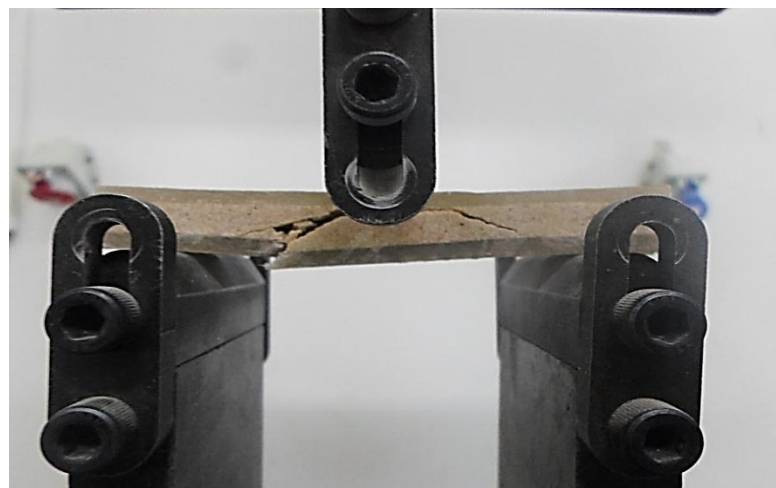


Figure III-26 Rupture typique lors de l'essai de cisaillement interlaminaire de BPREX

Pour les essais de flexion trois points et de cisaillement interlaminaire, l'apparition des zones non linéaires sur les courbes indiquent le début de délaminage. Le délaminage est le mode de rupture le plus fréquent en flexion 3 points et en cisaillement interlaminaire. Il est l'un des problèmes affectant le plus l'utilisation des matériaux composites stratifiés et est considéré comme le mode de rupture le plus endommageant car il résulte en une perte significative de la résistance, la rigidité et la vie en service des stratifiés. La résistance à l'amorçage et la propagation du délaminage peut être améliorée en augmentant la résistance et la ductilité de la matrice polymère utilisée ou, tout simplement, utiliser une résine ayant des propriétés meilleures en résistance et en ductilité [273]. Le délaminage peut être très réduit voire éliminé par la co-confection des éléments qui seront assemblés ultérieurement pour fabriquer un stratifié afin de réduire l'effet du rétrécissement différentiel entre ses différentes couches [274]. Dans ce contexte, nous avons fabriqué nos éprouvettes de BPREX de façon continue avec le même liant polymère pour éviter le plus possible la chute de rigidité prématurée durant les essais due au délaminage. L'initiation du délaminage est attribuée principalement à l'absence du renforcement vertical des stratifiés. C'est-à-dire dans notre cas, comme on a utilisé des renforts tissés horizontalement, ça signifie les zones inter-plies très minces constituées totalement de résine polyester.

Le délaminage, qu'il soit produit pendant le durcissement ou bien durant les essais, est trop difficilement détectable par l'inspection visuelle. Les deux méthodes les plus utilisées pour cet objectif sont la méthode ultrasonore et la méthode dite « coin-tape » signifiant l'opération de taper sur l'élément et entendre s'il y aurait le son d'un creux [275]. La dernière est la méthode la plus simple mais elle n'est pas toujours efficace surtout pour les délaminages internes et de faibles dimensions.

Durant les essais de cisaillement interlaminaire effectués, Le décollement des PRFs commence à partir d'une fissure de cisaillement due au déplacement vertical de la poutre dans cette position [276].

Tableau III-4 propriétés des BPREXs en cisaillement interlaminaire

Type du renfort	Déformation à la rupture (%)	contrainte maximale (MPa)	Déplacement à la rupture (mm)	Charge maximale (N)
tissu en mât	4,41±0,41	136±21	2,6±0,24	5028±279
TISSU 2 D	10,95±0,5	154±5,82	5,29±0,27	3381±430
tissu de jute	1,94±0,13	44,5±0,67	1,92±0,1	3009±128

Les charges maximales supportées par les éprouvettes de BPREX enregistrées durant les essais sont ;

(1) en traction 33548±4842 (N) pour le renfort en tissu 2D de verre, 20932± 1497 (N) pour le tissu en mât de verre et 11969± 685(N) pour les tissus de jute.

(2) En flexion trois point ; 2249±80 (N) pour le renfort en tissu 2D de verre, 1506± 66 (N) pour le tissu en mât de verre et 2160± 439 (N) pour les tissus de jute.

(3) Pour le cisaillement interlaminaire ; 5028 ± 279 (N) pour le renfort en tissu 2D de verre, 3381 ± 430 (N) pour le tissu en mât de verre et 3009 ± 128 (N) pour les tissus de jute .

Les modes de rupture observés pendant les essais effectués sur les éprouvettes en BPREX (cisaillement du béton polymère, délaminage et rupture des PRFs) dépendent des caractéristiques intrinsèques des PRFs et du béton polymère ; quand la résistance à la compression du béton polymère est faible, il subit la première rupture. Dans le cas inverse, une résistance importante à la compression du béton polymère ou un essai de cisaillement, Le délaminage serait le mode dominant. La rupture des PRFs, quant à elle, est le résultat d'un essai de flexion trois point avec un béton d'une résistance très élevée [277].

IX. MODELISATION NUMERIQUE :

9.1. INTRODUCTION A LA MODELISATION NUMERIQUE :

Au lieu de construire et de caractériser des prototypes des structures avec tout le temps et le coût nécessaires à cette procédure, la modélisation numérique permet de gagner beaucoup

de temps, d'efforts considérables et surtout d'argent pour la compréhension ou bien la prédiction d'un comportement recherché dans n'importe quel domaine d'application de cette démarche.

Le modèle numérique a pour but principal la validation numérique pour un cas précis de notre campagne expérimentale durant la caractérisation mécanique du concept BPRES. Le cas modélisé est la flexion trois points. Ce choix est justifié surtout par le fait que nous envisageons l'application de ce concept dans les éléments structuraux sollicités principalement en flexion car, malgré ses très bonnes performances déterminées à travers les essais de traction, de flexion et de cisaillement, le BPRES présente toujours un comportement fragile en traction gouverné par ses constituants de base ; la résine polyester et les fibres de verre.

Dans le but d'effectuer la validation du modèle numérique, on a suivi la méthode dite « la validation expérimentale globale » [278] puisque les données en entrée et en sortie sont celles obtenues expérimentalement ce qui nous permet de faire la comparaison entre les deux types de résultats ; expérimentaux et numériques.

Le modèle numérique peut être très utile en termes d'économie du temps, d'argent ainsi que du travail in-situ nécessaires pour achever la présentation d'un nouveau matériau à partir de son idée de base jusqu'à sa réalisation en passant par sa fabrication et sa caractérisation. Et pourtant, la mise en épreuve d'un tel matériau sous une représentation numérique ne serait pas, dans la majorité des cas, une alternative en soi de la fabrication et de la campagne expérimentale.

L'étude numérique des composites stratifiés requiert la détermination de tous les paramètres propres à chaque pli pris séparément. Pour cette finalité, nous avons effectué des essais mécaniques de traction, de flexion et de cisaillement interlaminaire sur les stratifiés ainsi que des essais de flexion trois points et des essais de compression sur le béton polymère. Ensuite nous avons procédé à la confection et à la caractérisation des éprouvettes de BPRES en traction, flexion trois points et en cisaillement interlaminaire. Néanmoins, la caractérisation mécanique n'a pas abouti à déterminer toutes les constantes élastiques des matériaux étudiés. Cela est principalement dû au manque, durant le travail expérimental, de quelques équipements nécessaires pour la détermination des paramètres sinéquanones à la modélisation fiable du comportement en flexion trois points de notre matériau tels que les jauges de déformation ainsi que les techniques de détection des mécanismes d'endommagement induit dans les éprouvettes

par ordre d'apparition et de propagation et la combinaison entre ces mécanisme ; émission acoustique, SEM (Scanning Electron Microscope), ...etc.

. Cette fiabilité est, en outre, très conditionnée par la disponibilité de tous ces paramètres. Afin de surpasser ce manque des données expérimentales, on a utilisé les données des éprouvettes considérées comme représentatives ainsi que des valeurs de la littérature qui ont généralement un intervalle large. Cette procédure a été recommandée dans les travaux antérieurs [279].

9.2. HYPOTHESES DU MODELE NUMERIQUE:

Logiquement, ‘rien ne se tire de rien’, donc chaque aboutissement demande ses propres hypothèses qu’elles soient des conditions expérimentales ou bien des jugements analytiques. On doit surtout ne pas se douter de leur existence comme fait réel affectant l’exactitude des résultats achevés numériquement [280].

Des hypothèses simplificatrices principales doivent être prises en considération durant l’établissement du modèle numérique afin de pouvoir se contenter des données et moyens disponibles dans le but de l’établissement d’un modèle numérique à la fois le plus proche possible des résultats expérimentaux et le moins complexe possible nécessitant moins de temps de mise en œuvre, donc, le modèle numérique doit satisfaire un compromis entre les trois critères précision, temps et coût. En d’autres termes, on doit mettre des hypothèses afin de tirer le maximum d’avantages en ayant un rapport le plus haut possible entre l’exactitude des résultats numérique par rapport à ceux expérimentaux et entre la simplicité et le temps de mise en œuvre de ce modèle.:

- 1- Une symétrie parfaite des éprouvettes du BPREX par rapport à leur plan moyen.
- 2- Le renforcement utilisé est parfaitement équilibré dans toutes les directions et surtout les deux directions principales 0° et 90° et donc il est quasi-isotrope.
- 3- Un contact parfait entre le béton polymère (l’âme) et les PRFs (les peaux) donc Il n y a pas de glissements relatifs entre ces deux parties.
- 4- IL n y a pas de changement du comportement de la matrice polymère après l’apparition des microfissures.
- 5- Comportement élastique linéaire du BPREX.

- 6- La géométrie des éprouvettes est la même définie dans la norme ASTM D790 sans qu'il y ait des défauts de confection c'est-à-dire les dimensions sont précises au millimètre près (section uniforme tout au long des éprouvettes).
- 7- Il n'y a pas de décollement entre le béton polymère et les PRFs.

9.3. CALCUL ANALYTIQUE DES MODULES D'ELASTICITE ET DES PARAMETRES DU MODELE NUMERIQUE :

Un modèle numérique met, en quelque sorte, la réalité en formules [281]. Quelle que soit la nature de cette réalité, afin de faire le passage entre cette réalité et le modèle numérique, il faut déterminer tous les paramètres et conditions numériques analogues à ceux du cas réel ou expérimental. Comme on se propose dans cette partie du travail de faire une modélisation numérique du comportement en flexion trois points du BPRES, donc, avant d'entamer la modélisation, on doit obligatoirement passer par le calcul des caractéristiques homogénéisées des éprouvettes du BPRES.

Pour effectuer cette opération, un calcul analytique est proposé. Les étapes suivies pour pouvoir faire le calcul analytique des constantes élastiques des deux peaux en PRFs sont présentées ci-dessous :

L'homogénéisation commence impérativement par les modules intrinsèques des deux constituants de base ; le coefficient de poisson ν et le module de Young E de la résine et des fibres de verre

Calcul des modules de cisaillement G_m et G_f ainsi que les modules de compressibilité (compression latérale sans déformation longitudinale) K_m et K_f [282]:

$$G_i = \frac{E_i}{2(1+\nu_i)} \quad i = m, f \dots\dots\dots (7)$$

$$k_i = \frac{E_i}{3(1-2\nu_i)} \quad i = m, f \dots\dots\dots (8)$$

Le calcul des modules élastiques des plis renforcés en tissus de verre sous forme bidirectionnelle ou en mâts passe par le calcul de ces modules pour un pli unidirectionnel, et par la suite, la détermination de ces modules pour la forme du renfort utilisé : 2D ou bien en mât.

Cette démarche est valable pour un comportement élastique linéaire des plis en verre/polyester [283] :

Calcul des modules d'élasticité longitudinal et transversal, du coefficient de poisson et du module de cisaillement du pli unidirectionnel :

$$E_L = E_{fl} V_f + E_m (1 - V_f) \dots\dots\dots (9)$$

$$\nu_{LT} = \nu_{flt} V_f + \nu_m (1 - V_f) \dots\dots\dots (10)$$

$$E_T = \frac{E_m}{1 - \left(1 - \frac{E_m}{E_{ft}}\right) \sqrt{V_f}} \dots\dots\dots (11)$$

$$G_{LT} = \frac{E_m}{1 - \left(1 - \frac{E_m}{E_{ft}}\right) \sqrt{V_f}} \dots\dots\dots (12)$$

Pour les renforts bidirectionnels, un coefficient d'équilibrage est utilisé pour définir le rapport entre les fibres orientées dans le sens de la chaîne et celles dans le sens de la trame :

$$C_e = \frac{(N_f T)_{chaîne}}{(N_f T)_{chaîne} + (N_f T)_{trame}} \dots\dots\dots (13)$$

Les constantes élastiques sont estimées par :

$$E_{ch} = \frac{1}{\lambda} [C_e E_L + (1 - C_e) E_T] \dots\dots\dots (14)$$

$$E_{tr} = \frac{1}{\lambda} [C_e E_T + (1 - C_e) E_L] \dots\dots\dots (15)$$

$$G_{chtr} = G_{LT} \dots\dots\dots (16)$$

$$\nu_{chtr} = \frac{\nu_{LT}}{C_e + (1 - C_e) \frac{E_L}{E_T}} \dots\dots\dots (17)$$

$$\Lambda = 1 - \nu_{LT} \nu_{TL} \dots\dots\dots (18)$$

Pour notre tissu 2D de verre, il y a tant de fibres suivant la chaîne que la trame c'est-à-dire c'est un tissu équilibré, donc le coefficient d'équilibrage C_e est égal à 0.5, dans ce cas

$$E_{ch} = E_{tr}$$

Le pli en mât est considéré être constitué d'un nombre infini de pli unidirectionnels empilés de façon à avoir des fibres orientées dans toutes les directions. Etant donné que la relation affirmant l'isotropie est vérifiée dans le plan du pli, le pli en mât s'apparente à un pli isotrope d'où on devrait déterminer seulement trois caractéristiques à savoir le module de Young, le coefficient de poisson et le module de cisaillement [284] :

La supposition d'une isotropie de la résine polyester ainsi que des fibres de verre permet la simplification des équations nécessaires à la détermination des constantes élastiques du pli en mât :

Après avoir estimé les modules élastiques des plis (2D ou bien en mât), en introduisant les constantes intrinsèques des PRFs, nous utilisons le logiciel The Laminator® pour la détermination des caractéristiques élastiques des deux peaux en PRFs ; 4 plis de part et d'autre du béton polymère constituant les éprouvettes de BPREX.

L'estimation des constantes élastiques des deux parties constituantes des éprouvettes du BPREX nous donne la possibilité d'entamer la modélisation. Pour cette finalité, on utilise le logiciel de modélisation par éléments finis ABAQUS®.

9.4. PRESENTATION DU LOGICIEL DE CALCUL PAR ELEMENTS FINIS ABAQUS :

Dans les matériaux composites stratifiés, l'évolution ainsi que l'accumulation des mécanismes d'endommagement contenant des concentrations de contraintes sont extrêmement compliquées. Elles constituent la combinaison de la fissuration de la matrice, l'arrachement des fibres et le délaminage. Ces mécanismes de rupture sont compliqués à un tel point où les méthodes analytiques sont insuffisamment pratiques et capables pour les modéliser parfaitement. L'outil le plus convenable pour ce type de matériaux c'est la méthode des éléments finis [285] et, par conséquent, les logiciels qui sont développés à la base de cette méthode.

Le choix du logiciel ABAQUS® est justifié par le fait qu'il donne la possibilité de résoudre efficacement des problèmes statiques ou dynamiques, simples ou complexes, linéaires ou non-linéaires tout en prenant en compte les interactions thermomécaniques, thermoélectriques ou encore fluide/structures. D'un autre côté, ABAQUS® possède une large gamme de modèles de matériaux et d'éléments qui peuvent être combinés adéquatement, en addition des méthodes de modélisation des conditions initiales et aux limites du modèle à

étudier [286]. La modélisation sous ce code de calcul facilitera la résolution des problèmes linéaires et non linéaires en trois étapes d'analyse:

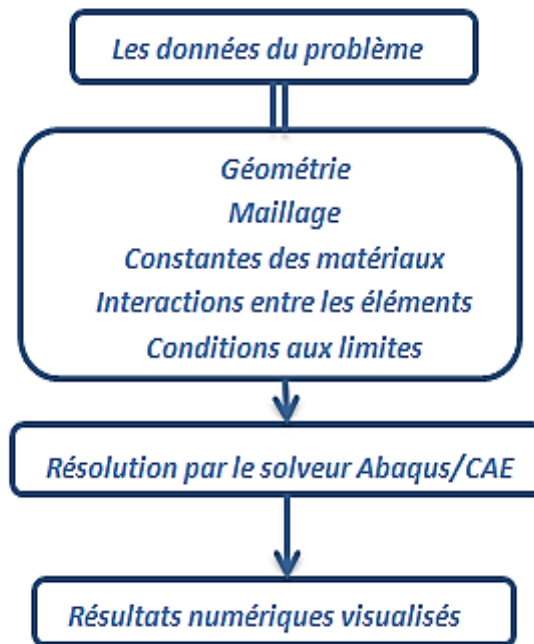


Figure III-27 Les trois étapes de résolution d'un problème sous ABAQUS®

9.5. DEFINITION DU CADRE DE LA MODELISATION :

L'objectif principal de cette partie du travail est de présenter une méthode numérique formulée en éléments finis pour simuler le comportement en flexion trois points du concept BPREX dont les résultats obtenus expérimentalement ont été discutés dans la partie précédente de ce chapitre. Le concept du BPREX est modélisé à l'aide du module 'Part' où nous avons créé la géométrie du modèle d'une éprouvette de BPREX soumise à la flexion trois points. Les dimensions sont les suivantes: longueur 224 mm, largeur 20 mm tandis que pour les épaisseurs elle est de 3 mm pour les 4 plis de PRFs et 8 mm pour l'âme en béton polymère. Ces dimensions sont celles recommandées par la norme en vigueur qui est la ASTM D790. Trois 'Parts' sont créées : la première modélise le stratifié de 4 plis en PRFs, la deuxième modélise la couche en béton polymère et la troisième un cylindre métallique servant à la fois comme deux appuis et comme pointe de la cellule du chargement.

Le module 'Property' donne la possibilité d'introduire les constantes élastiques des matériaux constituant le modèle ; les modules d'élasticité et les coefficients de poisson ainsi que l'attribution des noms de chaque matériau créé. La propriété physique introduite est la densité. Après avoir introduit la géométrie et les paramètres des matériaux du problème

séparément, nous avons besoin de faire l'assemblage des deux peaux en PRFs avec leur âme en béton polymère. Pour effectuer cette étape, on a recours au module 'Assembly' et en faisant toutes les translations et rotations nécessaires pour avoir une géométrie de l'éprouvette du BPREX soumise à la flexion trois point similaire à celle de l'essai.

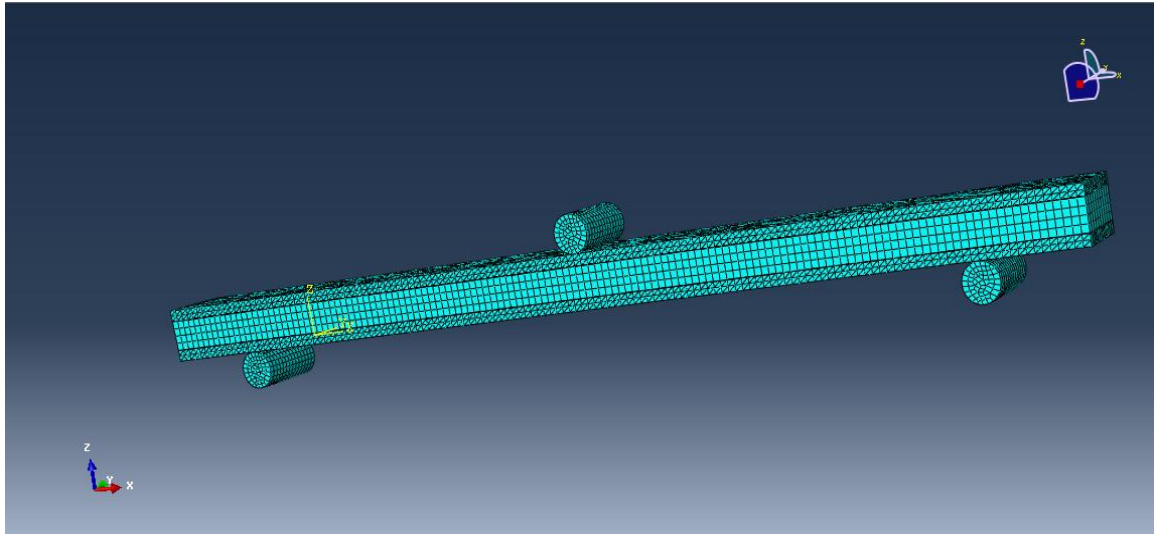


Figure III-28 La géométrie et le maillage du modèle numérique

On définit une procédure de calcul statique grâce au module 'Step' on précise si l'étude est effectuée en une seule ou en plusieurs étapes, la procédure d'analyse ainsi que les incréments du chargement.

Le module 'Load' permet, d'une part, la définition des chargements appliqués en termes de nature et d'intensité et, de l'autre part, l'application des conditions aux limites.

Le maillage est effectué à l'aide du module 'Mesh' où chaque 'Part' est maillée indépendamment. Le type et la taille des éléments du maillage sont très importants puisque ils ont une grande influence sur le temps de calcul et la précision des résultats. La précision d'une modélisation numérique dépend en premier lieu de la taille du maillage choisi [287].

Le lancement du calcul en éléments finis se fait dans le module 'Job'. Le calcul peut être interrompu dans le cas de l'existence des erreurs dans le fichier des données ou bien dans la définition des conditions initiales du modèle. Une fois le calcul est terminé avec succès, on peut visualiser les résultats sous forme de déformées ou de courbes.

9.6. LES CRITERES DE RUPTURE :

Les critères de rupture (ou de limite) sont les caractéristiques macroscopiques des matériaux déterminées à travers un minimum d'essais mécaniques [288]. Ces critères sont

utilisés dans le but d'évaluer la résistance mécanique d'une structure soumise à une configuration de chargement différente de celle correspondant aux essais de caractérisation mécanique.

La résistance des matériaux composites dépend essentiellement de l'orientation des fibres de renfort et du signe de l'effort appliqué ce qui nécessite l'application des critères de rupture tenant en compte leurs particularités. Un nombre de critères de rupture parmi ceux les plus utilisés pour les matériaux composites sont présentés ci-après :

9.6.1. Le critère de la contrainte maximale :

Ce critère introduit les paramètres suivants [289]:

X_t, X_c : les résistances maximales en traction et en compression, respectivement, dans la direction longitudinale.

Y_t, Y_c : Les résistances maximales en traction et en compression, respectivement dans la direction transversale.

S : la résistance maximale au cisaillement dans le plan lorsque les directions longitudinales et transversales sont les directions principales.

Le critère des contraintes maximales considère un état de contraintes planes et la rupture de la couche étudiée est supposée avoir lieu lorsque l'une des résistances ; $\sigma_L, \sigma_T, \sigma_{LT}$ ait atteint la valeur de résistance correspondante. Ce critère pourrait être écrit sous la forme :

$$-X_c < \sigma_L < X_t,$$

$$-Y_c < \sigma_T < Y_t,$$

$$-S < \sigma_{LT} < S.$$

Tant que ces inégalités sont satisfaites, il est supposé que la rupture de la couche étudiée n'aura pas lieu.

9.6.2. Le critère de la déformation maximale :

Le critère de la déformation maximale est similaire au critère de la contrainte maximale [289] puisque les déformations sont limitées au lieu des contraintes. Ce critère introduit :

$X_{\epsilon t}, X_{\epsilon c}$: les déformations maximales en traction et en compression, respectivement, dans la direction longitudinale.

$Y_{\epsilon t}$, $Y_{\epsilon c}$: Les déformations maximales en traction et en compression, respectivement dans la direction transversale.

S_{ϵ} : Les déformations maximales dues au cisaillement dans le plan lorsque les directions longitudinales et transversales sont les directions principales.

La rupture de la couche étudiée est supposée avoir lieu lorsque l'une des déformations dans les directions principales ; $X_{\epsilon t}$, $Y_{\epsilon t}$, γ_{LT} ait atteint la valeur de résistance correspondante. Ce critère pourrait être écrit sous la forme :

$$\begin{aligned} -X_c < \sigma_L < X_t, \\ -Y_c < \sigma_T < Y_t, \\ -S_{\epsilon} < \gamma_{LT} < S_{\epsilon}. \end{aligned}$$

Tant que ces inégalités sont satisfaites, il est supposé que la rupture de la couche étudiée n'aura pas lieu.

9.6.3. Le critère de Tsai-Hill :

C'est le critère de rupture le plus utilisé pour le cas des composites renforcés en fibres longues et est obtenu à travers la simplification du critère de Hill dans le cas d'un chargement plan [290]. Il s'écrit comme suit :

$$\left[\frac{\sigma_L}{X}\right]^2 + \left[\frac{\sigma_T}{Y}\right]^2 - \frac{\sigma_L \sigma_T}{X^2} + \left[\frac{\sigma_{LT}}{S_{LT}}\right]^2 = 1$$

Où :

σ_L : La contrainte maximale en traction dans la direction longitudinale

σ_T : La résistance maximale en traction dans la direction transversale

σ_{LT} : La résistance maximale au cisaillement dans le plan lorsque les directions longitudinale et transversale sont celles principales

9.6.4. Le critère de Tsai-Wu :

Le critère est utilisé lorsque l'on prend compte des différences de comportement en traction et compression [291]. Ce critère s'écrit dans le repère d'orthotropie comme suit :

$$F_{II}\sigma_1^2 + 2F_{It}\sigma_1\sigma_t + F_{tt}\sigma_t^2 + F_{cs}\tau_t^2 + F_t\sigma_t + F_I\sigma_1 = 1$$

Avec :

$$F_l = \frac{1}{X} - \frac{1}{X'} , \quad F_t = \frac{1}{Y} - \frac{1}{Y'} , \quad F_{ll} = \frac{1}{XX'} , \quad F_{tt} = \frac{1}{YY'} ,$$

$$F_{lt} = \frac{F_{lt}^*}{\sqrt{XX'YY'}} , \quad F_{cs} = \frac{1}{S^2}$$

F_{lt}^* : Paramètre d'interaction compris entre -1 et 1.

9.6.5. Le critère de Hoffman :

C'est un critère interactif issu de la modification du critère de Hill qui permettent de tenir compte des contraintes dissymétriques entre traction et compression dans une direction donnée d'orthotropie. Il est également utilisé pour les matériaux anisotropes. Sa formule est la suivante [292] :

$$\frac{\sigma_L^2}{X_t X_c} + \frac{\sigma_T^2}{Y_t Y_c} - \frac{\sigma_L \sigma_T}{X_t X_c} + \frac{X_c - X_t}{X_t X_c} \sigma_L + \frac{Y_c - Y_t}{Y_t Y_c} \sigma_T + \frac{\sigma_{LT}^2}{S_{LT}^2} = 1$$

Où :

σ_L : La contrainte maximale en traction dans la direction longitudinale

σ_T : La résistance maximale en traction dans la direction transversale

σ_{LT} : La résistance maximale au cisaillement dans le plan lorsque les directions longitudinale et transversale sont celles principales

9.7. LES RESULTATS NUMERIQUES :

Généralement, les approches expérimentales et leurs résultats servent à la validation des approches analytiques et numériques. Une comparaison des résultats expérimentaux et numériques est présentée sur la figure 31. On observe une bonne corrélation entre les valeurs expérimentales et celles obtenues à partir de la modélisation. Cependant, des écarts remarquables sont présents.

Ces écarts peuvent être attribués à plusieurs raisons ;

- 1- À la méthode analytique suivie considérant le caractère isotrope des deux types de matériaux utilisés lors de la fabrication des BPREX ; le béton polymère et les PRFs.
- 2- Une autre raison possible est le manque des jauges de déformation pour le suivi de l'accroissement des déformations en temps réel. Ainsi que le manque de l'ultrason à acquisition numérique afin de détecter les premières ruptures et les délaminages pour les localiser dans le but d'éliminer les plis rompus par ordre croissant de résistances.

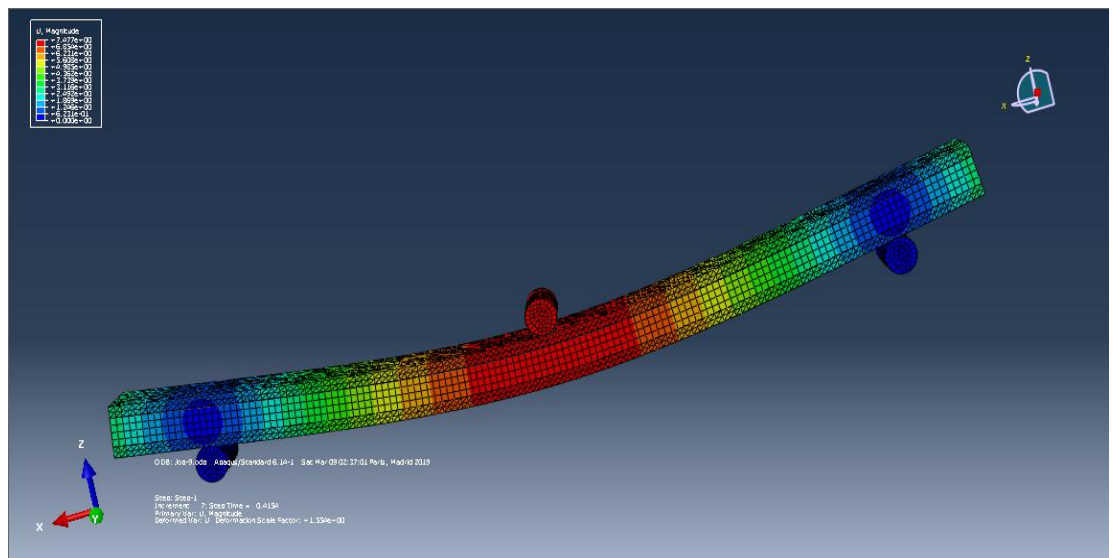


Figure III-29 La déformée de la poutre modélisée

- 3- Un facteur important dans l'exactitude des résultats numériques est la modélisation de l'état réel des éléments. Les délaminages internes ainsi que ceux ayant des dimensions infinitésimales présents dans le matériau avant et pendant sa caractérisation doivent être pris en compte dans la modélisation. [293].
- 4- D'un autre côté, ces différences peuvent être attribuées aux hypothèses faites lors de la simulation à savoir ; les conditions aux limites, le comportement mécanique des composites supposé parfaitement fragile, le pli est supposé être parfaitement homogène ce qui impose des limites en termes d'analyse des résultats car il y a des différences entre les valeurs des coefficients de poisson et des modules élastiques des fibres et de la résine ce qui engendre un degré élevé d'anisotropie des matériaux composites. Cette anisotropie crée un état de

contraintes triaxial à l'intérieur du composite et, par conséquent, ils apparaissent des mécanismes de rupture très complexes à expliquer et à bien simuler [294].

5- Pendant le calcul analytique, nous avons suivi la théorie classique des stratifiés TCS qui est largement utilisée pour analyser et concevoir les matériaux composites stratifiés. Et pourtant elle a quelques hypothèses qui limitent sa généralisation pour décrire rigoureusement la réponse des stratifiés [295] ;

- (i) Les déplacements linéaires à travers l'épaisseur même pour les stratifiés ayant des couches avec des rigidités très différentes d'une couche à une autre.
- (ii) La négligence de la déformation due au cisaillement impliquant que les sections planes restent planes.
- (iii) Etat de contraintes planes

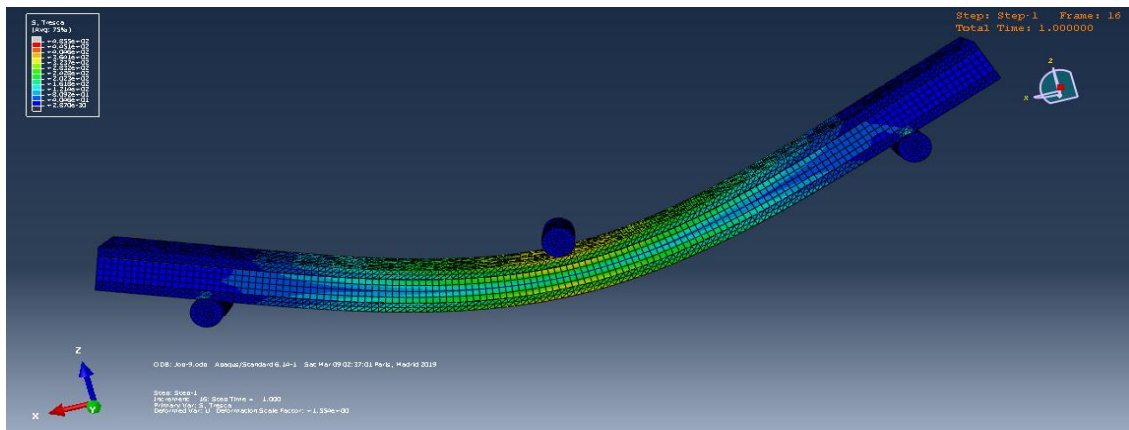


Figure III-30 Distribution des contraintes dans la poutre soumise à la flexion trois points sous ABAQUS®

La prédiction de la rupture macroscopique des matériaux composites est possible, au moins qualitativement, en connaissant précisément l'influence des propriétés des constituants et de leur interface ainsi que les mécanismes de rupture concomitants. La compréhension de la tâche attribuée à chaque constituant de base des composites et de sa contribution à la résistance durant l'apparition et la propagation des modes de rupture, suite aux concentrations des contraintes, est primordial afin de modéliser efficacement leur comportement mécanique global [296].

La partie expérimentale de notre travail manque de la caractérisation de l'interface entre l'âme en béton polymère et les PRFs qui lui sont collés de part et d'autre. Cette lacune peut être

considérée aussi parmi les raisons des écarts remarquables entre la courbe expérimentale et celle numérique.

La comparaison entre les résultats expérimentaux et ceux numériques est représentée sur la figure 31 ci-dessous :

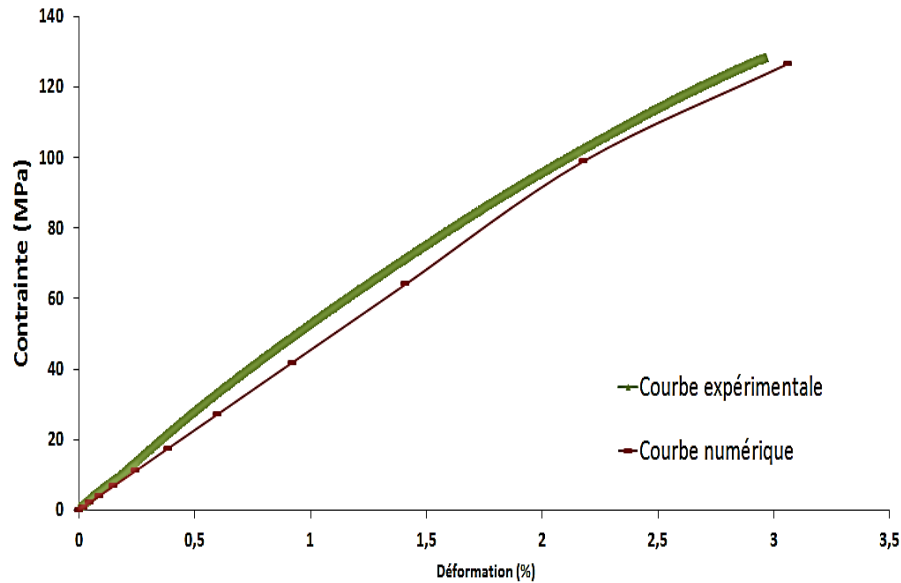


Figure III-31 Comparaison entre les résultats expérimentaux et les résultats numériques

L'absence des outils pratiques pour l'analyse des contraintes dans les stratifiés rend la compréhension et la caractérisation des différents modes de ruptures des stratifiés composites impossible. Ces modes de ruptures propres aux stratifiés sont qualifiés d'être insidieux et ne sont pas si faciles à déterminer et à bien expliquer pour être ensuite modélisés [297]. Ceux-ci sont dépendants des propriétés des fibres et de la matrice utilisées lors de la confection des composites.

La procédure suivie pour analyser les changements microstructuraux et leur relation directe avec le comportement global des matériaux composites est le plus grand défi afin de développer des procédures numériques précises et efficaces qui prédisent la propagation des endommagements dans un tel matériau. Pour cela, plusieurs théories sont proposées et pourtant, il n'y a pas actuellement une seule théorie qui peut prédire avec précision la rupture de ces matériaux pour toutes les conditions de chargement et tous les types des PRFs [298].

Il est difficile, voire rare, de trouver un système d'ingénierie qui n'inclut pas des incertitudes à plusieurs degrés par rapport aux paramètres utilisés pour faire le design ou bien la simulation d'un tel système. C'est pourquoi il est presque toujours le cas où les chercheurs

doivent faire des approximations de ces paramètres. Les matériaux composites stratifiés ne constituent pas une exception à cette règle [299]. Il est donc typique de faire varier les paramètres dans leurs intervalles probables pour, enfin, achever une modélisation représentative ou encore une validation des résultats numériques.

Les modèles numériques permettent de simuler le comportement d'un matériau donné avec une précision dépendante de :

- Les conditions des essais puisque généralement on considère des conditions parfaites lors de la simulation des essais expérimentaux ce qui n'est presque jamais le cas.
- La puissance de l'outil informatique utilisé ; bien que les ordinateurs actuels soient plus puissants, la simulation de certains phénomènes nécessite des caractéristiques informatiques comparables à celles des stations de calculs pour mener à bien et à terme une simulation numérique complexe.
- Le nombre des variables pris en compte pendant la simulation ; Le fait de varier à la fois plusieurs paramètres du modèle numérique sur des intervalles de valeurs rend la simulation d'une longue durée et affecte l'exactitude des résultats numériques particulièrement lorsque la variation de chacun des paramètres est faite séparément.
- Les hypothèses faites avant la modélisation ; mettre des hypothèses est un moyen de réduire le temps et la difficulté de la modélisation mais en même temps a une influence considérable sur les résultats numériques obtenus.

En fonction des facteurs cités ci-dessus, la simulation numérique apporte une approximation soit supérieure ou bien inférieure des essais expérimentaux. Dans notre modèle, la courbe obtenue présente un comportement ayant des valeurs inférieures que celles du comportement expérimental de notre matériau BPREX. Les différences entre l'expérimental et le modèle numérique sont dues principalement aux facteurs cités, et en plus, la géométrie introduite dans le modèle peut être considérée un peu différente de la réalité car la section des éprouvettes n'est jamais constante à cause des défauts de mise en œuvre manuelle qui pourrait ne pas assurer la symétrie par rapport au plan moyen des éprouvettes et, de l'autre côté, l'opération de découpage pourrait induire des sections réduites tout au long des éprouvettes. Ce dernier fait est confirmé par une étude antérieure qui a conclu qu'il y ait des liens directs entre les performances achevées avec un matériau et sa structure, ses dimensions, sa mise en œuvre et la relations entre les propriétés des constituants [300].

Une dernière raison plausible est la supposition d'une adhérence parfaite entre le béton polymère et les PRFs. Et pourtant, le décollement des PRFs est un phénomène inévitable lors de leur utilisation comme renforcement extérieur, il a lieu dans les régions de fortes concentrations de contraintes et ensuite se propage en suivant un chemin dépendant des propriétés des PRFs eux-mêmes et celles du béton polymère ainsi que de l'interface entre ces deux parties de la poutre caractérisée précédemment [301].

X. CONCLUSION :

Le but principal de ce chapitre est le développement des éprouvettes de BPRES et de leur caractérisation. Le développement est précédé par la confection des éprouvettes en PRFs et en béton polymère et de la caractérisation de leurs performances séparément. Ensuite, la confection et ainsi la caractérisation mécanique des éprouvettes du BPRES. Le renforcement extérieur du béton polymère a contribué considérablement à l'amélioration de ses caractéristiques mécaniques en traction, flexion trois points et en cisaillement interlaminaire. Cette amélioration est due principalement à la forme continue des renforts surfaciques ainsi qu'au mode de renforcement extérieur.

Le nouveau concept de BPRES développé dans le chapitre trois a permis d'atteindre des caractéristiques mécaniques très importantes en traction, flexion trois points et en cisaillement interlaminaire égales à $85,15 \pm 3,75$ MPa, $180 \pm 4,21$ MPa, $154 \pm 5,82$ MPa respectivement pour le renforcement en tissus bidirectionnels de verre. Ces performances sont égales à $52,84 \pm 8,02$ MPa, $121,51 \pm 5,61$ MPa, 136 ± 21 MPa respectivement pour le renfort en mâts continus de verre. Tandis, que le renfort surfacique en tissus végétaux de jute a donné des résistances équivalentes à, respectivement, $19,32 \pm 3,11$ MPa, $36,75 \pm 0,74$ MPa, $44,5 \pm 0,67$ MPa. Les tissus de verre bidirectionnels apportent des résistances 4 fois plus grandes que celles atteintes en tissus végétaux respectivement en traction, en flexion trois points et en cisaillement interlaminaire.

Les aboutissements de cette partie du travail sont les suivants :

- Les BPRESs sont beaucoup plus performants que le béton polymère non renforcé extérieurement en ayant une épaisseur réduite.

- Les performances des BPREXs en traction sont contrôlées majoritairement par la nature des renforts surfaciques utilisés car celles-ci, par leurs caractéristiques mécaniques déterminent si le BPREX soit performant ou non.
- l'interface entre les PRFs et le béton polymère détermine les propriétés des BPREXs en flexion et en cisaillement interlaminaire.
- Les modes de ruptures des PRFs et des BPREXs sont dépendants des performances des deux interfaces ; fibres/matrice et PRFs/béton polymère. à leur tour, les caractéristiques de ces deux interfaces sont dominées par les propriétés intrinsèques de la résine polymère utilisée.
- L'amélioration supplémentaire des résultats obtenus numériquement nécessite d'effectuer d'autres essais de caractérisation afin de définir tous les paramètres du matériau avant sa modélisation.

Chapitre 04 :

LA DURABILITE DU BETON POLYMERE
RENFORCE EXTERIEUREMENT AVEC
DES STRATIFIES COMPOSITES :
DURABILITE DU BPREX

I. INTRODUCTION:

L'utilisation des matériaux composites à base de résines polymères est de plus en plus répandue vu leurs très bonnes propriétés mécaniques, anticorrosives, non conductrices et non magnétiques. Cependant, ces matériaux composites sont susceptibles de subir une forte diminution de leurs résistances et rigidités à cause de la présence d'environnements agressifs. Du fait que les composites polymères soient non immunisés contre la dégradation de leurs propriétés mécaniques à long terme sous l'action des milieux tels que : l'eau, solutions acides ou alcalines et de hautes salinité, la caractérisation des performances mécaniques à long terme des structures en matériaux polymères constitue un facteur primordial pour s'assurer de la fiabilité de ces structures. Alors, l'étude de la durabilité des caractéristiques mécaniques du BPREX est une étape nécessaire précédant sa proposition comme un matériau de construction applicable en génie civil.

Ce chapitre est consacré au suivi des changements des caractéristiques mécaniques des éprouvettes de BPREX. À cause du manque de documentations concernant le sujet des concepts semblables au BPREX d'un côté, et le temps très long nécessaire à la caractérisation réelle de la durabilité allant vers plusieurs années d'immersion d'un autre côté, on a eu recours à l'immersion de nos matériaux dans une solution alcaline pour une durée définie et considérée suffisante et, ensuite, on a fait l'extrapolation des résultats obtenus avec des essais à court terme à travers l'accélération du vieillissement des structures en BPREX pour estimer les propriétés mécaniques après de très longues durées allant jusqu'à plus d'un demi-siècle.

II. DEFINITION DE LA DURABILITE:

La définition du vieillissement par le Comité Européen de Normalisation (CEN) est la suivante : une dégradation provoquant un processus irréversible entraînant un changement significatif dans la structure du matériau. Ce changement est habituellement caractérisé par une perte des propriétés initiales (physico-chimiques et mécaniques) accompagnée ou non d'une fragmentation des éléments mis en épreuve [302].

Le problème de durabilité se pose lorsqu'un matériau subit une altération de ses propriétés initiales physiques, chimiques et mécaniques au cours de son utilisation avant d'atteindre la durée de vie en service prédéfinie. Les matériaux composites sont susceptibles d'avoir un vieillissement précoce à cause de leur exposition à des environnements accélérant la dégradation irréversibles de leurs performances [303].

La durabilité des structures peut être définie comme la vie effective ou la capacité, d'un matériau ou d'une structure, de garder ses performances initiales inaltérées pendant de très longues durées de temps [304].

Elle est aussi l'aptitude à empêcher la fissuration, la dégradation chimique, le délaminage, l'usure et les effets similaires au vieillissement des structures avec le temps sous les conditions de chargement maintenues constantes et/ou les agressions environnementales.

« La durée de vie d'un matériau est définie par le temps pendant lequel ce matériau, ou plus précisément ses propriétés vont conserver leur fonctionnalité dans des conditions bien définies sans nécessiter de réparations importantes des dommages » [305].

La durabilité d'un matériau composite est liée pas seulement aux propriétés de ses matériaux constitutifs (fibres et matrice) mais aussi à l'intégrité de l'interface entre ces deux constituants. Elle est aussi influencée par les conditions du milieu dans lequel ces matériaux sont utilisés comme : la température, le pH, les rayons ultraviolets, l'humidité .etc.

III. LES FACTEURS INFLUENÇANT LA DURABILITE:

Les agents environnementaux qui ont de forts effets sur le comportement des structures à long terme sont:

3.1. SOLUTIONS ALCALINES:

En cas de contact avec un milieu alcalin, les polymères renforcés en fibres vont subir une dégradation suite à leur réaction chimique avec la solution caractérisée généralement par un pH égal à 13. Cet environnement alcalin peut endommager les fibres de verre à travers la perte de leur rigidité et de leur résistance. Plusieurs études ont été faites sur l'effet des alcalins sur les PRFs. Cependant, dans la plupart de ces études, les PRFs ont été directement immergés dans des solutions alcalines pour simuler l'effet du pH élevé de l'eau des pores dans le béton sur les PRFs, ce qui a provoqué de très fortes dégradations puisque l'immersion directe dans une solution alcaline est plus sévère que celle des conditions réelles. C'est la mobilité des ions alcalins qui influe beaucoup le taux de la dégradation résultante. Ce phénomène était confirmé par l'étude réalisée par Mufti et al, [306].

3.2. EFFET DE GEL-DEGEL:

Les cycles de gel-dégel sont considérés comme une vraie menace environnementale aux structures construites. Les recherches ont montré que le béton polymère peut être endommagé suite à l'exposition à ces cycles. Due à sa nature perméable, le béton polymère est pénétré par l'eau jusqu'à l'interface entre les fibres et la matrice, une fois gelée à l'intérieur des pores, l'eau implique un endommagement important au niveau des fibres, de la matrice et de l'interface entre eux. Les variations dilatométriques des éléments subissant de fortes variations des températures au cours des cycles gel-dégel peuvent provoquer l'écaillage ainsi que la fissuration de ces éléments allant jusqu'à un éclatement progressive du béton sous l'effet des contraintes générées par la migration et la gélification de l'eau à l'intérieur des pores perméables et sur les surfaces en contact directe avec l'eau c'est-à-dire exposées au front de gel [307].

3.3. HAUTES TEMPERATURES:

Le coefficient d'extension thermique 'CET' de l'acier est similaire à celui du béton. Donc, les contraintes induites à leur interface à cause du changement de la température sont très petites voire nulles ce qui annule presque totalement la possibilité de dilatation différentielle entre ces deux matériaux. Néanmoins, le CET de la résine et des fibres n'est pas le même ce qui va induire de fortes contraintes à l'interface entre-elles et alors affecte les performances de la liaison fibre-matrice. Les effets de la température conduisent à des microfissures à l'interface entre les PRFs et le béton à cause des différents coefficients d'extension thermique CET. À de très hautes températures les propriétés de l'interface diminuent fortement [308].

Lorsque les PRFs sont exposés aux hautes températures, la température de transition vitreuse de la résine 'Tg' doit être prise en considération et les PRFs ne doivent jamais être utilisés sous des températures au-dessus de la Tg de leur matrice polymère. la résine polyester insaturé a une température de transition vitreuse comprise entre 112 °C et 138 °C selon le pourcentage du styrène [309], une fois soumise à cette valeur de température d'utilisation, la résine passe de son état vitreux à un état caoutchoutique et avec l'augmentation ultérieure de la température au-delà de cette température elle aurait subir une décomposition. Cela provoque la ruine directe des éléments confectionnés à base d'une telle matrice polymère.

Il est clair que le taux de la dégradation augmente considérablement avec l'augmentation de la température du milieu aqueux. La température est considérée comme un moyen d'accélération de la dégradation irréversible au niveau de l'interface et des fibres elles-mêmes.

Il y a une reprise importante de la résistance après l'élimination du milieu agressif et le séchage des éléments [310].

3.4. RAYONS ULTRAVIOLETS:

Les matériaux polymères peuvent absorber les rayons ultraviolets et sont, donc, susceptibles à des réactions initiées par l'absorption de l'énergie ultraviolette.

Généralement, les effets de l'exposition aux UV sont restreints à quelques microns de la surface. Alors, la dégradation par UV concerne les éléments en PRFs utilisés à des applications extérieures. L'exposition aux UV induit l'oxydation de la surface et, par conséquent, une dégradation de la résine polymère à travers un mécanisme de photo-dégradation apparue comme un changement de la couleur suite à son oxydation [311].

Pour les PRFs protégés des UV c'est-à-dire qui sont utilisés à l'intérieur du béton, l'effet des UV est négligeable puisque le béton constitue une couverture protectrice.

3.5. EFFET DE L'HUMIDITE:

Les PRFs ne sont pas imperméables à l'eau, alors, l'humidité peut s'infiltrer dans la résine conduisant ainsi à des diminutions des caractéristiques mécaniques et à des changements des apparences physiques (augmentation du volume). Par conséquent, les performances des systèmes en PRFs seront altérées [312].

Le caractère perméable des matériaux composites polymères permet aux molécules d'eau de s'infiltrer dans les réseaux macromoléculaires tridimensionnels des matrices polymères. Par conséquent, suite à l'absorption d'eau, le vieillissement des PRFs aura lieu par des mécanismes successifs qui sont les suivants [313], [314] :

3.5.1. La plastification : la phase amorphe du matériau composite subit une augmentation de la mobilité des chaînes macromoléculaires. Bien qu'il soit réversible après la désorption de l'eau absorbée, le phénomène de la plastification conduit à la dégradation des performances physico-chimiques et mécaniques du composite polymère.

3.5.2. L'hydrolyse : l'existence des molécules d'eau insérées entre les chaînes macromoléculaires provoque, à long terme, la scission des liaisons covalentes entre

ces chaînes et la diffusion des produits issus de cette hydrolyse (les chaînes segmentées).

3.5.3. Le lessivage : la fragmentation des chaînes macromoléculaires crée des produits chimiques qui vont être diffusés vers l'extérieur des échantillons dans le fluide qui les entoure. Ce processus est à l'origine de la perte de masse des composites soumis à une hydrolyse sévère de très longues durées de temps (plusieurs années).

3.5.4. L'osmose : les microfissures préexistantes et les microcavités créées par la fragmentation hydrolytique sont considérées comme des chemins préférentiels suivis par les molécules d'eau absorbées pour former des poches d'eau. Celles-ci sont à l'origine de la dissolution des molécules organiques des composites et de l'augmentation de la pression osmotique du fluide à l'intérieur du polymère.

IV. LES PARAMETRES QUI CONTROLENT LE TAUX DE DEGRADATION DES CARACTERISTIQUES MECANIQUES :

Le taux de la dégradation des performances mécaniques sous les effets des facteurs cités ci-dessus dépend de la combinaison de plusieurs paramètres [315], [316], [317]:

- Type et fraction volumique des fibres de renfort
- Type de la résine (caractéristiques intrinsèques)
- La durée du temps durant laquelle les composites polymères sont exposés à un environnement agressif.
- Procédé de fabrication des composites ; continu ou bien discontinu, à l'air libre ou dans un endroit clos, la thermo-compression etc.
- La température ambiante
- Le pH de l'environnement dans lequel les composites polymères sont utilisés.
- Les contraintes appliquées pendant l'utilisation
- Le taux et la taille des microfissures préexistantes avant l'exposition aux facteurs accélérant le vieillissement.
- Les traitements appliqués sur les matériaux pendant et après la fabrication des composites.

- L'interface entre les PRFs et le béton: la détérioration de la résistance, la rigidité et la cohésion PRF-béton influence beaucoup le taux de réduction de la résistance et la rigidité des éléments en béton renforcé de fibres [318].

Le tableau 1 représente les paramètres contrôlant les taux de changements des propriétés initiales des matériaux exposés à un environnement favorisant leur dégradation [319]:

Tableau 1 Les paramètres contrôlant les taux de dégradation des performances

Paramètre	Etendue typique	Remarques
Rayons ultraviolets	295 à 380 nm	Les rayons UV au-dessous de 295 nm provoquent des dégradations qui ne se produisent pas en réalité
La température ambiante	-40 à 40 °C	La température ambiante est rarement similaire à celle de l'élément à cause de l'absorption des rayons infrarouges
La température de l'élément	-40 à 110 °C	La température réelle d'un élément est la combinaison de la température ambiante, de l'effet des rayons infrarouges, l'effet du vent et de l'évaporation de l'eau.
La pluie	0 à 2500 mm /an	L'importance de la pluie c'est qu'elle nettoie les surfaces des éléments et leur dépose les gaz dissous comme le dioxyde de carbone ainsi que les polluants

L'humidité relative	10 à 100 %	L'humidité contribue à la dégradation des éléments et la déposition des polluants
Les polluants	variable	Englobent les gaz agressifs et les particules de la poussière
Les contraintes	variable	Les matériaux se dégradent plus rapidement sous l'effet des contraintes mécaniques

Les caractéristiques de la résine qui peuvent réduire la durabilité des matériaux PRFs, indépendamment des types de la résine et des fibres, sont:

- Taux d'imprégnation des fibres par la résine.
- Absence des fissures sur la surface et à travers l'épaisseur.
- Absence des vides qui, de préférence, doivent être très petits et bien distribués.
- Degré de la polymérisation, la résine doit être totalement polymérisée pour qu'elle fournisse une protection suffisante des fibres.

D'autres caractéristiques des résines sont importantes pour la durabilité mais pouvant être contrôlées par la sélection rigoureuse du type de la résine [304]:

- La résistance aux attaques des alcalins et des chlorures.
- La ténacité ou la résistance à la fissuration
- L'imperméabilité à la pénétration des agents environnementaux fluides et gazeux vers l'intérieur.
- La facilité de mise en œuvre offerte par la matrice polymère afin de minimiser la variation des propriétés.
- La haute compatibilité avec les fibres de renfort pour assurer une forte liaison fibre-matrice. Cette qualité est primordiale et une sélection inadéquate des types des fibres

et de la matrice peut conduire à une faible interface vis-à-vis aux attaques environnementales. La détérioration de cette interface réduit la capacité de transfert des charges entre les fibres avec une faiblesse conséquente du matériau composite.

V. LES INDICATEURS DE LA DURABILITE :

La durabilité des caractéristiques physico-chimiques et mécaniques des composites peut être suivie à travers :

- Des observations visuelles des changements de couleurs ou de l'apparition des fissures et des cavités
- Des essais mécaniques en traction, flexion et en cisaillement pour mettre en valeur les résistances résiduelles après une longue durée de mise en service.
- Des essais physico-chimiques et microstructuraux caractérisant le vieillissement ; la diffractométrie à transformée de Fourier FTIR, mesure de la densité, mesure de l'absorption d'eau, MEB (microscopie électronique à Balayage), ATG (analyse thermogravimétrique) .etc.

La question de la durabilité est de plus en plus compliquée à cause de :

- L'absence d'un accord international sur les méthodes d'essai de durabilité des PRFs,
- La variabilité des méthodes de production des PRFs,
- La grande variété des fibres, polymères et l'association des fibres / polymères
- Le manque de données sur les performances en temps réel

Il est donc nécessaire d'identifier des méthodes d'essai normalisées qui pourraient être recommandées en toute confiance aux ingénieurs du génie civil pour l'utilisation des PRFs comme renfort intérieur ou extérieur des structures [320].

Dans le domaine du génie civil, l'applicabilité d'un matériau dépend essentiellement de ses caractéristiques mécaniques initiales et résiduelles pour une durée de vie de service prédéfinie. Par conséquent, les indicateurs les plus convenables pour estimer le taux de la détérioration sont:

- Le module de Young
- La résistance à la traction
- La résistance au cisaillement interlaminaire (Le taux de la cohésion fibre /matrice)
- La résistance à la flexion

VI. RECUEIL BIBLIOGRAPHIQUE DES TRAVAUX EFFECTUES SUR LA DURABILITE DES COMPOSITES POLYMERES:

Il est évident que les performances d'un matériau ou d'une structure dépendent des conditions de l'environnement dans lequel ils sont utilisés. La surveillance de la vie en service réelle d'une structure pourrait prendre jusqu'à 100 ans ou plus [321]. Néanmoins, il n'est ni utile ni pratique d'attendre une telle période de temps avant de prédire la vie en service effective et les performances à long terme de tout nouveau matériau, c'est pourquoi on a eu recours aux techniques de vieillissement accéléré pour étudier la durabilité de notre nouveau concept BPREX.

L'introduction de n'importe quel nouveau matériau à l'utilisation dans l'industrie moderne nécessite la connaissance de la durabilité de ses résistances à long terme sous les conditions diverses. Ces conditions peuvent être obtenues par exposition aux environnements réels et à temps réel ou bien par la préparation de milieux plus agressifs accélérant la dégradation afin d'estimer la durée de vie du nouveau matériau [322].

La caractérisation de la durabilité en temps réel des matériaux composites nécessite de très longues durées de temps c'est pourquoi les auteurs des études citées dans le tableau ci-après ont procédé à des méthodes accélérées pour activer les effets environnementaux.

La popularité des essais accélérés sur les composites renforcés en fibres de verre est attribuée à trois facteurs [323], [324];

- 1- La possibilité de comparaison des comportements des PRFs sous des environnements divers.
- 2- La possibilité de l'extrapolation des résultats de ces essais pour prédire la vie en service malgré le manque des données nécessaires en temps réel

3- La compression du temps nécessaire au développement et à la caractérisation d'un nouveau matériau.

Tableau 2 les méthodes accélérées appliquées sur les composites polymères

Référence	Milieu Agressif utilisé	Durée d'exposition	Temps équivalent
Wellington et al. [310]	<p>Série A: 23 °C et 46% Humidité relative HR (non exposé)</p> <p>Série B: eau déminéralisée (i) à 23 °C (ii) à 40 °C (iii) à 60 °C (iv) à 80 °C</p> <p>(c) Série C: Solution alcaline formée par: 10.89 g/l de CaCO₃ et 5.95 g/l de Ca(OH)₂ Dans l'eau déminéralisée d'un pH= 11.5 (i) à 23 °C (ii) à 40 °C (iii) à 60 °C (iv) à 80 °C</p>	75 semaines	---
M Sc Valter Dejke. [325]	<p>1- Béton saturé d'humidité à 60°C</p> <p>2- Eau+ hydroxyde de sodium (NaOH), hydroxyde de potassium (KOH), et hydroxyde de calcium (Ca(OH)₂) pH=13.7</p>	<p>18 mois</p> <p>1 jour à 1 an</p>	100 ans (dans le sud de la Suède)
Francesco Micelli et al. [326]	Eau distillée+ 0.16% Ca(OH) ₂ + 1% Na(OH) +1.4% K(OH) par poids. pH= 13.0 avant et 12.6 après la période d'immersion	21 jours	14 ans

Ahmad Sawpan et al.[327]	118.5 g de Ca(OH)_2 , 0.9 g de NoaH 4.2 g de KOH dans un litre d'eau démminéralisée pH =13	1, 2, 3, 4, 6 et 14 mois	---
Jong-Pil Won et al.[328]	Eau +... Hydroxyde de potassium (KOH), hydroxyde de sodium (NaOH), et hydroxyde de calcium (Ca(OH)_2) pH=13.5 environnement alcalin pH=13.7 2 g/L (NaOH) + 19.6 g/L (KOH) + 3.6 g/L (Ca(OH)_2)	50 et 115 jours	---
H S Oh et al [329]	1- Eau distillée à 40 °C pH=7 2- CaOH_2 (pH=12.3) à 40 °C pH=12,3	60 jours 60 jours	---
Wang et al. [330]	Solutions salines + 10 cycles environnementaux combinés (20 cycles gel-dégel et 20 cycles de hautes températures		---
Griffiths et al. [331]	Gasoline pH = 4.0 Diesel pH = 4.0 Hydroxide de sodium pH = 13.0	3 semaines 3 semaines 3 semaines 3 semaines 3 semaines 15 semaines 15 semaines 15 semaines	---
Mathieu Robert et al. [332]	1) 3% de NaCl à 23°C, 40°C et 50°C 2) 3% de NaCl utilisé pour simuler un environnement marin à 70°C	60, 120, 210 et 365 jours 120 jours	---

J.M.L Reis.[333]	Acide sulfurique pH = 0.1 Eau de mer pH = 8.1	Exposition à un cycle de 14 jours a) Immersion de 7 jours et b) séchage pendant 7 jours	---
J.M.L Reis .[334]	Eau distillée pH = 5.1 Acide citrique pH = 2.0	Exposition à un cycle de 14 Immersion de 7 jours et séchage pendant 7 jours	---
A M Visco et al.[335]	Eau de mer à 17 °C	10 mois	---
Huang Gu [336]	L'eau de mer artificielle préparée par le mélange de sel de mer et de l'eau du robinet. La salinité est de 3.4-3.5% À 30 °C	10, 30, 60, 90 et 120 jours	---
Gorninski et al.[337]	acide acétique, acide citrique, acide formique, acide lactique, acide sulfurique et eau distillée. Tous les acides sont dilués à 50%.	Exposition à un cycle de 14 Immersion de 7 jours et séchage pendant 7 jours	---

VII. PARTIE EXPERIMENTALE :

7.1. CHOIX DU MILIEU AGRESSIF :

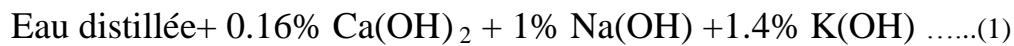
La durabilité des éprouvettes en PRFs et de celles en BPREX est évaluée pendant notre étude à travers l'immersion dans une solution alcaline suivie d'une série d'essais de caractérisation mécaniques en traction, flexion trois points et en cisaillement interlaminaire. Le taux des changements de ces propriétés est calculé comme la différence entre les performances obtenues avec des éprouvettes vierges et les valeurs résultantes des essais sur des éprouvettes qui ont subi l'immersion totale et continue dans le milieu fluide présenté ci-après.

Parmi les milieux présentés, celui développé et utilisé par Francesco Micelli et al, [326] dans leur étude 'Durability of FRP rods for concrete structures' nous serait utile et convenable. Ce choix est justifié par le temps réduit nécessaire puisque une période de 21, 42 jours dans ce milieu est équivalente à 14, 28 ans respectivement, ce qui va nous permettre d'avoir un effet

équivalent à 56 ans en une période de 84 jours. De l'autre part, la simplicité offerte de sa procédure n'implique ni l'utilisation des outils non disponibles ni le recours à l'application de cycles alternés vu son application continue pendant toute la durée prédéfinie.

D'un autre côté, cette étude a fait l'objet d'une caractérisation de la durabilité à travers des essais de traction uni-axiale ce qui coïncide avec notre démarche expérimentale du chapitre précédent.

La solution dans laquelle les PRFs et les BPREXs sont immergés est constituée suivant l'équation ci-dessous :



Où les pourcentages des produits chimiques ; l'hydroxyde de calcium, l'hydroxyde de Sodium et l'hydroxyde de Potassium sont calculés par rapport au poids de l'eau distillée utilisée pour assurer une immersion totale des plaques composites.

L'immersion est effectuée dans des bacs imperméables et résistants aux produits chimiques pour éviter leur dissolution pendant la période d'immersion. L'endroit de conservation des bacs contenant les plaques composites immergées dans le fluide alcalin est sec et loin des rayons solaires directs afin d'empêcher l'évaporation de la solution avant la fin de la durée d'immersion souhaitée.

Le milieu agressif utilisé a un pH égal à 13 au début de l'immersion tandis que ce pH décroît à la valeur de 12.6 à la fin de la période de 21 jours, donc il y a une réduction continue de son alcalinité. Cette réalité nous a obligé de changer la solution alcaline chaque 21 jours afin de garder un pH ayant une valeur comprise entre 12.6 et 13 caractérisant un milieu alcalin.

Les essais de caractérisation avant et après l'immersion sont ; la traction, la flexion trois points et le cisaillement interlaminaire.

7.2. PROTOCOLE DES ESSAIS DE DURABILITE:

La caractérisation des changements de performances des éprouvettes en PRFs et de BPREX fabriquées et caractérisées pendant notre étude est effectuée à travers des essais mécaniques de cisaillement interlaminaire, de traction et de flexion trois point après l'immersion pendant 2016 heures dans le milieu alcalin défini précédemment à une température ambiante dans un endroit sec et loin des rayons solaires directs.

Après la fin de la durée d'exposition au fluide agressif, les plaques composites sont lavées avec de l'eau distillée pour éliminer toutes les traces des produits chimiques constituant le milieu alcalin utilisé. Ensuite, les éprouvettes sont séchées à l'air libre sans utiliser des sources de hautes températures. Cette méthode de séchage est choisie afin d'éviter la reprise des performances initiales des éprouvettes avant leur immersion. Alors, on peut mettre en valeur le taux de changement des propriétés mécaniques suite à l'immersion c'est-à-dire déterminer à quel point l'effet du milieu alcalin utilisé a réduit les caractéristiques mécaniques des éprouvettes en PRFs et en BPREX.

Les mêmes normes de caractérisation sont utilisées pour la caractérisation de la durabilité avant et après les périodes d'immersion afin de restreindre les changements aux effets du fluide agressif.

Avant d'entamer la caractérisation mécanique, il est facilement remarquable que la couleur des éprouvettes ait changée vers une couleur plus claire. Ce changement est expliqué par le phénomène de l'hydrolyse suite à l'infiltration du milieu alcalin utilisé à travers la matrice polymère. D'un autre côté, on remarque le blanchissement des mèches de fibres près de la surface des composites ce qui pourrait être la conséquence de la pénétration du milieu alcalin jusqu'à ces fibres de renfort. Suite à leur atteinte par le fluide agressif, les fibres ont subi une rigidification accompagnée de déformations plastiques au sein de leur matrice polymère. Des remarques similaires de blanchissement sont rapportées précédemment [337]. Un exemple des éprouvettes immergées et blanchies à cause du milieu alcalin est affiché sur la figure 1 :

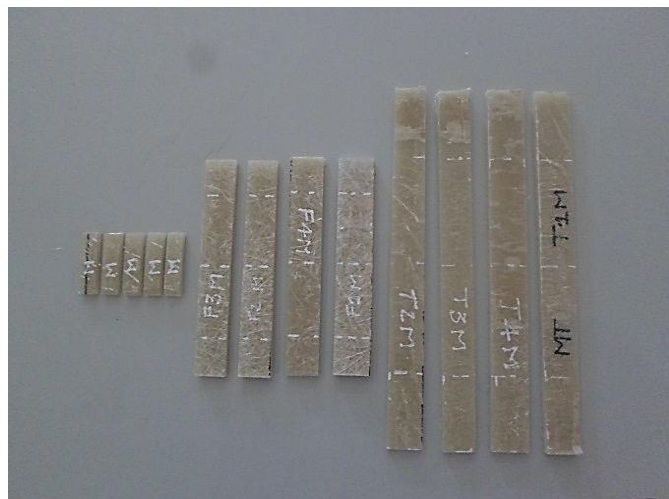


Figure IV-1 Changement de la couleur de la résine et blanchissement des mèches de fibres de verre

Une autre remarque c'est l'apparition des fibres à la surface superficielle des plaques composites suite à l'érosion de la résine par le phénomène de l'hydrolyse.

L'essai de traction uni-axiale donne une indication sur la résistance des fibres de renfort, l'état de l'interface fibre/matrice et la présence des microfissures créées par le processus de l'hydrolyse suite à la pénétration du fluide alcalin aux éprouvettes composites. Cette indication nous serait très utile du fait que la résistance à la traction des composites est directement contrôlée par ces facteurs.

Les essais de traction sur les éprouvettes de référence et celle immergées et séchées sont effectuées selon la norme ASTM D3039 ; une longueur totale de 250 mm et une longueur utile égale à 150 mm, une vitesse de chargement égale à 2 mm/min. Un minimum de quatre éprouvettes sont mises à l'épreuve pour chaque type d'essai et pour chaque type de renfort.

7.3. LES RESULTATS EXPERIMENTAUX DES PRFs ET DES BPREXs

7.3.1. BPREX renforcé en tissus combinés soumis à 4 périodes d'immersion :

La perte de résistance à la traction est due à l'absorption du fluide alcalin qui a provoqué des microfissurations et des microcavités dans la matrice polymère ayant comme résultat final l'hydrolyse de la matrice. Ce dernier phénomène est confirmé par le changement de la couleur et la viscosité du fluide avec le temps d'immersion qui aurait un aspect laiteux comme rapporté dans une étude antérieure [338].

La première étape de l'étude de la durabilité a pour but la mise en évidence de la perte progressive de la résistance à la traction des éprouvettes de BPREX suite à l'immersion dans le milieu alcalin choisi. Nous avons suivi le changement graduel des résistances à la traction initiales d'un BPREX renforcé en tissus de verre après quatre périodes d'immersion chacune ayant une durée de 21 jours équivalente à 14 ans dans les conditions d'un environnement naturel. Après chaque 21 jour une plaque composite est retirée du fluide alcalin, bien lavée avec de l'eau distillée et séchée. Ensuite, elle est découpée selon les dimensions prescrites par la norme en vigueur pour enfin être soumise à l'essai de traction.

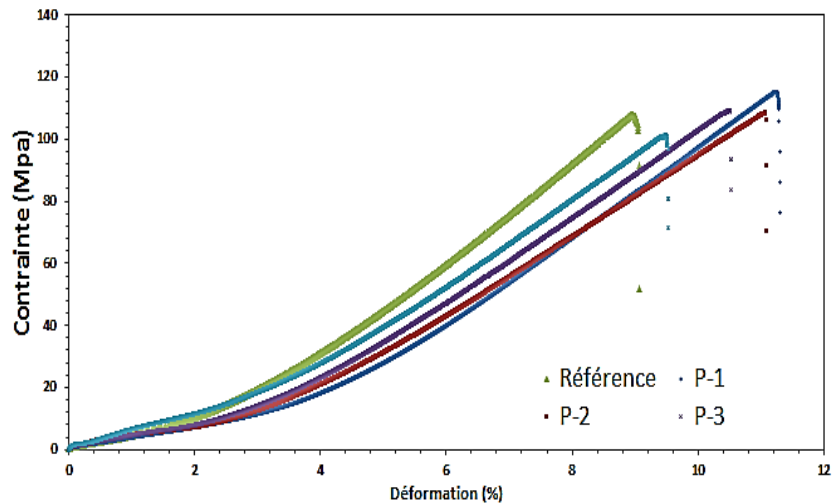


Figure IV-2 Performances en traction à long terme des BPREXs

La forme allongée des fibres leur donne les résistances à la traction les plus élevées que toutes les autres formes connues des matériaux [339]. De ce fait, la résistance à la traction des composites est attribuée, dans sa grande part, à la résistance à la traction intrinsèque des fibres de renfort. Alors, dans le cas du travail actuel, les performances en traction initiales et après immersion sont dépendantes de l'état de dégradation des tissus de renfort et de leurs résistances.

On remarque sur la figure 2 une chute graduelle de la résistance à la traction des éprouvettes de BPREX renforcées en tissus de verre traduite par une réduction progressive de la pente des courbes suite à chaque période d'immersion. Le taux de changement de la résistance à la traction du premier cas étudié est illustré sur la figure suivante :

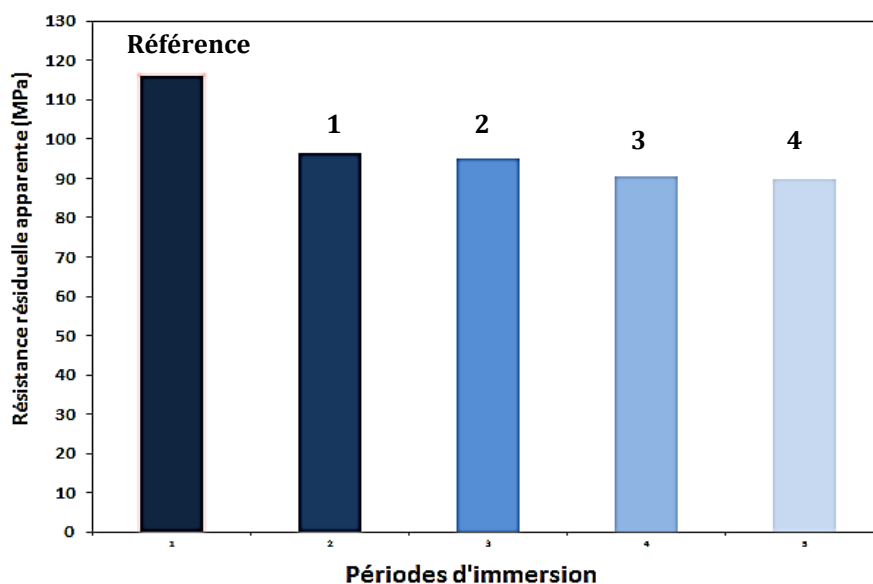


Figure IV-3 Les contraintes résiduelles en fonction des périodes d'immersion

La première partie effectuée nous a permis de confirmer la vulnérabilité des composites élaborés vis-à-vis du milieu agressif appliqué ainsi que l'influence des périodes d'immersion sur les propriétés mécaniques (la résistance à la traction est prise comme référence).

La plus grande perte des performances est apparue après la dernière période d'immersion ce qui met en évidence que la combinaison des influences négatives des périodes d'immersion puisse être évaluée en appliquant une période continue cumulant les 4 périodes c'est-à-dire 84 jours continuellement.

En se basant sur cette évidence, nous avons exposé les autres éprouvettes confectionnées ultérieurement à 84 jours d'immersion dans le même milieu agressif et nous avons obtenu les résultats présentés et discutés dans la section suivante.

7.3.2. Traction uni-axiale

Le facteur le plus important dans le comportement à long terme des structures renforcées par des PRFs est bien l'interface entre les peaux et l'âme [340] puisque plus la pénétration du fluide est importante plus cette interface est affaiblie et, par conséquent, plus la chute des performances est aggravée.

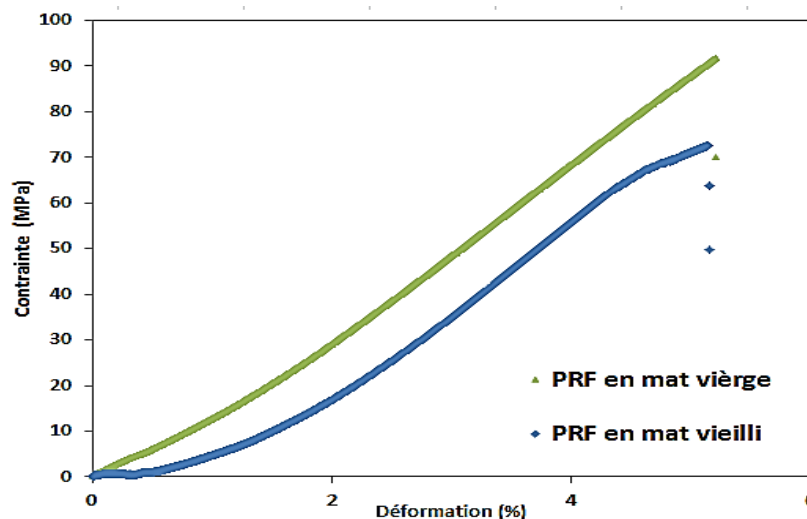


Figure IV-4 Changement des performances en traction des PRFs en mat

Suite à l'exposition des composites polymères à un milieu agressif, le changement des propriétés mécaniques est lié à la dégradation de ses constituants de base ainsi qu'à l'interface entre eux. Tant que les performances des fibres de renfort dominent les résistances en traction des PRFs [341], ceux-ci continuent à supporter des sollicitations de traction pourvu que les fibres ne soient pas atteintes et détériorées par le milieu alcalin. Le degré de dégradation des

fibres de renfort détermine le degré de chute des performances en traction de la structure composite globale.

Le caractère des fibres de verre favorisant l'absorption des fluides alcalins est connu [342]. Cette absorption conduit à une chute de la résistance à la traction allant de 30 % à presque 100 % des éléments renforcés avec ces fibres.

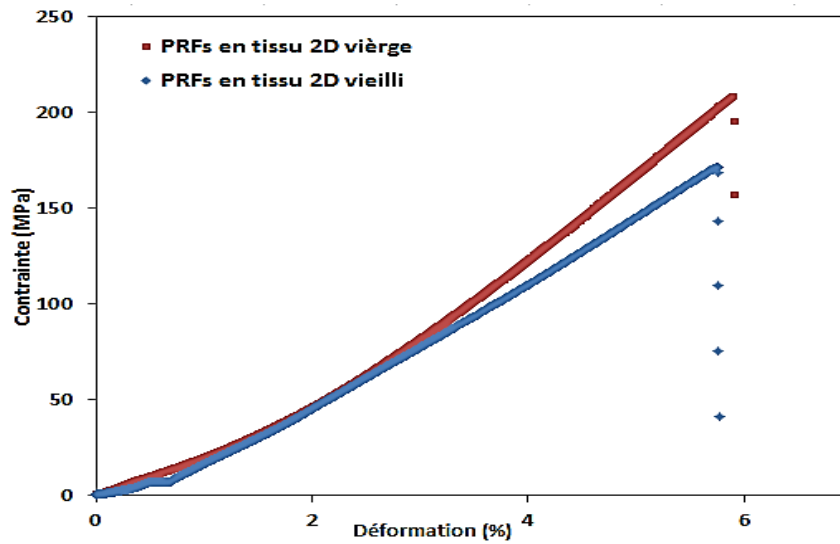


Figure IV-5 Changement du comportement en traction des PRFs en tissu 2D de verre

Indépendamment du type de la résine utilisée, les valeurs de contraintes résiduelles dépendent du type des fibres de verre et de l'efficacité de leur protection assurée par la résine qui les entoure.

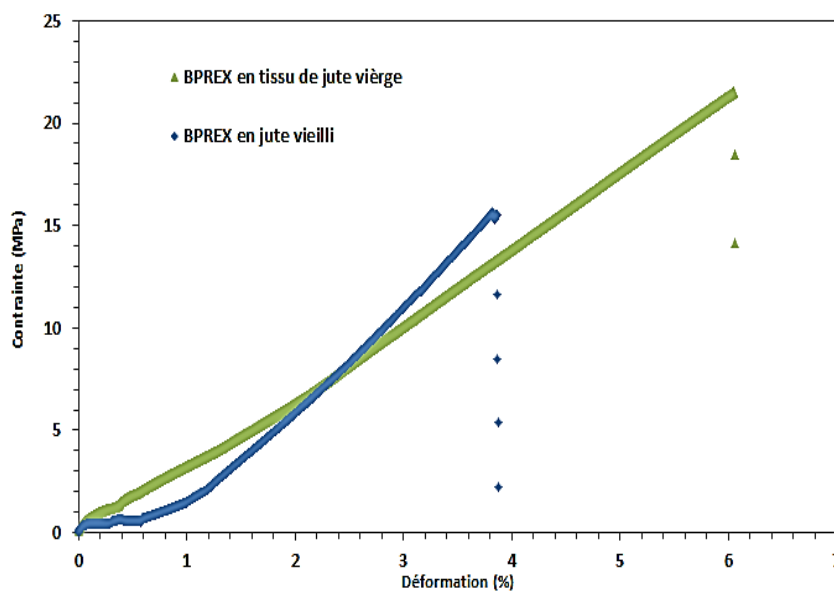


Figure IV-6 Changement du comportement en traction du BPRESX en tissus de jute

Les bruits de craquements indiquent le début de la fissuration matricielle ainsi que la rupture des fibres. Ces bruits sont devenus plus élevés après les périodes d'immersion. Cette intensité accrue confirme la rigidification des composites polymères vieillis et testés en traction, flexion et en cisaillement. La rigidification remarquée est due à la fragilisation de la résine polyester plastifiée chimiquement, alors, elle pourrait plus remplir sa tâche essentielle d'entourer et de protéger parfaitement les fibres et de leur transmettre les charges.

Le suivi du changement des propriétés en traction uni-axiale des BPREXs renforcés en tissus de verre est représenté sur la figure 7 ci-après :

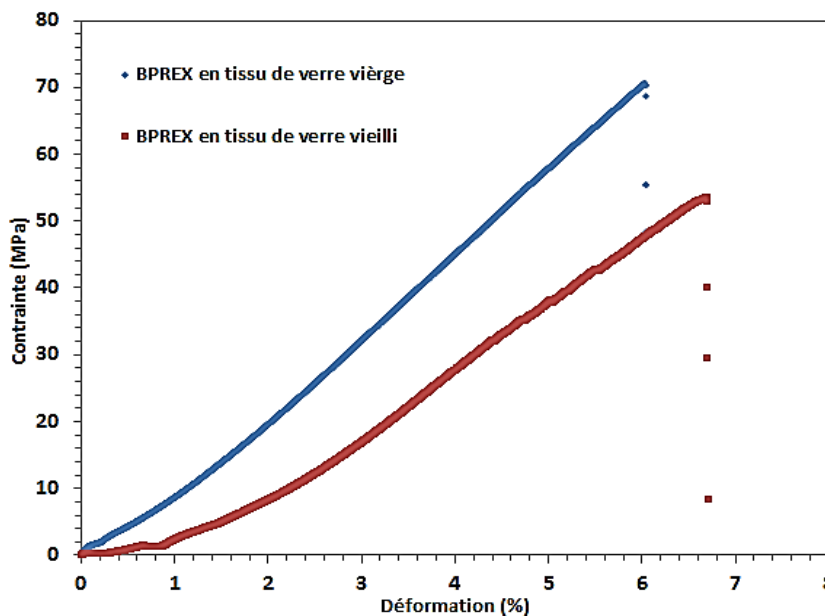


Figure IV-7 Changement du comportement en traction du BPREX en tissu de verre

7.3.3. Flexion trois points

Bien que la rupture en traction des PRFs et des BPREXs soit toujours fragile, la rupture des éprouvettes soumises au vieillissement accéléré est accompagnée par des arrachements et des ruptures des fibres plus importantes que celles des éprouvettes de référence. L'hydrolyse de la résine et l'affaiblissement de sa cohésion avec les fibres peut-être la raison d'un tel comportement.

La durabilité des caractéristiques en flexion est assurée lorsque l'interface PRFs/ béton polymère fonctionne efficacement. L'efficacité de cette interface est liée aux propriétés de la résine polyester utilisée [343].

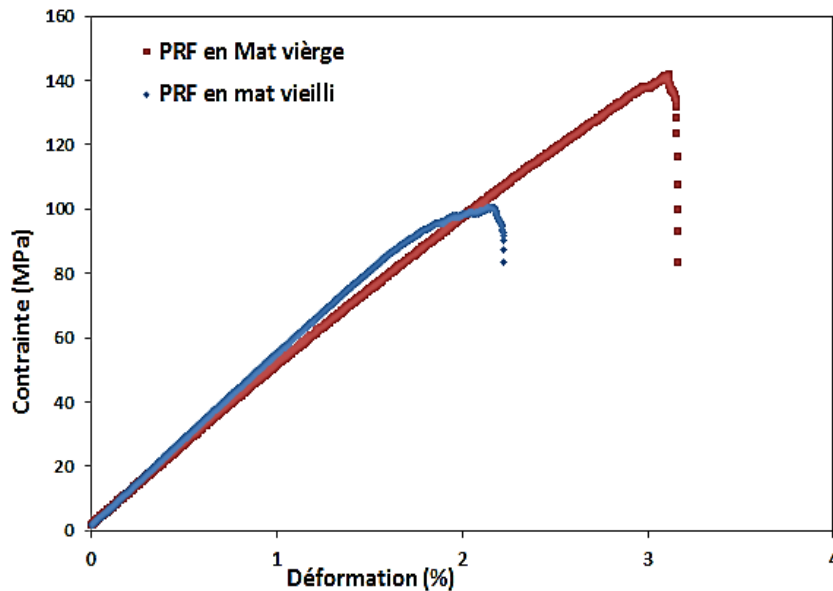


Figure IV-8 Changement du comportement en flexion du PRF en mat de verre

Alors, il est prédictible que la réduction de la résistance à la flexion remarquée durant les essais de flexion 3 points est causée par le changement des propriétés physiques et mécaniques du liant polymère au niveau de l'interface fibre/matrice suite à sa dégradation à cause du milieu alcalin.

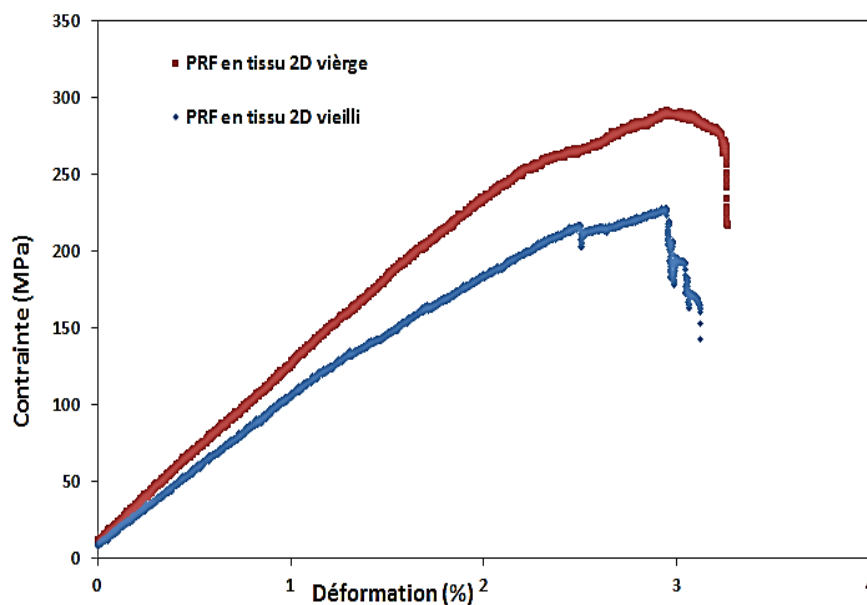


Figure IV-9 Changement des performances en flexion des PRFs en tissu 2D de verre

La rupture commence au milieu des éprouvettes parallèlement à la charge appliquée par fissuration transversale des PRFs inférieures soumises à une concentration des contraintes de traction. Cette fissuration est accompagnée d'une décohésion des PRFs du béton polymère constituant l'âme du BPRES.

Une autre raison possible de la réduction des performances en flexion des BPREX et des PRFs est la présence des microfissures avant le début des essais mécaniques [344].

Les microfissures peuvent être développées durant la polymérisation de la résine et son retrait ou suite à la procédure de fabrication incluant le découpage à l'aide d'une scie diamantée. La résistance aux milieux alcalins de la résine a une grande influence sur la durabilité de la cohésion fibres/matrice et sur l'interface PRFs / béton polymère [345]. Donc, le choix du type de la résine selon sa composition chimique est très déterminant des performances à long terme des PRFs et des BPREX développés.

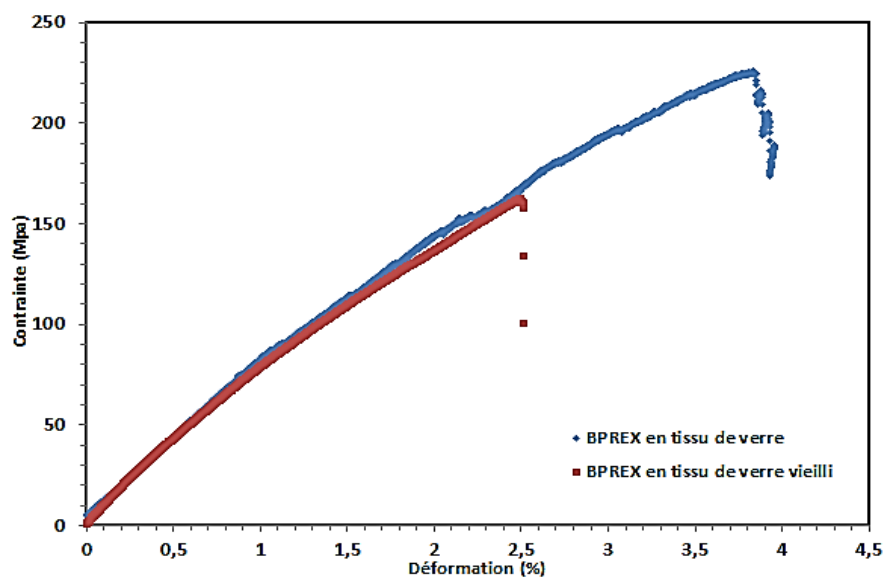


Figure IV-10 Changement du comportement en flexion du BPREX en tissu de verre

Le taux de la dégradation est lié au temps d'immersion, plus il est long plus la détérioration est importante. Aussi, au pH du milieu, plus le pH est grand plus son effet est important négativement sur les performances des éléments conditionnés [346].

Les propriétés en flexion des BPREXs sont gouvernées par les caractéristiques de flexion intrinsèques des deux parties constituantes ; les PRFs et le béton polymère. Et pourtant, la réduction de la résistance à la flexion de ce type de matériaux est influencée dans sa grande partie par la performance de l'interface entre les PRFs et le béton polymère plus que par les modules de ces deux parties de base [347].

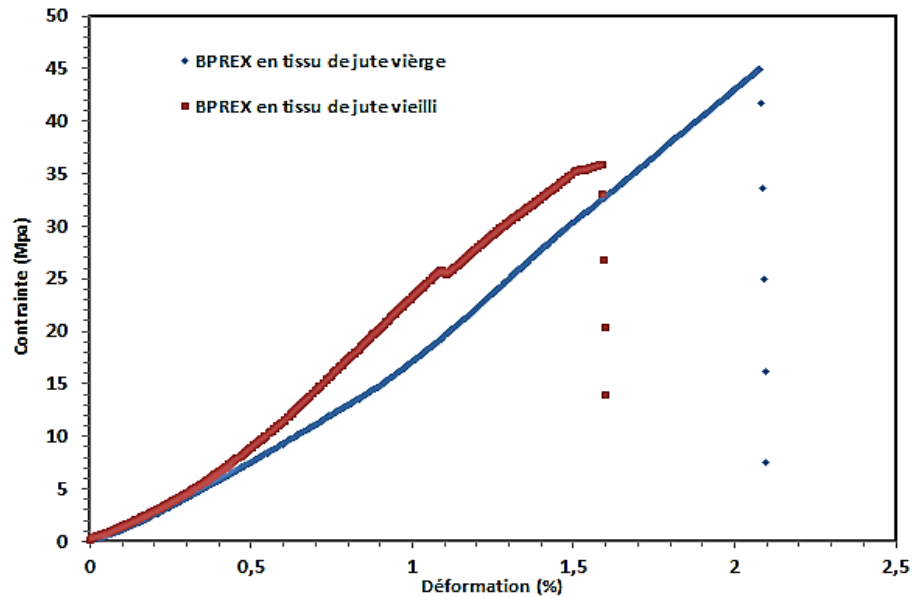


Figure IV-11 Changement du comportement en flexion du BPREX en tissu de jute

Le taux de plastification de la résine vieillie sous l'effet du milieu alcalin est, généralement, non uniforme. Cette répartition irrégulière crée des contraintes locales [318] qui peuvent accélérer la décohésion de l'interface PRFs / béton polymère et, ainsi, provoque la chute de résistance à la flexion et au cisaillement interlaminaire.

7.3.4. Cisaillement interlaminaire :

L'évaluation de la résistance au cisaillement interlaminaire est faite pour étudier les effets environnementaux sur les propriétés mécaniques des BPREXs liées à l'adhésion fibre/matrice et la résistance de l'interface PRFs/béton polymère. Cela est dû au fait que les milieux de forte humidité et alcalinité affaiblissent l'adhésion entre les fibres et la résine et, par conséquent, la résistance au cisaillement sera fortement réduite.

La résistance au cisaillement interlaminaire est majoritairement dépendante de l'adhésion entre les fibres de renfort et la matrice. Cette adhésion est fortement altérée par l'absorption d'eau combinée à une température élevée. L'étude effectuée par Lebel, [348] sur un composite à base d'une résine polyester a présenté une réduction de la résistance au cisaillement de l'interface fibres/matrice à une valeur presque nulle après 400 heures d'immersion dans de l'eau à une température égale à 75 °C. Cette dégradation catastrophique de la résistance au cisaillement est due à la haute température qui accélère le processus d'absorption d'eau car pendant la même étude, le composite a eu une résistance au cisaillement résiduelle égale 60 % après 13000 heures d'exposition à une température de 60 °C, tandis que la résistance au

cisaillement n'ait été réduite que de 20 % après une immersion dans l'eau à 22 °C pendant 13000 heures. La perte des résistances mécaniques n'est pas irréversible puisque le composite polymère peut avoir une reprise de résistance après la désorption à l'aide d'un séchage à 80 °C pendant 72 heures sauf pour les cas de très hautes températures d'exposition égales et excédent 75 °C [349], [350].

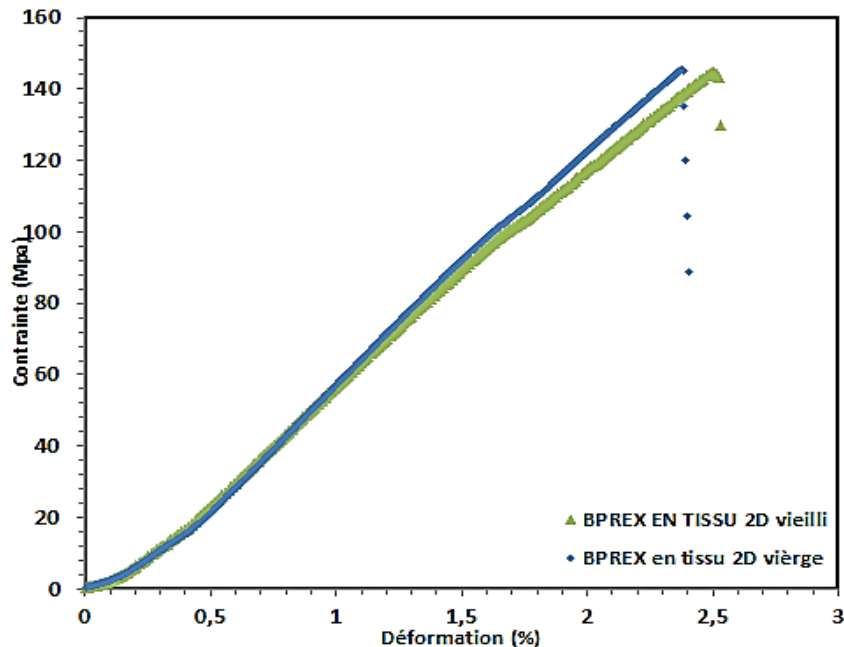


Figure IV-12 Changement du comportement en ILSS du BPREX en tissu 2D de verre

Des observations faites à l'aide de la microscopie électronique à balayage a révélé qu'après de très longues durées d'immersion des composites renforcés en fibres de verre dans des milieux alcalins, les fibres sont bien adhérentes à la matrice et l'interface fibres/ matrice est toujours performante puisque son altération n'est pas remarquable [351]. La durabilité des performances de la résine polymère suite à l'immersion dans un milieu alcalin pendant une longue durée de temps permet la supposition de la durabilité de l'interface PRFs/béton polymère de notre concept BPREX ce qui consiste un avantage supplémentaire considérable de son utilisation.

L'effet négatif du milieu alcalin utilisé sur les résistances en cisaillement interlaminaire du BPREX est réduit pour le cas du renfort en tissus de verre. Cependant, son influence sur les performances en cisaillement interlaminaire du BPREX renforcé en tissus naturels de jute est plus importante.

La dégradation plus importante du BPREX en fibres végétales est justifiée par le caractère hydrophile de ces fibres et, donc, la plus grande absorption d'eau par rapport au renfort synthétique en fibres de verre.

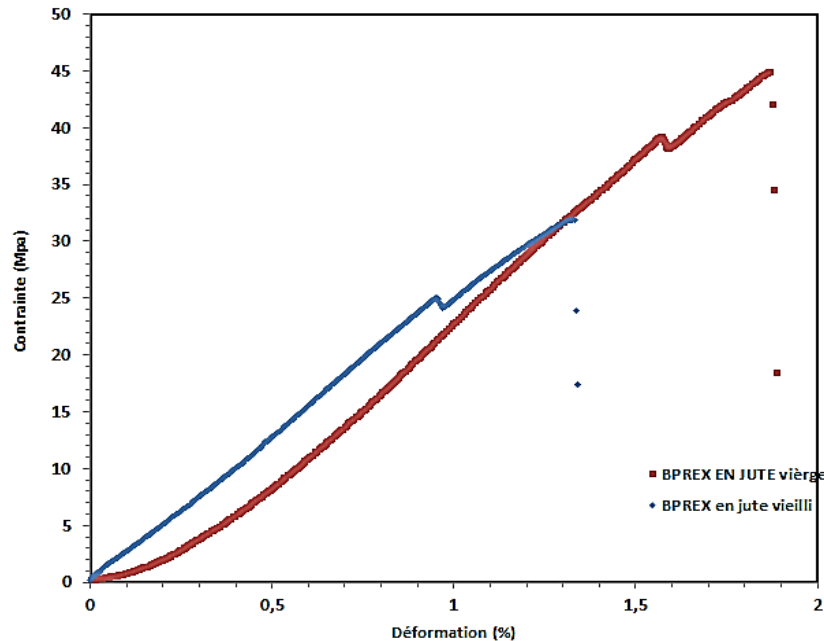


Figure IV-13 Changement du comportement du BPREX en jute en ILSS

Les défauts de fabrication conduisent à la création des vides, des trous, des microfissures et des zones riches en fibres. Ces défauts sont pris par l'humidité pour pénétrer les composites et leur provoquer des endommagements au niveau de leur interface fibres/matrice et la corrosion des fibres de verre [352]. Ces défauts remplis de fluide constituent une menace majeure de la résistance à long terme en cisaillement interlaminaire des composites polymères étudiés.

VIII. CONTRAINTES RESIDUELLES DES PRFS ET DES BPREX

La dégradation des performances est principalement contrôlée par le degré d'hydrophilie des fibres de renforts. Les dégradations des caractéristiques mécaniques en traction, flexion trois points et en cisaillement interlaminaire des BPREXs renforcés en tissus de jute sont plus importantes que celles des BPREXs renforcés en tissus de verre à cause du caractère hydrophile des fibres naturelles. En fonction de sa formulation chimique, l'absorption de l'eau par la résine est comprise entre 1 et 7 % [353]. Le taux d'absorption à la saturation des fibres de verre est très limité tandis que les fibres naturelles puissent absorber jusqu'à 250 % [324] de fluide par rapport à leur poids initial. Cette réalité met l'accent encore sur la détérioration catastrophique

des fibres naturelles conduisant à la chute dramatique des performances des BPREXs à base de fibres végétales. La dépendance entre le taux d'absorption du fluide et le taux de détérioration des composites polymères est confirmée par le gonflement des fibres hydrophiles par rapport à celles hydrophobes. Le gonflement résulte directement de l'absorption du milieu agressif à l'état fluide [354]. Les composites renforcés en fibres naturelles subissent les mêmes phénomènes et les mêmes mécanismes de dégradation des composites renforcés en fibres synthétiques. La nature hydrophile des fibres naturelles les rend plus sensibles à l'humidité que leurs homologues synthétiques. L'absorption de l'humidité des composites renforcés en fibres naturelles végétales est élevée, typiquement de 0.7 à 2 % au bout de 24 heures, 1-5 % au bout d'une semaine et jusqu'à 20 % au bout de plusieurs mois [355].

Comme les conditions contrôlées dans le laboratoire sont différentes par rapport à celles de la réalité, leurs effets seront non représentatifs de l'influence de la nature en temps réel sur les matériaux soumis à ce genre d'épreuves. Il est essentiel à noter que [356] les changements des résistances suite à l'exposition des composites polymères à des environnements agressifs à travers des essais accélérés sont plus importants que ceux produits par des conditions naturelles durant la vie en service de ces matériaux. Actuellement, il n'y a pas de normes des essais accélérés caractérisant la durabilité des PRFs. Cette lacune devrait être palliée pour avoir des essais standardisés conduisant à des résultats fiables permettant la prédiction des performances à long terme des composites polymères afin de bien adapter leur vie en service réelle et l'application efficace de cette gamme de matériaux.

Bien que l'effet détériorant de la solution alcaline utilisée, sur les performances des PRFs et des BPREXs, soit clair à cause de la chute des propriétés mécaniques initiales, les matériaux testés ont pu avoir des contraintes résiduelles importantes comme affiché dans les deux tableaux suivants :

Le tableau 3 contient les valeurs des contraintes résiduelles des PRFs et des BPREXs caractérisés en traction uni-axiale. Tandis que les contraintes résiduelles obtenues suite aux essais de flexion trois points sont contenues dans le tableau 4 :

Tableau 3 Contraintes résiduelles en traction des PRFs et des BPREXs

Type du renfort	Contrainte résiduelle (MPa)	Contrainte résiduelle (%)
Tissu 2D de verre	171,5	82,25%
Tissu en mât de verre	72,52	79%
BPREX en Tissu de verre	53,5	75,00 %
BPREX en tissu de jute	15,62	72%

Tableau 4 Contraintes résiduelles en flexion des PRFs et des BPREXs

Type du renfort	Contrainte résiduelle (MPa)	Contrainte résiduelle (%)
PRF en tissu 2D de verre	228	78,00%
PRF en mât de verre	100,41	70%
BPREX en Tissu de verre	162,44	63,50%
BPREX en tissu de jute	35,81	79%

Les contraintes résiduelles sont calculées comme des rapports (pourcentages) par rapport aux contraintes initiales de l'état vierge des éprouvettes avant leur immersion dans le milieu agressif.

IX. REMARQUES SUPPLEMENTAIRES

- 1- L'absorption de l'humidité assouplit la résine polymère et réduit sa température de transition vitreuse T_g et, par conséquent, augmente les déformations en fluage [357].

- 2- La résistance à la traction et au cisaillement des renforts en PRFs sont nettement diminuées par un environnement alcalin simulé ou accéléré [354].
- 3- Il y a une évidence claire que le taux de la dégradation des composites polymères exposés à un milieu fluide est lié directement avec la quantité du fluide absorbé [326].
- 4- Bien que le poids diminue pour les éprouvettes immergées dans une solution alcaline, il augmente dans l'eau distillée [330]. Cette augmentation est due à l'infiltration de l'eau dans les vides et les pores. L'eau absorbée provoque la plastification et l'hydrolyse de la résine et donc la détérioration des tiges en PRFs, et L'effet du milieu alcalin sur l'interface fibre-matrice est plus important que celui de l'eau distillée.
- 5- Une tâche principale de la matrice est d'agir comme une barrière, protégeant ainsi les fibres de renfort des agents nuisibles, [325] mais la présence de l'humidité, et avec un pH très élevé, agit comme un catalyseur. Après l'exposition à l'humidité, les polymères s'étendent, se plastifient et se dégradent. De plus, le volume du polymère augmente et les microfissures auront lieu au niveau de l'interface fibre-matrice ce qui va fragiliser la cohésion. L'humidité dégrade les performances mécaniques du matériau par le changement de la Tg, la viscosité, l'élasticité et les propriétés mécaniques du polymère [358].
- 6- La perte de la résistance du composite est égale à :

$$\sigma_0 - (\sigma_t)_{wet} \dots \dots \dots (2)$$

Où : σ_0 est la contrainte initiale

σ_t Est la contrainte à l'instant t à l'état humide

- 7- Toutes les fibres de verre sont susceptibles d'avoir des influences nocives des milieux alcalins sur leurs caractéristiques à cause de la présence de la silice dans leur composition [359].

- 8- Les fibres naturelles résistent durablement aux attaques chimiques des alcalins mieux que les fibres de verre [360].
- 9- La dégradation des performances des composites polymères n'est pas continue jusqu'à l'élimination totale des éléments et leurs caractéristiques mais elle se stabilise après une durée d'immersion plus ou moins longue. Cette stabilisation est due à la formation d'une couche mince à la surface des composites suite à l'hydrolyse de la résine ce qui réduit significativement la diffusion ultérieure du liquide agressif à l'intérieur des composites [361].
- 10- Malgré que l'ajout des fibres de verre et de jute au béton polymère ainsi qu'au PRFs améliore leurs résistances en traction et en flexion, leurs performances à long terme sont dominées par la composition chimique de la résine utilisée [362]. La résine est responsable de la protection chimique des fibres de renfort contre les agressions extérieures. Et pourtant, elle-même pourrait avoir des dégradations de ses performances initiales suite à l'immersion dans un fluide et conduit à l'affaiblissement de l'interface entre les PRFs et le béton polymère. Cette interface constitue le maillon le moins résistant [363]. La dégradation de la résine change la distribution des contraintes dans les sections transversales des fibres et, donc, provoque une rupture prématurée de ces fibres [360].
- 11- La rupture des composites à base d'une résine polyester peut avoir lieu par cumul des endommagements de la matrice, de son interface avec les fibres, l'attaque chimique de la matrice et des fibres ou bien la combinaison de deux modes ou plus. L'effet global est la perte de rigidité et de l'intégrité structurale [364].
- 12- L'attaque chimique engendre des pertes importantes de rigidité et de résistance en traction, en flexion et en cisaillement. À cause de l'anisotropie des composites

polymères renforcés en fibres, ces pertes peuvent accroître, décroître ou restent les mêmes tout dépend des particularités des matériaux et des conditions d'exposition [351].

13- La prédiction précise de la durée de vie de ces matériaux permet de mettre un plan de maintenance convenable et réduit [324] ce qui constitue un avantage important en termes de temps et d'économie.

X. CONCLUSION :

La durabilité des éprouvettes en PRFs et en BPREXs a été caractérisée dans ce chapitre. Malheureusement, la durabilité des PRFs n'est pas un simple sujet, elle a tendance à être plus complexe parce que la dégradation du matériau composite peut dépendre à la fois de la résine, des fibres et du comportement de leur interface fibres-matrice. La solution alcaline génère une fragilisation des fibres de verre, endommagement au niveau de l'interface fibre-matrice et l'hydrolyse de la résine accroît les produits nuisibles. Ces effets vont affaiblir les performances et diminuent beaucoup la durée de vie de la structure composite.

Le comportement à long terme des matériaux étudiés dans ce chapitre dépend, aussi, du type de fluide en contact avec la surface, sa concentration, sa température, les chargements appliqués, la présence des fissures ou le degré d'endommagements et la structure chimique de l'interface fibre-matrice (le type du liant polymère utilisé).

La perte de la résistance en traction est due principalement à l'endommagement des fibres. Tandis que, celle de la résistance en flexion et en cisaillement interlaminaire est attribuée à l'altération des performances de la résine et des deux interfaces fibres/matrice et PRFs/béton polymère.

À cause de l'anisotropie des composites polymères, la prédiction des propriétés à long terme est plus compliquée que celle des matériaux conventionnels car elle dépend dans sa grande partie du choix des constituants de base, des méthodes de fabrication et des conditions dans lesquelles ces matériaux seront utilisés. Néanmoins, on peut avoir une valeur de réduction des performances moindre à travers : le bon choix des résines polymères responsables de la protection chimique des fibres, le choix convenable des fibres en fonction de leur comportement hydrophobe, la protection supplémentaire des éléments en appliquant une couche superficielle de gelcoat empêchant la pénétration des agents agressifs vers l'intérieur des éléments. Une

prédiction précise des performances durables des BPREXs permet de mettre un plan de maintenance réduit en temps et en coût afin d'avoir une balance entre les caractéristiques requises et les budgets nécessaires.

La dégradation des performances des PRFs ainsi que des BPREXs mise en évidence sous l'effet du milieu alcalin utilisé n'empêche le fait d'avoir des contraintes résiduelles importantes allant de 63 % à 82 % des résistances initiales avant l'exposition au milieu agressif. Ces résistances résiduelles permettent aux structures composites étudiées pendant notre thèse de supporter des contraintes supplémentaires et, par conséquent, avoir des durées de vie en services plus longues que 56 ans.

CONCLUSION GENERALE

CONCLUSION GENERALE :

Ce travail de thèse nous a permis de développer et de caractériser des mortiers et des bétons polymères confectionnés à base des matériaux disponibles et commercialisés localement. La valorisation des ressources naturelles a pris sa part d'attention également.

Malgré leurs irrégularités de performances à cause de plusieurs facteurs (âge, région, partie de l'extraction, section transversale), les fibres ainsi que les tissus de jute sont suffisamment rigides et résistants pour être utilisés comme renfort des matériaux composites à base de résine thermodurcissable. Un autre facteur c'est l'aptitude de la résine à pénétrer à travers le renfort pour bien imprégner les agrégats et les renforts. Cette condition est vérifiée grâce à la valeur du facteur de couverture égale à 80.37%.

Les fibres naturelles végétales sont aptes à constituer une alternative prometteuse à leurs homologues synthétiques parce qu'elles ont des propriétés supérieures bénéfiques telles qu'une faible densité et un faible coût, fournissant ainsi des avantages en les incorporant dans des applications commerciales ; l'industrie automobile, les bâtiments et les constructions. Et pourtant un prétraitement chimique et/ou physique est nécessaire pour améliorer davantage leurs interfaces fibres/matrice.

La variation du taux de la résine polymère, utilisée comme liant, a une influence considérable sur les performances globales du matériau final, car la résistance à la flexion a augmenté de façon remarquable en variant le taux de résine entre 10 % et 25 %. La caractérisation du mortier et du béton polymères développés pendant notre étude a abouti à présenter le comportement fragile nécessitant le recours à l'incorporation de renforts de différentes natures. L'ajout des fibres de renforts (synthétiques et naturelles) a contribué à l'amélioration de leur comportement en termes de ductilité et de comportement post-fissuration. Bien que les fibres courtes aient un effet positif sur les résistances en flexion des bétons polymères, les mêmes types et pourcentages de ces fibres n'améliorent pas les résistances en compression. Néanmoins, les fibres courtes de jute permettent d'avoir des bétons polymères qui sont 17% et 10% plus performants en compression que leurs homologues en fibres de verre en appliquant les mêmes taux de renfort.

Le nouveau concept de BPREX développé dans le chapitre trois a permis d'atteindre des caractéristiques mécaniques très importantes en traction, flexion trois-points et en cisaillement interlaminaire. Cette amélioration est due principalement à la forme continue des

renforts surfaciques ainsi qu'au mode de renforcement extérieur. Les BPREXs sont beaucoup plus performants que le béton polymère non renforcé extérieurement en ayant la même épaisseur. Ces performances sont contrôlées majoritairement par la nature des renforts surfaciques utilisés, car les tissus de verre bidirectionnels apportent des résistances 4 fois plus grandes que celles atteintes en tissus végétaux respectivement en traction, en flexion trois-points et en cisaillement interlaminaire. L'interface entre les PRFs et le béton polymère constituant l'âme des BPREXs détermine leurs performances en flexion et en cisaillement interlaminaire ainsi que leurs modes de rupture.

Le modèle numérique développé aboutit à bonne corrélation entre les résultats numériques et ceux expérimentaux. Et pourtant une amélioration supplémentaire pourrait être effectuée, toutefois, elle nécessite d'autres essais de caractérisation afin de définir tous les paramètres du matériau avant sa modélisation.

Pour la durabilité des éprouvettes en PRFs et en BPREXs, la solution alcaline génère une fragilisation des fibres de verre, endommagement au niveau de l'interface fibres-matrice et l'hydrolyse de la résine accroît les produits nuisibles. Ces effets vont affaiblir les performances et diminuent beaucoup la durée de vie de la structure.

La perte de résistance en traction est due principalement à l'endommagement des fibres. Tandis que, celle de la résistance en flexion et en cisaillement est due à l'altération des performances de la résine et de l'interface fibre-matrice.

La dégradation des performances des PRFs ainsi que des BPREXs mise en évidence sous l'effet du milieu alcalin utilisé n'empêche le fait d'avoir des contraintes résiduelles importantes allant de 63 % à 82 % des résistances initiales avant l'exposition au milieu agressif. Ces résistances résiduelles permettent aux structures composites étudiées pendant notre thèse de supporter des contraintes supplémentaires et, par conséquent, avoir des durées de vie en services plus longues que 50 ans.

RECOMMENDATIONS

RECOMMANDATIONS :

En se basant sur les résultats des quatre chapitres de notre thèse, nous formulons les recommandations suivantes :

- ✓ Le prétraitement des fibres végétales avant leur incorporation dans les matériaux composites afin d'améliorer leur compatibilité avec les résines polymères.
- ✓ Un renforcement hybride naturel/synthétique devrait aboutir à un meilleur rapport performances/coût global des éléments structuraux.
- ✓ La caractérisation de l'interface PRF/béton polymère des BPREXs apporterait une convergence significative des résultats numériques
- ✓ La durabilité des propriétés mécaniques peut être améliorée en faisant un bon choix des résines polymères responsables de la protection chimique des fibres et des fibres convenables en fonction de leur comportement hydrophobe, en plus d'une protection supplémentaire des éléments en appliquant une couche superficielle de gelcoat empêchant la pénétration des agents agressifs vers l'intérieur des éléments.
- ✓ Un modèle prédictif précis des performances durables des BPREXs permettrait de mettre un plan de maintenance réduit en temps et en coût afin d'avoir une balance entre les caractéristiques requises et les budgets nécessaires.

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES DE LA THESE :

- [1] Florian Gehring. Etude du comportement mécanique de composites thermoplastiques renforcés de fibres courtes de chanvre : approche expérimentale et modélisation. Thèse de doctorat. Université de Lorraine 2013.
- [2] Nénonene Amen Yawo. Elaboration et caractérisation mécanique de panneaux de particules de tige de kénaf et de bioadhésifs à base de colle d'os, de tannin ou de mucilage. Thèse de doctorat. Université de Toulouse 2009.
- [3] Sofien Bouzouita. Optimisation des interfaces fibre-matrice de composites à renfort naturel. Ecole Centrale de Lyon; Ecole Nationale d'Ingénieurs de Monastir, 2011. Français. <NNT :2011ECDL0052>. <tel-00769959>
- [4] Arnaud Nicollin. Développement de matériaux composites écologiques à base de résines de tannins et de renforts de fibres végétales. Thèse de doctorat à l'université de Lorraine 2014.
- [5] Karine Charlet. Contribution à l'étude de composites unidirectionnels renforcés par des fibres de lin : relation entre la microstructure de la fibre et ses propriétés mécaniques. Matériaux. Université de Caen / Basse-Normandie, 2008. Français. <tel-01133091>.
- [6] Fayçal Mijiyawa. Formulation, caractérisation, modélisation et prévision du comportement thermomécanique des pièces plastiques et composites de fibres de bois : application aux engrenages. Thèse de doctorat. Université du Québec 2018.
- [7] Vi Vi Do Thi. Matériaux composites à fibres naturelles / polymère biodégradables ou non. Alimentation et Nutrition. Université de Grenoble, 2011. Français.
- [8] Audrey ABOT. Caractérisation des fibres longues de chanvre (*Cannabis sativa*) en vue de leurs utilisations dans des matériaux composites. Thèse de doctorat. Université de Poitiers. 2006.
- [9] M. Abdelmouleh, S. Boufi, M.N. Belgacem. Short natural-fibre reinforced polyethylene and natural rubber composites: Effect of silane coupling agents and fibres loading. *Composites Science and Technology* 67 (2007) 1627–1639.
- [10] Edwige Privas. Matériaux ligno-cellulosiques : Elaboration et caractérisation". Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2013. Français.
- [11] Hajer Rabii. Etude du vieillissement de composites renforcés par des fibres naturelles : application bâtiment. Matériaux. Université Paris-Est, 2016. Français. <NNT : 2016PESC1147>
- [12] F.P. La Mantia, M. Morreale. Green composites: A brief review. *Composites: Part A* 42 (2011) 579–588.
- [13]. Mounia MOURE – JAMAL. Evaluation de la biodégradation et de l'écotoxicité des films de paillage agricole - Etude comparative et modélisation des tests de bio-dégradabilité. Thèse de doctorat. Université du Maine 2006.
- [14] Alireza Ashori. Wood-plastic composites as promising green-composites for automotive industries. *Bioresource Technology* 99 (2008) 4661–4667.
- [15] Nemr El Hajj, Rose-Marie Dheilly, Zoheir Aboura, Malik Benzeggagh, M. Queneudec. Procédé de fabrication des composites 100% végétaux : Effet de la granulométrie des étoupes de lin et de l'ajout des bios liants = Manufacturing process of 100% vegetable composites: Effect of the flax tow grading

and the addition of biological matrix. Philippe OLIVIER et Jacques LAMON. JNC 16, Jun 2009, Toulouse, France. AMAC, 10 p., 2009.

[16] H.P.S.AbdulKhalil, A.H.Bhat,A.F.IreanaYusra. een composites from sustainable cellulose nanofibrils: A review. Carbohydrate Polymers 87 (2012) 963– 979.

[17] Holbery, J. & Houston, D. JOM (2006) 58: 80. <https://doi.org/10.1007/s11837-006-0234-2>.

[18] Lazaros Tzounis, ManfredStamm,, Subhas Debnath ,GertHeinrich, Sandip Rooj, Dieter Fischer, Edith Mader, Amit Das. High performance natural rubber composites with a hierarchical reinforcement structure of carbon nanotube modified natural fibers. Materials and Design 58 (2014) 1–11

[19] David SEDAN. Etude des interactions physico-chimiques aux interfaces fibres de chanvre/ciment. Influence sur les propriétés mécaniques du composite. THESE de doctorat. UNIVERSITE DE LIMOGES 2007.

[20] Mayssa KARRAY. Caractérisation des propriétés mécaniques et électriques des matériaux composites par méthode holographique numérique 3D et analyse diélectrique. Laboratoire d'Acoustique de l'Université du Maine 2012.

[21] ACHOUR Abderraouf. Etude des performances des mortiers renforcés de fibres naturelles : valorisation des plantes locales. Thèse de doctorat. Université Aboubakr Belkaïd– Tlemcen 2017.

[22] Hillis, W.E., 1984. High temperature and chemical effects on wood stability. Wood Science and Technology 18, 281–293.

[23] Par: Meriem EL BOUSTANI. Modification des fibres végétales par un procédé écologique: effets sur la microstructure et la compatibilité avec les matrices polymérique. Thèse de Doctorat. Université de Cadi Ayyad et de l'Université du Québec à Trois-Rivière 2016.

[24] Amaury Lepetit. Élaboration de matériaux composites à base de filaments de cellulose et de polyéthylène. Thèse de Doctorat. l'Université de Limoges 2017.

[25] Taallah bachir. Etude du comportement physico-mecanique du bloc de terre comprimée avec fibres. Thèse de doctorat en sciences. Université mohamed khider – biskra 2014.

[26] Babatounde Laibi. Comportement hygro-thermo-mécanique de matériaux structuraux pour la construction associant des fibres de kénaf à des terres argileuses. Chimie inorganique. Normandie Université 2017. Français. <NNT : 2017NORMC265>. <tel-01768564>.

[27] Fadel Ahlem. Influence des diverses modifications du Genêt d'Espagne sur les propriétés mécaniques, rhéologiques et thermiques de composites à matrice thermoplastique. Thèse de Magister. Université de Sétif-1- 2014.

[28] benoit ringuette. Matériaux composites a base de fibres de chanvre. Maitre ès sciences. Université laval 2011.

[29] Omar Faruk, Andrzej K. Bledzki, Hans-Peter Fink, Mohini Sain. Progress Report on Natural Fiber Reinforced Composites. Macromol. Mater. Eng. 2013, DOI: 10.1002/mame.201300008.

[30] Jean Luc Toupe. Optimisation des propriétés mécaniques de composites à base de fibres naturelles: Application à un composite de fibre de lin avec un mélange de polyéthylène/polypropylène d'origine post-consommation. Thèse de Doctorat. Université de Laval 2015.

[31] Paul Wambua, Jan Ivens, Ignaas Verpoest. Natural fibres: can they replace glass in fibre reinforced plastics?. Composites Science and Technology 63 (2003) 1259–1264

- [32] Jochen Gassan, Andrzej K. Bledzki. Possibilities for improving the mechanical properties of jute/epoxy composites by alkali treatment of fibres. *Composites Science and Technology* 59 (1999) 1303±1309
- [33] D. NABI SAHEB et J. P. JOG. Natural Fiber Polymer Composites: A Review. *Advances in Polymer Technology*, Vol. 18, No. 4, 351–363 (1999).
- [34] John, M.J., and Anandjiwala, R.D. 2008. Recent developments in chemical modification and characterization of natural fiber-reinforced composites. *Polymer Composites* Vol. 29(2), pp 187-202
- [35] D. Chandramohan, & .K. Marimuthu. A REVIEW ON NATURAL FIBERS. *IJRRAS* 8 (2) • August 2011.
- [36] J.L. Thomason, J. Carruthers, J. Kelly, G. Johnson, Fibre cross-section determination and variability in sisal and flax and its effects on fibre performance characterisation. *Composites Science and Technology* 71 (2011) 1008–1015.
- [37] Banu Ozgen and Hugh Gong. Yarn geometry in woven fabrics. *Textile Research Journal* 2011 81: 738.
- [38] John Summerscale, Nilmini P.J. Dissanayake, Amandeep S. Virk, Wayne Hall. A review of bast fibres and their composites. Part 1 – Fibres as reinforcements. *Composites: Part A* 41 (2010) 1329–1335.
- [39] M. Matsudaira , S. Kawabata & Masako Niwa. The effect of fibre crimp on fabric quality. *The Journal of the Textile Institute*. 75:4, 273-277.
- [40] A. C. Karmaker, A. Hoffmann, and G. Hinrichsen. Influence of Water Uptake on the Mechanical Properties of jute Fiber-Reinforced Polypropylene. *Journal of Applied Polymer Science*, Vol. 54, 1803-1807 (1994).
- [41] ASTM D 3883-99. Standard Test Methods for Yarn Crimp and Yarn Take-up in Woven Fabrics. Copyright © ASTM, 100 Barr Harbor Drive, West Conshohocken, PA 19428-2959, United States.
- [42] Kunal Singha, Mrinal Singha. Fiber Crimp Distribution in Nonwoven Structure. *Frontiers in Science* 2013, 3(1): 14-21.
- [43] G. R. S. Naylor and D. G. Phillips. Fabric-Evoked Prickle in Worsted Spun Single Jersey Fabrics Part II: The Role of Fiber Length, Yarn Count, and Fabric Cover Factor. *Textile Research Journal* . 1997 67: 354.
- [44] Betiana A. Acha, Norma E. Marcovich, Mari´a M. Reboredo. Physical and Mechanical Characterization of Jute Fabric Composites. *Journal of Applied Polymer Science*, Vol. 98, 639–650 (2005).
- [45] J. B. Hamilton (1964) 7 A general system of woven-fabric geometry, *Journal of the Textile Institute Transactions*, 55:1, T66-T82.
- [46] Chidambaram Prakash · Govindan Ramakrishnan. Effect of Blend Ratio, Loop Length, and Yarn Linear Density on Thermal Comfort Properties of Single Jersey Knitted Fabrics. *Int J Thermophys* (2013) 34:113–121.
- [47] Mulinari, D.R, Baptista, C.A.R.P, Souza, J. V. C. Mechanical Properties of Coconut Fibers Reinforced Polyester Composites. *Procedia Engineering* 10 (2011) 2074–2079
- [48] A Seyam and Aly Elshiekh. Mechanics of woven fabrics Part IV: critical review of fabric degree of tightness and its applications. *Textiles research J.* 64(11), 653-662 (1994).

- [49] Robert L Cook. A reflectance model for computer graphics. *ACM transactions on graphics*, Vol 1 No 1 January 1982 pages 7-24.
- [50] Xiaofei Ma, Jiugao Yu, John F. Kennedy. Studies on the properties of natural fibers-reinforced thermoplastic starch composites. *Carbohydrate Polymers* 62 (2005) 19–24.
- [51] A. N. J. Heyn. The Microcrystalline Structure of Cellulose in Cell Walls of Cotton, Ramie, and Jute Fibers as Revealed by Negative Staining of Sections. *The Journal of Cell Biology*, Vol. 29, No. 2 (May, 1966), pp. 181-197.
- [52] Segal, L., J. Creely, A. Martin & C. Conrad (1959) An empirical method for estimating the degree of crystallinity of native cellulose using the X-ray diffractometer. *Textile Research Journal*, 29, 786-794.
- [53] María Guadalupe Lomelí-Ramírez, Satyanarayana G. Kestur, Ricardo Manríquez-González, Setsuo Iwakiri, Graciela Bolzon de Muniz, Thais SydenstrickerFlores-Sahagun. Bio-composites of cassava starch-green coconut fiber: Part II—Structure and properties. *Carbohydrate Polymers* 102 (2014) 576– 583.
- [54] Amparo Lopez-Rubio, Bernadine M. Flanagan, Elliot P. Gilbert, Michael J. Gidley. A novel approach for calculating starch crystallinity and its correlation with double helix content: A combined XRD and NMR Study. *Biopolymers Volume 89 / Number 9*.
- [55] Huang F L, Qiu H, Guo W L. Microstructures and mechanical properties of fiber cells from *Echinocactus grusonii* cactus spine. *Sci China Tech Sci*,2014, 57: 706-712.
- [56] Nurain Johar, Ishak Ahmad, Alain Dufresne. Extraction, preparation and Characterization of cellulose fibres and nanocrystals from rice husk. *IndustrialCropsandProducts*37 (2012) 93–99.
- [57] Prafulla k. Sahoo, Sarat k. swain, pradeep k. rana, nandalal deb sarkar, anusmita sahou. Characterization and Properties of Chemically Modified *Corchorus capsularis* Jute Fiber via Pulping and Grafting: Infrared, thermogravimetric Analysis, Differential Scanning Calorimetry, Scanning Electron Microscopy, X-ray Diffraction, Biodegradation, and Superabsorbency. *Journal of Polymer Science: Part A: Polymer Chemistry*, Vol. 41, 2696–2703 (2003)
- [58] Bei Wang & Mohini Sain & Kristiina Oksman. Study of Structural Morphology of Hemp Fiber from the Micro to the Nanoscale. *Appl Compos Mater* (2007) 14:89–103.
- [59] Hanieh Kargarzadeh, Ibrahim Abdullah, Siti Yasmine Zainudin, Ishak Ahmad Alain Dufresne, Rasha M. Sheltami. Effects of hydrolysis conditions on the morphology, crystallinity, and thermal stability of cellulose nanocrystals extracted from kenaf bast fibers. *Cellulose* (2012) 19:855–866.
- [60] V. Tserki, N.E. Zafeiropoulos, F. Simon, C. Panayiotou. A study of the effect of acetylation and propionylation surface treatments on natural fibres. *Composites: Part A* 36 (2005) 1110–1118.
- [61] Min Zhi Rong, Ming Qiu Zhang, Yuan Liu, Gui Cheng Yang, Han Min Zeng. The effect of fiber treatment on the mechanical properties of unidirectional sisal-reinforced epoxy composites. *Composites Science and Technology* 61 (2001) 1437–1447.
- [62] Narendra Reddy and Yiqi Yang. Properties and potential applications of natural cellulose fibers from cornhusks. *Green Chem.*, 2005, 7, 190–195.
- [63] L. Ghali, S. Msahli, M. Zidi, F. Sakli. Effect of pre-treatment of *Luffa* fibres on the structural properties. *Materials Letters* 63 (2009) 61–63.
- [64] Goulart, S.A.S. Oliveira, T.A. Teixeira, A. Miléo, P.C. Mulinari, D.R. Mechanical Behaviour of Polypropylene Reinforced Palm Fibers Composites. *Procedia Engineering* 10 (2011) 2034–2039.

- [65] Maryam Naebe, Aysu Onur, and Xungai Wang. Plasma Assisted Finishing of Cotton Fabric with Chitosan. The 13th Asian Textile Conference Geelong, Australia, November 3 - 6, 2015, pp. xxx-xxx.
- [66] R. G. Snyder, S. L. Hsut and S. Krimm. Vibrational spectp in the C-H stretching region and the structure of the polymethylene chain. *Spectrochimica Acta* Vol. 34A, pp. 395 to 406.
- [67] Jerico Biagiotti, debora puglia, Luigi Torre, and JOSÉ M. Kenny. A Systematic Investigation on the Influence of the Chemical Treatment of Natural Fibers on the Properties of Their Polymer Matrix Composites. *POLYMER COMPOSITES*, OCTOBER 2004, Vol. 25, No. 5.
- [68] J. B. Hamilton (1964) 7—A GENERAL SYSTEM OF WOVEN-FABRIC GEOMETRY, *Journal of the Textile Institute Transactions*, 55:1, T66-T82.
- [69] Yan Li, K.L. Pickering, R.L. Farrell. Analysis of green hemp fibre reinforced composites using bag retting and white rot fungal treatments. *Industrial crops and products* 29 (2009) 420–426.
- [70] Juan I. Mora, n Æ Vera A. Alvarez Æ Viviana P. Cyras Analia Vazquez. Extraction of cellulose and preparation of nanocellulose from sisal fibers. *Cellulose* (2008) 15:149–159.
- [71] Jianxin He, Yuyuan Tang, and Shan-Yuan Wang. Differences in Morphological Characteristics of Bamboo Fibres and other Natural Cellulose Fibres: Studies on X-ray Diffraction, Solid State ¹³C-CP/MAS NMR, and Second Derivative FTIR Spectroscopy Data. *Iranian Polymer Journal*. 16 (12), 2007, 807-818.
- [72] Pakanita Muensri, Thiranan Kunanopparat, Paul Menut, Suwit Siriwattanayotin. Effect of lignin removal on the properties of coconut coir fiber/wheat gluten biocomposite. *Composites: Part A* 42 (2011) 173–179.
- [73] Vijay Kumar Thakur, Manju Kumari Thakur, ,RajuKumarGupta. Graft copolymers of natural fibers for green composites. *CarbohydratePolymers*104(2014)87–93.
- [74] Fiore T. Scalici A. Valenza. Characterization of a new natural fiber from *Arundo Donax L.* as potential reinforcement of polymer composites. *Carbohydrate Polymers* 104 (2014) 87–93.
- [75] Mizi Fan, Dasong Dai, and Biao Huang. Fourier Transform Infrared Spectroscopy for Natural Fibres. Chapte r fr om the book Four ie r Tr ans for m - Mate r ials Analys is. Intech 2012.
- [76] Bibin Mathew Cherian, Gunter Mennig, Laly a. Pothan, m. Kottaisamy, Tham Nguyen-Chung, and Sabu Thomas. a novel method for the synthesis of cellulose nanofibril whiskers from banana fibers and characterization. *j. agric. food chem.* 2008, 56, 5617–5627.
- [77] A. Elkhaoulani, F.Z. Arrakhiz, K. Benmoussa, R. Bouhfid, A. Qaiss. Mechanical and thermal properties of polymer composite based on natural fibers: Moroccan hemp fibers/polypropylene. *Materials and Design* 49 (2013) 203–208.
- [78] Bhanu K. Goriparthi, K.N.S. Suman, Nalluri Mohan Rao. Effect of fiber surface treatments on mechanical and abrasive wear performance of polylactide/jute composites. *Composites: Part A* 43 (2012) 1800–1808.
- [79] K. Murali Mohan Rao, K. Mohana Rao. Extraction and tensile properties of natural fibers: Vakka, date and bamboo. *Composite Structures* 77 (2007) 288–295.
- [80] Petch Jearanaisilawong. Investigation of Deformation and Failure Mechanisms in Woven and Nonwoven Fabrics under Quasi-Static Loading Conditions. Thesis. Massachets institute of technology. 2002.

- [81] Bassett, R. J., Postle, R., & Pan, N. (1999). Grip point spacing along the edges of an anisotropic fabric sheet in a biaxial tensile test. *Polymer Composites*, 20(2), 305–313. doi:10.1002/pc.10357.
- [82] Kuruvilla Joseph, Romildo Dias Tolêdo Filho , Beena James, Sabu Thomas Laura Hecker de Carvalho. A REVIEW ON SISAL FIBER REINFORCED POLYMER COMPOSITES. *Revista Brasileira de Engenharia Agrícola e Ambiental*, v.3, n.3, p.367-379, 1999
- [83] Oconell R A, S A Yeiser. Effect of crimp on mechanical properties of wet wool. *Textile research journal*. July 1954. Downloaded at OAKLAND UNIV on May 31, 2015
- [84] H. Ku, H. Wang, N. Pattarachaiyakoop, M. Trada. A review on the tensile properties of natural fiber reinforced polymer composites. *Composites: Part B* 42 (2011) 856–873.
- [85] Kazuya Okubo, Toru Fujii, Yuzo Yamamoto. Development of bamboo-based polymer composites and their mechanical properties. *Composites: Part A* 35 (2004) 377–383
- [86] David B. Dittenber, Hota V.S. GangaRao. Critical review of recent publications on use of natural composites in infrastructure. *Composites: Part A* 43 (2012) 1419–1429.
- [87] Marie-Joo 2016 Le Guen, Roger H, Newman, Alan Fernyhough, Stefan J, Hill and M k P. Staiger. Correlations between the physiochemical characteristics of plan fibres and their mechanical properties. *Natural Fibres: Advances in science and technology towards industrial applications, From science to market RILEM 2016 volume 12 ISSN 2211-0844 volume 12*.
- [88] N. Cordeiro, C. Gouveia, A.G.O. Moraes, S.C. Amico. Natural fibers characterization by inverse gas chromatography. *Carbohydrate Polymers* 84 (2011) 110–117.
- [89] Hui Wang, Li Huang, and Yafei Lu. Preparation and Characterization of Micro- and Nano-fibrils from Jute. *Fibers and Polymers* 2009, Vol.10, No.4, 442-445.
- [90] Judith M. Bradow and Gayle H. Davidonis. Quantitation of Fiber Quality and the Cotton Production-Processing Interface: A Physiologist's Perspective. *The Journal of Cotton Science* 4:34-64 (2000).
- [91] Ji-Zhao Liang. Predictions of Young's modulus of short inorganic fiber reinforced polymer composites. *Composites: Part B* 43 (2012) 1763–1766.
- [92] Jing Wen, Qun Wang, Qionghua JIN and zelin pan. Study on the structure, composition and performance of natural polymer. *Functional Materials Letters* Vol. 3, No. 3 (2010) 207–212.
- [93] D. Puglia , J. Biagiotti & J. M. Kenny (2005) A Review on Natural Fibre-Based Composites—Part II, *Journal of Natural Fibers*, 1:3, 23-65.
- [94] Noureddine Abidi, Eric Hequet, Dean Ethridge. Thermogravimetric Analysis of Cotton Fibers: Relationships with Maturity and Fineness. *Journal of Applied Polymer Science*, Vol. 103, 3476–3482 (2007).
- [95] Adriana Sý turcova', Geoffrey R. Davies, and Stephen J. Eichhorn. Elastic Modulus and Stress-Transfer Properties of Tunicate Cellulose Whiskers. *Biomacromolecules* 2005, 6, 1055-1061.
- [96] R.G. Elenga, G.F. Dirras, J. Goma Maniongui, P. Djemia, M. P. Biget. On the microstructure and physical properties of untreated raffia textilis fiber. *Composites: Part A* 40 (2009) 418–422.
- [97] A. O'Donnell, M.A. Dweib, R.P. Wool. Natural fiber composites with plant oil-based resin. *Composites Science and Technology* 64 (2004) 1135–1145.
- [98] Narendra Reddy and Yiqi Yang. Biofibers from agricultural byproducts for industrial applications. *TRENDS in Biotechnology* Vol.23 No.1 January 2005.

- [99] James Holbery and Dan Houston. Natural-Fiber-Reinforced Polymer Composites in Automotive Applications. JOM 2006.
- [100] F. Münder , Ch. Füll & H. Hempel (2004) Advanced Decortication Technology for Unretted Bast Fibres, Journal of Natural Fibers, 1:1, 49-65.
- [101] Hornsby Pr, Hinrichsen E, Tarverdi K, Preparation and properties of polypropylene composites reinforced with wheat and flax straw fibers, Part I : characterization. I mater sci;32: 443-449. 1997.
- [102] Kelvin Loh K.M, Willy Tan C.K, Rayson Oh H.C. DEVELOPING WOVEN ENHANCED SILK FABRIC FOR BALLISTIC PROTECTION. Solid State Phenomena Vol 185 (2012) pp 34-36.
- [103] Radko Kovar, Mehdi Kamali Dolatabadi. A new method for measuring of rupture properties of fabrics. Textile Research Journal 82(5) 417–429.
- [104] Peisakhov I L, L N Bykhover. Effect of a constant tensile load on the bending strength of glass fabrics. Steklo I keramika Vol 21 No9 pp 14-16 sept 1964.
- [105] N. K. Naik and V. K. Ganesh. Failure behavior of plain weave fabric laminates under On-axis Uniaxial tensile loading: I- analytical predictions. Journal of Composite Materials 1996 30: 1779.
- [106] Torsten Windhorst, Gordon Blount. Carbon-carbon composites: a summary of recent developments and applications. Materials and design Vol 18 No 1 pp 11-15, 1999.
- [107] Aswani Kumar Bandaru, Yogesh Sachan, Suhail Ahmad, R. Alagirusamy, Naresh Bhatnagar. On the mechanical response of 2D plain woven and 3D angle-interlock fabrics. Composites Part B (2017).
- [108] Rajesh D. Anandjiwala and G A V Leaf. Large scale extension and recovery of plain woven fabrics. Textile res. J 61 (12), 743-755 (1991).
- [109] Mark C. Symington, W.M. Banks, Opukuro David West and R.A. Pethrick. Tensile Testing of Cellulose Based Natural Fibers for Structural Composite applications. Journal of composite materials 2009 43:1083.
- [110] Chu C C and L. Welch. Characterization of morphologic and mechanical properties of surgical mesh fabrics. Journal of biomedical materials research, Vol 19, 903-916 (1985).
- [111] Jong-Sang Kim and Darrell H. wneker. Polybenzimidazole Nanofiber Produced by Electrospinning. polymer engineering and science, may 1999, vol. 39, no. 5.
- [112] Andrzej Ambroziak and Pawel Klosowski. Mechanical testing of technical woven fabrics. urnal of Reinforced Plastics and Composites 2013 32: 726.
- [113] J Catanese , D. Cooke, C. Maas, and L. Pruitt. Mechanical Properties of Medical Grade Expanded Polytetrafluoroethylene: The Effects of Internodal Distance, Density, and Displacement Rate. J Biomed Mater Res (ApplBiomater) 48: 187–192, 1999.
- [114] K. R. Sen. The elastic properties of single jute filaments: I. Measurement and Study of Young's Modulus by Flexure. Journal of the Textile Institute Transactions, 39:10, T339-T350.
- [115] Faruk Omar, Andrzej K bledzki, han peter Fink Mohini Sain. Progress Report on Natural Fiber Reinforced Composites. Macromol. Mater. Eng. 2013.
- [116] Richard J. Bassett, Ron Postle and Ning Pan. Experimental Methods for Measuring Fabric Mechanical Properties: A Review. Textile Research Journal/ 1999 69:866.

- [117] Thomas Poinot. Influence des hydroxypropylguars sur les propriétés des mortiers de ciment à l'état frais. Autre. Ecole Nationale Supérieure des Mines de Saint-Etienne, 2013. Français.
- [118] Oussama Elalaoui. Optimisation de la formulation et de la tenue aux hautes températures d'un béton à base d'époxyde. Thèse de Doctorat. Université de Tunis Elmanar et Université de Cergy-Pontoise France 2012.
- [119] Nguyen Huy Gia. Approche micromécanique pour la modélisation du comportement élastoplastique des composites : application aux mortiers de résine. Thèse de Doctorat. Université de Cergy-Pontoise 2008.
- [120] Vipulanandan C and N. Dharmarajan. Flexural Behaviour of Polyester Concrete. Department of civil engineering. University of Houston. Cement and concrete research. Vol 17, pp 219-230. 1987.
- [121] Guedes R.M. , C. M.L Tavares, A.J.M. Ferreira. Experimental and theoretical study of the creep behavior of GFRP-reinforced polymer concrete. Composites science and technology 64 (2004) 1251-1259.
- [122] Lawrence E. Kukacka. Concrete-Polymer Composites; current status and future research needs. International Symposium plastics in material and structural engineering. Prague, Czechoslovakia 1981.
- [123] J.M.L. Reis. Fracture and flexural characterization of natural fiber-reinforced polymer concrete. Construction and Building Materials 20 (2006) 673–678.
- [124] Jae-Ho Kim, Richard E. Robertson, Antoine E. Naaman. Structure and properties of poly(vinyl alcohol)-modified mortar and concrete. Cement and Concrete Research 29 (1999) 407–415.
- [125] Alessandra F. Baldissera, Marta K. Schütz, Felipe D. Vecchia, Marcus Seferin, Rosane Ligabue, Sonia C. Menezes, Sandra Einloft. Epoxy-modified Portland cement: effect of the resin hardener on the chemical degradation by carbon dioxide. 13th International Conference on Greenhouse Gas Control Technologies, GHGT-13, 14-18 November 2016, Lausanne, Switzerland. Energy Procedia 114 (2017) 5256 – 5265.
- [126] Yoshihiko Ohama. Handbook of polymer-modified concrete and mortars: Properties and Process Technology. Noyes Publications ISBN O-8155-1358-5. Park Ridge, New Jersey, U.S.A 1995.
- [127] R. Wang, G. WANG, P. Wang. Status of Research and Application of Concrete-Polymer Composites in China. Advanced Materials Research . ISSN: 1662-8985, Vol. 1129, pp 59-68.
- [128] Raphael Contamine. Contribution à l'étude du comportement mécanique de composites textile-mortier: application à la réparation et/ou renforcement de poutres en béton armé vis-à-vis de l'effort tranchant. Thèse de Doctorat à l'Université Claude Bernard - Lyon I, 2011. Français.
- [129] David G. Manning and Brian B. Hope. The effect of porosity on the compressive strength and elastic modulus of polymer impregnated concrete. Cement and concrete research. Vol. 1, pp. 631-644, 1971.

- [130] David W. Fowler, Donald R. Paul, Piti Yimprasert. Corrosion protection of reinforced steel provided by polymer-impregnated concrete. Research report 114-2. Center for highway research. The university of texas at Austin. Research study 3-9-71-114. USA 1974.
- [131] Pierre-Claude Aitcin. Cements of yesterday and today Concrete of tomorrow. Cement and Concrete Research 30 (2000) 1349-1359.
- [132] Moropoulou A, A. Bakolas, S. Anagnostopoulou. Composite materials in ancient structures. Cement & Concrete Composites 27 (2005) 295–300.
- [133] Hanna Y. Ghorab, Jeahne Ragai, Adel Antar. Surface and bulk properties of ancient Egyptian mortars. Part I: X-ray diffraction studies. Cement and concrete research. Vol. 16, pp. 813-822, 1986.
- [134] Regourd M, Kerisel J, Deletie P, Haguenaer B. Microstructure of mortars from three egyptian pyramids. Cement and concrete research. Vol. 18, pp. 81-90, 1988.
- [135] J Murali Krishnan and KR Rajagopal. Review of the uses and modeling of bitumen from ancient to modern times. Appl Mech Rev vol 56, no 2, March 2003.
- [136] J. Connan. molecular archaeology reveals secrets of past civilizations Use and trade of bitumen in antiquity and prehistory. , Phil. Trans. R. Soc. Lond. B 33-50354 1999.
- [137] J. Connan. Use and trade of bitumen in antiquity and prehistory: molecular archaeology reveals secrets of past civilizations. Philosophical transactions of the royal society B 1999, 354, 33-50.
- [138] Cresson L. Improved Manufacture of rubber road-facing, rubber-flooring rubber-tiling or other rubber lining', British Patent 191, 474, 12 Jan. 1923, Cited by (Ohama Y. 'Polymer-Based Admixtures'. Cement and Concrete composites J. 1998, 20, pp 189-212.
- [139] Yoshihiko Ohama. Polymer-based Admixtures. Cement and concrete composites 20 (1998) 189-212.
- [140] M.A. Islam, M.M. Rahman and M. Ahmed. Polymer-modified Concrete: World Experience and Potential for Bangladesh. The Indian ConCreTe Journal january 2011.
- [141] Cooke B. Giles. Cork composition and processes for their preparation. patented mar. 8, 1949
- [142] Johannes Jaenicke, Hermann Miedei, Otto Schwcitzer. Molding synthetic resins. United States. American Lurgi Corp. patented 1943.
- [143] Nadarajah M, Upali G Fernando. Development of natural rubber latex Portland cement mixes for engineering applications. Rubber research institute Srilanka (1978) 55, 5-12.
- [144] Nutt O. W. An evaluation of a polymer cement composite. Composites june 1970.
- [145] Wagner B. Herman. Methylcellulose in Water-Retentive Hydraulic Cements. Ind. Eng. Chem., 1960, 52 (3), pp 233–234.
- [146] Ohama, Y., ‘Study on Properties and Mix Proportioning of Polymer Modified Mortars for Buildings (in Japanese),’ Report of the Building Research Institute, No. 65, p. 120 (Oct. 1973).

- [147] International Congress on Polymer Concretes. & Concrete Society (Great Britain). (1976). *Polymers in concrete : proceedings of the first International Congress on Polymer Concretes*. Lancaster [Eng] : Construction Press.
- [148] Amal Bourguiba. *Comportement rhéologique, ouvrabilité et durabilité des mortiers à base de résine époxyde*. Thèse de Doctorat à l'Université de Cergy Pontoise. 2016.
- [149] Rachid Berbaoui. *Identification et analyse de l'endommagement par fatigue des matériaux granulaires à base polymère*. Thèse de Doctorat. Université du Maine 2010.
- [150] Rakesh Kumar. *A review on Epoxy and Polyester based polymer concrete and exploration of polyfurfuryl alcohol as polymer concrete*. Hindawi publishing corporation. *Journal of polymers*. Vol. 2016, ID 7249749. Pages 13.
- [151]. J.M.L. Reis, A.J.M. Ferreira. *Assessment of fracture properties of epoxy polymer concrete reinforced with short carbon and glass fibers*. *Construction and Building Materials* 18 (2004) 523–528.
- [152] Seung-Wan Son, Jung Heum Yeon. *Mechanical properties of acrylic polymer concrete containing methacrylic acid as an additive*. *Construction and Building Materials* 37 (2012) 669–679.
- [153] Jane Proszek Gorninski, Denise C. Dal Molin, Claudio S. Kazmierczak. *Study of the modulus of elasticity of polymer concrete compounds and comparative assessment of polymer concrete and portland cement concrete*. *Cement and Concrete Research* 34 (2004) 2091–2095.
- [154] J.M.L. Reis. *Fracture and flexural characterization of natural fiber-reinforced polymer concrete*. *Construction and Building Materials* 20 (2006) 673–678.
- [155] Hisham Abdel-Fattah, Moetaz M. El-Hawary. *Flexural behavior of polymer concrete*. *Construction and Building Materials* 13 1999 253]262.
- [156] D. Van Gemert. *Contribution of Concrete-Polymer Composites to Sustainable Construction and Conservation Procedures. Restoration of Buildings and Monuments* Vol. 18, No. 3/4, 143–150 (2012).
- [157] Raman Bedi, Rakesh Chandra, S.P.Singh. *Mechanical Properties of Polymer Concrete*. *Journal of Composites* Volume 2013, Article ID 948745, 12 pages.
- [158] Cardon A. H, Hiel C.C. *Durability analysis of adhesive joints. Adhesion between polymers and concrete. Proceedings of an international symposium organized by RILEM technical committee 52*. September 1986.
- [159] Ioana ION, José BARROSO AGUIAR, Nicolae ANGELESCU, Darius STANCIU. *Properties of polymer modified concrete in fresh and hardened state*. *Advanced Materials Research* Vol. 687 (2013) pp 204-21.
- [160] F. Cortes, G. Castillo. *Comparison between the dynamical properties of polymer concrete and grey cast iron for machine tool applications*. *Materials and Design* 28 (2007) 1461–1466.
- [161] Ergun Ates, Mahmut Nedim Gerger. *Usability of Polymer Concrete as a Machine-Making Material Regarding Fatigue Strength*. *World Journal of Engineering and Technology*, 2013, 1, 59-64.
- [162] D.W. Fowler. *Polymers in concrete: a vision for the 21st century*. *Cement & Concrete Composites* 21 (1999) 449-452.

- [163] Gonzalo Marti´nez-Barrera, Susana Herna´ndez-Lopez, Uriel Texcalpa Villarruel, Witold Brostow Enrique Viguera-Santiago. Compressive Strength of Gamma-Irradiated Polymer Concrete. *Polymer Composites*, 29(11), 1210–1217. doi:10.1002/pc.20432.
- [164] Seyed Farhad Nabavi. Performance of polymer-concrete composites in service life of maritime structures. Doctoral Thesis. University of Sydney 2014.
- [165] Michelle Miller. *Polymers in cementitious materials*. Rapra technology limited. ISBN: 1-85957-491-2.
- [166] Reis J.M.L. Fracture assessment of polymer concrete in chemical degradation solutions. *Construction and building materials* 24 (2010) 1708-1712.
- [167] M. Golestaneh, G. Amini, G.D. Najafpour and M.A. Beygi. Evaluation of Mechanical Strength of Epoxy Polymer Concrete with Silica Powder as Filler. *World Applied Sciences Journal* 9 (2): 216-220, 2010.
- [168] Mustapha Bouakba, Abderrezak Bezazi, Katarzyna Boba, Fabrizio Scarpa, Stuart Bellamy. Cactus fibre/polyester biocomposites: Manufacturing, quasi-static mechanical and fatigue characterisation. *Composites Science and Technology* 74 (2013) 150–159.
- [169] R.M. Guedes, C.M.L. Tavares, A.J.M. Ferreira. Experimental and theoretical study of the creep behavior of GFRP-reinforced polymer concrete. *Composites Science and Technology* 64 (2004) 1251–1259.
- [170] M. U. K. Afridi, Y. Ohama, M. Zafar Iqbal & K. Demura. Water Retention and Adhesion of Powdered and Aqueous Polymer-Modified Mortars. *Cement & Concrete composites* 17 (1995) 119-124.
- [171] Rebeiz, K. S., Serhal, S. P., & Craft, A. P. (2004). Properties of Polymer Concrete Using Fly Ash. *Journal of Materials in Civil Engineering*, 16(1), 15–19. doi:10.1061/(asce)0899-1561(2004)16:1(15).
- [172] Miguel Ángel Pindado, Antonio Aguado, Alejandro Josa. Fatigue behavior of polymer-modified porous concretes. *Cement and Concrete Research* 29 (1999) 1077–1083.
- [173] Abdel-Mohsen O. Mohamed, Maisa El Gamal. Hydro-mechanical behavior of a newly developed sulfur polymer concrete. *Cement & Concrete Composites* 31 (2009) 186–194.
- [174] J.M.L. Reis. Effect of aging on the fracture mechanics of unsaturated polyester based on recycled PET polymer concrete. *Materials Science and Engineering A* 528 (2011) 3007–3009.
- [175] Gian Domenico Soraru, Pierpaolo Tassone. Mechanical durability of a polymer concrete: a Vickers indentation study of the strength degradation process. *Construction and Building Materials* 18 (2004) 561–566.
- [176] J. Monteny, N. De Belie, E. Vincke, W. Verstraete, L. Taerwe. Chemical and microbiological tests to simulate sulfuric acid corrosion of polymer-modified concrete. *Cement and Concrete Research* 31 (2001) 1359–1365.
- [177] Peter Duxson, John L. Provis, Grant C. Lukey, Jannie S.J. van Deventer. The role of inorganic polymer technology in the development of ‘green concrete’. *Cement and Concrete Research* 37 (2007) 1590–1597.

- [178] Leone, M., Aiello, M. A. The Influence of Service Temperature on Bond between FRP Reinforcement and Concrete. *Fédération Internationale du Béton Proceedings of the 2nd International Congress June 5-8, 2006 – Naples, Italy.*
- [179] Leon Agavrioloaie, Stefan Oprea, Marinela Barbuta, Florentina Luca. Characterisation of polymer concrete with epoxy polyurethane acryl matrix. *Construction and Building Materials* 37 (2012) 190–196.
- [180] Huang, J., & Aboutaha, R. (2010). Environmental Reduction Factors for GFRP Bars Used as Concrete Reinforcement: New Scientific Approach. *Journal of Composites for Construction*, 14(5), 479–486. doi:10.1061/(asce)cc.1943-5614.0000122.
- [181] Huiying Zhang. An evaluation of the durability of polymer concrete bonds to aluminum bridge decks. Thesis in Virginia Polytechnic institute 1999.
- [66] Wei, S., Mandel, J. and Said, S., 1986: Study of Interface Strength in Steel Fibre Reinforced Cement-based Composites, *J. Am. Conc. Inst.*, 83, 597-605.
- [182] Yoshihiko Ohama. Concrete-Polymer Composites – The Past, Present and Future Concrete-Polymer Composites – The Past, Present and Future. *Key Engineering Materials Vol. 466* (2011) pp 1-14.
- [183][<https://www.usinenouvelle.com/article/le-beton-polymere-devient-incombustible.N56522>].
- [184] Jérémie Aucher. Etude comparative du comportement composites à matrice thermoplastique ou thermodurcissable. INSA de Rouen, 2009. Français. <NNT : 2009ISAM0012>.
- [185] Stéphanie Jager. Les résines composites fluides: données actuelles. Thèse de Doctorat à l'Université de Henri Poincaré Nancy I 2011.
- [186] Raju Thomas, Ding Yumei, He Yuelong, Yang Le, Paula Moldenaers, Yang Weimin, Tibor Czigan, Sabu Thomas. Miscibility, morphology, thermal, and mechanical properties of a DGEBA based epoxy resin toughened with a liquid rubber. *Polymer* 49 (2008) 278-294.
- [187] Sharifah H. Aziz, Martin P. Ansell. The effect of alkalization and fibre alignment on the mechanical and thermal properties of kenaf and hemp bast fibre composites: Part 1 – polyester resin matrix. *Composites Science and Technology* 64 (2004) 1219–1230.
- [188] Yeong-Show Yang, Laurent Suspene. Curing of unsaturated polyester resins: studies and simulations in pre-gel state. *Polymer engineering and science* 1991 Vol. 31, No. 5.
- [189] C. Vipulanandan, E. Paul. Characterization of Polyester Polymer and Polymer Concrete. *Journal of Materials in Civil Engineering* Vol. 5, Issue 1 February 1993.
- [190] Vipulanandan C, Dharmarajan N. Flexural behavior of polyester polymer concrete. *Cement and concrete research*. Vol. 17, pp. 219-230, 1987.
- [191] Haidar Murhaf . Optimisation et durabilité des micro-bétons à base d'époxyde. Thèse de Doctorat Université de Cergy-Pontoise 2011.
- [192] J.P. Gorninski, D.C. Dal Molin, C.S. Kazmierczak. Comparative assessment of isophthalic and orthophthalic polyester polymer concrete: Different costs, similar mechanical properties and durability. *Construction and Building Materials* 21 (2007) 546–555.

- [193] Garas V. Y, Vipulanandan C. Review of polyester polymer concrete properties. Center for innovative grouting materials and technology (CIGMAT). University of Houston, department of civil and environmental engineering 1998.
- [194] Karina Tonet, Camila Goetze, Jane Gorninski, Cláudio Kazmierczak. Concreto polímero com resina reciclada: uma análise do comportamento dos agregados areia média e pó de brita. Xii encontro nacional de tecnologia do ambiente construído 2008.
- [195] M.M. Shokrieh, M. Heidari-Rarani, M. Shakouri, E. Kashizadeh. Effects of thermal cycles on mechanical properties of an optimized polymer concrete. *Construction and Building Materials* 25 (2011) 3540–3549.
- [196] Ghania Mirouzi, Bachir Redjel, Raoul Jauberthie. Formulation et comportement mécanique de micro-bétons à matrice de résine polyester. *Nature & Technologie A- Sciences fondamentales et Engineering*, n° 09/Juin 2013. Pages 19-27.
- [197] Lokuge WP, Aravinthan T. Mechanical properties of polymer concrete with different types of resin. In: *Proceeding of ACMSM 22: from materials to structures: advancement through innovation*. Sydney, Australia; December 11–14, 2012.
- [198] Martínez-Barrera, G., Menchaca-Campos, C., & Gencel, O. (2013). Polyester polymer concrete: Effect of the marble particle sizes and high gamma radiation doses. *Construction and Building Materials*, 41, 204–208.
- [199] Ronald F. Zollo. Fiber-reinforced concrete: an overview after 30 years of development. *Cement and concrete composites* 19 (1997) 107-122.
- [200] Wafa FF. Properties and applications of fiber reinforced concrete. *JKAU: Eng. Sci.* 1990;2:49–63.
- [201] Ferreira, A. J. M., Tavares, C., & Ribeiro, C. (2000). Flexural Properties of Polyester Resin Concretes. *Journal of Polymer Engineering*, 20(6). doi:10.1515/polyeng.2000.20.6.459
- [202] Wongpa, J., Kiattikomol, K., Jaturapitakkul, C., & Chindapasirt, P. (2010). Compressive strength, modulus of elasticity, and water permeability of inorganic polymer concrete. *Materials & Design*, 31(10), 4748–4754.
- [203] Osama Mohammed Elmardi Suleiman Khayal. Literature review on imperfection of composite laminated plates. *Journal of Microscopy and Ultrastructure* xxx (2017) xxx–xxx.
- [204] Matthews F. L, Rawlings R. D. *Composite materials: Engineering and science*. Woodhead Publishing limited. ISBN 978-1-85573-473-9.
- [205] Graeme W. Milton. *The theory of composites*. Cambridge University press. ISBN 0-511-04092-X eBook.
- [206] D. R. Lesuer, C. K. Syn, O. D. Sherby, J. Wadsworth. Mechanical behaviour of laminated metal composites. *International Materials Reviews* 1996 Vol. 41 -No.5.
- [207] Jeffrey Wadsworth*, Donald R. Lesuer. Ancient and modern laminated composites from the Great Pyramid of Gizeh to Y2K. *Materials Characterization* 45 (2000) 289-313.
- [208] Bryan A. Cheeseman, Travis A. Bogetti. Ballistic impact into fabric and compliant composite laminates. *Composite Structures* 61 (2003) 161–173.

- [209] DeFu Liu, YongJun Tang, W.L. Cong. A review of mechanical drilling for composite laminates. *Composite Structures* 94 (2012) 1265–1279.
- [210] John Summerscales. *Microstructural characterisation of fibre-reinforced composites*. Woodhead Publishing ISBN 1 85573 240 8.
- [211] D. NABI SAHEB and J. P. JOG. Natural Fiber Polymer Composites: A Review. *Advances in Polymer Technology*, Vol. 18, No. 4, 351–363 (1999).
- [212] Kovacevic T, Rusmirovic J, Tomic Nataš, Marinovic-Cincovic M, Kamberovic Ž, Tomic Miloš, Marinkovic A, New composites based on waste PET and non-metallic fraction from waste printed circuit boards: Mechanical and thermal properties, *Composites Part B* (2017), doi: 10.1016/j.compositesb.2017.06.020.
- [213] S. Mishra, A.K. Mohanty, L.T. Drzal, M. Misra, S. Parija, S.K. Nayak, S.S. Tripathy. Studies on mechanical performance of biofibre/glass reinforced polyester hybrid composites. *Composites Science and Technology* 63 (2003) 1377–1385.
- [214] William D. Callister Jr., David G. Rethwisch. *Materials Science and Engineering An Introduction Textbook Chapter 16 & 17* Ryerson University. ISBN: 978-1-119-40549-8.
- [215] Tamer Sinmazçelik, Egemen Avcu, Mustafa Özgür Bora, Onur Çoban. A review: Fibre metal laminates, background, bonding types and applied test methods. *Materials and Design* 32 (2011) 3671–3685.
- [216] G. Reyes V., W.J. Cantwell. The mechanical properties of fibre-metal laminates based on glass fibre reinforced polypropylene. *Composites Science and Technology* 60 (2000) 1085–1094.
- [217] L.B. Voegelé, A. Vlot. Development of fibre metal laminates for advanced aerospace structures. *Journal of Materials Processing Technology* 103 (2000) 1-5.
- [218] A. ASUNDI, Alta Y.N. CHOI. Fiber Metal Laminates: An Advanced Material for Future Aircraft. *Journal of Materials Processing Technology* 63 (1997) 384-394.
- [219] Lin C. T, Kao P. W, Yang F. S. Fatigue behaviour of carbon fibre-reinforced aluminium laminates. *Composites*. Volume 22. Number2. March 1991
- [220] Gunnink L. B. Voegelé. New developments in Arall laminates. . ICAS-88-5.10.3.
- [221] Mohammad Reza Aram, Christoph Czaderski, Masoud Motavalli. Debonding failure modes of flexural FRP-strengthened RC beams. *Composites: Part B* 39 (2008) 826–841.
- [222] J.F. Chen, J.G. Teng. Shear capacity of FRP-strengthened RC beams: FRP debonding. *Construction and Building Materials* 17 (2003) 27–41.
- [223] M. Maalej, K.S. Leong. Effect of beam size and FRP thickness on interfacial shear stress concentration and failure mode of FRP-strengthened beams. *Composites Science and Technology* 65 (2005) 1148–1158.
- [224] Lelli Van Den Eijnde, Lei Zhao, Frieder Seible. Use of FRP composites in civil structural applications. *Construction and Building Materials* 17 (2003) 389–403.
- [225] Y. Xiao. Applications of FRP Composites in Concrete Columns. *Advances in Structural Engineering* Vol. 7 No. 4 2004.

- [226] A. S. Herrmann, J. Nickel* & U. Riedel. Construction materials based upon biologically renewable resources-from components to finished parts. *Polymer Degradation and Stability* 59 (1998) 251-261.
- [227] R.D. Adams , M.R. Maheri. D amping in advanced polymer–matrix composites. *Journal of Alloys and Compounds* 355 (2003) 126–130.
- [228] J.R. Cromwell, K.A. Harries, B.M. Shahrooz. Environmental durability of externally bonded FRP materials intended for repair of concrete structures. *Construction and Building Materials* 25 (2011) 2528–2539.
- [229] Mahmut Ekenel, Andrea Rizzo, John J. Myers, and Antonio Nann. Flexural Fatigue Behavior of Reinforced Concrete Beams Strengthened with FRP Fabric and Precured Laminate Systems. *Journal of composites for construction* © asce / september/october 2006.
- [230] L.C. Hollaway. A review of the present and future utilisation of FRP composites in the civil infrastructure with reference to their important in-service properties. *Construction and Building Materials* 24 (2010) 2419–2445.
- [231] Hamid Rahimi, and Allan Hutchinson. Concrete beams strengthened with externally bonded frp plates. *J. Compos. Constr.* 2001.5:44-56.
- [232] Laura De Lorenzis and Antonio Nanni. Shear Strengthening of Reinforced Concrete Beams with Near-Surface Mounted Fiber-Reinforced Polymer Rods. *ACI Structural Journal*. Title no. 98-S6. January-February 2001.
- [233] Philip A. Ritchie, David A. Thomas, Le-Wu Lu, Guy M. Connelly. External Reinforcement of Concrete Beams Using Fiber-Reinforced Plastics. 1990. ATLSS Reports. ATLSS report number 90-06.
- [234] Andrea Rizzo, Laura De Lorenzis. Behavior and capacity of RC beams strengthened in shear with NSM FRP reinforcement. *Construction and Building Materials* 23 (2009) 1555–1567.
- [235] L. De Lorenzis, J.G. Teng. Near-surface mounted FRP reinforcement: An emerging technique for strengthening structures. *Composites: Part B* 38 (2007) 119–143.
- [236] Davood Mostofinejad, Amirhomayoon Tabatabaei Kashani. Experimental study on effect of EBR and EBROG methods on debonding of FRP sheets used for shear strengthening of RC beams. *Composites: Part B* 45 (2013) 1704–1713.
- [237] Christopher K. Y. Leung, M.ASCE, Zhongfan Chen, Stephen Lee, Mandy Ng, Ming Xu Jianmao Tang. Effect of Size on the Failure of Geometrically Similar Concrete Beams Strengthened in Shear with FRP Strips. *J. Compos. Constr.* 2007.11:487-496.
- [238] Meier U. Strengthening of structures using carbon fibre/epoxy composites. *Construction and building materials*, vol. 9, No. 6, pp. 341-351.1995.
- [239] Edson Cocchieri Botelho, Rogério Almeida Silva, Luiz Cláudio Pardini, Mirabel Cerqueira Rezende. A Review on the Development and Properties of Continuous Fiber/epoxy/aluminum Hybrid Composites for Aircraft Structures. *Materials Research*, Vol. 9, No. 3, 247-256, 2006.
- [240] Subhan Ali, Naman Jain, V.K. Singh. Review on Mechanical Properties of Sisal Fibre Reinforced Composites. *Proceedings of AETSD 2017*. ISBN: 978-81-935237-6-6.

- [241] S. LUO, A. N. NETRAVALI. Interfacial and mechanical properties of environment-friendly “green” composites made from pineapple fibers and poly(hydroxybutyrate-co-valerate) resin. *Journal of materials science* 34 (1999) 3709 – 3719.
- [242] M.S. Sreekala, Jayamol George, M.G. Kumaran, Sabu Thomas. The mechanical performance of hybrid phenol-formaldehyde-based composites reinforced with glass and oil palm fibres. *Composites Science and Technology* 62 (2002) 339–353.
- [243] Omar Ateeq Mahmood. Comportement unilatéral dans les milieux fibreux. *Mécanique [physics]*. Université Pierre et Marie Curie - Paris VI, 2016. Français. <NNT : 2016PA066012>. <tel-01347990>.
- [244] Galuszynski S. Structure and tightness of woven fabrics. *Indian journal of textile research*. Vol. 12, june 1987, pp. 71-77.
- [245] P.J. Herrera-Franco, A. Valadez-Gonzalez. A study of the mechanical properties of short natural-fiber reinforced composites. *Composites: Part B* 36 (2005) 597–608.
- [246] M.M. Kabir, H. Wang, K.T. Lau, F. Cardona. Chemical treatments on plant-based natural fibre reinforced polymer composites: An overview. *Composites: Part B* 43 (2012) 2883–2892.
- [247] Vladimir V. Bolotin. Delaminations in composite structures: its origin, buckling, growth and stability. *Composites: Part B* 27B (1996) 129-145.
- [248] H.M. Akil, M.F. Omar, A.A.M. Mazuki, S. Safiee, Z.A.M. Ishak, A. Abu Bakar. Kenaf fiber reinforced composites: A review. *Materials and Design* 32 (2011) 4107–4121.
- [249] Mariano Pracella, Md. Minhaz-Ul Haque, and Vera Alvarez. Functionalization, Compatibilization and Properties of Polyolefin Composites with Natural Fibers. *Polymers* 2010, 2, 554-574.
- [250] Abdullah-Alkafi and Z. M. Abedin. Study on the mechanical properties of jute/glass fiber-reinforced unsaturated polyester hybrid composites: effect of surface modification by Ultraviolet Radiation. *Journal of reinforced plastics and composites*, Vol. 25, No. 6/2006.
- [251] Rana A. K, A. Mandal, B. C. Mitra, R. Jacobson, R. Rowell, A. N. Banerjee. Short jute fiber-reinforced polypropylene composites: effect of compatibilizer. *Journal of applied polymer science*. Vol 69, 329-338 (1988).
- [252] Md. Rezaur Rahman, Md. Monimul Huque, Md. Nazrul Islam, Mahbub Hasan. Improvement of physico-mechanical properties of jute fiber reinforced polypropylene composites by post-treatment. *Composites: Part A* 39 (2008) 1739-1747.
- [253] Boopalan M, M. Niranjanaa, M.J. Umopathy. Study on the mechanical properties and thermal properties of jute and banana fiber reinforced epoxy hybrid composites. *Composites: Part B* 51 (2013) 54-57.
- [254] Liu X. Y, G. C. Dai. Surface modification and micromechanical properties of jute fiber mat reinforced polypropylene composites. *eXpress Polymer letters* Vol.1, No.5 (2007) 299-307.
- [255] Gowda. T.Munikenche, A.C.B.Naidu, Rajput Chhaya. Some mechanical properties of untreated jute fabric- reinforced polyester composites. *Journal of composites: Part A* 30 277-284, 1999.

- [256] J.F. Chen, J.G. Teng. Shear capacity of FRP-strengthened RC beams: FRP debonding. *Construction and Building Materials* 17 (2003) 27–41.
- [257] G. Spadea; F. Bencardino/ and R. N. Swamy. Structural behavior of composite rc beams with externally bonded cfrp. *J. Compos. Constr.* 1998.2:132-137.
- [258] S.T. Smith, J.G. Teng. FRP-strengthened RC beams. I: review of debonding strength models. *Engineering Structures* 24 (2002) 385–395.
- [259] M. Jawaid, H.P.S. Abdul Khalil, A. Abu Bakar. Woven hybrid composites: Tensile and flexural properties of oil palm-woven jute fibres based epoxy composites. *Materials Science and Engineering A* 528 (2011) 5190–5195.
- [260] M. Thiruchitrabalam, A.Alavudeen, A.Athijayamani, N.Venkateshwaran, A.Elaya Perumal. Improving mechanical properties of banana/kenaf polyester hybrid composites using sodium lauryl sulfate treatment. *Materials Physics and Mechanics* 8 (2009) 165-173
- [261] R.G. Cuntze, A. Freund. The predictive capability of failure mode concept-based strength criteria for multidirectional laminates. *Composites Science and Technology* 64 (2004) 343–377.
- [262] Triantafilou T. C, Plevris N. Strengthening of RC beams with epoxy-bonded fibres-composite materials. *Materials and structures* 1992. 25, 201-211.
- [263] Mahmoud N. Nahas. Sruvey of failure and post-failure theories of laminated fiber-reinforced composites. *Composites technology review*. Winter 1986.
- [264] Hind Abdellaoui, Hala Bensalah, Jamal Echaabi, Rachid Bouhfid, Abouelkacem Qaiss, Fabrication, Charcaterization and modeling of laminated composites based on woven jute fibers reinforced epoxy resin, *Materials and Design*, 68, 104-113, 2015.
- [265] Paul Wambua, Jan Ivens, Ignaas Verpoest. Natural fibres: can they replace glass in fibre reinforced plastics?. *Composites Science and Technology* 63 (2003) 1259–1264.
- [266] DeFu Liu a, YongJun Tang b,c , W.L. Cong. A review of mechanical drilling for composite laminates. *Composite Structures* 94 (2012) 1265–1279.
- [267] LeifE. Asp. Transverse failure initiation in polymer composites. PhD dissertation. Division of polymer engineering. Lulea university of technology. ISSN 0348-8373.
- [268] Enboa Wu and Kae Shyu. Response of Composite Laminates to Contact Loads and Relationship to Low-Velocity Impact. 1993 27: 1443 *Journal of Composite Materials*. DOI: 10.1177/002199839302701502.
- [269] Pruttipong Pantamanatsopa, Warunee Ariyawirianan, Tawatchai Meekeaw, Rattiyakom Suthamyong, Ketsara Arrub , Hiroyuki Hamada, Effect of modified jute fiber on mechanical properties of green rubber composite. *Energy Procedia* 56, 641-647, 2014.
- [270] A. Valadez-Gonzalez, J.M. Cervantes-Uc, R. Olayo, P.J. Herrera-Franco. Effect of fiber surface treatment on the fiber–matrix bond strength of natural fiber reinforced composites. *Composites: Part B* 30 (1999) 309–320.
- [271] Zhihang Fan, Michael H. Santare, Suresh G. Advani. Interlaminar shear strength of glass fiber reinforced epoxy composites enhanced with multi-walled carbon nanotubes. *Composites: Part A* 39 (2008) 540–554.

- [272] A. P. Mouritz, J. Gallaghef & A. A. Goodwin. FLEXURAL STRENGTH AND INTERLAMINAR SHEAR STRENGTH OF STITCHED GRP LAMINATES FOLLOWING REPEATED IMPACTS. *Composites Science and Technology* 57 (1997) 509-522.
- [273] Lin Ye. Role of matrix resin in delamination onset and growth in composite laminates. *Composites sciences and technology* 33 (1988) 257-277.
- [274] Xue-Mei Li, Yu Ji, Yong Yin, Yun-Yan Zhang, Yu Wang, Tao He. Origin of delamination/adhesion in polyetherimide/polysulfone co-cast membranes. *Journal of Membrane Science* 352 (2010) 173–179.
- [275] Charles H. Keilers, JR and Fu-Kuo Chang. Analysis Experiments and--Identifying Delamination in Composite Beams Using Built-In Piezoelectrics: Part I. *Journal of Intelligent Material Systems and Structures* DOI: 10.1177/1045389X9500600506.
- [276] Garden H. N, hollaway L. C. An experimental study of the failure modes of reinforced concrete beams strengthened with prestressed carbon composite plates. *Composites Par B* 29B (1998) 411-424.
- [277] Laura De Lorenzis, Brian Miller, Antonio Nanni. Bond of FRP laminates to concrete. *ACI Materials Journal*, Vol. 98, No. 3, May -June 2001, pp. 256-264.
- [278] Delphine Triche. Étude numérique et expérimentale des transferts couplés de masse et de chaleur dans l'absorbeur d'une machine à absorption ammoniac-eau.. *Mécanique des fluides [physics.classph]*. Université Grenoble Alpes, 2016. Français. <NNT : 2016GREAI095>. <tel-01696252>.
- [279] P. D. Soden, M. J. Hinton, A. S. Kaddour. Lamina properties, lay-up configurations and loading conditions for a range of fibre reinforced composite laminates. *Failure Criteria in Fibre Reinforced Polymer Composites*. Chapter 2. <https://doi.org/10.1016/B978-0-080-44475-8.X5000-8>.
- [280] H. Poincaré. Sur les hypotheses fondamentales de la géométrie. *Bulletin de la S. M. F.* tome 15 (1887), p. 203-216.
- [281] www.larousse.fr
- [282] Jean-Marie Berthelot. *Composite Materials. Mechanical Behavior and Structural Analysis*. ISBN 978-1-4612-6803-1 ISBN 978-1-4612-0527-2 (eBook). DOI 10.1007/978-1-4612-0527-2.
- [283] Yves Perrot. Influence des propriétés de la matrice sur le comportement mécanique de matériaux composites verre/polyester utilisés en construction navale de plaisance - Cas des résines polyester limitant les émissions de styrène. Thèse de Doctorat. Université de Bretagne Sud. 2006.
- [284] Richard Ntenga. Modélisation multi-échelle et caractérisation de l'anisotropie élastique de fibres végétales pour le renforcement de matériaux composites. *Biologie végétale*. Université Blaise Pascal - Clermont-Ferrand II; Université de Yaoundé, 2007. Français. <NNT : 2007CLF21759>.
- [285] Seng C. Tan. A Progressive Failure Model for Composite Laminates Containing Openings. 1991 25: 556 *Journal of Composite Materials*. DOI: 0.1177/002199839102500505.

- [286] Laurent Van Belle. Analyse, modélisation et simulation de l'apparition de contraintes en fusion laser métallique. Mécanique des solides [physics.class-ph]. INSA de Lyon, 2013. Français. <NNT 2013ISAL0116>.
- [287] Nicolas Renon. Simulation numérique par éléments finis des grandes déformations des sols : application à la scarification. Mécanique [physics.med-ph]. École Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2002. Français.
- [288] D. Rouby cours introduction aux matériaux composites INSA de Lyon http://acversailles.free.fr/documentation/08~Documentation_Generale_M_Suire/Construction/Construction_Stratifie/Conception/Resistance_statique_des_composites.pdf
- [289] Jean-Marie Berthelot. Composite Materials. Mechanical Behavior and Structural Analysis. ISBN 978-1-4612-6803-1 ISBN 978-1-4612-0527-2 (eBook). DOI 10.1007/978-1-4612-0527-2.
- [290] Isaac M. Daniel, Ori Ishai. Engineering mechanics of composite materials. Oxford university press, Inc. 1994. ISBN 0-19-507506-4.
- [291] Juliette Payan. Etude du comportement de composites stratifiés sous chargement statique et de fatigue. Mécanique [physics.med-ph]. Université de la Méditerranée - Aix-Marseille II, 2004. Français.
- [292] Bohan Xu. Modélisation du comportement mécanique d'assemblages bois avec prise en compte de critères de rupture. Génie des procédés. Université Blaise Pascal - Clermont-Ferrand II, 2009. Français. <NNT : 2009CLF21956>. <tel-00725264>
- [293] A. Turon, P.P. Camanho, J. Costa, C.G. Davila. A damage model for the simulation of delamination in advanced composites under variable-mode loading. Mechanics of Materials 38 (2006) 1072–1089.
- [294] U. A. Khashaba. Bending Loads Fatigue and Reliability Analysis of Unidirectional GFRP Composites under Rotating. Journal of Composite Materials 2003 37: 317
DOI: 10.1177/0021998303037004680.
- [295] N.J. Pagano. Exact Solutions for Composite Laminates in Cylindrical Bending. Journal of Composite Materials 1969 3-398. DOI: 10.1177/002199836900300304
- [296] LeifE. Asp. Transverse failure initiation in polymer composites. Doctoral thesis. Division of polymer engineering. Lulea university of technology. ISSN 0348-8373.
- [297] Pagano N. J. Stress fields in composite laminates. international journal solids structures. 1978, vol. 14, pp. 385-400.
- [298] Carlos G. Dávila, Navin Jaunky, Sanjib Goswami. Failure criteria for FRP laminates in plane stress. 44th AIAA/ASME/ASCE/AHS Structures, Structural Dynamics, and Materials Conference 7-10 April 2003, Norfolk, Virginia.
- [299] R.H. Lopez, L.F.F. Miguel, I.M. Belo, J.E. Souza Cursi. Advantages of employing a full characterization method over FORM in the reliability analysis of laminated composite plates Composite Structures 107 (2014) 635–642
- [300] O. Konur, F. L. Matthews. Effect of the properties of the constituents on the fatigue performance of composites: a review. Composites, vol 20 No 4 July 1989.

- [301] Oral Buyukozturk, Oguz Gunes, Erdem Karaca. Progress on understanding debonding problems in reinforced concrete and steel members strengthened using FRP composites. *Construction and Building Materials* 18 (2004) 9–19.
- [302] Bouazza Hadjer. Recyclage des matériaux composites thermodurcissables à usage naval. Thèse de Magister. Université d'Oran 2011.
- [303] Philippe CASTAING. Vieillissement des matériaux composites verre-polyester en milieu marin: délaminage d'origine osmotique. Thèse de Doctorat. Institut national polytechnique de Toulouse France 1992.
- [304] Francesca Ceroni, Edoardo Cosenza, Manfredi Gaetano, Marisa Pecce. Durability issues of FRP rebars in reinforced concrete members. *Cement & Concrete Composites* 28 (2006) 857–868.
- [305] Anne Hallonet. Développement et caractérisation d'un matériau composite à base de fibres de lin : application au renforcement de structures en béton par collage externe. *Matériaux*. Université de Lyon, 2016. Français. <NNT : 2016LYSE1111>.
- [306] Mufti A. A, Onofrei M, Benmokrane B, Banthia N, Boulfiza M, Newhook J. P, Bakht B, Tadros G. S, Brett P. Field study of glass-fibre-reinforced polymer durability in concrete. *Canadian Journal of Civil Engineering*, 2007, 34:355-366, <https://doi.org/10.1139/106-138>.
- [307] A. Prick and A. Pissart. Variations Dilatométriques de Cylindres de Roches Calcaires Subissant des Cycles de Gel-Dégel. *Permafrost and Periglacial Processes*, Vol. 4: 1-15 (1993).
- [308] Abdeldjelil Belarbi, P.E., F.ASCE, Huanzi Wang, P.E., M.ASCE. Bond Durability of FRP Bars Embedded in Fiber-Reinforced Concrete. *JOURNAL OF COMPOSITES FOR CONSTRUCTION*. J. Compos. Constr. 2012.16:371-380.
- [309] Juan C. Lucas, Julio Borrajo, Roberto J. J. Williams. Cure of unsaturated polyester resins: 1. Heat of copolymerization and glass transition temperature. *Polymer* vol. 34, No 15 1993.
- [310] Wellington Chu, Lixin Wu, Vistasp M.Karbhari. Durability evaluation of moderate temperature cured E-glass/vinylester systems. *Composite Structures* 66 (2004) 367–376.
- [311] Guglielmo Carra, Valter Carvelli. Ageing of pultruded glass fibre reinforced polymer composites exposed to combined environmental agents. *Composite Structures* 108 (2014) 1019–1026.
- [312] Huanzi Wang, Abdeldjelil Belarbi. Flexural durability of FRP bars embedded in fiber-reinforced-concrete. *Construction and Building Materials* 44 (2013) 541–550.
- [313] Matthias Rouch. Influence d'un vieillissement hygrothermique sur la morphologie et sur les propriétés mécaniques d'un composite bio-sourcé : polyester insaturé-fibres de lin. *Journées Nationales sur les Composites 2017*, Jun 2017, 77455 Champs-sur-Marne, France. <hal-01621615>.
- [314] Chaupart N, Serpe G, Verdu J. Molecular weight distribution and mass changes during polyamide hydrolysis. *Polymer* vol. 39 No 6-7, pp. 1375-1382. 1998.
- [315] Kamdem D. P, Pizzi A, Jermannaud A. Durability of heat-treated wood. *Holz als Roh und Werkstoff* 60 (2002) 1-6. Doi 10.1007/800107-001-0261-1.

- [316] Rod L. Borup, John R. Davey, Fernando H. Garzon, David L Wood, Michael A. Inbody. PEM fuel cell electrocatalyst durability measurements. *Journal of Power Sources* 163 (2006) 76–81.
- [317] Yasushi Miyano* and Masayuki Nakada. Accelerated Testing for Long-term Durability of FRP Laminates for Marine Use. *Journal of COMPOSITE MATERIALS*, Vol. 39, No. 1/2005.
- [318] Vistasp M. Karbhari, Maria Araceli Abanilla. Design factors, reliability, and durability prediction of wet layup carbon/epoxy used in external strengthening. *Composites: Part B* 38 (2007) 10–23.
- [319] George Wypych. *Weathering of plastics. Testing to mirror real life performance. Plastics design library* 1999. ISBN 1-884207-75-8.
- [320] Firas Sayed Ahmad. *Mise en précontrainte des Bétons Fibré à ultra haute performance (BFUHP) à l'aide de matériaux composites en carbone (PRFC). Matériaux. Université Paris-Est, 2011. Français. <NNT : 2011PEST1163>.*
- [321] A. S. M. Kamal, M. Boulfiza, A.M.ASCE. durability of GFRP Rebars in Simulated Concrete Solutions under Accelerated Aging Conditions. *JOURNAL OF COMPOSITES FOR CONSTRUCTION*. J. Compos. Constr. 2011.15:473-481.
- [322] Litherland K. L, Oakley D. R, Proctor B. A. The use of accelerated ageing procedures to predict the long term strength of GRC composites. *Cement and concrete research*. Vol. 11, pp. 455-466, 1981.
- [323] Jianwei Huang, S.M.ASCE, Riyad Aboutaha, M.ASCE. Environmental Reduction Factors for GFRP Bars Used as Concrete Reinforcement: New Scientific Approach. *Journal of composites for construction*. J. Compos. Constr. 2010.14:479-486.
- [324] G. P. Bierwagen. The science of durability of organic coatings: a foreword. *Progress in Organic Coatings*, 15 (1987) 179 – 195.
- [325] Valter Dejke and Ralejs Tepfers. Durability and service life prediction of GFRP for concrete reinforcement. *FRPRCS-5: Fibre-reinforced plastics for reinforced concrete structures Volume 1*. January 2001, 505-514.
- [326] Francesco Micelli, Antonio Nanni. Durability of FRP rods for concrete structures. *Construction and Building Materials* 18 (2004) 491–503.
- [327] Moyeenuddin Ahmad Sawpan, Abdullah A. Mamun, Peter G. Holdsworth, Peter Renshaw. Quasi-static and dynamic mechanical elastic moduli of alkaline aged pultruded fibre reinforced polymer composite rebar. *Materials and Design* 46 (2013) 277–284.
- [328] Jong-Pil Won, Yi-Na Yoon, Byung-Tak Hong, Tei-Joon Choi, Su-Jin Lee. Durability characteristics of nano-GFRP composite reinforcing bars for concrete structures in moist and alkaline environments. *Composite Structures* 94 (2012) 1236–1242.
- [329] H. S. Oh, D. Y. Moon, S D. Kim. An investigation on durability of mixture of alkali-resistant glass and epoxy for civil engineering application. *The twelfth east Asia-Pacific Conference on structural engineering and construction. Procedia Engineering* 14 (2011) 2223–2229.

- [330] R. Griffiths, A. Ball. An assessment of the properties and degradation behaviour of glass-fibre-reinforced polyester polymer concrete. *Composites Science and Technology* 60 (2000) 2747-2753.
- [331] Mathieu Robert, Brahim Benmokrane. Combined effects of saline solution and moist concrete on long-term durability of GFRP reinforcing bars. *Construction and Building Materials* 38 (2013) 274–284.
- [332] J.M.L. Reis. Fracture assessment of polymer concrete in chemical degradation solutions. *Construction and Building Materials* 24 (2010) 1708–1712.
- [333] J.M.L. Reis. Mechanical characterization of polymer mortars exposed to degradation solutions. *Construction and Building Materials* 23 (2009) 3328–3331.
- [334] A.M. Visco, L. Calabrese, P. Cianciafara. Modification of polyester resin based composites induced by seawater absorption. *Composites: Part A* 39 (2008) 805–814.
- [335] Huang Gu. Behaviours of glass fibre/unsaturated polyester composites under seawater environment. *Materials and Design* 30 (2009) 1337–1340.
- [336] J.P. Gorninski, D.C. Dal Molin, C.S. Kazmierczak. Strength degradation of polymer concrete in acidic environments. *Cement & Concrete Composites* 29 (2007) 637–645.
- [337] Bank C. Lawrence, Moshe Puterman, Amnon Katz. The effect of material degradation on bond properties of fiber reinforced plastic reinforcing bars in concrete. *ACI materials journal*, vol. 95, no. 3 may-june 1998.
- [338] B. Singh, M. Gupta, Anchal Verma. The durability of jute fibre-reinforced phenolic composites. *Composites Science and Technology* 60 (2000) 581-589.
- [339] Pedro V. Marcal • Nobuki Yamagata. Design and Analysis of Reinforced Fiber Composites. *Design and Analysis of Reinforced Fiber Composites*, Online ISBN978-3-319-20007-1.
- [340] Heshmati M, Haghani R, Al-Emrani M, Environmental Durability of Adhesively Bonded FRP/Steel Joints in Civil Engineering Applications: State of the Art, *Composites Part B* (2015), doi: 10.1016/j.compositesb.2015.07.014.
- [341] Gilbert Nkurunziza, Ahmed Debaiky, Patrice Cousin and Brahim Benmokrane. Durability of GFRP bars: A critical review of the literature. *Prog. Struct. Engng Mater.* 2005; 7:194–209.
- [342] Gyorgy L. Balazs, Adorjan Borosnyoi. Long-term behavior of FRP. *Composites in construction. International Workshop on Composites in Construction. July 20-21, 2001 | Capri, Italy.* [https://doi.org/10.1061/40596\(264\)10](https://doi.org/10.1061/40596(264)10).
- [343] Rajan Sen. Developments in the durability of FRP-concrete bond: review. *Construction and Building Materials* 78 (2015) 112–125.
- [344] Kader Laoubi, Ehab El-Salakawy, Brahim Benmokrane. Creep and durability of sand-coated glass FRP bars in concrete elements under freeze/thaw cycling and sustained loads. *Cement & Concrete Composites* 28 (2006) 869–878.

- [345] Zhiqiang Dong, GangWu, BoXu, Xin Wang. Luc Taerwe. Bond durability of BFRP bars embedded in concrete under seawater conditions and the long-term bond strength prediction. *Materials and Design* 92 (2016) 552–562.
- [346] Zike Wang, Xiao-Ling Zhao, Guijun Xian, Gang Wu, R.K. Singh Raman, Asadul Haque, Saad Al-Saadi. Long-term durability of basalt- and glass-fibre reinforced polymer (BFRP/GFRP) bars in seawater and sea sand concrete environment. *Construction and Building Materials* 139 (2017) 467–489.
- [347] J.J. Myers & S.S. Murthy. Effect of combined environmental cycles on the bond of FRP sheets to concrete. *Proceedings Composites In Construction, 2001 International Conference, Porto, Portugal, October 10-12, 2001.*
- [348] Khedoudja Laoubi. Etude du vieillissement d'un matériau composite en verre/polyester insaturé utilise dans la fabrication des bateaux de pêche et de plaisance. Thèse de Magister. Université M'hamed bougara de Boumerdes 2009.
- [349] Jean-François Lebel. Etude des effets de l'humidité sur les composites recouverts de gelcoat. Mémoire de maîtrise ès. Université de Montréal 1999.
- [350] A. Kootsookos, A.P. Mouritz. Seawater durability of glass- and carbon-polymer composites. *Composites Science and Technology* 64 (2004) 1503–1511.
- [351] Moyeenuddin Ahmad Sawpan, Abdullah A. Mamun, Peter G. Holdsworth. Long term durability of pultruded polymer composite rebar in concrete environment. *Materials and Design* 57 (2014) 616–624.
- [352] Brahim Benmokrane, Peng Wang, Tan Minh Ton-That, Habib Rahman, Jean-Francois Robert. Durability of Glass Fiber-Reinforced Polymer Reinforcing Bars in Concrete Environment. *Journal of composites for construction. J. Compos. Constr.* 2002.6:143-153.
- [353] Shrestha, Justin; Zhang, Dawei; Ueda, Tamon. Durability Performances of Carbon Fiber-Reinforced Polymer and Concrete-Bonded Systems under Moisture conditions. *Journal of composites for construction*, 20(5): 0401602.
- [354] Rebecca Ann Walker, Vistasp M. Karbhari. Durability based design of FRP jackets for seismic retrofit. *Composite Structures* 80 (2007) 553–568.
- [355] David B. Dittenber, Hota V.S. GangaRao. Critical review of recent publications on use of natural composites in infrastructure: review. *Composites: Part A* 43 (2012) 1419–1429.
- [356] Hwai-Chung Wu, An Yan. Time-dependent deterioration of FRP bridge deck under freeze/thaw conditions. *Composites: Part B* 42 (2011) 1226–1232.
- [357] O. Chaallal, M.-J. Nollet, and D. Perraton. Strengthening of reinforced concrete beams with externally bonded fiber-reinforced-plastic plates: design guidelines for shear and flexure. *Can. J. Civ. Eng.* 25: 692–704 (1998).
- [358] H. M. Hamidah, N. Gowripalan, N. M. Fadhil. ABSORPTION OF ARAMID PRESTRESSING RODS IN AGGRESSIVE SOLUTIONS. *JOURNAL OF COMPOSITES FOR CONSTRUCTION. J. Compos. Constr.* 2001.5:254-257.
- [359] Jong-Pil Won, Chan-Gi Park. Effect of Environmental Exposure on the Mechanical and Bonding Properties of Hybrid FRP Reinforcing Bars for Concrete Structures. *Journal of composite materials*, Vol. 40, No. 12/2006.

- [360] Asifuz Zaman, Saud A Gutub, Mahmoud A Wafa. A review on FRP composites applications and durability concerns in the construction sector. *Journal of Reinforced Plastics and Composites* 32(24) 1966–1988.
- [361] Mohamed A. S. Moahmed. Influence de la valorization des microfibers végétales sur la formulation et la résistance aux cycles de gel-dégel de BAP. Thèse de Doctorat. Université de Cergy-Pontoise. Ecole Doctorale sciences et ingénierie 2011.
- [362] Tarek H Almusallam, Yousef A Al-Salloum, Saleh H Alsayed, Sherif El-Gamal, Mohammed Aqel. Tensile properties degradation of glass fiber-reinforced polymer bars embedded in concrete under severe laboratory and field environmental conditions. *Journal of Composite Materials* 47(4) 393–407.
- [363] shashidhara Marikunte, Corina Aldea, Surendra P. Shah. Durability of glass fiber reinforced cement composites: effect of silica fume and metakaolin. *Advanced Cement Based Materials*. 5 :100-108. 1997.
- [364] Galais J. G, K. J. M. Soderholm. Influence of filler type and water exposure on flexural strength of experimental composite resins. *Journal of Dental Research*. Vol 67, Issue 5, pp. 836 – 840. 1988.