



HAL
open science

Influence de la pré-imprégnation sur le comportement mécanique des composites verre-matrice ettringitique : étude expérimentale et numérique

Omayma Homoro

► **To cite this version:**

Omayma Homoro. Influence de la pré-imprégnation sur le comportement mécanique des composites verre-matrice ettringitique : étude expérimentale et numérique. Génie civil. Université de Lyon, 2019. Français. NNT : 2019LYSE1239 . tel-02447566

HAL Id: tel-02447566

<https://theses.hal.science/tel-02447566v1>

Submitted on 24 Jan 2020

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

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



N°d'ordre NNT : 2018LYSE1239

THÈSE de DOCTORAT DE L'UNIVERSITE DE LYON

opérée au sein de

l'Université Claude Bernard Lyon 1

École Doctorale MEGA ED162

Mécanique, Énergétique, Génie-Civil, Acoustique

Spécialité de doctorat : Génie Civil

Discipline : Matériaux et structures

Soutenue publiquement le 20/11/2019, par :

Omayma HOMORO

**Influence de la pré-imprégnation sur le comportement
mécanique des composites verre-matrice ettringitique.**

Etude expérimentale et numérique

Devant le jury composé de :

DE FELICE Gianmarco, Professeur, Université de Rome III

Président

BIGAUD David, Professeur, Université Angers

Rapporteur

TYSMANS Tine, Professeure, Vrije Universiteit Brussel

Rapporteuse

GABOR Aron, Maître de conférences HDR, Université Lyon 1

Examineur

BARANGER Thouraya, Professeure, Université Lyon 1

Directeur de thèse

MICHEL Marie, Maître de conférences, Université Lyon 1

Co-directeur de thèse

BOUZOUITA Sofien, Docteur, Fibroline Lyon

Invité

UNIVERSITE CLAUDE BERNARD - LYON 1

Président de l'Université

M. le Professeur Frédéric FLEURY

Président du Conseil Académique

M. le Professeur Hamda BEN HADID

Vice-président du Conseil d'Administration

M. le Professeur Didier REVEL

Vice-président du Conseil Formation et Vie Universitaire

M. le Professeur Philippe CHEVALIER

Vice-président de la Commission Recherche

M. Fabrice VALLÉE

Directrice Générale des Services

Mme Dominique MARCHAND

COMPOSANTES SANTE

Faculté de Médecine Lyon Est – Claude Bernard

Directeur : M. le Professeur G.RODE

Faculté de Médecine et de Maïeutique Lyon Sud – Charles Mérieux

Directeur : Mme la Professeure C. BURILLON

Faculté d'Odontologie

Directeur : M. le Professeur D. BOURGEOIS

Institut des Sciences Pharmaceutiques et Biologiques

Directeur : Mme la Professeure C. VINCIGUERRA

Institut des Sciences et Techniques de la Réadaptation

Directeur : M. X. PERROT

Département de formation et Centre de Recherche en Biologie Humaine

Directeur : Mme la Professeure A-M. SCHOTT

COMPOSANTES ET DEPARTEMENTS DE SCIENCES ET TECHNOLOGIE

Faculté des Sciences et Technologies

Directeur : M. F. DE MARCHI

Département Biologie

Directeur : M. le Professeur F. THEVENARD

Département Chimie Biochimie

Directeur : Mme C. FELIX

Département GEP

Directeur : M. Hassan HAMMOURI

Département Informatique

Directeur : M. le Professeur S. AKKOUCHE

Département Mathématiques

Directeur : M. le Professeur G. TOMANOV

Département Mécanique

Directeur : M. le Professeur H. BEN HADID

Département Physique

Directeur : M. le Professeur J-C PLENET

UFR Sciences et Techniques des Activités Physiques et Sportives

Directeur : M. Y. VANPOULLE

Observatoire des Sciences de l'Univers de Lyon

Directeur : M. B. GUIDERDONI

Polytech Lyon

Directeur : M. le Professeur E.PERRIN

Ecole Supérieure de Chimie Physique Electronique

Directeur : M. G. PIGNAULT

Institut Universitaire de Technologie de Lyon 1

Directeur : M. le Professeur C. VITON

Ecole Supérieure du Professorat et de l'Education

Directeur : M. le Professeur A. MOUGNIOTTE

Institut de Science Financière et d'Assurances

Directeur : M. N. LEBOISNE

Remerciements

Les travaux de recherche présentés dans ce mémoire ont été réalisés au sein du Laboratoire des Matériaux Composites pour la Construction (LMC2) de l'Université Claude Bernard Lyon 1. A ce titre, je remercie son directeur Monsieur Emmanuel Ferrier pour son accueil et sa gentillesse.

Je tiens à adresser toute ma gratitude à ma directrice de thèse Madame Thouraya Baranger pour l'orientation, la confiance et le partage de ses connaissances. Son expérience scientifique, la justesse de ses conseils, ses encouragements et sa disponibilité ont été un soutien indispensable pour franchir chacune des étapes de ce travail.

Je suis extrêmement reconnaissante envers mon encadrante de thèse Madame Marie Michel de m'avoir encadrée et soutenue tout au long de ces trois années de thèse. Son investissement personnel, ses conseils et ses suggestions ont constitué un apport considérable sans lequel ce travail n'aurait pas pu être mené au bon port.

Mes vifs remerciements vont également aux membres du jury qui m'ont fait l'honneur d'accepter de juger mon travail et d'être présent pour ma soutenance. Je remercie Monsieur David Bigaud et Madame Tine Tysmans d'avoir accepté d'être rapporteurs de ce mémoire de thèse. Je remercie également les examinateurs Messieurs Gianmarco De Felice et Aron Gabor. Je suis honorée qu'ils aient accepté de consacrer leur temps et leur expertise à ces travaux.

Je souhaite également remercier Monsieur Sofien Bouzouita pour son aide précieuse et ses conseils à propos de la pré-imprégnation des fils et des textiles de verre dans la société Fibroline.

J'aimerais remercier l'ensemble des permanents du laboratoire LMC2 pour les moments agréables que nous avons pu partager. Un grand merci aux techniciens Emmanuel Janin et Norbert Cottet pour leur support technique, leur bonne humeur et leur sympathie.

Je désire remercier également l'ensemble des doctorants du laboratoire pour l'ambiance chaleureuse qu'ils ont su créer et qui a contribué à la réalisation de ce travail. Un merci plus particulier à Mohamed pour son soutien quasi quotidien, ses bons conseils, son encouragement dans les moments les plus difficiles, son écoute et les moments agréables que nous avons pu partager.

De plus, je souhaite remercier mes amies qui m'ont apporté leur soutien moral pendant ces années d'études. Merci donc à Kaoutar, Sara, Soumia et khadija.

Je remercie chaleureusement mes parents, pour leur soutien inconditionnel, leurs encouragements, leur affection et leur confiance. Je leur suis éternellement reconnaissante de m'avoir donnée les moyens d'arriver jusqu'ici. Un grand merci à mes sœurs Sabra et Nihale pour leur soutien et surtout leur amour.

Enfin, j'envoie toutes mes pensées et mes remerciements à Achraf qui a su me soutenir et encourager dans mes projets depuis 7 ans et qui a cru en moi quand je ne m'en sentais pas capable. Ton amour, ton support et ta patience ont été la lumière qui a éclairé ma vie.

Résumé

Ces dernières années, les matériaux composites à matrices minérales ont suscité un grand intérêt dans le domaine du génie civil, en raison de leurs multiples avantages tels que la grande résistance en traction, le comportement pseudo-ductile, la facilité de mise en œuvre, la non-toxicité et la compatibilité aux substrats. Toutefois, l'efficacité de ces composites est souvent limitée du fait de la faible adhérence du renfort avec la matrice. Cela est dû à la faible pénétration des particules de la matrice entre les filaments internes du fil, ce qui entraîne une rupture prématurée du matériau. Ce travail a pour but d'améliorer l'adhérence fil-matrice par pré-imprégnation du renfort, afin d'optimiser le comportement mécanique des composites. Deux méthodes de pré-imprégnation ont été utilisées : pré-imprégnation classique par voie humide et pré-imprégnation par voie sèche. Cette dernière se base sur l'application d'un champ électrostatique alternatif permettant la pénétration de la poudre au sein du renfort. La première méthode a déjà été utilisée dans la littérature et a permis d'améliorer les propriétés mécaniques du composite. Cependant, son utilisation reste limitée aux éléments préfabriqués simples contrairement à la deuxième méthode qui peut être appliquée pour réaliser des éléments de construction de grande taille, ou bien pour le renforcement et la réparation des structures in situ.

La présente étude s'appuie sur une analyse multi-échelles permettant d'aborder le problème d'adhérence à l'échelle d'interface (fil-matrice) et à l'échelle du composite (fil-matrice et textile-matrice). Tout d'abord, des essais d'arrachement ont été conduits sur des fils de verre enrobés dans une matrice ettringitique. Huit configurations ont été étudiées afin d'évaluer l'effet du processus de pré-imprégnation et le type des matériaux de pré-imprégnation à sec. Il en sort que le comportement d'arrachement est amélioré par pré-imprégnation du fil par voie humide et sèche mais, précisons que par voie sèche, l'amélioration est significative seulement dans le cas d'utilisation de poudre de particules très fines. Une modélisation numérique de l'essai d'arrachement a été également réalisée afin d'identifier les propriétés d'interface fil-matrice.

En se basant sur ces résultats, une étude expérimentale et numérique du comportement en traction des composites fil-matrice a été ensuite réalisée. Cinq configurations ont été retenues, après avoir écarté les prétraitements de fil ayant eu un effet néfaste sur l'adhérence fil-matrice. Il s'est avéré que les deux procédés contribuent à une augmentation significative des propriétés mécaniques du composite. De plus, un modèle numérique 3D a été développé pour simuler l'essai de traction d'un composite sec et pré-imprégné. Il a permis d'une part de prédire le comportement global du matériau et d'autre part d'apporter une meilleure compréhension de ce comportement grâce à l'analyse des états de déformation et de contrainte au niveau du fil, de la matrice et de l'interface.

Enfin, une comparaison de l'effet des deux procédés de pré-imprégnation a été établie à l'échelle du composite textile-matrice au moyen d'essais de traction et d'analyse de corrélation d'image. Cinq différents types de tissu de verre unidirectionnel ont été utilisés. La pré-imprégnation par voie sèche a démontré la plus forte amélioration des performances du composite quel que soit le grammage du tissu, contrairement à la pré-imprégnation par voie humide qui trouve sa limite quand le textile devient dense.

Mots clés : multi-filament de verre, matrice ettringitique, pré-imprégnation, adhérence fil-matrice, essai d'arrachement, essai de traction, éléments finis.

Abstract

In recent years, mineral matrix composites have gained great interest in the field of civil engineering, thanks to their multiple advantages such as high tensile strength, pseudo-ductile behavior, ease of implementation, non-toxicity and substrate compatibility. However, the efficiency of these composites is often limited because of the low adhesion of the reinforcement to the matrix. This is due to the low penetrability of matrix particles into the space between the inner filaments of the yarn, which leads to premature failure of the material. The purpose of this work is to improve the yarn-matrix adhesion by pre-impregnating the reinforcement in order to optimize the mechanical behavior of composites. Two pre-impregnation methods were used : conventional pre-impregnation in a wet manner and pre-impregnation in a dry manner. This last is based on an alternating electrostatic field used to impregnate yarns with powder. The first method has already been used in the literature and has improved the mechanical properties of the composite. However, it is suited only for the manufacturing of simple prefabricated elements, unlike the second method, which can be applied for the construction of large elements, or for strengthening or repairing structures in site.

This study is based on a multi-scale analysis to investigate the bond problem at the interface scale (yarn-matrix) and at the composite scale (yarn-matrix and textile-matrix). First, pull-out tests were conducted on glass yarns embedded in an ettringitic matrix. Eight configurations were studied to evaluate the effect of the pre-impregnation process and the type of dry pre-impregnation powders. It results that the pull-out behavior is improved by pre-impregnating the yarn in wet and dry manner but, it should be noted that in dry process, the improvement is significant only when using very fine particle powders. A numerical modeling of the pull-out test was also carried out in order to identify the yarn-matrix interface properties.

Based on these results, an experimental and numerical study of the tensile behavior of yarn-matrix composites was then carried out. Five configurations were selected, after excluding the yarn pre-treatments that had a negative effect on the yarn-matrix bond. It was found that both processes contribute to a significant increase in the mechanical properties of the composite. In addition, a 3D numerical model has been developed to simulate the tensile test of a dry and pre-impregnated composite. It allowed on the one hand to predict the global behavior of the material and on the other hand to provide a better understanding of this behavior by analyzing the deformation and stress states at the level of the yarn, the matrix and the interface.

Finally, a comparison of the effect of the two pre-impregnation processes was established at the textile-matrix composite scale by means of tensile tests and image correlation analysis. Five different types of unidirectional glass fabric were used. The dry pre-impregnation has shown the best improvement in composite performance regardless of fabric density, unlike the wet pre-impregnation, which has its limits when the textile becomes dense.

Keywords : multifilament glass, ettringitic matrix, pre-impregnation, yarn-matrix bond, pullout test, tensile test, finite elements.

Table des matières

Remerciments	i
Résumé	iii
Abstract	iv
Table des matières	v
Table des figures	x
Liste des tableaux	xviii
Introduction	1
1 Revue bibliographique	5
1.1 Introduction	7
1.2 Constitution d'un TRC	7
1.2.1 Matrices minérales	7
1.2.1.1 Compositions et propriétés des matrices des TRC	7
1.2.1.2 Systèmes de liant alternatif	9
1.2.1.3 Modification des matrices TRC par l'ajout de fibres courtes . .	12
1.2.2 Renforts	13
1.2.2.1 Introduction	13
1.2.2.2 Présentation des fibres suivant leur nature	14
1.2.2.3 Architecture du renfort	16
1.3 Procédés de production de TRC	17
1.3.1 Coulage	18
1.3.2 Laminage	18
1.3.3 Projection	19
1.3.4 Techniques dérivées du principe de pultrusion	19
1.3.4.1 Pultrusion	19
1.3.4.2 Imprégnation mécanique	20
1.3.4.3 Le compactage	21

1.3.5	Autres techniques	21
1.4	Etude de l'adhérence dans un TRC	22
1.4.1	Adhérence fil-matrice : échelle microscopique	22
1.4.2	Mécanisme d'adhérence	23
1.4.3	Amélioration de l'adhérence	26
1.4.3.1	Pré-imprégnation du renfort	26
1.4.3.2	Effet du module d'élasticité du renfort	33
1.4.3.3	Effet du procédé de production	33
1.4.4	Modélisation	35
1.5	Comportement mécanique d'un TRC en traction	37
1.5.1	Description du comportement en traction d'un TRC	37
1.5.2	Paramètres influençant le comportement en traction du TRC	38
1.5.2.1	Nature de la matrice	39
1.5.2.2	Nature des fibres	39
1.5.2.3	Nombre de filaments par fil	39
1.5.2.4	Taux de renfort	40
1.5.2.5	Procédé de cure	41
1.5.3	Modes de rupture du TRC	41
1.6	Conclusion	42
2	Caractérisation des matériaux	45
2.1	Introduction	47
2.2	Caractérisation du fil multi-filament	47
2.2.1	Données du fabricant	47
2.2.2	Caractérisation physique du fil	48
2.2.2.1	Masse linéique du fil	48
2.2.2.2	Teneur en eau du fil	48
2.2.2.3	Observation par tomographie à rayons x	49
2.2.3	Caractérisation mécanique du fil	49
2.2.3.1	Préparation des éprouvettes	49
2.2.3.2	Protocole expérimental	50
2.2.3.3	Configurations expérimentales	50
2.2.3.4	Résultats expérimentaux	51
2.3	Caractérisation des textiles	59
2.3.1	Types de textiles utilisés	59
2.3.2	Caractérisation physique et mécanique	60
2.4	Caractérisation de la matrice	62
2.4.1	Composition de la matrice K3	62

2.4.2	Evaluation de l'hydratation par analyse thermogravimétrique et calorimétrique différentielle	63
2.4.3	Caractérisation de la consistance	64
2.4.4	Temps de prise	65
2.4.5	Caractérisation mécanique	65
2.4.5.1	Mesure de la résistance en compression	66
2.4.5.2	Mesure de la résistance en traction	68
3	Etude du comportement à l'arrachement d'un fil de verre enrobé dans une matrice ettringitique	73
3.1	Introduction	75
3.2	Procédure de caractérisation expérimentale du comportement à l'arrachement du fil	75
3.2.1	Préparation des éprouvettes	75
3.2.2	Protocole expérimental	77
3.2.3	Configurations expérimentales	77
3.2.4	Pré-imprégnation du fil par voie sèche avec le procédé 'Fibroline'	79
3.2.4.1	Principe, fonctionnement et domaines d'application	79
3.2.4.2	Mode opératoire	81
3.3	Résultats expérimentaux	82
3.3.1	Comportement global	82
3.3.1.1	Fil sec (S)	82
3.3.1.2	Fil pré-imprégné par voie humide (PH)	83
3.3.1.3	Fil pré-imprégné par voie sèche (PS)	84
3.3.1.4	Eprouvettes après essai d'arrachement	84
3.3.2	Exploitation des résultats	85
3.3.2.1	Méthodologie d'exploitation des résultats expérimentaux	85
3.3.2.2	Comparaison des résultats entre les différentes configurations	87
3.4	Modélisation de l'essai d'arrachement	97
3.4.1	Modélisation analytique et calibrage de l'essai d'arrachement	97
3.4.1.1	Introduction	97
3.4.1.2	Description du modèle	98
3.4.1.3	Résultats de la modélisation analytique de l'essai d'arrachement	100
3.4.2	Modélisation numérique et calibrage de l'essai d'arrachement	100
3.4.2.1	Introduction	100
3.4.2.2	Géométrie et chargement	101
3.4.2.3	Caractéristiques de modélisation	102
3.4.2.4	Pilotage du chargement	105
3.4.2.5	Etude du maillage	106
3.4.2.6	Résultats des simulations numériques	107

3.5	Conclusion	109
4	Etude expérimentale et numérique du comportement en traction des composites fil-matrice	111
4.1	Introduction	113
4.2	Procédure expérimentale	113
4.2.1	Préparation des éprouvettes	113
4.2.2	Protocole expérimental de l'essai de traction	115
4.3	Résultats et analyse	116
4.3.1	Comportement global	116
4.3.1.1	Composite 1F	116
4.3.1.2	Composite 3F	116
4.3.1.3	Mode de rupture	118
4.3.2	Exploitation des résultats	119
4.3.2.1	Méthodologie d'exploitation des résultats expérimentaux	119
4.3.2.2	Tableau des résultats	120
4.3.2.3	Influence de la pré-imprégnation et du taux de renfort	120
4.3.2.4	Analyse microstructurale	124
4.4	Modélisation numérique	128
4.4.1	Introduction	128
4.4.2	Géométrie et chargement	128
4.4.3	Caractéristiques de modélisation	129
4.4.3.1	Matrice	129
4.4.3.2	Fil	130
4.4.3.3	Interface	130
4.4.4	Etude de maillage	130
4.4.5	Résultats de la modélisation	132
4.4.5.1	Comportement global	132
4.4.5.2	Mode de ruine	136
4.4.5.3	Comportement local	139
4.4.5.4	Etude paramétrique	144
4.5	Conclusion	147
5	Caractérisation du comportement en traction des composites textile-matrice (TRC)	151
5.1	Introduction	153
5.2	Procédure de caractérisation expérimentale	153
5.2.1	Préparation des éprouvettes	153
5.2.2	Protocole expérimental	155

5.2.3	Evaluation de la fissuration par la technique de corrélation d'images numériques	155
5.3	Résultats et analyse	157
5.3.1	Comportement global	157
5.3.2	Mode de rupture	160
5.3.3	Exploitation des résultats expérimentaux	160
5.3.3.1	Tableau des résultats	161
5.3.3.2	Influence de la pré-imprégnation du textile	162
5.3.4	Evaluation de la fissuration	165
5.3.4.1	Effort F_1 de la première fissure	166
5.3.4.2	Ouverture des fissures	166
5.3.4.3	Espacement entre fissures	169
5.4	Conclusion	169
	Conclusions et perspectives	173
	Publications scientifiques	179
	Bibliographie	181
	Annexes	189
	A Courbes d'arrachement expérimentales	191
A.1	Fil sec S	191
A.2	Fil pré-imprégné par voie humide PH.K3	192
A.3	Fil pré-imprégné par voie sèche PS	193
	B Récapitulatif des caractéristiques mécaniques déterminées à partir des courbes d'arrachement	196
	C Loi JOINT_BA	200
	D Méthode de correction des courbes expérimentales des essais de traction	203

Table des figures

0.1	Exemples d'application des TRC préfabriqués : (a) panneaux de façade, (b) éléments de coque légers et (c) passerelle pour piétons [2]	2
0.2	Renforcement par des TRC : (a) Coque en béton armé [2] et (b) Poutre en béton armé [3]	3
1.1	Essai de pénétration de la matrice cimentaire dans le renfort textile :(a)[8] et (b) société de Sebastian Wochner GmbH	9
1.2	Effet de l'ajout des fibres courtes de verre AR sur le comportement contrainte-déformation du TRC soumis à un effort de traction [21]	13
1.3	Structure du renfort textile	14
1.4	Différents types de renforts hiérarchisés par rapport à leurs architectures [25] . .	17
1.5	Quelques types de tissages 2D rencontrés dans les renforts des composites : (a) taffetas, (b) satin de 8 et (c) sergé 2/2 [24]	17
1.6	Procédé de fabrication d'un élément de construction en TRC sous forme de losange [26]	18
1.7	Technique de laminage [26]	19
1.8	Renforcement d'une coque par TRC : (a) injection de la première couche de matrice et (b) application du textile [26]	19
1.9	Technique de pultrusion [27]	20
1.10	Principe du procédé d'imprégnation mécanique par compactage SCI [28]	20
1.11	Principe de la presse de compression [27]	21
1.12	Profil transversal des plats pultrudés puis compressés [27]	21
1.13	Visualisation des filaments internes non imprégnés et externes imprégnés	23
1.14	Essai d'arrachement : (a) et (b) à double longueur d'ancrage [34, 35], (c) à simple longueur d'ancrage [36]	23
1.15	Schématisation des différents comportements mécaniques d'un fil multi-filamentaire lors d'un essai d'arrachement selon la résistance des liaisons internes [39]	24
1.16	Rupture télescopique d'un fil enrobé dans une matrice cimentaire soumis à un essai d'arrachement :(a) Schéma 3D [41] et (b) Schéma 2D [32]	25
1.17	Comparaison entre le comportement à la traction du composite de carbone et le textile de carbone tout seul (non enrobé dans une matrice cimentaire)[40]	26
1.18	Processus de rupture d'un fil de verre enrobé dans une matrice cimentaire lors des différentes étapes d'un essai d'arrachement. Courbes effort-glissement et images FILT des filaments [32]	27

1.19	Courbe effort-déplacement lors d'un essai d'arrachement et images des filaments actifs à différentes étapes de l'essai [42]	27
1.20	(a) Force d'arrachement par unité de longueur en fonction du glissement des textiles de carbone, aramide et verre AR [50] et (b) Section transversale d'un fil de carbone pré-imprégné [50]	28
1.21	Rupture par délamination d'un composite TRC renforcé par un textile de carbone pré-imprégné par une époxy [41]	29
1.22	(a) Force d'arrachement et (b) Ténacité des fils de carbone enrobés dans une matrice cimentaire [58]	29
1.23	Micrographies MEB du fil du carbone : (a) Ref, (b) Micro-silica et (c) Nano-silica [58]	30
1.24	Résistance à la traction et (b) Ténacité des composites renforcés de textiles de carbone [41]	30
1.25	(a) Courbes contraintes-déformation pour trois composites : REF ; EPX et MSL et (b) Courbes espacement des fissures (ACS)-déformation pour les trois composites (durcissement normal) [41]	31
1.26	Micrographies MEB de la section transversale d'un composite renforcé de textile de carbone : (a) REF, (b) MSL et (c) EPX [57]	31
1.27	(a) Résistance à la traction et énergie absorbée des composites renforcés de textiles de verre et (b) Fil de verre enrobé dans une matrice cimentaire après un vieillissement accéléré, montrant une irrégularité de la forme de la section transversale du filament [54]	32
1.28	Représentation schématique des deux types de traitement sec et humide [55]	32
1.29	Micrographies MEB de la section transversale d'un composite renforcé de textile de verre pré-imprégné par des charges PSP : (a) traitement humide et (b) traitement sec [55]	33
1.30	Effet du module d'élasticité des fils sur l'adhérence fil-matrice cimentaire [36]	33
1.31	Description schématique du procédé de pultrusion pour la production de minces plaques de composite [64]	34
1.32	Effet du procédé de production d'un composite sur le comportement en traction : (a) composite PP et (b) composite verre [65] et le comportement à l'arrachement (c) composite PP et (d) composite verre [64]	34
1.33	Modélisation analytique basique d'un fil multi-filamentaire enrobé dans une matrice [69]	35
1.34	Degré d'imprégnation des filaments par la matrice cimentaire pour chaque couche [69]	36
1.35	Modélisation du comportement à l'arrachement du fil enrobé dans une matrice cimentaire [69]	36
1.36	Réponse d'arrachement d'un seul filament pour différentes longueurs d'enrobage L_v [32]	36
1.37	Modélisation d'un fil enrobé par la matrice cimentaire proposée par [70]	37
1.38	Distribution de la contrainte dans un fil multi-filamentaire [70]	37

1.39 (a) Loi de comportement d'un TRC en traction directe et (b) Contrainte en traction et espacement des fissures en fonction de la déformation d'un TRC [78]	38
1.40 Influence de la nature des fibres : Aramide, polypropylène et hybride [81]	39
1.41 Influence du nombre de filaments par fil sur le comportement du TRC ; section de fil par mètre de textile : MAG-01-03, 60 mm ² /m, MAG-02-03, 111 mm ² /m et MAG-03-03, 139 mm ² /m [74]	40
1.42 Influence du taux de renfort sur le comportement du TRC [83]	40
1.43 Influence du procédé de cure sur le comportement du TRC ; (a) [83] et (b) [41]	41
1.44 Déformation des filaments internes et externes d'un fil le long de l'éprouvette [77]	42
1.45 Surcontrainte engendrée par les talons contaminés	43
2.1 Fil de verre AR	47
2.2 Masse linéique mesurée pour différentes longueurs de fil	48
2.3 Section transversale du fil reconstruite par tomographie	49
2.4 Eprouvettes de fil de verre de longueur libre de 15 cm	50
2.5 Dispositif de traction utilisé	50
2.6 Courbe effort-déformation représentative (fil sec, LL = 10 cm) ; Notations utilisées pour l'exploitation des résultats	52
2.7 Influence de la maîtrise de techniques de préparation des éprouvettes sur l'effort résistant du fil (fil sec, LL = 15 cm)	53
2.8 Courbes effort-déformation du fil de verre : (a) LL = 5 cm, (b) LL = 10 cm et (c) LL = 15 cm	53
2.9 Eprouvettes testées : (a) avant l'essai, (b) sous l'effort maximal et (c) fin d'essai	54
2.10 Evolution des caractéristiques mécaniques du fil en fonction de la longueur libre : (a) F_1 , (b) P et (c) $\Delta\epsilon$	55
2.11 Effet du pré-mouillage du fil sur l'effort résistant F_1 (LL = 10 cm)	57
2.12 Effet du pré-mouillage du fil sur la pente P (LL = 10 cm)	57
2.13 Effet du pré-mouillage du fil sur la déformation globale $\Delta\epsilon$ (LL = 10 cm)	57
2.14 Effet de l'eau sur l'effort résistant F_1 (LL = 10 cm)	58
2.15 Effet de l'eau sur la pente P (LL = 10 cm)	58
2.16 Effet de l'eau sur la déformation globale $\Delta\epsilon$ (LL = 10 cm)	58
2.17 Groupes de textiles utilisés	59
2.18 Structuration du fil : (a) direct roving et (b) multi-end roving	60
2.19 Eprouvettes de traction (textile 400)	61
2.20 Essai de traction sur une éprouvette fil 400 et textile 400	61
2.21 Courbes issues de l'analyse ATG-DSC de la matrice K3 à différentes échéances	64
2.22 Dispositif d'essai d'écoulement [91]	65
2.23 (a) Diamètre d'étalement et (b) Evolution du diamètre d'étalement de la matrice K3 au cours du temps	65
2.24 (a) Appareil de Vicat et (b) Mesure du temps de prise de la matrice K3	66

2.25 (a) Moules en silicone utilisés et (b) Dispositif expérimental de l'essai de compression	66
2.26 Comportement en traction de la matrice K3 à 7 jours	67
2.27 Evolution de la résistance en compression de la matrice K3 jusqu'à 28 jours . . .	67
2.28 Eprouvettes de traction cylindriques avant et après la rupture	68
2.29 Comportement mécanique en traction directe des éprouvettes cylindriques de K3	69
2.30 Réponse d'une éprouvette cylindrique à une traction charge-décharge dans la phase élastique	69
2.31 Détermination du coefficient de Poisson à partir de la courbe déformation transversale-déformation longitudinale	69
2.32 (a) Géométrie de l'éprouvette, dimensions en mm ; (b) Moule de silicone utilisé et (c) Eprouvettes de traction parallélépipédiques	69
2.33 Dispositif expérimental de l'essai de traction	70
2.34 Réponse en traction directe des éprouvettes parallélépipédiques de K3	70
2.35 Essais de traction indirecte : (a) essai de fendage et (b) essai de flexion trois points	71
3.1 Eprouvette cylindrique utilisée dans les essais d'arrachement	76
3.2 Coulage des éprouvettes constituées du fil enrobé dans la matrice K3	76
3.3 Eprouvettes de l'essai d'arrachement	77
3.4 Illustration d'un essai d'arrachement	77
3.5 Fil pré-imprégné par voie humide par la matrice K3 (PH.K3)	78
3.6 Principe du procédé d'imprégnation par voie sèche Fibroline	80
3.7 Principe du procédé d'imprégnation par voie sèche Fibroline	80
3.8 Machine à l'échelle laboratoire utilisée pour imprégner à sec les fils de verre . .	82
3.9 (a) Fils de verre avant pré-imprégnation et (b) Fils de verre pré-imprégnés par voie sèche (Liant)	82
3.10 Courbe type du comportement d'arrachement d'un fil sec S	83
3.11 Courbes d'arrachement moyennes pour un fil S	83
3.12 Courbes d'arrachement moyennes pour un fil PH.K3	84
3.13 Courbes d'arrachement moyennes pour un fil PS	85
3.14 Eprouvettes après essai d'arrachement pour les configurations S, PH et PS ($Le = 5$ cm)	86
3.15 Caractéristiques déterminées pour l'exploitation des résultats (éprouvette Le10.S.4)	87
3.16 Evolution de F_{max} avec la longueur d'enrobage pour un fil S, PH.K3, PS.L+Ch, PS.L, PS.CSA et PS.P ; Réf : l'effort en traction simple du fil	89
3.17 Problème de mise en œuvre des éprouvettes Le2.PS	89
3.18 Evolution de $K_{pré-pic}$ avec la longueur d'enrobage pour un fil S, PH.K3, PS.L+Ch, PS.L, PS.CSA et PS.P	90
3.19 Evolution de $K_{post-pic}$ avec la longueur d'enrobage pour un fil S, PH.K3, PS.L+Ch, PS.L, PS.CSA et PS.P	91

3.20	Evolution de $F_{rés}$ avec la longueur d'enrobage pour un fil S, PH.K3, PS.L+Ch, PS.L, PS.CSA et PS.P	91
3.21	Evolution de $K_{frottement}$ avec la longueur d'enrobage pour un fil S, PH.K3, PS.L+Ch, PS.L, PS.CSA et PS.P	92
3.22	Evolution de W_{tot} avec la longueur d'enrobage pour un fil S, PH.K3, PS.L+Ch, PS.L, PS.CSA et PS.P	92
3.23	Valeurs de l'effort maximal F_{max} obtenues pour toutes les configurations étudiées (Le = 5 cm)	94
3.24	Sections transversales reconstruites par tomographie RX pour un fil : (a) S, (b) PH.K3 et (c) PS.L	94
3.25	Valeurs de la pente $K_{pré-pic}$ obtenues pour toutes les configurations étudiées (Le = 5 cm)	95
3.26	Valeurs de la pente $K_{post-pic}$ obtenues pour toutes les configurations étudiées (Le = 5 cm)	95
3.27	Valeurs de l'effort $F_{rés}$ obtenues pour toutes les configurations étudiées (Le = 5 cm)	96
3.28	Valeurs de la pente $K_{frottement}$ obtenues pour toutes les configurations étudiées (Le = 5 cm)	96
3.29	Valeurs de l'énergie W_{tot} obtenues pour toutes les configurations étudiées (Le = 5 cm)	97
3.30	Allure des profils des contraintes de cisaillement au niveau de l'interface [95]	97
3.31	Courbe d'arrachement	98
3.32	Contrainte de cisaillement à l'interface en fonction du déplacement	98
3.33	Système fil/matrice étudié	99
3.34	Comparaison des résultats analytiques et expérimentaux d'un fil S pour différentes longueurs d'enrobage	101
3.35	Modélisation de l'essai d'arrachement en axisymétrique	102
3.36	Élément joint 2D	103
3.37	Schéma de la fissure et de la zone cohésive	104
3.38	Lois cohésives (a) CZM_EXP et (b) CZM_LIN	105
3.39	Exemple d'un maillage utilisé pour le test de convergence (maillage 3)	107
3.40	Test de convergence : (a) JOINT_BA et (b) CZM_EXP	108
3.41	Réponse globale, comparaison des résultats expérimentaux et numériques : (a) fil S et (b) fil PS.CSA (Le = 5 cm)	108
3.42	Cartographie de la distribution de la contrainte σ_{xy} au cours du chargement pour un fil (a) S et (b) PS.CSA (CZM_EXP)	109
3.43	Etude de sensibilité au paramètre PENA_ADHERENCE (CZM_EXP)	109
4.1	(a) Dimensions des éprouvette haltères en mm ; rupture des éprouvettes pendant le démoulage (b) et leur mise en place dans la machine de traction (c)	114
4.2	(a) Illustration d'une éprouvette fil-matrice, dimensions en mm et (b) Mise en œuvre de l'éprouvette 3F	115

4.3	Courbes effort-déplacement du composite 1F pour les configurations S, PH.K3, PS.L, PS.CSA et PS.P	117
4.4	Courbes effort-déplacement du composite 3F pour les configurations S, PH.K3, PS.L, PS.CSA et PS.P	118
4.5	Illustration des trois modes de ruptures des composites (a) 3F.S, (b) 3F.PH.K3 et (c) 3F.PS.CSA	119
4.6	Evolution de l'effort maximal F_{max} des matériaux 1F et 3F en fonction de la configuration du renfort	122
4.7	Evolution du déplacement δ_{max} des matériaux 1F et 3F en fonction de la configuration du renfort	122
4.8	Evolution de la rigidité K des matériaux 1F et 3F en fonction de la configuration du renfort	123
4.9	Evolution de l'énergie $W_{pré-pic}$ des matériaux 1F et 3F en fonction de la configuration du renfort	124
4.10	Observations au MEB du composite 3F au niveau des filaments internes (a) S, (b) PH.K3, (c) PS.SAC, (d) PS.L et (e) PS.P ($\times 1200$)	126
4.11	Observations au MEB d'un filament interne du composite 3F.PS.CSA montrant l'hydratation de la poutre de pré-imprégnation par voie sèche ($\times 2500$)	127
4.12	Observations au MEB montrant les sections transversales polies des fils de verre au niveau de la zone centrale (a) S, (b) PH.K3 et (c) PS.CSA ($\times 500$)	127
4.13	Géométrie modélisée et conditions aux limites appliquées au modèle	129
4.14	Elément de joint 3D utilisé pour la modélisation de (a) la fissure et (b) l'interface avec la bonne numérotation locale	131
4.15	Maillage généré sur un quart de la section de l'éprouvette à l'aide du Gmsh	131
4.16	Maillage volumique de l'éprouvette, cas d'un composite sec (maillage 3)	132
4.17	Test de convergence : courbes force déplacement des différents maillages utilisés dans le cas d'un composite sec	133
4.18	Test de convergence : erreur relative de contrainte σ_{zz} en fonction du nombre de nœuds	133
4.19	Comparaison des courbes effort-déplacement obtenues expérimentalement et numériquement pour un composite sec (3F.S)	134
4.20	Comparaison des courbes effort-déplacement obtenues expérimentalement et numériquement pour un composite pré-imprégné (3F.PS.CSA)	135
4.21	Coupe longitudinale illustrant le mode de rupture d'un composite sec modélisé avec 1 plan de fissure (déformée $\times 10$)	136
4.22	Distribution de l'endommagement D à l'interface fil-matrice au voisinage de la fissure aux instants i_1 , i_2 , i_3 et i_4 ; D = 0 matériau sain et D = 1 matériau endommagé	136
4.23	Coupe longitudinale illustrant le mode de rupture d'un composite sec modélisé avec 7 plans de fissure (déformée $\times 10$)	137
4.24	Coupe longitudinale illustrant le mode de rupture d'un composite pré-imprégné dans le cas du modèle (a) CZM_EXP et (b) CZM_LIN (déformée $\times 20$)	138

4.25	Distribution de l'endommagement D à l'interface fil-matrice aux instants i_1, i_2, i_3, i_4, i_5 et i_6 (modèle CZM_EXP)	138
4.26	Evolution de l'effort d'arrachement en fonction de la longueur de serrage de l'éprouvette	139
4.27	Repérage des lignes où les résultats numériques sont exploités	139
4.28	Evolution de la distribution de la déformation ϵ_{zz} le long du fil et de la matrice au cours du chargement pour un composite sec	140
4.29	Evolution de la distribution de la déformation ϵ_{zz} le long du fil et de la matrice au cours du chargement pour un composite pré-imprégné	142
4.30	Evolution de la distribution de la contrainte le long (a) du fil, (b) de la matrice et (c) de l'interface au cours du chargement pour un composite sec	143
4.31	Evolution de la distribution de la contrainte le long (a) du fil, (b) de la matrice et (c),(d) de l'interface au cours du chargement pour un composite sec	144
4.32	Les caractéristiques mécaniques F_1, F_u, E_1 et E_3 exploitées dans l'étude paramétrique	145
4.33	Illustration des configurations étudiées pour évaluer l'influence du taux et disposition du renfort	145
4.34	Variation des propriétés mécaniques d'un composite sec et pré-imprégné en fonction du taux et de la disposition du renfort : (a) F_1 , (b), F_u (c) E_1 et (d) E_3	146
4.35	Schéma de fissuration en fonction du taux et de la disposition du renfort	147
4.36	Variation des propriétés mécaniques d'un composite sec et pré-imprégné en fonction des propriétés mécanique de la matrice : (a) F_1 , (b), F_u (c) E_1 et (d) E_3	148
4.37	Effet de la contrainte ultime de la matrice σ_{um} sur la fissuration du composite pré-imprégné	148
5.1	Mise en œuvre des éprouvettes TRC	154
5.2	Configurations de textile étudiées : (a) S, (b) PH.K3 et (c) PS.CSA	154
5.3	Protocole expérimental de l'essai de traction du TRC	155
5.4	(a) Evolution du déplacement sur l'axe longitudinal de l'éprouvette à différents niveaux de charge et (b) mesure de l'espacement et ouverture des fissures le long de l'éprouvette pour une charge donnée	156
5.5	Schéma de fissuration de l'éprouvette obtenu par la technique de corrélation d'images	156
5.6	Courbes effort-déplacement du composite 230 (a) S, (b) PH.K3 et (c) PS.CSA	158
5.7	Courbes effort-déplacement du composite 236 (a) S, (b) PH.K3 et (c) PS.CSA	158
5.8	Courbes effort-déplacement du composite 400 (a) S, (b) PH.K3 et (c) PS.CSA	159
5.9	Courbes effort-déplacement du composite 440 (a) S, (b) PH.K3 et (c) PS.CSA	159
5.10	Courbes effort-déplacement du composite 600 (a) S, (b) PH.K3 et (c) PS.CSA	160
5.11	Eprouvettes TRC après l'essai de traction	161

5.12	Textile 600 pré-imprégné par voie sèche; (a) avec surplus de poudre; (b) sans surplus de poudre	161
5.13	Influence de la maîtrise de techniques de préparation des éprouvettes pré-imprégnées par voie sèche PS.CSA (cas des textiles 236, 440, et 600)	162
5.14	Evolution de l'effort maximal F_{max} des TRC en fonction du type de textile et du traitement du textile	163
5.15	Evolution du déplacement δ_{max} des TRC en fonction du type de textile et du traitement du textile	164
5.16	Evolution de la rigidité K des TRC en fonction du type de textile et du traitement du textile	165
5.17	Evolution de l'énergie $W_{pré-pic}$ des TRC en fonction du type de textile et du traitement du textile	166
5.18	Evolution des efforts F_1 et F_{max} en fonction de la configuration du textile pour les composites 230, 236, 400, 440 et 600	167
5.19	Ouverture de fissures moyenne de chaque éprouvette TRC en fonction de la charge mécanique et de la configuration du textile	168
5.20	Ouverture de fissure maximale et distance moyenne entre fissures en fonction de la configuration du textile pour les composites 230, 236, 400, 440 et 600	170
5.21	Visualisation des fissures le long des composites 400 et 600 dans le cas des deux procédés de pré-imprégnation PH.K3 et PS.CSA	171
5.22	Comparaison des caractéristiques mécaniques des composites entre les configurations S, PH.K3 et PS.CSA	172
A.1	Courbes d'arrachement pour un fil S	191
A.2	Courbes d'arrachement pour un fil PH.K3	192
A.3	Courbes d'arrachement pour un fil PS.K3	193
A.4	Courbes d'arrachement pour un fil PS.L+Ch	193
A.5	Courbes d'arrachement pour un fil PS.L	194
A.6	Courbes d'arrachement pour un fil PS.CSA	194
A.7	Courbes d'arrachement pour un fil PS.P	195
C.1	Influence du paramètre h_{pen} [98]	200
C.2	Influence du paramètre A_{2DT} [98]	201
C.3	Influence du paramètre B_{2DT} [98]	202
D.1	Représentation de la machine et l'éprouvette par deux ressorts en série	203
D.2	Eprouvettes 3F.S avec jauges après essai de traction utilisée pour correction des courbes expérimentales	204

Liste des tableaux

1.1	Compositions représentatives de matrices pour TRC [9]	8
1.2	Propriétés des matrices de TRC à l'état durci [9]	9
1.3	Caractéristiques techniques des fibres	14
2.1	Propriétés physico-mécaniques du roving de verre AR données par le fabricant .	47
2.2	Mesure de la teneur en eau du fil	49
2.3	Récapitulatif des configurations étudiées pour évaluer l'influence de la présence d'eau dans le fil	51
2.4	Désignation et classification des textiles utilisés	59
2.5	Propriétés physiques des fils constituant les textiles 230 et 400	60
2.6	Propriétés mécaniques des fils constituant les textiles 230 et 400	61
2.7	Propriétés mécaniques des textiles 230 et 400	61
2.8	Composition mise au point	62
2.9	Composition de la matrice cimentaire K3	62
2.10	Pertes de masses entre 50 et 150 ° C sur les diagrammes ATG de la matrice K3 à différentes échéances	64
2.11	Caractéristiques mécaniques en compression de la matrice K3 à 7 jours	67
2.12	Caractéristiques mécaniques en traction directe de la matrice K3	71
2.13	Caractéristiques mécaniques en traction indirecte de la matrice K3	72
3.1	Récapitulatif des essais d'arrachement exploitables	79
3.2	Paramètres du modèle calibrés pour un fil S	100
3.3	Paramètres de la loi 'ELAS' pour la matrice et le fil	102
3.4	Paramètres du modèle JOINT_BA utilisés dans le cas d'un fil S et PS.CSA . . .	104
3.5	Paramètres des lois cohésives utilisés dans le cas d'un fil S et PS.CSA	105
3.6	Caractéristiques des quatre maillages utilisés pour le test de maillage	107
4.1	Récapitulatif des essais de traction exploitables	115
4.2	Synthèse des résultats des essais de traction pour les composites 1F	120
4.3	Synthèse des résultats des essais de traction pour les composites 3F	120
4.4	Paramètres utilisés pour la modélisation de la matrice cimentaire K3	130
4.5	Caractéristiques des cinq maillages considérés	131

5.1	Synthèse des résultats des essais de traction pour les TRC 236, 440 et 600	162
5.2	Synthèse des résultats des essais de traction pour les TRC 230 et 400	162
B.1	Caractéristiques obtenues dans le cas de $Le = 2$ cm	196
B.2	Caractéristiques obtenues dans le cas de $Le = 5$ cm	197
B.3	Caractéristiques obtenues dans le cas de $Le = 7$ cm	198
B.4	Caractéristiques obtenues dans le cas de $Le = 10$ cm	199

Introduction générale

L'utilisation des matériaux fragiles à faible résistance à la traction, tels que le béton ou la maçonnerie, est connue depuis des milliers d'années. L'idée d'incorporer des fibres dans ces matériaux fragiles pour que les fissurations ne conduisent pas à la rupture, n'est pas nouvelle. En effet, il y a des milliers d'années, la paille a été ajoutée à des briques d'argile pour les rendre plus résistantes. Plus tard, plusieurs techniques ont été élaborées pour renforcer le béton en utilisant principalement des armatures en acier (béton armé), pour être le matériau composite le plus utilisé dans le monde. Les innombrables applications de ce composite dans tous les domaines du génie civil résultent de ses divers avantages, tels que le faible coût de production, la facilité de manipulation et de mise en place, la bonne résistance à la compression, à la traction et son comportement ductile grâce à l'acier. En revanche, ce matériau présente également des points faibles tels que le poids élevé et la fissuration du béton qui peut provoquer la corrosion des armatures à cause de la pénétration des agents agressifs de l'environnement.

Au cours des dernières décennies, diverses méthodes ont été développées pour renforcer le béton par des fibres courtes (synthétiques, métalliques ou naturelles). Cette innovation a permis de limiter la fissuration du béton et donc la pénétration des agents agressifs. Cependant, elle n'a pas apporté une amélioration significative de la résistance en traction et au cisaillement et par conséquent le taux de ferrailage structurel n'a pas été réduit.

L'utilisation des polymères renforcés par des fibres (FRP) a considérablement augmenté au cours des deux dernières décennies, principalement pour le renforcement ou la réparation des structures existantes, mais aussi de plus en plus pour la construction de nouvelles structures. Ces composites sont typiquement constitués de longues fibres continues (carbone, verre, aramide . . .) enrobées par une matrice polymérique. Malgré leurs divers avantages (légèreté, performance mécanique élevée, excellente résistance à la corrosion . . .), les matériaux FRP présentent des inconvénients, tels que la mauvaise performance à des températures relativement peu élevées, la mauvaise compatibilité avec les substrats tels que la maçonnerie et les difficultés d'application sur des surfaces humides.

Des considérations pour combiner des fils multi-filaments continus avec des matrices inorganiques pour la construction de nouvelles structures ont commencé dans les années 1980. Les premières recherches ont été mises au point en Allemagne dans les années 1990, conduisant à un produit connu sous le nom de TRC (Textile Reinforced Concrete). Au début des années 2000, ces composites ont été utilisés avec succès dans le domaine du renforcement et de la réhabilitation parasismique des structures en béton et en maçonnerie, pour pallier les problèmes associés à l'utilisation de résines polymériques dans les matériaux FRP. Au début, ces nouveaux matériaux ont été nommés (en Europe) «TRC : Textile Reinforced Concrete» ou «TRM : Textile Reinforced Mortar». Strictement parlant, la matrice inorganique n'est pas classée comme «béton», du fait de la petite taille des agrégats. Plus récemment, ces composites

ont été nommés (aux États-Unis) «FRCM : Fabric Reinforced Cementitious Matrix Systems».

Ces matériaux composites sont constitués d'une matrice minérale contenant des granulats très fins (en général, le diamètre maximal des grains est inférieur à 2 mm), et des fils multifilaments continus de verre Alkali Résistant (AR), de carbone, de basalte ou d'autres matériaux [1]. Les principaux avantages d'un matériau TRC sont la grande résistance à la traction, le comportement pseudo-ductile, la non toxicité, la compatibilité aux substrats, la disponibilité des matières premières et la facilité de mise en œuvre. Grâce à ces avantages, ce composite peut être très approprié pour plusieurs applications en génie civil, que ce soit la réalisation de structures ou parties de structures légères ou bien le renforcement et/ou la réparation d'anciens éléments structuraux en béton armé ou autres matériaux traditionnels [2, 3, 4, 5].

Ces composites peuvent être utilisés pour la préfabrication de panneaux de façade. La figure 0.1.a montre la construction d'un laboratoire de l'université technique de Dresde, où des panneaux en TRC d'une épaisseur de 30 mm et de dimensions de 1300×2000 mm ont été utilisés. À part les géométries planaires qui dominent jusqu'à présent, des éléments préfabriqués plus sophistiqués ont été également développés. La figure 0.1.b montre une structure de pavillon constituée de huit éléments de coques identiques. Un autre domaine d'application pour les composites TRC est la construction de nouvelles passerelles piétonnes préfabriquées. Le premier pont en TRC a été construit et ouvert au public à Oschatz, en Allemagne en 2006 (figure 0.1.c). Le béton a été renforcé par des textiles de verre AR permettant d'avoir une épaisseur de 30 mm seulement et un poids de 6 tonnes pour une longueur de 8.6 m [2].



Figure 0.1 – Exemples d'application des TRC préfabriqués : (a) panneaux de façade, (b) éléments de coque légers et (c) passerelle pour piétons [2]

Le renforcement avec les composites TRC (figure 0.2) est un autre domaine prometteur d'application des nouveaux matériaux composites. La première application pratique a été réalisée en Allemagne en 2006, il s'agissait de la rénovation d'une coque en béton armé à l'université des sciences appliquées de Schweinfurt (figure 0.2.a) [2]. Trois nappes de textile de carbone ont été placées en utilisant la technique de stratification. L'épaisseur totale du renforcement TRC est de 15 mm seulement.

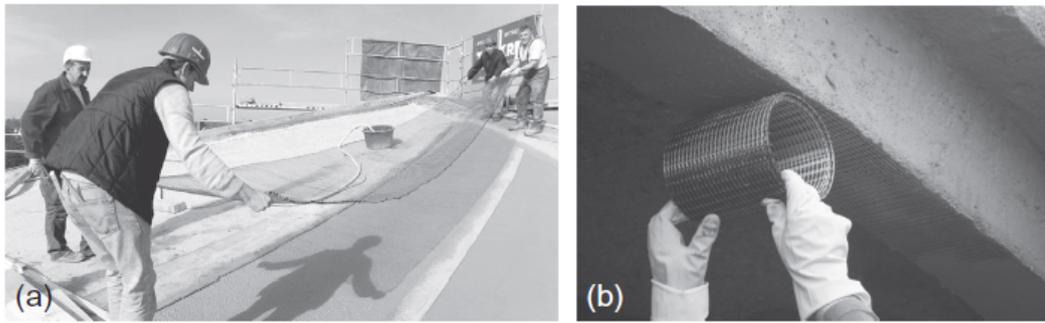


Figure 0.2 – Renforcement par des TRC : (a) Coque en béton armé [2] et (b) Poutre en béton armé [3]

Au vu des premières applications très prometteuses, il est intéressant d'effectuer tout le travail pour que le matériau TRC soit considéré comme un matériau de construction standard. Tout d'abord, une base solide sous forme de codes et de guides de recommandations visant la conception des structures et les caractéristiques des matériaux doit être développée et intégrée dans les pratiques de construction. Ce n'est pas une tâche facile car d'une part, les propriétés des TRC déjà utilisés sont très variées et en plus de ça, les types de textile et les compositions des matrices cimentaires continuent à se développer. D'autre part, il y a relativement peu de connaissances relatives au comportement des matériaux TRC qui subissent diverses conditions de chargement, par exemple le comportement thermomécanique et le comportement cyclique [4].

Bien que les matériaux composites TRC aient trouvé une multitude d'applications dans le domaine de génie civil, l'adhérence renfort-matrice reste problématique. En effet, la matrice minérale utilisée se compose de particules de diamètre relativement plus grand que l'espacement entre les filaments constituant les fils du textile. Par conséquent, ces particules ne parviennent pas à pénétrer complètement dans les espaces entre les filaments internes. Il en résulte une microstructure dans laquelle les filaments externes sont en contact direct avec la matrice alors que les filaments internes restent relativement libres et donc ne participent pas à la résistance du composite. Dans ce contexte, nous nous sommes intéressés à améliorer l'adhérence renfort-matrice et optimiser ainsi le comportement mécanique du composite en pré-imprégnant le renfort selon deux méthodes différentes : pré-imprégnation classique par voie humide et pré-imprégnation par voie sèche. Dans la littérature, la méthode classique a déjà été appliquée et a démontré une amélioration significative de la performance du composite. L'originalité de notre travail réside dans l'utilisation d'un nouveau procédé de pré-imprégnation à sec qui se base sur l'utilisation d'un champ électrostatique alternatif pour faire migrer à sec la poudre (minérale ou polymère) au sein du renfort. L'avantage de ce procédé est la possibilité d'une part de production des éléments de grandes dimensions et d'autre part du renforcement et réparation des structures in situ tout en assurant une distribution homogène et contrôlée de la poudre dans le textile, contrairement à la méthode classique dont l'utilisation reste limitée aux éléments préfabriqués simples.

Dans ce mémoire de thèse, le premier chapitre est consacré à une synthèse bibliographique sur les éléments constitutifs des matériaux composites TRC (matrice et renfort), les techniques de production utilisées, le comportement d'adhérence renfort-matrice ainsi que les techniques d'amélioration de cette adhérence, et les facteurs pouvant influencer le comportement en traction des TRC.

Le second chapitre présente les matériaux d'étude, à savoir : les différents renforts de verre utilisés dans cette étude (un fil et cinq textiles UD) ainsi que leurs propriétés physiques et mécaniques. Il décrit également la composition de la matrice employée et ses caractéristiques rhéologiques et mécaniques.

Le troisième chapitre est axé sur l'étude expérimentale et la modélisation du comportement d'arrachement des fils de verre enrobés dans la matrice ettringitique. Il met en lumière l'influence du procédé de pré-imprégnation ainsi que du type de poudre utilisée à l'échelle d'interface fil-matrice.

Dans le quatrième chapitre, l'effet du procédé de pré-imprégnation ainsi que l'effet du type de poudre sont évalués à l'échelle du composite fil-matrice. La première partie de ce chapitre est destinée à une campagne expérimentale pour caractériser le comportement en traction des composites. La deuxième partie est consacrée à une étude numérique dans le but de prédire la réponse mécanique des composites et de déterminer les états de contraintes et de déformations dans la matrice, le fil et l'interface.

Le dernier chapitre s'intéresse au comportement mécanique en traction des composites TRC réalisés avec cinq textiles UD différents. Son objectif principal consiste à évaluer l'efficacité des deux méthodes de pré-imprégnation en fonction de la densité de renfort ainsi que le mode d'assemblage des filaments constituant ses fils.

Enfin, dans la conclusion générale, nous récapitulons les points les plus importants de ce travail de thèse et exposons les perspectives.

Ce mémoire se termine par une liste des références bibliographiques et des annexes.

Chapitre 1

Revue bibliographique

Ce chapitre est une synthèse bibliographique portant sur les éléments constitutifs des matériaux composites TRC (matrice et renfort), les techniques de production utilisées, le comportement d'adhérence renfort-matrice ainsi que les techniques d'amélioration de cette adhérence, et les facteurs pouvant influencer le comportement en traction des TRC.

Sommaire

1.1	Introduction	7
1.2	Constitution d'un TRC	7
1.2.1	Matrices minérales	7
1.2.2	Renforts	13
1.3	Procédés de production de TRC	17
1.3.1	Coulage	18
1.3.2	Laminage	18
1.3.3	Projection	19
1.3.4	Techniques dérivées du principe de pultrusion	19
1.3.5	Autres techniques	21
1.4	Etude de l'adhérence dans un TRC	22
1.4.1	Adhérence fil-matrice : échelle microscopique	22
1.4.2	Mécanisme d'adhérence	23
1.4.3	Amélioration de l'adhérence	26
1.4.4	Modélisation	35
1.5	Comportement mécanique d'un TRC en traction	37
1.5.1	Description du comportement en traction d'un TRC	37
1.5.2	Paramètres influençant le comportement en traction du TRC	38
1.5.3	Modes de rupture du TRC	41
1.6	Conclusion	42

1.1 Introduction

Le but de ce chapitre est d'établir une synthèse approfondie des études réalisées concernant les matériaux composites TRC. Dans cette étude bibliographique, nous essayons d'abord d'analyser l'état actuel de développement de matrices pour un TRC, d'identifier les différents types de renfort textile et de définir les techniques de production couramment utilisées. Ensuite nous nous intéressons aux études sur l'adhérence renfort-matrice. Une attention particulière est donnée aux études menées sur l'amélioration de l'adhérence entre un renfort multi-filament et une matrice cimentaire en se basant sur les techniques de pré-impregnation du renfort. La revue bibliographique se termine par une description du comportement du TRC en traction et un bref aperçu sur les principaux facteurs influençant ce comportement.

1.2 Constitution d'un TRC

1.2.1 Matrices minérales

1.2.1.1 Compositions et propriétés des matrices des TRC

a) Généralités

Diverses compositions de matrice destinée à la production des TRC ont été développées, permettant une mise en œuvre aisée, un enrobage optimum du renfort textile, une liaison adéquate à ce dernier et un transfert de charges satisfaisant. En général, ces matrices ont un rapport de masse eau/liant de 0.3 à 0.4 avec une teneur en liant de 40-50 % en volume. La teneur élevée en liant est essentielle pour une bonne liaison entre la matrice et les filaments du textile et pour une bonne maniabilité de la matrice. La granulométrie maximale des agrégats est généralement comprise entre 1 et 2 mm en fonction de la distance entre les fils du textile, l'espacement entre les couches du textile et les dimensions de l'élément de structure.

Le tableau 1.1 présente cinq formulations représentatives de mortiers, à base de clinker Portland, développées à ce jour pour répondre à diverses applications de TRC. Ces formulations ont été développées au centre de recherche collaboratif 528 à l'université technique de Dresde [6], [5] et au centre de recherche collaboratif 532 à l'université technique de Rhénanie-Westphalie à Aix-la-Chapelle «RWTH Aachen» [7], [8].

Les deux matrices PZ-0899-01 et FA-1200-01 (tableau 1.1) ont une consistance fluide qui répond aux exigences liées à la préfabrication des parois minces par des TRC : l'impregnation des fils de toutes les couches du textile, la faible épaisseur des parois de grandes dimensions et l'aspect esthétique de leurs surfaces.

En revanche, les matrices cimentaires qui sont destinées à être projetées sur des surfaces inclinées ou verticales ou bien destinées au renforcement et à la réparation des éléments de structure, nécessitent une grande stabilité de la matrice après la projection et une forte adhérence au substrat. Les formulations M1, M3 et M7 satisfont ces exigences (tableau 1.1).

Avec le changement radical du renforcement en acier par celui en carbone, en verre AR ou en basalte, les exigences de la matrice doivent être complètement reconsidérées. Par exemple, dans le cas du béton armé, la valeur élevée du pH de la solution interstitielle est essentielle pour protéger les armatures d'acier contre la corrosion, tandis que dans le cas du renfort textile, un

Tableau 1.1 – Compositions représentatives de matrices pour TRC [9]

Unités	Matériaux	PZ-0899-O1 SFB 532	FA-1200-O1 SFB 532	M1 SFB 528	M3 SFB 528	M7 SFB 528
-	Type de ciment	CEM I 52.5	CEM I 52.5	CEM III/B 32.5	CEM I 32.5 R	CEM I 32.5 R
kg/m ³	Ciment c	490	210	539	549	839
	Cendres volantes f	175	455	243	246	-
	Fumée de silice s	35	35	-	-	-
	pâte siliceuse (w :s = 1 :1)	-	-	53.9	54.6	-
	Liant (c + f + s)	700	700	782	822	839
% poids liant	Plastifiant	1.0-1.5	0.9	2.1-2.2	2.3-2.4	2.1-2.2
kg/m ³	Fines siliceuses (0-0.12 mm)	500	4700	-	-	-
	Sable siliceux (0.2-0.6 mm)	715	670	-	-	-
	Sable (0-1 mm)	-	-	1079	1092	1189
	Eau w	280	280	242.7	245.6	279.7
-	Poids eau/ciment	0.57	1.33	0.45	0.45	0.33
	Poids eau/liant	0.40	0.40	0.30	0.30	0.33

milieu fortement alcalin constitue un environnement très agressif pour les fibres de verre ou de basalte [10]. Pour cela, des matériaux pouzzolaniques, comme le laitier, la fumée de silice et les cendres volantes, sont souvent utilisés dans les matrices de TRC (tableau 1.1).

b) Propriétés des matrices des TRC à l'état frais

Les méthodes d'essai communes qui caractérisent le comportement rhéologique du mortier frais peuvent être appliquées aux matrices des TRC puisque la granulométrie maximale des agrégats ne dépasse pas généralement 1 ou 2 mm. En fonction de la consistance de la matrice, les techniques telles que l'essai d'étalement (EN, 12350-8, 2010) et l'essai d'écoulement à l'entonnoir en V (EN, 12350-9, 2010) pour les matrices qui sont fluides (PZ-0899-01 et FA-1200-01 du tableau 1.1) ou bien l'essai d'étalement à la table à chocs pour les mélanges qui sont moins fluides (formulations M1, M3 et M7 du tableau 1.1) sont souvent appliquées.

Les essais mentionnés ci-dessus sont basés sur des approches empiriques et fournissent des informations très limitées sur les propriétés rhéologiques des formulations. Pour les matrices très fluides, une combinaison des deux essais (généralement l'essai d'étalement et l'essai d'écoulement à l'entonnoir en V) permet une caractérisation complète de leur comportement rhéologique. Il a été prouvé que le diamètre d'étalement peut être en corrélation avec le seuil de cisaillement de la matrice alors que le temps de l'essai d'écoulement à l'entonnoir en V peut être lié à la viscosité plastique. Cependant, pour les formulations moins fluides, d'autres procédures d'essai plus avancées utilisant des rhéomètres ou des viscosimètres sont appliquées [9].

L'ouvrabilité de la matrice des composites TRC doit être adaptée au type et à la quantité du renfort textile, ainsi qu'au procédé de fabrication. Dans le cas de l'utilisation des textiles rigides (grilles), qui sont imprégnés par une résine époxy par exemple, le coulage est souvent la seule méthode de production significative. Le renfort textile est d'abord déposé sur le coffrage ensuite la matrice est coulée. Cette technologie de fabrication de TRC atteint ses limites lorsque la structure de renfort est trop dense. Malgré sa formulation très fluide, la matrice ne peut pas pénétrer dans tous les fils du renforcement surtout quand le coffrage a une géométrie complexe. Il est nécessaire de faire face à ce problème pour élargir la gamme des géométries fabriquées et améliorer l'efficacité de la production des TRC. Une première étape pour estimer la capacité de pénétration de la matrice dans le textile est de tester cette caractéristique comme montré sur la figure 1.1 [8]. En effet, La matrice cimentaire est coulée puis compactée sur un tamis

constitué de textile de mailles de 8 mm, la pénétration est évaluée selon la quantité du résidu ; plus ce dernier est important moins la pénétration est bonne.



Figure 1.1 – Essai de pénétration de la matrice cimentaire dans le renfort textile :(a)[8] et (b) société de Sebastian Wochner GmbH

c) Propriétés des matrices des TRC à l'état durci

Les propriétés mécaniques des matrices des TRC sont testées selon les procédures standards relatives au mortier. La résistance à la compression et la résistance à la flexion peuvent être déterminées selon la norme EN 196-1 (2016) sur des éprouvettes prismatiques mesurant 40 mm × 40 mm × 160 mm. Ces éprouvettes sont stockées dans l'eau à une température de 20 ° C jusqu'à ce qu'elles soient testées.

Le tableau 1.2 donne les valeurs de la résistance en compression et celles en flexion correspondantes aux différentes formulations de matrices de TRC développées à Aix-la-Chapelle (532) et Dresde (528). Le module de Young mesuré en compression est inférieur aux valeurs d'un béton ordinaire, cela peut être dû à la faible granulométrie et la grande teneur en éléments fins en comparaison avec un béton ordinaire. Ceci est aussi l'une des raisons pour lesquelles les valeurs de retrait sont relativement élevées (tableau 1.2). Une autre raison est la forte teneur en eau de ces formulations en comparaison toujours avec le béton ordinaire. Les valeurs du retrait total sont données dans le tableau 1.2. Le retrait total de la matrice est composé du retrait de séchage et du retrait endogène. La diminution du rapport eau/liant entraîne l'augmentation du retrait endogène et la diminution du retrait de séchage. Pour les matrices de TRC, ce rapport est relativement faible, donc elles présentent une déformation de retrait endogène importante.

Tableau 1.2 – Propriétés des matrices de TRC à l'état durci [9]

Unités	Matériaux	PZ-0899-O1 SFB 532	FA-1200-O1 SFB 532	M1 SFB 528	M3 SFB 528	M7 SFB 528
MPa	Résistance en compression (28 j)	74.0	32.0	53.7	63.5	72.3
	Résistance en flexion (28 j)	7.6	5.1	7.5	8.6	11.2
GPa	Module d'Young (28 j)	33	24.8	21	25.5	30.8
mm/m	Retrait (28 j)	0.81	0.56	0.2	0.83	0.53
	Retrait (360 j)	1.01	-	0.85	1.27	-

1.2.1.2 Systèmes de liant alternatif

La durabilité des TRC peut être améliorée en substituant une partie du clinker par le laitier de hauts fourneaux, hydraulique latent, ou des matériaux pouzzolaniques ou encore en utilisant un liant alternatif. Ceci peut être effectué par la production de ciments composites contenant

ces matériaux ou par le malaxage de ces matériaux comme additifs minéraux dans la matrice durant sa production. Généralement, contrairement au béton armé, la diminution de la valeur du pH de la matrice, en raison des réactions pouzzolaniques, autrement dit la faible alcalinité de la matrice, a un effet positif sur la durabilité du renforcement non métallique. Ainsi, une forte teneur en pouzzolane peut être utilisée pour des matrices de TRC en comparaison avec celle des éléments en béton armé. Le facteur limitant est ici la durabilité de la matrice elle-même spécifiquement à l'égard de sa résistance aux cycles de gel-dégel. Dans les paragraphes suivants, divers matériaux pouzzolaniques, hydrauliques latents ou encore des liants alternatifs, sont brièvement présentés et évalués par rapport à leurs rôles dans les matrices des TRC.

a) Additifs minéraux

- Les fumées de silice sont des pouzzolanes très réactives composées de particules sphériques lisses de taille moyenne d'environ 100 nm. Lorsqu'elles sont utilisées dans des matrices à base de ciment, elles augmentent leur compacité. En outre, elles réagissent avec l'hydroxyde de calcium libéré lors de l'hydratation du ciment et se transforment en silicate de calcium hydraté, ce qui conduit à une densification élevée de la matrice, une grande résistance et une augmentation de la durabilité surtout vis à vis des agents chimiques agressifs. La dernière caractéristique est due principalement à la stabilité des produits résultants des réactions pouzzolaniques en comparaison avec l'hydroxyde de calcium. De plus, la microstructure dense des matrices a un effet positif sur la liaison entre la matrice et le renfort.

- Les cendres volantes se présentent sous la forme d'une poudre fine (10-30 μm) constituée principalement de particules vitreuses sphériques, non combustibles entraînées par les fumées lors de la combustion du charbon pulvérisé dans les chaudières des centrales thermiques. Les cendres volantes influent sur la rhéologie des pâtes de ciment. L'ajout de cendres volantes réduit le besoin en eau nécessaire à l'obtention d'une maniabilité équivalente pour une matrice sans cendres volantes : elles peuvent donc jouer un rôle de plastifiant. Compte tenu de leur finesse et de leur sphéricité, les cendres contribuent alors à la compacité de la matrice et donc améliorent ses performances mécaniques et sa résistance aux attaques chimiques. Cependant, ces cendres volantes retardent la prise de la matrice. Notons que seul le début de prise est retardé ; à partir du début de prise, le temps pour atteindre le durcissement final n'est pas modifié. Comme déjà indiqué ci-dessus, les réactions pouzzolaniques réduisent l'alcalinité de la solution interstitielle de la matrice des TRC et donc augmente la durabilité du renforcement du verre AR ou du basalte [9].

- La substitution d'une partie du clinker par les laitiers de haut-fourneau granulé, des matières formées lors de l'élaboration de la fonte à partir de minerai de fer, contribuent à l'amélioration des propriétés mécaniques de la matrice des TRC et sa durabilité ainsi qu'à la diminution de l'alcalinité de sa solution interstitielle. La nature hydraulique latente du laitier nécessite l'utilisation d'un agent d'activation pour pouvoir s'hydrater. La portlandite libérée par l'hydratation du Portland sert d'activateur du laitier, mais les performances mécaniques à court terme sont médiocres (temps de prise long, faibles résistances au jeune âge). Il est nécessaire d'utiliser un moyen supplémentaire pour l'activer : augmentation de la température de cure ou utilisation d'un agent activateur. A long terme, la matrice cimentaire avec laitier a une meilleure résistance mécanique et chimique par rapport à une matrice sans laitier. Cependant, la résistance aux cycles de gel et dégel diminue avec l'augmentation de la teneur en laitier de haut fourneau [9].

- Le métakaolin est une pouzzolane très réactive, il permet une augmentation de la résistance à la compression et à la flexion et améliore la liaison entre la matrice et le renfort. Comme les fumées de silice, son ajout permet d'avoir un matériau compact, d'améliorer la durabilité de la matrice et diminuer sa perméabilité. En outre, l'utilisation du métakaolin réduit le retrait [11].

- L'utilisation de filler calcaire contribue à l'amélioration de la stabilité du béton frais et augmente sa compacité. Puisqu'il est utilisé comme une addition inerte permettant de remplacer une partie du ciment, cela conduit à une réduction de la résistance et la durabilité. Pourtant, grâce à l'augmentation de la compacité de la matrice, cette diminution peut être partiellement compensée.

b) Liants alternatifs

Puisque le ciment Portland est considéré comme un matériau non écologique et produit un environnement fortement alcalin généralement nuisible aux textiles, des ciments alternatifs qui n'ont pas ces inconvénients ont été l'objet de recherche ces dernières années.

- Le ciment à haute teneur en alumine (HAC), appelé aussi ciment d'aluminate de calcium (CAC) ou ciment alumineux, a été étudié dans le cadre du projet de recherche allemand SFB 532 comme étant un autre liant possible pour la matrice de TRC [12]. Ce ciment est obtenu en faisant réagir à haute température de la chaux (ou oxyde de calcium) et de l'alumine (ou oxyde d'aluminium). Il se caractérise par un durcissement rapide et une grande résistance au jeune âge, alors il peut être intéressant pour la préfabrication des éléments de TRC où un temps de démoulage court est désiré. Après leur mélange avec de l'eau, les ciments alumineux atteignent dans les 24 heures jusqu'à 90% de leur résistance finale. Bien que les études ont montré la possibilité d'utilisation ce type de ciment comme liant principal, la procédure de mélange reste complexe et le dosage en plastifiant et stabilisant demande une grande précision. Néanmoins, certains mélanges à base de CAC ont montré une amélioration de la durabilité des TRC en verre AR [13]. En outre, ils présentaient des résistances élevées au jeune âge, souhaitables dans le processus de production industrielle.

- Les ciments de phosphate inorganique ou Vubonite (IPC) ont été récemment développés comme un liant alternatif notamment dans le cas d'utilisation des renforts en verre. Le terme Vubonite est issu de la contraction de VUB (Vrije Universiteit Brussel) et Wollastonite. Le premier étant le lieu où le liant a été développé, et le deuxième étant la roche de composition chimique CaSiO_3 à partir de laquelle est fabriqué le liant. Ces ciments sont généralement acides à l'état frais et neutre après durcissement. Les fibres de verre non AR peuvent être utilisées comme renfort dans ces conditions. Contrairement aux matrices précédemment détaillées, la Vubonite n'est pas un liant hydraulique, elle résulte en effet du mélange d'une poudre de silicate de calcium et d'une phase aqueuse acide (acide phosphorique). Le silicate de calcium réagit avec les ions métalliques de l'acide phosphorique présents dans la phase aqueuse. Il se forme une matrice minérale dotée d'une structure réticulaire 3D [14]. La Vubonite est composée de 82.5 doses de poudre pour 100 doses d'acide phosphorique. L'ouvrabilité relativement importante du matériau autorise divers processus de production industrielle. Cependant, cette matrice ne permet pas le moulage au contact de TRC directement sur des faces verticales ou en sous-face des structures. La Vubonite fait partie des matrices inorganiques non dangereuses car elle ne dégage aucun Composé Organique Volatile (COV) acteur de l'augmentation des Gaz à Effet de Serre (GES). De plus, la Vubonite est labellisée A1 (incombustible) dans l'EuroClass.

- Les matrices constituées de géopolymères sont chimiquement très résistantes, notamment aux environnements acides, qui sont très agressifs pour d'autres types de matrices [15]. Ainsi, les TRC fabriqués avec des géopolymères pourraient être utilisés pour des réparations ou comme des couches de protection au lieu des résines de polymère. En outre, ils présentent de petites déformations de retrait, une grande résistance à la traction, et une grande résistance au feu. Cependant, les recherches concernant ce type de ciment notamment en ce qui concerne son utilisation en tant que liant de la matrice des composites TRC, sont très récentes et encore peu nombreuses.

- Récemment, l'utilisation des liants ettringitiques a été étudiée notamment dans le cas des renforts de verre E. Ce type de liant, dont le principal hydrate formé est de l'ettringite, présente la particularité d'être exempt d'hydroxyde de calcium (i.e. Chaux), ce qui permet de limiter les risques de corrosion des fibres de verre E. Des essais de vieillissement accélérés des composites dans des bains à 50 ° C (et 70 ° C) ont été réalisés. Les observations en microscopie électronique des fibres de verre E prélevées dans la matrice montrent que les fibres ne sont pas attaquées. Les performances mécaniques des composites sont équivalentes à celles des composites renforcés avec des fibres alcalis – résistantes [16]. L'une des propriétés d'un liant ettringitique est qu'il est adapté pour durcir et monter rapidement en résistance ce qui le différencie notamment des ciments Portland [16], [17].

c) Matrices chargées de polymère

L'ajout des polymères à la matrice cimentaire, permet de modifier la résistance mécanique (résistance en traction et en compression), d'améliorer l'adhérence fibre-matrice et d'augmenter la durabilité du composite. Il existe deux manières d'ajouter du polymère au mortier : par imprégnation du mortier durci (Polymer Impregnated Concrete, PIC) ou en ajoutant le polymère directement dans la formulation du mortier (sous forme de poudre en la mélangeant au liant ou directement sous forme de liquide lors du malaxage), (Polymer Modified Concrete, PMC).

Imprégnation du mortier par polymère (PIC) : cette méthode permet d'augmenter le module d'élasticité, la résistance en traction et celle en compression et permet aussi une diminution de son fluage. Cependant, elle est coûteuse et technologiquement complexe à mettre en œuvre.

Modification du ciment par polymère (PMC) : contrairement à la méthode précédente, la PMC est très facile à mettre en œuvre mais elle engendre une réduction du module d'élasticité ainsi que la résistance à la traction et celle en compression de la matrice. Cependant, cette méthode peut s'avérer intéressante car généralement dans le cas des composites TRC, le mortier est utilisé en tant que matrice, donc ce ne sont pas les caractéristiques mécaniques du mortier qui comptent mais plutôt son adhérence avec le renfort.

1.2.1.3 Modification des matrices TRC par l'ajout de fibres courtes

L'allure des courbes contrainte-déformation des TRC en traction peut varier considérablement en fonction de la qualité et la quantité du renfort textile. Avec l'augmentation de la teneur et la finesse des fils, la résistance à la traction des TRC augmente tandis que la capacité de déformation (déformation à la rupture du composite) diminue [18]. Certes, les propriétés des fils eux-mêmes, y compris l'effet des divers matériaux d'imprégnation, jouent un rôle majeur sur la performance du TRC, mais une teneur plus élevée du renfort textile n'améliore pas la

résistance à la première fissuration de TRC. Ce paramètre peut être considérablement amélioré en insérant des fibres courtes en verre, carbone ou polymère dans la matrice [19, 20, 21]. Le rôle de l'ajout des fibres courtes dans la matrice cimentaire a été bien étudié. Cette addition permet d'empêcher et limiter le développement des microfissurations. De plus, elle retarde la fusion des microfissures et il faut des sollicitations plus élevées pour ouvrir et propager ces microfissures (figure 1.2).

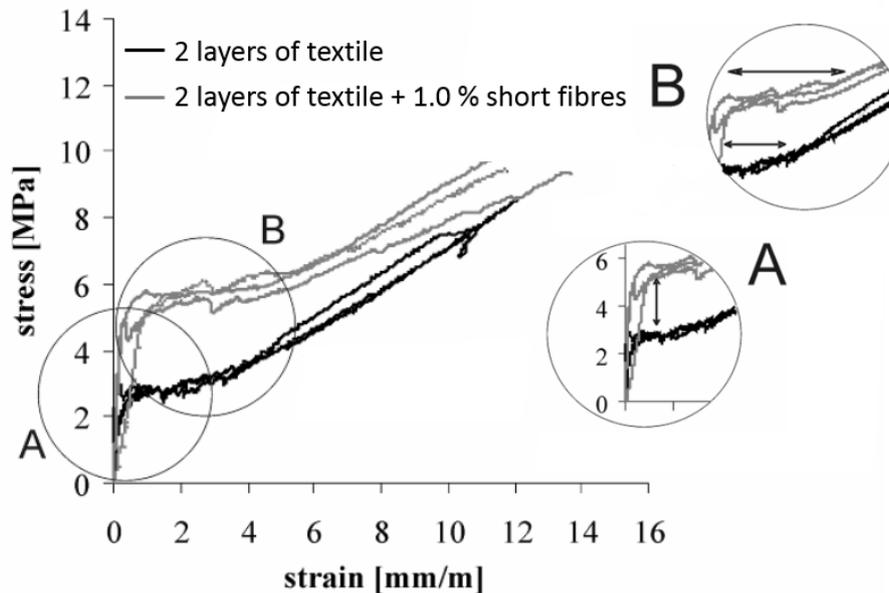


Figure 1.2 – Effet de l'ajout des fibres courtes de verre AR sur le comportement contrainte-déformation du TRC soumis à un effort de traction [21]

1.2.2 Renforts

1.2.2.1 Introduction

Au cours des 100 dernières années, l'acier a été traditionnellement utilisé comme un renforcement pour le béton. Les structures en béton armé présentent un ensemble de propriétés positives importantes comme la grande résistance et rigidité. Cependant, leur poids est très élevé et le renforcement en acier limite la taille et la forme des produits en béton. De plus, les barres d'armature en acier sont sensibles à la corrosion qui peut provoquer une destruction du béton en réduisant l'aire effective de la section transversale des barres. Une alternative au renforcement en acier est l'utilisation des renforts textiles qui permettent une amélioration de la durabilité des structures de génie civil.

Les renforts textiles à haute résistance sont largement utilisés dans divers domaines de la construction, y compris la construction de bâtiments et de structures, la construction de routes et l'ingénierie hydraulique. Ils présentent plusieurs avantages tels que la production des éléments très minces et de formes complexes et une meilleure résistance à la corrosion. Le renfort textile pour les composites comprend différents niveaux de structure hiérarchique : fibre ou filament, fil ou roving, et tissu (figure 1.3). Les fibres peuvent être de différentes natures : verre, basalte, aramide, carbone, etc. Ces types de fibres ont de très bonnes caractéristiques mécaniques (résistance, module, etc) en comparaison avec les métaux. Le tableau 1.3 présente les caractéristiques techniques de filaments de différente nature.

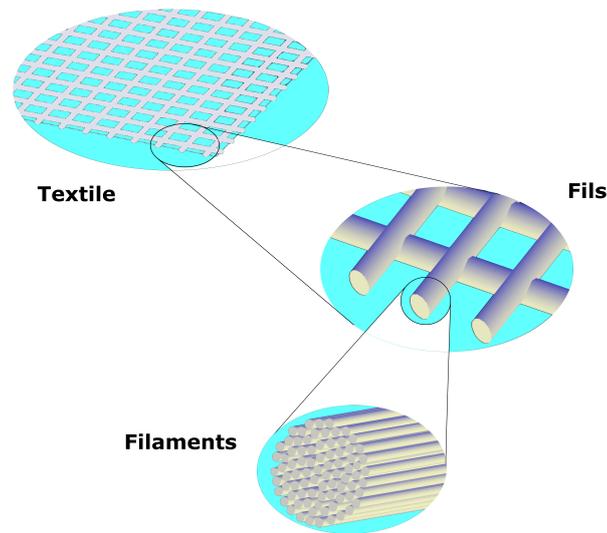


Figure 1.3 – Structure du renfort textile

Dans le cadre des TRC, les renforts textiles doivent présenter une bonne compatibilité avec les matrices (sensibilité limitée à l'alcali-réaction et la corrosion), une facilité de mise en œuvre, une bonne capacité d'imprégnation, un module d'Young élevé et une meilleure adhérence textile-matrice pour contrôler l'ouverture des fissurations et augmenter la rigidité du TRC. Grâce aux nombreux procédés de technologies de production (tricotage, tissage, tressage et collage), les textiles offrent la possibilité de création de motifs adaptés aux performances souhaitées. Les fils de verre AR, de basalte, d'aramide, de carbone ainsi que les fils hybrides (fils constitués d'au moins deux différents types de fibres) répondent à ces exigences. Cependant l'utilisation de carbone est limitée à certaines applications vu son coût très élevé.

Tableau 1.3 – Caractéristiques techniques des fibres

Nature de fibre	Résistance (MPa)	Module d'Young (GPa)	Allongement à la rupture (%)	Coefficient de poisson	Densité (g/cm ³)	Diamètre mini-max (μm)
Verre-E	1100-1550	72-73	1.8	0.22	2.6	5-24
Verre-AR	1100-1700	74-76	1.8	0.25	2.7	9-27
Basalte	1800	85	2.1	0.25	3.0	9-13
Aramide	3000	60-130	1.8-2.3	0.35	1.8	5-15
Carbone	3000-5000	200-250	1.8	0.3	1.8	5-8

1.2.2.2 Présentation des fibres suivant leur nature

a) Fibres de verre

Les fibres de verre sont fabriquées à partir d'un mélange de silice SiO₂ (~ 70%), d'oxyde de calcium CaO (~ 10%), d'oxyde de sodium et/ou de potassium Na₂O et K₂O (~ 10%) et d'autres oxydes. En faisant varier la composition de ce mélange, différents types de verre peuvent être obtenus (verre E, verre C, verre AR...). Le mélange est porté à fusion à plus de 1300 ° C puis transféré dans un four filière à 1000 ° C. En sortie de filière, le verre est étiré à grande vitesse

(entre 25 et 150 m/s) pour former des filaments continus dont le diamètre varie de 10 à 50 μm . Les fibres ainsi produites ne peuvent pas être utilisées sous cette forme en raison de plusieurs points faibles : manque de cohésion inter-filamentaire, forte sensibilité à l'abrasion, présence de charges électrostatiques et mauvaise compatibilité avec la matrice. Pour toutes ces raisons et dans le but d'être tissées, les fibres sont ensuite ensimées. Il existe trois principaux types d'ensimages :

- L'ensimage textile pour permettre le tissage. Il fait intervenir des agents collants, lubrifiants, adoucissants ou encore antistatiques ;
- L'ensimage plastique ou finish qui consiste à déposer un agent de pontage rendant possible la liaison fibre-matrice ;
- L'ensimage textile-plastique qui confère aux fibres les propriétés nécessaires au tissage et à la liaison fibre-matrice en une seule étape.

Les fibres de verre possèdent des propriétés intéressantes telles que l'incombustibilité, l'insensibilité aux variations thermiques et hygrométriques, la grande résistance aux agents chimiques, la faible conductivité thermique et la résistance à des températures élevées avec un point de fusion de l'ordre de 800 °C.

b) Fibres d'aramides

Ce sont des polyamides aromatisés obtenus par synthèse à basse température (environ 10 °C). Ils sont ensuite filés et étirés pour obtenir un module d'élasticité élevé. Il existe plusieurs types de fibres aramide qui se différencient notamment par la position des groupements fonctionnels sur les noyaux aromatiques : les para-aramides (couleurs dorées), les méta-aramides (couleur blanchâtre) et les copolymères de para-aramide. Les fibres de para-aramide sont nettement plus tenaces (résistance à la rupture de l'ordre de 3 GPa) et rigides (le module d'élasticité peut dépasser 100 GPa) que les fibres de méta-aramide. Le para-aramide se décline sous 3 formes : normale (N), à haute résistance (HT) et à module d'Young élevé (HM). La fibre d'aramide possède une excellente stabilité thermique, elle ne s'enflamme pas dans un taux normal d'oxygène et reste très peu combustible. Cependant elle présente une grande difficulté à être coupée (résistance au cisaillement) ou à être usinée et retient une humidité importante. De plus, son coefficient de dilatation négatif constitue une limite non négligeable dans la perspective de l'emploi de cette fibre dans le cadre des TRC. Comme les fibres de verres, les fibres d'aramides pourraient être sensibles au milieu alcalin. De nouvelles fibres élaborées telles que Tecnora présentent une meilleure résistance au milieu alcalin [22].

c) Fibres de basalte

La fibre de basalte est une fibre naturelle provenant d'une roche volcanique issue d'un magma refroidi rapidement au contact de l'eau ou de l'air. C'est le constituant principal de la couche supérieure de la croûte océanique. La fabrication de la fibre de basalte exige la fonte de la roche à environ 1400 °C. La roche fondue est alors extrudée pour produire les filaments continus de fibre de basalte. La fibre de basalte est connue pour ses grandes propriétés thermiques, elle est ainsi incombustible. Elle possède de meilleures propriétés mécaniques que la fibre de verre et résiste au feu à une température d'utilisation élevée (820 °C), comme la fibre de silice, de céramique ou de carbone, tout en étant beaucoup moins coûteuse (3 à 4 fois moins chère que la fibres de silice). Elle possède également une bonne mouillabilité et n'absorbe pas l'humidité et

elle a une très bonne résistance aux produits chimiques, à la corrosion et aux rayonnements UV. Cependant, le basalte est instable au milieu alcalin. Cela nécessite d'envisager un traitement spécifique afin de pouvoir les utiliser au sein d'un matériau composite TRC [23].

d) Fibres de carbone

Les fibres de carbone peuvent être fabriquées par deux méthodes, la première se base sur la pyrolyse de polyacrylonitrile (PAN), la deuxième est basée sur le produit de pétrole. Pour les deux méthodes, la teneur en carbone doit être supérieure à 90%. Il existe plusieurs types de fibres de carbone en fonction de leurs propriétés mécaniques : les fibres HR (haute résistance), les fibres HT (haute ténacité), les fibres HM (haut module) et les fibres THM (très haut module). Les fibres de carbone possèdent de très bonnes caractéristiques mécaniques et une très bonne résistance aux attaques chimiques. Elles ont aussi une excellente tenue en température, une meilleure durée de vie en fatigue et une insensibilité à l'humidité et aux rayons X. Cependant elles constituent un mauvais isolant et ont un coût élevé [24].

1.2.2.3 Architecture du renfort

Les fibres qui viennent d'être présentées servent à fabriquer des renforts ayant des architectures variées. Le textile a comme objectif de garantir une position relative des fibres entre elles afin d'assurer une distribution régulière des efforts sur la section transversale des éléments portants. Le textile doit conserver sa stabilité géométrique lors des manipulations diverses, y compris lors de sa mise en œuvre dans le cadre des TRC. Historiquement, les matériaux composites ont été utilisés pour des pièces de type plaques/coques (faible épaisseur devant les autres dimensions). Ainsi, les fibres étaient placées dans la direction principale de la sollicitation mécanique de la pièce à fabriquer. Sur ce principe, les renforts uni-directionnels (UD) (figure 1.4.a) remplissent cette fonction en offrant une direction privilégiée devant les deux autres. Les renforts tissés (tissés, tricotés, tressés ou cousus) ou les mâts permettent d'avoir un comportement plus "isotrope" dans le plan de la plaque (figure 1.4.b). Les renforts textiles bidimensionnels sont utilisés uniquement pour la reprise des efforts dans les deux directions du plan. Les efforts hors plan, dans le cadre d'un composite, sont ainsi repris par la matrice elle-même. C'est la raison pour laquelle, les composites constitués de renforts bidimensionnels ont une faible résistance dans le sens perpendiculaire à son plan et sont très sensibles au délaminage. Enfin, plus récemment, des renforts 3D ont été utilisés pour des pièces de plus en plus massives (tri-dimensionnelles) nécessitant des propriétés mécaniques équivalentes dans toutes les directions et donc des fibres dans toutes les directions (figure 1.4.c).

La diversité des types de renforts est complétée par la diversité des motifs des architectures élémentaires. Ainsi, les renforts tissés sont par exemple caractérisés par les paramètres de structure suivants, dictant en grande partie les propriétés du renfort et du composite en résultant :

- la masse surfacique du renfort ou grammage en g/m^2 ;
- le type d'architecture 1D à 3D (figure 1.4) ;
- l'armure : le motif du tissage (figure 1.5) ;
- le taux de renfort exprimé en mèches. mm^{-1} de tissu pour chaque direction ;

— l'embuvage, qui caractérise l'ondulation du tissu, exprimé en %, et défini par :

$$Embuvage = \frac{L_{mèche}}{L_{tissu}} \times 100$$

Par exemple, pour un taffetas (figure 1.5.a) l'embuvage sera d'environ 150% alors que pour un satin de 8 (figure 1.5.b), l'embuvage sera d'environ 110%.

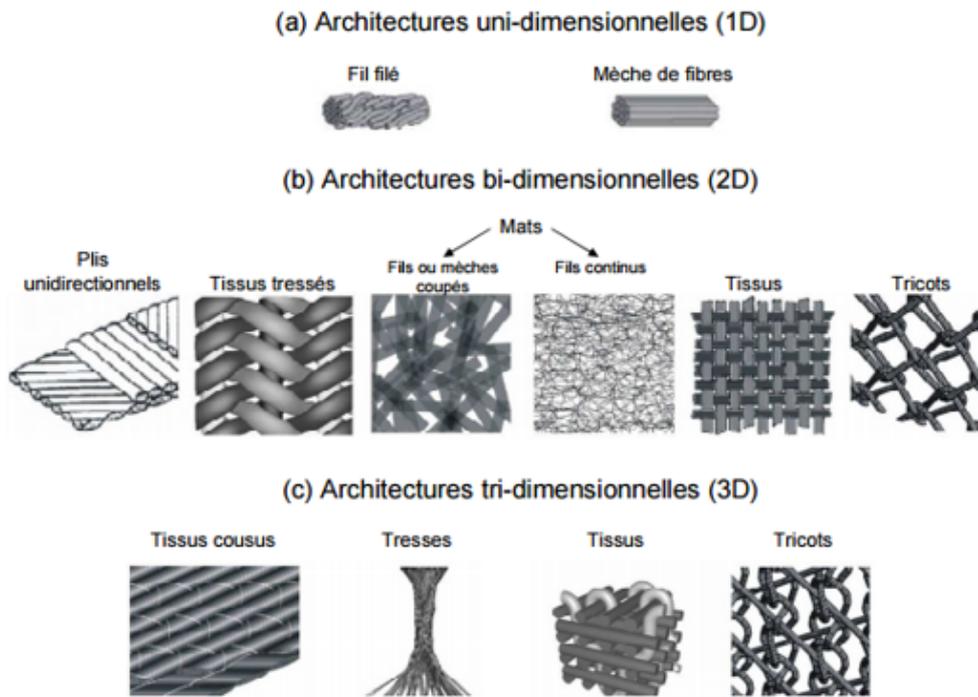


Figure 1.4 – Différents types de renforts hiérarchisés par rapport à leurs architectures [25]

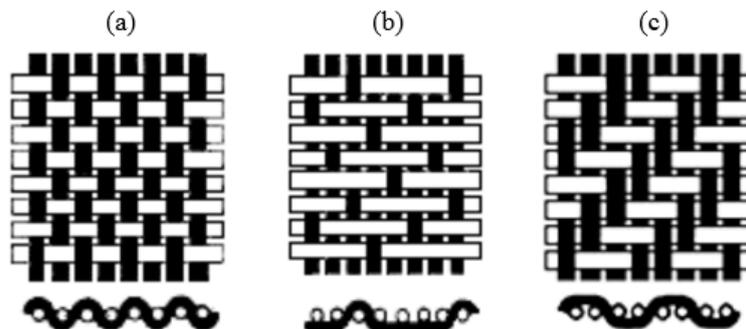


Figure 1.5 – Quelques types de tissages 2D rencontrés dans les renforts des composites : (a) taffetas, (b) satin de 8 et (c) sergé 2/2 [24]

1.3 Procédés de production de TRC

Plusieurs techniques de production de TRC ont été développées en fonction du renfort, de la matrice utilisée ainsi que la destination du composite TRC. En fonction du procédé de fabrication retenu, le composite pourra être entièrement mis en œuvre in situ (Coulage, laminage et projection) ou pourra être préfabriqué en usine par des machines spécialement développées à cet effet avant d'être acheminé sur son lieu de destination (techniques dérivées du principe de pultrusion). Ce paragraphe décrit ces procédés de fabrication et présente leurs avantages et inconvénients.

1.3.1 Coulage

Cette technique consiste à fixer le textile dans le coffrage et couler ensuite le béton en une seule étape. Des textiles 2D ou 3D peuvent être appliqués. La matrice doit avoir une consistance très fluide. La figure 1.6 illustre le processus de fabrication d'un élément de construction TRC en forme de losange en appliquant la technique de coulage. Tout d'abord un coffrage en forme de losange a été fait et les textiles ont été insérés autour de cet élément de coffrage (figure 1.6.a). La matrice est ensuite coulée dans le moule (figure 1.6.b). La figure 1.6.c illustre le processus de démoulage et la figure 1.6.d affiche l'élément fini en TRC.

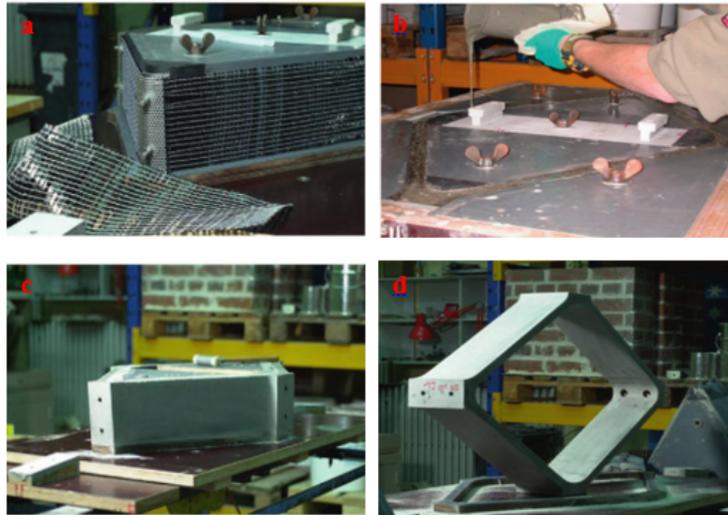


Figure 1.6 – Procédé de fabrication d'un élément de construction en TRC sous forme de losange [26]

Le procédé de coulage atteint ses limites lorsque la structure de renfort devient très dense pour une production horizontale ou quand elle a une rigidité insuffisante pour une production verticale. Une structure de renfort dense, par exemple plusieurs couches de textile étroitement placées, ne peut pas être enrobée par la matrice même si une grande énergie de compactage est appliquée. A une rigidité insuffisante, la structure du renfort ne peut pas avoir une position stable en raison de la pression exercée par la matrice. Ce procédé est adapté pour la fabrication des plats 2D ou de simples éléments de construction 3D .

1.3.2 Laminage

Le laminage, nommé aussi stratification manuelle ou moulage au contact, se réalise dans un moule préalablement conçu ou directement sur la pièce à réparer (notamment dans le cadre du renforcement ou de la réparation de poutres béton armé par TRC). Une fine couche de matrice est appliquée sur le substrat avant de déposer le renfort textile. Par l'intermédiaire d'une truelle et/ou un débulleur, la matrice doit permettre l'enrobage du renfort en éliminant toute inclusion d'air et en imprégnant au mieux les fils. Le procédé est ensuite répété jusqu'à ce que l'épaisseur du composant soit atteinte (figure 1.7). Cette technique ne nécessite ni matériel onéreux, ni main d'œuvre hautement qualifiée. Cependant, Elle ne permet pas d'atteindre des taux volumiques de renfort aussi importants que dans le cas de composites préfabriqués et en plus elle demande un temps de mise en œuvre élevé.



Figure 1.7 – Technique de laminage [26]

1.3.3 Projection

Cette technique est similaire à celle du laminage (la matrice et le textile sont appliqués couche par couche). La différence entre les 2 procédés réside dans l'application de la matrice. Au lieu d'être appliquée à la truelle et/ou au débulleur, la matrice est projetée à l'aide d'une machine (Figure 1.8.a). Cette technique permet d'améliorer le taux de production (temps de mise en œuvre réduit) mais présente un risque d'enrobage et d'imprégnation de moins bonne qualité du textile par rapport au laminage, ce qui peut diminuer considérablement les caractéristiques mécaniques du composite.

Pour des applications verticales de ce procédé, une matrice pompable et pulvérisable est exigée. Ainsi, pour qu'elle adhère aux surfaces verticales, la matrice doit présenter une viscosité importante.

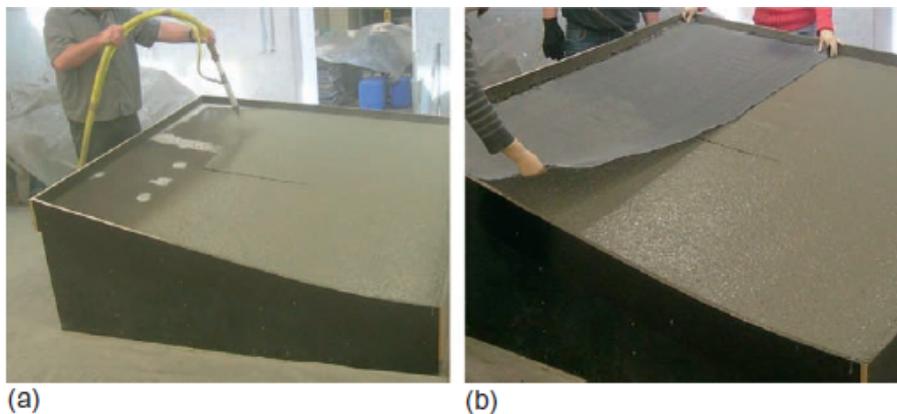


Figure 1.8 – Renforcement d'une coque par TRC : (a) injection de la première couche de matrice et (b) application du textile [26]

1.3.4 Techniques dérivées du principe de pultrusion

1.3.4.1 Pultrusion

Ce procédé de production de TRC fait l'objet d'une étude réalisée par [27], qui décrit la production de planches par un système d'imprégnation des filaments passant au travers de deux bains successifs de résine (Vubonite) sans aucune contrainte. L'utilisation des fils de faible Tex est indispensable à une imprégnation de bonne qualité. 792 filaments en verre E classique de 735 Tex passent au travers d'une première grille de 33×24 trous de 4 mm de diamètre. La sortie du premier bain est constituée d'une grille de 33×12 trous de 6 mm de diamètre (2 filaments par

trou). Le second bain est terminé par une grille de 33×4 trous de 8 mm de diamètre contenant chacun 6 filaments (figure 1.9.a). Les filaments passent ensuite dans un four standard à 40°C puis dans un système de calibration (section ouverte en aluminium) d'une longueur de 3 m et d'une température de 70°C (figure 1.9.b). Cette technique permet d'obtenir des taux de renfort élevés (de l'ordre de 21%) ainsi qu'une meilleure interaction entre la fibre et la matrice.



Figure 1.9 – Technique de pultrusion [27]

1.3.4.2 Imprégnation mécanique

Dans le but d'augmenter l'ancrage fibre-matrice, la VUB [28] a développé une unité spéciale de compactage SCI (de l'anglais Self Compacting Impregnator) pour la production de systèmes composites à matrice IPC (Inorganic Phosphate Cement comme la Vubonite). La fibre de renfort peut se présenter sous la forme de rovings (mèches de fibres collées/ensimées) ou de tissus tressés continus. Le renfort passe entre deux cylindres horizontaux en rotation qui forcent l'imprégnation de la matrice comme illustré en figure 1.10. Ce procédé permet d'atteindre un taux de renfort de 25%.

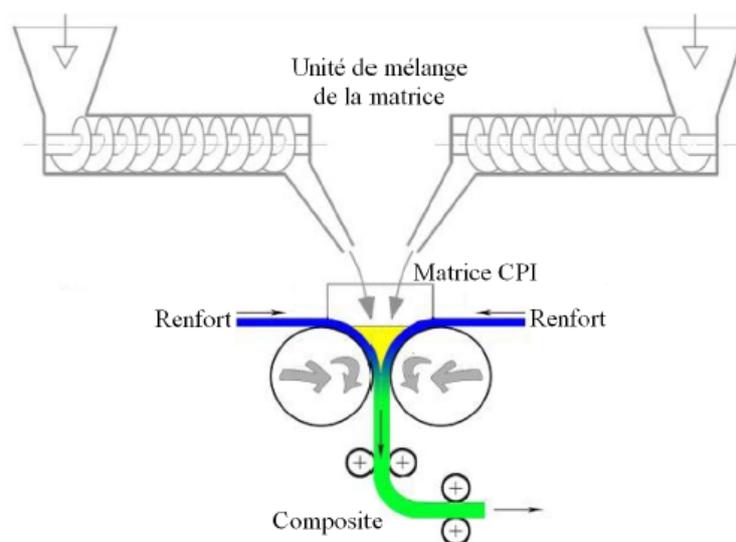


Figure 1.10 – Principe du procédé d'imprégnation mécanique par compactage SCI [28]

1.3.4.3 Le compactage

Afin d'améliorer les performances mécaniques intrinsèques du composite, le procédé de pultrusion peut être complété par un processus de compression. Dans l'étude de Promis [27], la compression a été réalisée par une presse constituée de quatre pistons de 160 mm de diamètre (figure 1.11). Ce procédé permet d'ajouter des couches de renfort multidirectionnel sur les 2 faces extérieures d'un pultrudé unidirectionnel, ce qui offre à ce composite une meilleure résistance au cisaillement plan.

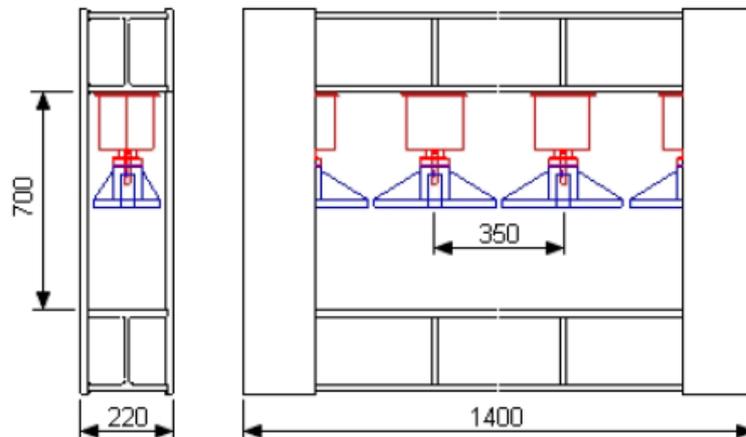


Figure 1.11 – Principe de la presse de compression [27]

Promis [27] a étudié des matériaux se composant d'une première couche de matrice IPC pultrudée et renforcée par 864 filaments de 735 Tex. Cette couche est ensuite comprimée entre deux couches de fibres de verre mat à 300 g/m² et deux couches de finition de 40 g/m² (figure 1.12). Le taux de renfort ainsi obtenu est théoriquement égal à 27% (contre 21% par pultrusion non compactée), avec un alignement du renfort à 94% dans le sens longitudinal. L'imprégnation des tissus de mat est réalisée grâce à l'excédent de matrice présent au niveau des filaments et des vides.

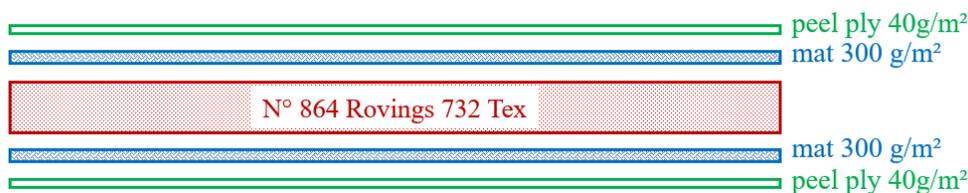


Figure 1.12 – Profil transversal des plats pultrudés puis comprimés [27]

La préfabrication des composites via ces différentes techniques permet d'avoir une faible dispersion des caractéristiques mécaniques du TRC, de permettre la mise en œuvre avec un taux de renfort plus élevé et d'améliorer les performances mécaniques du composite.

1.3.5 Autres techniques

Il existe d'autres procédés de production de TRC :

- La technique de pompage et injection, qui consiste à fixer le renfort textile dans un moule à double face et injecter par la suite la matrice à l'aide d'une pompe à mortier. Cette méthode présente l'avantage de préfabriquer des composites TRC de formes complexes [29].

– Le procédé «Spinning» qui consiste à compacter la matrice par rotation rapide autour de l’axe du coffrage. Il est généralement utilisé pour la fabrication des tubes et des poteaux. Cette technique permet d’atteindre un taux de renfort élevé mais elle prend beaucoup de temps (le processus est interrompu à chaque insertion de textiles afin de conserver leur position) [26].

– La «wellcrete technology» qui est une méthode d’extrusion à basse pression permettant de produire des profilés de TRC à une vitesse allant jusqu’à 8m/min dans le cas d’une production de masse [30]. Le procédé Durapact est une autre méthode d’extrusion à basse pression « module process technology » qui permet uniquement la production de plats TRC mais a pour avantage, par rapport au procédé précédent, de faciliter la modification du composite conçu, d’être à moindre frais et de nécessiter moins de place [30].

1.4 Etude de l’adhérence dans un TRC

Les matériaux composites à matrice polymère se caractérisent par une forte adhérence fil-matrice. Le transfert d’effort dans le matériau peut être considéré parfait. Ainsi, leurs lois de comportement en traction peuvent être modélisées de façon simple et précise en considérant une hypothèse d’adhérence parfaite. En revanche, dans le cas des composites à matrice minérale, l’adhérence fil-matrice reste très limitée.

Les propriétés des composites TRC dépendent des propriétés des textiles, (type et géométrie), des propriétés de la matrice et aussi de l’adhérence fil-matrice. Cette adhérence influe fortement sur le comportement global du matériau composite, sa résistance, sa ductilité et sa ténacité [1]. Généralement, une forte adhérence conduit à la rupture du renfort, en apportant une grande résistance au composite avec une faible ductilité et un comportement relativement fragile ; tandis qu’une faible adhérence conduit à l’arrachement des fibres en fournissant un matériau composite ductile et peu résistant.

Les mécanismes d’adhérence dans un TRC dépendent de plusieurs paramètres comme : la forme du fil (mono ou multi-filament), la forme du textile et la géométrie de ses fils, la nature chimique des fibres et de la matrice et le procédé de fabrication. Un nombre important d’études expérimentales et analytiques a caractérisé l’adhérence entre la fibre et la matrice cimentaire. Ces études ont exploré différents types de fibres de haut et bas module avec différentes géométries. La compréhension de ces mécanismes d’adhérence est ainsi nécessaire à l’appréhension du comportement mécanique du TRC.

1.4.1 Adhérence fil-matrice : échelle microscopique

Généralement, les textiles utilisés pour la production des TRC sont constitués des fils multi-filaments composés de centaines voire de milliers de filaments de diamètre très fin. Cette forme de fil offre de nombreux avantages en tant que renforcement, en permettant le développement de composites à base de ciment performants. Cependant, l’utilisation d’un renfort multi-filaments avec une matrice cimentaire est difficile, en raison de sa nature particulière. La matrice en effet se compose de particules de diamètre ($\sim 5-70 \mu\text{m}$) relativement plus grand que l’espacement entre les filaments (ayant des espaces internes inférieurs à $5 \mu\text{m}$). Par conséquent, les particules de ciment ne peuvent pas pénétrer complètement dans les espaces entre les filaments internes (figure 1.13). Il en résulte une microstructure, dans laquelle les filaments externes sont en

contact direct avec la matrice (grâce à la bonne pénétration des grains de ciment), alors que les filaments internes restent relativement libres (du fait de la pénétration de la matrice limitée ou l'absence de la matrice entre les filaments intérieurs) [31], [32], [1], [33].

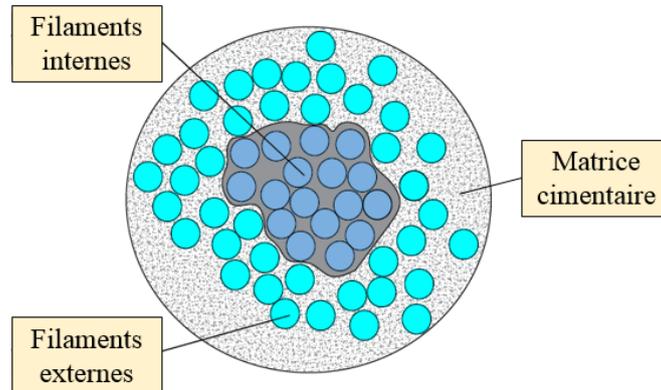


Figure 1.13 – Visualisation des filaments internes non imprégnés et externes imprégnés

1.4.2 Mécanisme d'adhérence

De nombreux travaux de recherche ont été réalisés pour comprendre le comportement mécanique d'un fil multi-filamentaire enrobé dans une matrice cimentaire. Sur le plan expérimental, il s'agit principalement de l'analyse de différents essais d'arrachement (pull-out test) développés par différents auteurs. Badanoiu et al. [34] et Kruger [35], ont par exemple mis au point des essais d'arrachement à double longueur d'ancrage (figure 1.14.a et figure 1.14.b respectivement). Alors que Peled et Bentur. [36] ont réalisé un essai à simple longueur d'ancrage (figure 15.c).

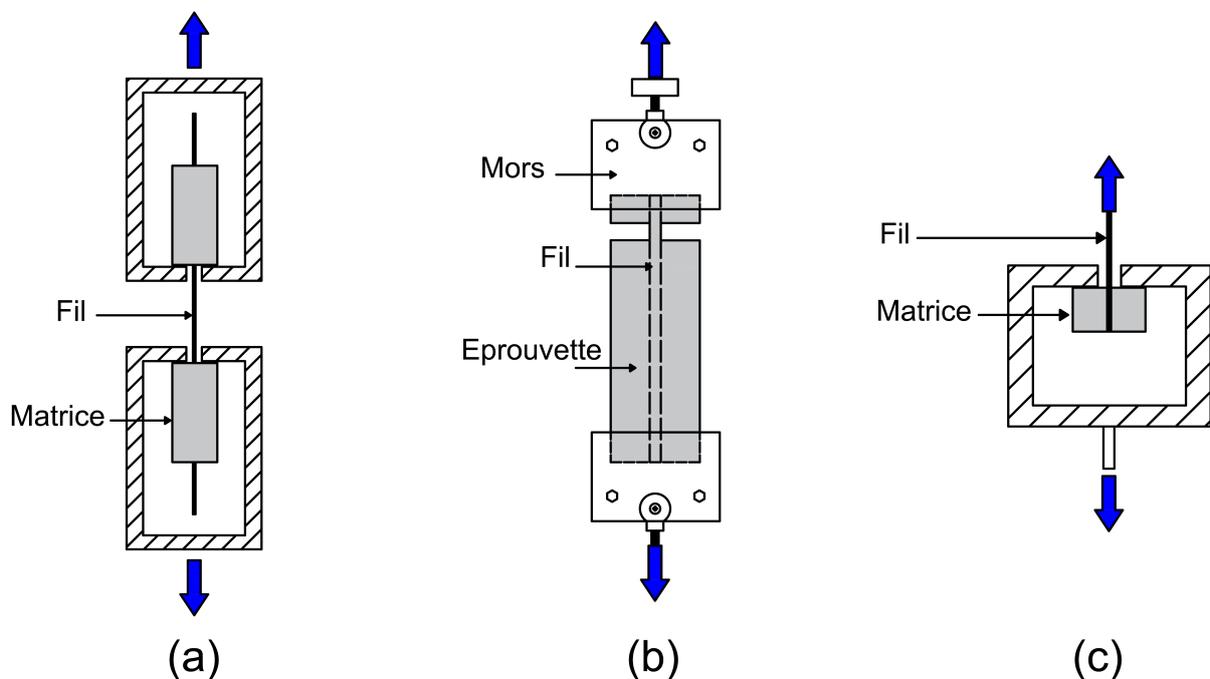


Figure 1.14 – Essai d'arrachement : (a) et (b) à double longueur d'ancrage [34, 35], (c) à simple longueur d'ancrage [36]

La figure 1.15 schématise deux cas différents du comportement d'arrachement obtenu expérimentalement (effort de traction en fonction du glissement du fil dans la matrice), selon

que les liaisons entre les filaments à l'intérieur du fil soient moins ou plus résistantes que les liaisons entre les filaments externes et la matrice. La partie pré-pic des courbes présente un comportement quasi-linéaire, suivi d'une non-linéarité jusqu'à atteindre l'effort maximal. Cette non-linéarité, ainsi que le comportement post-pic, dépend d'une part de l'adhérence entre les filaments externes et la matrice, et d'autre part de l'adhérence entre les filaments internes [37].

Pendant un essai d'arrachement, dans le cas où l'adhérence entre les filaments internes est significativement meilleure que celle entre les filaments externes et la matrice (cas a, figure 1.15), tous les filaments du fil sont sollicités. L'effort maximal repris par le fil est dans ce cas relativement important et dépend de la résistance propre des filaments. En revanche la rupture présente une ductilité plutôt faible, induite par la rupture des filaments les plus sollicités et le transfert des efforts vers les filaments non encore endommagés. Ce comportement est souvent observé dans le cas d'une pré-imprégnation complète du fil par un liant polymérique ou bien dans le cas où la surface des filaments est bien traitée. Ce comportement est aussi similaire à la réponse en traction directe d'un fil non enrobé et de longueur libre importante [38].

Cependant, dans le cas où l'adhérence externe (liaison filaments externes-matrice) est supérieure à l'adhérence interne (liaison entre les filaments internes peu ou pas imprégnés par la matrice) (cas b figure 1.15), les filaments internes les plus sollicités vont se désolidariser facilement de la matrice et l'effort sera transféré essentiellement aux filaments externes bien imprégnés dans la matrice. L'effort maximal repris par le fil est alors plus faible par rapport au cas précédent et la rupture présente une ductilité plus importante en raison des frictions induites par le glissement des fils internes désolidarisés de la matrice mais non rompus. Pour cette raison, l'énergie globale de rupture peut rester comparable à celle du cas précédent. Ce comportement peut être observé dans le cas des fils multi-filamentaires enrobés par des matrices cimentaires en raison de la pénétration limitée des particules de la matrice au cœur du fil.

Il s'avère d'après cette analyse que le degré d'imprégnation des filaments constituant un fil a une grande influence sur le comportement mécanique du composite contrairement aux matériaux renforcés par des armatures en acier qui sont enrobés parfaitement en surface par la matrice sans problème d'imprégnation partielle.

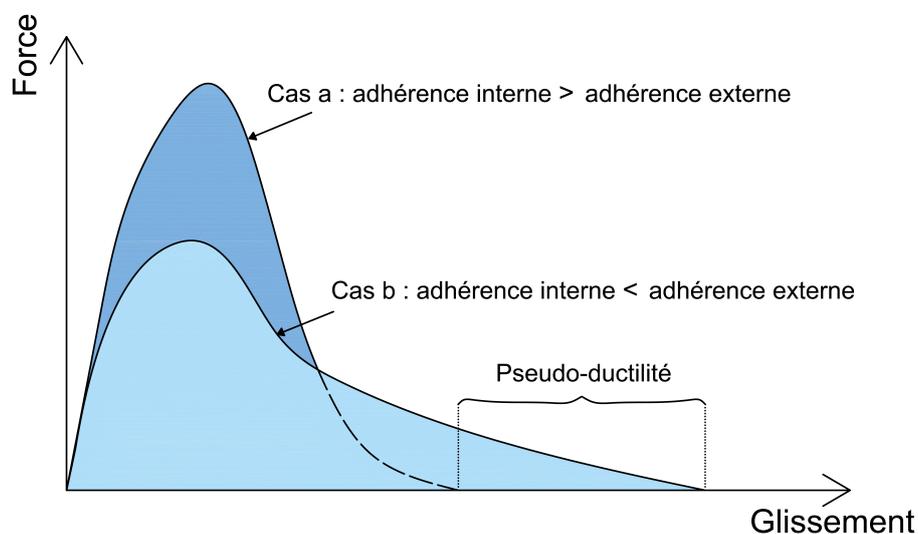


Figure 1.15 – Schématisation des différents comportements mécaniques d'un fil multi-filamentaire lors d'un essai d'arrachement selon la résistance des liaisons internes [39]

La pénétration partielle de la matrice produit un mécanisme d'adhérence spécial, où l'enrobage des filaments diminue en se rapprochant du centre du fil et donc l'adhérence entre les filaments diminue. Cette réduction de l'adhérence engendre une décroissance de la déformation dans les filaments en se rapprochant du centre du fil. C'est cette inhomogénéité de la répartition de la déformation dans le fil qui est à l'origine de la non-linéarité pré-pic mise en évidence sur la figure 1.15. De plus, ce défaut d'homogénéité entraîne les ruptures successives des filaments initiées par les filaments externes. La rupture prématurée d'un nombre suffisant de filaments externes conduit à la rupture prématurée du fil lui-même. Ce mode de rupture est dit «télescopique». Après la rupture des filaments externes, les filaments internes glissent par rapport aux filaments externes, ils interagissent ensuite et transfèrent les contraintes seulement à travers leurs surfaces de contact (absence de la matrice) (figure 1.16) [32],[39]. Par conséquent, les filaments internes ne sont pas efficacement utilisés pour le transfert de contrainte et peuvent être considérés comme «inutiles». L'inefficacité d'utilisation des filaments internes est évidente lorsque le comportement à la traction d'un composite à base de ciment renforcé par un textile de carbone est comparé à celui du textile lui-même (non enrobé dans une matrice de ciment) (figure 1.17)[40]. Une faible résistance à la traction du composite est observée par rapport à celle du textile seul, en raison de la faible pénétration de la matrice (figure 1.13). Par ailleurs, le composite présente une plus grande déformation par rapport au textile seul, en raison du glissement des filaments internes qui ne sont pas en contact direct avec la matrice.

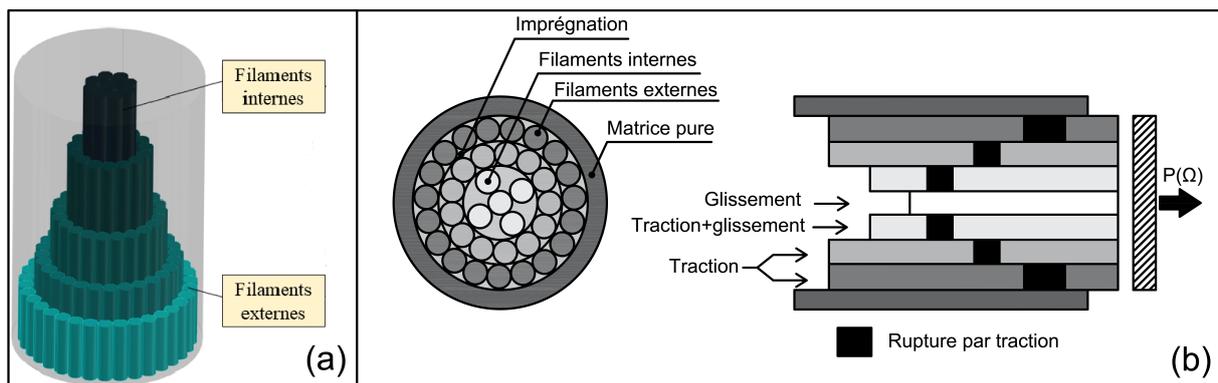


Figure 1.16 – Rupture télescopique d'un fil enrobé dans une matrice cimentaire soumis à un essai d'arrachement : (a) Schéma 3D [41] et (b) Schéma 2D [32]

Le mode de rupture télescopique a été mis en évidence par un essai mécanique développé par [32] (FILT test : Failure Investigation using Light Transmission test). Il s'agit d'un essai d'arrachement d'un fil de verre enrobé dans une matrice cimentaire. Les filaments de verre ont été éclairés par une source lumineuse sur l'une de leurs extrémités et la lumière a été captée sur des cellules photosensibles sur l'autre extrémité pendant l'essai. Avec ce dispositif, le corps du filament joue le rôle de fibre optique qui transmet la lumière tant qu'elle conserve son intégrité. Ainsi, il a été possible d'identifier sans difficulté l'instant précis de rupture de chaque filament pendant l'essai d'arrachement (figure 1.18) (les filaments non rompus au cours de l'essai sont représentés en blanc).

La figure 1.18 montre que la rupture des filaments commence à être perceptible dès que l'effort de traction atteint sa valeur maximale. Le mécanisme de rupture est caractérisé par des ruptures de blocs de filaments aux différents endroits du fil en commençant principalement par la périphérie vers le centre du fil. Les filaments externes se sont rompus en premier tandis que les filaments internes ne se sont pas rompus et sont restés actifs, en transmettant la lumière,

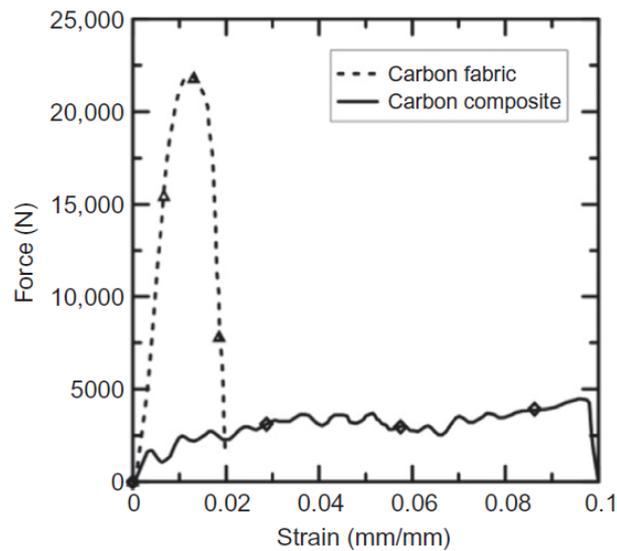


Figure 1.17 – Comparaison entre le comportement à la traction du composite de carbone et le textile de carbone tout seul (non enrobé dans une matrice cimentaire)[40]

jusqu'à la fin de l'essai. Cela a été aussi confirmé par Bentur et al. [42] (figure 1.19). Ces résultats confirment le mode de rupture télescopique du fil enrobé par une matrice cimentaire soumis à un essai d'arrachement dans lequel le comportement du composite est contrôlé par l'adhérence entre les filaments externes du fil et la matrice, ainsi que le glissement des filaments internes.

La qualité d'imprégnation des fils influence directement la qualité d'adhérence fil-matrice et par conséquent le comportement de composite. Pour cela, un paramètre important a été défini, nommé «taux d'imprégnation». Il représente pour une section représentative du fil, le rapport moyen entre le périmètre total de filaments enrobés par la matrice et le périmètre total des filaments constituant ce fil. Ce paramètre varie en fonction de la nature de la matrice, de la configuration du textile et de la méthode de mise en œuvre du composite.

1.4.3 Amélioration de l'adhérence

1.4.3.1 Pré-imprégnation du renfort

En se basant sur ce qui précède, et afin d'obtenir une meilleure performance du composite, il est nécessaire d'assurer un bon transfert des forces entre la matrice et l'ensemble des filaments constituant le fil. Notamment le transfert des forces entre les filaments internes et la matrice. Pour cela, les espaces entre les filaments du fil doivent être remplis en pré-imprégnant le renfort soit par des polymères (polymer coating) ou bien par des charges inorganiques (mineral coating).

a) Pré-imprégnation par polymères

C'est une méthode classique qui a été généralement appliquée afin d'améliorer la performance des composites à matrice minérale. De nombreuses études ont traité l'effet de la pré-imprégnation de différents types de renforts par polymères sur la performance mécanique et la durabilité du composite [37, 43, 44, 45, 46, 47, 48].

Il a été prouvé que le transfert de contrainte dépend du fait que le renfort soit enrobé ou non de polymères. Par exemple, Kruger et al. [49] et Xu et al. [50] ont déduit, à partir d'essais

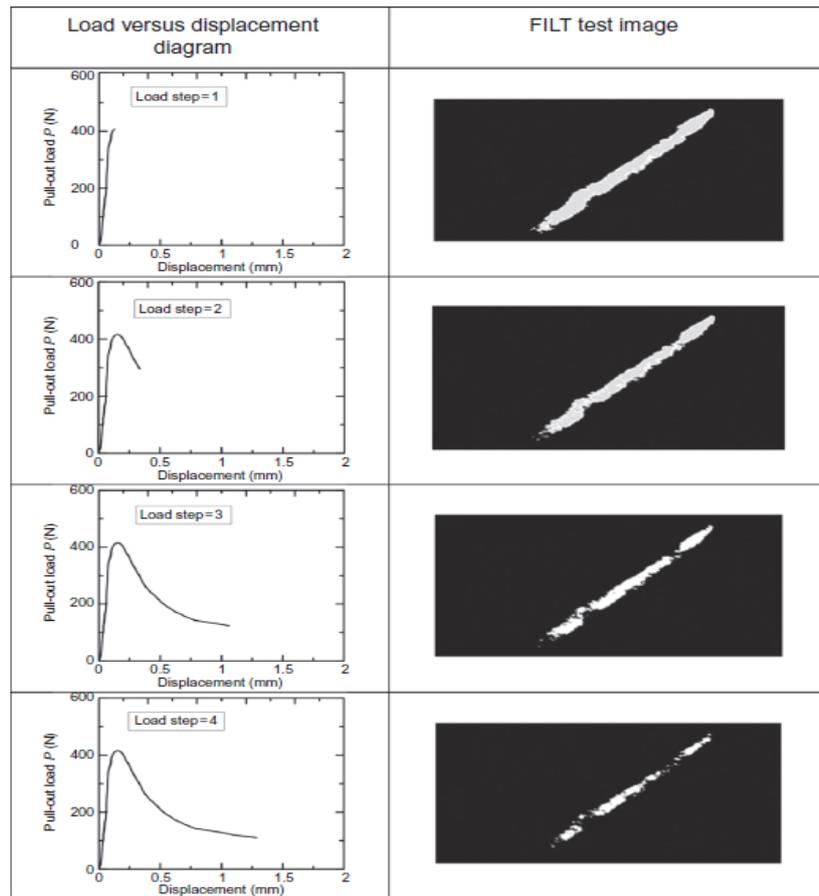


Figure 1.18 – Processus de rupture d'un fil de verre enrobé dans une matrice cimentaire lors des différentes étapes d'un essai d'arrachement. Courbes effort-glissement et images FILT des filaments [32]

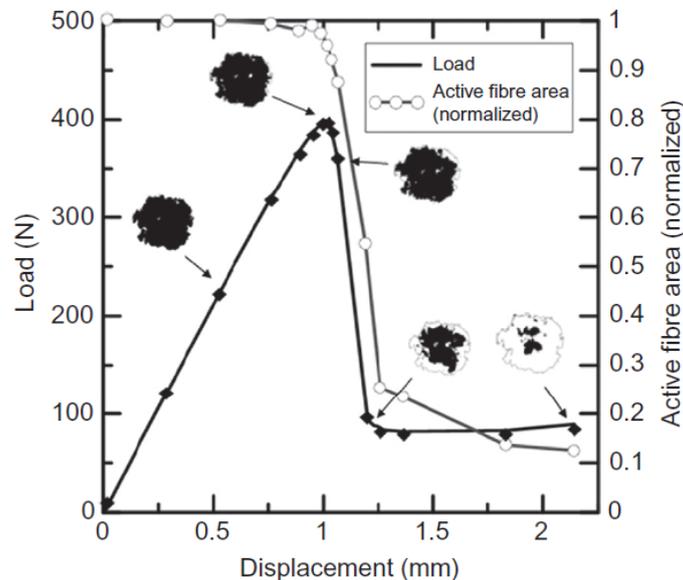


Figure 1.19 – Courbe effort-déplacement lors d'un essai d'arrachement et images des filaments actifs à différentes étapes de l'essai [42]

d'arrachement à double longueur d'ancrage (figure 1.14.b), que les textiles pré-imprégnés par une résine époxy présentent un effort maximal d'arrachement plus important et une rigidité élevée par rapport aux textiles non-pré-imprégnés. Cela a été montré pour les fibres de carbone, de verre (AR) et d'aramide (figure 1.20.a). L'augmentation de la résistance d'adhérence par pré-

imprégnation du renfort a été confirmée par des images microscopiques de la section transversale du fil enrobé dans la matrice, qui montrent un bon remplissage des espaces entre les filaments (figure 1.20.b). Cela permet d'améliorer l'efficacité des filaments internes qui peuvent alors contribuer à reprendre le chargement transmis par la matrice.

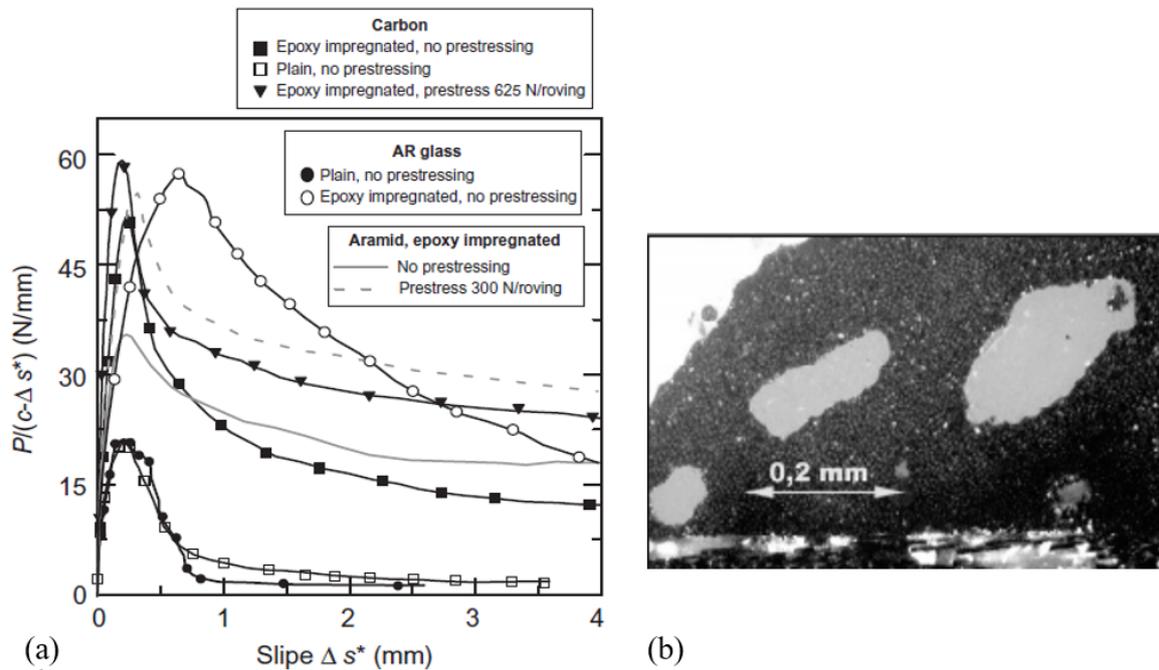


Figure 1.20 – (a) Force d'arrachement par unité de longueur en fonction du glissement des textiles de carbone, aramide et verre AR [50] et (b) Section transversale d'un fil de carbone pré-imprégné [50]

Raupach et al. [46] ont montré, à partir d'essais de traction directe sur TRC, que la capacité portante et la durabilité du composite de verre pré-imprégné par une résine époxy ont été améliorées par rapport au composite non pré-imprégné. D'Antino et al. [51] ont également montré une amélioration du comportement en traction des composites TRC constitués de textiles de carbone pré-imprégnés par polymère. Li et Xu [52] ont constaté une meilleure adhérence textile de carbone-matrice cimentaire grâce à l'épandage du sable sur le polymère de pré-imprégnation du textile, qui permet de favoriser un meilleur ancrage mécanique du textile dans la matrice. L'addition des nanoparticules (nano-argiles) au revêtement du polymère a également un effet positif sur la performance du composite en raison du développement des produits d'hydratation à l'interface fil-matrice et donc l'amélioration de la rigidité de l'interface du composite [10].

Cependant, l'utilisation du polymère comme produit de pré-imprégnation des textiles présente deux inconvénients majeurs : (i) la faible adhérence du polymère avec la matrice cimentaire à cause de leurs caractéristiques chimiques opposées, ce qui entraîne le délaminage du composite, comme c'est illustré sur la figure 1.21 [41] et (ii) la sensibilité du polymère aux températures élevées [53], ce qui pose un problème lors de l'utilisation de ces composites pour renforcer ou réparer les structures de génie civil (vis à vis de l'incendie).

Afin de surmonter ces problèmes, les renforts peuvent être pré-imprégnés par des charges minérales plutôt que des polymères. En effet, les particules minérales sont thermiquement plus stables que les polymères et présentent une bonne liaison avec la matrice cimentaire.

Le paragraphe suivant présente une synthèse des études menées sur l'effet de la pré-imprégnation par charges minérales sur le comportement mécanique des TRC.

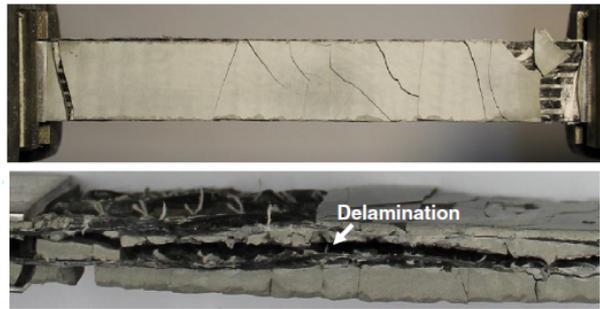


Figure 1.21 – Rupture par délamination d'un composite TRC renforcé par un textile de carbone pré-imprégné par une époxy [41]

b) Pré-imprégnation par charges minérales

Récemment, plusieurs auteurs ont étudié l'effet de la pré-imprégnation des renforts de verre et de carbone par des charges minérales sur le comportement mécanique des composites TRC et ont comparé ce type de pré-imprégnation avec la pré-imprégnation par polymères [54, 55, 56, 57, 41, 58, 59]. Dans ces études, la pré-imprégnation du renfort par charges minérales a été faite par voie humide en l'immergeant dans une suspension de particules minérales dans l'eau (rapport de masse 1 :1). Après leur pré-imprégnation (par charges minérales ou polymères), les renforts sont soit immédiatement enrobés par la matrice en les maintenant dans leur état humide (traitement humide), ou bien sont séchés à l'air ambiant pendant une durée de 24 heures avant d'être enrobés dans la matrice de ciment (traitement sec).

Dans le cas d'un renfort en carbone, Nadiv et al. [58] ont réalisé des essais d'arrachement à double longueur d'ancrage sur des fils de carbone non pré-imprégnés (figure 1.14.b), pré-imprégnés par une résine époxy (Epoxy) et par des charges de silices de deux tailles différentes : $0.15\ \mu\text{m}$ (Micro-silica) et $9\ \text{nm}$ (nano-silica). Il s'est avéré que les charges de micro-silices sont les plus efficaces en permettant la plus forte augmentation de la résistance d'arrachement et de la ténacité en comparaison avec la résine époxy (figure 1.22). Cela est dû à l'augmentation du degré d'imprégnation (figure 1.23.b) et à la formation des Silicates de Calcium Hydratés (C-S-H) grâce aux réactions pouzzolaniques, ce qui permet d'établir de fortes liaisons entre les filaments du fil d'une part et entre le fil et la matrice qui l'entoure d'autre part. Cependant, les charges de nano-silices ont produit une réduction des propriétés mécaniques à cause de leur agglomération importante qui entraîne une segmentation du revêtement (figure 1.23.c) pendant le processus de séchage et par conséquent une faible adhérence fil-matrice.

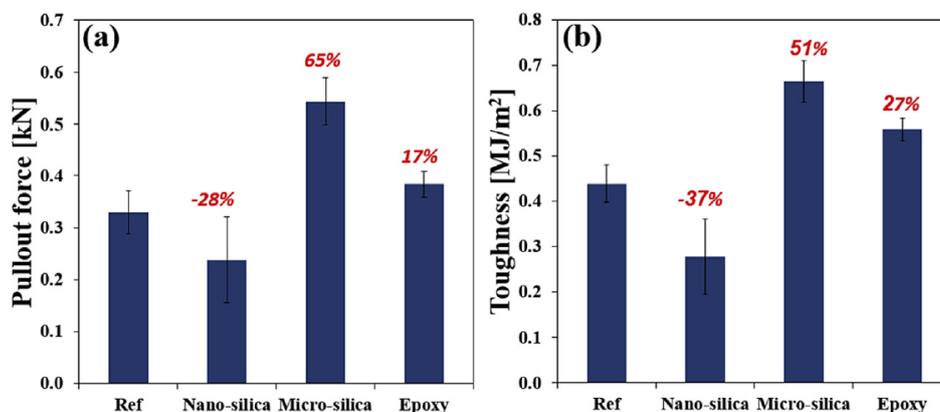


Figure 1.22 – (a) Force d'arrachement et (b) Ténacité des fils de carbone enrobés dans une matrice cimentaire [58]

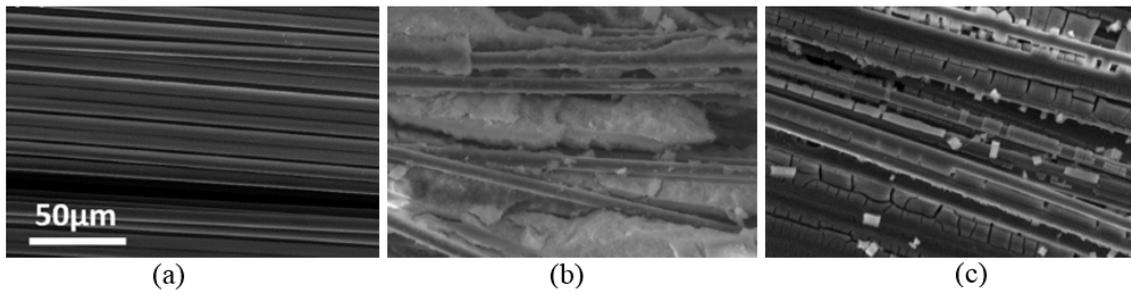


Figure 1.23 – Micrographies MEB du fil du carbone : (a) Ref, (b) Micro-silica et (c) Nano-silica [58]

Dvorkin et Peled [41] et Zamir et al. [57] ont mené des essais de traction directe sur des composites TRC renforcés de textile de carbone non pré-imprégnés (REF), pré-imprégnés par des particules de fumés de silice de différentes tailles : 50 nm (NSL) et 200 nm (MSL), pré-imprégnés par deux produits polymère : époxy (EPX) et latex (LTXA) et pré-imprégnés par des nanoparticules d'argile (NCLAY). Les essais ont été réalisés dans le cas de conditions normales de durcissement RC (immersion dans l'eau à température ambiante pendant 21 jours) et dans le cas d'un vieillissement accéléré AC (après RC, immersion dans l'eau à une température de 50 °C pendant 21 jours supplémentaires). Les résultats montrent que les composites EPX présentent les meilleures performances mécaniques : résistance à la traction et ténacité (figure 1.24 et figure 1.25) et un bon remplissage des espaces inter-filaments (figure 1.26.c). Cependant, du fait du caractère hydrophobe des polymères, par opposition aux propriétés hydrophiles des matrices de ciment, les polymères présentent une faible adhérence aux matrices cimentaires, ce qui entraîne une rupture par délaminage (figure 1.21). En ce qui concerne les composites MSL et NSL, les particules de fumés de silice permettent aussi un bon remplissage du fil (figure 1.26.b), une forte adhérence, sans délaminage, et des propriétés à la traction améliorées, par rapport au composite REF (figure 1.24 et figure 1.25). La faible adhérence entre le textile pré-imprégné par polymères et la matrice cimentaire est confirmée par le grand espacement des fissures du composite EPX (figure 1.25.b). Cependant, les composites contenant des charges minérales présentent des fissurations très denses (figure 1.25.b), expliquées par les réactions pouzzolaniques des charges de fumée de silice avec les hydrates à l'interface, qui améliorent l'adhérence textile-matrice et par conséquent le comportement en traction du composite. Les nanoparticules d'argiles ne présentent aucun intérêt, ce sont des particules inertes qui ne réagissent pas avec la matrice cimentaire, elles ne servent ainsi qu'à remplir les espaces entre les filaments, n'apportant aucune amélioration significative de l'adhérence.

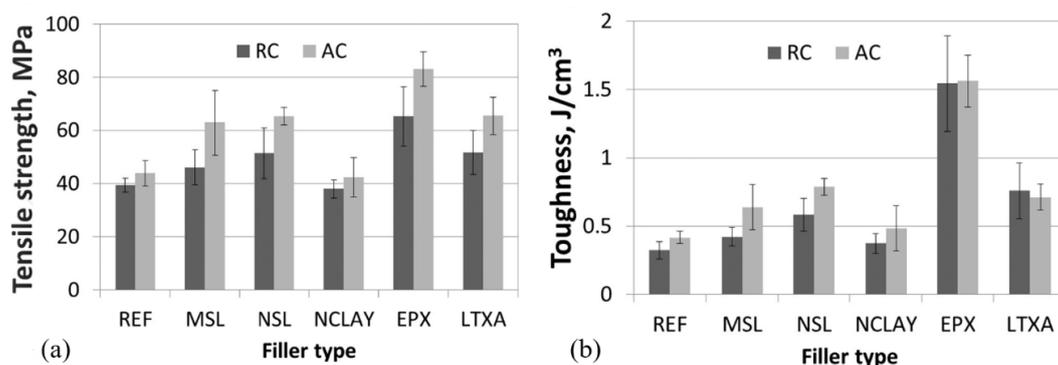


Figure 1.24 – Résistance à la traction et (b) Ténacité des composites renforcés de textiles de carbone [41]

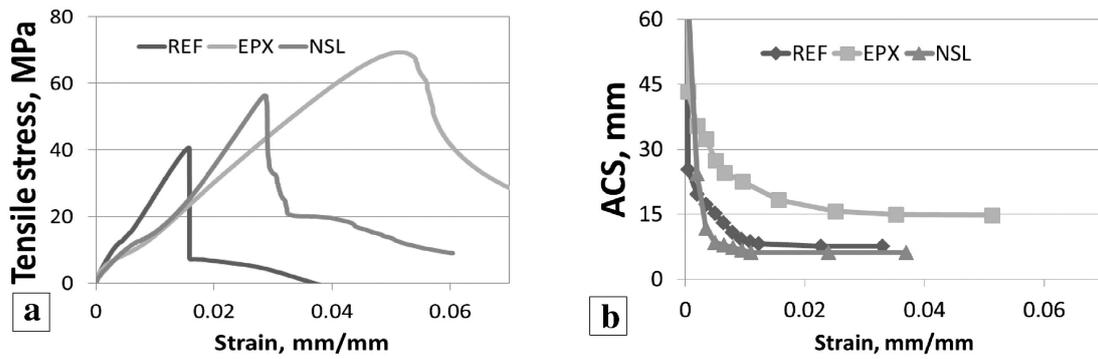


Figure 1.25 – (a) Courbes contraintes-déformation pour trois composites : REF ; EPX et MSL et (b) Courbes espacement des fissures (ACS)-déformation pour les trois composites (durcissement normal) [41]

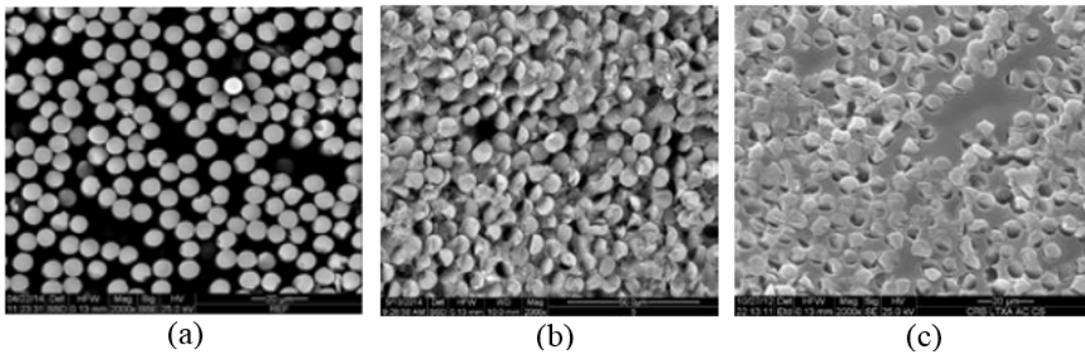


Figure 1.26 – Micrographies MEB de la section transversale d'un composite renforcé de textile de carbone : (a) REF, (b) MSL et (c) EPX [57]

Dans le cas d'un renfort en verre AR, l'influence de la pré-imprégnation a été évaluée expérimentalement par des essais d'arrachement à simple longueur d'ancrage (figure 1.14.c) [56] et des essais de traction directe [54]. Dans ces deux études, le renfort de verre a été pré-imprégné par des charges SFL (microparticules de silices, 200 nm), SFS (nanoparticules de silice, 50 nm), PSP (PolyStyrene Particle form) et SAF (Styrene Acrylic Film-forming). Toutes ces charges à l'exception du SAF présentent une amélioration de l'énergie dissipée (correspondant à la surface sous la courbe contrainte-déformation) par rapport au composite de référence (figure 1.27.a). Dans le cas de conditions normales de durcissement (100% HR à 23 ° C pendant 13 jours puis 60% HR à 23 ° C pendant 21 jours), seules les charges SFL et PSP permettent une augmentation de la résistance à la traction par rapport au composite non-pré-imprégné (figure 1.27.a). Cependant, les composites chargés de PSP, contrairement aux composites chargés de SFL, présentent un mauvais comportement après un vieillissement accéléré (immersion dans l'eau à 50 ° C pendant 21 jours supplémentaires) : réduction de la résistance à la traction de 60% et de l'énergie de 90%. Cela est lié principalement aux attaques chimiques des fils de verre (figure 1.27.b). Cette réduction est plus importante que celle obtenue pour un composite non pré-imprégné. Le composite pré-imprégné avec les charges SAF est celui qui présente les propriétés mécaniques les plus faibles même en comparaison avec le composite de référence à cause de la faible adhérence du film avec la matrice cimentaire. Le composite chargé de SFS, quant à lui, présente une bonne adhérence mais une faible résistance à la traction à cause du développement des microfissures au niveau de l'interface. Ces microfissures peuvent être dues à la petite taille des particules entraînant une matrice dense mais fragile à l'interface. Il a été conclu que les charges SFL offrent au composite le meilleur comportement en maintenant un

mode d'arrachement télescopique avec une ductilité importante et en assurant une protection des filaments internes contre les attaques chimiques, ce qui conserve leur grande résistance mécanique globale.

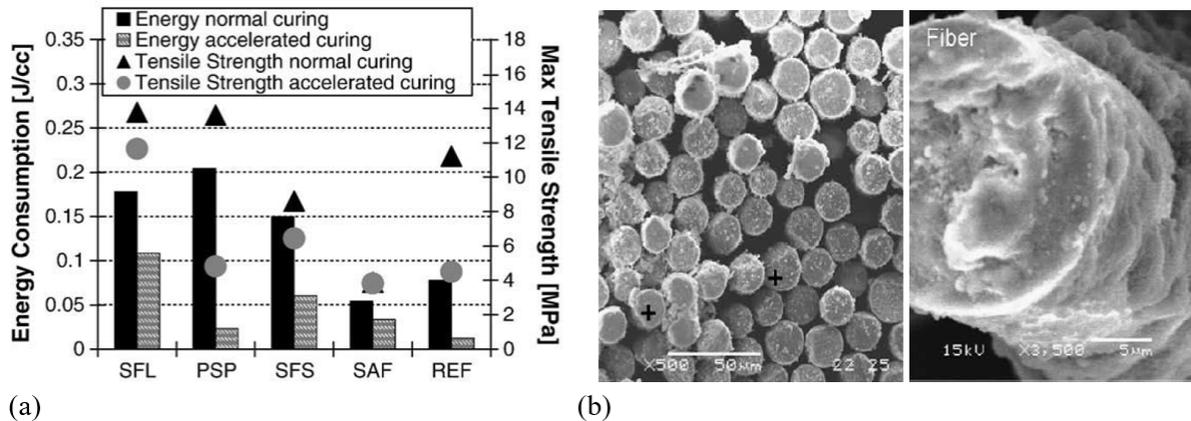


Figure 1.27 – (a) Résistance à la traction et énergie absorbée des composites renforcés de textiles de verre et (b) Fil de verre enrobé dans une matrice cimentaire après un vieillissement accéléré, montrant une irrégularité de la forme de la section transversale du filament [54]

Notons que ces études ont été basées sur un traitement sec, c.à.d. les textiles pré-imprégnés ont été séchés avant d'être enrobés dans la matrice. Cohen et al. [55] ont comparé l'effet des deux types du traitement (sec et humide) sur le comportement en traction des composites de verre AR pré-imprégnés par les mêmes charges citées dans le paragraphe précédent. Cette étude a montré que le traitement sec permet de garder au sein du fil une proportion plus importante des charges par rapport au traitement humide (figure 1.28). Ce dernier favorise donc la pénétration des hydrates de la matrice à l'intérieur du fil de verre, entraînant la réduction de ses propriétés mécaniques à cause des attaques chimiques par le milieu alcalin de la matrice. Cela a été confirmé par des images MEB de la section transversale du composite de verre pré-imprégné par des charges PSP, qui montrent des sections transversales des filaments ayant une forme ronde dans le cas d'un traitement sec (figure 1.29.b) et une forme irrégulière dans le cas d'un traitement humide (figure 1.29.a). Cela a été aussi observé pour les charges de silices.

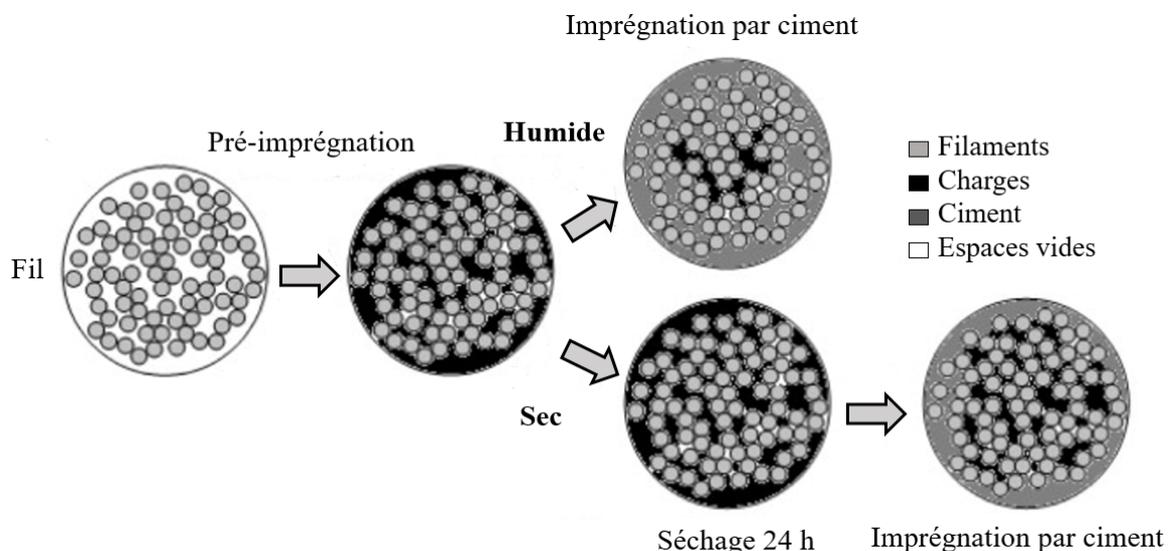


Figure 1.28 – Représentation schématique des deux types de traitement sec et humide [55]

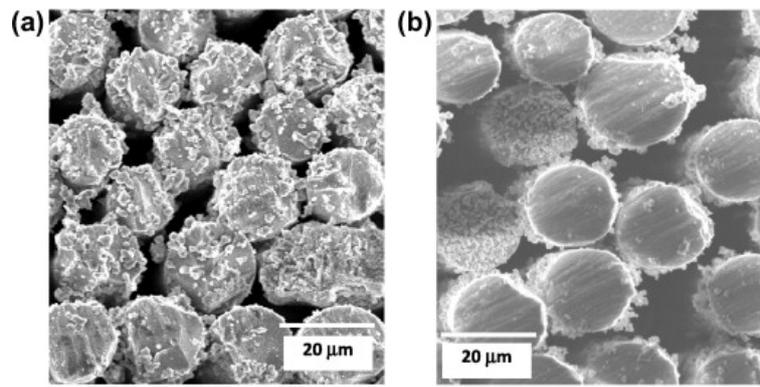


Figure 1.29 – Micrographies MEB de la section transversale d'un composite renforcé de textile de verre pré-imprégné par des charges PSP : (a) traitement humide et (b) traitement sec [55]

De toutes ces études, nous pouvons conclure que la pré-imprégnation du renfort par des charges minérales est une voie prometteuse vers l'amélioration de la liaison entre la matrice cimentaire et le fil multi-filament et, par conséquent, la performance mécanique du composite TRC.

1.4.3.2 Effet du module d'élasticité du renfort

Un paramètre qui influence fortement l'adhérence entre la fibre et la matrice cimentaire est le module d'élasticité du renfort [60], [36], [61]. Des essais d'arrachement ont permis de montrer que l'augmentation du module d'élasticité de la fibre améliore l'adhérence (figure 1.30). L'utilisation de fibre de grande résistance et de module élevé augmente généralement la résistance et la ténacité des composites, tandis que les fibres à faible module augmentent généralement la ductilité des matériaux, mais pas leur résistance.

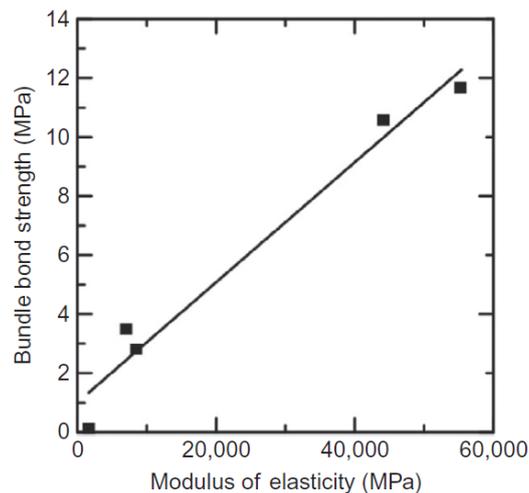


Figure 1.30 – Effet du module d'élasticité des fils sur l'adhérence fil-matrice cimentaire [36]

1.4.3.3 Effet du procédé de production

Un autre paramètre qui peut influencer l'adhérence entre le renfort et la matrice cimentaire est le procédé de production du composite. Dans la littérature, l'influence de ce paramètre a été évaluée par des essais d'arrachement et de traction menés sur des composites issus de deux différents procédés de construction : laminage et pultrusion (figure 1.31) [62], [63], [64], [65].

La figure 1.32 présente les résultats pour un renfort de polypropylène (PP) et un renfort de verre pré-imprégné par polymère. Dans le cas d'un renfort de polypropylène, les composites fabriqués selon le procédé de pultrusion présentent les meilleures caractéristiques mécaniques : une grande résistance en traction et à l'arrachement et un espacement entre fissures réduit. Cette amélioration s'explique par la bonne pénétrabilité des particules de ciment entre les filaments du renfort pendant le processus de pultrusion. Cependant, ce procédé de pultrusion n'apporte pas une amélioration des propriétés mécaniques en cas d'utilisation des renforts de verre pré-imprégnés, car cette pré-imprégnation ne laisse aucun espace entre les filaments pour la pénétration du ciment.

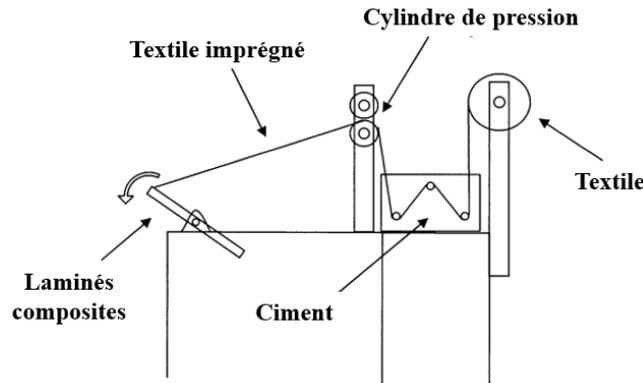


Figure 1.31 – Description schématique du procédé de pultrusion pour la production de minces plaques de composite [64]

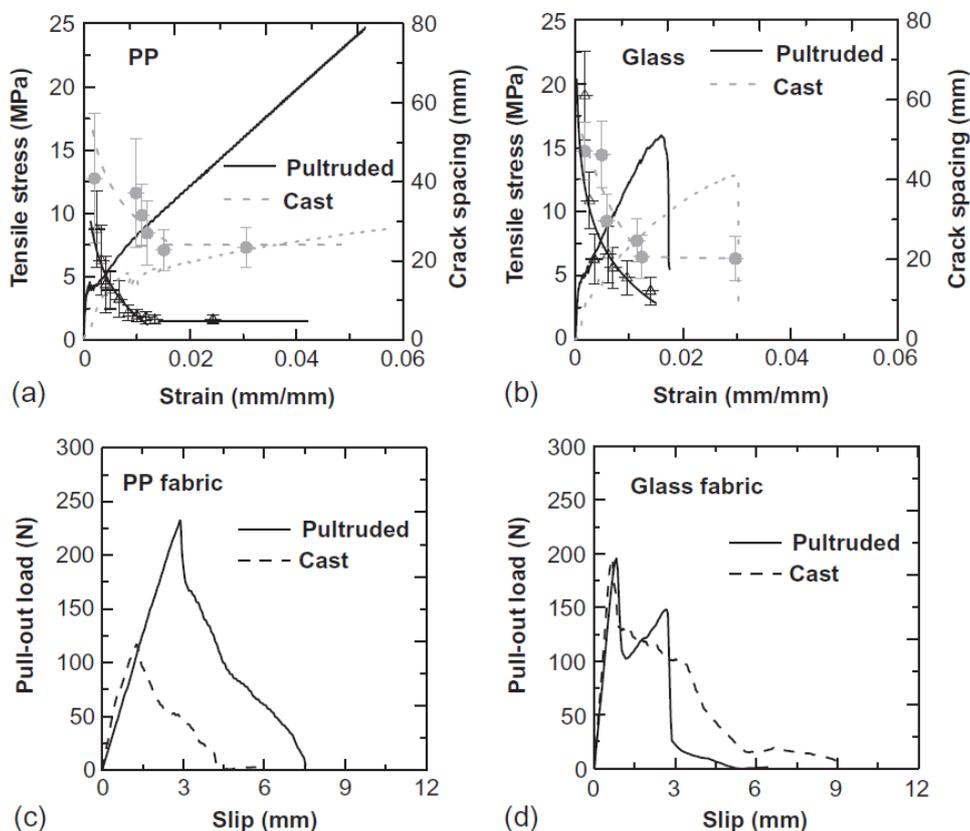


Figure 1.32 – Effet du procédé de production d'un composite sur le comportement en traction : (a) composite PP et (b) composite verre [65] et le comportement à l'arrachement (c) composite PP et (d) composite verre [64]

1.4.4 Modélisation

Le comportement mécanique des fils multi-filamentaires enrobés dans une matrice cimentaire a été abordé selon plusieurs approches ces deux dernières décennies. L'une des approches les plus simples pour idéaliser ce système se base sur une simplification extrême de la géométrie de la section du fil en un corps cylindrique plus ou moins homogène (figure 1.33.A). Seul le caractère élastique linéaire du fil a été pris en compte (pas la déformation ni l'endommagement de la matrice) [66]. Toutefois, cette simplification ne reflète pas le mode de rupture télescopique du composite.

Une approche un peu plus progressive a été introduite par Ohno et al. [67] basée sur le travail d'Aveston et al. [68], qui modélise le système fil-matrice comme un modèle à trois anneaux contenant la matrice, les filaments externes et les filaments internes (figure 1.33.B). Cependant, ce modèle simplifie aussi la réalité puisque il suppose que la contrainte d'adhérence entre les différents anneaux est constante et ne considère aucune rupture en traction.

Le modèle de segment (figure 1.33.C) introduit une approche stochastique sur la répartition entre filaments internes et externes en les regroupant par segments dont la section totale est équivalente au degré d'imprégnation par la matrice. Ce modèle suppose que l'adhérence entre les filaments et la matrice est parfaite et donc les différents mécanismes qui se produisent pendant la rupture, des filaments par traction ou celle de l'adhérence filament-matrice, ne sont pas pris en compte.

Enfin, le modèle «lamina» présenté sur la figure 1.33.D propose une structure de fil représentée par des filaments parallèles. Ces filaments à module élevé supportent les charges normales et sont enrobés dans une matrice à faible module qui ne supporte que le cisaillement.

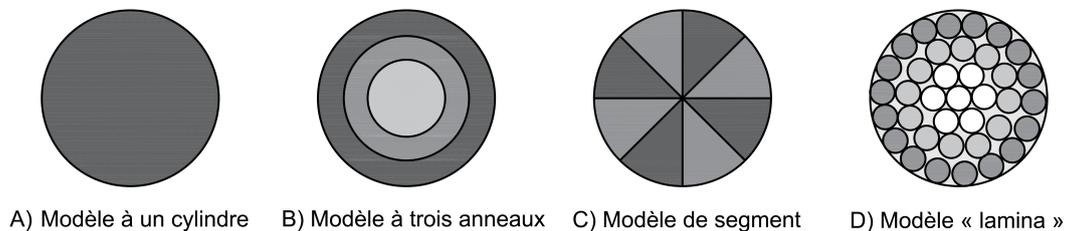


Figure 1.33 – Modélisation analytique basique d'un fil multi-filamentaire enrobé dans une matrice [69]

Banholzer et al. [69] ont introduit un modèle analytique basé sur une structure multicouche dans laquelle l'imprégnation du fil par la matrice est de moins en moins efficace de la périphérie vers le centre. Chaque tronçon du fil de longueur L_{vi} en cohésion avec la matrice est ramenée à une longueur équivalente $L_v = \sum L_{vi}$ (figure 1.34). Ce modèle considère une structure en anneau (figure 1.35) constituée de m couches, caractérisées par un même degré d'imprégnation, avec N_v filaments par couche (pour $1 \leq v \leq m$). Chaque couche v supporte une contrainte d'arrachement moyenne $P_v(\Omega)$. Dans ce modèle, la couche extérieure des filaments se rompt en premier temps, lorsque les filaments atteignent leur résistance en traction, suivie par la rupture successive des couches adjacentes, jusqu'à ce que les filaments internes soient finalement arrachés. Si la réponse à l'arrachement $P_i(\Omega)$ de chaque filament i , pour $1 \leq i \leq N_{F,m}$ ($N_{F,m}$ étant le nombre total de filaments constituant le fil) est connue, alors la réponse à l'arrachement du fil $P(\Omega)$ peut être déterminée par : $P(\Omega) = \sum_{i=1}^{N_{F,m}} (P_i(\Omega))$

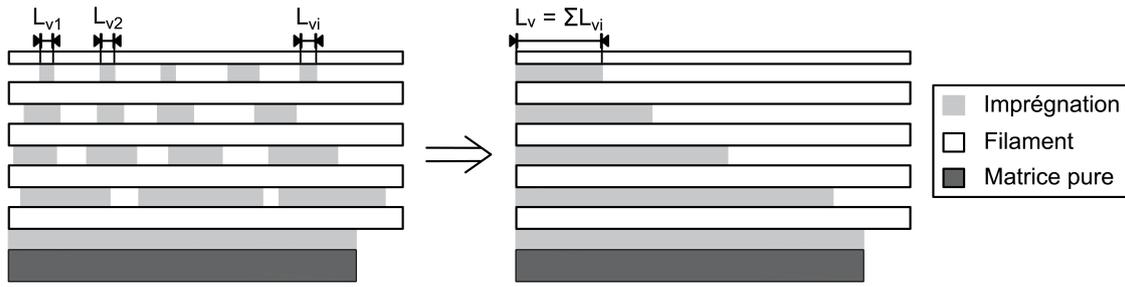


Figure 1.34 – Degré d’imprégnation des filaments par la matrice cimentaire pour chaque couche [69]

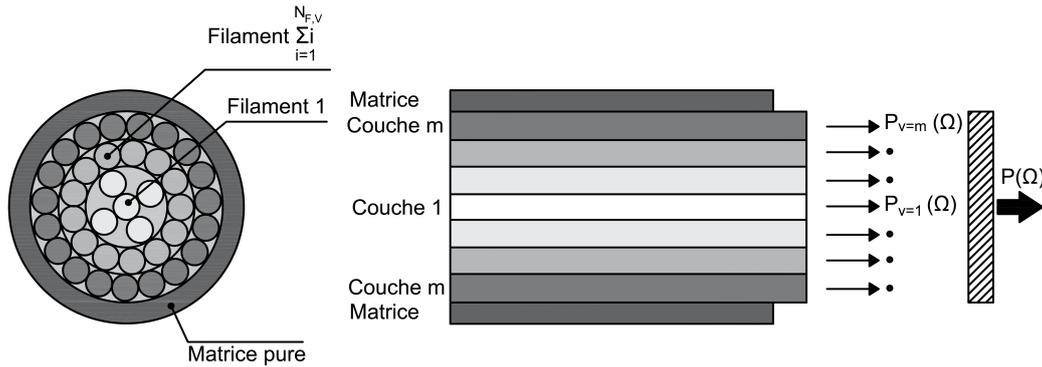


Figure 1.35 – Modélisation du comportement à l’arrachement du fil enrobé dans une matrice cimentaire [69]

Cela suppose que la variation de la contrainte d’arrachement d’un filament enrobé dans une matrice cimentaire en fonction du déplacement pour différentes longueurs d’enrobage L_v soit déterminée à partir d’essais d’arrachement sur des filaments individuels (figure 1.36).

Ce modèle considère que tous les filaments d’une couche donnée sont imprégnés de la même façon (absence d’imperfections) et que leur résistance en traction ne varie ni sur la longueur du filament ni d’un filament à l’autre (absence d’effet statistique). De plus, les différentes couches de filaments restent parallèles pendant l’essai (absence de variabilité géométrique du fil).

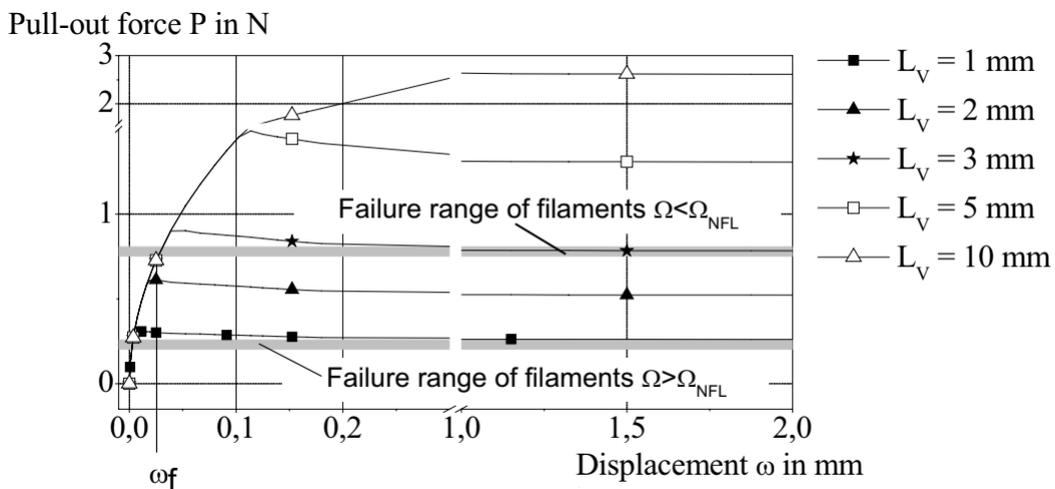


Figure 1.36 – Réponse d’arrachement d’un seul filament pour différentes longueurs d’enrobage L_v [32]

Un autre modèle a été proposé par Lепенis et al. [70] qui se base aussi sur la distribution discontinue de la matrice cimentaire entre les filaments constituant le fil. Similaire au modèle précédent, le degré d'imprégnation par la matrice diminue à partir de la périphérie vers le centre du fil et se traduit par une longueur d'enrobage cumulée du filament dans la matrice tout en laissant une longueur libre $l_w(r)$ (figure 1.37). Ainsi, la contrainte est maximale au niveau des filaments externes et diminue en allant vers l'intérieur du fil (figure 1.38.a). Les filaments ayant la plus petite longueur libre se rompent en premier, menant à une nouvelle distribution de contrainte dans les filaments non rompus (figure 1.38.b). La résistance à la traction totale du fil $F(w)$ s'écrit :

$$F(w) = \int_A \sigma(r) dA = \int_{r=0}^R E \frac{w}{l_w(r)} dA$$

Où E est le module d'Young du filament ; w correspond à la demi-largeur de fissure ; R est le rayon du fil ; A est la section transversale du fil et $\sigma(r)$ est la contrainte individuelle du filament.

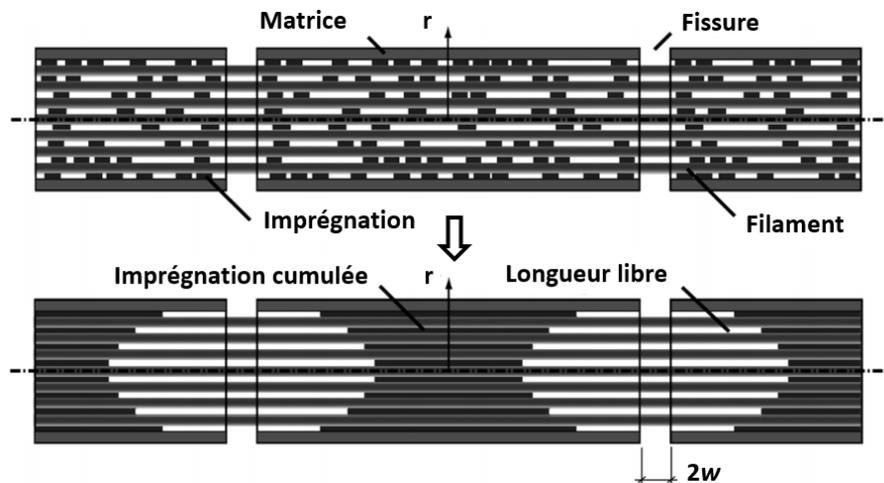


Figure 1.37 – Modélisation d'un fil enrobé par la matrice cimentaire proposée par [70]

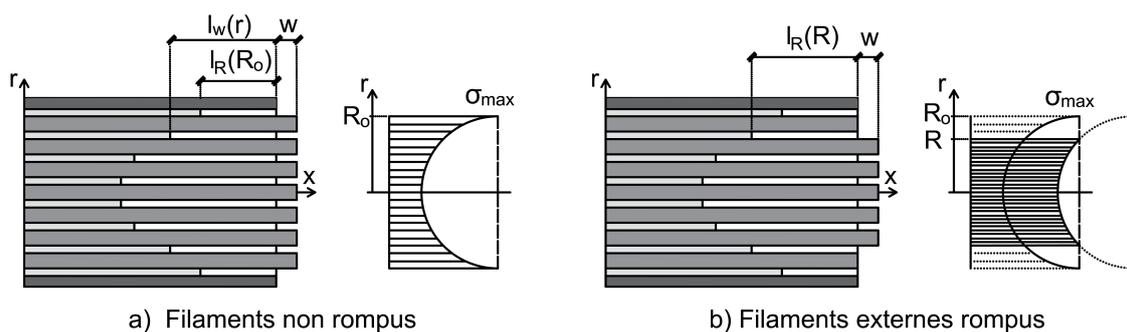


Figure 1.38 – Distribution de la contrainte dans un fil multi-filamentaire [70]

1.5 Comportement mécanique d'un TRC en traction

1.5.1 Description du comportement en traction d'un TRC

Plusieurs auteurs ont étudié le comportement en traction directe des composites TRC, [71, 72, 73, 74, 75, 76, 77, 78, 46, 79, 80, 81, 24]. La plupart de ces études montre que la courbe

contrainte-déformation peut être divisée en trois zones, lorsque les fibres utilisées présentent un comportement fragile, comme illustré sur la figure 1.39.

- (i) La première zone (I) présente un comportement linéaire [39] ou quasi linéaire [78], et se caractérise par une matrice non fissurée ;
- (ii) La deuxième zone (IIa) est non linéaire et de rigidité largement inférieure par rapport à celle de la zone (I). Elle se caractérise par la formation de multiples fissures de la matrice avec une faible augmentation de la contrainte ;
- (iii) La troisième zone (IIb) est identifiée par une augmentation sensible de la rigidité par rapport à la zone (IIa). Lorsque la formation des fissures est stable, la distribution de l'effort dans le composite est stable, le renfort textile reprend l'effort total. La contrainte dans le renfort textile augmente ensuite jusqu'à la valeur ultime. Kok [82] a montré que la rigidité du composite dans la zone (IIb) est inférieure à 10-30% par rapport à la rigidité réelle du textile. Ceci s'explique par la rupture d'une partie des filaments au cours de la fissuration du composite. Cette zone correspond au comportement post-fissuration : seule une augmentation de l'ouverture entre les lèvres des fissures existantes est supposée. Cependant, Mobasher et al. [78] ont observé une fissuration de la matrice lors de cette phase. Ce résultat est illustré sur la figure 1.39.b, qui montre une diminution de l'espacement entre fissures même dans la troisième zone de la courbe contrainte-déformation. Finalement la rupture du TRC aura lieu une fois la résistance ultime à la traction du renfort atteinte.

Certains auteurs remarquent une quatrième zone non-linéaire dans l'unique cas où les fibres sont dotées d'un comportement ductile (plastification des fibres) [1].

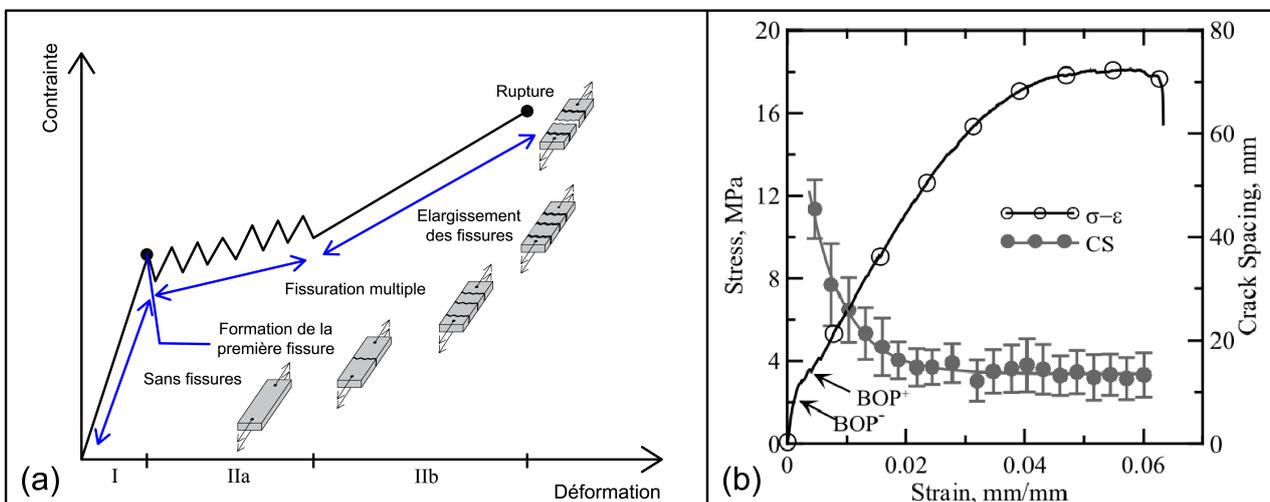


Figure 1.39 – (a) Loi de comportement d'un TRC en traction directe et (b) Contrainte en traction et espacement des fissures en fonction de la déformation d'un TRC [78]

1.5.2 Paramètres influençant le comportement en traction du TRC

Il existe plusieurs facteurs qui peuvent influencer le comportement mécanique en traction du composite TRC à différentes échelles. Plusieurs études ont été menées afin d'étudier l'influence de ces facteurs. Parmi ces facteurs, nous pouvons citer : la nature de la matrice, la nature des fibres, le nombre de filaments par fil, le taux de renfort, le procédé de cure du composite et la

pré-impregnation du textile. Ce dernier paramètre a été étudié en détails dans le paragraphe 1.4.

1.5.2.1 Nature de la matrice

Théoriquement, l'influence de la matrice sur le comportement en traction d'un TRC se limite au comportement de pré-fissuration des TRC : contrainte ultime et rigidité de la zone (I) [1]. Cependant, en désaccord avec ces résultats, Mobasher et al [78] et Contamine [24] ont montré que la nature de la matrice peut aussi avoir une influence significative sur la phase post-fissuration. Selon ces auteurs, le changement de l'ouvrabilité de la matrice par exemple, entraîne le changement du taux d'impregnation des fils dans la matrice, ce qui contribue au changement des caractéristiques mécaniques du composite en traction : contrainte et déformation ultime.

1.5.2.2 Nature des fibres

En théorie, la nature des filaments influence le comportement dans la phase de post-fissuration. De nombreuses natures de fibres ont été testées, mais rares sont les études qui comparent le comportement des TRC où seule la nature des filaments varie.

Peled et al. [81] ont testé deux configurations de fils. Dans la première les fils sont entièrement constitués de filaments d'aramide et dans la seconde la moitié des filaments d'aramide sont remplacés par des filaments de polypropylène (PP) de faibles caractéristiques mécaniques et de faible coût (fil hybride). Les résultats montrent que la contrainte ultime des deux composites est quasi identique. Cependant, le composite au renfort hybride présente une rigidité légèrement inférieure et son comportement post-pic est significativement plus fragile (figure 1.40).

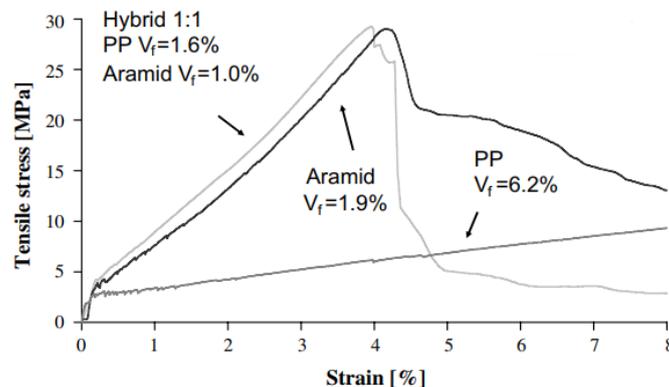


Figure 1.40 – Influence de la nature des fibres : Aramide, polypropylène et hybride [81]

1.5.2.3 Nombre de filaments par fil

Hegger et al. [74] ont étudié l'influence du nombre de filaments par fils sur le comportement mécanique du composite. En se basant sur trois différentes configurations de textile de verre AR pour lesquelles le seul paramètre variable est le nombre de filaments par fils, ils ont montré que la contrainte ultime du composite décroît avec l'augmentation du nombre de filaments du fil (figure 1.41) . Ceci est expliqué par la mauvaise imprégnation du fil qui conduit à la diminution du taux de travail des filaments.

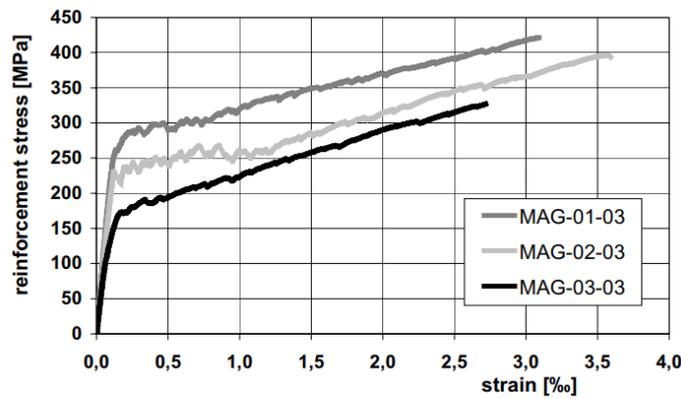


Figure 1.41 – Influence du nombre de filaments par fil sur le comportement du TRC ; section de fil par mètre de textile : MAG-01-03, $60 \text{ mm}^2/\text{m}$, MAG-02-03, $111 \text{ mm}^2/\text{m}$ et MAG-03-03, $139 \text{ mm}^2/\text{m}$ [74]

1.5.2.4 Taux de renfort

Plusieurs études ont traité l'influence du taux de renfort en faisant varier le nombre de couches de textile pour une même épaisseur de composite [24, 83, 82, 84]. Ces auteurs ont montré que la résistance en traction et la résistance en flexion du composite augmentent avec l'augmentation du nombre de couches de renfort. Colombo et al. [83] ont constaté une réduction de l'espacement moyen des fissures lorsque le taux de renfort augmente (figure 1.42). Il apparaît que l'augmentation du taux de renfort conduit à une meilleure distribution de contrainte dans le composite. Ils ont aussi analysé l'influence de la position des couches de renfort sur le comportement du composite TRC. Deux configurations ont été étudiées, la première correspond au contact direct des deux textiles (2 fabrics), alors que dans la deuxième, une couche de mortier de 2 mm d'épaisseur sépare les deux textiles (2 layers). Les résultats montrent que c'est la deuxième configuration qui présente la meilleure résistance mécanique. Cela peut être expliqué par une meilleure transmission de l'effort dans le composite dans le cas de la deuxième configuration et par le fait que les deux textiles peuvent glisser l'un par rapport à l'autre dans le cas de la première configuration .

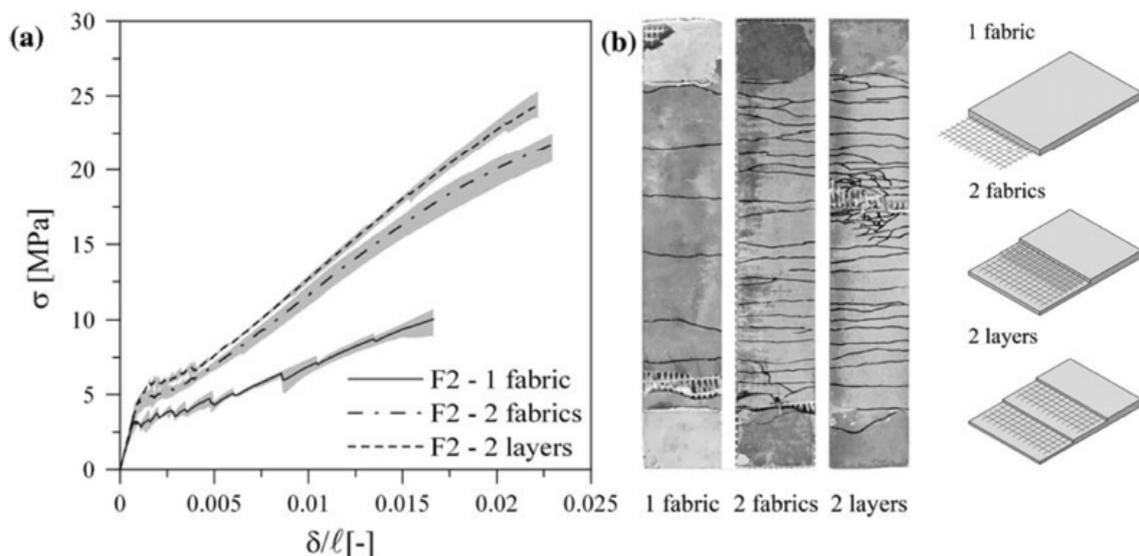


Figure 1.42 – Influence du taux de renfort sur le comportement du TRC [83]

1.5.2.5 Procédé de cure

Les conditions de conservation influencent les propriétés physico-chimiques de la matrice. Le retrait ou l'hydratation de la matrice par exemple entraînent une modification de l'adhérence renfort-matrice et par conséquent une modification du comportement du composite.

Colombo et al. [83] ont testé trois différents procédés de cure sur une configuration de composite identique : cure dans l'air et dans l'eau pendant 28 jours, et pendant 6 jours à 60 ° C dans l'air. Les résultats, présentés sur la figure 1.43.a, montrent que la cure dans l'eau présente les plus faibles propriétés mécaniques : contrainte de première fissuration, rigidité dans la phase post-fissuration et contrainte ultime. Cela peut s'expliquer par la pénétration de l'eau qui conduit à la réduction de la liaison entre le textile et la matrice. En revanche, les éprouvettes conservées dans l'air présentent les meilleures performances en raison du retrait important de la matrice qui peut conduire à une augmentation du frottement à l'interface textile-matrice, et par conséquent une amélioration de l'adhérence textile-matrice. Quant aux éprouvettes ayant subi une cure à 60 ° C pendant 6 jours, elles présentent des propriétés moyennes par rapport aux deux cas précédents.

Dvorkin et Peled [41] ont étudié l'effet du vieillissement sur les propriétés mécaniques en traction du composite en carbone. Deux procédés de cure ont été comparés : une cure normale (RC) qui consiste à mettre les éprouvettes dans l'eau pendant 21 jours, et une cure accélérée (AC) qui consiste à immerger les éprouvettes de cure RC dans de l'eau à 50 ° C pendant 21 jours supplémentaires. L'étude montre que les éprouvettes de cure AC présentent les meilleures propriétés mécaniques : grande résistance, grande rigidité et faible espacement entre fissures (figure 1.43.b).

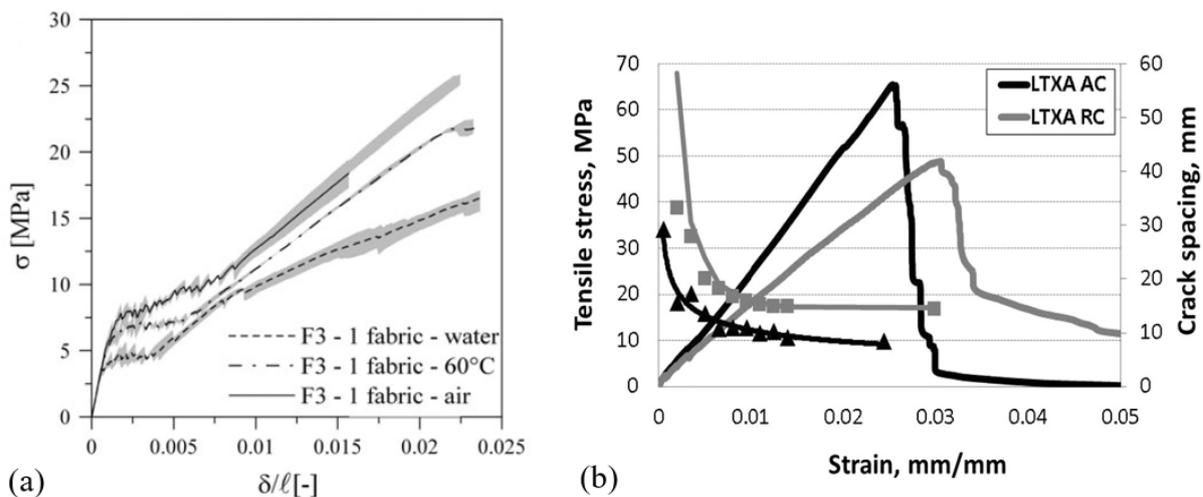


Figure 1.43 – Influence du procédé de cure sur le comportement du TRC ; (a) [83] et (b) [41]

1.5.3 Modes de rupture du TRC

Dans le cas d'un renfort non pré-impregné, peu d'auteurs décrivent les modes de ruptures observés lors d'un essai de traction directe sur une éprouvette TRC. Hegger et al. [77] ont constaté une augmentation plus importante de l'ouverture entre les lèvres des fissures situées au voisinage des talons par rapport aux fissures situées au centre de l'éprouvette lorsque la charge tend vers la charge de rupture. Ainsi, la rupture de l'éprouvette se produit dans la

zone avoisinant les talons. Selon l'auteur, cela est dû à l'effet d'arrachement et la différence d'imprégnation entre les filaments internes et externes du fil constituant le renfort textile (figure 1.44).

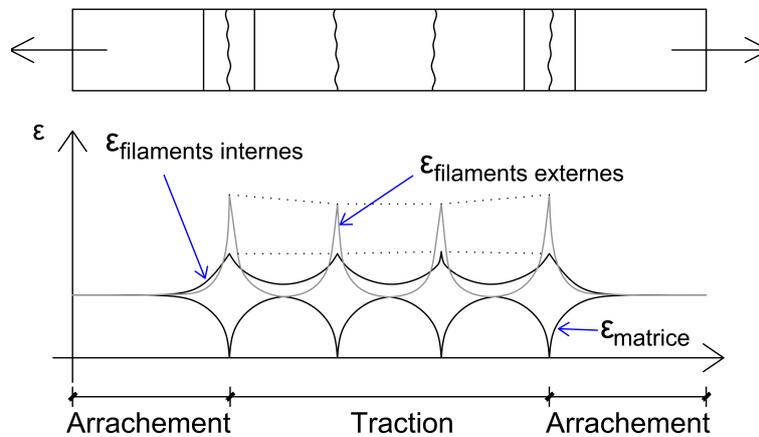


Figure 1.44 – Déformation des filaments internes et externes d'un fil le long de l'éprouvette [77]

Contamine [24] a aussi observé une rupture de l'éprouvette au niveau des fissures au voisinage des talons, il a expliqué cela par la concentration de contrainte dans le renfort au niveau du talon, attribuée à l'effet d'arrachement textile-matrice. Dans le cas d'un renfort textile constitué de fils multifilaments non pré-imprégnés, l'imprégnation du fil par la matrice est inhomogène, ce qui provoque une amplification significative de la surcontrainte entraînant un mode de rupture télescopique au niveau des fissures à proximité des talons (figure 1.45.a). Dans le cas d'un renfort pré-imprégné, l'adhérence fil-matrice est améliorée. Hegger et al. [77] ont constaté une rupture par délaminage pour un composite TRC dont le renfort, textile tricoté en verre AR, a été pré-imprégné par époxy. Ce mode de rupture est engendré par des efforts de traction perpendiculaires au plan du textile. Contamine [24] a constaté, dans le cas du renfort textile constitué de fils mono-filaments ou multi-filaments pré-imprégnés présentant une adhérence interne (filaments externes-filaments internes) supérieure à l'adhérence externe (matrice-filaments externes), une légère concentration de contrainte au niveau de la fissure à proximité des talons (figure 1.45.b). En fonction de l'amplitude de cette surcontrainte et de la dispersion de la résistance le long des fils, la rupture du composite peut apparaître au niveau de la fissure à proximité des talons, ou aléatoirement le long de l'éprouvette.

1.6 Conclusion

Dans la première partie de cette étude bibliographique, nous avons exposé les éléments constitutifs d'un matériau composite TRC. D'abord nous avons donné un aperçu général de l'état actuel du développement des matrices minérales utilisées pour la production des TRC, ensuite nous avons mis en avant les types de fibres utilisées pour la production des renforts textiles permettant la production des éléments de TRC très minces et de formes complexes ayant d'excellentes propriétés mécaniques.

Dans la seconde partie, nous avons présenté les différentes techniques de production des composites TRC. Le choix du procédé de production dépend de la matrice et du renfort utilisés ainsi que de la destination du composite. Pour des applications in situ, notamment dans le cas

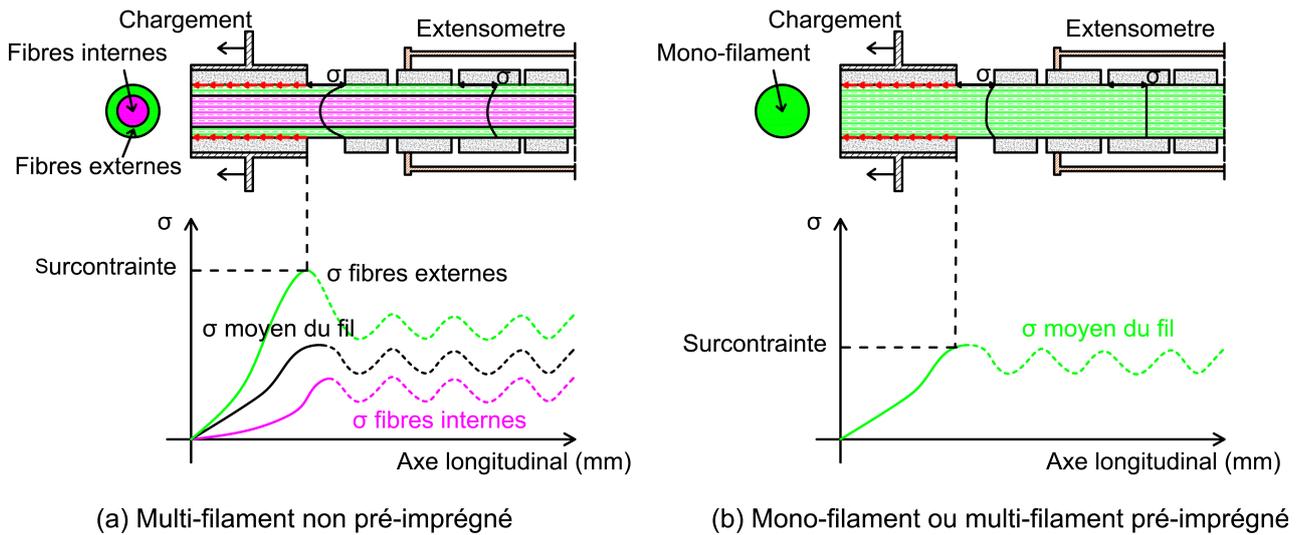


Figure 1.45 – Surcontrainte engendrée par les talons [24]

de renforcement et réparation des structures, les procédés de coulage, laminage et projection semblent être les mieux adaptés. Tandis que les techniques dérivées du principe de pultrusion permettent la préfabrication des matériaux en usine par des machines sophistiquées. Leur avantage est la fabrication des composites avec un taux de renfort plus élevé et une meilleure adhérence renfort-matrice.

La littérature a clairement mis en lumière que l'adhérence renfort-matrice cimentaire est le facteur clé affectant le comportement mécanique du composite TRC. Cette adhérence dépend de plusieurs paramètres à savoir la nature de la matrice, le type de renfort et sa structure et le type de procédé de fabrication. La caractérisation de cette adhérence a été abordée dans la troisième partie de ce chapitre en exposant les résultats des essais d'arrachement et de traction ainsi que les observations microscopiques. Dans le cas d'un renfort constitué de fils multifilaments non pré-imprégnés, la pénétration de la matrice est limitée aux filaments externes, ce qui produit un mécanisme de rupture spécial appelé rupture télescopique, se caractérisant par la rupture successive des filaments externes et le glissement des filaments internes. Afin de rendre les filaments internes efficaces, le renfort peut être pré-imprégné soit par polymère ou bien par charges minérales. Bien que la pré-imprégnation par polymère permette d'améliorer le comportement du composite, elle engendre une rupture par délaminage. De plus, le polymère est sensible aux températures élevées. En revanche la pré-imprégnation par des charges minérales, thermiquement stables, constitue une solution qui pourrait être efficace pour améliorer l'adhérence fil-matrice et par conséquent la performance mécanique du composite. Dans la littérature, plusieurs études se sont intéressées à modéliser ce comportement d'adhérence entre les fils multifilaments et les matrices cimentaires. Pour tenir compte de l'imprégnation inhomogène du fil par la matrice, le système fil-matrice peut être modélisé par une structure multicouche dans laquelle le degré d'imprégnation diminue à partir de la périphérie vers le centre du fil.

La dernière partie de cette étude bibliographique est consacrée au comportement du TRC en traction directe. Les essais de caractérisation mettent en lumière le comportement non linéaire du composite caractérisé par trois différentes phases. Le comportement de ces trois phases est gouverné par plusieurs paramètres. Enfin nous avons exposé succinctement les modes de ruptures du composite TRC en fonction de sa pré-imprégnation ou non.

Chapitre 2

Caractérisation des matériaux

Les matériaux utilisés dans cette étude sont un fil multi-filament de verre AR, cinq textiles unidirectionnels de verre E et une matrice à base d'un liant ettringitique. Ce chapitre présente les propriétés physico-mécaniques de ces renforts de verre, la composition de la matrice ainsi que ses caractéristiques rhéologiques et mécaniques.

Sommaire

2.1	Introduction	47
2.2	Caractérisation du fil multi-filament	47
2.2.1	Données du fabricant	47
2.2.2	Caractérisation physique du fil	48
2.2.3	Caractérisation mécanique du fil	49
2.3	Caractérisation des textiles	59
2.3.1	Types de textiles utilisés	59
2.3.2	Caractérisation physique et mécanique	60
2.4	Caractérisation de la matrice	62
2.4.1	Composition de la matrice K3	62
2.4.2	Evaluation de l'hydratation par analyse thermogravimétrique et calorimétrique différentielle	63
2.4.3	Caractérisation de la consistance	64
2.4.4	Temps de prise	65
2.4.5	Caractérisation mécanique	65

2.1 Introduction

Ce chapitre présente les différents matériaux étudiés ainsi que les techniques expérimentales mises en œuvre pour caractériser leurs propriétés physico-mécaniques.

La première partie concerne le fil de verre AR utilisé dans les éprouvettes d'arrachement et les éprouvettes de composites fil-matrice ettringitique. Une étude des propriétés physiques et l'analyse de son comportement en traction, a été menée en fonction de différentes configurations d'essai. Le but étant de mettre en évidence l'influence de la longueur libre de l'éprouvette et l'effet de l'eau sur le comportement mécanique du fil. La seconde partie présente les propriétés physiques et mécaniques des différents types de textiles utilisés pour la fabrication des éprouvettes de composites textile-matrice ettringitique. Enfin, la dernière partie décrit la composition de la matrice utilisée, une matrice spécifique à base d'un liant ettringitique, et présente ses caractéristiques rhéologiques et mécaniques.

2.2 Caractérisation du fil multi-filament

Dans cette partie, nous avons étudié les caractéristiques physiques et mécaniques du fil de verre utilisé dans les éprouvettes pour les essais d'arrachement du chapitre 3 et dans celles pour les essais de traction du chapitre 4. Nous avons mis l'accent sur l'effet de la longueur libre du fil ainsi que l'effet de l'eau sur les performances mécaniques du fil.

2.2.1 Données du fabricant

Le fil (ou roving) utilisé est à base de filaments de verre AR, fourni par l'entreprise Owens Corning, nommé commercialement «Cem-FIL[®]5325» (figure 2.1). Les filaments constitutifs du fil ont un diamètre de 19 μm , ils sont assemblés directement en fil par l'ensimage (direct roving). Les principales caractéristiques du fil sont données dans le tableau 2.1.



Figure 2.1 – Fil de verre AR

Tableau 2.1 – Propriétés physico-mécaniques du roving de verre AR données par le fabricant

Diamètre des filaments	Poids spécifique	Masse linéique	Résistance en traction	Module d'élasticité	Point de ramollissement
19 μm	2.68 g/cm^3	1200 tex^1	1700 MPa	72 GPa	860 °C

1. 1 tex = 1g/km

2.2.2 Caractérisation physique du fil

2.2.2.1 Masse linéique du fil

Les caractéristiques des fils multi-filamentaires provenant de la même bobine peuvent varier à cause de plusieurs paramètres tels que le nombre de filaments par fil, la quantité d'ensimage, et l'ondulation des filaments. La variabilité des caractéristiques du fil a été évaluée par le biais de la mesure de la masse linéique. Pour cela, 10 segments de 5, 10, 15 et 100 cm ont été pesés.

La figure 2.2 montre que la variabilité de la masse linéique pour des segments de fil de 5 cm est importante, elle devient plus faible pour des segments de 100 cm. La valeur de la masse linéique prise en considération dans notre étude est la moyenne des valeurs mesurées pour des segments de 100 cm (masse linéique de 1241 tex). En effet, cette longueur présente la plus faible dispersion des valeurs autour de la moyenne (un coefficient de variation de l'ordre de 0.3%). De plus, elle représente la bobine du fil utilisée pour les différents essais de cette étude. Avec cette valeur et la masse volumique du fil donné par le fabricant, on peut estimer la section du fil S_f comme suit :

$$S_{f1} = \frac{\text{Masse linéique}}{\text{Masse volumique}} = 0.463 \text{ mm}^2 \quad (2.1)$$

Si nous remplaçons la masse linéique mesurée par celle donnée par le fabricant, nous obtiendrions une autre section du fil : $S_{f2} = 0.448 \text{ mm}^2$. Ce qui représente un écart de 3.3%.

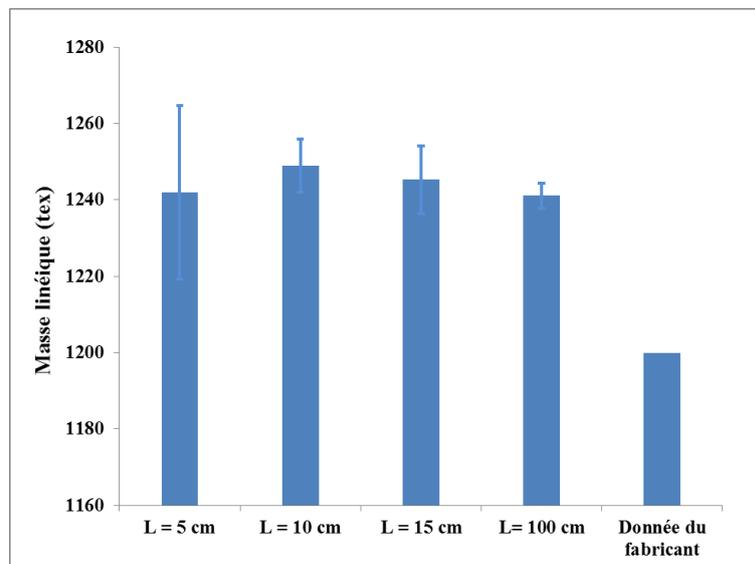


Figure 2.2 – Masse linéique mesurée pour différentes longueurs de fil

2.2.2.2 Teneur en eau du fil

Cinq segments de 10 cm ont été prélevés de la bobine afin de déterminer leur capacité à retenir l'eau au sein de leur structure. Pour déterminer cette caractéristique, nous avons d'abord pesé les échantillons secs, ensuite, nous les avons immergés dans l'eau pendant 20 secondes, et nous les avons pesés à nouveau une fois sortis du bain (sans égouttage) puis après égouttage de l'eau en appuyant légèrement avec nos doigts sur le fil (avant l'évaporation d'eau). De cette façon, nous avons déterminé deux valeurs de teneur en eau du fil (avec et sans égouttage).

Une balance dotée d'une précision à 0,001g a été utilisée pour ces mesures. Les résultats sont présentés dans le tableau 2.2.

Tableau 2.2 – Mesure de la teneur en eau du fil

	$M_{sec}(g)$	$M_{mouillé}(g)$	$M_{eau}(g)$	Teneur en eau (%)	CV (%) ²
Sans égouttage	0.125	0.232	0.107	85.7	10.9
Avec égouttage		0.154	0.029	23.3	9.3

La différence de teneur en eau entre un fil égoutté ou non égoutté s'explique par le fait que dans le fil égoutté une quantité d'eau importante est éliminée par égouttage et il ne reste que l'eau qui est retenue principalement par capillarité dans les espaces vides entre filaments.

2.2.2.3 Observation par tomographie à rayons x

Des observations microstructurales du fil ont été réalisées au moyen d'un tomographe du laboratoire MATEIS de l'INSA de Lyon. La tomographie aux rayons X est une technique d'imagerie qui permet la visualisation 3D d'un échantillon. Cette méthode est basée sur l'émission d'un faisceau de rayons X traversant un objet, puis un détecteur permet la réception du faisceau résiduel transmis pour visualiser la microstructure de l'objet étudié dans différentes positions angulaires appelées "projection".

Le logiciel utilisé pour le traitement des données est «Image J» [85]. Les résultats de l'analyse par rayons X se présentent sous forme d'images en niveau de gris (images brutes). La figure 2.3 représente une image brute de la section transversale d'un échantillon de fil de verre obtenue avec une résolution de 3 μ m.

La tomographie nous a permis de déterminer le diamètre des filaments, compris entre 16 et 20 μ m, ainsi que la section du fil, de l'ordre de 0.62 mm² (CV = 10.3%). Cette dernière est plus importante que les sections S_{f1} et S_{f2} déterminées dans le paragraphe précédent, car elle prend en compte les espaces inter-filamentaires.

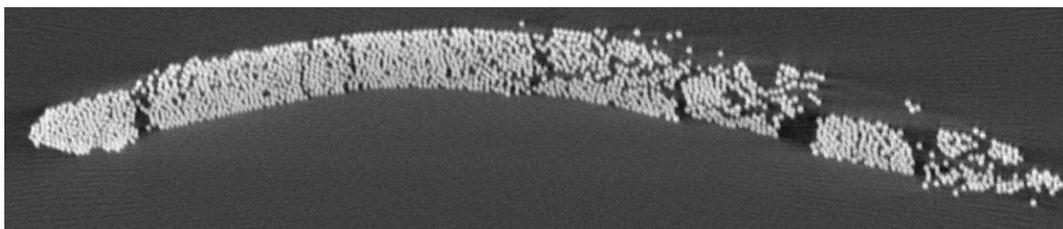


Figure 2.3 – Section transversale du fil reconstruite par tomographie

2.2.3 Caractérisation mécanique du fil

2.2.3.1 Préparation des éprouvettes

Sur chaque extrémité du fil, nous avons collé des talons en composites (textile de verre et époxy) de 25 mm de largeur et 50 mm de longueur au moyen de résine époxy Eponal 380 (figure 2.4).

2. Coefficient de variation

Nous avons réalisé des campagnes préliminaires de préparation d'éprouvettes avant de parvenir à maîtriser la technique de fabrication tout en assurant un bon alignement du fil et en évitant l'endommagement des filaments au voisinage des talons.



Figure 2.4 – Eprouvettes de fil de verre de longueur libre de 15 cm

2.2.3.2 Protocole expérimental

Les essais de traction sur les éprouvettes ont été conduits en utilisant une machine de traction universelle Zwick/Roell-65 (figure 2.5), de capacité 65 kN. Elle comprend une paire de mors plats convenable pour fixer les deux extrémités de l'éprouvette sans glissement tout au long de l'essai. Tous les essais ont été réalisés avec une pré-charge de 6 N (suivant les consignes de la norme ISO 3341) permettant l'alignement du fil. La vitesse de déplacement du mors mobile a été fixée à 1 mm/min. L'essai est arrêté lorsqu'une chute de 98% de l'effort de traction maximal est enregistrée.

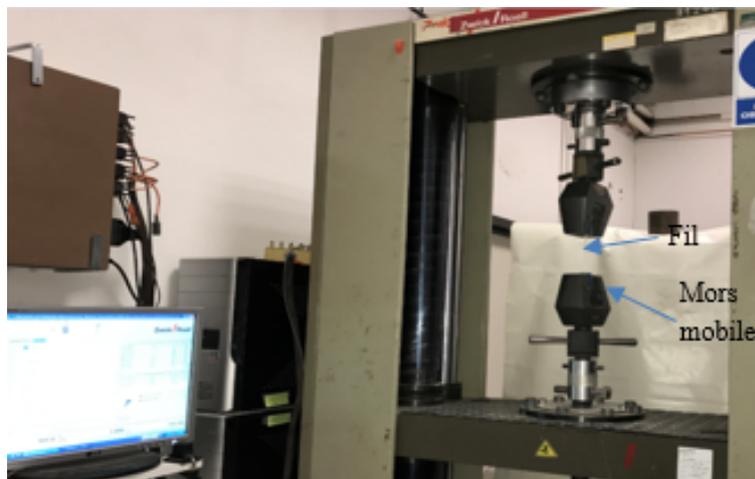


Figure 2.5 – Dispositif de traction utilisé

2.2.3.3 Configurations expérimentales

Plusieurs configurations expérimentales ont été établies afin d'étudier l'influence de deux paramètres sur le comportement mécanique du fil : la longueur libre du fil et la présence d'eau. Afin d'évaluer l'influence du premier paramètre, nous avons effectué des essais sur trois différentes longueurs libres de fil : $LL = 5, 10$ et 15 cm).

L'étude de l'influence de la présence d'eau dans le fil a été réalisée pour répondre à deux objectifs : le premier consiste à améliorer l'alignement des filaments pendant la préparation des éprouvettes. Pour cela nous avons immergé le fil dans un bain d'eau pendant 5 minutes (le temps qu'il se détende), puis nous l'avons essoré avec nos doigts. Comme les espaces vides entre

les filaments sont très petits, les forces capillaires sont importantes, ce qui place les filaments parallèlement les uns par rapport aux autres. Le fil mouillé est maintenu aligné en fixant ses extrémités, une fois sec, les talons sont collés, l'essai est alors effectué sur le fil sec, désigné par la suite P-M (Pré-Mouillé).

Le deuxième objectif est d'évaluer l'influence de l'eau sur l'ensimage du fil, et par conséquent sur sa tenue mécanique. Dans ce cadre, cinq configurations ont été envisagées pour des éprouvettes préparées avec un fil sec : éprouvette mouillée pendant quelques secondes non séchée (M), séchée (M.S), éprouvette mouillée pendant une semaine non séchée (M1s), séchée (M1s.S), et éprouvette mouillée pendant un mois non séchée (M1m). Pour toutes ces configurations, la longueur libre du fil a été fixée à 10 cm. L'éprouvette de référence est désignée par la suite Sec. Le tableau 2.3 récapitule ces configurations expérimentales.

Pour chaque configuration, nous avons réalisé des essais sur six éprouvettes identiques, ce qui fait un total de 54 éprouvettes testées.

Tableau 2.3 – Récapitulatif des configurations étudiées pour évaluer l'influence de la présence d'eau dans le fil

	Temps mouillage	Séchage avant essai
P-M	5 min	Oui
M	quelques secondes	Non
M.S	quelques secondes	Oui
M1s	1 semaine	Non
M1s.S	1 semaine	Oui
M1m	1 mois	Non
Sec	Non	Oui

2.2.3.4 Résultats expérimentaux

a) Description du comportement global

Les résultats sont exprimés sous forme de courbes effort de traction-déformation. Comme il n'est pas possible de mesurer directement l'allongement du fil par extensométrie, l'allongement est calculé par le rapport du déplacement du mors mobile sur la longueur libre du fil. Cette méthode manque de précision puisque l'allongement ainsi déterminé comprend le glissement et la déformation des talons.

La figure 2.6 résume le comportement type d'un fil de verre soumis à un effort de traction (Fil sec, LL = 10 cm). Tout d'abord, on enregistre un adoucissement initial (zone a) appelé activation retardée [38], suivi d'un comportement quasi-linéaire qui se caractérise par l'augmentation de l'effort résistant et la déformation du fil jusqu'à une valeur maximale (point 1). Par la suite, l'effort diminue avec augmentation de la déformation. Dès que cette dernière atteint sa valeur maximale (point 2), il y a rupture de tous les filaments. L'effort dans ce cas s'annule brutalement.

Le phénomène d'activation retardée qui se passe au début de l'essai résulte de la mise en tension progressive des filaments ayant des longueurs légèrement différentes (à cause des petits défauts d'alignement dans le fil). En effet, ce sont les filaments les plus courts (ou les

plus rectilignes) qui sont chargés les premiers, ce qui engendre des ruptures non simultanées des filaments pendant l'essai. Les premières ruptures se produisent une fois qu'il y a un changement de la pente de la partie montante de la courbe (point b), ensuite l'effort se répartit entre les filaments moins chargés jusqu'à atteindre l'effort maximal où un grand nombre de filaments sont cassés (figure 2.9.b), ce qui mène à la diminution de l'effort résistant du fil.

La zone décroissante de la courbe effort-déformation présente une pente plus forte que celle de la partie montante. Elle est caractérisée par les ruptures successives des filaments sains et par les frottements qui résultent de l'interaction entre les filaments qui se sont déjà rompus et les filaments tendus non encore rompus.

Afin d'affiner l'analyse de l'influence de la longueur libre du fil et la présence d'eau sur le comportement en traction du fil de verre, trois caractéristiques ont été déterminées à partir de la courbe effort-déformation pour chaque configuration expérimentale (figure 2.6) :

- L'effort maximal repris par le fil, noté F_1 ;
- La pente de la partie ascendante de la courbe effort-déformation, notée P ;
- La déformation globale du fil, noté $\Delta\epsilon$ qui correspond à la déformation entre les points situés à 50% de l'effort maximal de la partie montante et 50% de l'effort maximal de la partie décroissante. Cette caractéristique a été adoptée par [86] pour caractériser le comportement mécanique d'un fil de verre soumis à un effort de traction.

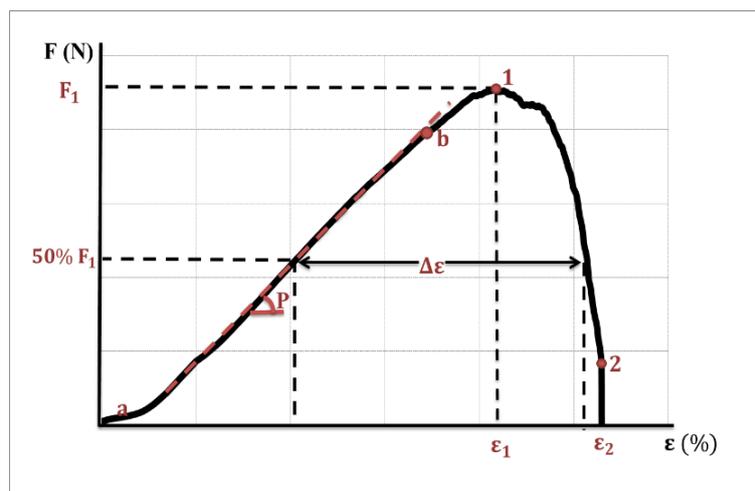


Figure 2.6 – Courbe effort-déformation représentative (fil sec, LL = 10 cm) ; Notations utilisées pour l'exploitation des résultats

La figure 2.7 montre que la maîtrise du procédé de fabrication des éprouvettes, notamment l'alignement du fil et la protection des filaments pendant la préparation des talons et la mise en place de l'éprouvette dans les mors, nous a permis d'une part d'augmenter la valeur moyenne de l'effort résistant de 277 N jusqu'à 345 N (gain de 24%) et d'autre part, de réduire la variabilité des résultats (le coefficient de variation de l'effort maximal passe de 20% à 6.6%).

b) Influence de la longueur libre

Les courbes effort-déformation obtenues, montrant le comportement mécanique en traction du fil de verre pour les trois différentes longueurs libres, sont présentées sur la figure 2.8.

Nous constatons que le phénomène d'activation retardée devient plus important lorsque la longueur libre de l'éprouvette augmente, cela est dû à l'ondulation des filaments qui est

remarquable pour les grandes longueurs libres du fil. De plus, le fil de longueur libre de 5 cm présente une variabilité importante car l'effet des défauts d'alignement dans des éprouvettes de faibles longueurs libres est plus marqué.

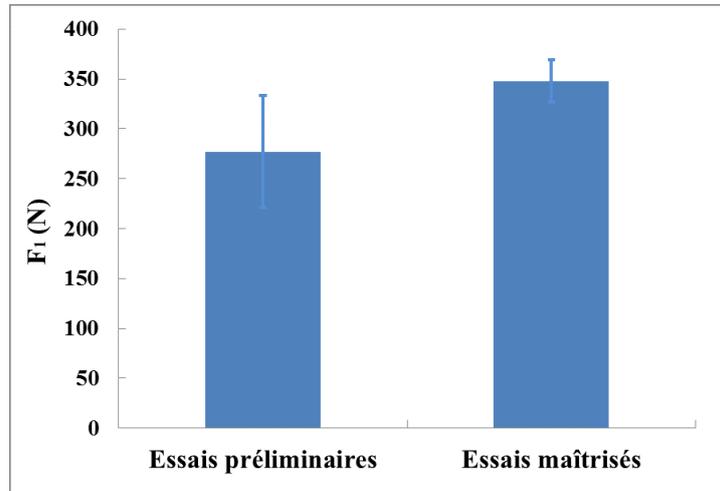


Figure 2.7 – Influence de la maîtrise de techniques de préparation des éprouvettes sur l'effort résistant du fil (fil sec, LL = 15 cm)

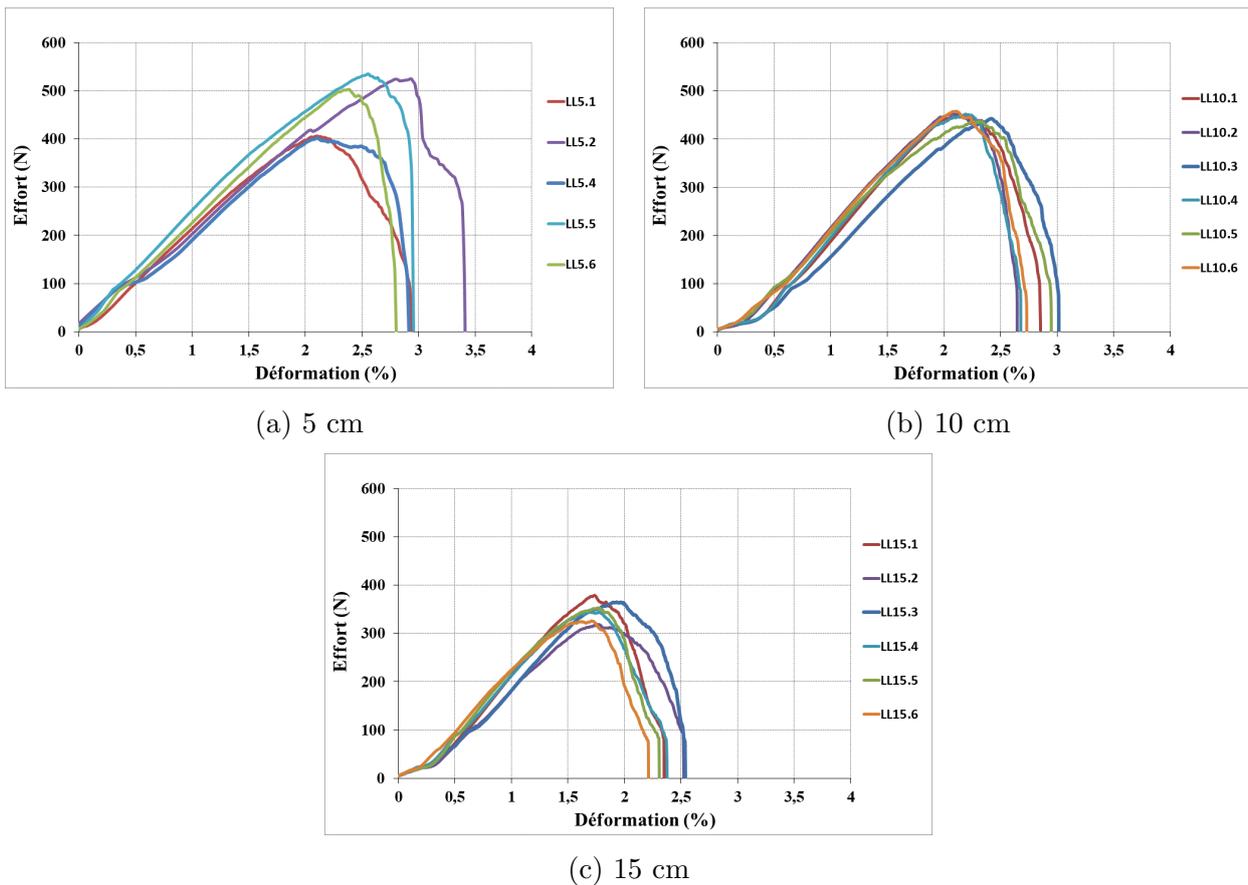


Figure 2.8 – Courbes effort-déformation du fil de verre : (a) LL = 5 cm, (b) LL = 10 cm et (c) LL = 15 cm

La figure 2.9 montre trois éprouvettes de différentes longueurs libres à trois phases d'essai :

(a) : avant le début de l'essai ;

(b) : lorsque le fil atteint sa résistance maximale où un nombre important de filaments sont rompus ;

(c) : la fin d'essai où tous les filaments sont cassés.

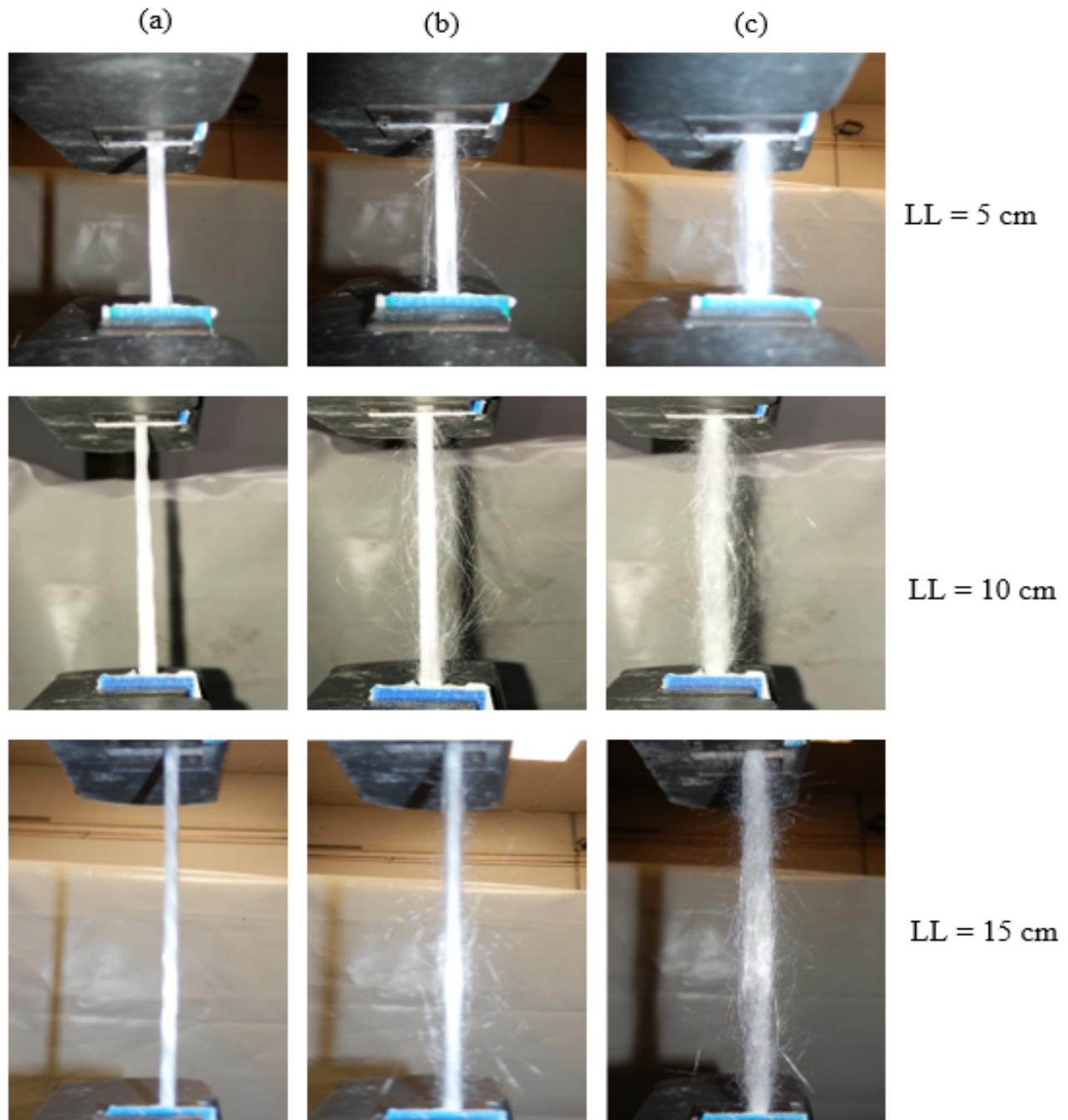


Figure 2.9 – Eprouvettes testées : (a) avant l'essai, (b) sous l'effort maximal et (c) fin d'essai

Une comparaison des trois caractéristiques (F_1 , P et $\Delta\epsilon$) citées précédemment a été faite entre les trois différentes longueurs libres du fil.

La figure 2.10.a, qui présente l'évolution de l'effort maximal F_1 en fonction de la longueur libre, montre que le fil présente une résistance en traction plutôt élevée pour les faibles longueurs libres, cette résistance diminue avec l'augmentation de la longueur libre des éprouvettes. Cela

peut être expliqué par :

- Les ondulations importantes des fils de grandes longueurs libres qui provoquent des frictions et pressions entre les filaments voisins lors de leur mise en charge progressive ;
- Les torsions des filaments qui sont plus importantes pour les grandes longueurs libres et qui fragilisent les filaments et réduisent par conséquent la résistance en traction du fil ;
- Les défauts dans les filaments qui sont statistiquement plus nombreux pour les grandes longueurs libres et qui peuvent provoquer une grande fragilité du fil.

Ces résultats sont en accord avec les études de Hanisch et al. [87] et Chudoba et al. [38]. On peut déduire que la variabilité structurelle du fil est à l'origine de la variation du comportement mécanique en traction du fil en fonction de sa longueur libre.

La figure 2.10.b et la figure 2.10.c montrent, respectivement, l'évolution de la rigidité P et la déformation globale $\Delta\epsilon$ en fonction de la longueur libre. Nous constatons que le fil à faible longueur présente une faible pente P , et que cette pente augmente progressivement avec la longueur libre. Les valeurs moyennes de cette caractéristique sont proches pour les fils de longueurs de 10 et 15 cm. En revanche, la déformation globale $\Delta\epsilon$ du fil diminue avec l'augmentation de la longueur libre. Nous pouvons conclure que la longueur a un effet significatif sur l'effort maximal F_1 , la déformation globale $\Delta\epsilon$ et la rigidité du fil P .

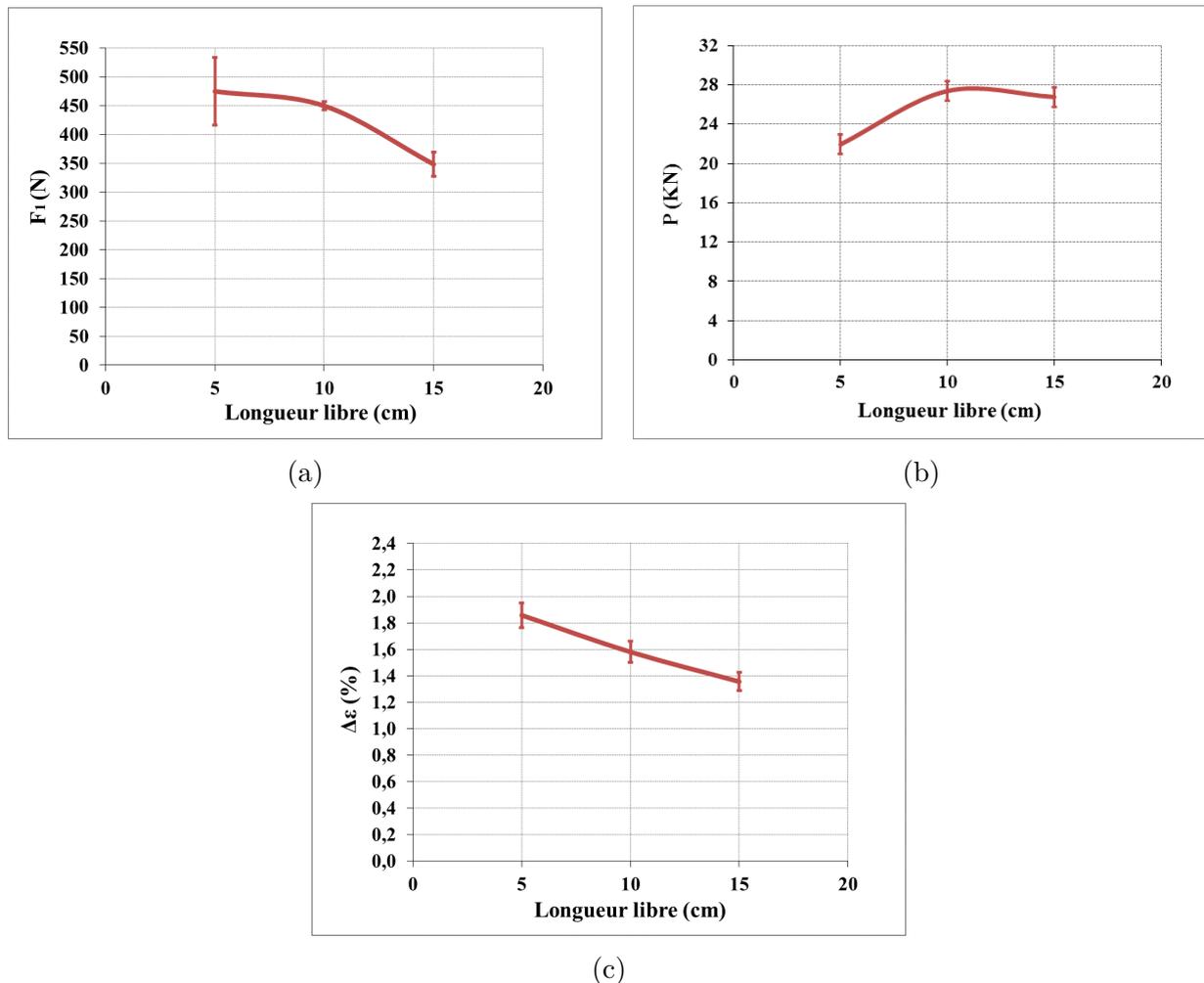


Figure 2.10 – Evolution des caractéristiques mécaniques du fil en fonction de la longueur libre : (a) F_1 , (b) P et (c) $\Delta\epsilon$

c) Influence de l'eau

- *Influence de l'alignement des filaments par l'eau sur le comportement mécanique du fil :*

Les figures 2.11, 2.12 et 2.13 présentent, respectivement, une comparaison de l'effort maximal F_1 , la rigidité P et la déformation globale $\Delta\epsilon$ pour le fil sec et le fil pré-mouillé.

Nous constatons que le fil pré-mouillé, en comparaison avec le fil sec, présente :

- Une faible résistance en traction se traduisant par une perte de l'ordre de 34% de l'effort maximal moyen ;
- Une faible déformation se traduisant par une perte de l'ordre de 38% de la déformation maximale moyenne.

Cependant, le pré-mouillage du fil n'influe pas de manière significative sur la pente P si nous prenons en considération la fluctuation des valeurs. La réduction des caractéristiques mécaniques du fil peut être expliquée par :

- La pénétration de l'eau au sein du fil à cause de la pression que nous lui avons appliquée avec nos doigts, ainsi les filaments internes qui ne sont pas bien protégés par l'ensimage sont donc facilement attaqués par l'eau [88] ;
- La fragilisation de quelques filaments à cause de cette manipulation ;
- La présence des espaces vides entre les filaments provoquée par l'évaporation de l'eau, ce qui diminue la cohésion entre les filaments (nous avons remarqué que la section apparente des éprouvettes P-M est plus grande que celle des autres éprouvettes) ;
- Finalement, nous supposons que l'eau a aussi un effet sur l'ensimage des filaments qui confère au fil ses propriétés mécaniques. Le paragraphe suivant a pour but d'étudier ces hypothèses.

- *Influence de l'eau sur l'ensimage et les propriétés mécaniques du fil*

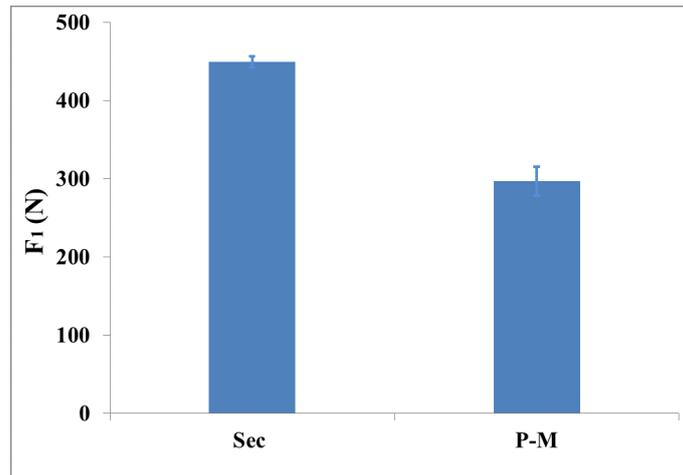
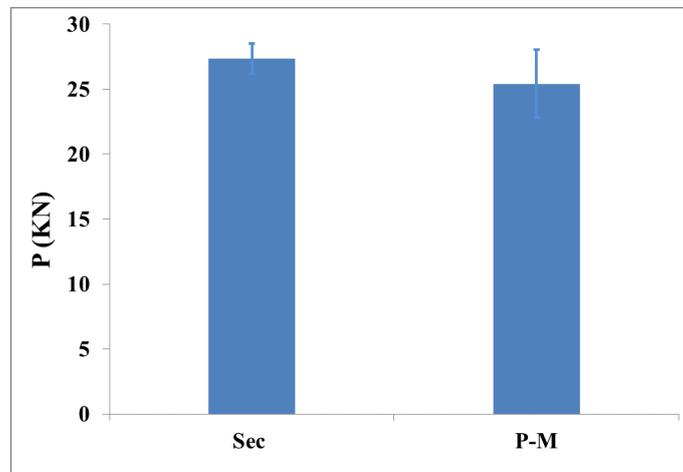
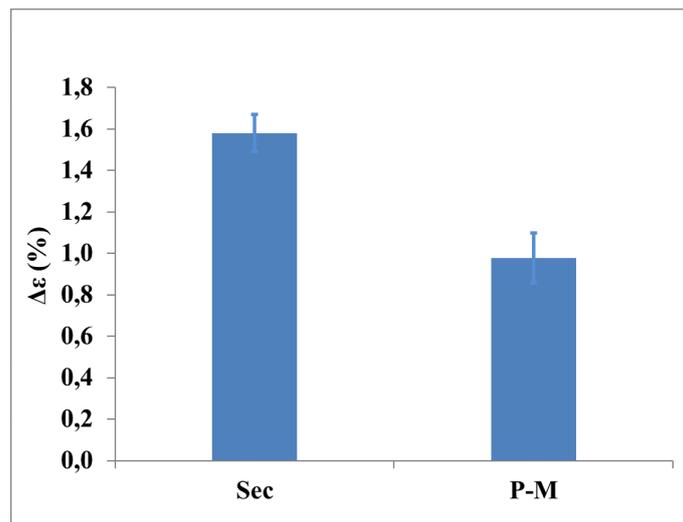
- Effet du mouillage de l'éprouvette sans séchage : (Sec/M/M1s/M1m) :

Nous constatons une diminution des trois paramètres F_1 , P et $\Delta\epsilon$, dans le cas des éprouvettes mouillées quelques secondes (M) par rapport aux éprouvettes de référence (Sec). L'augmentation de la durée de mouillage soit à une semaine (M1s) ou bien un mois (M1m) a le même effet sur l'effort maximal F_1 de l'éprouvette. Il s'agit en effet d'une légère augmentation de F_1 par rapport à l'éprouvette référence. Cependant la pente P des éprouvettes (M1m) devient faible, et par conséquent la déformation globale augmente, ce qui leur confère un comportement ductile.

- Effet de séchage de l'éprouvette avant l'essai : (M/M.S et M1s/M1s.S)

Nous remarquons une augmentation de l'effort maximal et une réduction de la pente P des éprouvettes M.S par rapport aux éprouvettes M. Cependant, pour les éprouvettes mouillées pendant une semaine, le séchage n'a pas un effet significatif sur l'effort maximal et la déformation globale, mais permet une réduction de la rigidité P .

En général, l'action de l'eau produit des variations aléatoires sur les propriétés mécaniques du fil. Nous ne pouvons donc pas tirer de conclusions précises sur l'effet du mouillage ou du séchage. Le seul effet systématique est la réduction de la rigidité du fil par la présence d'eau (avec ou sans séchage). De ce fait, contrairement à l'étude d'Aljewifi et al. [86], nous ne pouvons pas dire que l'eau a un effet négligeable sur l'ensimage du fil et par conséquent sur ses propriétés mécaniques. Cependant, pour pouvoir tirer des conclusions satisfaisantes, cette étude doit être complétée par des analyses physico-chimiques et des observations microscopiques.

Figure 2.11 – Effet du pré-mouillage du fil sur l'effort résistant F_1 (LL = 10 cm)Figure 2.12 – Effet du pré-mouillage du fil sur la pente P (LL = 10 cm)Figure 2.13 – Effet du pré-mouillage du fil sur la déformation globale $\Delta\epsilon$ (LL = 10 cm)

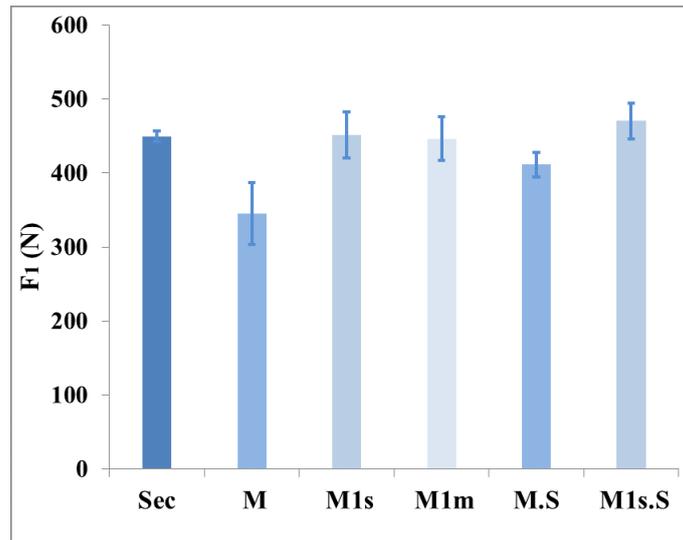


Figure 2.14 – Effet de l'eau sur l'effort résistant F_1 (LL = 10 cm)

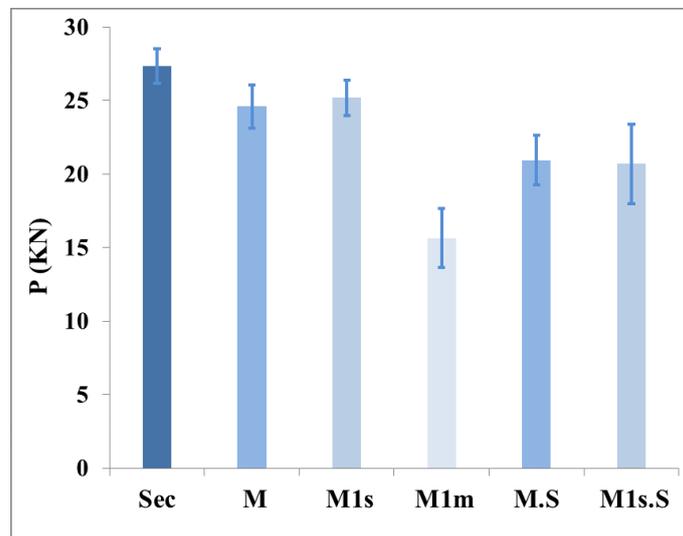


Figure 2.15 – Effet de l'eau sur la pente P (LL = 10 cm)

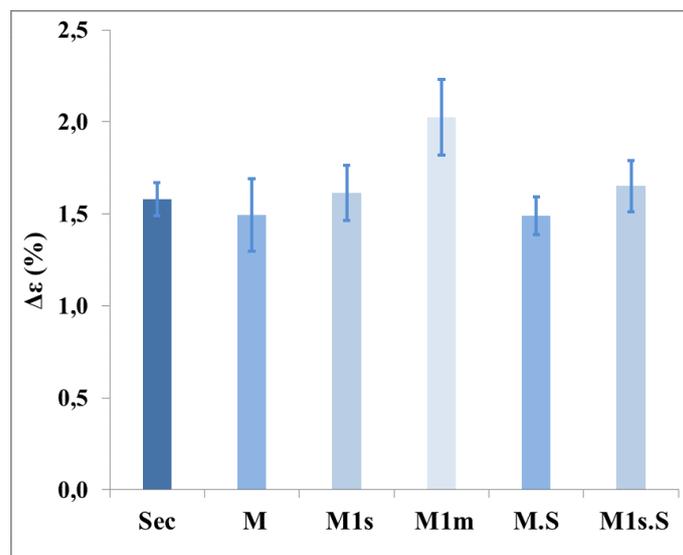


Figure 2.16 – Effet de l'eau sur la déformation globale $\Delta\varepsilon$ (LL = 10 cm)

2.3 Caractérisation des textiles

2.3.1 Types de textiles utilisés

Cinq types de renfort textile ont été utilisés pour l'étude du comportement en traction des composites textile-matrice ettringitique. Dans la partie de l'étude qui traite des fils multifilaments, ceux-ci sont des fils de verre AR. Dans cette partie, la nature du fil est un verre E. Cela ne pose pas de problèmes puisque le liant de la matrice utilisé ne libère pas de chaux (pH de l'ordre de 10.5), et donc ne constitue pas un environnement agressif pour les fibres de verre E. Pour les distinguer, les textiles ont été nommés selon leur poids surfacique (g/m^2) en : 230, 236, 400, 440 et 600. Nous pouvons classer ces textiles en trois groupes (tableau 2.4) :

- Le premier groupe (figure 2.17.a) comporte les textiles 236, 440 et 600. Ce sont des tissus de verre unidirectionnels fournis par l'entreprise Saertex. La seule différence entre ces tissus est le poids surfacique, et donc le nombre de filaments par fils. Les filaments sont assemblés directement en fil par l'ensimage, direct roving (figure 2.18.a). Les fils sont liés par un fil polyéthersulfone de masse surfacique de 6 g/m^2 . Le module d'élasticité d'un filament est de l'ordre de 73 GPa et sa résistance en traction est de l'ordre de 1400 MPa.
- Le deuxième groupe (figure 2.17.b) comporte le textile 400. C'est un tissu de verre unidirectionnel de type Taffetas fourni par la société ATG Composite. Comme les textiles du premier groupe, les filaments sont assemblés directement en fil.
- Le dernier groupe (figure 2.17.c) quant à lui, comprend le textile 230, qui est fourni par le groupe de tissage Porcher Industries. Ce textile se distingue principalement par le mode d'assemblage des filaments. Les filaments sont en fait assemblés en mèches par l'ensimage, puis les mèches sont assemblées en fil, multi-end roving (figure 2.18.b), contrairement aux autres textiles qui ne présentent pas cette structuration intermédiaire (mèche).

Dans ce qui suit, une caractérisation physique et mécanique des textiles est présentée. Cependant, elle porte seulement sur les textiles 400 et 230 en raison de rupture de stock des textiles du premier groupe.

Tableau 2.4 – Désignation et classification des textiles utilisés

Désignation	236	440	600	400	230
Poids surfacique (g/m^2)	236	440	600	400	230
	Groupe 1			Groupe 2	Groupe 3

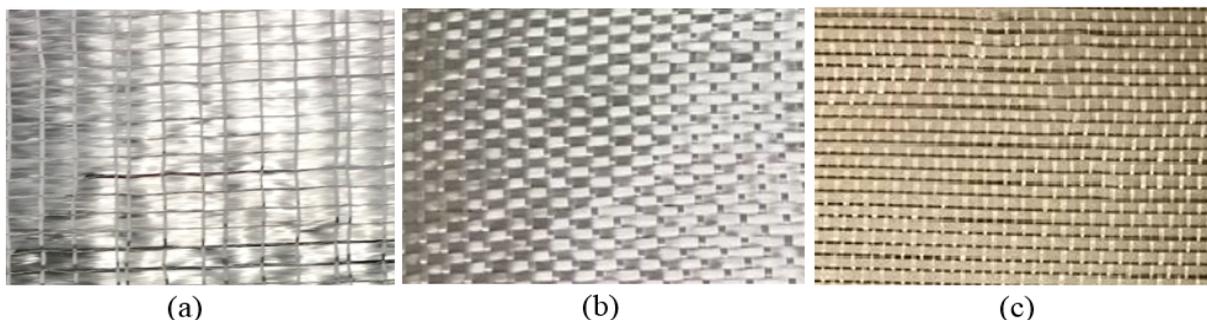


Figure 2.17 – Groupes de textiles utilisés

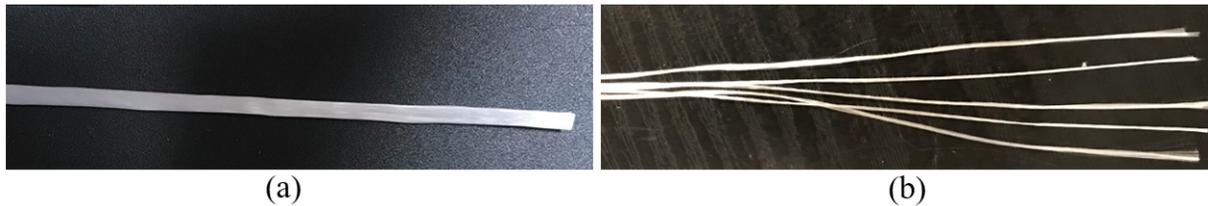


Figure 2.18 – Structuration du fil : (a) direct roving et (b) multi-end roving

2.3.2 Caractérisation physique et mécanique

Le tableau 2.5 présente les propriétés physiques des fils constituant les textiles 230 et 400. La masse linéique a été déterminée pour six segments de fils de 30 cm de longueur en les pesant. La masse volumique a été déterminée pour six segments de fils de 100 cm de longueur par pesée hydrostatique. La section du fil est alors le rapport de la masse linéique sur la masse volumique.

Tableau 2.5 – Propriétés physiques des fils constituant les textiles 230 et 400

	Section (mm ²)	Masse linéique		Masse volumique	
		Moyenne (tex)	CV (%)	Moyenne (g/cm ³)	CV (%)
Fil 230	0,133	360	1,7	2,7	1,7
Fil 400	0,223	600	2,7	2,7	2,7

Des essais de traction ont été effectués sur deux types d'éprouvettes :

- Le premier type comporte des éprouvettes de fils 230 et 400, qui ont été confectionnées de la même façon que les éprouvettes de fils du verre AR (cf. paragraphe 2.2.3.1). Les essais ont été réalisés sur une longueur libre de 10 cm, pour éviter la grande variabilité des résultats dans le cas de courtes longueurs libres et la faible résistance dans le cas de grandes longueurs libres comme cela a été expliqué dans le paragraphe b).
- Le deuxième type comprend des éprouvettes de textiles 230 et 400 d'une longueur libre de 30 cm et une largeur de 5 cm. Deux talons d'aluminium ont été collés sur chaque extrémité de l'éprouvette au moyen d'une résine époxy (Eponal 380). Ensuite des trous de 12 mm sont forés sur l'axe de l'éprouvette et dans la zone de talon (figure 2.19).

Cinq éprouvettes ont été réalisées pour chaque configuration, ainsi, le nombre total d'éprouvettes caractérisées mécaniquement est de 20.

Les essais ont été réalisés sur une machine de traction universelle Zwick/Roell-20 (figure 2.20), de capacité 20 kN. L'éprouvette est reliée à la machine au moyen de mors plats (éprouvette fil) ou bien de mors rotulés (éprouvette textile). Cette machine est équipée d'un capteur laser, muni de caméras à haute résolution permettant de mesurer la déformation longitudinale de l'éprouvette lors du chargement mécanique. Deux faisceaux laser ayant une surface d'environ 1 cm² chacun sont directement projetés sur la surface de l'éprouvette. Les images reçues avant et après les déplacements des points de mesure (points situés au niveau des faisceaux laser) sont traitées par le logiciel testXpert [89] afin de fournir le déplacement relatif entre les deux faisceaux. Connaissant la distance initiale entre les deux faisceaux, la déformation axiale globale de l'éprouvette peut alors être déterminée.

A partir de ces essais, nous avons pu déterminer le module d'élasticité et la contrainte maximale des deux types de fil ainsi que l'effort maximal et la déformation maximale des

textiles 230 et 400 . Leurs valeurs moyennes ainsi que les coefficients de variation associés sont présentés dans les tableaux 2.6 et 2.7.



Figure 2.19 – Eprouvettes de traction (textile 400)

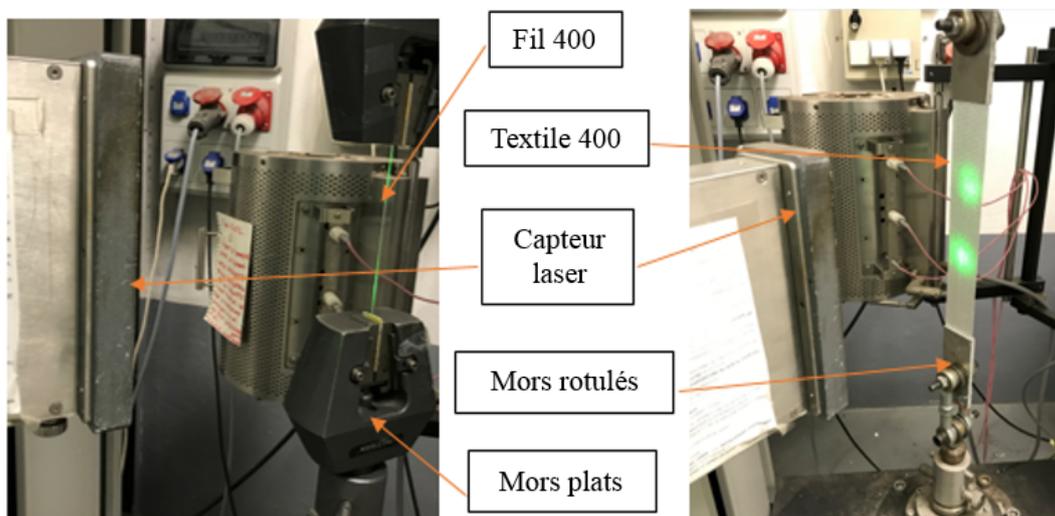


Figure 2.20 – Essai de traction sur une éprouvette fil 400 et textile 400

Tableau 2.6 – Propriétés mécaniques des fils constituant les textiles 230 et 400

	Résistance en traction		Module d'élasticité	
	Moyenne (GPa)	CV (%)	Moyenne (MPa)	CV (%)
Fil 230	828	5,4	68	6,7
Fil 400	1021	5,4	61	4,2

Tableau 2.7 – Propriétés mécaniques des textiles 230 et 400

	Résistance en traction		Allongement	
	Moyenne (N/cm)	CV (%)	Moyenne (m/m)	CV (%)
Fil 230	662	5,4	1,5	6,4
Fil 400	1500	5,4	2,4	7,7

2.4 Caractérisation de la matrice

2.4.1 Composition de la matrice K3

La matrice ettringitique K3 utilisée pour la confection des éprouvettes est une matrice inspirée du brevet international WO 2015 158896 A1 [17]. Elle est constituée de trois grandes familles de constituants qui ont chacune une action spécifique sur les propriétés recherchées : le squelette granulaire, le liant et le système d'adjuvantation (tableau 2.8 et tableau 2.9).

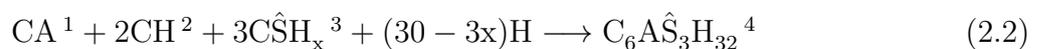
Tableau 2.8 – Composition mise au point

Squelette granulaire	Liant ettringitique	Adjuvantation	
		Agent modificateur de prise	Agents de rhéologie

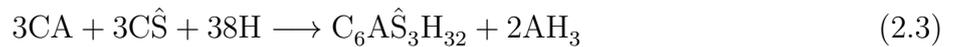
Tableau 2.9 – Composition de la matrice cimentaire K3

Constituants		Masse (g)
Liant ettringitique		268
Squelette granulaire		624
Adjuvantation	hydrofuges	9
	Agents de rhéologie	1.2
	Résine	98
	Retardateur	0.1
Total solide		1000
Eau		240

La particularité de la composition mise au point réside dans la nature du liant qui est un liant ettringitique constitué de ciment alumineux (CAC), de sulfate de calcium et de ciment Portland. À la différence d'un ciment Portland, dont l'hydratation, plus lente, ne permet pas d'obtenir des temps de durcissement suffisamment courts pour démouler en quelques minutes, le liant ettringitique se caractérise par le fait qu'on réduit sa période dormante à quelques minutes seulement. Le principal hydrate, l'ettringite, se forme dès les premiers instants suivant les équations 1 et 2 ce qui confère au produit des caractéristiques particulières, à savoir un durcissement et une montée en résistance rapides [90].



-
1. Constituant principal du CAC
 2. portlandite
 3. sulfate de calcium
 4. ettringite



Les charges utilisées sont une combinaison de silice broyée, de fillers calcaires et d'additions silico-alumineuses. La taille maximale du squelette granulaire a été fixée à 300 μm pour assurer une bonne imprégnation du renfort textile.

Le système d'adjuvantation comprend :

- Un agent modificateur de prise, un retardateur, utilisé pour ajuster la durée pratique d'utilisation (DPU) de la matrice et son temps de durcissement ;
- Un polymère anti-faiçnage (résine) ;
- Une association d'agents de rhéologie (superplastifiant, agent de viscosité, agents mouillants, agents graissants...) pour assurer différentes fonctions : stabilité de la matrice, seuil, colle... ;
- Des hydrofuges.

L'intérêt de cette composition est sa modularité. Il est possible d'agir sur :

- le dosage en liant, la nature et le dosage des constituants du liant (rapport CAC/sulfate de calcium, dosage en CEM). Par exemple, en augmentant le rapport CAC/sulfate de calcium, la formation d'hydroxyde d'aluminium va être favorisée, améliorant la durabilité :



- la nature et le dosage du squelette granulaire ;
- La nature, le dosage et le mode d'introduction des éléments constituant le système d'adjuvantation.

2.4.2 Evaluation de l'hydratation par analyse thermogravimétrique et calorimétrique différentielle

L'analyse thermogravimétrique (ATG) consiste à soumettre un échantillon (matrice broyée) à une élévation de température, sous atmosphère contrôlée et déterminer sa variation de masse. Elle peut être soit une perte, si les produits d'hydratation se décomposent et libèrent de l'eau et/ou dioxyde de carbone ; soit un gain en cas d'oxydation. L'analyse calorimétrique différentielle (DSC) se base sur la mesure des différences des échanges de chaleur entre un échantillon (matrice broyée) et une référence (en alumine). La représentation de l'évolution du flux de chaleur (figure 2.21.b) permet d'identifier les différents produits d'hydratation formés. Chaque pic endothermique ou exothermique peut être attribué à une phase hydratée. Ces deux analyses ont été réalisées sur des échantillons de poudre (d'environ 20 mg) de matrice K3 hydratée à trois échéances (6h, 24h et 28j), en utilisant la machine Mettler Toledo ATG-DSC3+. Les résultats de ces analyses sont présentés sur la figure 2.21.

La matrice K3 utilisée dans ce travail est à base d'un liant ettringitique dont le principal hydrate est l'ettringite ($C_6A\hat{S}_3H_{32}$). La perte de masse entre 50 °C et 150 °C permet d'évaluer la quantité d'eau liée à l'ettringite (cf. figure 2.21.a). D'après le tableau 2.10, la perte de masse est plus importante dans les 6 premières heures (TG = 12.6%) en comparaison avec les 24 heures et 28 jours (TG = 6.3% et 6.8% respectivement). En fait, cette perte ne correspond pas seulement à la déshydratation de l'ettringite mais aussi à la déshydratation d'un constituant

anhydre de la matrice. Il s'agit du plâtre : $\text{C}\hat{\text{S}}\text{H}_{0,5}$. Cela est justifié par les 2 pics (entre 80 et 120 °C) observés dans la courbe flux de chaleur-température à 6 heures (figure 2.21.b). Entre 24 heures et 28 jours, l'augmentation de la perte de masse est très faible, ce qui nous a permis de dire que la quantité d'ettringite formée est presque la même à 7 jours et 28 jours. C'est la raison pour laquelle tous nos essais ont été menés à 7 jours.

Cette analyse nous a permis de conclure que l'hydratation de la matrice K3 est incomplète à 6 heures, et qu'au-delà de 24 heures la quantité d'hydrates se stabilise, cependant, leur morphologie peut être modifiée dans le temps.

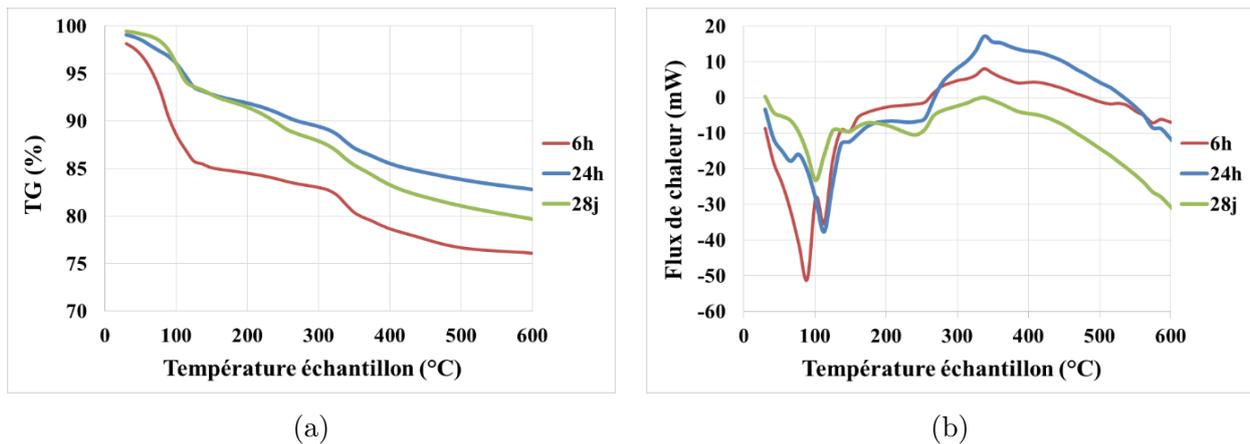


Figure 2.21 – Courbes issues de l'analyse ATG-DSC de la matrice K3 à différentes échéances

Tableau 2.10 – Pertes de masses entre 50 et 150 °C sur les diagrammes ATG de la matrice K3 à différentes échéances

Echéances	TG _{50-150°C}
6h	12.6%
24h	6.3%
28j	6.8%

2.4.3 Caractérisation de la consistance

La consistance de la matrice K3 a été mesurée par l'essai à la table d'écoulement en suivant le protocole expérimental défini par la norme NF EN 413-2 :2017. Le moule (figure 2.22) placé au centre de la table d'écoulement, a été rempli uniformément de matrice K3, tout excès de matrice a été arasé. Le moule a été ensuite soulevé doucement et verticalement au-dessus de la table. Nous avons ensuite effectué 10 secousses à la cadence d'une secousse par seconde. L'étalement D (figure 2.23a) a été mesuré au cours du temps. La figure 2.23b présente la courbe d'évolution du diamètre d'étalement au cours du temps. Le raidissement de la matrice K3, dû à la formation des cristaux d'ettringite, ne débute qu'après 60 minutes grâce à l'ajout du retardateur. Ce temps, correspondant à la DPU (Durée Pratique d'Utilisation) nous permet d'effectuer la mise en œuvre des éprouvettes dans de bonnes conditions.

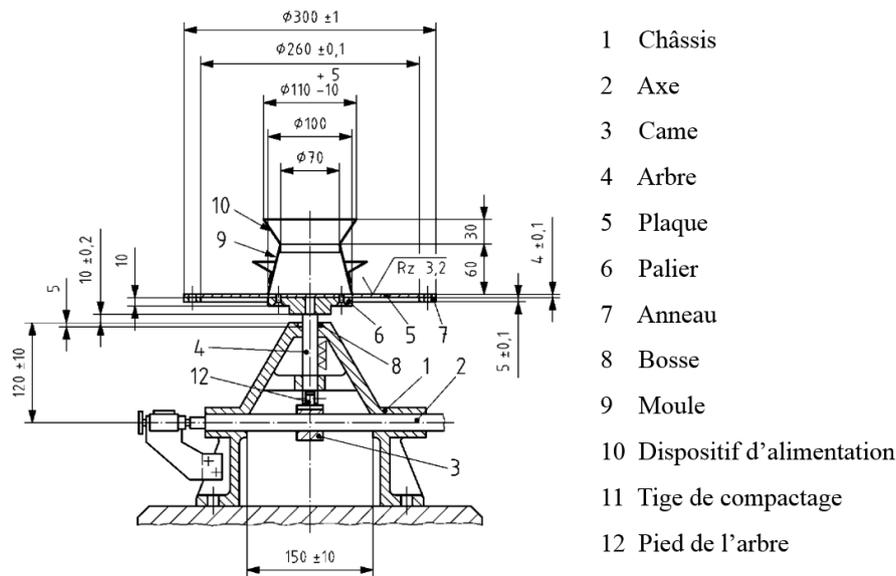
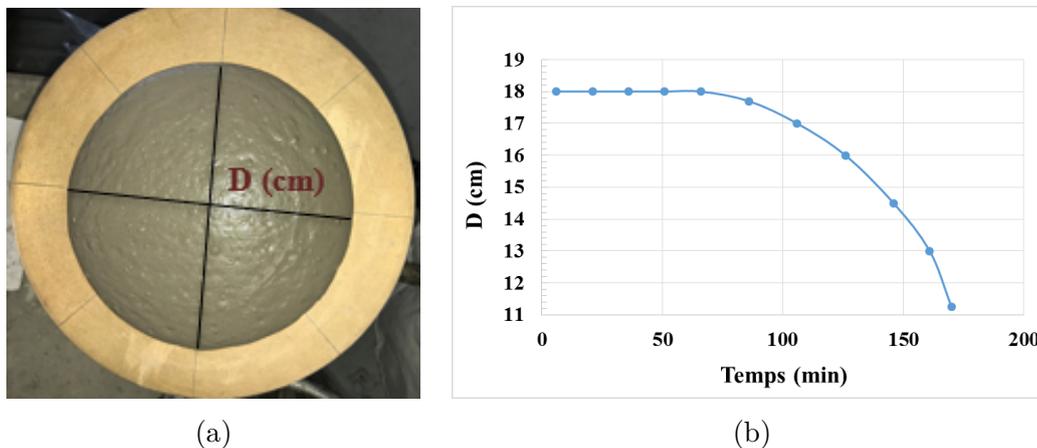


Figure 2.22 – Dispositif d'essai d'écoulement [91]



(a)

(b)

Figure 2.23 – (a) Diamètre d'étalement et (b) Evolution du diamètre d'étalement de la matrice K3 au cours du temps

2.4.4 Temps de prise

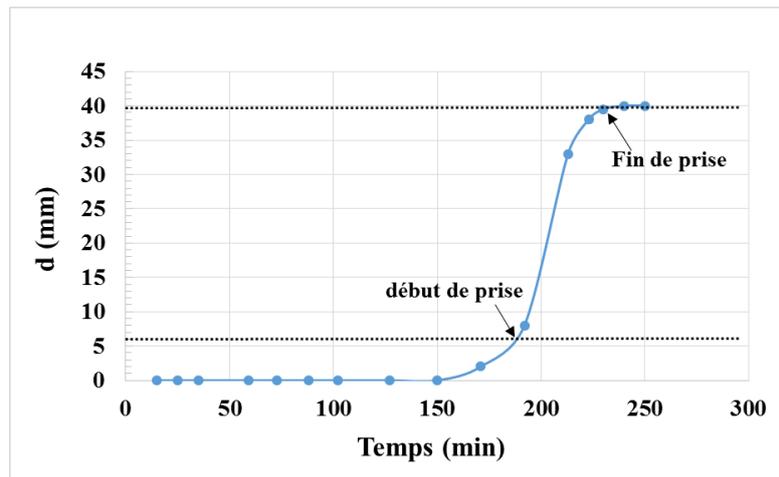
La détermination du temps de prise a été réalisée avec l'appareil de Vicat selon la norme NF EN 413-2 :2017, en observant la pénétration de l'aiguille dans la pâte de ciment (figure 2.24a). Le temps de début de prise de la matrice est le temps écoulé entre le temps t_0 (gâchage) et le temps au bout duquel la distance d entre l'aiguille et le fond du moule est égale à $d = 6 \pm 3$ mm. Les résultats sont présentés sur la figure 2.24b. Le début de prise a lieu à partir de 3h environ et la fin de prise à partir de 4 heures environ.

2.4.5 Caractérisation mécanique

Les TRC sont des éléments de faible épaisseur (1 à 2 cm), mais pour faire la caractérisation mécanique de la matrice, on a besoin de géométrie plus volumineuse. Or la matrice, en s'hydratant dégage de la chaleur et les produits d'hydratation formés peuvent être différents suivant la température au moment de la réaction [92]. Pour limiter ces effets, nous avons utilisé des éprouvettes cylindriques de 34 mm de diamètre. En effet, le choix de ce diamètre a été



(a)



(b)

Figure 2.24 – (a) Appareil de Vicat et (b) Mesure du temps de prise de la matrice K3

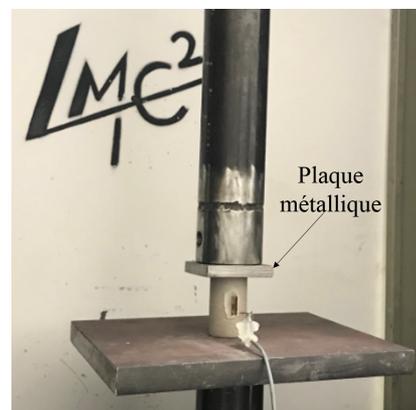
validé après avoir mesuré la température au cœur de trois autres éprouvettes de diamètres : 42 mm, 53 mm et 98 mm). C'est le diamètre 34 mm qui a présenté la plus faible élévation de température.

2.4.5.1 Mesure de la résistance en compression

L'essai de compression a été réalisé sur des éprouvettes cylindriques de diamètre 34 mm et de hauteur 50 mm au moyen de la même machine utilisée pour la caractérisation mécanique du fil de verre (paragraphe 2.2.3.2). A l'issue du malaxage, la matrice a été mise en place par coulage dans des moules en silicone, préalablement préparés (figure 2.25a) permettant un démoulage facile. Les moules ont été ensuite conservés dans la condition ambiante et à l'abri de la dessiccation. Les essais ont été réalisés à cinq échéances différentes (6h, 8h, 24h, 7j et 28j) sur des lots composés de cinq éprouvettes. Le démoulage a été réalisé soit juste avant l'essai (éprouvettes testées à 6h, 8h et 24h), ou bien 24 heures après le coulage (éprouvettes testées à 7j et 28j). Une jauge a été collée sur les éprouvettes testées à 7 jours afin de déterminer le module élastique. Notons que dans toute la campagne expérimentale effectuée dans le cadre de cette thèse, les éprouvettes ont été testées à 7 jours. Un système de chargement spécifique lié à la machine a été utilisé pour comprimer l'éprouvette comme illustré sur la figure 2.25b.



(a)



(b)

Figure 2.25 – (a) Moules en silicone utilisés et (b) Dispositif expérimental de l'essai de compression

La figure 2.26 présente les courbes contrainte-déformation obtenues pour les éprouvettes testées à 7 jours. La courbe du comportement mécanique est constituée d'une partie linéaire, où la matrice ne s'endommage pas, suivie d'une phase non linéaire. Cette dernière est marquée par la propagation progressive des microfissures, jusqu'à la rupture caractérisée par une chute brutale de la contrainte. La contrainte se stabilise ensuite à une valeur résiduelle.

Le module élastique est donné par la pente de la partie linéaire de la courbe. Le tableau 2.11 donne la valeur moyenne et le coefficient de variation (CV) de la contrainte ultime σ_c et du module élastique E_c déterminés à partir des courbes contrainte-déformation de toutes les éprouvettes testées à 7 jours.

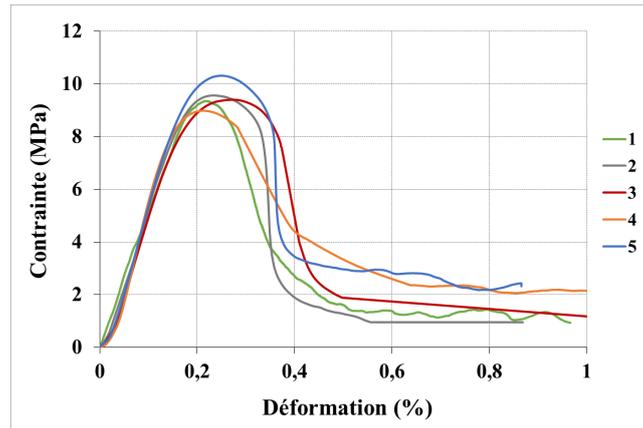


Figure 2.26 – Comportement en traction de la matrice K3 à 7 jours

Tableau 2.11 – Caractéristiques mécaniques en compression de la matrice K3 à 7 jours

	σ_c (MPa)	E_c (GPa)
Moyenne	9.5	5.5
CV (%)	4.5	4.3

L'évolution de la résistance en compression de la matrice K3 est présentée sur la figure 2.27. Nous remarquons que l'évolution de cette résistance est très rapide entre 6 heures et 7 jours et qu'elle ralentit par la suite. En fait, la contrainte en compression de la matrice à 7 jours atteint environ 78% de la valeur à 28 jours.

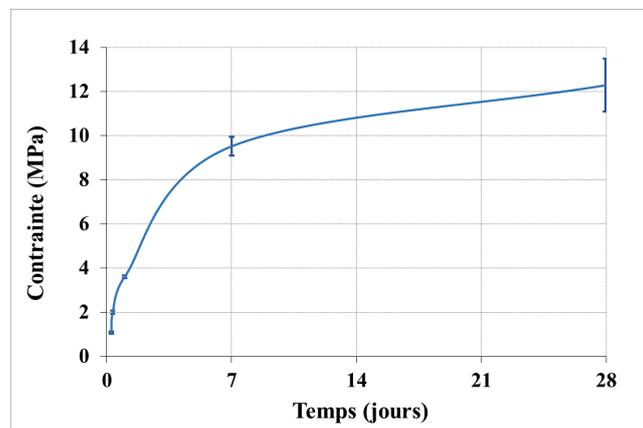


Figure 2.27 – Evolution de la résistance en compression de la matrice K3 jusqu'à 28 jours

2.4.5.2 Mesure de la résistance en traction

La résistance en traction de la matrice peut être obtenue par trois types d'essais : essai de traction directe, essai de flexion et essai de fendage appelé aussi essai Brésilien. Les deux derniers classés comme des essais de traction indirecte. Dans ce qui suit, nous nous intéressons à la résistance en traction de la matrice à 7 jours.

a) Traction directe

L'essai de traction directe est généralement difficile à mettre en œuvre compte tenu des problèmes d'alignement. Pour cet essai, deux types d'éprouvettes ont été testées : cylindriques et parallélépipédiques.

Les éprouvettes cylindriques utilisées ont un diamètre de 34 mm et une hauteur de 70 mm. Deux ronds pleins métalliques dotés d'un écrou ont été collés sur chaque face de l'éprouvette cylindrique et reliés à la machine de traction au moyen des tiges filetées (figure 2.28). Ce dispositif d'essai permet de garantir un bon alignement de l'éprouvette et réduire les efforts parasites de flexion. L'essai a été réalisé avec 2 jauges parallèles à l'axe de traction équiréparties autour du cylindre pour mesurer la déformation longitudinale et une jauge perpendiculaire à l'axe de traction pour mesurer la déformation transversale. Nous avons réalisé un essai de traction directe sur 3 éprouvettes et un essai de traction avec cycle charge-décharge-recharge sur une éprouvette. Les courbes contrainte-déformation obtenues pour les deux cas sont présentées sur la figure 2.29. En général, le comportement est linéaire. Pour quelques éprouvettes, nous observons une légère perte de linéarité à environ 80% de la contrainte ultime, liée à la propagation des microfissures. La figure 2.30 montre que les courbes charge-décharge dans la phase linéaire sont quasiment confondues, cela montre que le comportement de la matrice dans cette phase est élastique. La résistance en traction σ_t (en MPa) est déterminée par :

$$\sigma_t = 4 \frac{F}{\pi d^2} \quad (2.5)$$

Avec F la charge maximale (N) et d le diamètre de l'éprouvette (mm).

Le coefficient de Poisson ν peut être aussi déterminé. Il correspond à la pente de la courbe déformation transversale-déformation longitudinale de l'éprouvette (figure 2.31).



Figure 2.28 – Eprouvettes de traction cylindriques avant et après la rupture

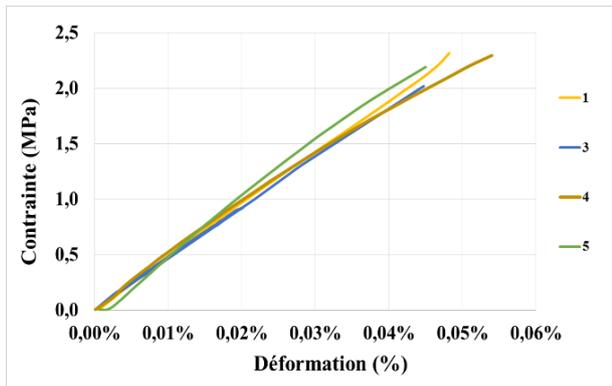


Figure 2.29 – Comportement mécanique en traction directe des éprouvettes cylindriques de K3

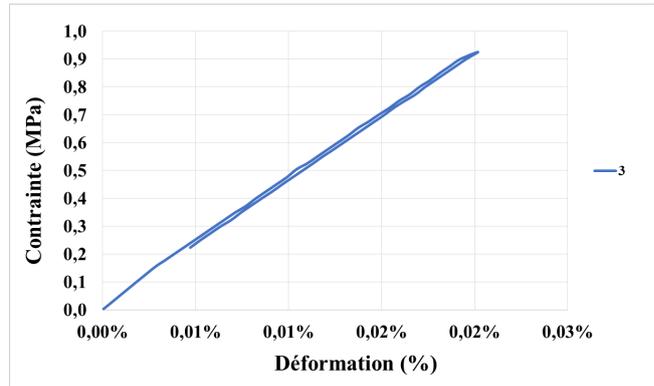


Figure 2.30 – Réponse d'une éprouvette cylindrique à une traction charge-décharge dans la phase élastique

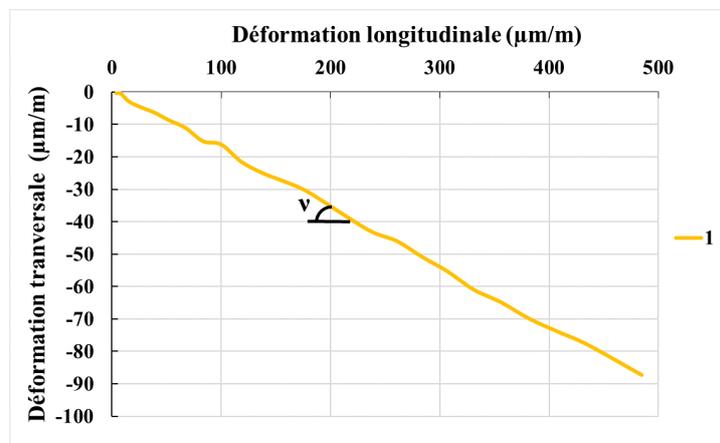


Figure 2.31 – Détermination du coefficient de Poisson à partir de la courbe déformation transversale-déformation longitudinale

Les éprouvettes parallélépipédiques utilisées sont de dimensions $140 \times 20 \times 5$ mm (figure 2.32.a). Elles ont été confectionnées à l'aide d'un moule en silicone (figure 2.32.b). Les plaques sont démoulées 24 heures après le coulage de la matrice. Des talons d'aluminium de $50 \times 20 \times 4$ mm, préalablement percés ($\varnothing 8$ mm), ont été utilisés (figure 2.32.c). La zone des talons non forée de $25 \times 20 \times 4$ mm a été collée aux extrémités de l'éprouvette au moyen de l'Eponal 380, et la zone contenant le trou a été laissée libre (figure 2.32.a). Une jauge longitudinale a été ensuite collée sur chaque éprouvette.

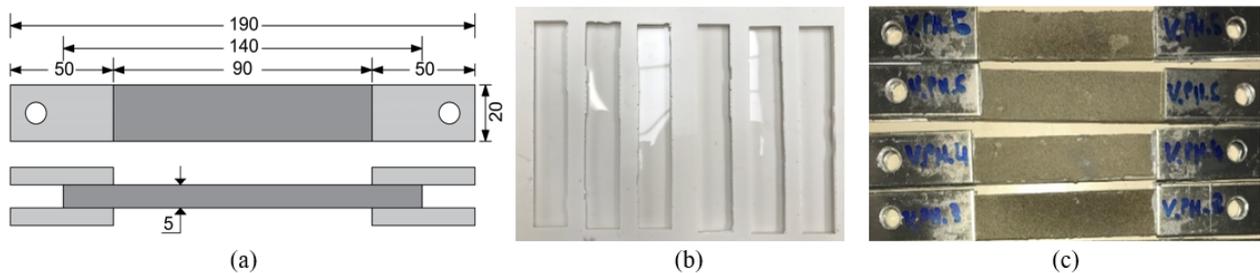


Figure 2.32 – (a) Géométrie de l'éprouvette, dimensions en mm ; (b) Moule de silicone utilisé et (c) Eprouvettes de traction parallélépipédiques

Les essais de traction ont été réalisés avec la même machine utilisée pour la caractérisation du comportement en traction des fils de verre (cf. figure 2.5). L'essai est asservi en déplacement

à une vitesse de 1mm/min. L'effort de traction est appliqué par le biais de mors rotulés (figure 2.33). Ce type de mors est bien adapté à ces éprouvettes car ils permettent de diminuer les effets de flexion parasites au niveau des talons dues aux défauts de fabrication des éprouvettes et d'éliminer la pression exercée dans le cas des mors à mâchoires auto-serrantes qui peut endommager l'éprouvette.

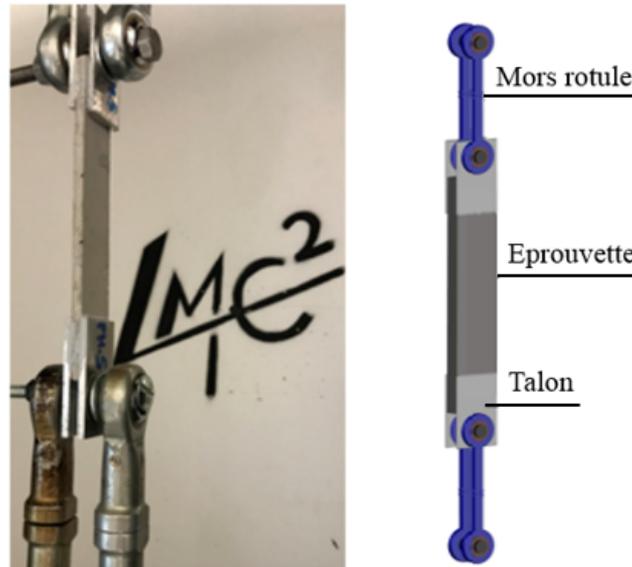


Figure 2.33 – Dispositif expérimental de l'essai de traction

Les courbes contraintes déformation obtenues sont présentées sur la figure 2.34. La résistance en traction σ_t (en MPa) est déterminée par :

$$\sigma_t = \frac{F}{S} \quad (2.6)$$

Avec F la charge maximale (N) et S la section de l'éprouvette, ici on a $S = 100 \text{ mm}^2$.

Le tableau 2.12 donne la valeur moyenne et le coefficient de variation (CV) de la contrainte ultime σ_t et du module élastique E_t des deux types d'éprouvettes ainsi que le coefficient de Poisson ν des éprouvettes cylindriques.

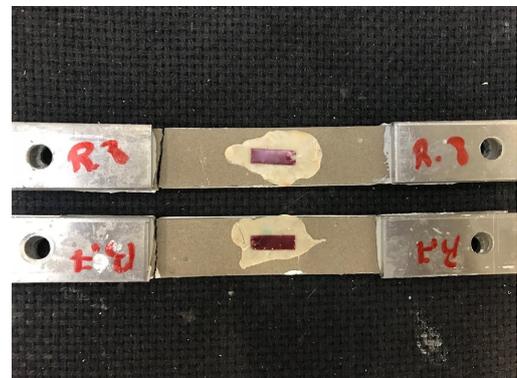
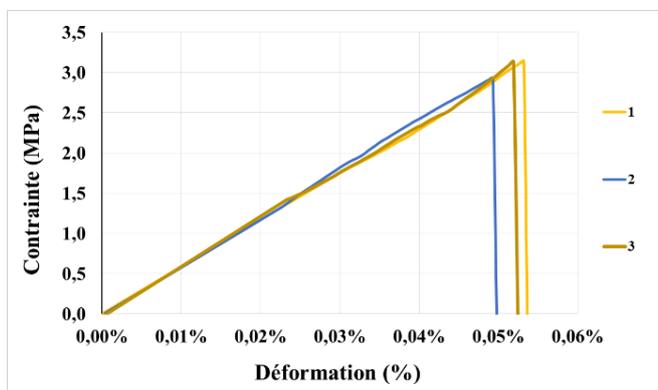


Figure 2.34 – Réponse en traction directe des éprouvettes parallélépipédiques de K3

Tableau 2.12 – Caractéristiques mécaniques en traction directe de la matrice K3

Eprouvette	σ_t		E_t		ν	
	Moyenne (MPa)	CV (%)	Moyenne (GPa)	CV (%)	Moyenne	CV (%)
Cylindrique	2.21	5.3	4.62	7.7	0.18	3.8
Parallélépipédique	3.07	3.2	5.92	1.9	-	-

b) Traction indirecte

En raison de la difficulté de la réalisation des essais de traction directe, on fait souvent appel à des essais indirects comme l'essai de fendage et l'essai de flexion.

L'essai de fendage a été réalisé sur trois éprouvettes cylindriques identiques à celles de traction directe. Cet essai consiste à appliquer diamétralement une charge sur l'éprouvette posée entre les deux plateaux d'une presse (figure 2.35a). La rupture s'obtient par traction le long du diamètre vertical, entraînant un fendage vertical de l'éprouvette. La résistance en traction σ_t (en MPa) peut être déterminée par la formule suivante :

$$\sigma_t = 2 \frac{F}{\pi d L} \quad (2.7)$$

Avec F la charge maximale (N), d le diamètre de l'éprouvette (mm) et L la hauteur de l'éprouvette (mm).

L'essai de flexion trois points a été réalisé sur trois éprouvettes prismatiques 40×40×160 mm. (figure 2.35b). La résistance en flexion σ_t (en MPa) a été déterminée à partir de la formule suivante :

$$\sigma_t = \frac{3Fl}{2bh^2} \quad (2.8)$$

Avec F la charge à la rupture en flexion (N), l = 100 mm, b et h sont respectivement la largeur et la hauteur de l'éprouvette, ici on a b = h = 40 mm.



(a)



(b)

Figure 2.35 – Essais de traction indirecte : (a) essai de fendage et (b) essai de flexion trois points

La valeur moyenne et le coefficient de variation de la résistance en traction σ_t obtenue par essai de fendage et essai de traction trois points sont présentés dans le tableau 2.13.

Tableau 2.13 – Caractéristiques mécaniques en traction indirecte de la matrice K3

Essai	σ_t	
	Moyenne (MPa)	CV (%)
Fendage	2.59	5.2
Flexion	3.09	5.6

Chapitre 3

Etude du comportement à l'arrachement d'un fil de verre enrobé dans une matrice ettringitique

Ce chapitre s'intéresse à la caractérisation du comportement à l'arrachement d'un fil de verre enrobé dans une matrice ettringitique. Il comporte deux volets principaux : un volet expérimental qui met en lumière l'influence de la longueur d'enrobage, du procédé de pré-imprégnation ainsi que le type de poudre utilisée et un volet modélisation qui a pour but de caractériser l'interface fil-matrice.

Sommaire

3.1	Introduction	75
3.2	Procédure de caractérisation expérimentale du comportement à l'arrachement du fil	75
3.2.1	Préparation des éprouvettes	75
3.2.2	Protocole expérimental	77
3.2.3	Configurations expérimentales	77
3.2.4	Pré-imprégnation du fil par voie sèche avec le procédé 'Fibroline'	79
3.3	Résultats expérimentaux	82
3.3.1	Comportement global	82
3.3.2	Exploitation des résultats	85
3.4	Modélisation de l'essai d'arrachement	97
3.4.1	Modélisation analytique et calibrage de l'essai d'arrachement	97
3.4.2	Modélisation numérique et calibrage de l'essai d'arrachement	100
3.5	Conclusion	109

3.1 Introduction

Ce chapitre a pour but de caractériser l'adhérence entre le fil de verre et la matrice ettringitique. Nous avons vu dans l'étude bibliographique (chapitre 1) que les fils multi-filamentaires enrobés dans une matrice cimentaire présentent un mécanisme d'adhérence particulier. En effet, à cause de la pénétration limitée de la matrice au sein de la structure du fil, la liaison entre les filaments et la matrice à la périphérie du fil est beaucoup plus importante que celle entre les filaments au cœur du fil. Cette adhérence peut être améliorée en remplissant les espaces vides par des charges minérales ou des polymères selon différents procédés. Dans ce contexte, il nous est apparu judicieux d'effectuer plusieurs essais d'arrachement sur des fils de verre diversement prétraités afin de comprendre l'influence de la qualité d'imprégnation du fil sur la qualité de la liaison fil-matrice et par conséquent son comportement mécanique à l'arrachement. Un intérêt particulier a été également porté sur l'effet de la longueur d'enrobage du fil dans la matrice. Deux volets sont abordés dans ce chapitre : un volet expérimental et un volet modélisation.

Dans le volet expérimental, nous présentons de façon détaillée la procédure de préparation des éprouvettes, le protocole expérimental développé ainsi qu'un nouveau procédé de pré-imprégnation par voie sèche utilisé afin d'améliorer l'adhérence entre le fil et la matrice. Ensuite, nous exposons les résultats obtenus en termes de courbe charge-déplacement et analysons les différents paramètres mécaniques issus de ces courbes : résistance à l'arrachement, rigidité, travail dissipé... , afin de mettre en lumière l'influence des différents traitements du fil et de sa longueur d'enrobage sur son comportement à l'arrachement.

Dans le volet modélisation, nous nous sommes intéressés en premier lieu à l'identification et la calibration d'un modèle analytique existant avec les résultats expérimentaux pour simuler le comportement à l'arrachement du fil de verre enrobé dans la matrice. En second lieu, nous avons implanté des modèles numériques 2D dans le code de calcul d'éléments finis Code_Aster [93] dans le but de caractériser l'interface fil-matrice. L'identification des différents paramètres mécaniques intervenant dans ces modèles est abordée. Enfin, le modèle validé est utilisé pour une modélisation du comportement en traction des composites fil-matrice qui fera l'objet du chapitre suivant.

3.2 Procédure de caractérisation expérimentale du comportement à l'arrachement du fil

3.2.1 Préparation des éprouvettes

Notre étude a été réalisée sur des éprouvettes cylindriques constituées d'un fil de verre rectiligne qui passe par leur axe longitudinal, de la matrice ettringitique K3 enrobant le fil, de deux tiges filetées métalliques de 4 mm de diamètre et du talon composite collé à l'extrémité libre du fil, voir figure 3.1.

Des tubes PVC-pression de 40 mm de diamètre externe et 34 mm de diamètre interne ont été utilisés pour le moulage des éprouvettes. Nous avons choisi ce diamètre pour les mêmes raisons citées dans le paragraphe 2.4.5. Pour préparer ces éprouvettes, nous avons tout d'abord fait une coupe sur la longueur de tube afin de faciliter le démoulage, ensuite nous avons posé le tube sur une plaque de moulage préalablement percée de 3 trous circulaires de 4 mm de

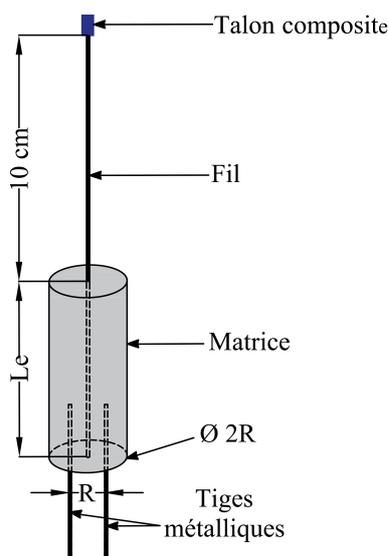


Figure 3.1 – Eprouvette cylindrique utilisée dans les essais d'arrachement

diamètre : un trou situé au centre de la plaque pour le passage du fil sans endommagement et deux autres trous équidistants pour les tiges filetées, voir figure 3.1. La longueur d'ancrage de ces tiges dans la matrice est fixée avec des écrous à $1/3$ de la longueur d'enrobage du fil. Une colle a été appliquée à la jonction du tube et de la plaque support afin d'assurer l'étanchéité lors du coulage de la matrice. Nous avons fabriqué un portique en bois pour que le fil reste centré sur l'axe de l'éprouvette pendant le coulage, figure 3.2. Avant de couler la matrice, le fil subit son pré-traitement (passage dans de la matrice dans le cas d'une pré-imprégnation par voie humide ou pulvérisation d'eau dans le cas d'une pré-imprégnation par voie sèche) puis il est mis en place sur le portique en partie haute et dans le cylindre. Nous avons mis de la pâte adhésive autour du fil à sa base afin d'éviter le drainage de la matrice à travers le trou central. Au fur et à mesure du coulage de la matrice, nous tapons sur le moule afin de faire remonter les bulles d'air à la surface.

La prise de l'éprouvette est effectuée en milieu ambiant sous la protection d'une couche de polyane pour éviter l'évaporation de l'eau et ainsi limiter le retrait prématuré de la surface supérieure de l'éprouvette. Après 24 heures, les éprouvettes sont démoulées. La manipulation du fil sortant de la partie haute de l'éprouvette a été réalisée soigneusement pour éviter l'endommagement des filaments. Ensuite deux plaques sont collées à l'extrémité du fil suivant le même protocole que pour les éprouvettes du fil seul. La figure 3.3 montre les éprouvettes prêtes à être testées.

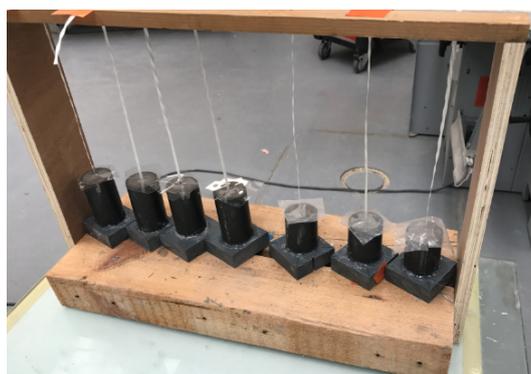


Figure 3.2 – Coulage des éprouvettes constituées du fil enrobé dans la matrice K3

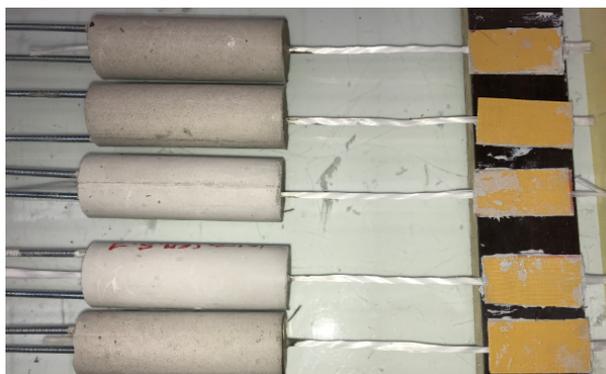


Figure 3.3 – Eprouvettes de l'essai d'arrachement

3.2.2 Protocole expérimental

Les essais d'arrachement du fil de verre imprégné par la matrice ettringitique K3 ont été réalisés avec la même machine de traction utilisée pour la caractérisation du comportement en traction des fils de verre (cf. figure 2.5). Une plaque métallique de dimensions 10 cm × 10 cm, percée d'un trou central de 8 mm et de 2 trous de 4 mm, a été utilisée pour permettre la fixation d'une part des deux tiges filetées sortant de l'éprouvette avec 4 écrous et d'autre part d'une tige filetée métallique de 8 mm de diamètre. La liaison entre la machine et l'éprouvette est réalisée au moyen d'une tige filetée métallique de 20 mm de diamètre liée par sa partie supérieure à la machine et par sa partie inférieure soudée à la tige filetée métallique de 8 mm de diamètre. L'extrémité libre du fil a été fixée par serrage du talon composite dans le mors inférieur, figure 3.4. Grâce à ce montage, le fil reste aligné sur l'axe du cylindre. Pour tous les essais, la vitesse de déplacement de la traverse est fixée à 1 mm/min. Le système d'acquisition enregistre l'effort de traction et le déplacement de la traverse. L'essai s'arrête lorsque l'effort s'annule.

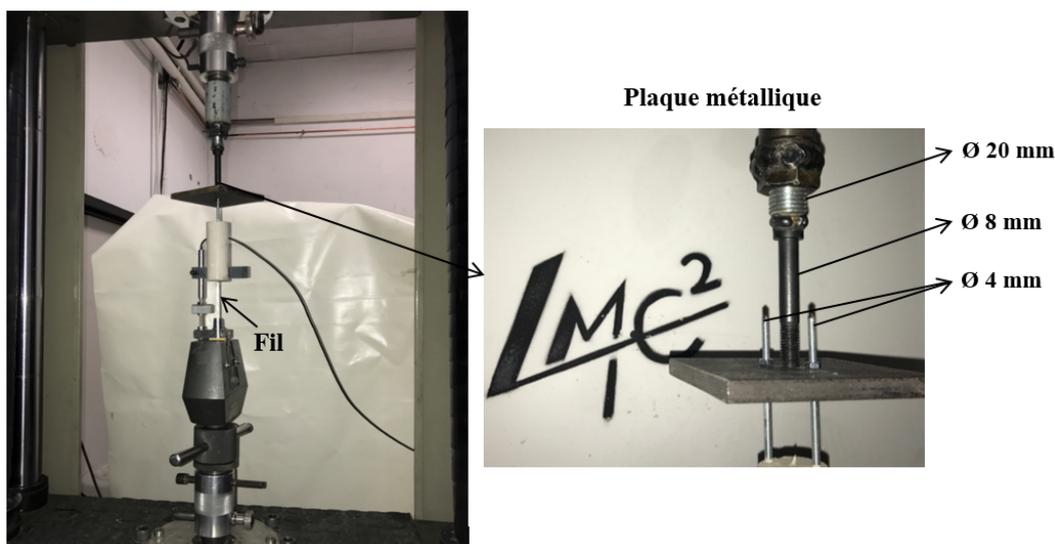


Figure 3.4 – Illustration d'un essai d'arrachement

3.2.3 Configurations expérimentales

Dans cette étude, nous nous sommes intéressés à étudier l'influence de trois différents paramètres sur le comportement à l'arrachement du fil enrobé dans la matrice :

1. Le procédé de pré-imprégnation. Deux différentes techniques de pré-imprégnation ont été utilisées : la pré-imprégnation classique par voie humide et la pré-imprégnation par voie sèche expliquée dans le paragraphe suivant ;
2. La nature et les caractéristiques physiques des matériaux de pré-imprégnation ;
3. La longueur d'enrobage Le du fil.

Afin d'évaluer l'effet des deux premiers paramètres, 8 modes de prétraitement du fil avant le coulage de la matrice ont été envisagés :

- a. Fil maintenu sec avant le coulage de la matrice désigné par S ;
- b. Fil pré-imprégné par voie humide par la matrice ettringitique K3 désigné par PH.K3. Cela consiste à rouler le fil manuellement dans une couche de matrice K3 de façon à faire pénétrer la matrice au cœur du fil, figure 3.5 ;
- c. Fil pré-imprégné par voie sèche par la matrice K3 désigné par PS.K3. Cela permet de reproduire la configuration PH.K3 ;
- d. Fil pré-imprégné par voie sèche par le liant et les charges de la matrice cimentaire K3 désigné par PS.L+Ch. Le système d'adjuvantation a été éliminé car il n'affecte que la durée pratique d'utilisation de la matrice et sa fluidité ;
- e. Fil pré-imprégné par voie sèche par le liant de la matrice cimentaire K3 désigné par PS.L. Les charges de la matrice ont été également écartées à cause de leur grande taille ;
- f. Fil pré-imprégné par voie sèche par le liant mono-composant CSA (ciment sulfo-alumineux) désigné par PS.CSA. Cette poudre a été choisie car elle correspond à un liant mono-composant chimiquement similaire au liant de la matrice K3, constitué de trois composants, et permettant ainsi d'assurer une homogénéité de la poudre au sein du fil ;
- g. Fil pré-imprégné par voie sèche par une poudre polymère (acétate de polyvinyle) désigné par PS.P. Cette configuration a été choisie car la pré-imprégnation des textiles par des polymères a fait l'objet de plusieurs études dans la littérature ;

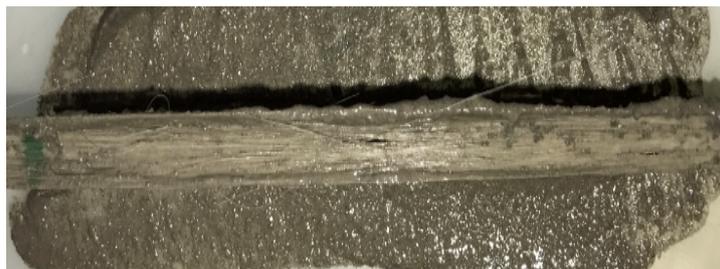


Figure 3.5 – Fil pré-imprégné par voie humide par la matrice K3 (PH.K3)

Afin de déterminer l'influence de la variation de la longueur d'enrobage Le sur le comportement d'arrachement du fil en fonction de son mode de prétraitement, nous avons fait varier cette longueur de 2 à 10 cm. Au moins 4 éprouvettes ont été confectionnées pour chaque configuration de traitement du fil/longueur d'enrobage. Cependant, en raison de divers problèmes soit au moment de la fabrication de l'éprouvette (rupture de quelques filaments, remontée du mélange eau-poudre de pré-imprégnation par voie sèche dans la partie libre du fil au voisinage de l'enrobage) ou bien pendant l'essai (problèmes liés à la machine), nous n'avons pas pu exploiter tous les résultats. Le tableau 3.1 résume la liste des essais exploitables pour toutes les configurations étudiées.

Dans toutes les configurations expérimentales, la longueur libre (LL) qui correspond à la longueur du fil entre la face supérieure du cylindre et le talon composite est fixée à 10 cm. Cette longueur est optimale d'après l'étude du comportement mécanique en traction du fil présentée dans le paragraphe b) du chapitre 2.

Tableau 3.1 – Récapitulatif des essais d'arrachement exploitables

Configurations	Le = 2 cm		Le = 5 cm	
	Essais exploitables	Désignation	Essais exploitables	Désignation
S	3	Le2.S.1/2/4	5	Le5.S.4/5/6/7/8
PH.K3	4	Le2.PH.K3.2/3/4/6	6	Le5.PH.K3.1/2/3/4/5/6
PS.K3	-	-	4	Le5.PS.K3.1/2/3/4
PS.L+Ch	2	Le2.PS.L+Ch.4/5	4	Le5.PS.L+Ch.1/2/3/4
PS.L	3	Le2.PS.L.1/2/3	3	Le5.PS.L.5/10/11
PS.CSA	3	Le2.PS.CSA.2/3/4	3	Le5.PS.CSA.1/2/3
PS.P	3	Le2.PS.P.1/3/4	4	Le5.PS.P.1/2/3/4
Configurations	Le =7 cm		Le =10 cm	
	Essais exploitables	Désignation	Essais exploitables	Désignation
S	5	Le7.S.1/2/4/5/6	5	Le10.S.1/2/3/4/7
PH.K3	5	Le7.PH.K3.1/2/3/4/5	6	Le10.PH.K3.2/3/5/6/7/8
PS.L+Ch	3	Le7.PS.L+Ch.1/2/4	-	-
PS.L	4	Le7.PS.L.1/2/3/4	3	Le10.PS.L.1/2/3
PS.CSA	4	Le7.PS.CSA.1/2/3/4	3	Le10.PS.CSA.1/2/3
PS.P	4	Le7.PS.P.1/2/3/4	3	Le10.PS.P.1/2/3

3.2.4 Pré-imprégnation du fil par voie sèche avec le procédé 'Fibroline'

3.2.4.1 Principe, fonctionnement et domaines d'application

La technique d'imprégnation par voie sèche, développée et brevetée par l'entreprise Fibroline, se base sur l'application d'un champ électrique alternatif. Cette technologie utilise les effets combinés des procédés électrostatiques et des plasmas atmosphériques de type DBD (décharge à barrières diélectriques) afin d'accélérer des poudres liantes et/ou fonctionnelles à l'intérieur de structures fibreuses. En effet, les particules de poudres chargées par ionisation de la lame d'air entre les diélectriques, se mettent en mouvement lors de l'application d'un champ électrique alternatif. Ces particules pénètrent alors rapidement en quelques secondes dans les porosités du support fibreux. Le principe de cette technique est présenté sur la figure 3.6.

Le champ électrique alternatif est appliqué perpendiculairement au support fibreux par l'intermédiaire d'un jeu d'électrodes, disposées de part et d'autre des matériaux à imprégner, et raccordées aux pôles respectifs d'un générateur électrostatique.

L'imprégnation finale du matériau textile par les particules de la poudre est obtenue principalement par la combinaison de deux phénomènes qui apportent une énergie cinétique aux grains :

- Un effet d'accélération des grains de poudre soumis à un champ électrique alternatif appliqué de part et d'autre du support poreux ;
- Un effet de répulsion entre particules chargées électriquement de même signe par l'intermédiaire du champ électrique et du plasma.

Cette particularité de la technologie d'imprégnation électrostatique explique le caractère extrêmement homogène de la répartition de la poudre dans la structure après traitement.

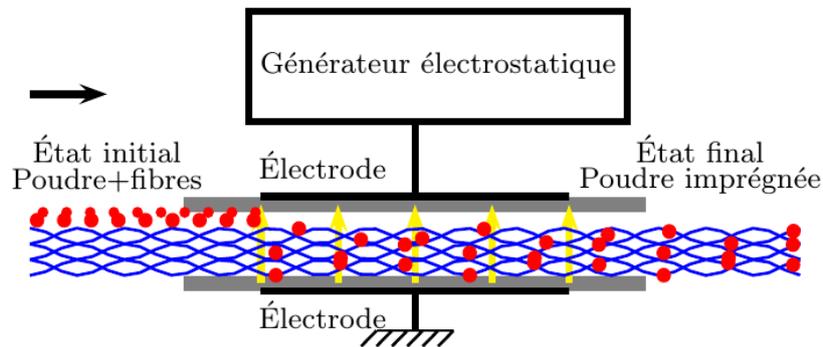


Figure 3.6 – Principe du procédé d'imprégnation par voie sèche Fibroline

Cette technologie de pré-imprégnation à sec est déjà appliquée à l'échelle industrielle au moyen de machines telles que celle présentée sur la figure 3.7. Cette machine se compose d'un générateur de haute tension pouvant aller jusqu'à 50 kV, de deux électrodes en aluminium montées face à face et séparées par des diélectriques, d'une unité de saupoudrage et d'un tapis roulant permettant de faire avancer les supports à imprégner. Ce système offre la possibilité d'imprégner le support soit sur un seul côté (dessous et dessus) ou bien sur les deux côtés à la fois. Le choix de la quantité de poudre et les paramètres du procédé tels que la tension, la distance entre les électrodes, la vitesse de défilement du tapis et le temps d'imprégnation demeurent du domaine de connaissance de Fibroline.



Figure 3.7 – Principe du procédé d'imprégnation par voie sèche Fibroline

Les applications industrielles de ce procédé se trouvent dans divers domaines tels que :

- *Domaine des revêtements* : fabrication des tapis d'expositions (à partir des non-tissés aiguilletés en polypropylène et une poudre polyoléfine) ou des revêtements automobiles ;
- *Domaine d'hygiène* : fabrication des protections féminines et couches pour bébés en utilisant des poudres super-absorbantes ;

- *Domaine de composites* : réalisation des semi-produits composites par imprégnation de poudres thermoplastiques ou thermodurcissables dans des renforts de types mats ou tissus (verre, fibres naturelles ...). Ces semi-produits peuvent être ensuite mis en forme dans des moules par thermocompression à chaud ou thermoformage afin de faire des composites pour différents domaines d'application comme : l'automobile, l'aéronautique, le sport et loisir, le bâtiment (coffret électrique, renfort d'ouvrages d'art).

Dans toutes ces applications, les poudres d'imprégnation utilisées sont basées sur des polymères, l'utilisation des poudres minérales n'a fait l'objet d'aucune étude jusqu'à aujourd'hui.

3.2.4.2 Mode opératoire

Dans notre étude, la pré-imprégnation à sec des fils de verre a été réalisée par une machine à l'échelle du laboratoire représentée sur la figure 3.8. Elle fonctionne suivant le même principe que la machine à l'échelle industrielle à l'exception du système de saupoudrage et du tapis roulant. Cette machine est généralement utilisée pour tester l'imprégnation des supports avant de faire les essais à plus grande échelle. Les étapes d'imprégnation du fil de verre par poudre sont :

- Découpe des segments de fil de 40 cm ;
- Calandrage de 20 cm de fil afin de séparer les filaments et permettre une bonne pénétration des particules de poudre au cœur du fil ;
- 32 segments sont mis côte à côte sur un papier kraft de façon à ne pas laisser beaucoup d'espace entre eux et éviter ainsi la perte de poudre (figure 3.9a) ;
- Tamisage de la poudre avec un tamis de mailles de 400 μm . Nous rappelons que nous avons envisagé plusieurs configurations expérimentales en utilisant différents types de poudres (cf. paragraphe 3.2.3) : matrice ettringitique (K3), liant + charges (L+Ch), liant (L), liant mono-composant (CSA) et poudre polymère (P) ;
- Mélange de la poudre avec les charges de silice (96% de poudre et 4% de charges de silice) qui permettent d'assurer une fluidité de la poudre ;
- Saupoudrage du mélange au-dessus de 20 cm du segment du fil.
- Placement de l'ensemble fil et mélange dans la machine entre les électrodes ;
- Application du champ électrique pendant quelques secondes.

De ce processus, il en résulte des fils pré-imprégnés à sec (figure 3.9b).

Ces fils pré-imprégnés sont pulvérisés d'eau avant le coulage de la matrice ettringitique. La quantité d'eau utilisée est déterminée de telle sorte à avoir un rapport entre la masse d'eau et la masse de poudre de pré-imprégnation de 30%, cette dernière est déterminée par pesage du fil avant et après pré-imprégnation.



Figure 3.8 – Machine à l'échelle laboratoire utilisée pour imprégner à sec les fils de verre

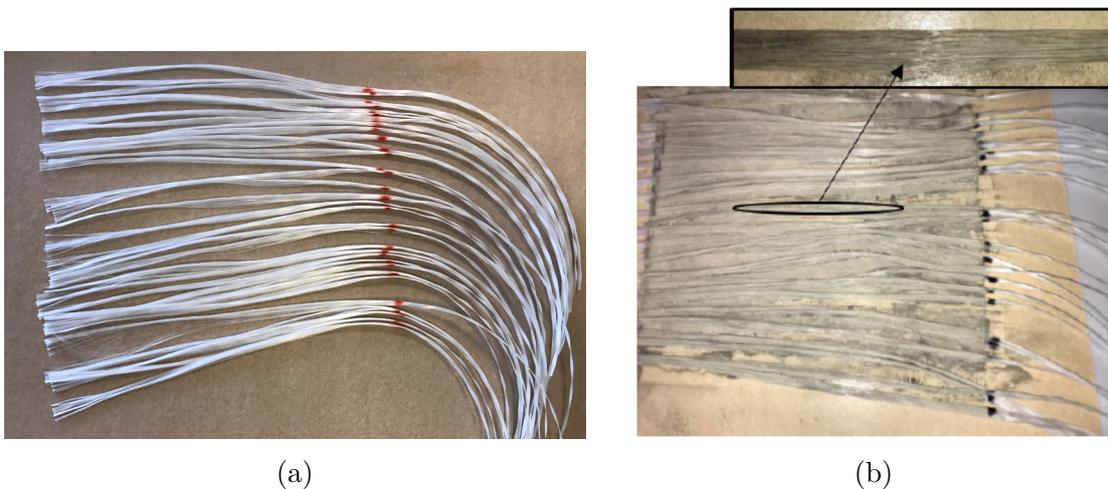


Figure 3.9 – (a) Fils de verre avant pré-imprégnation et (b) Fils de verre pré-imprégnés par voie sèche (Liant)

3.3 Résultats expérimentaux

3.3.1 Comportement global

3.3.1.1 Fil sec (S)

Les résultats des essais d'arrachement effectués sont présentés sous la forme de courbes force d'arrachement- déplacement du fil, plus communément appelées courbes d'arrachement.

La figure 3.10 montre le comportement d'arrachement type d'un fil sec S.

La première partie de la courbe est une partie linéaire, où le fil résiste à l'arrachement par la contrainte de cisaillement élastique. Ce comportement se poursuit jusqu'à atteindre approximativement 70 à 95% de la charge maximale en fonction du type d'éprouvette. A partir de ce point les liaisons filaments-matrice commencent à rompre. Cette rupture se traduit par deux phénomènes :

- la rupture en traction des filaments (il s'agit dans ce cas des filaments externes qui sont bien imprégnés par la matrice) ;
- la rupture de l'adhérence filament-matrice suivie par le glissement des filaments (c'est le cas des filaments internes qui sont peu ou non enrobés dans la matrice).

La rupture successive de ces liaisons entraîne une diminution de la pente de la partie ascendante de la courbe jusqu'à l'atteinte de l'effort maximum. Ce comportement observé jusqu'à atteindre l'effort maximal constitue la phase pré-pic.

La partie descendante de la courbe d'arrachement, appelé phase post-pic est caractérisée par une chute importante et nette de l'effort d'arrachement, accompagnée de la rupture des dernières liaisons entre les filaments et la matrice jusqu'à atteindre un effort seuil généralement compris entre 20 et 40 N.

Une fois que toutes les liaisons filament-matrice sont rompues, les filaments internes glissent (figure 3.14.a) et transfèrent la contrainte seulement à travers leur surface de contact. Dans cette troisième phase, nommée phase post-pic résiduelle, nous remarquons une diminution très faible de l'effort résistant jusqu'à la rupture de l'éprouvette.

La figure 3.11 présente les courbes d'arrachement d'un fil S, pour toutes les longueurs d'enrobage allant de 2 à 10 cm. Une courbe moyenne est présentée pour chaque longueur d'enrobage.

Nous présentons dans l'annexe A.1 l'ensemble des courbes expérimentales obtenues pour chaque longueur d'enrobage. Toutes les courbes ont la même allure, quelles que soient les longueurs d'enrobage. Par contre, nous observons une variabilité importante des résultats notamment dans le cas de faibles longueurs d'enrobage, cela est dû principalement à la pénétration non contrôlée de la matrice au sein du fil.

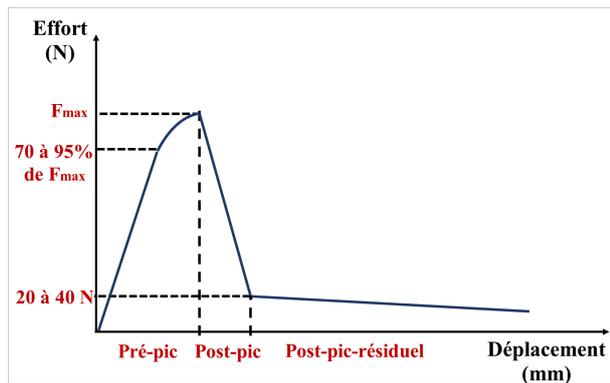


Figure 3.10 – Courbe type du comportement d'arrachement d'un fil sec S

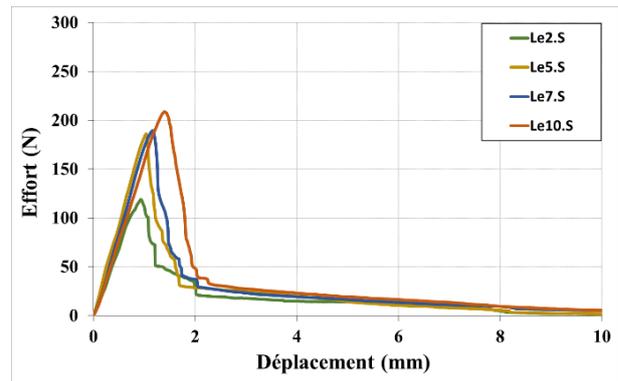


Figure 3.11 – Courbes d'arrachement moyennes pour un fil S

3.3.1.2 Fil pré-imprégné par voie humide (PH)

La figure 3.12 présente la courbe d'arrachement moyenne d'un fil PH.K3 pour les différentes longueurs d'enrobage. L'ensemble des courbes expérimentales obtenues pour chaque longueur d'enrobage sont présentées dans l'annexe A.2.

Le comportement d'arrachement d'un fil PH.K3 enrobé dans une matrice cimentaire est similaire au comportement en traction d'un fil seul dans le sens où la phase post-pic correspond à une annulation brutale de l'effort sans déformation. La rupture des liaisons filaments-matrice dans ce cas correspond seulement à la rupture en traction des filaments au voisinage de l'enrobage (figure 3.14.b). Nous ne remarquons pas de glissement des filaments comme dans le cas d'un fil S, ce qui signifie que l'adhérence fil-matrice a été améliorée par cette pré-imprégnation PH du fil.

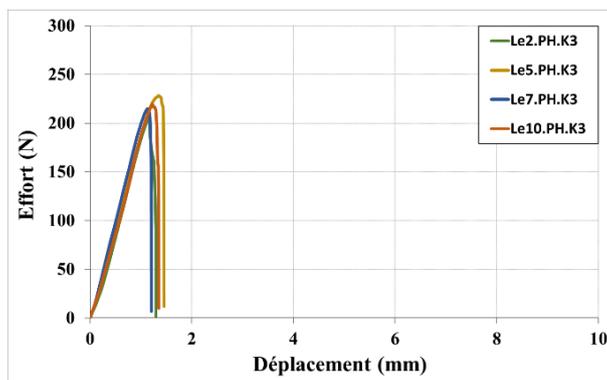


Figure 3.12 – Courbes d'arrachement moyennes pour un fil PH.K3

3.3.1.3 Fil pré-imprégné par voie sèche (PS)

La figure 3.13 montre le comportement d'arrachement d'un fil PS. Pour chaque type de poudre de pré-imprégnation à sec utilisé, nous présentons la courbe d'arrachement moyenne associée aux différentes longueurs d'enrobages étudiées. L'ensemble des courbes expérimentales obtenues pour les différents types de poudre et les différentes longueurs d'enrobage sont présentées dans l'annexe A.3.

Le comportement global d'un fil PS varie en fonction du type de poudre de pré-imprégnation utilisée. Hormis pour les fils PS.P, le comportement global d'un fil PS est identique quelle que soit la longueur d'enrobage considérée. En effet, le comportement est similaire à celui d'un fil S caractérisé par un glissement des filaments à partir d'un effort variant de 12 à 50 N.

Dans le cas d'un fil PS.P, le comportement est similaire à celui d'un fil PH.K3, caractérisé par une rupture brutale de l'éprouvette (absence de phase post-pic-résiduelle). Pour un fil PS.P, cette chute est due à la perte d'adhérence entre les charges de polymère et la matrice cimentaire.

3.3.1.4 Eprouvettes après essai d'arrachement

La figure 3.14 montre les éprouvettes après essai d'arrachement. Comme nous l'avons évoqué précédemment, dans le cas d'un fil S, nous observons une rupture des filaments extérieurs et une extraction des filaments internes, peu ou pas imprégnés par la matrice cimentaire. Ce mode de rupture a été aussi observé pour un fil PS.L, PS.L+Ch, PS.K3 et PS.CSA.

Pour un fil PS.L+Ch et PS.K3, un glissement des filaments sur toute la longueur d'enrobage après la rupture d'un nombre faible de filaments externes a été observé à cause de la présence des charges de taille importante. Ces particules n'ayant pas de pouvoir liant, elles réduisent l'efficacité des charges actives en les éloignant les unes des autres et en les éloignant des fibres, réduisant ainsi le contact.

Cependant, dans le cas d'un fil PH.K3, aucun filament n'est extrait de la matrice et nous n'observons qu'une rupture des filaments par traction. Dans le cas d'un fil PS.P, nous remarquons une extraction totale du fil de la matrice avec rupture de quelques filaments externes. Cela est dû à la présence des charges de polymère qui présentent une faible adhérence aux matrices cimentaires à cause de leurs propriétés hydrophobes, par opposition aux propriétés hydrophiles des matrices cimentaires.

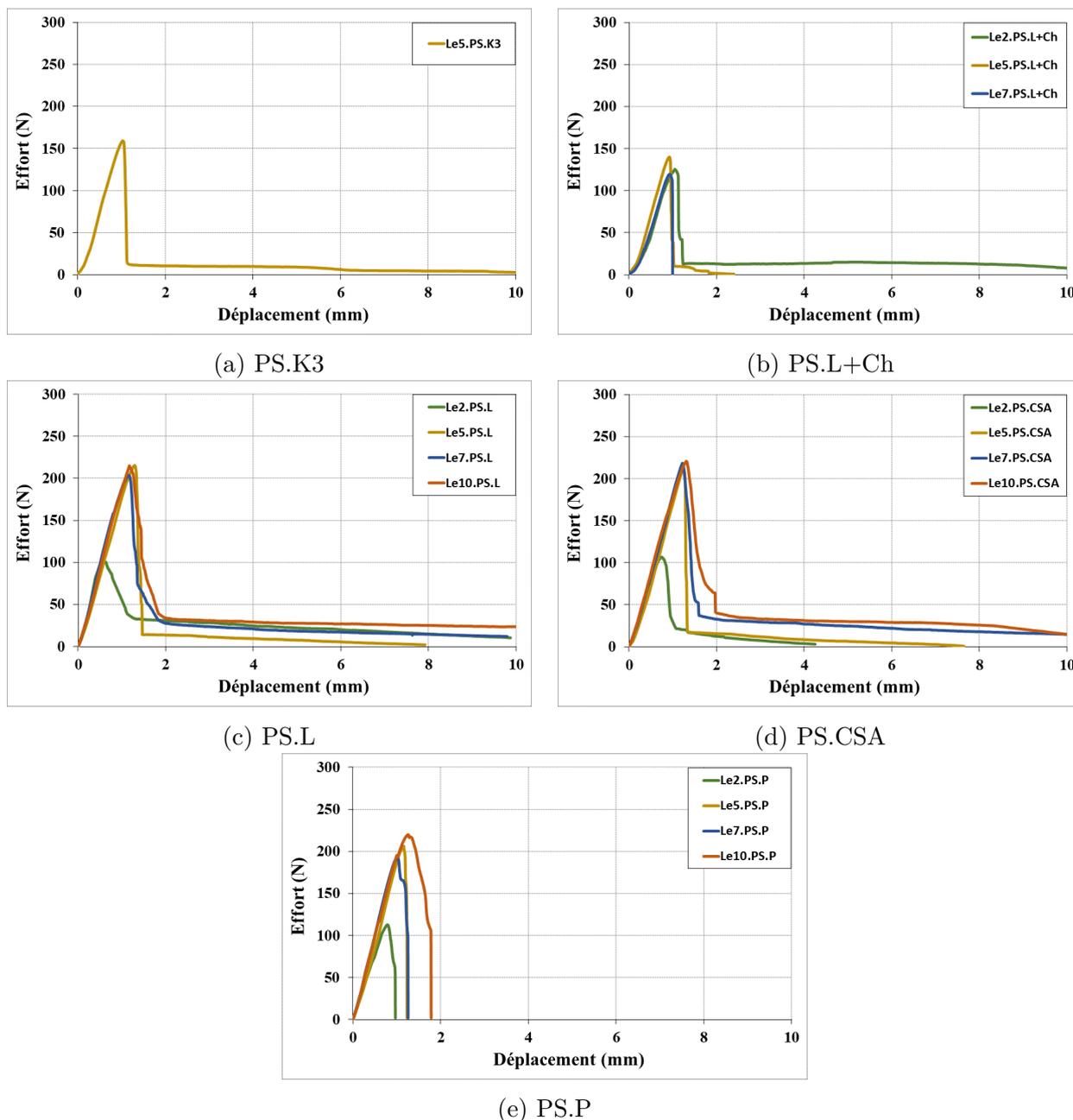


Figure 3.13 – Courbes d'arrachement moyennes pour un fil PS

3.3.2 Exploitation des résultats

3.3.2.1 Méthodologie d'exploitation des résultats expérimentaux

Afin d'identifier les propriétés mécaniques globales des éprouvettes testées et déterminer l'influence de la longueur d'enrobage Le et celle du traitement du fil sur le comportement à l'arrachement, plusieurs caractéristiques, conformes à celles adoptées par Aljewifi [86], ont été déterminées à partir des courbes d'arrachement. Elles sont présentées sur la figure 3.15.

- F_{max} : effort maximal repris par le fil ;
- δ_{max} : déplacement correspondant à F_{max} ;
- $K_{pré-pic}$: pente de la partie linéaire de la phase pré-pic ;
- $K_{post-pic}$: pente de la phase post-pic ;



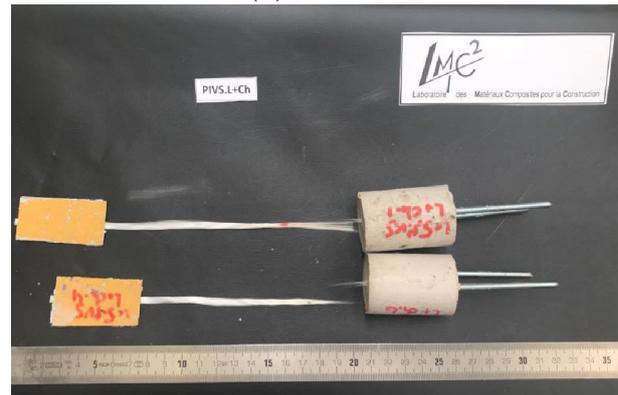
(a) S



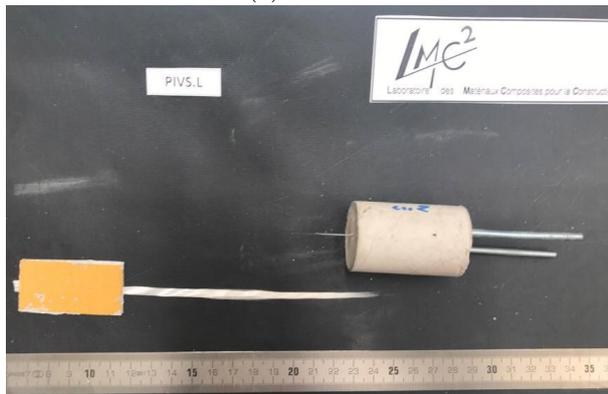
(b) PH.K3



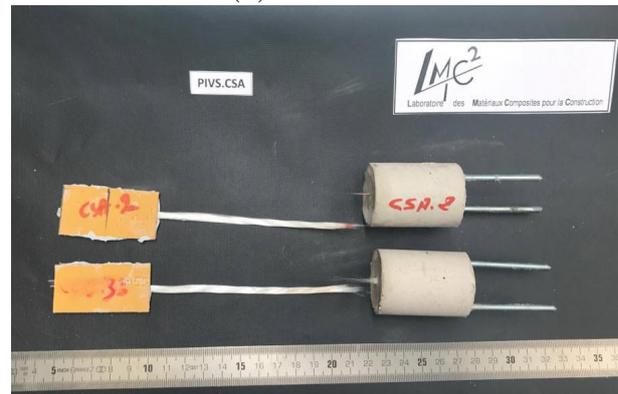
(c) PS.K3



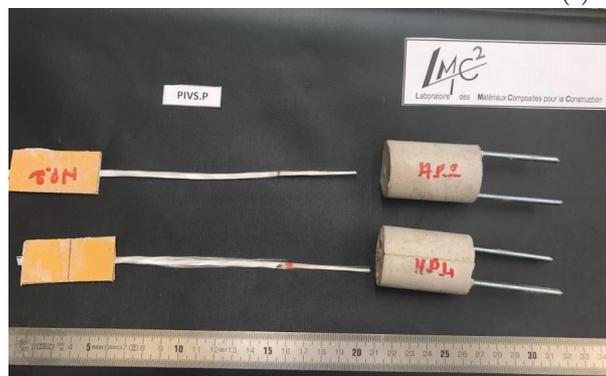
(d) PS.L+Ch



(e) PS.L



(f) PS.CSA



(g) PS.P

Figure 3.14 – Eprouvettes après essai d'arrachement pour les configurations S, PH et PS ($L_e = 5$ cm)

- $F_{rés}$: effort de passage de la phase post-pic à la phase post-pic résiduelle ;
- $\delta_{rés}$: déplacement correspondant à $F_{rés}$;
- $K_{frottement}$: pente de la phase post-pic résiduelle ;
- $\Delta\delta$: déplacement global correspondant au déplacement entre les points situés à 50% de l'effort maximal de la partie montante et de la partie décroissante ;
- $W_{pré-pic}$: énergie correspondant à la phase pré-pic ;
- $W_{post-pic}$: énergie correspondant à la phase post-pic ;
- $W_{post-pic-rés}$: énergie correspondant à la phase post-pic résiduelle ;
- W_{tot} : énergie totale.

Les caractéristiques énergétiques sont déterminées en intégrant les différentes parties de la courbe effort-déplacement.

Des tableaux récapitulatifs des valeurs moyennes et coefficients de variation (CV) de ces caractéristiques, déterminés pour les différentes configurations et longueurs d'enrobage Le étudiées, sont présentés en annexe B.

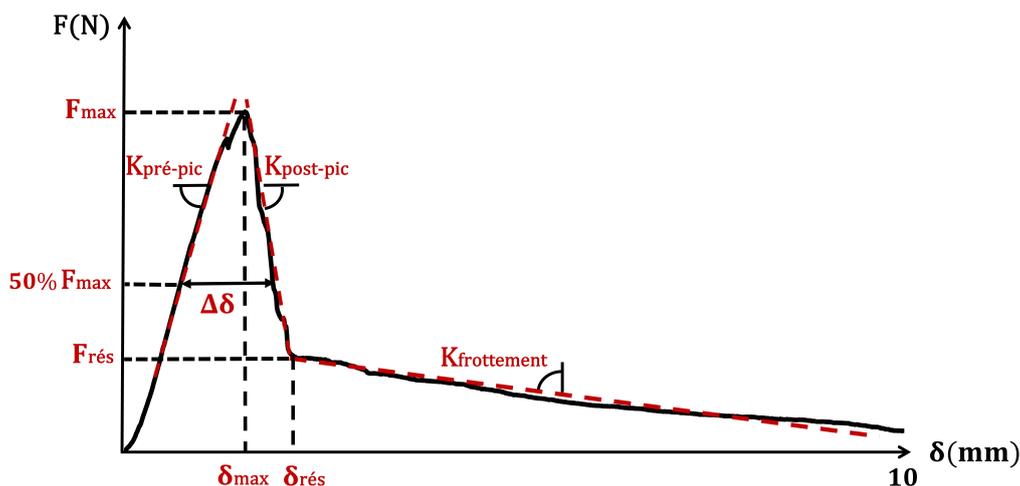


Figure 3.15 – Caractéristiques déterminées pour l'exploitation des résultats (éprouvette Le10.S.4)

3.3.2.2 Comparaison des résultats entre les différentes configurations

a) Influence de la longueur d'enrobage Le

- Sur l'effort maximal F_{max}

La figure 3.16 présente l'évolution de l'effort maximal F_{max} en fonction de la longueur d'enrobage Le pour les configurations S, PH.K3, PS.L+Ch, PS.L, PS.CSA et PS.P.

- Dans le cas d'un fil S, l'effort maximal à l'arrachement est fortement influencé par la longueur d'enrobage. En effet, F_{max} augmente lorsque la longueur d'enrobage Le du fil augmente, cette augmentation est plus importante lorsque Le varie de 2 à 5 cm (+50%), au-delà de 5 cm, la variation devient plus faible (augmentation de l'ordre de 6%). Cela était attendu car l'effort pour rompre l'adhérence fil-matrice est d'autant plus fort que la longueur d'enrobage augmente. Cette augmentation peut aussi être liée :

- i Au nombre de filaments enrobés qui est plus faible pour les petites longueurs d'enrobage et qui augmente quand celles-ci augmentent ;
- ii A l'effet de la vibration de la matrice pendant la fabrication de l'éprouvette pour éliminer les bulles d'air. En effet, cela favorise la pénétration de ciment au sein du fil, lorsque la longueur d'enrobage est importante, l'effet de la vibration devient aussi important.

- Dans le cas d'un fil PH.K3, la longueur d'enrobage n'a pas un effet significatif sur l'effort maximal F_{max} si nous prenons en considération la dispersion des valeurs. Cela est expliqué par le mode de rupture des éprouvettes correspondant à une rupture par traction du fil dont la résistance ne dépend pas de la longueur d'enrobage. Ce résultat confirme aussi l'hypothèse précédente dans le cas d'un fil S : comme c'est le prétraitement du fil qui contrôle le nombre de filaments ancrés et qui est supposé être le même quel que soit la longueur Le si le procédé de pré-imprégnation est bien maîtrisé, la longueur d'enrobage n'a alors aucun effet sur ce nombre et par conséquent sur la résistance maximale F_{max} . Nous constatons également que l'effort maximal d'un fil PH.K3 présente seulement 47% de l'effort maximal repris par le fil obtenu en traction directe (noté Réf). Cela est dû au fait que la pré-imprégnation humide manuelle du fil a provoqué la rupture de certains filaments. De plus, elle n'a pas permis un enrobage parfait de tous les filaments. Cela a été confirmé par une observation microscopique par tomographie de la section transversale d'un fil PH.K3 (figure 3.24.b) qui montre qu'il y a encore des espaces vides entre filaments.

La pré-imprégnation par voie humide a clairement produit un effet positif sur la résistance maximale à l'arrachement d'un fil S grâce à la pénétration des particules de la matrice dans les espaces vides inter-filamentaires. Le gain de résistance diminue lorsque la longueur d'enrobage augmente : l'augmentation de la valeur moyenne de F_{max} est de 69% pour $Le = 2$ cm, de 25% pour $Le = 5$ cm, de 5% pour $Le = 7$ cm, puis lorsque Le atteint 10 cm, ce prétraitement n'a aucun effet sur l'effort F_{max} : il est égal à celui obtenu dans le cas d'un fil S.

- Dans le cas des fils PS, pour une longueur d'enrobage de 2 cm, nous constatons que quelle que soit la poudre utilisée, la pré-imprégnation par voie sèche réduit l'effort F_{max} , cela est lié aux problèmes de mise en œuvre. En effet, en raison de la remontée capillaire du mélange de pré-imprégnation (poudre + eau), ce n'était pas possible d'avoir une partie de fil de 2 cm bien imprégnée et une partie libre de fil propre (figure 3.17).

Au-delà de cette longueur d'enrobage, l'effort F_{max} augmente (de l'ordre de +100%) et devient quasiment constant dans le cas des fils PS.L, PS.CSA et PS.P car il dépend du nombre de filaments enrobés qui est contrôlé par le procédé d'imprégnation à sec et qui ne dépend pas de la longueur d'enrobage Le . En revanche, la pré-imprégnation par voie sèche par la poudre L+Ch non seulement n'a pas contribué à l'amélioration de F_{max} d'un fil S, mais elle a conduit à une chute de 23% et 37% de l'effort maximal moyen pour les longueurs d'enrobage de 5 et 7 cm respectivement. Cette réduction peut être attribuée à la taille de la poudre de pré-imprégnation utilisée (voir paragraphe suivant).

A l'exception du fil PS.L+Ch et de tous les fils PS pour la longueur d'enrobage de 2 cm, le gain de résistance par rapport à un fil S suit la même tendance que le fil PH.K3. En effet, l'augmentation de la valeur moyenne de F_{max} est forte pour $Le = 5$ cm puis de moins en moins importante, voire nulle pour $Le = 10$ cm.

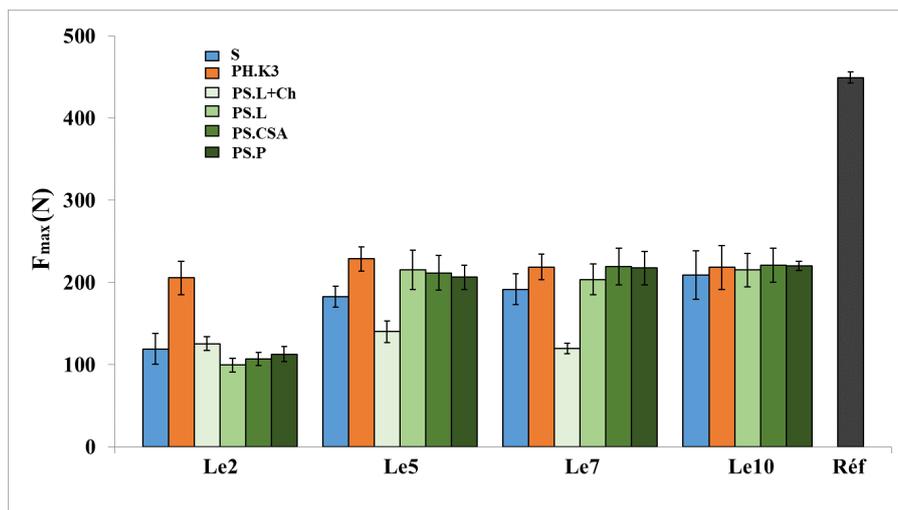


Figure 3.16 – Evolution de F_{max} avec la longueur d'enrobage pour un fil S, PH.K3, PS.L+Ch, PS.L, PS.CSA et PS.P ; Réf : l'effort en traction simple du fil



Figure 3.17 – Problème de mise en œuvre des éprouvettes Le2.PS

- Sur la pente $K_{pré-pic}$

L'évolution de la pente $K_{pré-pic}$ en fonction de la longueur d'enrobage Le pour les configurations S, PH.K3, PS.L+Ch, PS.L, PS.CSA et PS.P est présentée sur la figure 3.18.

Dans le cas d'un fil PH.K3 et de façon similaire à ce qui a été constaté précédemment pour l'effort maximal F_{max} , la longueur d'enrobage n'a pas d'influence sur la pente $K_{pré-pic}$; la valeur moyenne de cette dernière est d'environ 205 kN/mm quelle que soit la longueur Le , ce qui présente 75% de la raideur obtenue pour la référence : le fil seul en traction directe.

En pré-imprégnant le fil par voie humide, en comparaison avec un fil sec S, nous avons pu augmenter la raideur $K_{pré-pic}$ de plus de 40% dans le cas d'une longueur d'enrobage de 2 cm. Cependant, ce taux d'augmentation est réduit à 10% et devient stable lorsque Le augmente.

Les valeurs obtenues dans le cas d'un fil S, PS.L et PS.L+CH sont proches et présentent ainsi la même variation en fonction de la longueur d'enrobage Le . Il s'agit en effet d'une augmentation de l'ordre de 28% lorsque Le varie de 2 à 5 cm, au-delà de 5 cm, les valeurs de la pente sont globalement stables et présentent approximativement 70% de celle obtenue en traction directe du fil seul.

Pour une longueur d'ancrage de 2 cm, les configurations PS.L, PS.CSA et PS.P donnent des valeurs de $K_{pré-pic}$ sensiblement identiques à celles d'un fil S. Cependant, pour les autres longueurs d'enrobage, les valeurs du fil PS.L restent proches de celles du fil sec S, tandis que les valeurs des fils PS.CSA et PS.P deviennent du même ordre de grandeur que celles d'un fil PH.K3.

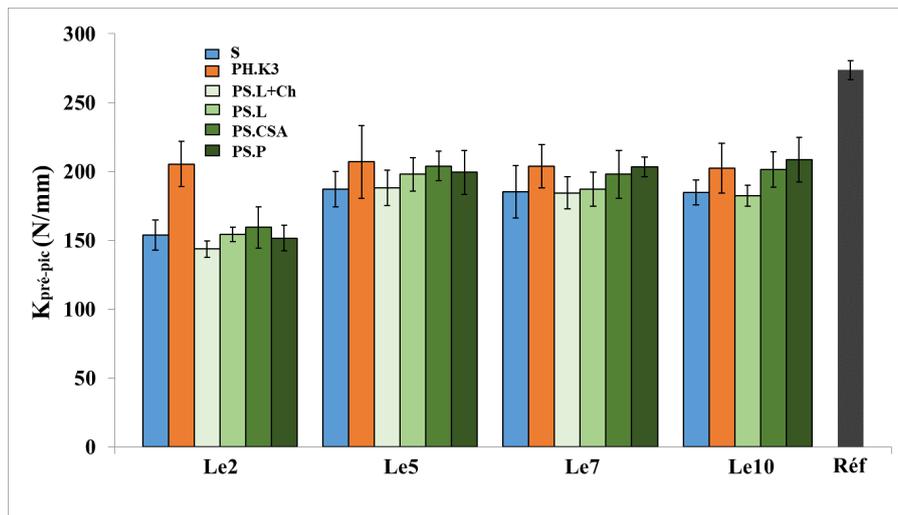


Figure 3.18 – Evolution de $K_{pre-pic}$ avec la longueur d'enrobage pour un fil S, PH.K3, PS.L+Ch, PS.L, PS.CSA et PS.P

- Sur la pente $K_{post-pic}$

La figure 3.19 montre les valeurs de $K_{post-pic}$ pour les différentes longueurs d'enrobage et pour les configurations S, PH.K3, PS.L+Ch, PS.L, PS.CSA et PS.P.

La phase post-pic dans le cas d'un fil S est caractérisée par la rupture de quelques filaments et la rupture d'adhérence entre les filaments peu ou pas imprégnés et la matrice, ce qui produit une diminution progressive de la charge dans cette phase et par conséquent de faibles valeurs de $K_{post-pic}$ comme le montre la figure 3.19. Ces valeurs augmentent légèrement lorsque Le augmente.

Nous constatons une variabilité importante notamment dans le cas d'un fil PH.K3, cela est probablement dû au processus de rupture aléatoire des filaments de chaque éprouvette dans la phase post-pic qui provoque des chutes de force variables d'une éprouvette à une autre. Les valeurs de $K_{post-pic}$ obtenues dans le cas des fils PH.K3 sont importantes en raison de la rupture fragile du fil. Ces valeurs semblent être peu influencées par la longueur d'enrobage Le .

Pour les fils PS.L et PS.CSA : aucune tendance en fonction de Le ne peut être soulignée.

Pour les fils PS.L+Ch, on enregistre de grandes valeurs de $K_{post-pic}$ (de l'ordre de 6000 N/mm) quelle que soit la longueur d'enrobage, cela peut expliquer la raison pour laquelle ce traitement a réduit la résistance maximale de l'éprouvette. En effet, à cause de leur grande taille, les charges n'ont pas pu pénétrer à l'intérieur du fil en utilisant le procédé de pré-imprégnation à sec. Elles sont restées autour du fil créant ainsi une barrière entre les filaments et la matrice, ce qui a causé une chute brutale à partir d'un effort de l'ordre de 120 N, et par conséquent une grande valeur de $K_{post-pic}$.

Pour les fils PS.P, à l'exception de $Le = 2$ cm, la valeur de $K_{post-pic}$ est élevée et similaire pour les autres Le . Cela s'explique par la perte d'adhérence entre les charges de polymère et la matrice.

- Sur l'effort $F_{rés}$

La figure 3.20 donne les valeurs de $F_{rés}$ obtenus pour les différentes longueurs d'enrobage et pour les configurations S, PH.K3, PS.L+Ch, PS.L, PS.CSA et PS.P. Nous rappelons que $F_{rés}$ représente l'effort à partir duquel la quasi-totalité des liaisons fil-matrice sont rompues et où les filaments internes peu ou pas imprégnés par la matrice commencent à glisser.

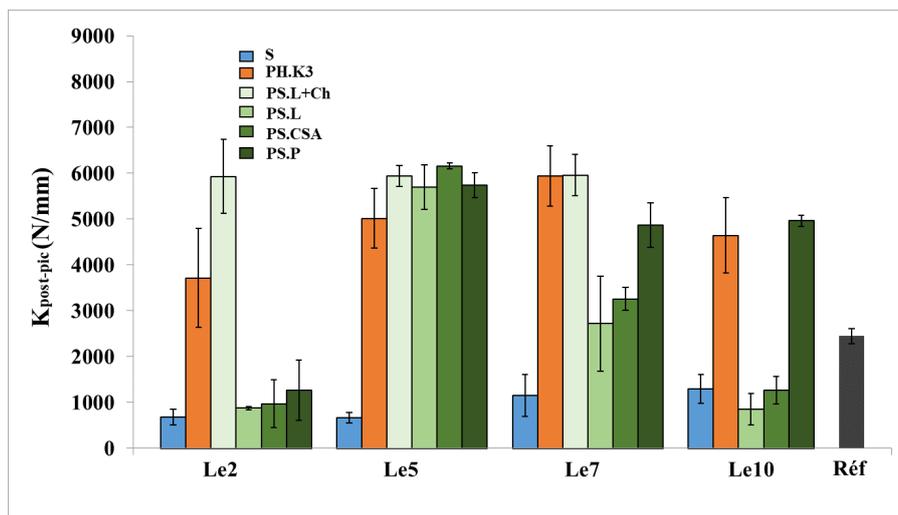


Figure 3.19 – Evolution de $K_{post-pic}$ avec la longueur d'enrobage pour un fil S, PH.K3, PS.L+Ch, PS.L, PS.CSA et PS.P

Dans le cas d'un fil S, PS.L et PS.CSA, ce paramètre n'est pas beaucoup influencé par la longueur d'enrobage ; à partir d'une longueur de 7 cm les valeurs sont stables.

Dans le cas d'un fil PH.K3, les valeurs de $F_{rés}$ sont nulles car aucun filament n'a glissé ce qui a conduit à une rupture de l'éprouvette par traction des filaments de la partie libre du fil (figure 3.14.b). Les valeurs de $F_{rés}$ s'annulent aussi dans le cas des fils PS.P.

Les valeurs enregistrées dans le cas d'un fil PS.L+Ch sont les plus faibles. D'ailleurs, l'absence de valeur $F_{rés}$ dans le cas d'une longueur de 7 cm, s'explique par le fait que, une fois l'effort maximal atteint, la rupture des liaisons fil-matrice se poursuit pendant quelques secondes avant que l'effort chute brutalement. Pourtant, le mode de rupture ressemble plutôt à celui d'un fil S avec une rupture des filaments externes et l'extraction de quelques filaments internes après l'essai (cf. figure 3.14.d).

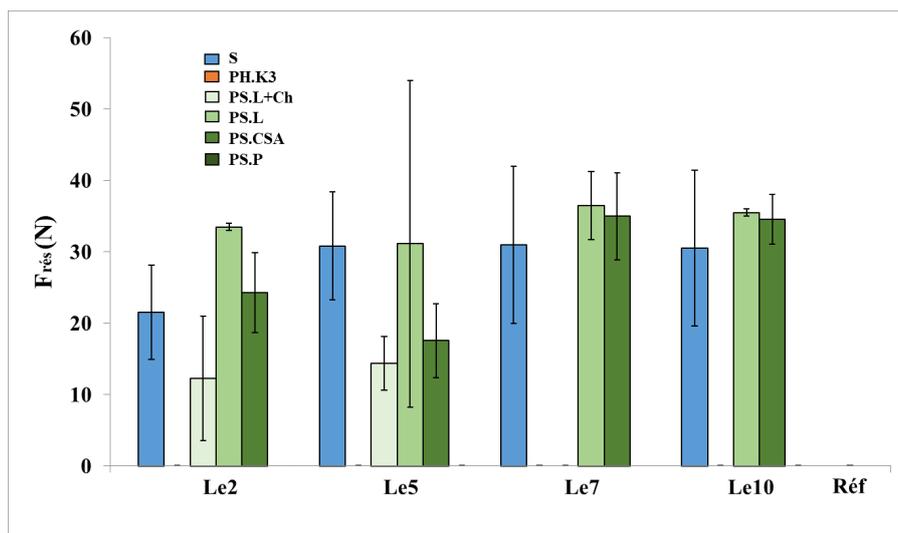


Figure 3.20 – Evolution de $F_{rés}$ avec la longueur d'enrobage pour un fil S, PH.K3, PS.L+Ch, PS.L, PS.CSA et PS.P

- Sur la pente $K_{frottement}$

Les valeurs de $K_{frottement}$ obtenues sont présentées sur la figure 3.21. Comme dans le cas de l'effort $F_{rés}$, les valeurs sont nulles pour les fils PH.K3 et PS.P quelle que soit la longueur d'enrobage et pour le fil PS.L+Ch pour une longueur Le de 7 cm. Si nous prenons en considération la dispersion des valeurs de $K_{frottement}$, nous pouvons dire qu'il n'existe pas de relation entre Le et le paramètre $K_{frottement}$ dans le cas des fils S, PS.L et PS.CSA.

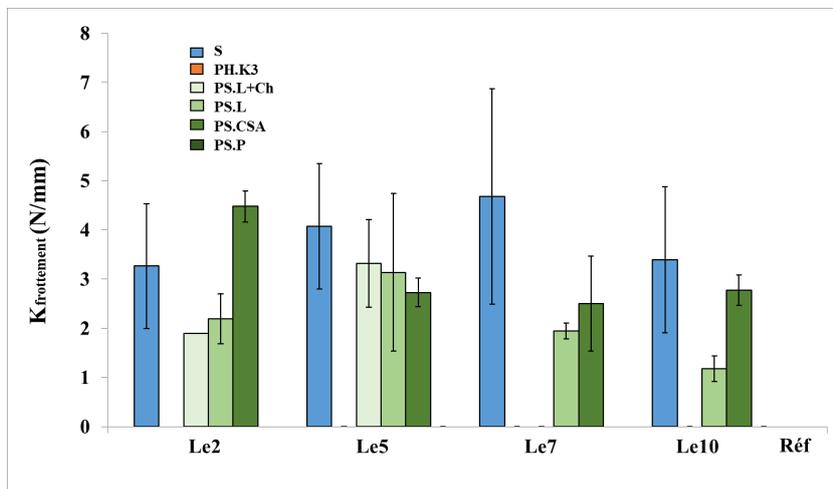


Figure 3.21 – Evolution de $K_{frottement}$ avec la longueur d'enrobage pour un fil S, PH.K3, PS.L+Ch, PS.L, PS.CSA et PS.P

- Sur l'énergie totale W_{tot}

La figure 3.22 donne les valeurs de l'énergie totale W_{tot} dissipée pendant les essais d'arrachement. Il ressort de cette figure que W_{tot} est une fonction croissante de Le dans le cas des configurations S, PS.L (à l'exception de $Le = 2$ cm), PS.CSA et PS.P. Cependant, pour un fil PH.K3, ce paramètre est peu influencé par la variation de la longueur Le . Les valeurs de W_{tot} obtenues dans le cas des traitements PH.K3 et PS.P sont beaucoup moins importantes que celles obtenues dans le cas d'un fil S, cela est dû principalement à l'absence de l'énergie post-pic-résiduelle correspondante à l'énergie dissipée au cours des frottements filament/matrice et filament/filament.

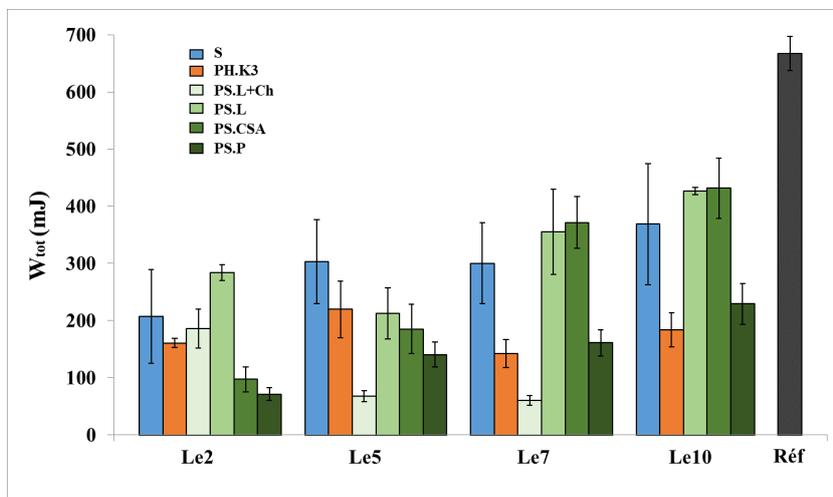


Figure 3.22 – Evolution de W_{tot} avec la longueur d'enrobage pour un fil S, PH.K3, PS.L+Ch, PS.L, PS.CSA et PS.P

b) Influence du prétraitement du fil

Dans cette partie, nous allons étudier l'influence du traitement du fil selon les deux procédés de pré-imprégnation et avec les différents types de poudres sur le comportement mécanique à l'arrachement des éprouvettes pour $Le = 5$ cm. Il a été choisi de comparer les résultats obtenus avec cette longueur d'enrobage car d'une part, dans le cas de $Le = 2$ cm, la mise en œuvre a entraîné des problèmes (remontées capillaires...) et d'autre part, l'objectif est de solliciter au maximum l'interface fil/matrice, ce qui n'est pas le cas quand Le est grande. En effet, l'adhérence augmente avec la longueur d'enrobage et par conséquent ce sont les filaments de la partie libre du fil qui sont plus sollicités en traction.

- Sur l'effort maximal F_{max}

Sur la figure 3.23, nous présentons les valeurs moyennes de l'effort maximal F_{max} obtenues pour toutes les configurations étudiées. La plus grande valeur de F_{max} est enregistrée dans le cas d'un prétraitement PH.K3 (gain de 25% par rapport au fil sec S), qui assure une bonne pénétration des particules de ciment au cœur du fil. Cela a été confirmé par une analyse par tomographie à rayons X qui montre un bon remplissage des espaces inter-filamentaires dans le cas d'un fil PH.K3 (figure 3.24.a) en comparaison avec un fil S (figure 3.24.b).

La pré-imprégnation par voie sèche a permis également une augmentation de l'ordre de 7% de l'effort par rapport au fil S mais seulement en utilisant le liant de la matrice L, le liant CSA et les charges polymères P. En revanche, les fils PS.L+Ch et PS.K3 ont produit une réduction de F_{max} (respectivement 23% et 13%), cela est dû à la présence de grandes particules des charges qui n'arrivent pas à pénétrer au sein du fil par le procédé de pré-imprégnation par voie sèche, elles constituent ainsi une barrière à l'interface fil-matrice qui affecte l'adhérence. De plus, les charges sont inertes et leur présence réduit l'efficacité du liant (par dilution). L'ajout des charges et des additifs de la matrice K3 est donc à éviter.

La figure 3.24.c montre une section transversale de l'éprouvette PS.L reconstruite par tomographie. La forme du fil est différente de celle du fil S (figure 3.24.a) et PH.K3 (figure 3.24.b). Les filaments sont si proches les uns des autres qu'il est difficile de distinguer les particules du liant L et les espaces vides à l'intérieur de fil. Pour cette raison, nous n'avons pas réalisé d'observations par tomographie pour les autres éprouvettes imprégnées par voie sèche (PS.L+Ch, PS.K3 et PS.P). La modification de la forme du fil par pré-imprégnation à sec est liée à trois facteurs principaux :

- (i) Le calandrage du fil avant la pré-imprégnation à sec qui permet de dissocier les filaments et de faciliter ainsi la pénétration de la poudre entre eux ;
- (ii) Le champ électrique qui force l'insertion de la poudre au sein du fil ;
- (iii) La pulvérisation d'eau du fil qui rassemble les filaments et les maintient ensemble avant le coulage de la matrice.

Les charges de polymère ont amélioré la résistance mécanique de l'éprouvette mais présentent une faible adhérence aux matrices cimentaires ce qui a conduit à une extraction complète du fil de la matrice à la fin de l'essai (figure 3.14.g). Cette amélioration amenée par le polymère, malgré la mauvaise adhérence avec la matrice, est attribuée à la capacité du polymère à lier les filaments du fil entre eux pour former une seule unité ; ainsi la charge peut être portée par tous les filaments ensemble.

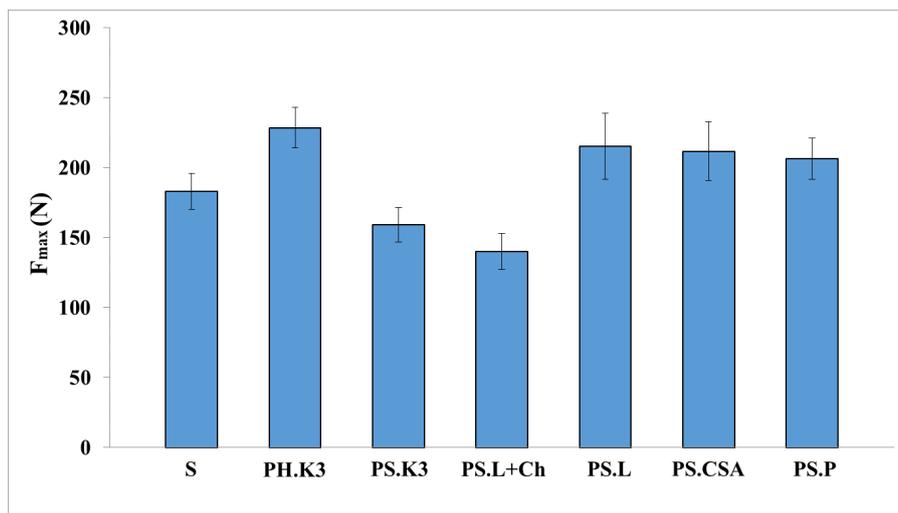


Figure 3.23 – Valeurs de l'effort maximal F_{max} obtenues pour toutes les configurations étudiées ($L_e = 5$ cm)

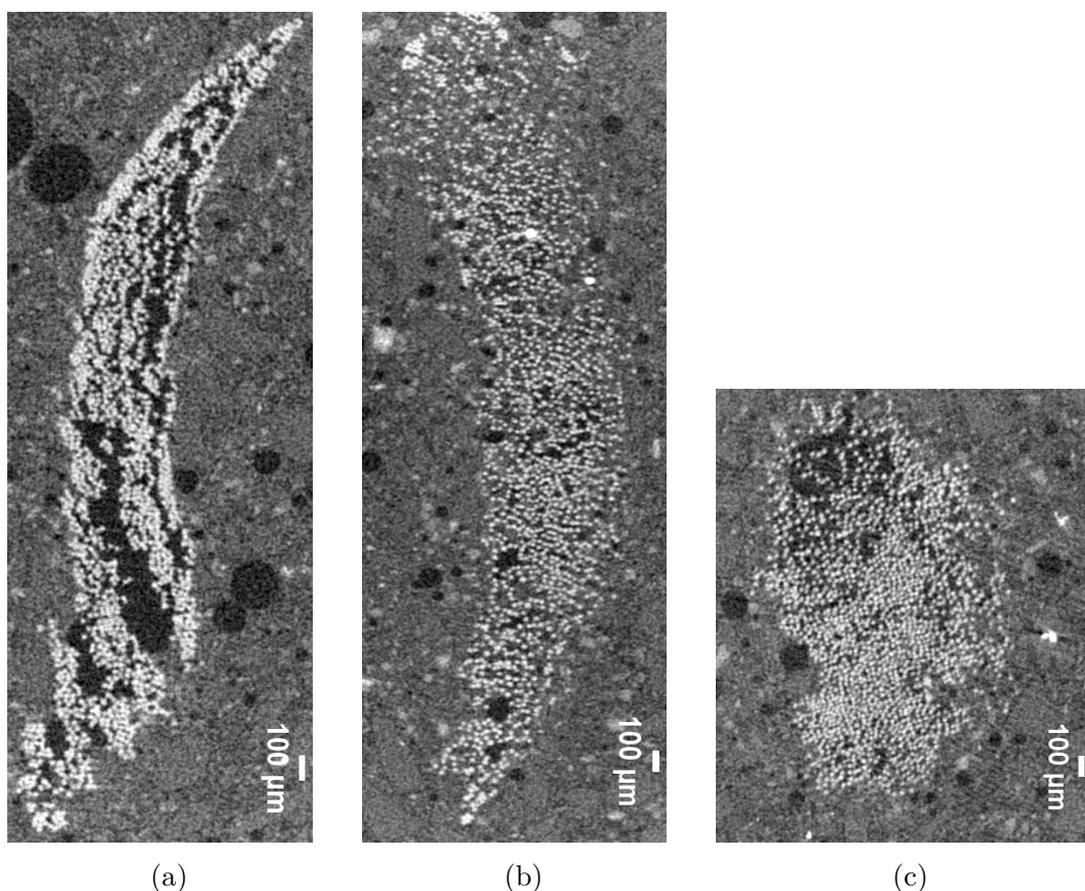


Figure 3.24 – Sections transversales reconstruites par tomographie RX pour un fil : (a) S, (b) PH.K3 et (c) PS.L

- Sur la pente $K_{pré-pic}$

La figure 3.25 donne les valeurs de la pente $K_{pré-pic}$ déterminées pour toutes les configurations étudiées. Ces valeurs ne présentent pas de grandes variations en changeant le prétraitement du fil. Nous enregistrons une augmentation de 11% pour un fil PH.K3, de 9% pour un fil PS.CSA, et de 6% pour un fil PS.L et PS.P. Pour le reste des configurations, les valeurs sont de l'ordre de celles d'un fil S.

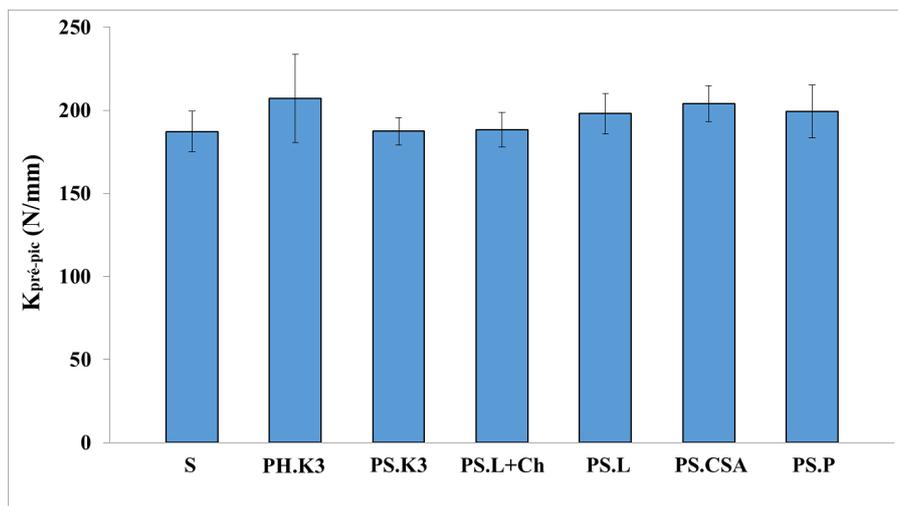


Figure 3.25 – Valeurs de la pente $K_{pre-pic}$ obtenues pour toutes les configurations étudiées (Le = 5 cm)

- Sur la pente $K_{post-pic}$

La figure 3.26 met en lumière l'effet du prétraitement du fil sur la pente $K_{post-pic}$. La plus petite valeur est enregistrée dans le cas d'un fil S, en raison de la rupture progressive des liaisons entre les filaments peu ou pas pré-imprégnés et la matrice. Quel que soit le type de prétraitement du fil, les valeurs de $K_{post-pic}$ deviennent beaucoup plus importantes que celles d'un fil S (augmentation comprise entre 650% et 800%).

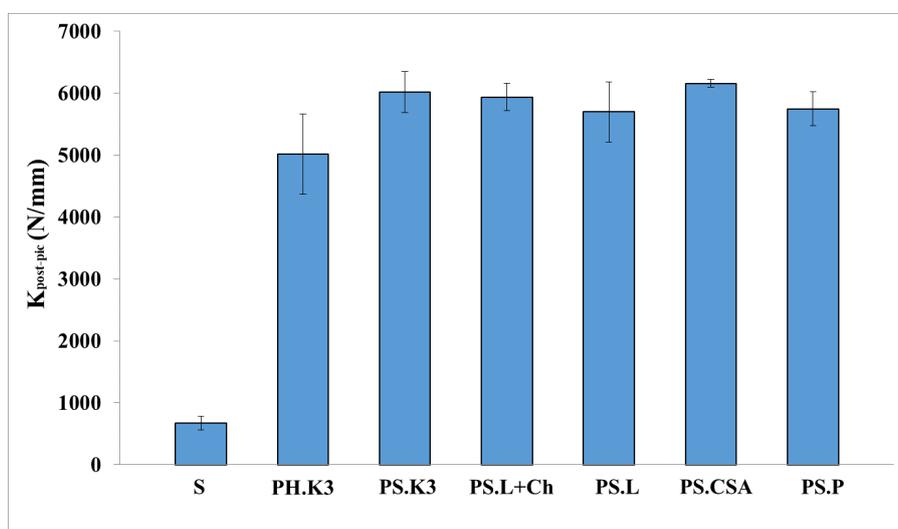


Figure 3.26 – Valeurs de la pente $K_{post-pic}$ obtenues pour toutes les configurations étudiées (Le = 5 cm)

- Sur l'effort $F_{rés}$

La figure 3.27 présente les valeurs de $F_{rés}$ pour toutes les configurations étudiées. Dans le cas des configurations PH.K3 et PS.P, les valeurs sont nulles à cause d'une rupture brutale de l'éprouvette. Cependant, le fil PS.CSA présente une valeur de $F_{rés}$ plus petite que celle d'un fil S (- 43%), cela confirme l'effet positif de ce traitement. En effet, un faible effort $F_{rés}$ correspond au glissement d'un petit nombre de filaments non imprégnés dans la matrice et par conséquent la rupture en traction d'un nombre important de filaments bien imprégnés dans la matrice.

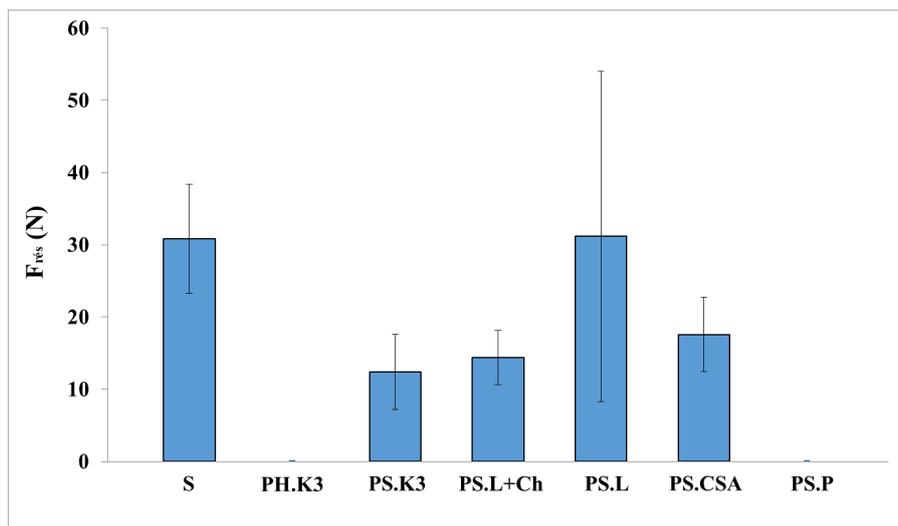


Figure 3.27 – Valeurs de l'effort $F_{rés}$ obtenues pour toutes les configurations étudiées ($L_e = 5$ cm)

- Sur la pente $K_{frottement}$

Les valeurs de $K_{frottement}$ obtenues pour toutes les configurations étudiées sont présentées sur la figure 3.28. Ces valeurs présentent une forte corrélation avec celles obtenues pour l'effort $F_{rés}$. Il semble que le frottement mesuré lorsque tous les filaments enrobés sont rompus est important dans le cas d'un fil non pré-imprégné (S).

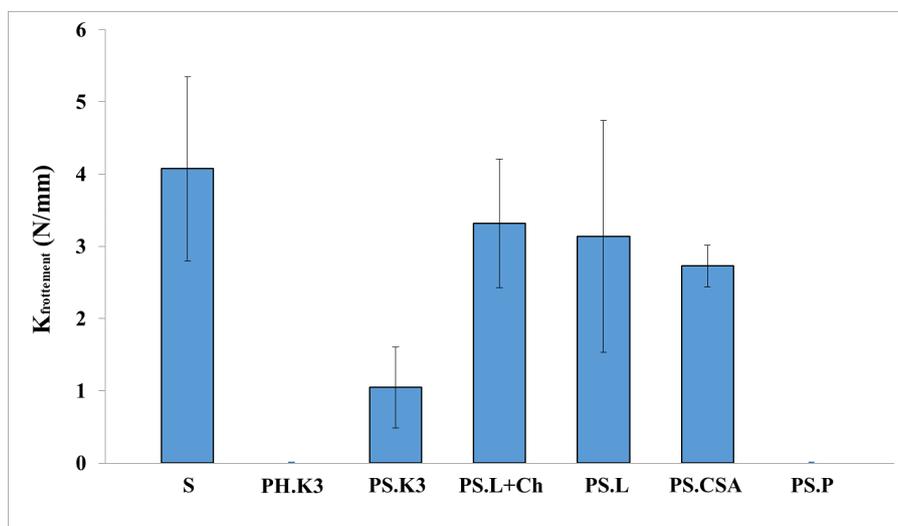


Figure 3.28 – Valeurs de la pente $K_{frottement}$ obtenues pour toutes les configurations étudiées ($L_e = 5$ cm)

- Sur l'énergie totale W_{tot}

La figure 3.29 donne les valeurs de l'énergie totale W_{tot} déterminées pour les différentes configurations. Nous constatons que les valeurs de W_{tot} obtenues pour un fil PH.K3, PS.L, PS.CSA et PS.P sont moins importantes que celles obtenues pour un fil S, cela est dû au travail dissipé au cours de l'arrachement au niveau de l'interface fil/matrice (frottement filament/matrice, frottement filament/filament, rupture des filaments) qui est plus important dans le cas d'un fil S et moins important ou nul dans le cas d'un fil pré-imprégné.

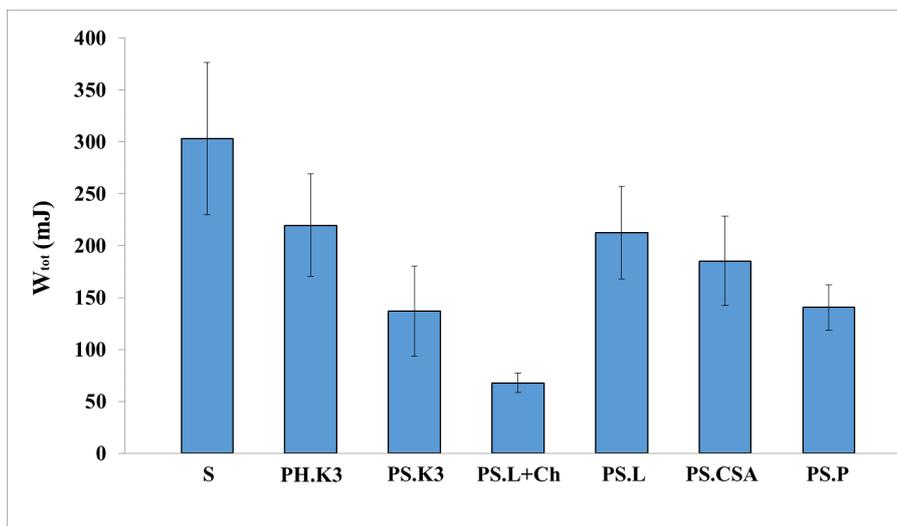


Figure 3.29 – Valeurs de l'énergie W_{tot} obtenues pour toutes les configurations étudiées ($L_e = 5$ cm)

3.4 Modélisation de l'essai d'arrachement

3.4.1 Modélisation analytique et calibrage de l'essai d'arrachement

3.4.1.1 Introduction

Plusieurs auteurs ont proposé des modèles différents pour étudier les propriétés d'adhérence à l'interface fil-matrice. La plupart de ces modèles sont basés sur l'analyse des contraintes de cisaillement à cette interface, par exemple le modèle de Nammur et Naaman [94] et le modèle de Li et Stang [95]. La figure 3.30 montre différentes allures de contrainte de cisaillement à l'interface le long de l'axe x d'un fil enrobé dans une matrice selon diverses théories.

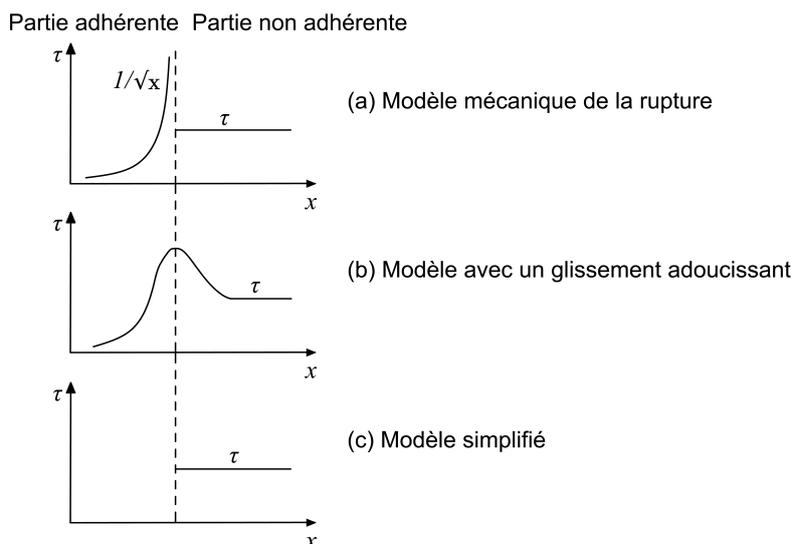


Figure 3.30 – Allure des profils des contraintes de cisaillement au niveau de l'interface [95]

L'objectif de ce paragraphe est d'identifier et calibrer le modèle développé par Zhang et al. [96] avec les résultats expérimentaux obtenus afin de simuler le comportement à l'arrachement du fil de verre enrobé dans une matrice cimentaire.

3.4.1.2 Description du modèle

Dans ce modèle, le mécanisme de rupture est analysé en considérant trois phases de la courbe d'arrachement : la phase d'adhérence parfaite, la phase de décollement et la phase de friction pure (cf. figure 3.31). Lorsque la force F appliquée à l'extrémité libre du fil atteint la force critique F_{cri} , le fil se désolidarise progressivement de la matrice, c'est le début de la deuxième phase. La longueur non adhérente du fil l augmente avec la force d'arrachement F . Le principe de ce modèle est de considérer cette partie non adhérente comme une fissure circonférentielle. Le taux de restitution d'énergie G de la fissure est introduit dans la formule du calcul du déplacement du fil.

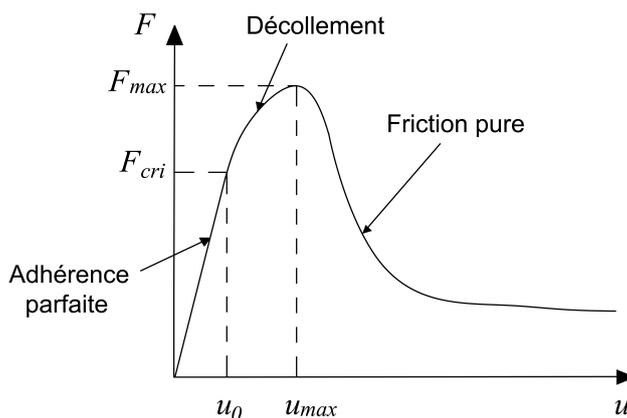


Figure 3.31 – Courbe d'arrachement

Les hypothèses prises dans cette étude sont :

- La matrice est considérée comme un corps rigide non déformable et seul le déplacement du fil par rapport à la matrice est étudié ;
- Les matériaux du fil et de la matrice sont respectivement homogènes, isotropes et élastiques linéaires ;
- La contrainte de cisaillement τ à l'interface est proportionnelle au déplacement du fil u dans la partie adhérente ($\tau = ku$). Elle atteint sa valeur maximale à l'endroit du début de décollement (considéré comme la pointe de fissure) puis elle devient constante τ_0 dans la partie non adhérente, figure 3.32. k est le module de l'adhérence.

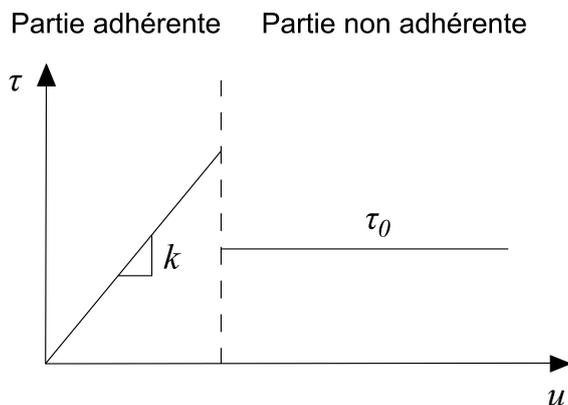


Figure 3.32 – Contrainte de cisaillement à l'interface en fonction du déplacement

Considérons un système composé d'un fil, de diamètre D et de module d'Young E , enfoncé d'une longueur L dans une matrice, présenté sur la figure 3.33. L'origine de l'axe x est à l'extrémité libre de la matrice. L'effort d'arrachement F est appliqué à l'extrémité libre du fil. Nous distinguons deux parties différentes : la partie adhérente (longueur $L - l$) du fil à la matrice et la partie non adhérente (longueur l) du fil.

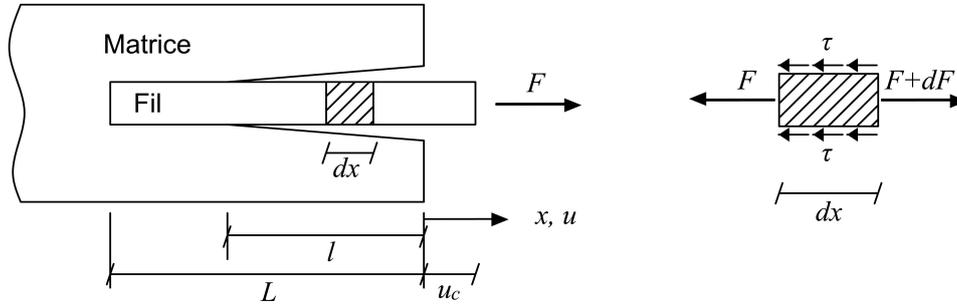


Figure 3.33 – Système fil/matrice étudié

En étudiant l'équilibre d'un tronçon du fil dx (figure 3.33), le déplacement du fil peut être écrit sous la forme suivante :

$$u(x) = \begin{cases} \frac{4(F - \pi D \tau_0 l) \cosh \lambda(L + x)}{\lambda \pi D^2 E \sinh \lambda(L - l)} & -L \leq x \leq 0 \\ \frac{4(F - \pi D \tau_0 l)}{\lambda \pi D^2 E \tanh \lambda(L - l)} + \frac{4F}{\pi D^2 E}(x + l) + \frac{2\tau_0}{DE}(x^2 - l^2) & -l \leq x \leq 0 \end{cases} \quad (3.1)$$

Ainsi, le déplacement de l'arrachement u_c est :

$$u_c = u(x = 0) = \frac{4(F - \pi D \tau_0 l)}{\lambda \pi D^2 E \tanh \lambda(L - l)} + \frac{4F}{\pi D^2 E}l - \frac{2\tau_0}{DE}l^2 \quad (3.2)$$

Avec $\lambda = \sqrt{\frac{4k}{DE}}$

Le taux de restitution d'énergie pour l'accroissement d'une fissure de longueur l est par définition :

$$G = \frac{-\partial \Pi}{\partial S} = \frac{-\partial(W(\epsilon)) - W_{ext}}{\pi D \partial l} \quad (3.3)$$

Avec :

Π : Energie potentielle, S : surface de fissure (partie non adhérente $S = \pi D l$)

$W(\epsilon)$: Energie de déformation, en utilisant la formule de Green et les équations d'équilibre, on peut écrire : $W(\epsilon) = \int_V \int_0^\epsilon \sigma d\epsilon dV = \int_0^{u_c} F du_c$

W_{ext} : Travail de l'effort extérieur, $W_{ext} = F u_c = \int_0^{u_c} F du_c + \int_0^F u_c dF$

L'expression (3.3) devient :

$$G = \frac{1}{\pi D} \frac{\partial}{\partial l} \int_0^F u_c dF \quad (3.4)$$

En remplaçant u_c par l'expression (3.2) dans (3.4) et en considérant le cas limite d'adhérence ($G = G_c$, G_c étant le taux de restitution d'énergie critique), nous pouvons obtenir :

$$G_c = \frac{2F^2}{\pi^2 D^3 E} - \frac{2\tau_0 F}{\lambda \pi D^2 E \tanh \lambda(L-l)} + \frac{2F^2 - 2\pi D \tau_0 F l}{\pi^2 D^3 E \sinh^2 \lambda(L-l)} \quad (3.5)$$

L'effort d'arrachement F_{cri} , correspondant au début du glissement du fil, peut être calculé en remplaçant l par 0 dans l'équation (3.5). Quant à la valeur maximale de l'effort d'arrachement F_{max} , elle peut être déterminée en posant $l = L$.

Dans le cas de la friction pure, l'effort d'arrachement F peut être exprimé en fonction du déplacement d'arrachement u_c comme suit :

$$F = \pi D \left[\tau_0 \exp \left(\frac{-\alpha(u_c - u_0)}{L - (u_c - u_0)} \right) + \frac{\tau_0}{\beta} \right] [L - (u_c - u_0)] \quad (3.6)$$

Où u_0 est le déplacement d'arrachement correspondant à F_{max} . α et β sont des coefficients qui peuvent être ajustés selon des résultats expérimentaux.

Ainsi, les équations (3.2), (3.5) et (3.6) permettent d'avoir la courbe d'arrachement présentée sur la figure 3.31.

3.4.1.3 Résultats de la modélisation analytique de l'essai d'arrachement

Les courbes d'arrachement expérimentales obtenues pour un fil de verre S enrobé dans une matrice cimentaire pour les 4 différentes longueurs d'enrobage ont été utilisées pour calibrer les paramètres du modèle. Le tableau 3.2 montre les valeurs moyennes de ces paramètres.

Tableau 3.2 – Paramètres du modèle calibrés pour un fil S

k (MPa)	τ_0 (MPa)	α	β
1.52	1.22	200	10

La figure 3.34 montre une comparaison entre les courbes d'arrachement expérimentales d'un fil S enrobé dans une matrice cimentaire et les courbes du modèle analytique obtenues avec les paramètres identifiés (tableau 3.2) pour les longueurs d'enrobage 2, 5, 7 et 10 cm. Dans le cas d'une longueur d'enrobage de 2 cm, nous observons que les valeurs de l'effort maximal F_{max} et des pentes $K_{pré-pic}$ et $K_{post-pic}$ sont sous-estimées par le modèle. Cependant, pour les autres longueurs d'enrobage, le modèle analytique représente bien le comportement à l'arrachement observé expérimentalement (phase pré-pic, phase post-pic et phase post-pic-résiduelle).

3.4.2 Modélisation numérique et calibrage de l'essai d'arrachement

3.4.2.1 Introduction

Cette partie est consacrée à la modélisation du comportement à l'arrachement d'un fil de verre enrobé dans une matrice cimentaire en utilisant la méthode des éléments finis dans le logiciel Code_Aster. C'est un logiciel libre de simulation numérique en mécanique des structures, développé principalement par le département «Analyses Mécaniques et Acoustiques» du service recherche et développement d'EDF [93].

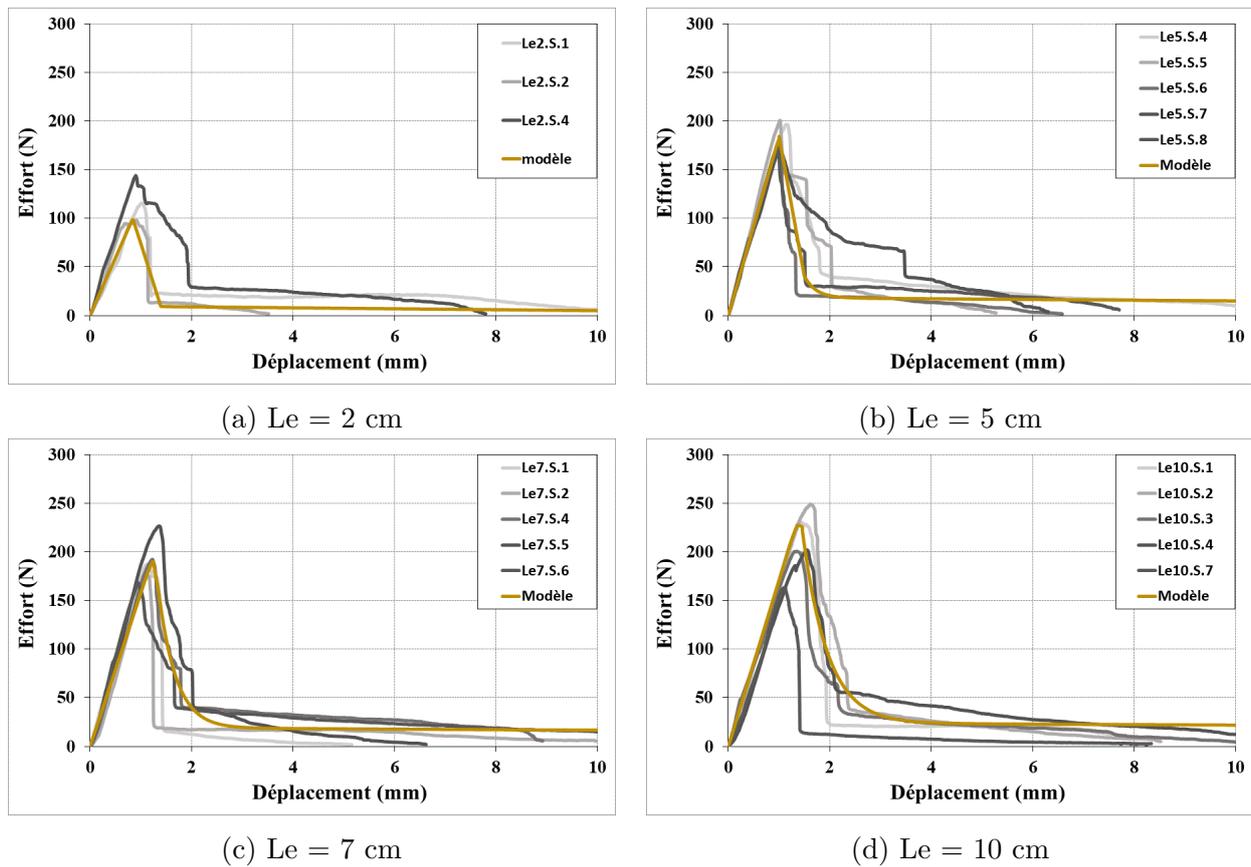


Figure 3.34 – Comparaison des résultats analytiques et expérimentaux d'un fil S pour différentes longueurs d'enrobage

L'objectif principal de cette partie est d'identifier les propriétés de la liaison fil-matrice dans le cas d'un fil sec et d'un fil pré-imprégné par voie sèche par les charges CSA afin de pouvoir par la suite modéliser le comportement en traction des composites fil-matrice (chapitre 4). Dans le cas d'un fil pré-imprégné par voie humide, il n'était pas possible de caractériser l'interface fil-matrice car la rupture de l'éprouvette est intervenue au niveau de la partie libre de fil plutôt qu'à l'interface en raison de l'effet simultané de deux phénomènes :

- (i) L'amélioration de l'adhérence fil-matrice par remplissage des espaces vides entre les filaments ;
- (ii) L'endommagement de quelques filaments par le processus de pré-imprégnation humide qui a causé la rupture précoce du fil.

3.4.2.2 Géométrie et chargement

Nous nous appuyons sur les résultats expérimentaux d'arrachement afin d'identifier les paramètres du modèle numérique. Pour cela nous nous plaçons dans les mêmes conditions que l'essai expérimental réalisé : géométrie, chargement et conditions aux limites. Nous faisons l'hypothèse d'une solution axisymétrique, ce qui permet de restreindre notre étude à un domaine 2D (figure 3.35). La longueur d'enrobage utilisée dans les simulations numériques est celle de 5 cm, cette longueur a été choisie pour les mêmes raisons citées dans le paragraphe 3.3.2.2. b). Le chargement mécanique est appliqué sous forme de déplacements imposés sur les nœuds de l'extrémité libre du fil de verre, afin de pouvoir reproduire la phase post-pic. Nous imposons

un déplacement nul sur le côté bas de la matrice pour prendre en compte l'encastrement du cylindre.

Notons que la matrice et le fil de verre sont supposés homogènes. Leurs caractéristiques mécaniques ont été identifiées à partir des essais expérimentaux (chapitre 2).

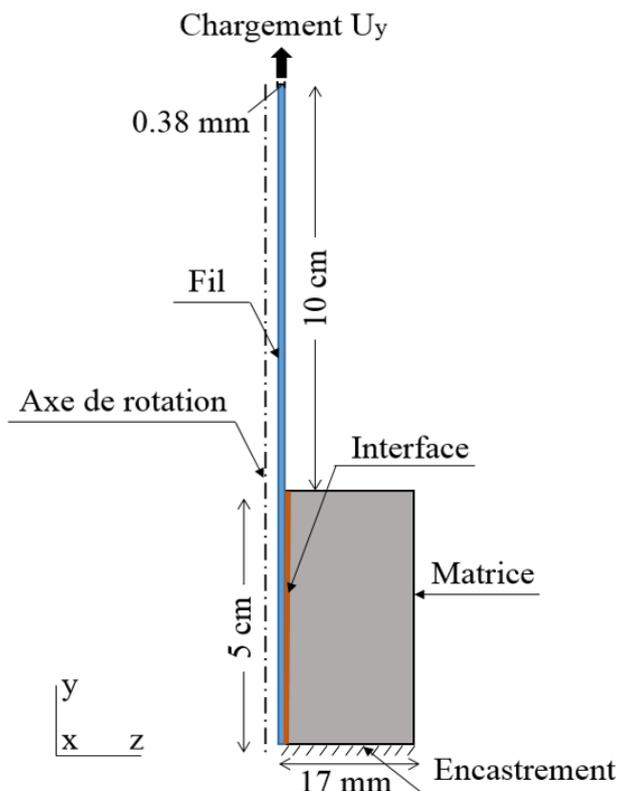


Figure 3.35 – Modélisation de l'essai d'arrachement en axisymétrie

3.4.2.3 Caractéristiques de modélisation

a) Modélisation de la matrice et du fil de verre

Pour le bloc de matrice et le fil de verre, nous avons utilisé le modèle 2D-AXIS implanté dans Code_Aster. Il correspond à des éléments finis de mailles supports surfaciques (triangles ou quadrangles), portant deux degrés de liberté : déplacement radial DX et déplacement longitudinal DY . La loi de comportement utilisée pour les deux matériaux est une loi élastique 'ELAS' caractérisée par 2 paramètres : le module d'Young et le coefficient de Poisson. Le tableau 3.3 présente les valeurs de ces paramètres qui ont été déterminées à partir des essais mécaniques (chapitre 2), à l'exception de la valeur de coefficient du Poisson du fil de verre qui a été prise de la littérature [97].

Tableau 3.3 – Paramètres de la loi 'ELAS' pour la matrice et le fil

	Matrice	Fil
E (GPa)	5.92	60
ν	0.18	0.2

b) Modélisation de l'interface

L'interface a été modélisée par des éléments finis joint 'AXIS_JOINT'. Il s'agit des quadrangles à quatre nœuds avec deux petits côtés et deux grands côtés (12) et (34) (Figure 120) qui représentent les deux segments $+\Gamma$ et $-\Gamma$ de l'interface. Pour distinguer les côtés $+\Gamma$ et $-\Gamma$, la numérotation locale des nœuds doit se faire obligatoirement comme sur la figure 3.36.

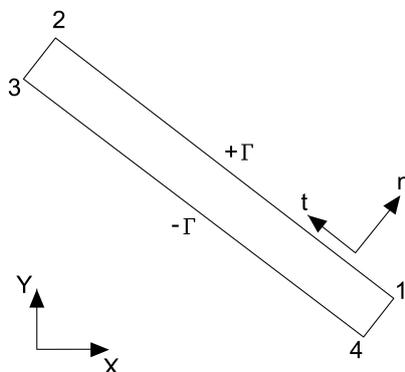


Figure 3.36 – Élément joint 2D

Trois lois de comportement ont été choisies pour modéliser l'interface. La première, appelée 'JOINT_BA', a été développée par Dominguez [98] dans le but de simuler le comportement de la liaison acier-béton. Les deux autres sont des lois cohésives qui ont été développées par Laverne [99]. Toutes ces lois sont implantées dans Code_Aster. Dans la suite, nous donnons une brève description de ces lois et nous définissons les paramètres qui les gèrent.

i) Loi 1 : JOINT_BA

La loi de comportement JOINT_BA décrit le phénomène de dégradation et de rupture de la liaison existante entre les barres d'acier et le béton. Elle a pour objectif de représenter et simplifier le phénomène complexe d'interaction entre ces deux matériaux qui se développe au niveau de l'interface et qui subit une dégradation croissante lorsque certains seuils de résistance sont atteints. Cette loi a été développée dans le cadre de la thermodynamique des processus irréversibles, elle donne la relation constitutive entre l'effort normal, la contrainte de cisaillement et le glissement en considérant l'influence de la fissuration du béton, le frottement et les divers couplages dans le phénomène.

La loi JOIN_BA est contrôlée par 1 paramètre géométrique (h_{pen}) et 14 paramètres pour le comportement dont deux correspondent au comportement élastique (module d'Young E et coefficient de Poisson ν), trois gèrent la réponse dans la direction normale (ϵ_N^1 , A_{DN} et B_{DN}), six affectent la réponse dans la direction tangentielle (ϵ_T^1 , A_{1DT} , B_{1DT} , ϵ_T^2 , A_{2DT} , B_{2DT}) et trois paramètres correspondant au frottement et au confinement (γ , a , c). Ces paramètres, ou les expressions analytiques permettant de les obtenir, ont été obtenus ou déterminés à partir de la simulation numérique de plusieurs tests expérimentaux. Une description de ces paramètres est présentée dans l'annexe C.

Les paramètres de la loi JOINT_BA ont été calés de telle sorte que la courbe d'arrachement effort-déplacement, que ce soit pour un fil S ou bien un fil PS.CSA, soit correctement décrite (pente initiale de la courbe, effort ultime phase post-pic et phase post-pic-résiduelle). Le tableau 3.4 récapitule les valeurs de ces paramètres pour un fil S et PS.CSA.

Tableau 3.4 – Paramètres du modèle JOINT_BA utilisés dans le cas d'un fil S et PS.CSA

	h_{pen} mm	G GPa	ϵ_T^1	A_{1DT}	B_{1DT}	ϵ_T^2	A_{2DT} MPa ⁻¹	B_{2DT}	ϵ_N^1	A_{DN} MPa ⁻¹	B_{DN}	γ MPa	a MPa ⁻¹	c
S	0.37	1.77	1.6E-4	1.6	0.1	0.7	1.3E-5	1.4	0.9E-3	10	1	3	6	0.01
PS	0.35	1.90	1.8E-4	1.7	0.1	0.7	1.4E-4	1.4	0.9E-3	10	1	3	4	0.01

ii) Lois 2 et 3 : lois cohésives

Afin de pallier le problème de contraintes infinies en pointe de fissure prédites par le modèle élastique, la notion des forces cohésives imposant un critère d'amorçage en contrainte a été introduite. Ces forces s'exercent entre les lèvres d'une fissure (figure 3.37). Historiquement, un des premiers à proposer ce type d'approche est Barenblatt [100] au début des années soixante. Basé sur cette idée, de nombreux modèles ont vu le jour dans la littérature, appelés : «Modèles de zones cohésives» ou CZM en anglais.

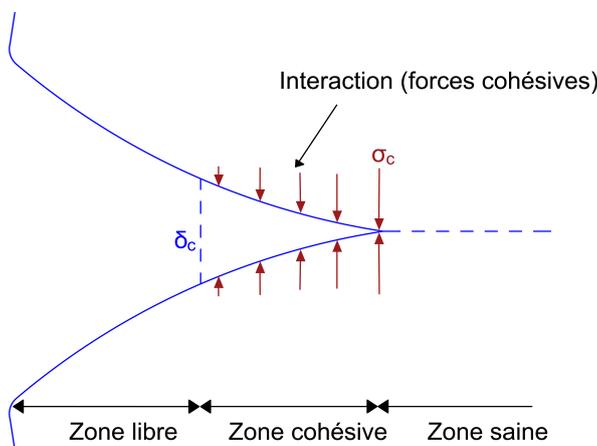


Figure 3.37 – Schéma de la fissure et de la zone cohésive

Ces modèles cohésifs sont basés sur l'approche variationnelle de la rupture proposée par Francfort [101]. Fondée sur un principe de minimisation d'énergie, elle permet de représenter l'amorçage et la propagation de fissures, sans hypothèses a priori sur leurs évolutions spatio-temporelles et quel que soit le chargement appliqué. Cette théorie postule que le champ de déplacement à l'équilibre u est obtenu en minimisant, à chaque incrément de chargement, la somme de l'énergie élastique ϕ , de l'énergie de surface ψ (correspondant à l'énergie dissipée pour créer une ou plusieurs fissures), et du travail des efforts extérieurs W^{ext} :

$$\min_u (\phi + \psi + W^{ext}) \quad (3.7)$$

Les lois cohésives sont une relation entre la force de cohésion σ qui s'exerce sur les lèvres de la fissure (définie par la dérivée de la densité d'énergie de surface par rapport au saut de déplacement) et le saut de déplacement dans l'élément fini de joint δ (fonction linéaire des déplacements nodaux). Pour le modèle joint, il existe deux lois cohésives implantées dans Code_Aster, baptisées «CZM_EXP», «CZM_LIN». La principale différence entre ces deux lois porte sur la forme de la loi post-pic. En effet, la loi 'EXP' a un comportement décroissant exponentiel qui tend asymptotiquement vers zéro avec l'ouverture des lèvres (figure 3.38.a) alors que la loi 'LIN' a un comportement décroissant linéaire (figure 3.38.b).

Les deux lois cohésives sont gérées par deux paramètres mécaniques :

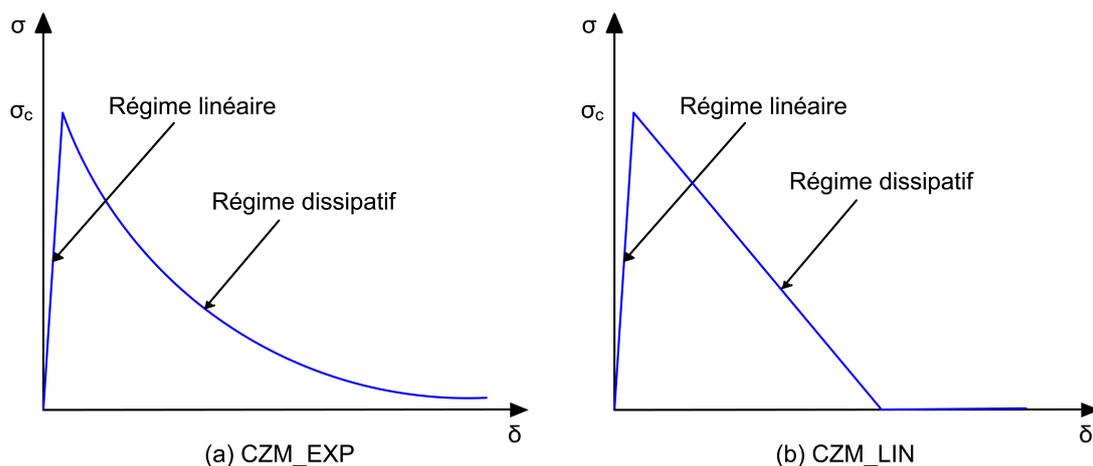


Figure 3.38 – Lois cohésives (a) CZM_EXP et (b) CZM_LIN

- G_c : Ténacité ou densité d'énergie de surface critique, elle traduit le coût énergétique de la fissuration ;
- σ_c : Contrainte critique à la rupture.

Ces deux paramètres ont été identifiés à partir des résultats expérimentaux des essais d'arrachement d'un fil S et PS.CSA, leurs valeurs sont présentées dans le tableau 3.5.

Tableau 3.5 – Paramètres des lois cohésives utilisés dans le cas d'un fil S et PS.CSA

	G_c (N/mm)	σ_c (MPa)
S	1.0	1.5
PS	1.2	2.1

Par ailleurs, ces lois sont basées sur le modèle de joint qui nécessite la régularisation de l'énergie. Cette dernière est effectuée par pénalisation de l'adhérence à l'aide du paramètre numérique PENA_ADHERENCE. Ce paramètre doit être non nul et inférieur à 1. Les résultats de calculs sont fortement dépendants de la valeur de ce paramètre. En effet, pour des valeurs de PENA_ADHERENCE assez faibles l'erreur est raisonnable, alors que pour des valeurs plus élevées, cela peut conduire à des écarts très importants. De plus, la convergence de l'algorithme de Newton global est d'autant plus difficile que la pénalisation est importante. En général, il n'existe pas une règle fournissant la bonne valeur de ce paramètre, pour cela, il est recommandé de réaliser un test de sensibilité à ce paramètre (détaillé au paragraphe 3.4.2.6).

3.4.2.4 Pilotage du chargement

Le pilotage du chargement est une méthode de continuation pour la méthode de Newton-Raphson, méthode classique de résolution de problèmes non-linéaires. Il permet en particulier de calculer la réponse d'une structure qui présente des instabilités, aussi bien d'origine géométrique (flambement) que d'origine matériau (adoucissement). Son emploi est limité à des simulations pour lesquelles le temps ne joue pas de rôle physique, ce qui exclut a priori les problèmes dynamiques, visqueux ou thermo-mécaniques.

Cette méthode est valable pour les lois cohésives (qui sont des lois adoucissantes) et permet d'assurer la convergence de l'algorithme de Newton-Raphson malgré une instabilité dans la

réponse globale de la structure (cas de propagation brutale d'une fissure par exemple). L'idée consiste à autoriser le relâchement du chargement pour restituer une partie de l'énergie potentielle et faire avancer la fissuration progressivement en contrôlant localement l'endommagement des zones cohésives.

Les méthodes de pilotage disponibles dans Code_Aster sont basées sur deux points :

- Le chargement (forces extérieures et déplacements imposés) se décompose en deux termes, l'un connu et imposé par l'utilisateur ($L_{impo}^{méca}$ et u_{impo}^d) et l'autre ($L_{pilo}^{méca}$ et u_{pilo}^d) dont seule la direction est connue, son intensité η devenant une nouvelle inconnue du problème :

$$\begin{cases} L^{méca} = L_{impo}^{méca} + \eta \cdot L_{pilo}^{méca} \\ u^d = u_{impo}^d + \eta \cdot u_{pilo}^d \end{cases} \quad (3.8)$$

- Afin de pouvoir résoudre le problème, une nouvelle équation qui porte sur les déplacements et qui dépend de l'incrément de temps a été rajoutée, c'est la contrainte de pilotage, qui s'exprime par :

$$P(\Delta U) = \Delta \tau \quad \text{avec } P(0) = 0 \quad (3.9)$$

Où $\Delta \tau$ est indirectement une donnée utilisateur qui s'exprime via le pas de temps courant t et un coefficient de pilotage C tel que :

$$\Delta \tau = \frac{\Delta t}{C} \quad (3.10)$$

Ce rapport permet de gérer l'évolution de la fissuration. Au niveau de la loi de comportement cela revient à contrôler la sortie du seuil. Plus ce rapport est élevé plus on souhaite passer l'instabilité rapidement et donc plus η sera élevé.

La condition $P(0)$ est requise pour obtenir un incrément de déplacement d'autant plus petit que le pas de temps est petit. Les inconnues du problème deviennent le déplacement u , les multiplicateurs de Lagrange λ associés à la matrice des conditions aux limites B et l'intensité du chargement piloté η . Ainsi, le système non linéaire à résoudre devient :

$$\begin{cases} L^{int}(u) + B^T \cdot \lambda = L_{impo}^{méca} + \eta \cdot L_{pilo}^{méca} \\ B \cdot u = u_{impo}^d + \eta \cdot u_{pilo}^d \\ P(\Delta U) = \Delta \tau \end{cases} \quad (3.11)$$

3.4.2.5 Etude du maillage

Lors d'une modélisation par éléments finis, un maillage raffiné donne généralement une solution plus précise. En contrepartie, plus le nombre de mailles est élevé, plus le temps de calcul est long. Afin d'obtenir un maillage offrant un bon compromis entre précision et temps de calcul raisonnable, nous avons effectué un test de convergence de maillage. Ce test consiste à effectuer des simulations élastiques pour plusieurs maillages afin de déterminer le maillage qui assure la convergence des déplacements et des contraintes. Pour cela, nous avons réalisé quatre simulations avec quatre maillages différents à l'aide du mailleur gmsh [102], pour le modèle JOINT_BA et le modèle cohésif CZM_EXP. Notons que les éléments finis utilisés pour la

discrétisation de la matrice et du fil de verre sont des quadrangles à quatre nœuds QUAD 4 (figure 3.39). Le tableau 3.6 présente les caractéristiques des différents maillages étudiés.

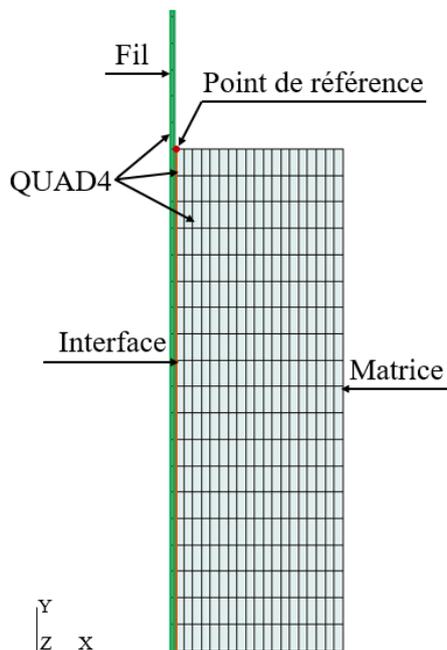


Figure 3.39 – Exemple d'un maillage utilisé pour le test de convergence (maillage 3)

Tableau 3.6 – Caractéristiques des quatre maillages utilisés pour le test de maillage

		Maillage 1	Maillage 2	Maillage 3	Maillage 4
Nombre de nœuds		156	311	516	1076
Nombre de mailles	Fil	27	42	57	87
	Interface	9	14	19	29
	Matrice	81	196	361	841

La figure 3.40 présente les résultats des tests de convergence obtenus pour un point de référence localisé à l'interface fil-matrice (figure 3.39), dans le cas de loi JOINT_BA et la loi cohésive CZM_EXP respectivement. En considérant le maillage 4, présentant le plus grand nombre de nœuds, comme maillage de référence, les résultats montrent qu'à partir d'un nombre de nœuds de l'ordre de 311, les différentes variables tendent vers des valeurs asymptotiques, que ce soit pour la loi JOINT_BA ou bien la loi cohésive CZM_EXP. Ainsi, le maillage adopté par la suite est le maillage 2.

3.4.2.6 Résultats des simulations numériques

Comme il a été précisé précédemment, trois modélisations ont été réalisées, une avec la loi de comportement JOINT_BA et deux avec les lois cohésives CZM_EXP et CZM_LIN. Les paramètres de ces lois ont été calés à partir des résultats expérimentaux des essais d'arrachement d'un fil S et PS.CSA dans le cas d'une longueur d'enrobage de 5 cm (cf. tableaux 3.4 et 3.5). La figure 3.41 présente les courbes d'arrachement obtenues numériquement et expérimentalement. Pour les deux types d'éprouvettes, nous constatons que les trois lois d'interface utilisées

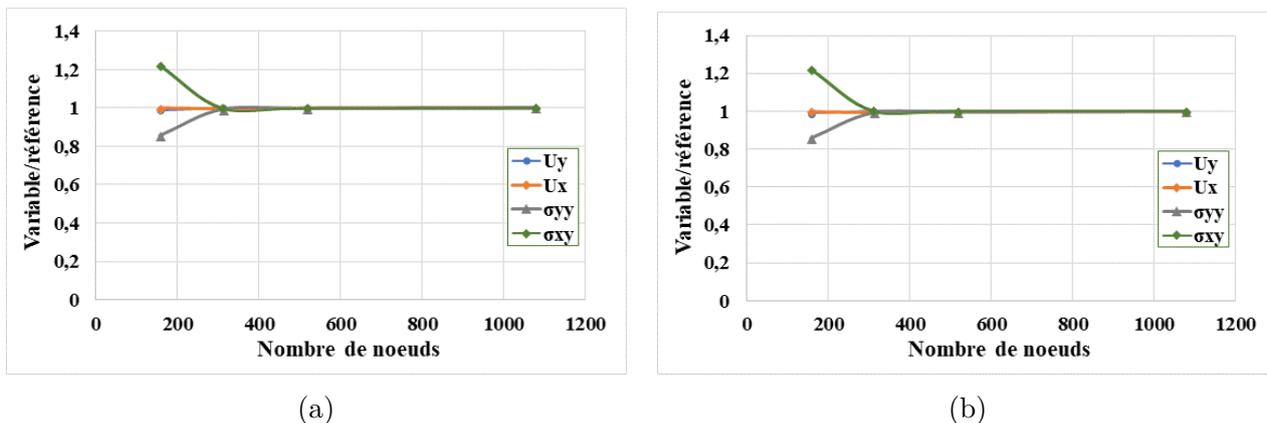


Figure 3.40 – Test de convergence : (a) JOINT_BA et (b) CZM_EXP

reproduisent bien la phase pré-pic (rigidité et effort ultime). Cependant, dans la phase post-pic et post-pic-résiduelle, c'est les lois JOINT_BA et CZM_EXP qui décrivent le mieux le comportement. La loi CZM_LIN est en fait caractérisée par un effort nul sur toute la zone post-pic-résiduelle, ce qui n'est pas le cas dans l'expérimental.

La loi d'interface retenue pour la modélisation du composite fil-matrice est CZM_EXP car elle ne fait intervenir que deux paramètres ayant un sens physique et énergétique et qui peuvent être déterminés par des essais expérimentaux, contrairement à la loi JOINT_BA qui nécessite l'identification de 14 paramètres, dont quelques-uns sont liés aux barres d'acier seulement et n'ont pas d'équivalent dans le cas des fils de verre.

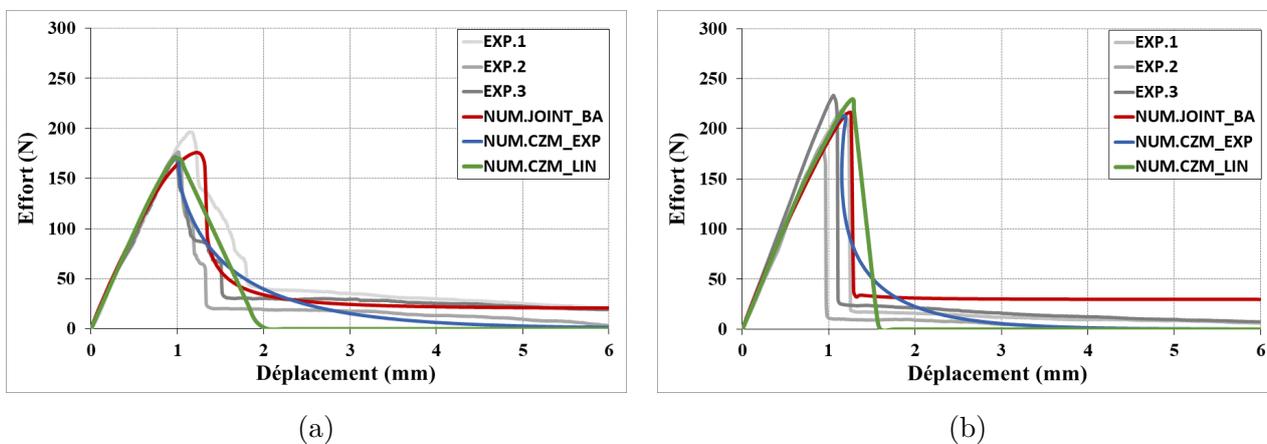


Figure 3.41 – Réponse globale, comparaison des résultats expérimentaux et numériques : (a) fil S et (b) fil PS.CSA ($L_e = 5$ cm)

La figure 3.42 présente la distribution de la contrainte tangentielle σ_{xy} au cours du chargement pour les éprouvettes S et PS.CSA. Nous constatons que cette contrainte évolue le long de l'interface fil-matrice au fur et à mesure du chargement. Une fois la résistance ultime atteinte (pic), la contrainte σ_{xy} est uniforme sur toute la longueur d'interface. Sa valeur est de l'ordre de 1 MPa pour un fil S et 1.2 MPa pour un fil PS.CSA. Dans la phase post-pic, cette distribution de contrainte diminue par effet d'arrachement.

Nous présentons sur la figure 3.43 les résultats d'une étude de sensibilité vis-à-vis du paramètre de régularisation PENA_ADHERENCE (paragraphe 3.4.2.3.b). ii). Nous avons effectué la simulation pour la loi cohésive CZM_EXP avec les valeurs de régularisation : 1, 0.1, 0.01 et 0.001. Ce modèle donne une bonne prédiction du comportement d'arrachement du

fil S pour des valeurs de PENA_ADHERENCE inférieures ou égales à 0.01.

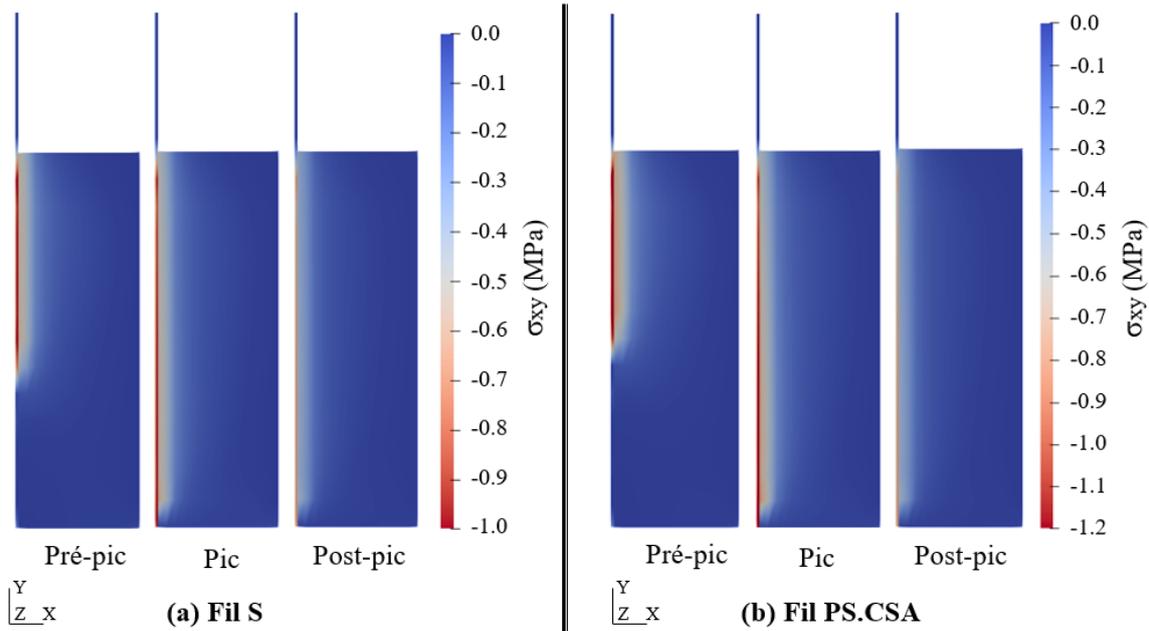


Figure 3.42 – Cartographie de la distribution de la contrainte σ_{xy} au cours du chargement pour un fil (a) S et (b) PS.CSA (CZM_EXP)

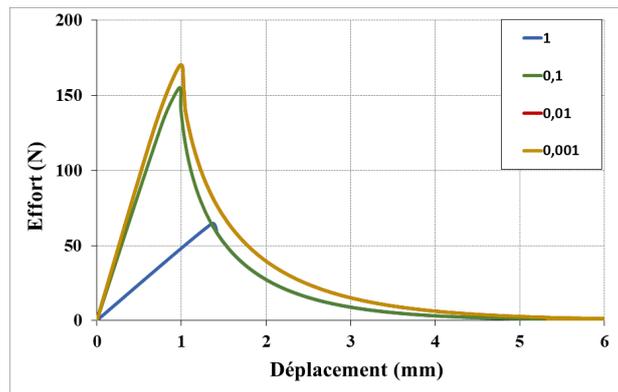


Figure 3.43 – Etude de sensibilité au paramètre PENA_ADHERENCE (CZM_EXP)

3.5 Conclusion

Ce chapitre présente, dans un premier temps, les résultats des essais d'arrachement réalisés sur des fils de verre AR enrobés dans une matrice ettringitique et dans un second temps les résultats de la modélisation analytique et numérique de ces essais.

L'étude expérimentale menée avait pour objectif d'évaluer l'effet de trois paramètres sur le comportement d'arrachement des éprouvettes : (i) longueur d'enrobage Le , (ii) procédé de pré-impregnation et (iii) type des matériaux de pré-impregnation. Dans ce sens, plusieurs configurations ont été étudiées. A la lumière des résultats obtenus, nous avons pu tirer les conclusions suivantes :

- L'effort d'arrachement d'un fil de verre S est une fonction croissante de la longueur d'enrobage Le , alors que celui d'un fil PH.K3 ne dépend pas de cette longueur, car la

rupture s'est produite au niveau de la partie libre du fil dont la résistance reste constante pour toutes les longueurs d'enrobage étudiées. A l'exception de $L_e = 2$ cm, la longueur d'enrobage n'a pas un effet significatif sur la comportement d'arrachement des fils PS.L, PS.CSA et PS.P.

- La pré-imprégnation par voie humide (PH.K3) présente la meilleure amélioration du comportement d'arrachement grâce à la bonne pénétration des particules de la matrice au cœur du fil. Cependant, ce processus a causé l'endommagement de quelques filaments ce qui a provoqué la rupture du fil pour un effort plus petit par rapport à sa résistance en traction.
- L'effet de la pré-imprégnation par voie sèche (PS) dépend de la nature et des propriétés physiques de la poudre utilisée. La pré-imprégnation des fils PS.L+Ch et PS.K3 a conduit à une réduction de F_{max} à cause de la présence de particules de grande taille. Le liant L, CSA et les charges polymère P ont contribué à l'amélioration de l'adhérence fil-matrice. Cependant, les polymères présentent une faible adhérence aux matrices cimentaires ce qui peut limiter leur utilisation pratique.

Le modèle analytique utilisé est basé sur la mécanique de la rupture. La rupture par cisaillement à l'interface fil-matrice est considérée comme la création d'une fissure à cette interface. Ce modèle a permis de reproduire de façon correcte les courbes d'arrachement d'un fil S dans le cas des quatre longueurs d'enrobage étudiées. Dans le modèle numérique, trois lois d'interface ont été utilisées et leurs paramètres ont été identifiés dans le cas d'un fil S et PS.CSA. La loi d'interface retenue est celle CZM_EXP car d'une part, elle décrit bien le comportement d'arrachement et d'autre part elle ne fait intervenir que deux paramètres mécaniques. Cette loi sera utilisée dans la suite de cette étude pour élaborer un modèle numérique 3D qui permet de simuler le comportement en traction des composites fil-matrice.

Chapitre 4

Etude expérimentale et numérique du comportement en traction des composites fil-matrice

L'objectif de ce chapitre est d'évaluer l'effet du procédé de pré-imprégnation ainsi que le type de poudre à l'échelle du composite fil-matrice. La première partie de ce chapitre est destinée à une campagne expérimentale pour caractériser le comportement en traction des composites fil-matrice. La deuxième partie est consacrée à une modélisation numérique dans le but de prédire la réponse mécanique de ces composites et d'appréhender les phénomènes mis en avant expérimentalement.

Sommaire

4.1	Introduction	113
4.2	Procédure expérimentale	113
4.2.1	Préparation des éprouvettes	113
4.2.2	Protocole expérimental de l'essai de traction	115
4.3	Résultats et analyse	116
4.3.1	Comportement global	116
4.3.2	Exploitation des résultats	119
4.4	Modélisation numérique	128
4.4.1	Introduction	128
4.4.2	Géométrie et chargement	128
4.4.3	Caractéristiques de modélisation	129
4.4.4	Etude de maillage	130
4.4.5	Résultats de la modélisation	132
4.5	Conclusion	147

4.1 Introduction

L'étude du comportement d'arrachement du fil de verre multi-filament enrobé dans la matrice ettringitique, menée dans le chapitre précédent, a confirmé que nous pouvons améliorer l'adhérence fil-matrice en remplissant les espaces vides entre les filaments internes. Les composites ainsi traités peuvent assurer un transfert de contrainte efficace entre filaments et matrice.

Rappelons que dans le chapitre 3, les fils de verre ont été pré-imprégnés selon deux méthodes : la méthode classique qui consiste à pré-imprégner le fil dans la matrice K3 dans son état humide (PH.K3), et la nouvelle méthode proposée par Fibroline qui permet de pré-imprégner à sec ces fils. L'expérience de Fibroline en terme de poudres minérales utilisées comme poudre de pré-imprégnation à sec est faible. En effet, ses applications sont essentiellement basées sur l'utilisation de poudres polymères. Quatre différents types de poudres minérales, en lien avec la composition de la matrice K3, ont été utilisés (PS.K3, PS.L+Ch, PS.L, et PS.CSA), en plus d'une poudre polymère (PS.P). Les résultats ont montré que la pré-imprégnation classique (PH.K3) conduit à une meilleure amélioration de l'effort et de la rigidité et que la pré-imprégnation par voie sèche contribue également à une amélioration du comportement mais seulement dans le cas d'utilisation du liant L (PS.L), CSA (PS.CSA) et du polymère (PS.P).

Le présent chapitre a pour but d'évaluer l'effet de ces prétraitements sur la résistance en traction d'un composite fil-matrice. Il se divise en deux parties :

La première partie concerne l'étude expérimentale du comportement en traction de deux types de composite fil-matrice qui se distinguent uniquement par leur taux de renfort. Elle présente d'abord la procédure de préparation des éprouvettes et le protocole expérimental utilisé pour l'essai de traction. Elle expose ensuite les résultats des essais de traction en termes de courbes effort-déplacement. Enfin, elle analyse les caractéristiques mécaniques issues de ces courbes pour discuter à la fois de l'effet du taux de renfort et de l'effet de la pré-imprégnation des fils selon les deux procédés sur le comportement mécanique.

La deuxième partie est consacrée à la modélisation numérique du comportement en traction du composite. Les objectifs de cette modélisation sont multiples :

1. Prédire le comportement global en traction des composites fil-matrice, dont le fil est soit sec soit pré-imprégné, et leur mode de ruine ;
2. Déterminer les états de contraintes et de déformations dans la matrice, le fil et l'interface pour pouvoir ainsi expliquer les résultats obtenus expérimentalement ;
3. Réaliser une étude paramétrique visant à caractériser l'influence :
 - du taux de renfort et de la disposition du renfort ;
 - des caractéristiques mécaniques de la matrice.

4.2 Procédure expérimentale

4.2.1 Préparation des éprouvettes

Afin d'augmenter la probabilité d'avoir une rupture dans la zone centrale de l'éprouvette et de garantir une bonne représentativité de la section du composite, nous avons fabriqué en premier lieu des éprouvettes en forme d'haltère dont les dimensions sont présentées sur la figure

4.1.a. Cependant, en raison de leur faible résistance en flexion, la plupart de ces éprouvettes ont été cassées soit au moment du démoulage (figure 4.1.b) ou bien pendant leur mise en place dans la machine de traction (figure 4.1.c). De plus, des études réalisées sur des composites à matrice minérale ont montré que cette forme d'éprouvette ne permet pas une répartition homogène de l'effort de traction sur toute la largeur de l'éprouvette [24]. Ainsi, notre choix s'est porté sur des éprouvettes de forme parallélépipédique de dimensions $140 \times 20 \times 5$ mm, identique à celle des éprouvettes utilisées pour la caractérisation en traction de la matrice K3 (paragraphe 2.4.5.2.b)).

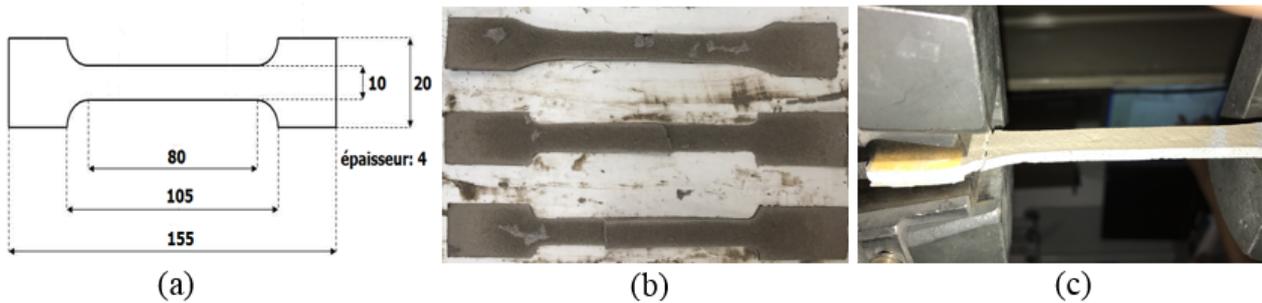


Figure 4.1 – (a) Dimensions des éprouvette haltères en mm ; rupture des éprouvettes pendant le démoulage (b) et leur mise en place dans la machine de traction (c)

Deux types d'éprouvettes, désignés par 1F et 3F ont été étudiés. Ils sont constitués de la même matrice ettringitique et du même fil de verre AR, mais avec un taux de renfort différent. Le composite 1F se compose d'un seul fil de verre, alors que le composite 3F est constitué de 3 fils de verre. Toutes les éprouvettes ont été préparées manuellement à l'aide d'un moule en silicone (figure 2.32.b). Une couche de matrice de 2.5 mm d'épaisseur a été mise au fond du moule à l'aide d'une spatule. Puis un fil de verre a été positionné le long de l'axe central sur la couche de matrice dans le cas d'une éprouvette 1F et trois fils ont été mis en place dans le cas d'une éprouvette 3F : un fil au centre et deux autres situés à gauche et à droite du fil central à une distance de l'ordre de 3 mm des bords du moule (figure 4.2.a). Les fils, plus longs que le moule, passent au travers de trous dans le moule, puis sont fixés à leurs extrémités pour permettre un meilleur alignement du fil tout en gardant sa position dans le moule. Une deuxième couche de matrice de même épaisseur a été ensuite appliquée (figure 4.2.b). La surface supérieure du composite a été arasée, talochée et couverte par la suite d'un film polyane pour éviter la dessiccation et ainsi limiter le retrait prématuré de la surface. Les petites plaques sont démoulées 24 heures après leur mise en œuvre. Des plaques d'aluminium sont ensuite collées de la même façon que les éprouvettes utilisées pour la caractérisation en traction de la matrice K3 (paragraphe 2.4.5.2.b)). Les éprouvettes sont ensuite stockées en condition ambiante 6 jours avant la réalisation des essais de traction. Des éprouvettes sans fil ont été aussi réalisées, considérées comme éprouvettes de référence, désignées par la suite R.

Pour les deux types d'éprouvettes 1F et 3F, cinq configurations de fil ont été envisagées pour étudier l'effet de la pré-imprégnation du fil sur le comportement en traction du composite : S, PH.K3, PS.L, PS.CSA et PS.P. Ces configurations sont décrites précédemment (paragraphe 3.2.3).

Au moins six éprouvettes ont été réalisées pour chaque configuration expérimentale (taux de renfort/ configuration fil), ainsi que pour la configuration de référence, ce qui a fait un total de 75 éprouvettes fabriquées pour les essais de traction. Le tableau 4.1 présente la liste des éprouvettes exploitables pour cette étude.

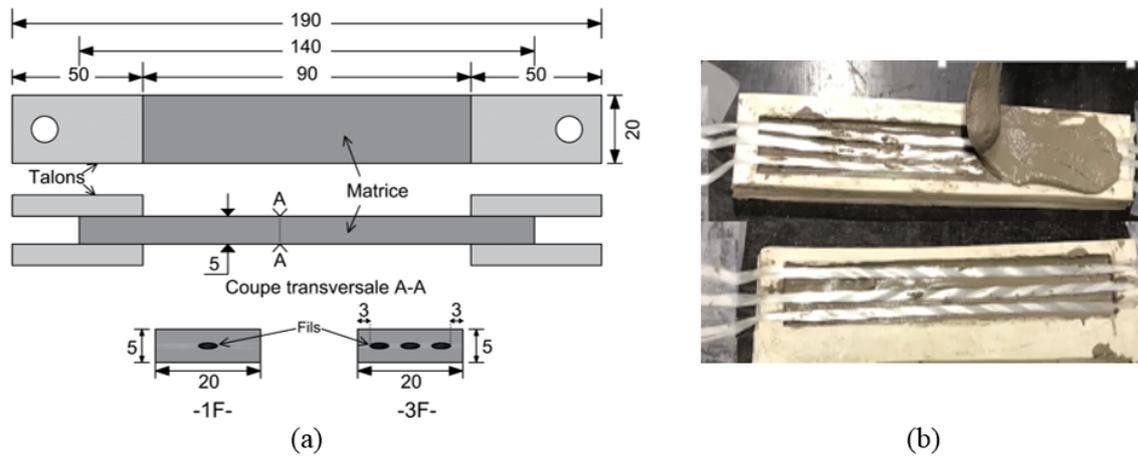


Figure 4.2 – (a) Illustration d’une éprouvette fil-matrice, dimensions en mm et (b) Mise en œuvre de l’éprouvette 3F

Tableau 4.1 – Récapitulatif des essais de traction exploitables

		Essais exploitables	Désignation
Composite 1F	S	6	1F.S.2/4/6/12/13/14
	PH.K3	8	1F.PH.K3.1/2/4/5/7/9/10/11
	PS.L	6	1F.PS.L.3/4/5/6/7/8
	PS.CSA	3	1F.PS.CSA.2/3/6
	PS.P	5	1F.PS.P.2/5/6/8/9
Composite 3F	S	5	3F.S.1/2/3/4/6
	PH.K3	6	3F.PH.K3.1/2/3/4/5/6
	PS.L	3	3F.PS.L.1/2/3
	PS.CSA	3	3F.PS.CSA.1/2/3
	PS.P	3	3F.PS.P.1/2/3
Référence		3	R.2/4/5

4.2.2 Protocole expérimental de l’essai de traction

Le protocole expérimental des essais de traction menées sur les composites fil-matrice est décrit dans le chapitre 2 (cf. paragraphe 2.4.5.2.b)). Dans la littérature, plusieurs méthodes ont été établies pour mesurer la déformation de ce type de composites à matrice minérale. Roth [103] a utilisé des jauges de déformation, cependant, cette technique ne donne pas assez d’informations sur le comportement du composite notamment lorsque ce dernier est multi-fissurant. Contamine [24] a positionné des extensomètres dans la partie centrale de l’éprouvette. Singla [73] a exploité le déplacement de la traverse de la machine de traction. Dans notre cas, nous allons également exploiter le déplacement de la traverse de la machine de traction pour prendre en considération le comportement global, y compris au voisinage des talons et visualiser le comportement post-pic. Le système d’acquisition enregistre l’effort de traction et le déplacement de la traverse.

4.3 Résultats et analyse

4.3.1 Comportement global

4.3.1.1 Composite 1F

La figure 4.3 montre les courbes de traction des différentes configurations du composite 1F : S, PH.K3, PS.L, PS.CSA et PS.P. Pour chaque configuration, trois courbes sont présentées.

Quelle que soit la configuration étudiée, la première zone du comportement correspond à une évolution linéaire jusqu'à atteindre l'effort ultime, puis une seule fissuration s'est développée à l'endroit de la rupture. Pour le fil S, l'apparition de la fissure mène à une chute de l'effort de l'ordre de 60%. L'effort est ensuite transféré au fil au niveau de cette fissure. A cause de la faible adhérence entre le fil et la matrice, ce ne sont que les filaments externes qui reprennent l'effort, permettant seulement une légère augmentation de ce dernier après la chute. Le comportement par la suite est similaire à celui d'arrachement, qui se caractérise par une rupture successive des filaments externes suivie d'un glissement des filaments internes (paragraphe 3.3.1). Dans le cas d'un fil pré-imprégné par voie humide ou sèche, le comportement ressemble à celui d'un fil S, caractérisé par l'apparition d'une seule fissure. Cependant, l'effort dans ce cas est transféré aux filaments externes et à un nombre important de filaments internes, dépendant du degré d'imprégnation, ce qui permet, après la chute de l'effort liée à l'apparition de la fissure, une bonne reprise de l'effort, parfois plus que l'effort de fissuration.

4.3.1.2 Composite 3F

La figure 4.4 présente les courbes effort-déplacement issues des essais de traction sur le composite 3F pour les configurations S, PH.K3, PS.L, PS.CSA et PS.P. Pour chaque configuration, trois courbes sont présentées.

Une tendance commune peut être observée dans le cas des configurations PH.K3, PS.L, PS.CSA et PS.P : les courbes sont constituées d'une zone linéaire qui se caractérise par une matrice non fissurée, suivie d'une zone non linéaire de rigidité largement inférieure et qui se caractérise par la formation de multiples fissures avec une augmentation de l'effort jusqu'à atteindre la valeur ultime. Ce comportement n'est pas observé dans le cas des composites 3F.S, où seulement une fissure a eu lieu. Il est dû à l'amélioration de l'adhérence fil-matrice par pré-imprégnation du fil. En effet, une fois la résistance en traction de la matrice atteinte dans une section, une fissure apparaît, l'effort est donc repris par les fils au niveau de cette section. Puisque les fils sont bien adhérents à la matrice, ils reprennent la force et la redistribuent au cours du chargement jusqu'à atteindre la résistance en traction de la matrice dans une autre section du composite, ainsi une autre fissure se produit. La répétition de ce processus conduit à la formation de multiples fissures. Plus l'adhérence fil-matrice est importante, plus le transfert de charge fils-matrice est efficace, et par conséquent le nombre de fissures est plus grand. Notons que l'ouverture des fissures est importante dans le cas des composites PH.K3, représentée sur la courbe par des chutes importantes de l'effort dans la deuxième zone, contrairement aux composites PS.L, PS.CSA et PS.P, qui sont caractérisés par des microfissures.

Une bonne adhérence entre le renfort et la matrice est un critère nécessaire mais pas suffisant pour la formation de multiples fissures. Il existe une valeur seuil du taux de renfort propre à

chaque composite (dépendant de la nature de la matrice, du type de renfort et du procédé de mise en œuvre) à partir de laquelle le phénomène de multi-fissuration peut se produire. Cela explique pourquoi la ruine des composites 1F, présentant un taux de renfort très faible de l'ordre de 4.5 %, est intervenue après l'apparition d'une seule fissure même dans le cas des fils pré-imprégnés.

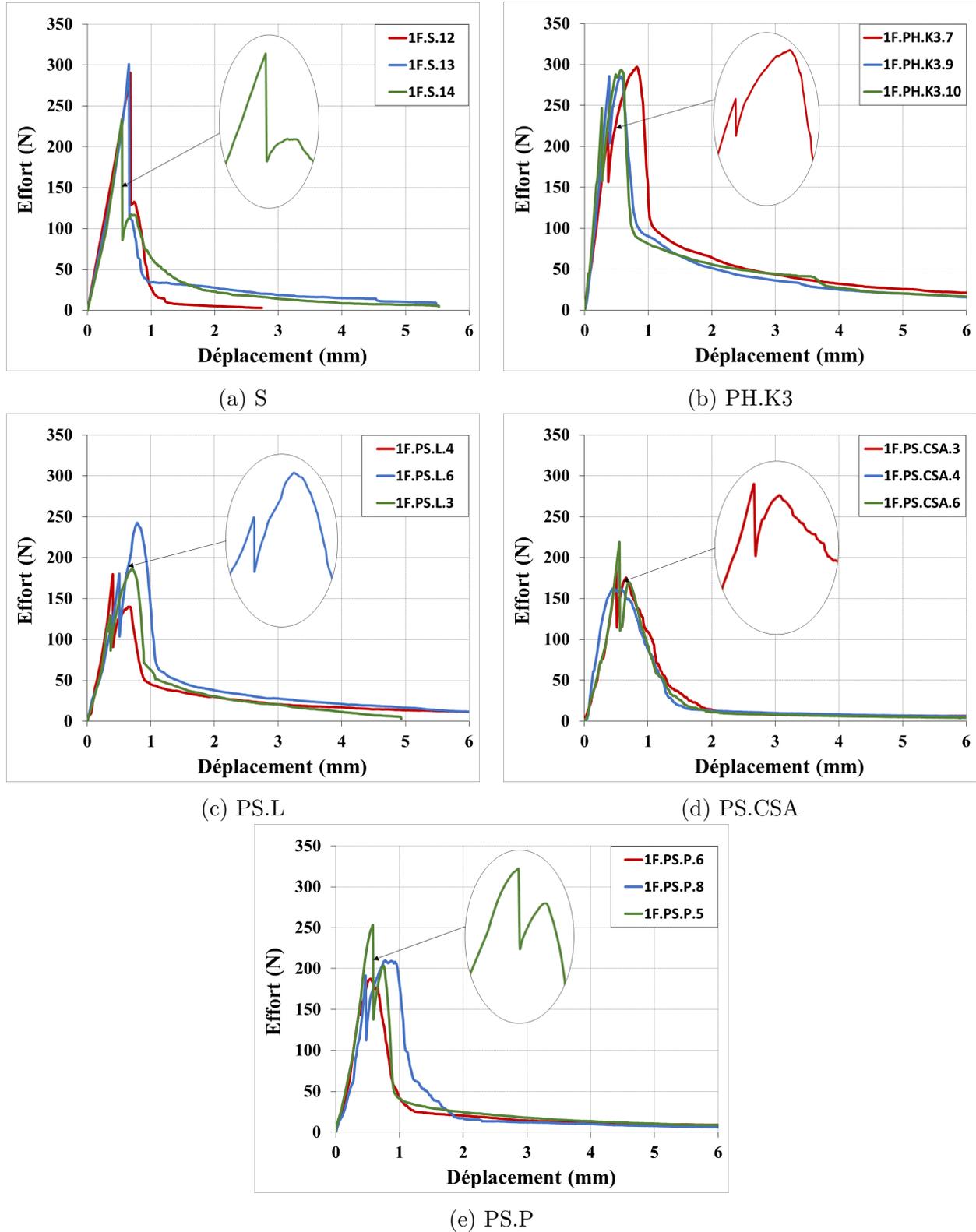


Figure 4.3 – Courbes effort-déplacement du composite 1F pour les configurations S, PH.K3, PS.L, PS.CSA et PS.P

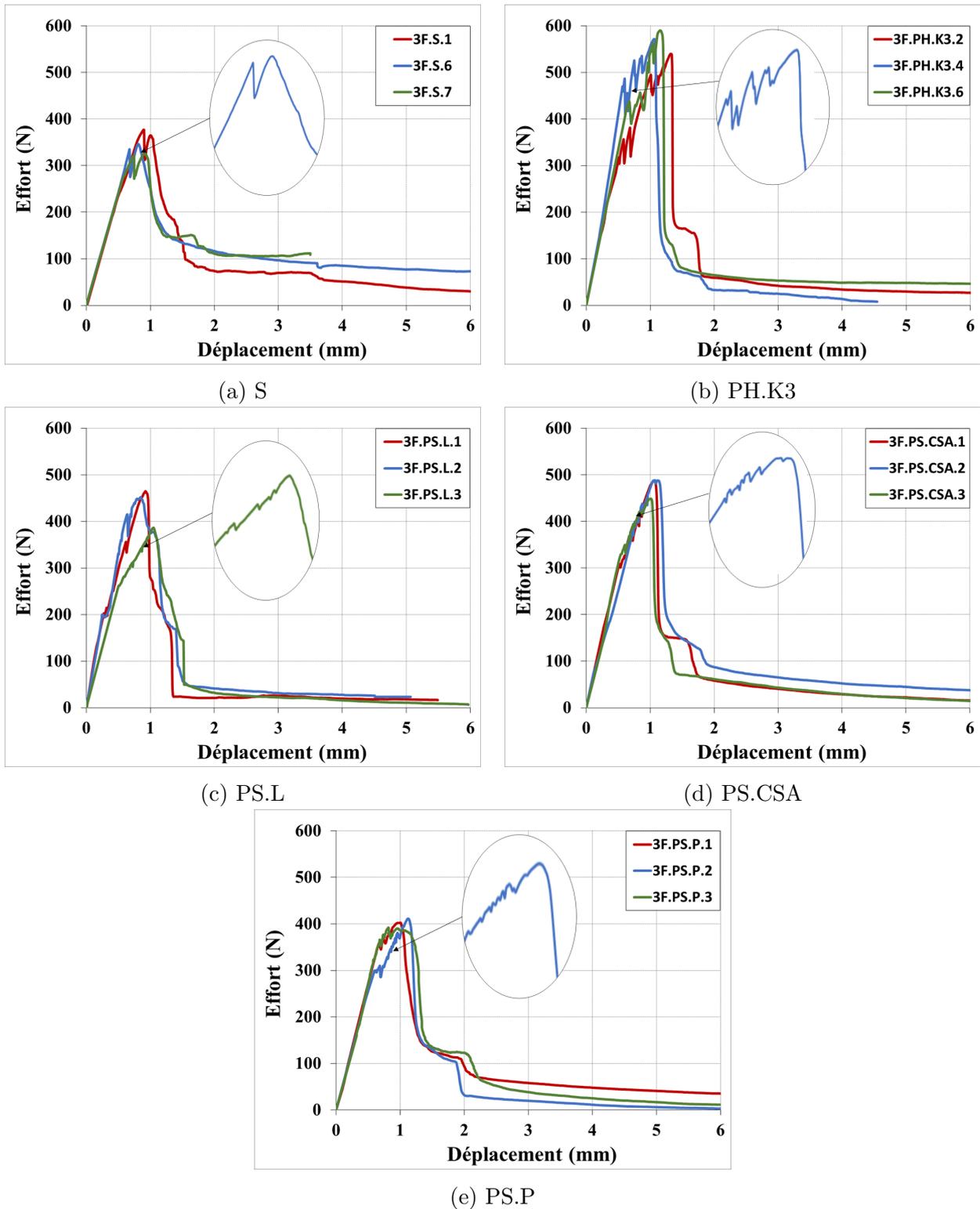


Figure 4.4 – Courbes effort-déplacement du composite 3F pour les configurations S, PH.K3, PS.L, PS.CSA et PS.P

4.3.1.3 Mode de rupture

La rupture de la quasi-totalité des éprouvettes a été localisée au niveau des fissures situées au voisinage des talons. Dans le cas des renforts non pré-imprégnés, cette localisation de rupture était attendue. Elle peut être expliquée par la concentration de contrainte dans le fil au niveau du talon imputable au comportement d'arrachement, voir figure 1.45.a. Cette concentration de

contrainte diminue dans le cas de des renforts pré-imprégnés, et selon son amplitude, la rupture peut se produire soit au voisinage du talon ou bien aléatoirement le long de l'éprouvette, voir figure 2.1.b. Trois modes de ruptures ont été observés lors de cette étude :

- Rupture télescopique des fils au voisinage des talons, correspondant à la rupture successive des filaments externes et le glissement des filaments internes (figure 4.5.a). Ce mode de rupture a été observé dans le cas des composites 1F.S et 3F.S pour lesquels le renfort n'a pas été pré-imprégné.
- Rupture totale des filaments constituant les fils au niveau de l'une des fissures périphériques (figure 4.5.b). Cela est apparu dans le cas de la pré-imprégnation par voie humide permettant de répartir la contrainte dans la majorité des filaments grâce à la bonne adhérence fil-matrice. Comme dans le cas des éprouvettes d'arrachement, l'effort maximal reste inférieur à la résistance en traction des trois fils, ce qui confirme que ce procédé engendre la rupture de quelques filaments à cause de l'action mécanique lors de la mise en œuvre d'une part et ne permet pas un enrobage parfait de tous les filaments d'autre part .
- Mode de rupture intermédiaire dans le cas de la pré-imprégnation par voie sèche, caractérisé par la rupture des filaments externes mais aussi d'un nombre significatif des filaments internes, suivie par le glissement de filaments non rompus (figure 4.5.c).

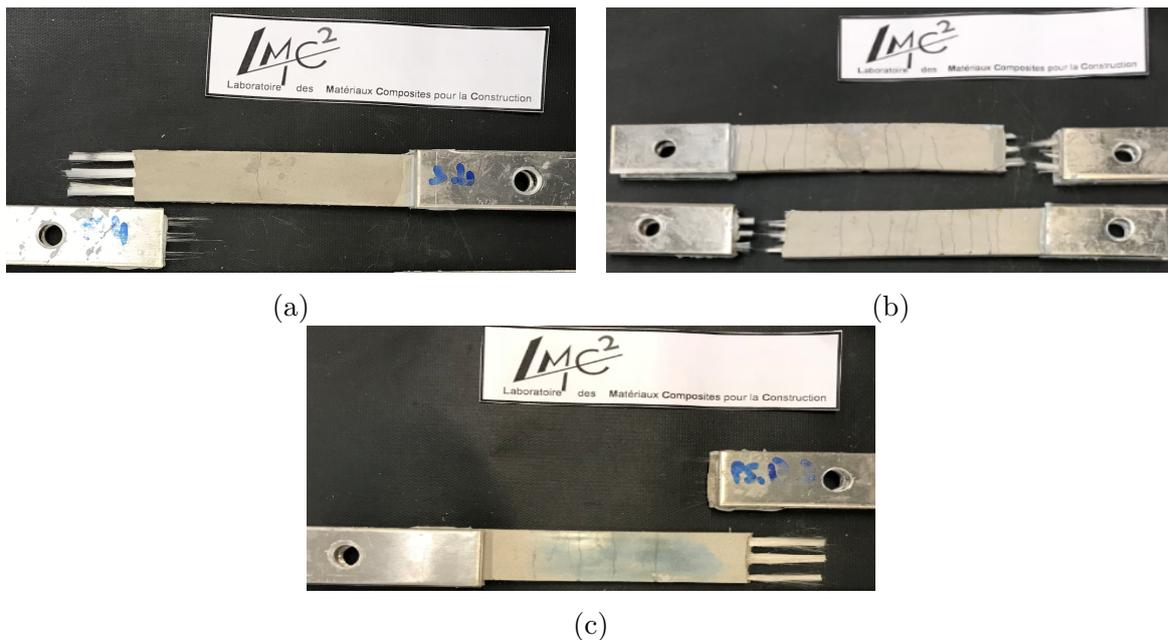


Figure 4.5 – Illustration des trois modes de ruptures des composites (a) 3F.S, (b) 3F.PH.K3 et (c) 3F.PS.CSA

4.3.2 Exploitation des résultats

4.3.2.1 Méthodologie d'exploitation des résultats expérimentaux

Afin d'affiner l'analyse de l'influence de la pré-imprégnation et du taux de renfort sur le comportement mécanique en traction des composites 1F et 3F, différents paramètres caractéristiques ont été déterminés à partir des courbes effort-déplacement obtenues expérimentalement. Ces caractéristiques sont :

- F_{max} : effort maximal repris par le composite ;
- δ_{max} : déplacement correspondant à F_{max} ;
- K : pente de de la partie linéaire de la courbe avant l'apparition de la première fissure ;
- $W_{pré-pic}$: énergie dissipée jusqu'à atteindre l'effort maximal ;
- N_f : nombre de fissures, ce paramètre est déterminé après la rupture de l'éprouvette sur la base de constatations visuelles sur les 2 faces du composite.

4.3.2.2 Tableau des résultats

Les tableaux 4.2 et 4.3 présentent une synthèse des valeurs moyennes des caractéristiques mécaniques et leurs coefficients de variation (CV) obtenus pour les différentes configurations testées et pour les deux composites 1F et 3F. Chaque valeur correspond à la moyenne d'au moins trois valeurs.

Tableau 4.2 – Synthèse des résultats des essais de traction pour les composites 1F

		S	PH.K3	PS.L	PS.CSA	PS.P
F_{max} (N)	Moyenne	268	286	207	215	210
	CV(%)	8,4	5,8	14,5	10,3	12,0
δ_{max} (mm)	Moyenne	0,57	0,64	0,72	0,50	0,15
	CV(%)	15,7	20,4	20,6	8,2	24,1
K (N/mm)	Moyenne	438	637	504	536	498
	CV(%)	6,3	11,8	18,3	12,4	7,7
$W_{pré-pic}$ (mJ)	Moyenne	71	95	72	44	64
	CV(%)	24,9	28,8	34,5	10,4	31,6
N_f	Moyenne	1	1	1	1	1

Tableau 4.3 – Synthèse des résultats des essais de traction pour les composites 3F

		S	PH.K3	PS.L	PS.CSA	PS.P
F_{max} (N)	Moyenne	347	527	434	475	402
	CV(%)	4,4	10,1	7,9	3,9	2,0
δ_{max} (mm)	Moyenne	0,80	1,16	0,94	1,05	0,99
	CV(%)	14,4	17,5	8,7	2,6	12,9
K (N/mm)	Moyenne	467	718	587	594	547
	CV(%)	9,3	10,7	8,4	6,4	6,4
$W_{pré-pic}$ (mJ)	Moyenne	156	380	244	291	237
	CV(%)	14,2	3,4	3,9	3,4	18,4
N_f	Moyenne	1	10	5	5	4

4.3.2.3 Influence de la pré-imprégnation et du taux de renfort

a) Sur l'effort maximal F_{max}

La dépendance de l'effort maximal de traction vis-à-vis de la pré-imprégnation (procédé + type de poudre) et du taux de renfort est représentée sur la figure 4.6.

Le premier constat que nous pouvons faire est la forte influence du taux de renfort sur la résistance maximale en traction. Dans le cas d'utilisation d'un seul fil de verre comme renfort, qu'il soit sec (1F.S) ou bien pré-imprégné selon les deux procédés (1F.PH.K3, 1F.PS.L, 1F.PS.CSA et 1F.PS.P), l'effort maximal reste inférieur à celui de la matrice (chute entre 10 et 35%). Il semblerait donc que l'intégration d'un seul fil ne permette pas de renforcer le ciment mais plutôt d'engendrer des défauts dans la matrice réduisant sa résistance. En revanche, la mise en place de 3 fils dans la matrice a contribué à son renforcement. En effet, les composites 3F présentent une augmentation de F_{max} comprise entre 26 et 65% (en fonction du type de pré-imprégnation) par rapport au matériau de référence R (matrice seule sans fil). Nous remarquons aussi que l'augmentation du taux de renfort permet l'augmentation de la résistance : les composites 3F présentent des valeurs de F_{max} plus grandes que celles des composites 1F, que ce soit pour un fil sec (+29%) ou bien pré-imprégné (+ 84% pour PH.K3, +110% pour PS.L, +120% pour PS.CSA et +91% pour PS.P).

Dans le cas des composites 1F, la pré-imprégnation du fil par voie humide (PH.K3) n'a pas un effet significatif sur F_{max} au vue de la dispersion des valeurs des composites 1F.S et 1F.PH. En effet, la matrice gouvernant le comportement du matériau à cause du faible taux de renfort, l'imprégnation ou non du fil n'est pas très importante dans ce cas. Concernant la pré-imprégnation par voie sèche (PS), l'effort maximal obtenu pour les trois types de poudre (L, CSA et P) a chuté de 21% en comparaison avec le composite 1F.S, cela peut être expliqué par l'augmentation du pourcentage de vide dans la matrice causée par le calandrage des fils qui est censé augmenter l'espace inter-filamentaire.

Quant aux composites 3F, l'effort maximal est fortement influencé par le procédé de pré-imprégnation et le type de poudre utilisé. La plus grande valeur de F_{max} est atteinte quand les fils sont pré-imprégnés par voie humide (gain de 52%), grâce à la bonne pénétration des particules au sein des fils qui améliore l'adhérence fil-matrice, et par conséquent l'effort est transféré de la matrice à la majorité des filaments. Le taux de filaments dits « inutiles » est très faible dans ce cas. Cela est en accord avec les résultats des essais d'arrachement présentés dans le chapitre 3. La pré-imprégnation par voie sèche a également contribué à l'amélioration de la résistance en traction du composite avec un gain de 25% dans le cas des composites 3F.PS.L, de 37% dans le cas des matériaux 3.PS.CSA et de 16% dans le cas des matériaux 3F.PS.P. Ce procédé de pré-imprégnation à sec reste moins efficace que la pré-imprégnation manuelle. Cela peut être dû :

- (i) à la perte d'une certaine quantité de poudre de pré-imprégnation pendant le transport des fils de l'entreprise Fibroline au laboratoire ou pendant leur manipulation au moment de la fabrication des éprouvettes ;
- (ii) au calandrage qui peut abimer quelques filaments.

b) Sur le déplacement δ_{max}

L'évolution du déplacement δ_{max} , correspondant au déplacement au droit de F_{max} sur la courbe effort-déplacement, des matériaux 1F et 3F en fonction des différentes configurations étudiées est présentée sur la figure 4.7.

Il ressort de cette figure une tendance de variation similaire à celle de la charge maximale F_{max} , hormis le cas des composites 1F.PS.L et 1F.PS.P qui présentent une augmentation du déplacement δ_{max} . Afin de tirer des conclusions sur l'effet de la pré-imprégnation et le taux

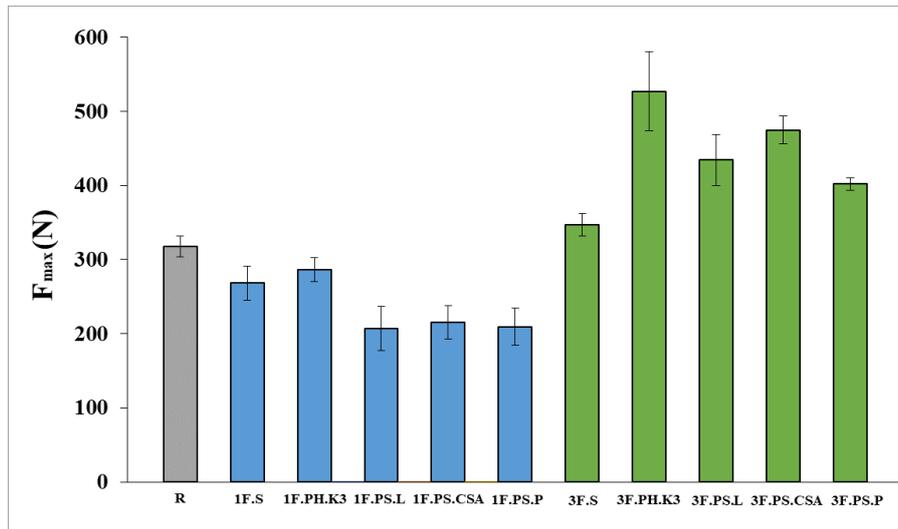


Figure 4.6 – Evolution de l’effort maximal F_{max} des matériaux 1F et 3F en fonction de la configuration du renfort

de renfort, l’analyse de F_{max} et δ_{max} n’est pas suffisante, il faut compléter par l’étude de la variation de la rigidité de ces matériaux. L’objectif du paragraphe suivant.

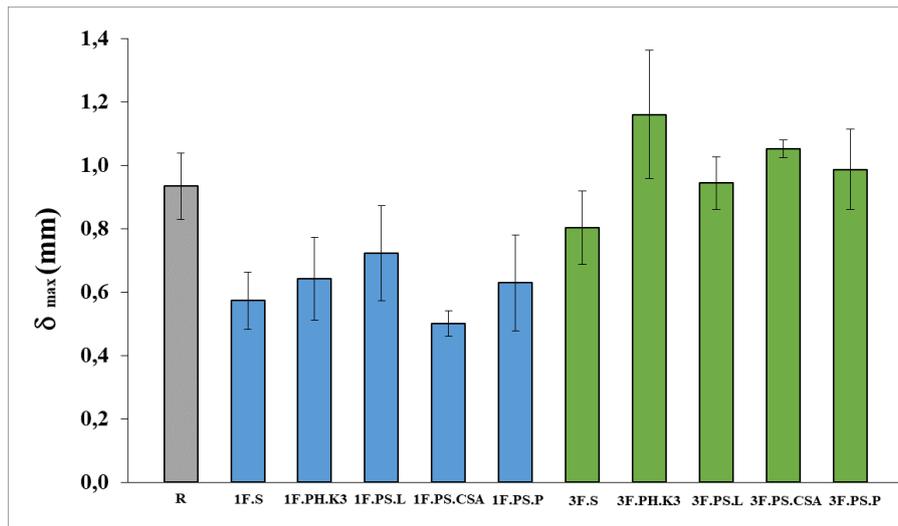


Figure 4.7 – Evolution du déplacement δ_{max} des matériaux 1F et 3F en fonction de la configuration du renfort

c) Sur la rigidité K

La figure 4.8 montre les valeurs de la rigidité des matériaux étudiés correspondant à la pente de la partie ascendante de la courbe effort-déplacement avant l’apparition de la première fissure.

En confrontant les valeurs de la rigidité K des composites 1F à celles de la matrice seule, il apparaît que, contrairement à la résistance ultime, la rigidité augmente largement en cas d’insertion d’un seul fil dans la matrice, quel que soit le type de traitement du fil. Aussi, il semblerait que l’augmentation du taux de renfort produit une amélioration de K comprise entre 7 et 17% en fonction de l’état d’imprégnation du fil.

Une tendance commune se dégage entre le matériau 1F et 3F, elle concerne l’effet du procédé de pré-imprégnation et le type de poudre utilisé sur la rigidité K : la pré-imprégnation par voie

humide a apporté la meilleure amélioration de la rigidité (+45% dans le cas de 1F et +54% dans le cas de 3F). La pré-impregnation par voie sèche a également conduit à une nette augmentation de K en cas d'utilisation du liant L (+ 15% pour 1F et + 26% pour 3F), du liant CSA (+22% pour 1F et +27% pour 3F) ou bien du polymère P (+14% pour 1F et +17% pour 3F).

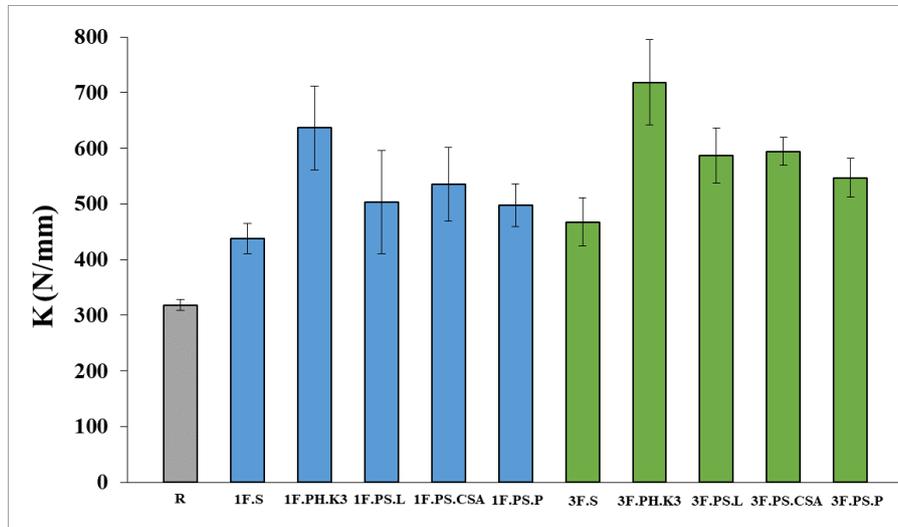


Figure 4.8 – Evolution de la rigidité K des matériaux 1F et 3F en fonction de la configuration du renfort

d) Sur l'énergie $W_{pré-pic}$

La figure 4.9 donne les valeurs de travail dissipé avant d'atteindre la résistance maximale pour toutes les configurations étudiées. On retrouve les mêmes tendances générales que celles décrites dans le paragraphe décrivant l'évolution de l'effort maximal.

Il apparaît que la méthode de pré-impregnation et le type de poudre influent fortement sur ce paramètre énergétique mais seulement dans le cas du composite 3F. De manière similaire à ce qui a été constaté précédemment, la plus grande valeur de $W_{pré-pic}$ dans le cas d'un composite 3F est obtenue pour un renfort pré-impregné par voie humide avec une augmentation de 143% par rapport au renfort non pré-impregné. Cela est dû principalement à la bonne adhérence fil-matrice qui a conduit à l'augmentation de la résistance et a contribué à la formation de multiples fissures, ce qui a apporté au composite une grande ductilité. Le même effet est observé dans le cas d'une pré-impregnation à sec par le liant L, CSA ou polymère P mais avec une amélioration moins importante que celle de la pré-impregnation humide, de respectivement 56%, 87% et 52%.

e) Sur le nombre de fissures N_f

Ce paramètre traduit la qualité de l'adhérence fil-matrice. Une bonne adhérence favorise le transfert de la charge du renfort à la matrice dès l'apparition de la première fissure, ainsi elle entraîne la création de plusieurs fissures sur différentes sections de l'éprouvette. En revanche, cela ne se produit pas si un faible taux de renfort est utilisé comme dans le cas du composite 1F, où une seule fissure a été observée bien que le fil a été bien pré-impregné. Cependant, dans le cas du composite 3F, la pré-impregnation par voie humide a engendré approximativement 10 fissures (figure 4.5.b), alors que la pré-impregnation à sec a entraîné des microfissures qui n'ont

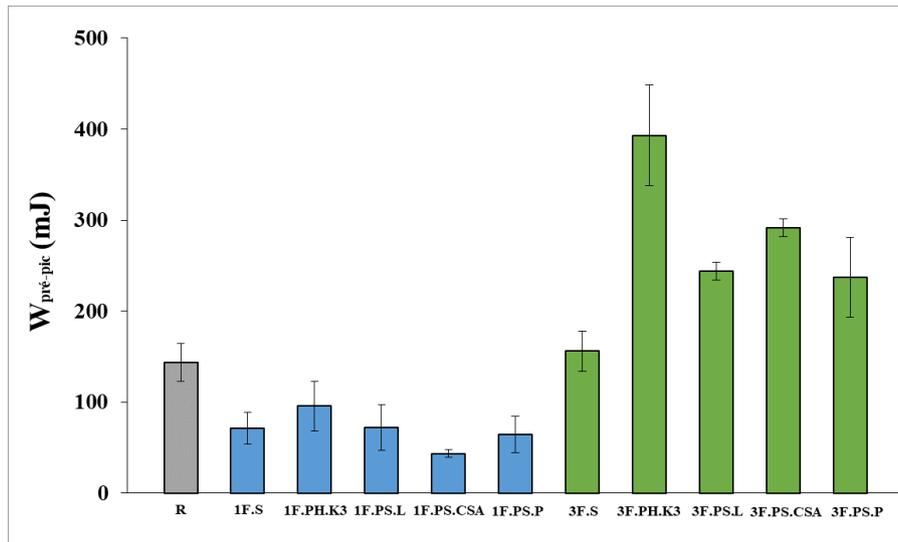


Figure 4.9 – Evolution de l'énergie $W_{pre-pic}$ des matériaux 1F et 3F en fonction de la configuration du renfort

été visualisées qu'après l'application d'une solution colorée, bleu de méthylène (figure 4.5.c). N_f est de l'ordre de 5 pour PS.L et PS.CSA et de l'ordre de 4 pour PS.P.

4.3.2.4 Analyse microstructurale

Afin d'évaluer l'effet de la pré-imprégnation des fils de verre par les différentes poudres étudiées, en utilisant les deux procédés sec et humide et compléter les résultats issus des essais de traction, des observations microstructurales ont été menées sur des échantillons en utilisant un microscope électronique à balayage disponible au centre technologique des microstructure CT μ m de l'université Lyon 1. Il s'agit d'un MEB FEI Quanta 250 FEG. Les observations sont faites en "low vacuum" (faible vide) et ne nécessitent pas de préparation préalable, telle qu'une métallisation. Les échantillons ont été fixés sur le support d'observation grâce à un scotch carbone. Deux types d'échantillons d'environ 1 cm \times 1 cm ont été préparés à partir de chaque configuration du composite 3F après l'essai de traction :

- Echantillons exposant les sections des composites le long de la longueur des filaments internes. Ces sections ont été obtenues en fracturant les éprouvettes au niveau de la partie centrale des fils multi-filaments.
- Echantillons exposant les sections transversales des composites au niveau de la fracture. Ces sections ont été obtenues après polissage des échantillons préalablement imprégnés de résine époxy sous vide.

La figure 4.10 présente des observations MEB des filaments internes des composites sec et pré-imprégné par voie humide et sèche avec différentes poudres.

Dans le cas d'un composite non pré-imprégné 3F.S (figure 4.10.a), nous observons des espaces vides entre les filaments, cela confirme que la pénétration des particules de la matrice est limitée aux filaments externes, ce qui entraîne une mauvaise adhérence fil-matrice et par conséquent de faibles propriétés mécaniques du composite 3F.S (figure 4.6, figure 4.8 et figure 4.9).

En revanche, les filaments internes sont reliés entre eux par les hydrates de la matrice K3 dans le cas du composite PH.K3 (figure 4.10.b). Cela assure un transfert de contrainte efficace

entre la matrice et l'ensemble des filaments constituant le fil, ce qui explique l'augmentation des propriétés mécaniques du composite 3F.PH.K3 par rapport au composite 3F.S.

Une bonne pénétration du liant mono-composant CSA entre les filaments du fil est observée par rapport au fil sec (figure 4.10.c), ce qui améliore l'efficacité du fil multi-filament. Cela corrèle bien avec les propriétés de traction améliorées des composites 3F.PS.CSA. De plus, la figure 4.11 montre que la poudre de pré-imprégnation à sec CSA a été bien hydratée, les filaments internes sont en effet entourés d'hydrates d'ettringite ayant une forme caractéristique d'aiguilles. Le composite PS.L (figure 4.10.d) a également montré un bon remplissage et moins d'espaces vides entre les filaments en comparaison avec le composite S. Le meilleur remplissage est observé dans le cas d'un composite pré-imprégné par voie humide avec la matrice K3. Ceci est dû à la présence, en plus du liant de la matrice K3, des particules de grande taille constituant le squelette granulaire de la matrice, qui parviennent à pénétrer au sein du fil par le procédé de pré-imprégnation humide.

La figure 4.10.e montre que l'utilisation du polymère a entraîné le glissement des filaments en raison de sa faible adhérence avec la matrice, du fait de leurs caractéristiques hydrophobes, par opposition aux propriétés hydrophiles des matrices minérales. L'amélioration des propriétés en traction des éprouvettes pré-imprégnées par polymère (3F.PS.P), malgré ce problème de faible adhérence, peut être expliquée par la capacité du polymère à lier les filaments du fil formant une seule unité, ainsi, la charge peut être supportée par tous les filaments ensemble jusqu'à atteindre la limite d'adhérence du polymère et de la matrice. Ces résultats sont en accord avec la littérature [41].

La figure 4.12 présente des observations MEB des sections transversales polies des fils S, PH.K3 et PS.CSA au niveau de la zone centrale. Comme nous l'avons mentionné précédemment, les filaments internes du fil S sont libres (figure 4.12.a), ils ne participent alors pas au transfert de la force entre la matrice et les fils multi-filaments de verre. Cependant, peu d'espaces vides sont observés entre les filaments des fils PH.K3 et PS.CSA, ce qui a permis d'améliorer l'efficacité du renforcement des filaments internes (figure 4.12.b et figure 4.12.c). Il apparaît que la distribution des produits d'hydratation entre les filaments internes est plus homogène dans le composite PS.CSA en comparaison avec le composite PH.K3. Cela met en avant l'avantage de la méthode de pré-imprégnation par voie sèche qui assure une distribution uniforme de la poudre au sein du fil, contrairement à la méthode de pré-imprégnation humide non contrôlée, qui conduit à une distribution aléatoire des particules dans le fil.

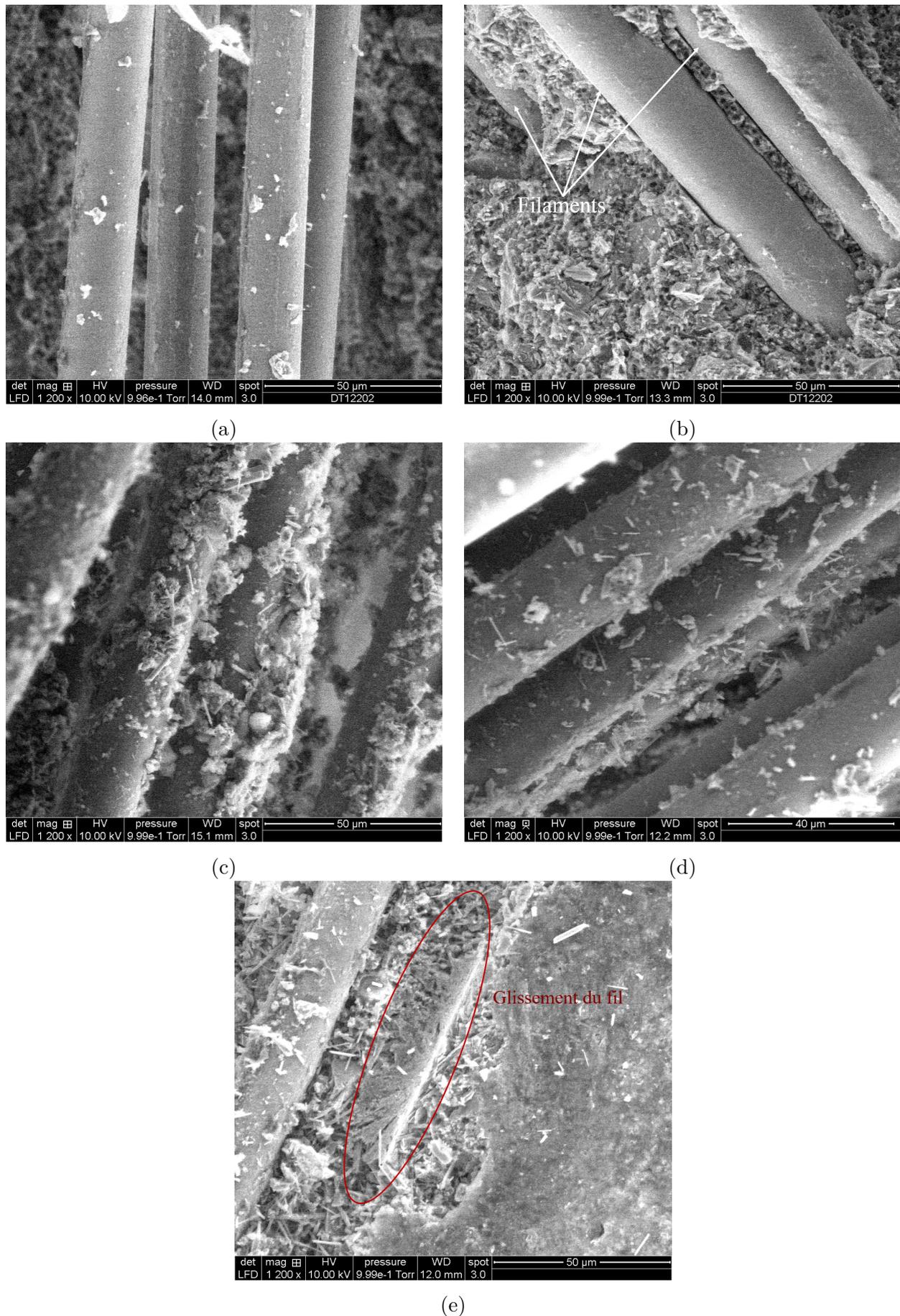


Figure 4.10 – Observations au MEB du composite 3F au niveau des filaments internes (a) S, (b) PH.K3, (c) PS.SAC, (d) PS.L et (e) PS.P ($\times 1200$)

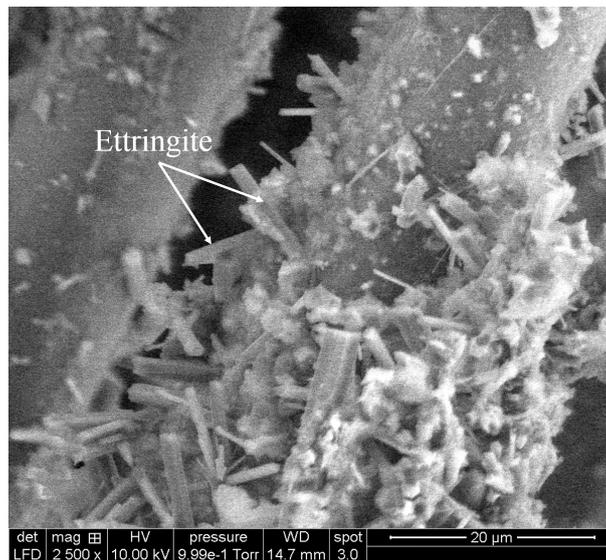


Figure 4.11 – Observations au MEB d'un filament interne du composite 3F.PS.CSA montrant l'hydratation de la poutre de pré-impregnation par voie sèche ($\times 2500$)

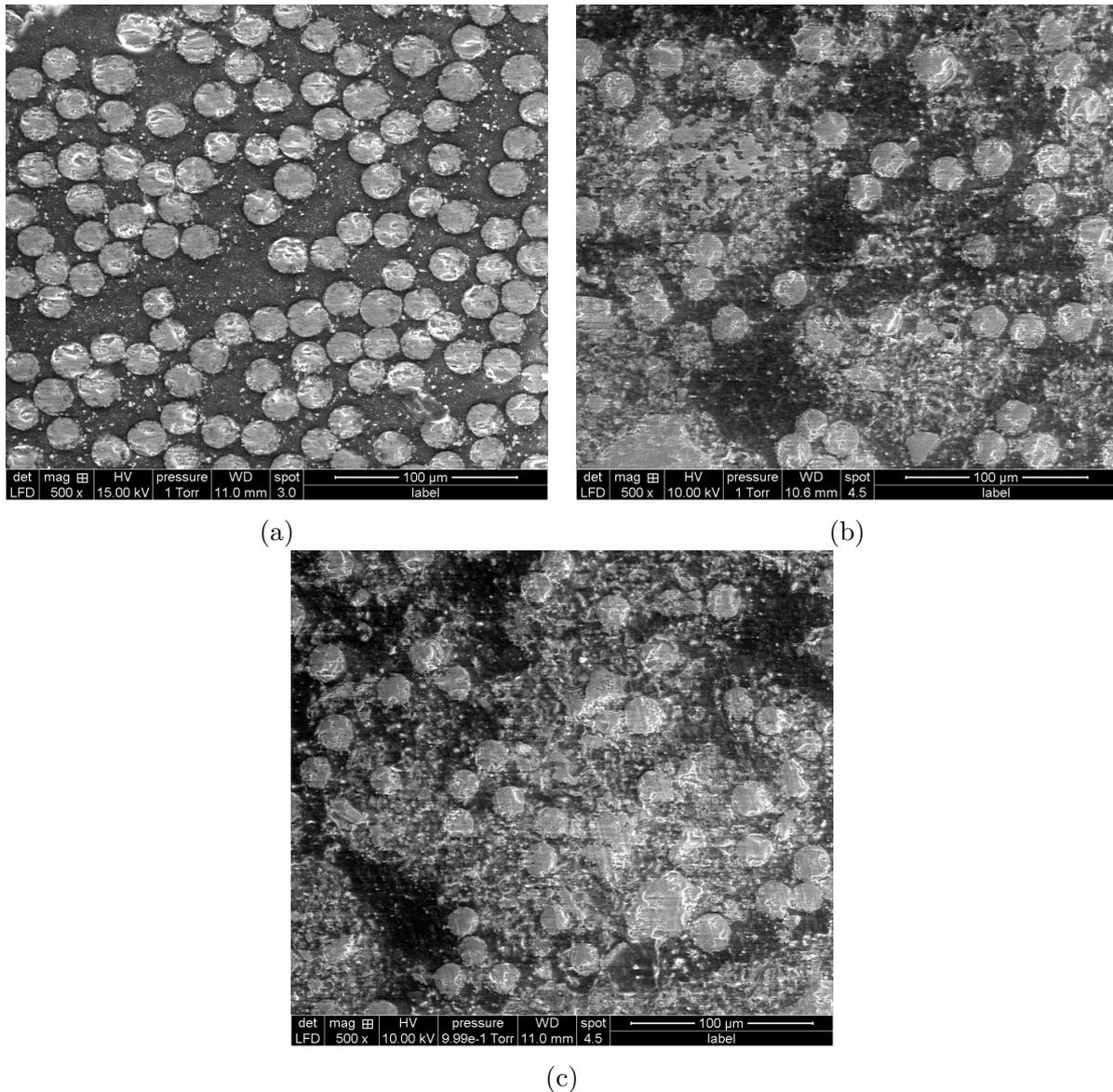


Figure 4.12 – Observations au MEB montrant les sections transversales polies des fils de verre au niveau de la zone centrale (a) S, (b) PH.K3 et (c) PS.CSA ($\times 500$)

4.4 Modélisation numérique

4.4.1 Introduction

Cette partie s'attache à décrire la modélisation de l'essai de traction sur les éprouvettes de composites fil-matrice (3F) dont les fils sont soit secs soit pré-imprégnés. Cette modélisation a pour but d'analyser les résultats expérimentaux et d'appréhender les phénomènes mis en avant expérimentalement. Elle permet également de déterminer des propriétés de l'éprouvette, à chaque étape de chargement, qui ne peuvent pas être obtenues expérimentalement à savoir les propriétés de la liaison fil-matrice et les états de contrainte et déformation sur toute la section de l'éprouvette.

Dans la littérature, deux approches ont été retenues pour modéliser le comportement en traction des matrices cimentaires renforcées de fils ou de textiles :

- i Une approche macroscopique qui considère le composite comme un matériau homogène dont la loi de comportement obtenue expérimentalement est introduite dans le modèle numérique. Par exemple, Smitha et al. [104], Colombo et al. [105] et Truong [106] ont modélisé le composite TRC comme un matériau homogène sans tenir compte explicitement des propriétés de la matrice et du renfort (la liaison entre les fibres et la matrice est supposée parfaite). Ils ont utilisé les lois de comportement élasto-plastique et élasto-plastique endommagée, en introduisant les valeurs de déformation et de contrainte obtenues par les essais de traction du composite ;
- ii Une approche microscopique qui considère le composite comme un matériau hétérogène (constitué d'une matrice et d'un renfort), dans laquelle les propriétés de la matrice, du renfort et de l'interface fil-matrice sont explicitement introduites. Dans la plupart des études basées sur cette approche [107, 108, 109, 110], le comportement à l'interface fil-matrice est représenté au moyen du modèle de zone cohésive avec une loi de traction-séparation prédéfinie ; le comportement de la matrice est décrit soit par une loi d'endommagement ou bien une loi adoucissante «contrainte de traction-ouverture de fissure» pour décrire le mécanisme de fissuration multiple.

Dans ces modèles deux modes de rupture de composites peuvent se produire en fonction de la longueur d'ancrage du renfort : une rupture en traction du renfort ou bien son arrachement de la matrice cimentaire.

Dans notre modèle, une approche microscopique a été retenue pour reproduire le comportement global et local du composite. Toutes les simulations ont été effectuées avec le logiciel Code_Aster Salome-Meca.

4.4.2 Géométrie et chargement

Pour modéliser les essais de façon précise et réaliste, l'éprouvette a été modélisée en trois dimensions en respectant sa géométrie réelle. Les conditions aux limites appliquées au modèle ont été choisies de façon à reproduire le mieux possible les conditions d'essais expérimentaux. Les surfaces de l'éprouvette en contact avec les talons sont bloquées en translation selon les trois directions (x, y et z) d'un côté. De l'autre côté, le chargement est appliqué, il est simulé par l'application d'un déplacement imposé selon z (qui correspond expérimentalement au déplace-

ment de la traverse). La figure 4.13 illustre la configuration basique utilisée dans les simulations numériques.

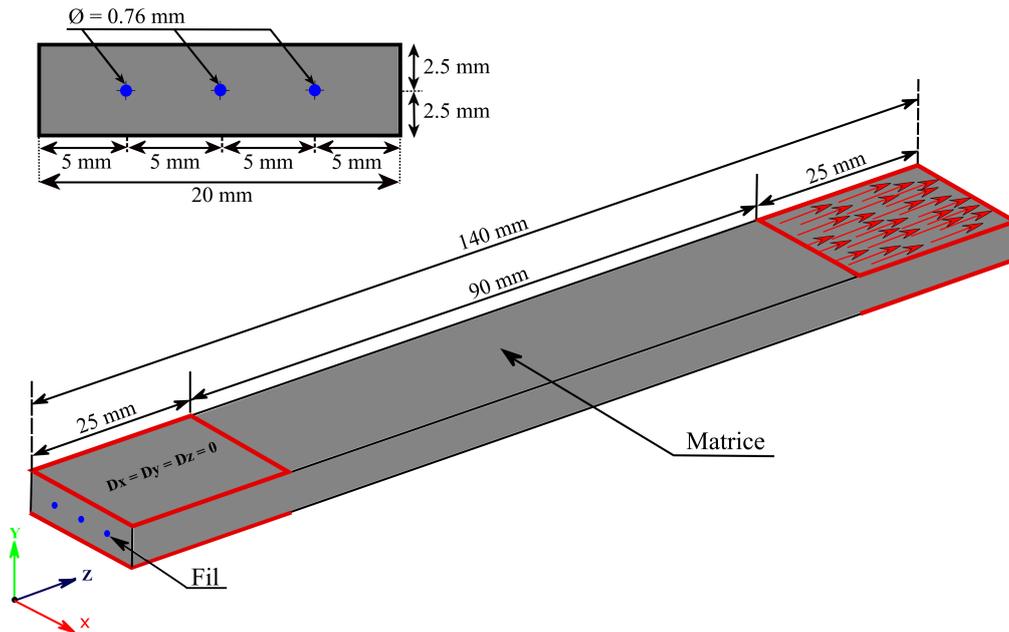


Figure 4.13 – Géométrie modélisée et conditions aux limites appliquées au modèle

4.4.3 Caractéristiques de modélisation

4.4.3.1 Matrice

En ce qui concerne la modélisation de la matrice minérale, généralement il existe deux types de modèle qui visent à décrire le processus de fissuration dans les matériaux fragiles :

- i Un modèle discret (modèle de zones cohésives) qui considère la fissure comme une interface le long de laquelle le champ de déplacement peut admettre des discontinuités, tout en continuant à transmettre les contraintes. La mise en œuvre de ce modèle dans le cadre de la méthode des éléments finis nécessite une définition préalable du trajet de fissuration ;
- ii Un modèle continu (modèle d'endommagement) qui simule le comportement global du matériau en traction sans tenir compte de l'ouverture explicite de fissures.

Dans notre cas, nous avons utilisé le modèle des zones cohésives pour simuler le comportement de la matrice. Des éléments finis de joint 3D de type pentaèdres à six nœuds ont été utilisés pour modéliser la fissure (figure 4.14.a). Une comparaison a été faite entre les deux lois cohésives CZM_EXP et CZM_LIN décrites précédemment (paragraphe ii). Les paramètres mécaniques pris en compte dans la modélisation de la matrice sont présentés dans le tableau 4.4. Les valeurs retenues du module d'Young E , du coefficient du Poisson ν et de la contrainte critique à la rupture σ_c sont celles trouvées expérimentalement par des essais de traction directe (tableau 2.12). Pour l'énergie de rupture de la matrice cimentaire G_c , nous avons pris une valeur de la littérature [111].

Dans le cas d'un composite non pré-imprégné, un seul plan de fissure a été préalablement défini à l'extrémité de l'éprouvette (en général, une seule fissure a été observée expérimentalement), et dans le cas d'un composite pré-imprégné, 7 plans de fissure ont été prédéfinis (7 correspond au nombre de fissures moyen observé dans le cas des fils pré-imprégnés, paragraphe

e). Notons que le nombre de fissures dans un composite peut être estimé sans avoir recours à des essais expérimentaux. Par exemple, dans le modèle ACK (Aveston, Cooper, Kelly) [68], qui décrit le comportement en traction d'un composite à matrice fragile et renfort continu, l'espace-ment moyen entre chaque fissure X , à la fin de la zone de multi-fissuration, peut être déterminé par la formule suivante :

$$X = 1.337 \frac{(1-f).r.\sigma_{um}}{f.2.\tau} \quad (4.1)$$

Avec f le taux de renfort, r le rayon du fil, σ_{um} la résistance ultime de la matrice et τ contrainte de cisaillement à l'interface fil-matrice. Par exemple, pour un composite 3F.PS.CSA, X est de l'ordre de 25 mm, donc le nombre de fissures est entre 4 et 5, ce qui est en accord avec l'expérimentation (cf. paragraphe 4.3.2.3 e)).

Tableau 4.4 – Paramètres utilisés pour la modélisation de la matrice cimentaire K3

E (GPa)	ν	σ_c (MPa)	G_c (N/mm)
5.92	0.18	3.07	0.1

4.4.3.2 Fil

Les fils de verre ont été modélisés par des cylindres dont la loi de comportement est identique à celle utilisée dans les essais d'arrachement (loi élastique avec $E = 60$ GPa et $\nu = 0.2$). Cela suppose que le mode de rupture de l'éprouvette ne correspond pas à une rupture en traction des fils de verre.

4.4.3.3 Interface

L'interface fil-matrice a été modélisée par des éléments finis de joint 3D de type hexaèdres à huit nœuds (figure 4.14.b). Nous rappelons que nous avons déjà déterminé les propriétés de la liaison fil-matrice par des simulations numériques des essais d'arrachement (paragraphe 3.4.2). Cela a été fait pour un fil sec et un fil pré-imprégné par voie sèche par le liant CSA. Or, cela n'était pas possible pour un fil pré-imprégné par voie humide car la rupture de l'éprouvette s'est produite au niveau de fil plutôt qu'à l'interface. Dans ces simulations numériques des essais d'arrachement, trois lois de comportement ont été utilisées pour décrire le comportement à l'interface (fil sec-matrice et fil pré-imprégné-matrice) : JOINT_BA, CZM_EXP et CZM_LIN. Parmi ces trois lois, c'est la loi CZM_EXP qui a été retenue pour les simulations numériques de l'essai de traction du composite car elle décrit le mieux le comportement d'adhérence, notamment la phase post-pic. Ses paramètres sont $\sigma_c = 1.5$ MPa et $G_c = 1$ N/mm dans le cas d'un fil sec, et $\sigma_c = 2.5$ MPa et $G_c = 1.2$ N/mm dans le cas d'un fil pré-imprégné.

L'utilisation de ces lois cohésives dans ce modèle nécessite l'utilisation de la méthode de pilotage du chargement détaillée précédemment au chapitre 3, afin d'assurer la convergence de l'algorithme.

4.4.4 Etude de maillage

Des tests de convergence ont été réalisés pour déterminer le maillage optimal. Pour cela, nous avons considéré cinq maillages pour lesquels on a fait décroître la taille des mailles des

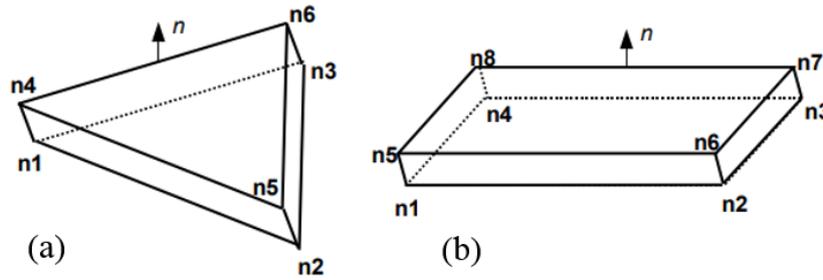


Figure 4.14 – Élément de joint 3D utilisé pour la modélisation de (a) la fissure et (b) l’interface avec la bonne numérotation locale

constituants de l’éprouvette (fils, matrice et interface fil-matrice). Le maillage le plus grossier est appelé maillage 0. Les caractéristiques des cinq maillages sont présentées sur le tableau 4.5.

Tableau 4.5 – Caractéristiques des cinq maillages considérés

		Maillage 0	Maillage 1	Maillage 2	Maillage 3	Maillage 4
Nombre de nœuds		6810	20490	39614	82530	159558
Nombre de mailles	Fils	1044	5104	10032	23316	45828
	Matrice	9628	29696	58368	127020	249660
	Interface	696	1392	2736	3132	6156

Les différents types de maillages étudiés ont été réalisés comme suit :

- D’abord, nous avons maillé un quart de la section de l’éprouvette sur le logiciel Gmsh (figure 4.15). Les fils et la matrice sont maillés en triangles à trois nœuds (TRIA3). La matrice est maillée de façon non uniforme avec un raffinement progressif à mesure que l’on s’approche de l’interface fil-matrice. L’interface quant à elle, est constituée d’un maillage structuré en quadrangles à quatre nœuds (QUAD4). Il est nécessaire que la taille de l’élément cohésif de cette interface soit du même ordre que celle des éléments non cohésifs environnants (fil et matrice).
- Ensuite, nous avons généré un maillage pour toute la section de l’éprouvette en effectuant des symétries planes à l’aide du mailleur du logiciel Salome-Méca.
- Enfin, nous avons extrudé la surface maillée par translation pour obtenir un maillage 3D (figure 4.16). Ainsi, le fil et la matrice sont maillées en pentaèdres à six nœuds (PENT6) tandis que l’interface est maillée en hexaèdres à huit nœuds (HEXA8).

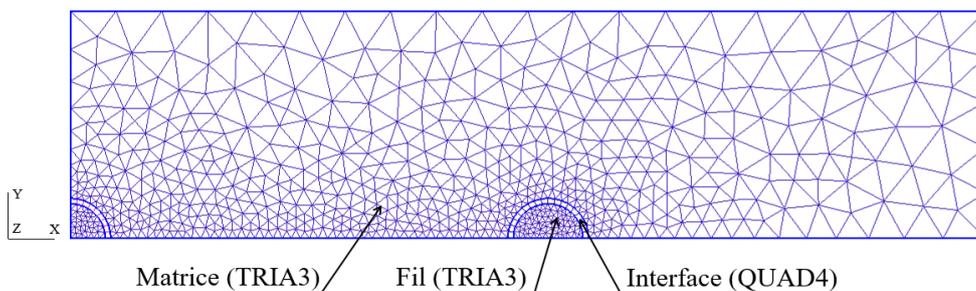


Figure 4.15 – Maillage généré sur un quart de la section de l’éprouvette à l’aide du Gmsh

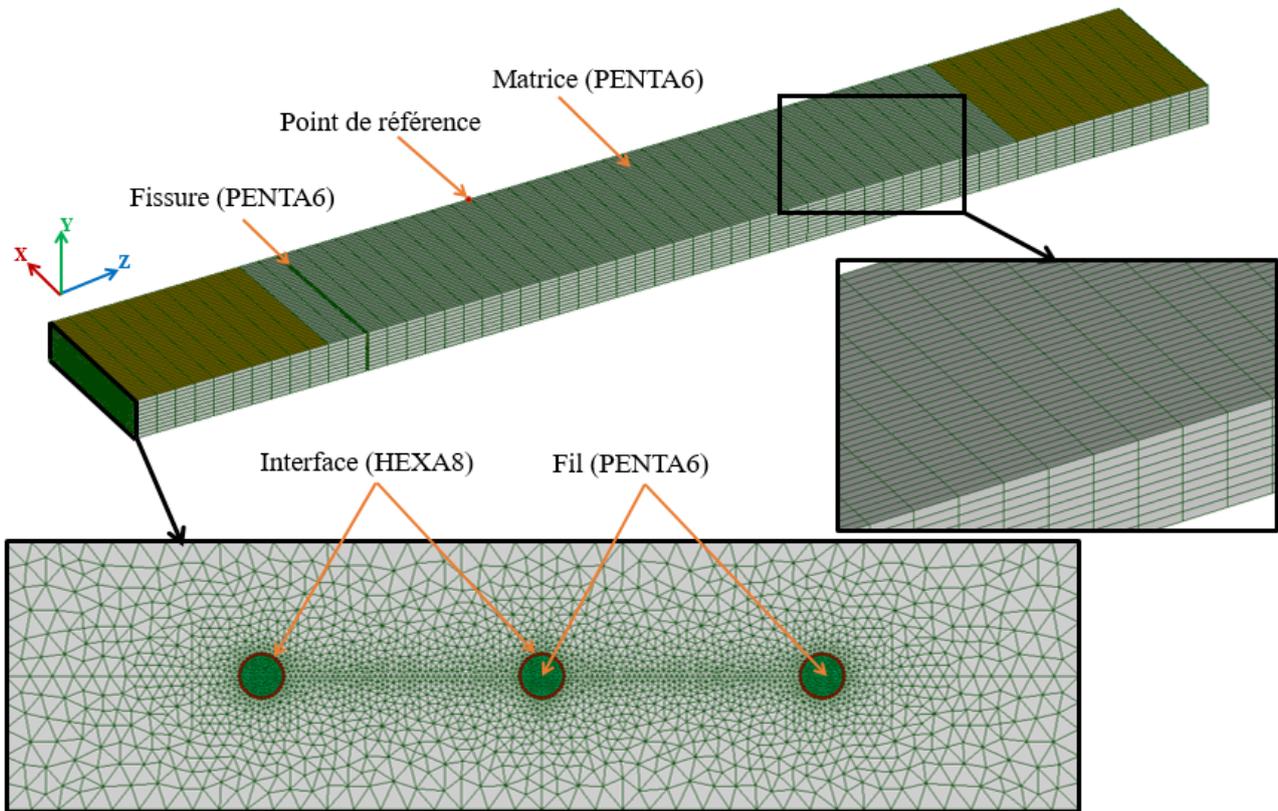


Figure 4.16 – Maillage volumique de l'éprouvette, cas d'un composite sec (maillage 3)

Sur la figure 4.17, nous comparons le comportement global d'un composite sec obtenu pour les cinq maillages étudiés. Nous constatons que le premier pic d'effort dépend de la taille des éléments. En effet, la valeur la plus petite est obtenue pour le maillage le plus grossier (maillage 0), et en raffinant le maillage, cette valeur augmente et se stabilise à partir du maillage 3. Cependant, la valeur du deuxième pic d'effort se stabilise à partir du maillage 1, et au-delà de ce pic, les cinq maillages conduisent à des réponses qui se superposent. Sur la figure 4.18, nous présentons l'évolution de l'erreur relative de la contrainte normale axiale σ_{zz} (correspondant à un déplacement de 0.075 mm) d'un point de référence (figure 4.16) en fonction du nombre de nœuds. Cette erreur a été calculée pour chaque maillage (i) en utilisant la formule suivante :

$$Erreur(i) = \left| \frac{\sigma_{zz}^4 - \sigma_{zz}^i}{\sigma_{zz}^4} \right| \times 100 \quad 0 \leq i \leq 4 \quad (4.2)$$

Avec σ_{zz}^i la contrainte normale, au plan de normale sortante \vec{z} du point de référence pour chaque maillage i, $0 \leq i \leq 4$

Nous constatons que l'erreur diminue quand on raffine le maillage et tend vers zéro à partir du maillage 3 (nombre de nœuds = 82 530). Ainsi, le maillage que nous avons retenu pour toutes les simulations numériques, que ce soit dans le cas d'un fil sec ou pré-imprégné, est le maillage 3.

4.4.5 Résultats de la modélisation

4.4.5.1 Comportement global

Les résultats expérimentaux des essais de traction sur les composites fil-matrice sont présentés dans le paragraphe 4.3.1 (figure 4.4) en termes de courbes effort-déplacement. Cependant, ce

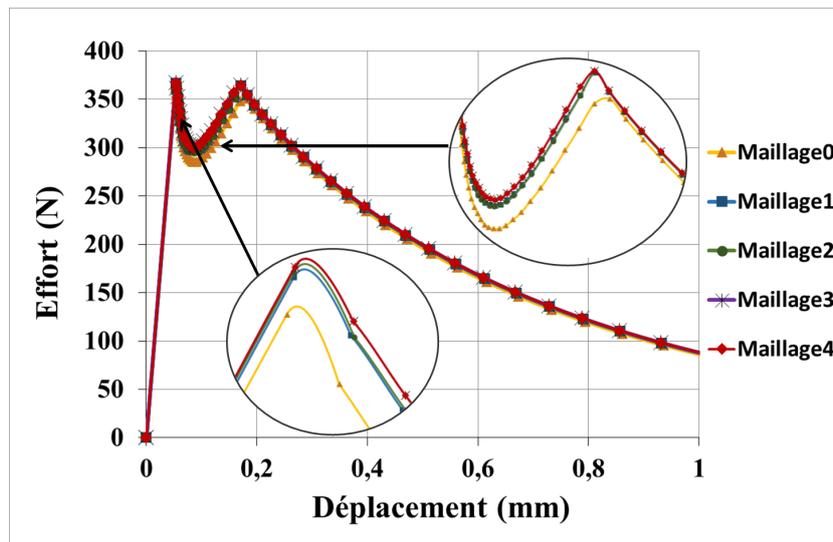


Figure 4.17 – Test de convergence : courbes force déplacement des différents maillages utilisés dans le cas d’un composite sec

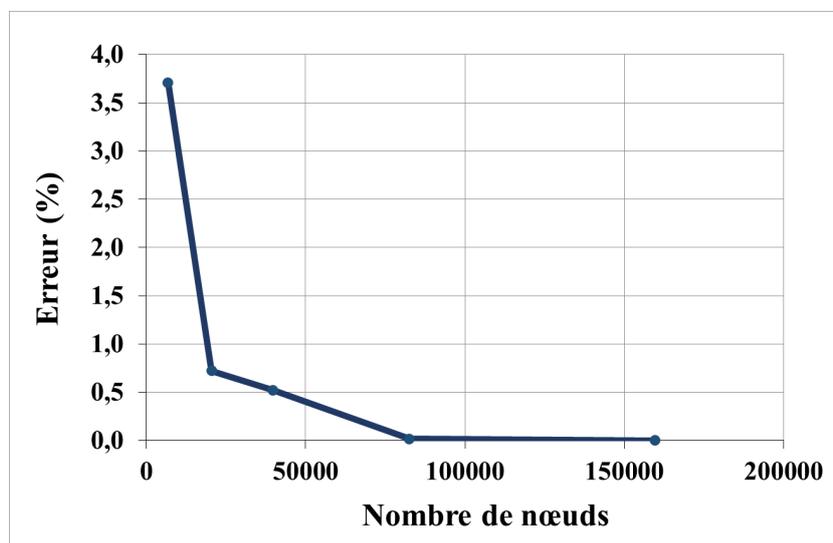


Figure 4.18 – Test de convergence : erreur relative de contrainte σ_{zz} en fonction du nombre de nœuds

déplacement, qui correspond au déplacement de la traverse de la machine, prend en compte la rigidité de la machine. Afin de prendre en considération seulement le déplacement de l’éprouvette dans les résultats expérimentaux et pouvoir ainsi les comparer avec les résultats numériques, les courbes expérimentales ont été corrigées suivant la procédure décrite en annexe D.

a) Composite sec

La figure 4.19 compare les courbes expérimentales corrigées avec les courbes numériques dans le cas d’un composite non pré-imprégné, et pour les deux modèles cohésifs décrivant la fissuration de la matrice (CZM_EXP et CZM_LIN).

Nous observons un accord satisfaisant entre les résultats expérimentaux et les simulations numériques. Les deux modèles ont pu reproduire de manière précise le comportement en traction d’un composite sec (3F.S). En effet, de façon similaire aux courbes expérimentales, les courbes numériques présentent d’abord un comportement linéaire, caractérisé par la résistance de la matrice et les fils de verre. Une fois la déformation ultime de la matrice atteinte dans une

section, généralement au voisinage des talons où il y a une concentration de contrainte, la fissure se produit et provoque une chute de l'effort. Ensuite, les fils reprennent l'effort dans cette section, et le transmettent dans la matrice, ce qui justifie la reprise de l'effort dans la courbe jusqu'au deuxième pic qui correspond à la résistance d'arrachement des trois fils dans la matrice (zone des talons). Comme nous l'avons expliqué précédemment, la présence d'une seule fissure est justifiée par la mauvaise adhérence fil-matrice, la résistance d'arrachement des fils est en effet atteinte avant qu'une autre section de la matrice atteigne sa résistance ultime pour qu'une autre fissure se développe.

L'effort qui entraîne la première fissure expérimentalement vaut 344 ± 24 N, est pour les modèles CZM_EXP et CZM_LIN, il vaut 367 N et 385 respectivement. L'effort d'arrachement des fils obtenu expérimentalement est de 339 ± 15 N alors que celui obtenu numériquement est légèrement surestimé pour les deux modèles, il vaut 362 N. Numériquement, nous avons pu reproduire la phase post-pic de la courbe qui correspond au glissement des fils dans la matrice. Il semblerait que le modèle CZM_EXP soit plus pertinent pour simuler le comportement du composite 3F.S en comparaison avec le modèle CZM_LIN, notamment dans la phase post fissure : chute de l'effort du premier pic et pente de la zone de reprise d'effort (figure 4.19).

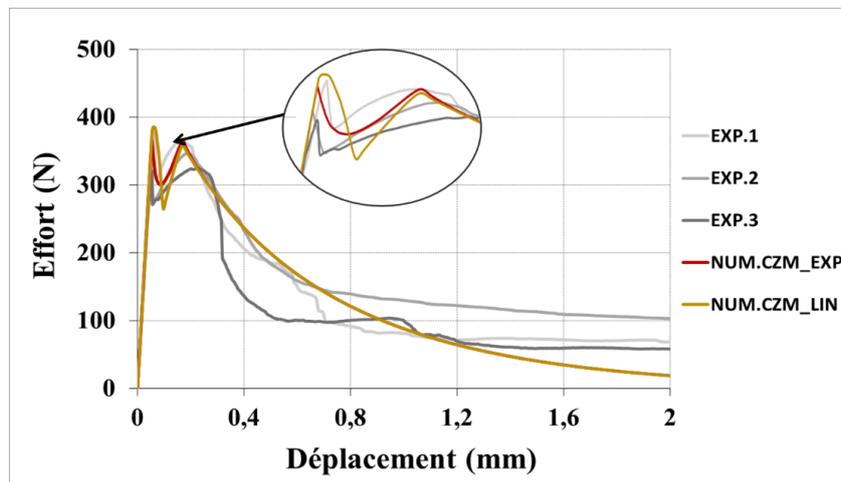


Figure 4.19 – Comparaison des courbes effort-déplacement obtenues expérimentalement et numériquement pour un composite sec (3F.S)

b) Composite pré-imprégné

La figure 4.20 présente une comparaison entre les résultats de la simulation numérique du comportement en traction d'un composite pré-imprégné obtenus par les deux modèles CZM_EXP et CZM_LIN et les courbes expérimentales corrigées d'un composite pré-imprégné par voie sèche avec des charges CSA.

Une bonne correspondance est observée au niveau du comportement global force-déplacement entre l'expérimental et le numérique notamment dans le cas de la loi CZM_EXP. Les deux modèles permettent de traduire le comportement multi-fissuré du composite pré-imprégné. En effet, les courbes numériques sont constituées de quatre zones différentes conformément aux courbes expérimentales

- (i) Une première zone linéaire caractérisée par une matrice non fissurée. Les deux courbes numériques montrent une bonne concordance en termes de rigidité par rapport à l'expérimental. De plus les écarts sur la résistance à la première fissure restent raisonnables, les

valeurs numériques des modèles CZM_EXP et CZM_LIN sont supérieures à la valeur expérimentale moyenne de 10% et 15% respectivement ;

- (ii) Une deuxième zone non linéaire caractérisée par la formation de multiples fissures dans la matrice. Ce processus de formation des fissures le long de l'éprouvette dépend fortement des paramètres de la loi décrivant l'adhérence fil-matrice d'une part et du type et des paramètres de la loi décrivant la fissure d'autre part. Lorsque la résistance en traction de la matrice est atteinte dans une section de l'éprouvette, la première fissure se produit en provoquant une chute d'effort, les fils permettent de ponter cette fissure en reprenant l'effort et en le redistribuant dans la matrice. Ainsi, l'effort augmente et une deuxième fissure se produit dans la section de l'éprouvette où la résistance ultime de la matrice est atteinte. La répétition de ce processus engendre la formation de plusieurs fissures. Dans notre cas, Le modèle CZM_EXP a pu reproduire cinq fissures dans la matrice conformément à ce que nous avons observé expérimentalement (figure 4.5.c). Ces fissures se traduisent dans la courbe force-déplacement par quatre chutes d'effort (la quatrième chute correspond à la formation simultanée de deux fissures). Cependant, le modèle CZM_LIN a pu reproduire seulement trois fissures caractérisées par une chute importante d'effort en comparaison avec la courbe CZM_EXP et les courbes expérimentales.
- (iii) Une troisième zone linéaire commençant quand la formation des fissures devient stable. Elle se caractérise par la reprise totale de l'effort par les fils seulement. La charge de ruine numérique des deux modèles est de l'ordre de 485 N. Elle est très proche de la valeur expérimentale qui vaut $475\text{N} \pm 19\text{N}$. La rigidité de cette zone est bien estimée par la loi CZM_EXP, mais surestimée par la loi CZM_LIN.
- (iv) Une quatrième zone, appelée phase post-pic, apparaît lorsque la résistance d'arrachement des trois fils dans la matrice est atteinte au niveau des talons. Elle se caractérise par la diminution de l'effort à cause du glissement des fils dans la matrice. Nous constatons que le modèle CZM_EXP décrit au mieux cette phase. Le modèle CZM_LIN présente en fait un déplacement important au niveau de cette zone. Cela est expliqué par le mode de rupture de l'éprouvette qui correspond au glissement des fils dans les deux zones des talons (figure 4.24.b) plutôt que dans une seule zone, comme dans le cas du modèle CZM_EXP (figure 4.24.a) ou bien dans le cas de l'expérimental (figure 4.5.c).

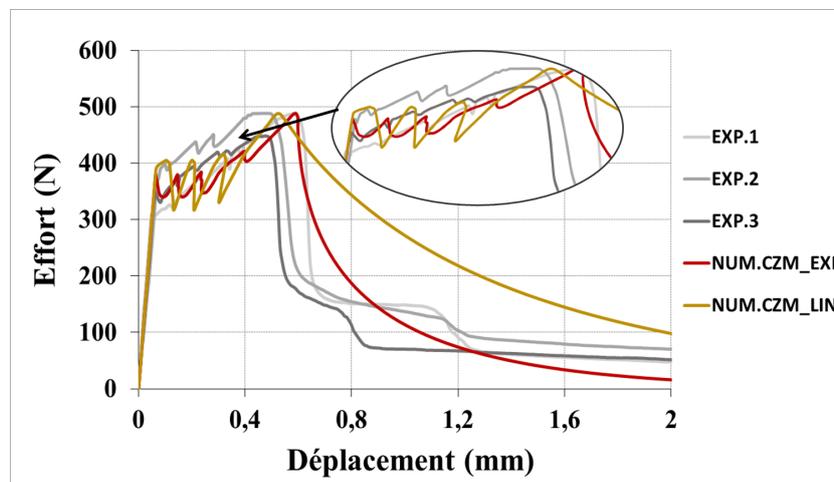


Figure 4.20 – Comparaison des courbes effort-déplacement obtenues expérimentalement et numériquement pour un composite pré-imprégné (3F.PS.CSA)

4.4.5.2 Mode de ruine

a) Composite sec

Dans le cas d'un composite sec, les deux modèles numériques CZM_EXP et CZM_LIN ont bien reproduit le mode de ruine observé expérimentalement, qui correspond au glissement des fils dans la matrice au voisinage de la fissure (figure 4.21). La figure 4.22 présente la distribution de la variable d'endommagement D dans les éléments joints, représentant l'interface fil-matrice et la fissure, pour quatre instants de calcul i_1, i_2, i_3 et i_4 . Nous constatons que la phase linéaire se caractérise par une interface non endommagée, et que l'endommagement s'initie à l'instant i_2 , instant de l'apparition de la fissure. Au fur et à mesure du chargement, l'endommagement se propage à l'interface fil-matrice de part et d'autre de la fissure. A l'instant i_4 , l'interface fil-matrice dans le côté court (zone des talons) est complètement endommagée, ce qui conduit au glissement des fils dans cette zone.

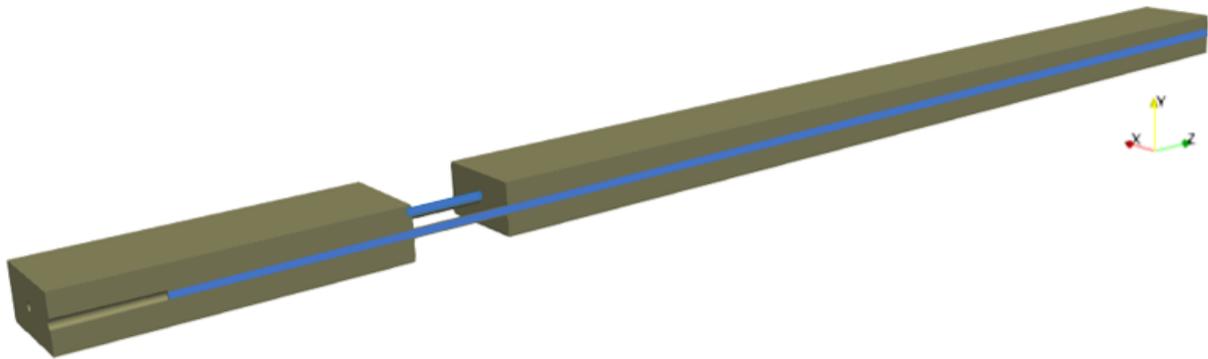


Figure 4.21 – Coupe longitudinale illustrant le mode de rupture d'un composite sec modélisé avec 1 plan de fissure (déformée $\times 10$)

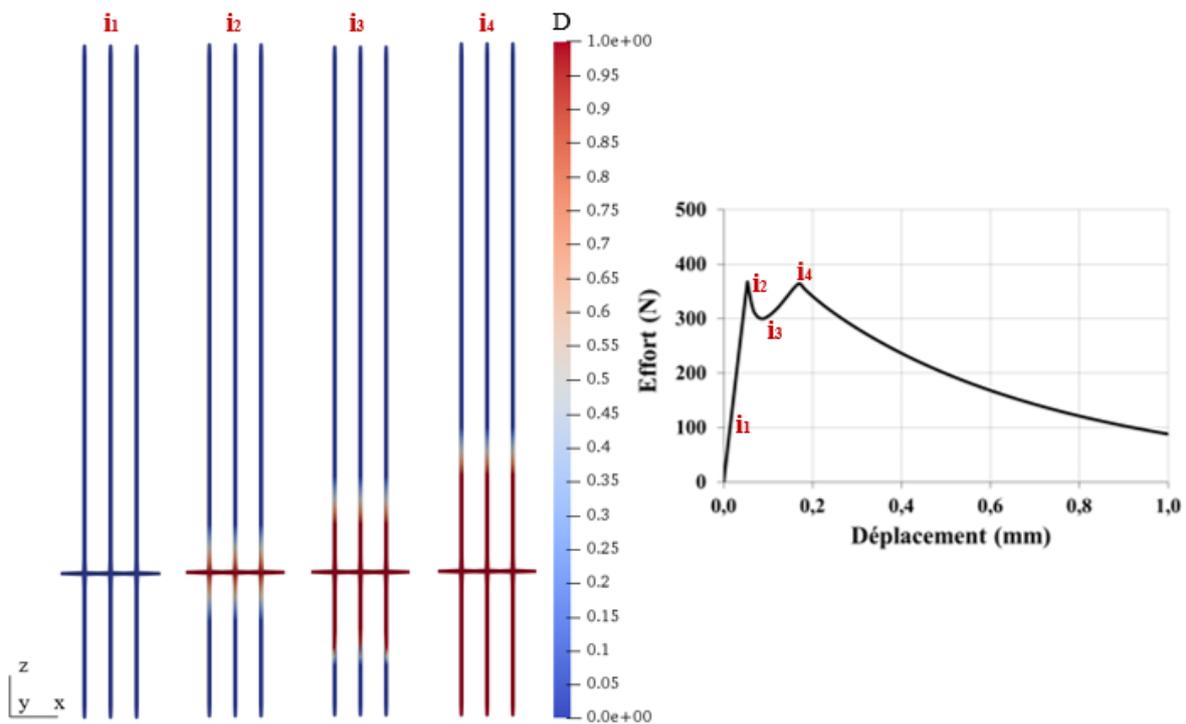


Figure 4.22 – Distribution de l'endommagement D à l'interface fil-matrice au voisinage de la fissure aux instants i_1, i_2, i_3 et i_4 ; $D = 0$ matériau sain et $D = 1$ matériau endommagé

Nous rappelons que, dans cette modélisation du comportement en traction du composite sec, nous avons imposé la production d'une seule fissure dans le matériau en se basant sur les résultats expérimentaux. Nous n'avons en fait pas évalué le pouvoir prédictif du modèle par rapport au nombre de fissures. Pour le faire, une autre simulation a été réalisée sur une éprouvette qui dispose de 7 plans de fissures, cela suppose que 7 fissures puissent se produire en appliquant le chargement. Les résultats montrent que le modèle numérique est capable de reproduire le nombre exact de fissures observé expérimentalement : une seule fissure s'est développée au voisinage des talons suivi de l'arrachement des fils (figure 4.23). En conclusion, pour s'assurer que le modèle prédit de façon correcte le comportement du composite, il faut introduire un nombre de plans de fissure sécuritaire, i. e, supérieur au nombre de fissures qui pourrait se produire en réalité. Ce dernier peut être estimé par le modèle ACK décrit précédemment.

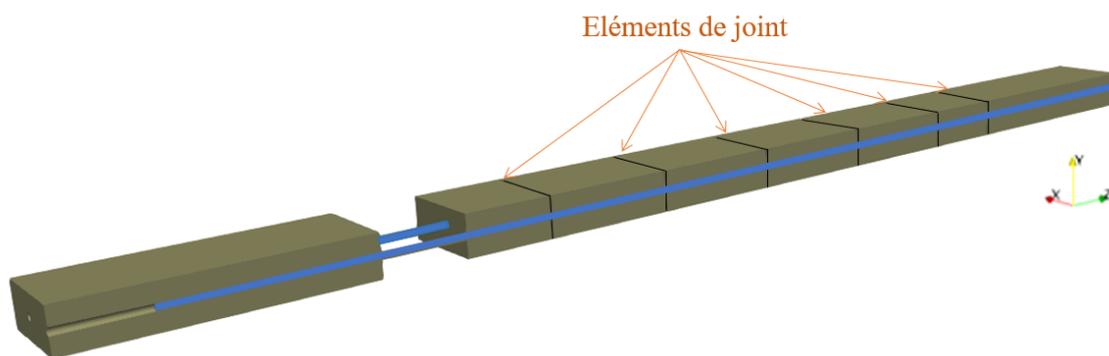


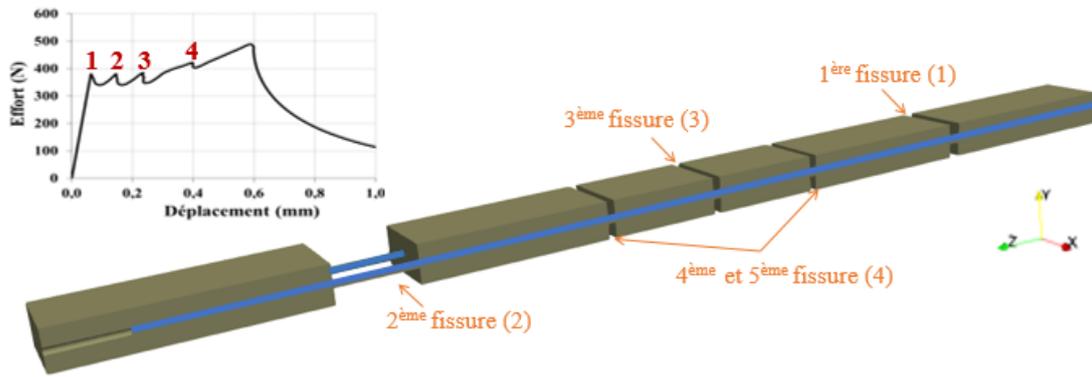
Figure 4.23 – Coupe longitudinale illustrant le mode de rupture d'un composite sec modélisé avec 7 plans de fissure (déformée $\times 10$)

b) Composite pré-imprégné

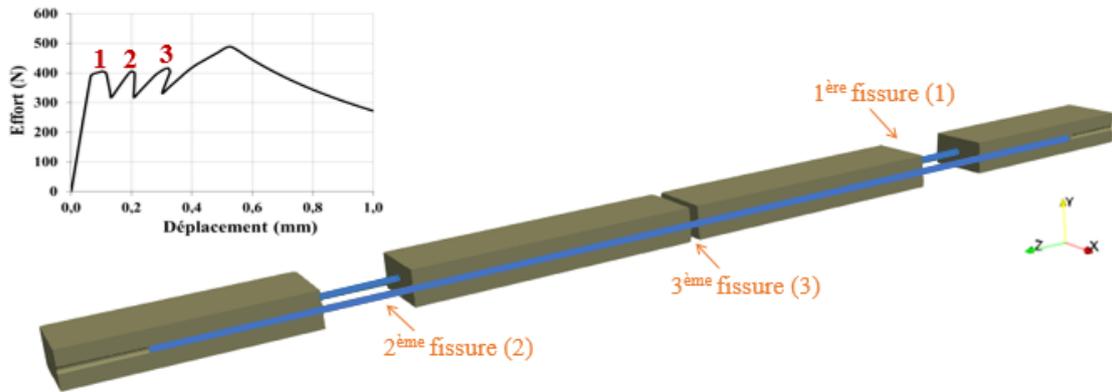
Dans le cas d'un composite pré-imprégné, le modèle CZM_EXP montre un bon accord du mode de ruine avec l'expérimental (cas du composite 3F.PS.CSA), contrairement au modèle CZM_LIN. En effet, la simulation numérique avec la loi CZM_EXP a permis de traduire un mode de rupture d'arrachement des fils au niveau d'une seule zone de talon (figure 4.24.a). De plus, il semblerait que le nombre de fissures obtenu par ce modèle est de l'ordre de celui obtenu par l'expérimentation (entre 5 et 6). Cependant, le modèle CZM_LIN a reproduit un mode de ruine différent, correspondant au glissement des fils au niveau des deux zones de talon, avec un nombre de fissures sous-estimée, trois fissures seulement sont apparues (figure 4.24.b). Il en résulte que le modèle CZM_EXP décrit mieux le comportement en traction d'un composite pré-imprégné en comparaison avec le modèle CZM_LIN. Dans ce qui suit, nous nous intéressons seulement au modèle CZM_EXP.

La figure 4.25 présente les profils d'endommagement D à l'interface fil-matrice pour six instants de calculs i_1, i_2, i_3, i_4, i_5 et i_6 . Comme cela était attendu, l'endommagement à l'interface se développe dès l'apparition de la première fissure, il se propage ensuite au voisinage de cette fissure vers le haut et le bas et se stabilise une fois qu'une deuxième fissure apparait, où l'endommagement se développe encore une fois au voisinage de cette fissure. Ce processus d'évolution d'endommagement à l'interface se répète au fur et à mesure de l'apparition de nouvelles fissures. Lorsque la formation de fissure devient stable (à partir de l'instant i_5), l'endommagement continue à se propager au niveau des talons par effet d'arrachement. Le glissement des

fil s'initie dès que l'interface d'une zone de talon est entièrement endommagée (i_6).



(a)



(b)

Figure 4.24 – Coupe longitudinale illustrant le mode de rupture d'un composite pré-impregné dans le cas du modèle (a) CZM_EXP et (b) CZM_LIN (déformée $\times 20$)

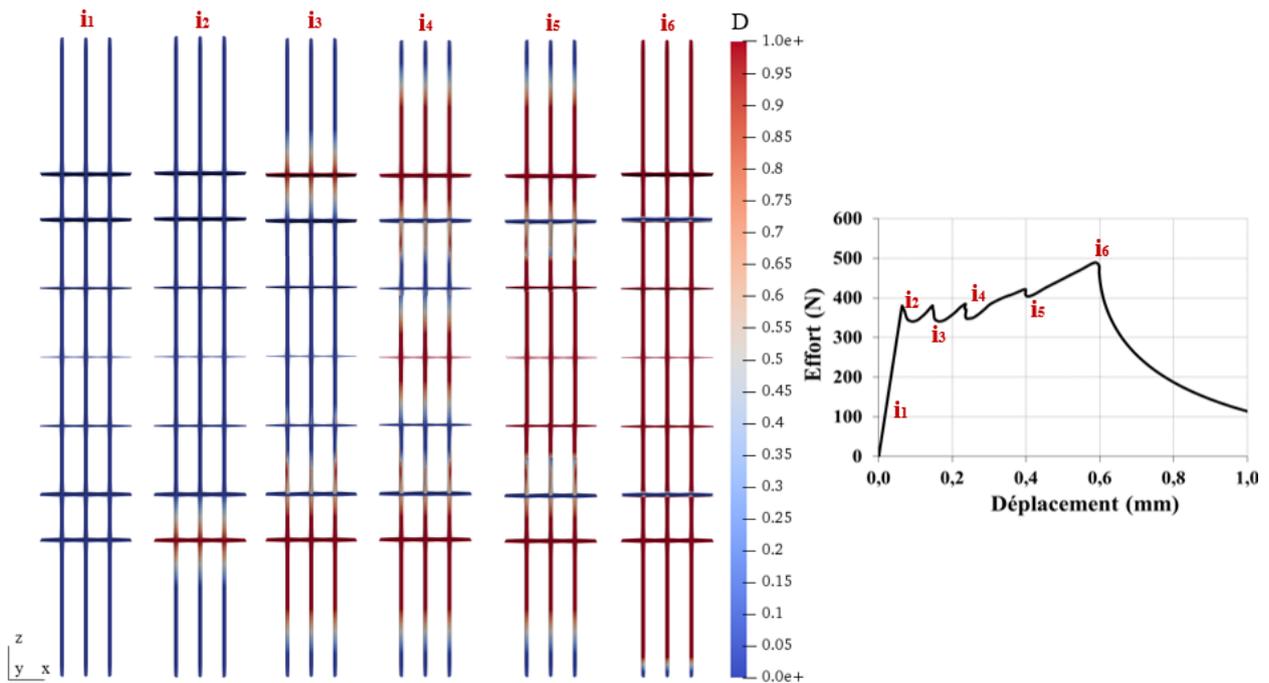


Figure 4.25 – Distribution de l'endommagement D à l'interface fil-matrice aux instants i_1 , i_2 , i_3 , i_4 , i_5 et i_6 (modèle CZM_EXP)

En faisant l'hypothèse que la pré-impregnation du fil permet de faire travailler tous les filaments constituant le fil, une étude paramétrique a été menée pour évaluer la longueur minimale de serrage, c'est à dire la longueur des talons collée sur l'éprouvette, permettant d'éviter le mode de rupture par arrachement et avoir ainsi une rupture des fils en traction. Pour cela, plusieurs simulations ont été réalisées en augmentant progressivement cette longueur de serrage (la valeur initiale étant de 25 mm). L'effort maximal d'arrachement a été calculé jusqu'à atteindre l'effort maximal en traction des trois fils, qui vaut 1350 N (cf. paragraphe 2.2.3.4.b)). Les résultats des simulations, résumés sur la figure 4.26, recommandent une longueur minimale de 85 mm pour assurer l'ancrage des fils dans la matrice. L'évaluation de cette longueur est importante pour une étude précise des caractéristiques mécaniques des composites (résistance ultime et ductilité).

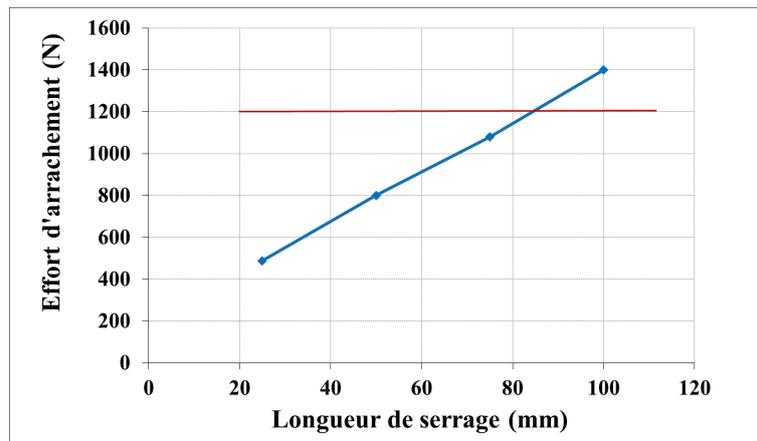


Figure 4.26 – Evolution de l'effort d'arrachement en fonction de la longueur de serrage de l'éprouvette

4.4.5.3 Comportement local

Nous considérons que le modèle avec la loi cohésive CZM_EXP est validé pour les deux types de composite et nous allons donc présenter et analyser en détails les résultats obtenus. La distribution de la déformation et la contrainte sur le fil et la matrice ainsi que la distribution de la contrainte à l'interface fil-matrice seront exposées pour des pas de chargement distincts. Sur la figure 4.27, qui présente une coupe longitudinale centrale de l'éprouvette, nous repérons les lignes de la matrice, du fil et d'interface, où les résultats numériques seront exploités.

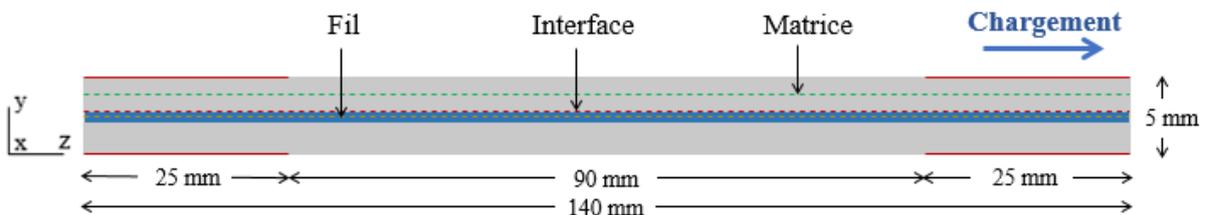


Figure 4.27 – Repérage des lignes où les résultats numériques sont exploités

a) Déformation du composite

La figure 4.28 présente la distribution de la déformation ϵ_{zz} le long du fil et de la matrice à quatre instants de calculs (i_1 , i_2 , i_3 et i_4) dans le cas d'un composite sec.

Les résultats montrent que dans la phase linéaire (figure 4.28.a), la matrice et le fil présentent les mêmes déformations. Cela est en accord avec la littérature qui suppose que, dans la zone non fissurée d'un composite (zone linéaire), la liaison renfort-matrice est parfaite et donc la loi de mélange peut être appliquée [112]. Cependant, une fois que la fissure a eu lieu, l'effort supporté à l'origine par la matrice est entièrement repris par le fil au niveau de cette fissure, ce qui explique l'augmentation brutale de la déformation du fil accompagnée de la diminution de la déformation de la matrice (figure 4.28.b). Nous constatons qu'au voisinage de la fissure, le fil s'allonge alors que la matrice rétrécit, cela engendre un endommagement à l'interface (perte d'adhérence et glissement) le long d'une certaine longueur, appelée dans la littérature longueur de décollement δ (debonded length) [113], [112]. Le long de cette longueur δ , le fil transmet la charge à la matrice et au-delà de celle-ci les déformations du fil et de la matrice coïncident, l'interface fil-matrice est alors considérée parfaite. Par la suite, cette distribution de déformation augmente au cours du chargement jusqu'à la force de ruine (figure 4.28.c), à partir de laquelle les déformations le long des fils et de la matrice commencent à diminuer à cause de glissement des trois fils dans la zone des talons (figure 4.28.d).

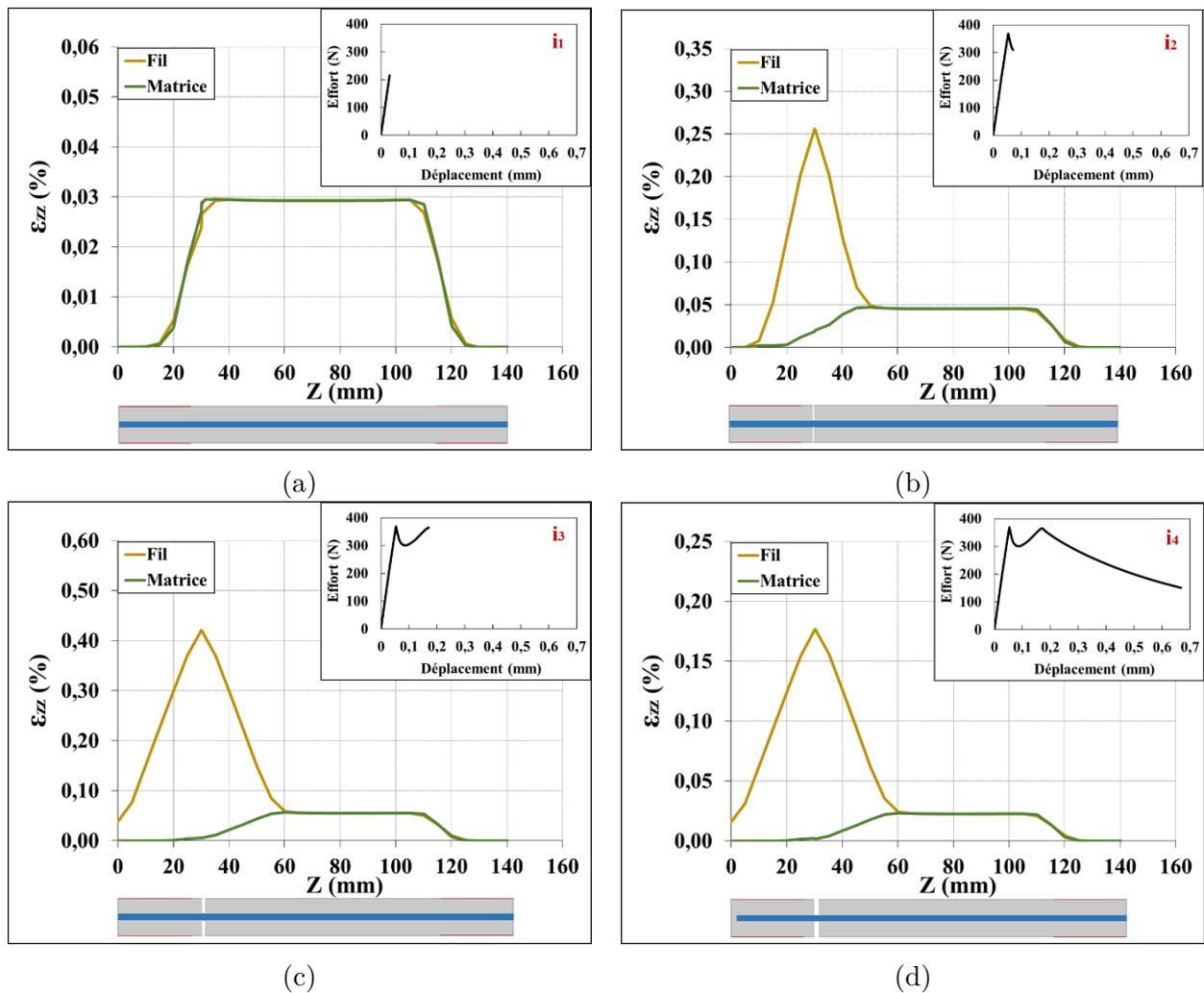


Figure 4.28 – Evolution de la distribution de la déformation ϵ_{zz} le long du fil et de la matrice au cours du chargement pour un composite sec

La figure 4.29 montre la distribution de la déformation ϵ_{zz} le long du fil et de la matrice à différents instants de calculs ($i_1, i_2, i_3, i_4, i_5, i_6$ et i_7) dans le cas d'un composite pré-imprégné.

Pour les instants i_1 et i_2 , le comportement est similaire à celui d'un composite sec, caractérisé

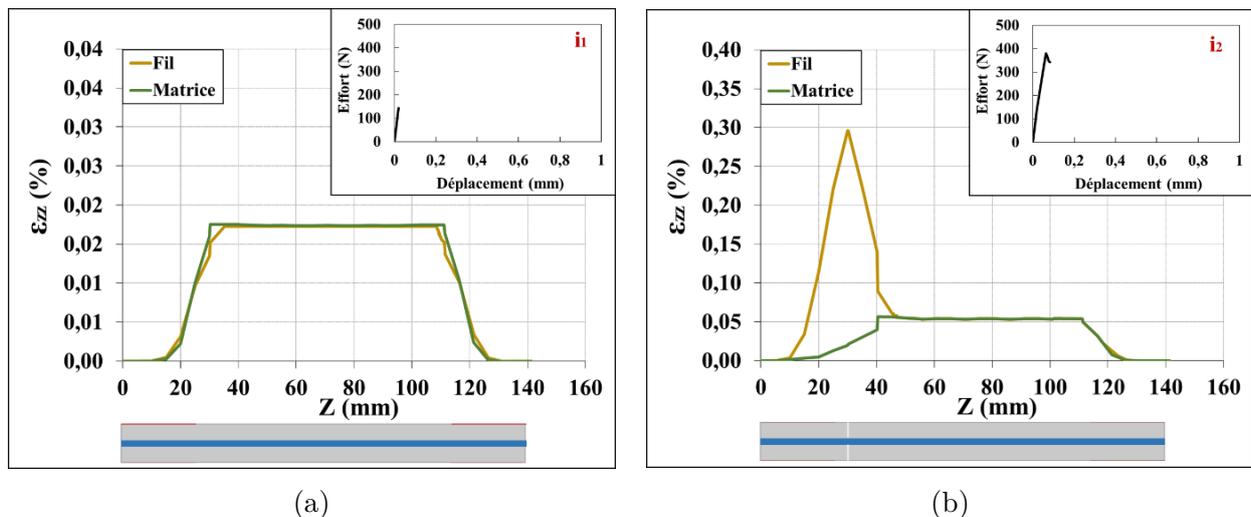
par une déformation de matrice identique à celle du fil dans la phase linéaire (figure 4.29.a) puis par l'apparition d'un pic de déformation, associé au fil et lié au développement de la première fissure (figure 4.29.b).

À l'instant i_3 (figure 4.29.c), une deuxième fissure a eu lieu conduisant à l'apparition d'un deuxième pic de déformation du fil et à l'endommagement de l'interface le long de la longueur δ . Ce processus se répète jusqu'à la formation des toutes les fissures (figure 4.29.d et figure 4.29.e). Nous constatons que la déformation de la matrice reste toujours inférieure à sa déformation ultime le long de la longueur de décollement δ , des deux côtés de la fissure. Ce qui explique pourquoi les fissures ne se développent que dans les zones supérieures à la distance δ des deux côtés de la fissure. Cela concorde avec la littérature [112], [113], qui souligne que tant que la distance entre deux fissures adjacentes est supérieure à 2δ , une nouvelle fissure pourrait se développer. De plus dans le cas de chevauchement des longueurs δ de deux fissures adjacentes (comme dans le cas du passage de l'instant i_4 à l'instant i_5), la déformation de la matrice entre ces deux fissures ne peut jamais atteindre sa limite, ce qui rend impossible la formation d'une nouvelle fissure dans cette zone. Ainsi, à la fin de la zone de multi-fissuration, les distances entre les fissures sont plus grandes que δ et plus petites que 2δ .

Une fois que toutes les fissures sont produites, l'effort est quasiment repris par le fil. La déformation du fil augmente au cours du chargement jusqu'à l'effort ultime (figure 4.29.f). Enfin, les fils glissent dans la zone avoisinant la fissure périphérique ce qui explique la diminution de leur déformation (figure 4.29.g).

La longueur δ de part et d'autre de la première fissure dans le cas d'un composite pré-impregné est de 20 mm (figure 4.29.c), elle plus petite que celle d'un fil sec qui vaut 30 mm (figure 4.28.c). Cela met en lumière l'effet de la pré-impregnation. En effet, plus l'adhérence fil-matrice est importante plus la longueur nécessaire pour transférer l'effort du fil à la matrice est réduite.

Comme nous l'avons mentionné précédemment, ce processus de formation multiple des fissures n'a pas été observé en cas d'un fil sec car, après le développement de la première fissure, le composite a atteint la résistance d'arrachement des trois fils avant que la matrice dans la zone $z > \delta$ atteigne sa résistance ultime.



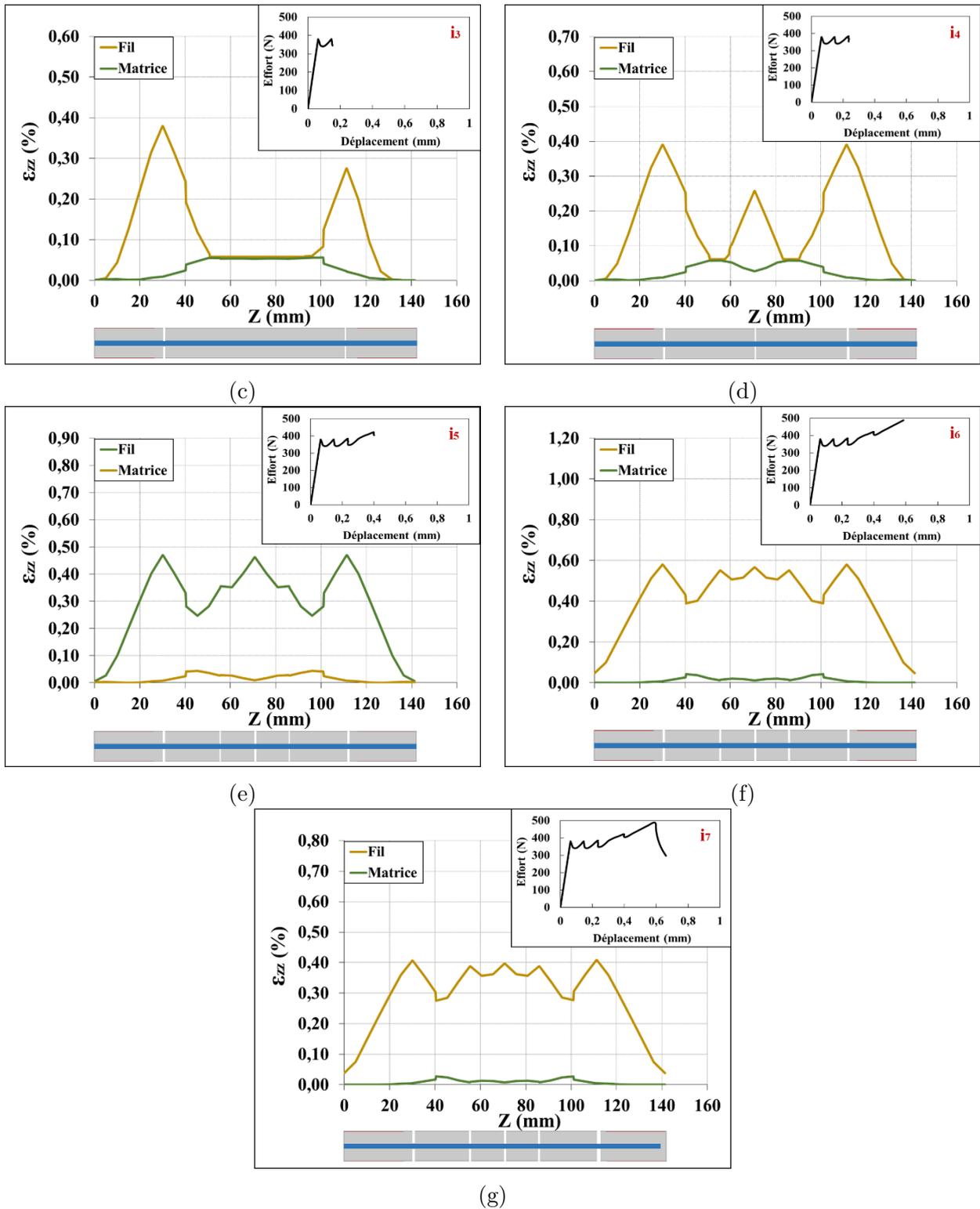


Figure 4.29 – Evolution de la distribution de la déformation ϵ_{zz} le long du fil et de la matrice au cours du chargement pour un composite pré-impregné

b) Analyse de contrainte

La figure 4.30 illustre la distribution de la contrainte axiale σ_{zz} le long du fil et de la matrice et la contrainte de cisaillement σ_{yz} à l'interface, pour les quatre instants de calcul i_1 , i_2 , i_3 et i_4 montrés précédemment et dans le cas d'un composite sec.

Au cours du chargement, l'évolution de la contrainte σ_{zz} suit la même tendance que celle

de la déformation ϵ_{zz} , que ce soit le long du fil ou bien le long de la matrice. La distribution de σ_{zz} le long du fil et de la matrice est en effet uniforme dans la phase linéaire. Cependant, dès l'apparition de la première fissure, une augmentation brutale de la contrainte dans le fil au niveau de la zone de fissuration et observée, accompagnée de la diminution de la contrainte dans la matrice au niveau de cette zone. La contrainte tangentielle σ_{yz} est nulle le long de l'interface à l'instant i_1 , si nous ne prenons pas en considération les deux pics à l'extrémité de l'éprouvette liés aux conditions de chargement. Cela était attendu puisque le fil et la matrice présentent les mêmes déformations dans la phase non fissurée.

A l'instant i_2 , instant d'apparition de la première fissure, une contrainte tangentielle, de l'ordre de ± 1.4 MPa, s'est développée le long d'une distance de $\pm\delta$ à partir de la section de la fissure. En dehors de cette zone, la contrainte reste nulle. Cela confirme ce que nous avons expliqué précédemment : l'apparition d'une fissure s'accompagne toujours de l'endommagement de l'interface le long de la longueur δ , de part et d'autre de la fissure.

Avec l'augmentation du chargement (instant i_3), la longueur δ augmente, ainsi, la contrainte σ_{yz} évolue le long de cette longueur, sa valeur reste relativement constante. Cette tendance de variation de la contrainte tangentielle le long de l'interface fil-matrice a été également montré dans le travail d'Ahn et al. [112].

Enfin, dans la phase post pic (instant i_4), la contrainte tangentielle diminue à cause du glissement des fils dans la matrice.

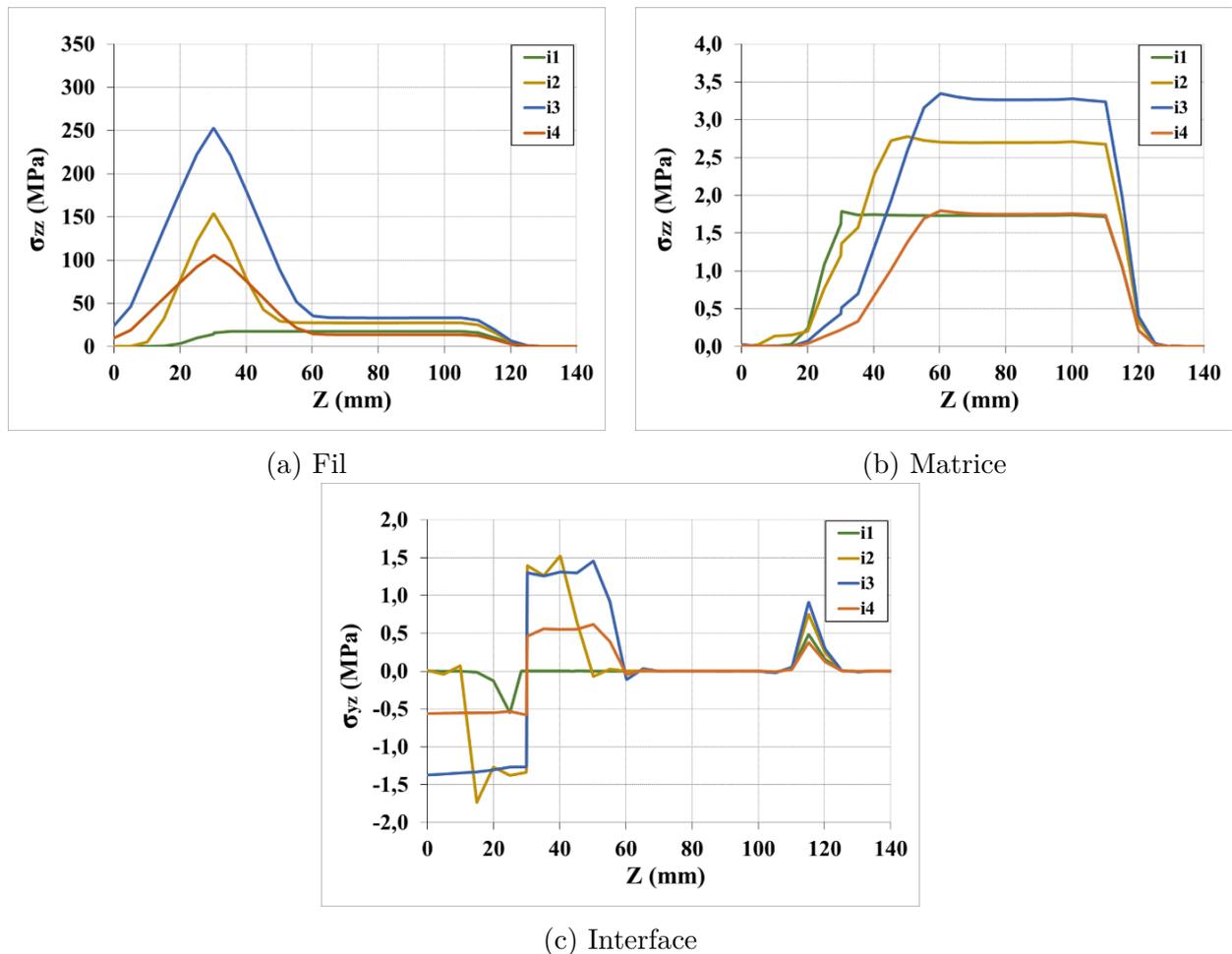


Figure 4.30 – Evolution de la distribution de la contrainte le long (a) du fil, (b) de la matrice et (c) de l'interface au cours du chargement pour un composite sec

Dans le cas d'un fil pré-impregné, les distributions de la contrainte axiale σ_{zz} le long du fil et de la matrice et la contrainte de cisaillement σ_{yz} à l'interface, pour les sept instants de calcul $i_1, i_2, i_3, i_4, i_5, i_6$ et i_7 étudiés précédemment sont présentées sur la figure 4.31.

Il ressort de cette figure (a et b) des tendances de variation de σ_{zz} similaires à celles de la déformation ϵ_{zz} . Elles sont caractérisées par l'apparition des concentrations de contraintes aux zones de développement des fissures dans le cas de fil (a), et par des chutes de contrainte au niveau de ces zones dans le cas de la matrice (b). De façon similaire au composite sec, les valeurs de la contrainte tangentielle σ_{yz} à l'interface (c) pour le composite pré-impregné sont nulles dans la phase pré-fissuration (i_1).

Lorsqu'une fissure apparaît (i_2), cette contrainte prend une valeur quasi-constante le long de la zone $\pm\delta$ et reste nulle en dehors de cette zone. Ce processus se répète à chaque fois qu'une nouvelle fissure se développe (i_3, i_4 et i_5). Ainsi, dans la phase post-fissuration (i_6 et i_7), toute l'interface fil-matrice se trouve endommagée car le processus de formation des fissures est dans un état de saturation. Par conséquent, toute la longueur de l'interface présente une contrainte σ_{yz} non nulle de l'ordre de ± 1.5 MPa, valeur positive dans la zone $+\delta$ et négative dans la zone $-\delta$.

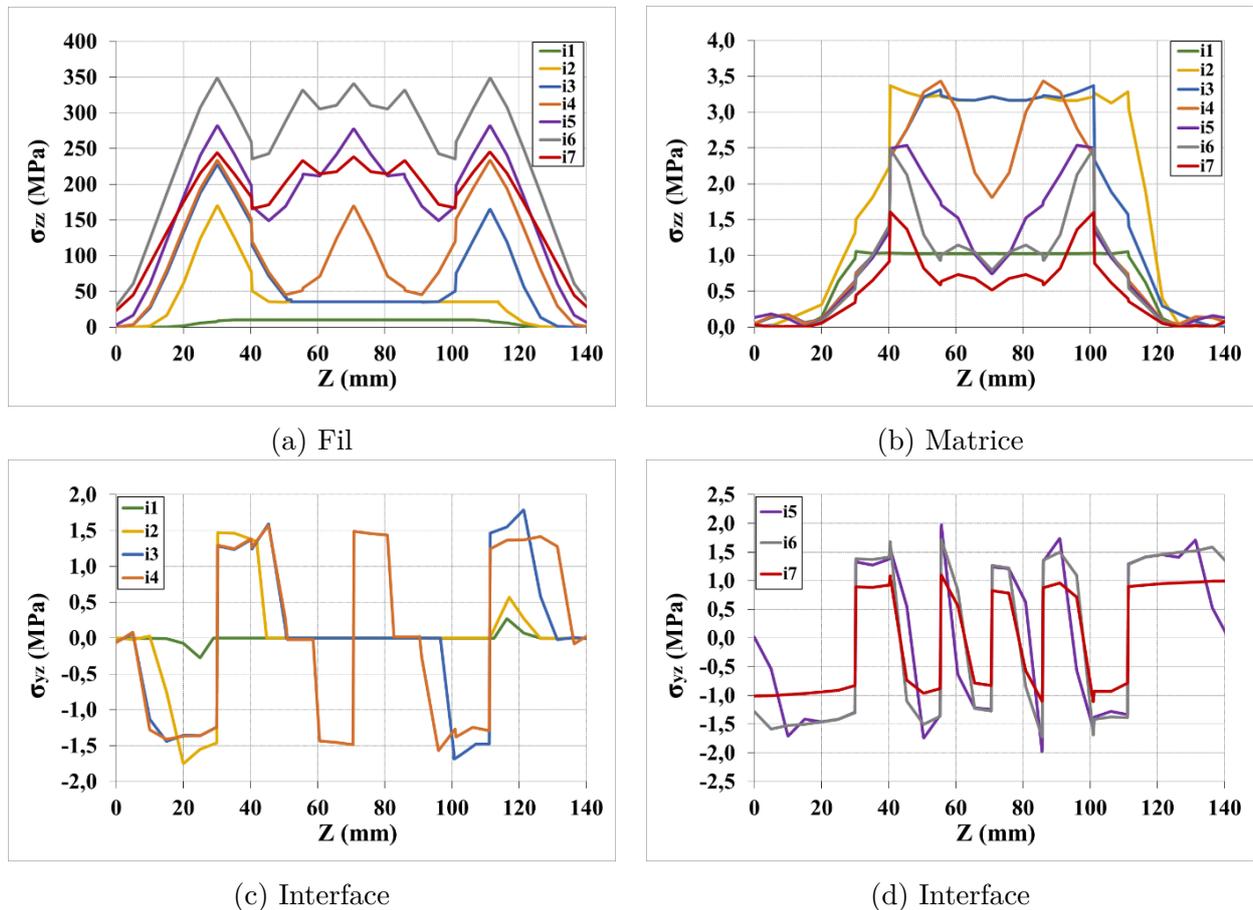


Figure 4.31 – Evolution de la distribution de la contrainte le long (a) du fil, (b) de la matrice et (c),(d) de l'interface au cours du chargement pour un composite sec

4.4.5.4 Etude paramétrique

Le comportement mécanique des composites à matrice minérale dépend de plusieurs paramètres, parmi lesquels nous citons le taux de renfort, la disposition du renfort et les propriétés

mécaniques de la matrice. Dans cette partie, nous allons étudier numériquement l'influence de chacun de ces paramètres sur la charge de ruine F_u , l'effort associé à la première fissure F_1 et la rigidité dans la première et la troisième phase E_1 et E_3 (figure 4.32). Il est à noter que dans toutes les simulations présentées dans cette partie, nous avons utilisé le modèle CZM_EXP pour modéliser la fissuration de la matrice, et nous avons placé 17 couches d'éléments joints le long de l'éprouvette afin de pouvoir prédire de façon correcte le nombre de fissures qui pourraient se développer.

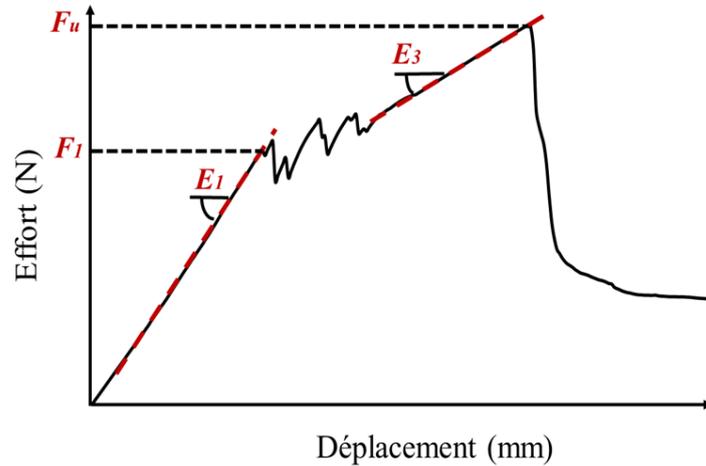


Figure 4.32 – Les caractéristiques mécaniques F_1 , F_u , E_1 et E_3 exploitées dans l'étude paramétrique

a) Influence du taux et disposition du renfort

Cette étude paramétrique a pour objectif d'analyser l'influence du taux de renfort ainsi que sa disposition sur le comportement mécanique d'un composite sec et pré-imprégné. Pour ce faire, des simulations ont été effectuées sur des composites constitués de 6 et 10 fils, qui sont répartis soit sur une seule ligne ou bien sur deux lignes. Ces configurations ainsi que leur désignation sont montrées sur la figure 4.33. Les résultats ont été ensuite comparés aux résultats numériques présentés auparavant, qui concernent des composites contenant 3 fils.

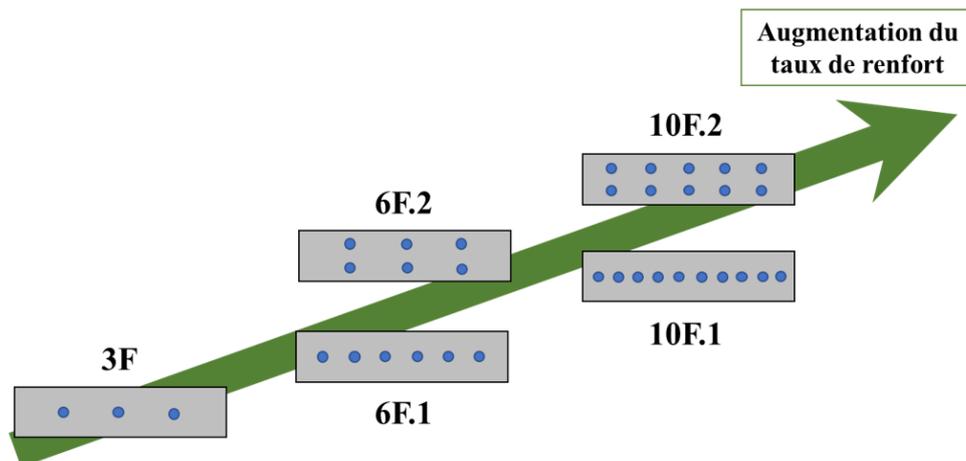


Figure 4.33 – Illustration des configurations étudiées pour évaluer l'influence du taux et disposition du renfort

La figure 4.34 présente l'évolution des paramètres mécaniques d'un composite sec et pré-imprégné en fonction du taux et de la disposition du renfort. Nous constatons que le taux

de renfort influence beaucoup la performance mécanique du composite et que cette influence ne dépend pas du type de matériau (sec ou pré-imprégné). Les paramètres F_1 et E_1 de la première zone linéaire augmentent avec l'augmentation du nombre des fils pour les deux types de composites (figure 4.34.a et figure 4.34.c). Cela concorde avec la littérature et les modèles analytiques existant qui déterminent les propriétés de cette zone par la loi de mélange. Aussi, les paramètres F_u et E_3 de la troisième zone, augmentent avec l'augmentation du taux de renfort. De plus, cette augmentation semble être beaucoup plus importante par rapport aux paramètres F_1 et E_1 , cela était attendu puisque le comportement dans cette zone de post-fissuration est gouverné par les fils. La matrice étant fissurée, sa contribution à la résistance est très faible. L'influence de la disposition des fils dans le matériau est évaluée en confrontant les résultats des configurations 6F.1 avec 6F.2 et 10F.1 avec 10F.2. Il apparaît que la disposition des fils n'a pas d'influence sur la rigidité de la première et la troisième zone. La disposition des fils sur deux lignes plutôt qu'une seule ligne a contribué à une légère augmentation de l'effort associé à la première fissure F_1 et de la charge de ruine F_u . Cette dernière, qui est supposée être proportionnelle seulement aux taux de fibre longitudinal (d'après les modèles analytiques), n'est pas constante pour un taux de renfort identique, cela peut être lié au mode de ruine qui correspond à l'arrachement des fils dans la zone des talons plutôt que la rupture en traction des fils.

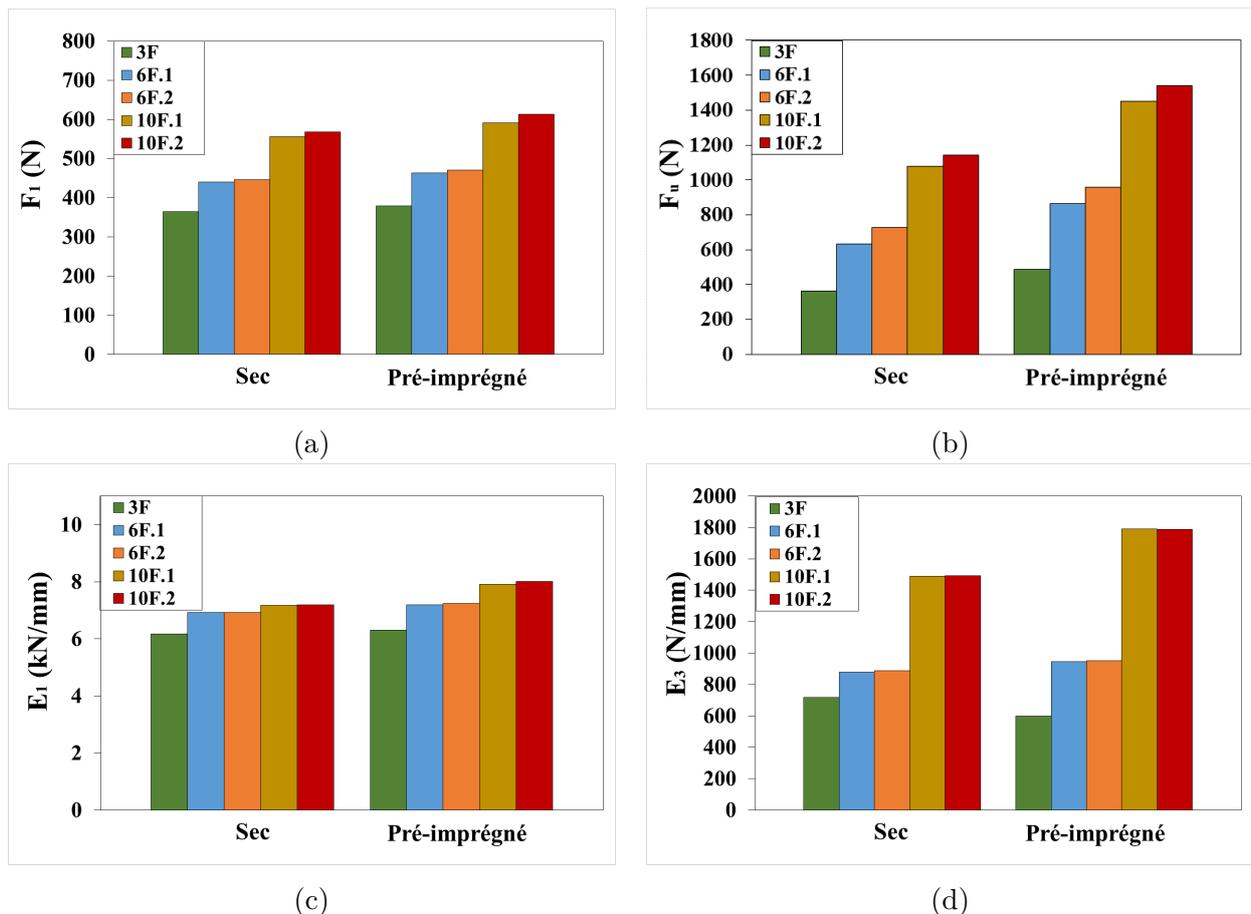


Figure 4.34 – Variation des propriétés mécaniques d'un composite sec et pré-imprégné en fonction du taux et de la disposition du renfort : (a) F_1 , (b) F_u (c) E_1 et (d) E_3

La figure 4.35 montre le schéma de fissuration d'un composite sec et pré-imprégné en fonction du taux et de la disposition du renfort. Il ressort de cette figure que l'augmentation du taux de renfort augmente le nombre de fissures pour les deux types de composite sec et pré-imprégné.

De plus, il apparaît que pour un taux de renfort identique, en changeant la disposition des fils, le nombre de fissures développées ne change pas, mais l'emplacement de ces fissures le long de l'éprouvette n'est pas le même.

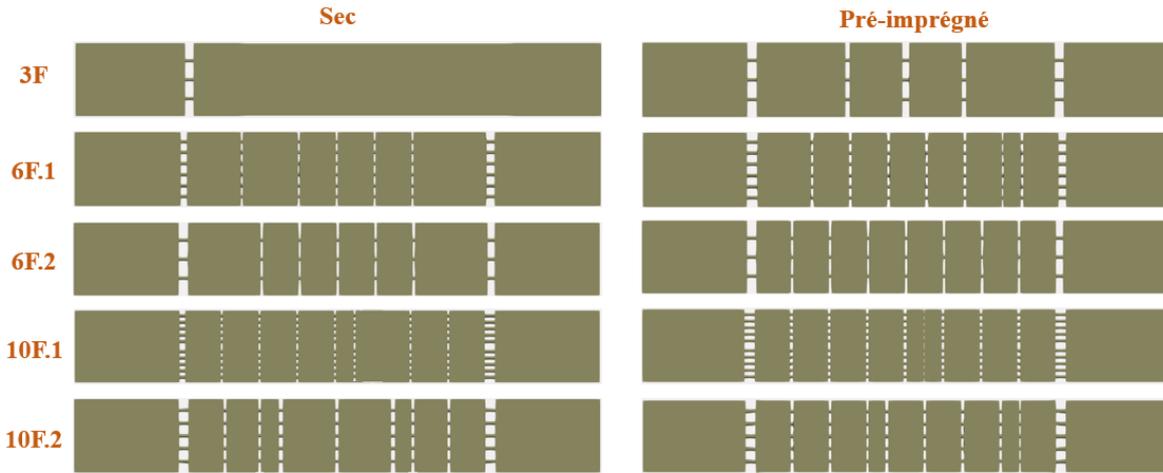


Figure 4.35 – Schéma de fissuration en fonction du taux et de la disposition du renfort

b) Influence des propriétés mécanique de la matrice

Nous cherchons dans ce paragraphe à étudier l'influence de la résistance ultime en traction de la matrice σ_{um} ainsi que son module d'Young E sur le comportement mécanique d'un composite sec et pré-imprégné. Pour cela, trois cas de variation de la résistance σ_{um} (3 MPa, 3.5 MPa et 4 MPa) et le module E (6 GPa, 8 GPa et 10 GPa) ont été retenus, sachant que la matrice utilisée dans cette étude à une résistance de 3 MPa et un module de 6 GPa. Les configurations sont désignées par la suite σ_{um_E} (par exemple la configuration 3_6 correspond à une matrice de résistance ultime de 3 MPa et de module d'Young de 6 GPa).

La figure 4.36 présente l'évolution des paramètres mécaniques d'un composite sec et pré-imprégné en fonction de la résistance ultime et la rigidité de la matrice. Nous remarquons que l'effet de la matrice sur le comportement du composite, qu'il soit sec ou bien pré-imprégné, se limite au comportement pré-fissuration. L'augmentation de la résistance σ_{um} et du module E de la matrice a contribué respectivement à l'augmentation de l'effort F_1 et la rigidité E_1 du composite, les autres paramètres (F_u et E_3) sont restés constants.

Dans le cas d'un composite pré-imprégné, nous avons trouvé que l'augmentation de la résistance ultime de la matrice engendre une réduction du nombre de fissures (figure 4.37). Cela est en accord avec le modèle ACK qui suppose que l'espacement moyen entre chaque fissure X augmente avec l'augmentation de la résistance σ_{um} de la matrice (voir équation 4.1). Cependant, le module E de la matrice ne semble pas avoir d'influence sur la fissuration du composite.

4.5 Conclusion

Le travail présenté dans ce chapitre a permis de mieux comprendre le comportement en traction des composites fil de verre-matrice ettringitique et de mettre en évidence l'influence de la pré-imprégnation des fils sur les propriétés mécaniques du composite. Ce chapitre comporte un volet expérimental et numérique.

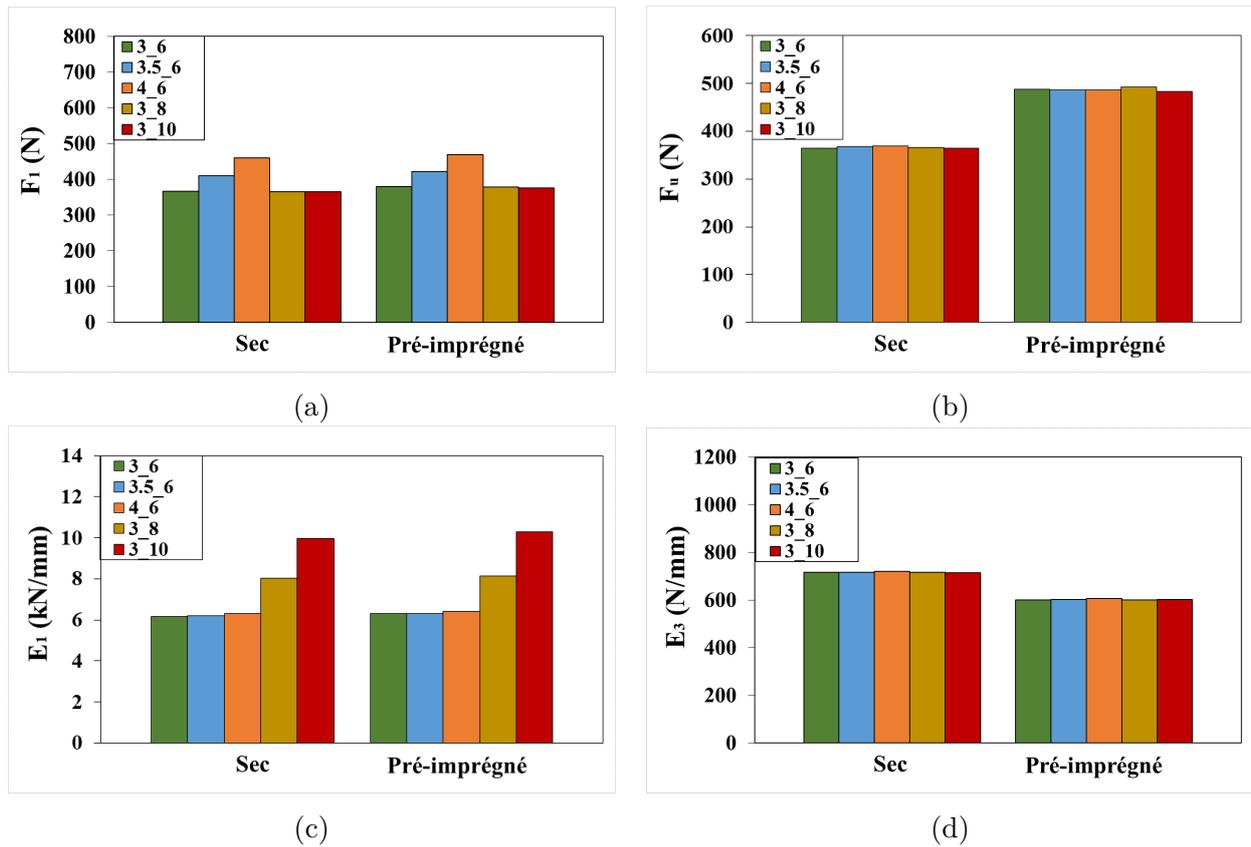


Figure 4.36 – Variation des propriétés mécaniques d'un composite sec et pré-imprégné en fonction des propriétés mécaniques de la matrice : (a) F_1 , (b), F_u (c) E_1 et (d) E_3

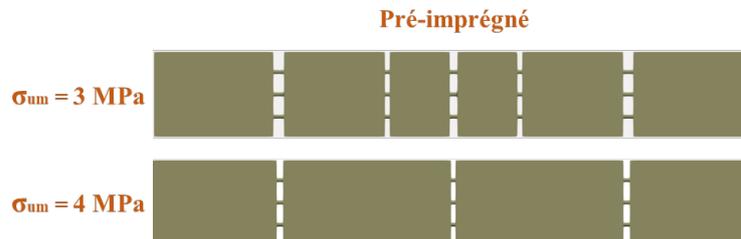


Figure 4.37 – Effet de la contrainte ultime de la matrice σ_{um} sur la fissuration du composite pré-imprégné

Les essais de traction menés sur les deux types de composites 1F et 3F, selon les différentes configurations du fil, ont permis d'évaluer l'effet du taux de renfort et du procédé de pré-imprégnation. Nous synthétisons ci-dessous les principaux résultats obtenus :

- La résistance en traction est largement influencée par le taux de renforcement ; l'insertion d'un seul fil dans la matrice cimentaire réduit les propriétés mécaniques en créant des défauts dans la matrice, tandis que l'utilisation de trois fils comme renforcement est bénéfique. De plus, l'augmentation du taux de renfort conduit à une augmentation des propriétés mécaniques quel que soit le mode d'imprégnation du fil ;
- Les deux méthodes de pré-imprégnation, ont contribué à l'amélioration du comportement mécanique des composites 3F. La méthode humide a montré la meilleure amélioration mais avec une variabilité supérieure à celle de la méthode sèche car il s'agit d'un procédé manuel donc non contrôlé ;
- L'effet du procédé de pré-imprégnation à sec dépend du type de poudre utilisé ; le liant

CSA a présenté la plus grande résistance grâce à l'homogénéité de cette poudre mono-composant. L'utilisation de polymère a engendré un glissement de filaments à cause de sa faible adhérence à la matrice ;

- Le mode de rupture des composites dépend de type pré-imprégnation utilisé. La pré-imprégnation humide a entraîné une rupture précoce des fils en traction avec une fissuration importante, tandis que la pré-imprégnation à sec a produit une rupture télescopique avec la formation de microfissures.

Le volet numérique avait comme objectif de développer un modèle tridimensionnel, à l'aide du code de calcul `code_Aster`, capable de représenter le comportement en traction des composites fil-matrice en se basant sur une approche microscopique. Pour simuler le comportement des matériaux constitutifs du composite, un modèle discret de zones cohésives a été choisi pour décrire le comportement fissuré de la matrice et un modèle élastique a été adopté pour les fils de verre. Le modèle décrivant l'interface fil-matrice adopté est celui identifié à partir des essais d'arrachement dans le chapitre 3, il s'agit d'un modèle de zones cohésives. Une étude de convergence de maillage a été effectuée pour déterminer le maillage optimal utilisé par la suite dans toutes les simulations numériques. Les résultats numériques sont confrontés aux résultats expérimentaux pour les deux types de composites sec et pré-imprégné. Ils ont démontré une très bonne adéquation au niveau du comportement global (effort-déplacement), de la fissuration et du mode de ruine. Après validation de ce modèle, nous sommes maintenant capables de présenter les états de déformation et de contrainte au niveau du fil, de la matrice et de l'interface. L'analyse de ces résultats a permis de mieux comprendre le comportement en traction des composites à matrice fragile en général. Enfin, le modèle a été utilisé pour réaliser une étude paramétrique afin de déterminer l'influence du taux et de la disposition du renfort ainsi que l'influence des propriétés mécaniques de la matrice sur les propriétés mécaniques du composite : efforts F_1 et F_u et rigidités E_1 et E_3 . Cette étude a montré que l'augmentation du taux de renfort entraîne l'augmentation des propriétés mécaniques du composite et engendre une fissuration plus dense. De plus, pour un taux de renfort identique, la disposition des fils sur deux lignes plutôt qu'une seule ligne a contribué à une augmentation significative de la charge ultime. Quant à l'effet de la matrice, il concerne seulement les propriétés de la première zone : l'augmentation de la résistance ultime et du module d'Young E de la matrice a conduit respectivement à l'augmentation de l'effort F_1 et la rigidité E_1 du composite.

Enfin, pour donner suite à ce travail, il sera intéressant d'effectuer une nouvelle campagne d'essais de traction en utilisant des techniques de mesure de déformation (par exemple la corrélation d'images ou capteur à fibre optique) pour pouvoir ainsi faire une comparaison entre les résultats numériques et expérimentaux au niveau du comportement local. Il serait également intéressant de faire une validation du modèle sur une autre configuration (composite 6 fils-matrice par exemple) et aussi valider la longueur de serrage obtenue numériquement de façon expérimentale. Dans ce modèle, les fissures de la matrice ont été préalablement définies par des éléments joints, nous avons vu que le modèle prédit de façon précise le nombre de fissures mais leur emplacement reste imposé, pour cela il serait intéressant de disposer des éléments joints dans toute la matrice. De cette manière, le modèle serait capable de prédire l'emplacement des fissures. Une autre solution pour décrire la fissuration de la matrice est d'utiliser un modèle d'endommagement continu, modèle `ENDO_ORTH_BETON` par exemple [93]. Enfin, au niveau de l'interface fil-matrice, notre modèle s'est basé sur une simplification de la géométrie du fil multi-filament en un cylindre qui présente avec la matrice cimentaire une adhérence, cela est

représentatif dans le cas des fils pré-impregnés, dont le fil multi-filament peut être considéré comme une seule unité. Cependant, quand le fil n'est pas pré-impregné, l'adhérence diminue à partir de la périphérie vers le centre du fil, et dans ce cas, il serait judicieux de modéliser le fil par des anneaux dont la liaison anneau extérieur-matrice est beaucoup plus importante que la liaison entre les anneaux internes.

Chapitre 5

Caractérisation du comportement en traction des composites textile-matrice (TRC)

Ce chapitre est consacré à l'étude du comportement mécanique en traction des composites TRC réalisés avec cinq textiles de verre UD. Son objectif principal consiste à évaluer l'efficacité des deux méthodes de pré-impregnation vis-à-vis de la densité du textile ainsi que le mode d'assemblage des filaments constituant ses fils.

Sommaire

5.1	Introduction	153
5.2	Procédure de caractérisation expérimentale	153
5.2.1	Préparation des éprouvettes	153
5.2.2	Protocole expérimental	155
5.2.3	Evaluation de la fissuration par la technique de corrélation d'images numériques	155
5.3	Résultats et analyse	157
5.3.1	Comportement global	157
5.3.2	Mode de rupture	160
5.3.3	Exploitation des résultats expérimentaux	160
5.3.4	Evaluation de la fissuration	165
5.4	Conclusion	169

5.1 Introduction

Les chapitres précédents ont présenté l'effet de la pré-imprégnation d'un fil de verre AR par différents types de poudres en utilisant deux méthodes différentes. Dans le chapitre 3, une étude de comportement mécanique d'arrachement du fil a été menée. 8 configurations de fil ont été étudiées afin d'évaluer l'effet du processus de pré-imprégnation d'une part et l'effet du type de matériaux de pré-imprégnation à sec d'autre part. Il s'est avéré que la pré-imprégnation classique permet d'obtenir les meilleurs résultats et que l'effet de la pré-imprégnation par voie sèche dépend du type de poudre utilisée. En se basant sur ces résultats, dans le chapitre 4, une autre étude visant la caractérisation en traction des composites fil-matrice a été réalisée en gardant seulement les configurations du fil ayant eu un effet bénéfique sur l'adhérence fil-matrice (PH.K3, PS.CSA, PS.L et PS.P). Cette étude a mis en avant l'effet positif de la pré-imprégnation par voie humide (PH.K3) et sèche notamment dans le cas d'utilisation du liant mono-composant CSA (PS.CSA).

Comme nous l'avons évoqué précédemment, l'utilisation des matériaux TRC a suscité un grand intérêt dans le domaine de la préfabrication, du renforcement et de la réparation des structures. Ces matériaux sont constitués de textiles composés de fils multi-filaments dans lesquels la pénétration de la matrice reste limitée aux filaments externes. L'objectif du présent chapitre est donc d'appliquer les deux procédés de pré-imprégnation sur des textiles dans le but d'évaluer leur effet sur les propriétés mécaniques du TRC. Rappelons que dans la littérature, la méthode de pré-imprégnation par voie humide a été déjà appliquée sur des composites de verre et de carbone et a montré une amélioration importante du comportement mécanique [54, 55, 56, 57, 41, 58, 59].

Cinq types de textile de verre unidirectionnels ont été utilisés pour la fabrication des éprouvettes TRC, ils se différencient principalement par leurs poids spécifiques et le mode d'assemblage des filaments constituant les fils. Pour chaque type de TRC, trois configurations ont été étudiées : textile non pré-imprégné (S), textile pré-imprégné par voie humide par la matrice K3 (PH.K3) et textile pré-imprégné par voie sèche par le liant CSA (PS.CSA). L'effet de la pré-imprégnation a été évalué par des essais de traction directe.

Dans ce chapitre, dans un premier temps nous décrivons la méthode de préparation des éprouvettes et le protocole expérimental utilisé pour l'essai de traction. Dans un second temps, nous décrivons la technique de corrélation d'images numérique (DIC) et montrons comment nous l'avons exploité afin d'évaluer la fissuration dans un composite (ouverture des fissures, espacement entre fissures etc.). Ensuite, nous présentons les résultats des essais de traction et de la corrélation d'images. Enfin, nous regrouperons et discuterons de tous ces résultats pour mettre en avant l'influence des deux procédés de pré-imprégnation sur les propriétés mécaniques du TRC en fonction du type du textile utilisé.

5.2 Procédure de caractérisation expérimentale

5.2.1 Préparation des éprouvettes

Les éprouvettes TRC testées dans cette étude sont constituées de la matrice ettringitique K3 et de cinq types de textile de verre unidirectionnel décrits dans le chapitre 2 (paragraphe

2.3.1). Ces éprouvettes ont été préparées de la même façon que les composites fil-matrice étudiés dans le chapitre précédent (paragraphe 4.2.1) : une couche de matrice de 2.5 mm d'épaisseur est mise en œuvre en fond du moule silicone de dimensions 140 x 20 x 5 mm, le textile, préalablement coupé en segment de 140 x 20 mm, est ensuite positionné avant d'appliquer une deuxième couche de matrice de même épaisseur, figure 5.1.a. Pour limiter le phénomène de retrait en surface supérieure, un film de polyane couvre la petite plaque. 24 heures après leur fabrication, les éprouvettes sont démoulées et des talons d'aluminium perforés sont ensuite collés. Une cure à température ambiante est assurée pendant 6 jours supplémentaires. Avant de les tester en traction, un mouchetis de peinture noire et blanche a été appliqué sur la face lisse des éprouvettes (figure 5.1.b) afin d'utiliser la technique de corrélation d'images (DIC).

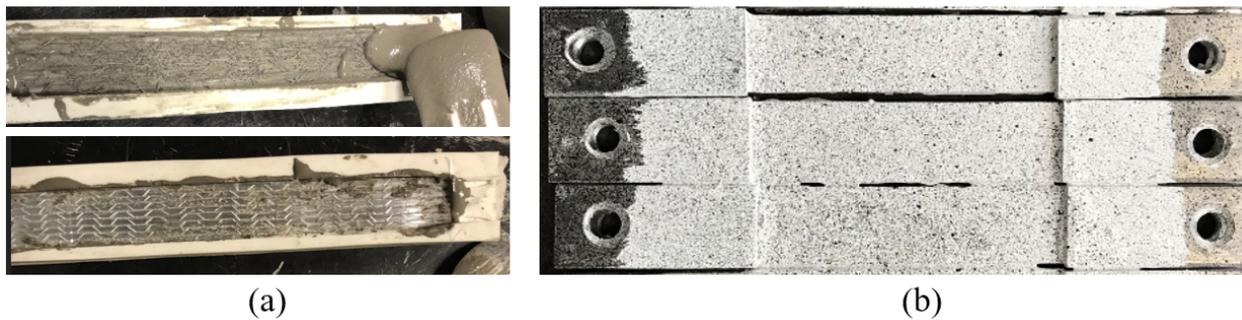


Figure 5.1 – Mise en œuvre des éprouvettes TRC

Pour chaque type de textile, trois configurations expérimentales ont été envisagées :

- (i) Textile sec (S, figure 5.2.a) ;
- (ii) Textile pré-imprégné manuellement par voie humide par la matrice K3 (PH.K3, figure 5.2.b) ;
- (iii) Textile pré-imprégné par voie sèche par le liant mon-composant CSA (PS.CSA, figure 5.2.c). Tous les textiles pré-imprégnés à sec sont pulvérisés d'eau avant de les placer dans le moule (le rapport masse eau sur masse poudre de pré-imprégnation vaut 0.3).

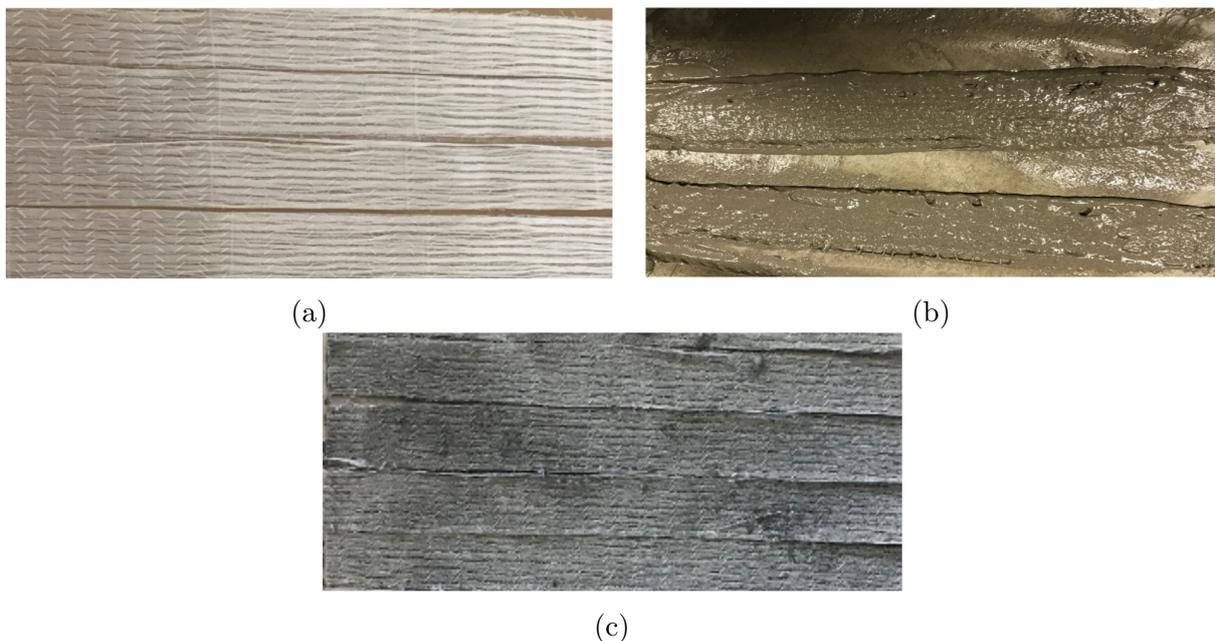


Figure 5.2 – Configurations de textile étudiées : (a) S, (b) PH.K3 et (c) PS.CSA

Nous avons choisi de référencer les éprouvettes selon le poids spécifique du textile et sa configuration. Par exemple, 230. PH.K3 désigne les éprouvettes TRC constituées de textile de grammage de 230 g/m^2 , pré-imprégné par voie humide par la matrice K3. Au moins cinq éprouvettes ont été réalisées pour chaque configuration de TRC (type textile/configuration textile) à l'exception de l'éprouvette 440.PS.CSA où seulement deux éprouvettes ont été fabriquées en raison de l'indisponibilité du textile 440.

5.2.2 Protocole expérimental

De façon similaire aux essais de traction des composites fil-matrice, les essais de traction menés sur les composites TRC ont été réalisés au moyen de la machine de traction Zwick en utilisant des mors rotulés. La vitesse de déplacement imposée à l'éprouvette est de 1 mm/min . Un appareil photo de résolution 2560×2048 pixels a été utilisé pour réaliser la corrélation d'images sur la face d'éprouvette mouchetée (figure 5.3). L'appareil a été fixé sur un trépied pour permettre à la fois de verrouiller sa position et de régler son orientation par l'intermédiaire de nivelles sphériques. Une image de référence a été prise avant le début d'essai puis un ensemble d'images a été pris à une fréquence de 2 Hz jusqu'à la rupture de l'éprouvette.



Figure 5.3 – Protocole expérimental de l'essai de traction du TRC

5.2.3 Evaluation de la fissuration par la technique de corrélation d'images numériques

La corrélation d'images numériques (DIC) est une technique expérimentale permettant de mesurer un champ de déplacement sur l'ensemble d'une face d'éprouvette plane tout au long de l'évolution du chargement mécanique, en comparant les photos numériques avant et après déformation. La précision de cette mesure dépend de la résolution de la caméra, du logiciel utilisé, de la qualité du mouchetis, de l'éclairage et de la dimension de la surface à corrélérer.

Dans ce travail, le logiciel de corrélation d'images GOM Correlate [114] a été utilisé. La détermination du champ de déplacement sur ce logiciel est effectuée en trois étapes :

1. Définir la zone d'étude qui n'est pas nécessairement toute l'image acquise ;

2. Découper la zone d'étude en zones d'intérêt (ou facettes). Le logiciel permet de choisir la taille des facettes et la distance entre les centres de deux facettes voisines ;
3. Corréler les facettes. Chaque facette est caractérisée par sa distribution en niveaux de gris et le principe consiste à faire l'hypothèse que la distribution en niveaux de gris de la facette dans l'état initial reste la même dans l'état déformé. La méthode alors tente de retrouver, sur l'image déformée, la position du motif qui ressemble le plus à chaque facette de référence. Ainsi, le champ de déplacement peut être déterminé sur toute la zone corrélée lors de l'augmentation du chargement. Pour obtenir de bons résultats, il faut que la surface soit le moins uniforme possible, et que les déformations restent petites.

Dans l'annexe E, nous présentons tous les paramètres de la corrélations d'images numériques.

Nous avons réalisé une analyse de fissuration sur toutes les éprouvettes TRC testées dans cette étude en nous appuyant sur les résultats de la corrélation d'images. Sur la figure 5.4.a, nous avons tracé le déplacement longitudinal en fonction de la position sur l'axe longitudinal de l'éprouvette pour différents niveaux de chargement. Les discontinuités relevées dans le déplacement nous ont permis de déterminer l'emplacement des fissures ainsi que l'espacement et l'ouverture des fissures, figure 5.4.b. Aussi, nous avons pu visualiser le schéma de fissuration de la face corrélée de l'éprouvette grâce au calcul du champ des iso-déformations par le logiciel GOM Correlate, figure 5.5.

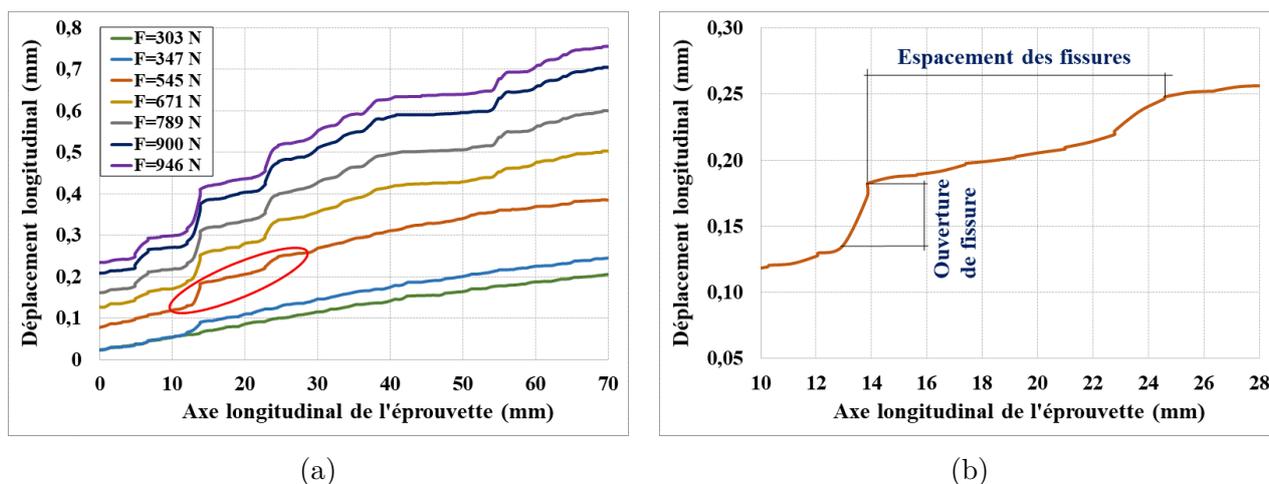


Figure 5.4 – (a) Evolution du déplacement sur l'axe longitudinal de l'éprouvette à différents niveaux de charge et (b) mesure de l'espacement et ouverture des fissures le long de l'éprouvette pour une charge donnée

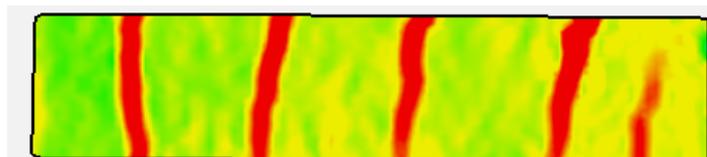


Figure 5.5 – Schéma de fissuration de l'éprouvette obtenu par la technique de corrélation d'images

5.3 Résultats et analyse

5.3.1 Comportement global

Les figures 5.6, 5.7, 5.8, 5.9 et 5.10 présentent les courbes effort-déplacement des essais de traction réalisés sur les différents types de TRC de cette étude : 230, 236, 400, 440 et 600 et pour les trois configurations de pré-imprégnation des textiles : S, PH.K3 et PS.CSA.

Ces figures tendent à mettre en lumière l'existence de trois types de courbes qui se distinguent principalement par le nombre de phases constituant la courbe, leur rigidité ainsi que les chutes de force avant d'atteindre l'effort maximal.

Le premier type concerne les composites 230 et 236 dont les courbes sont constituées de trois différentes phases quelle que soit la configuration de pré-imprégnation du textile :

- (i) La première phase est linéaire, caractérisée par une matrice non fissurée ;
- (ii) La deuxième phase présente des chutes d'effort importantes en raison de la formation de multiples fissures ;
- (iii) La troisième phase est quasi-linéaire. Dans cette zone, l'effort est en majorité repris par le textile et la rigidité est inférieure à celle de la première zone.

Le deuxième type de courbe est lié aux composites 400 et 440. Les courbes peuvent être également divisées en trois zones, mais se différencient des courbes du premier type par deux points :

- (i) La deuxième zone présente de très faibles chutes de forces ;
- (ii) La pente de la troisième zone est de l'ordre de celle de la première zone.

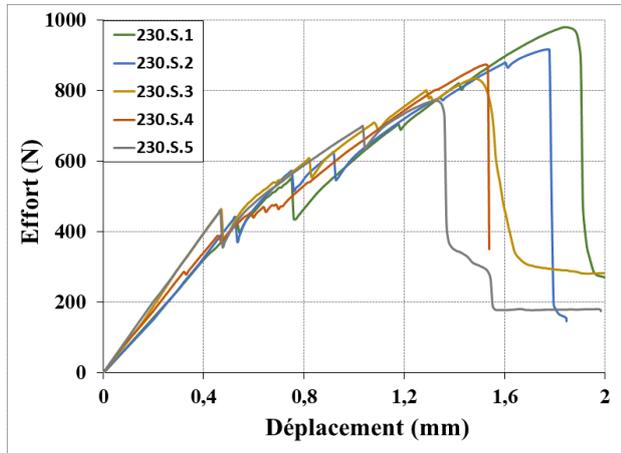
Le troisième type, quant à lui, concerne les composites 600 dont les courbes sont formées d'une seule phase quasi-linéaire. En fait, la deuxième phase correspondant à la fissuration a disparu et la première et la troisième zone sont confondues car elles présentent la même pente. La disparition de la deuxième zone dans ce cas ne traduit pas l'absence des fissures dans le composite. Cela a été confirmé par l'analyse de corrélation d'images qui montre bien que les composites 600 fissurent au cours du chargement pour les trois configurations de pré-imprégnation du textile (cf. paragraphe 5.3.4).

Il ressort de ces constatations deux conclusions :

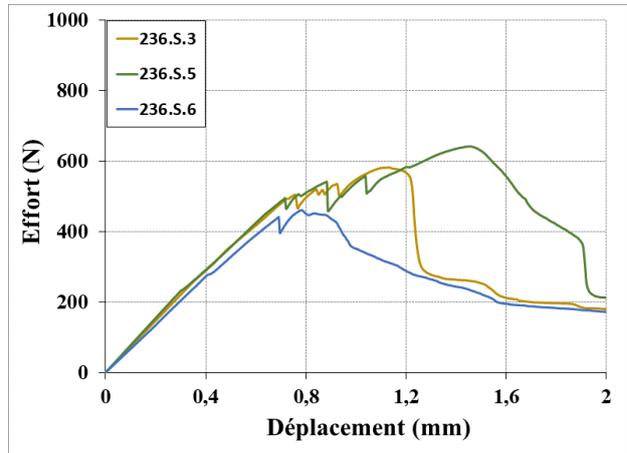
1. Lorsque le taux de renfort dans un composite TRC augmente, la chute de force liée à l'apparition de la fissure diminue voire s'annule. Cela est lié au fait qu'à l'instant de fissuration, la rigidité de l'éprouvette diminue et plus le taux de renfort est important plus la diminution de cette rigidité est négligeable et par conséquent la chute d'effort tend vers zéro ;
2. La pente de la troisième zone augmente avec l'augmentation du taux de renfort, cela est en accord avec la littérature qui suppose que la rigidité de cette zone est proportionnelle aux taux de fibre longitudinal. De ce fait, avec un taux de renfort élevé, la première et la troisième zone peuvent être confondues constituant ainsi une seule zone quasi-linéaire, cas des composites 600.

Dans le cas d'une pré-imprégnation par voie humide (PH.K3), nous constatons une variabilité significative du comportement d'une éprouvette à l'autre. Cela est expliqué par le fait que cette méthode de pré-imprégnation manuelle ne permet pas une mise en œuvre reproductible

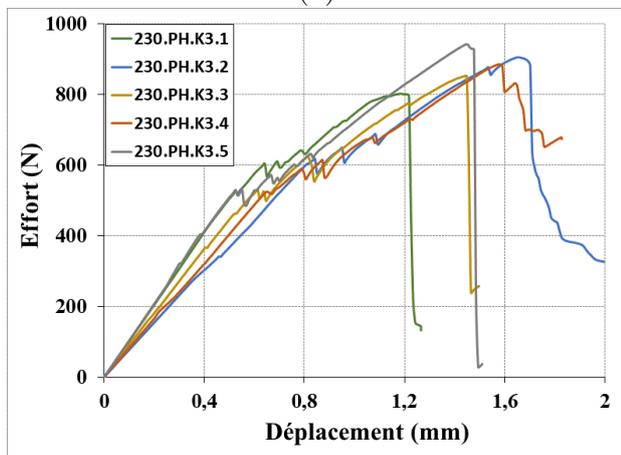
d'un essai à un autre puisque la pénétration des particules de la matrice K3 au sein du textile n'est pas contrôlée. Cette variabilité est réduite dans le cas du processus d'imprégnation par voie sèche qui assure une répartition homogène de la poudre à l'intérieur du textile.



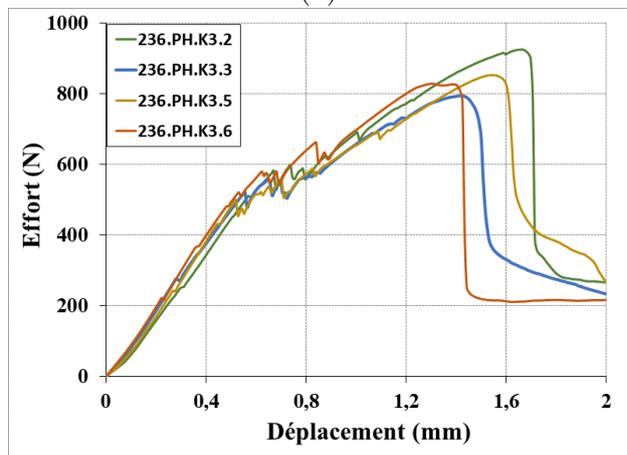
(a)



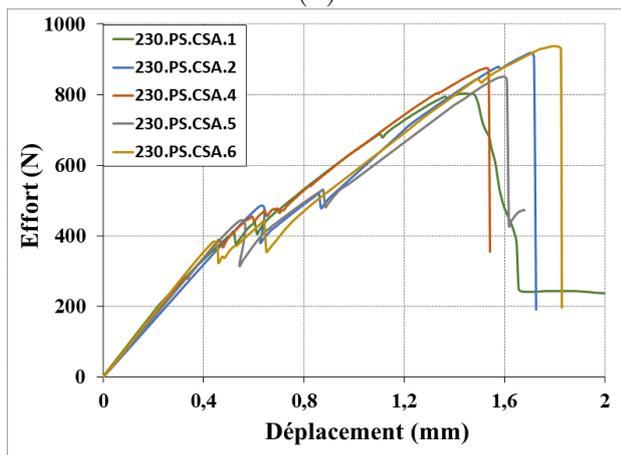
(a)



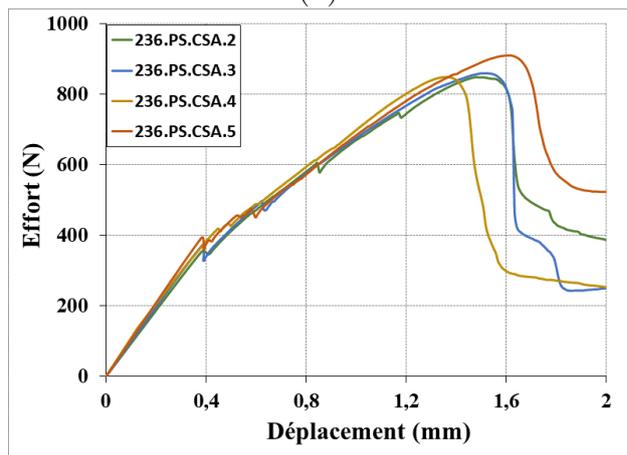
(b)



(b)



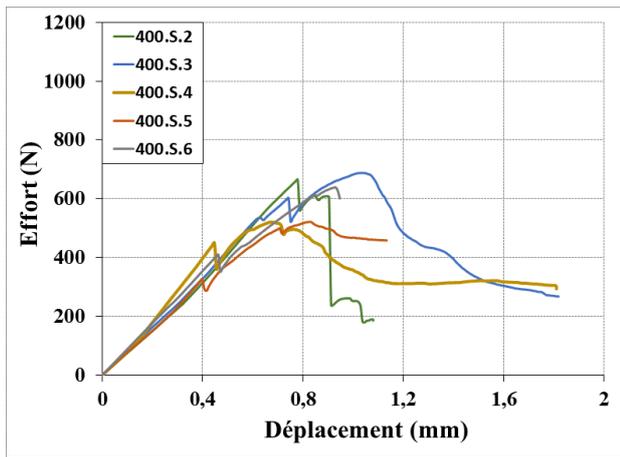
(c)



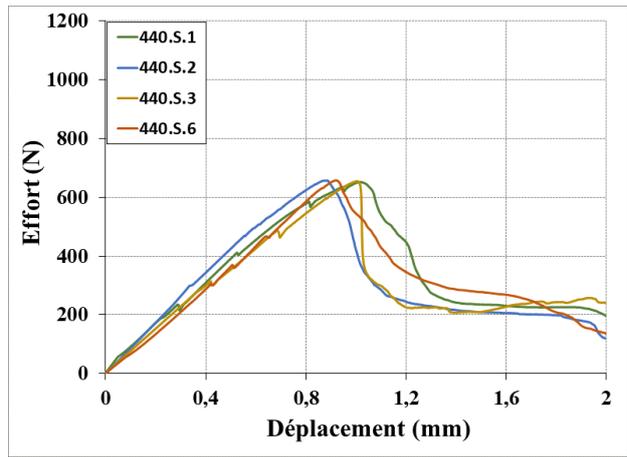
(c)

Figure 5.6 – Courbes effort-déplacement du composite 230 (a) S, (b) PH.K3 et (c) PS.CSA

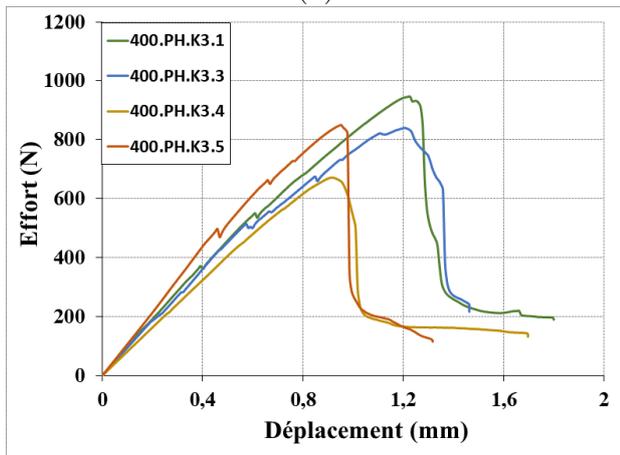
Figure 5.7 – Courbes effort-déplacement du composite 236 (a) S, (b) PH.K3 et (c) PS.CSA



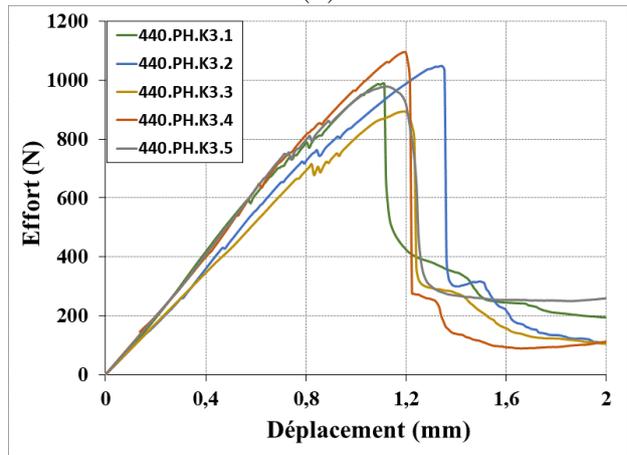
(a)



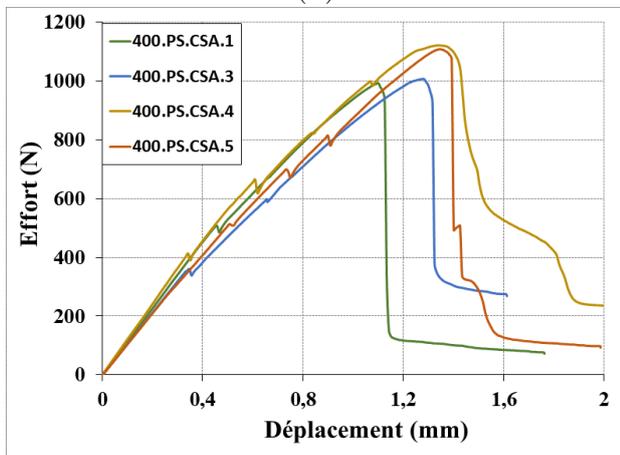
(a)



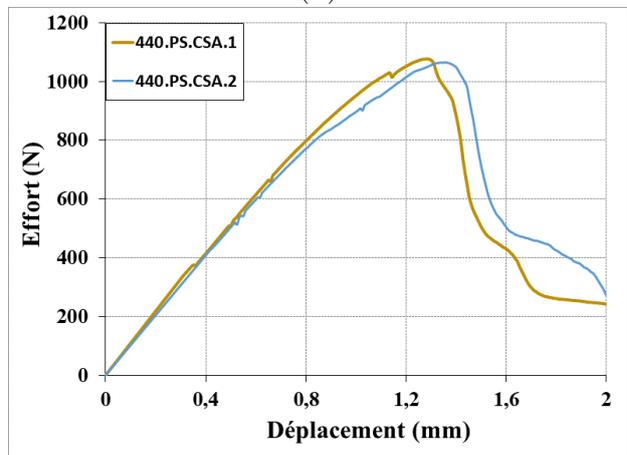
(b)



(b)



(c)



(c)

Figure 5.8 – Courbes effort-déplacement du composite 400 (a) S, (b) PH.K3 et (c) PS.CSA

Figure 5.9 – Courbes effort-déplacement du composite 440 (a) S, (b) PH.K3 et (c) PS.CSA

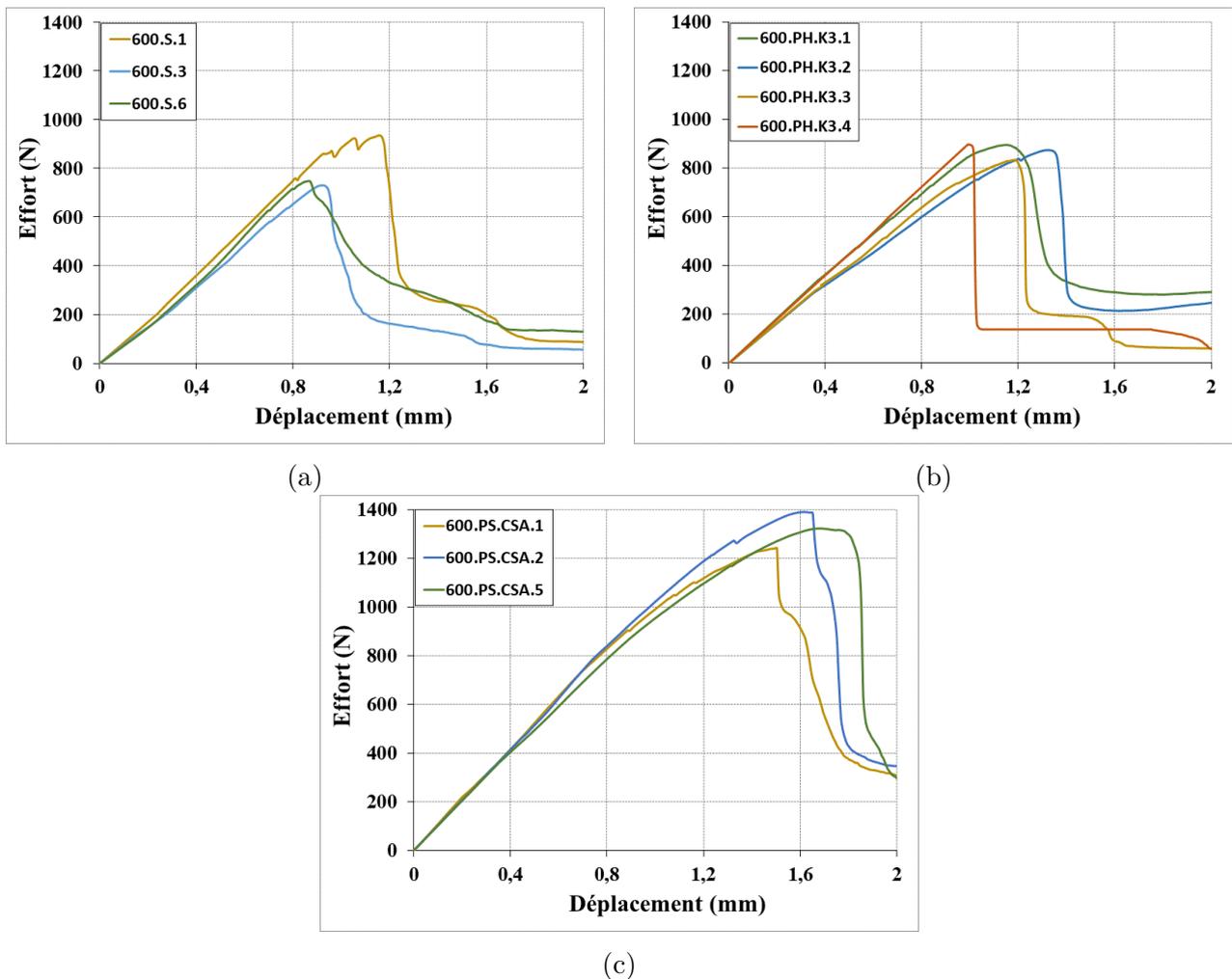


Figure 5.10 – Courbes effort-déplacement du composite 600 (a) S, (b) PH.K3 et (c) PS.CSA

5.3.2 Mode de rupture

La rupture de toutes les éprouvettes testées dans cette étude (230, 236, 400, 440 et 600) dans le cas des trois différentes configurations de textile (S, PH.K3, PS.CSA) a été localisée au niveau des fissures situées à proximité des talons. Un seul mode de rupture a été observé, c'est un mode de rupture d'arrachement au niveau des talons (figure 5.11). Cela était attendu dans le cas d'un textile non pré-imprégné à cause de l'imprégnation hétérogène du fil par la matrice. Cependant dans le cas des textiles pré-imprégnés, ce mode de rupture est lié à la faible longueur de la partie des talons collée à l'éprouvette (25 mm dans notre cas). Dans la suite de cette étude, il serait intéressant d'augmenter cette longueur afin d'obtenir un mode de rupture par traction du textile et permettre ainsi une caractérisation précise du composite (voir paragraphe 4.4.4.2.b)).

5.3.3 Exploitation des résultats expérimentaux

De façon similaire à ce qui a été fait pour exploiter les courbes de traction des composites fil-matrice au chapitre 3, quatre caractéristiques ont été déterminées pour chaque type de TRC testé :

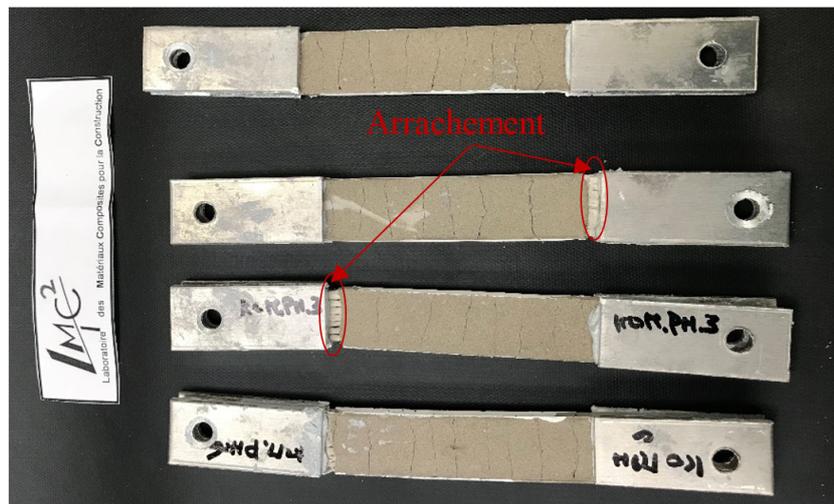
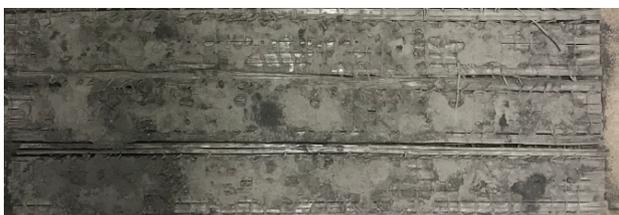


Figure 5.11 – Eprouvettes TRC après l’essai de traction

- F_{max} : effort maximal repris par le composite ;
- δ_{max} : déplacement correspondant à F_{max} ;
- K : pente de la première zone de la courbe ;
- $W_{pré-pic}$: énergie dissipée jusqu’à atteindre l’effort maximal.

Les premiers résultats obtenus dans le cas des éprouvettes pré-imprégnées par voie sèche n’étaient pas satisfaisants. Cela est dû à la méthode de préparation des éprouvettes, que nous avons pu améliorer par la suite. En effet, après leur pré-imprégnation à sec, les textiles contenaient un surplus de poudre en surface (figure 5.12.a) constituant une barrière qui détériore l’adhérence textile-matrice et réduit ainsi la performance du composite. Pour pallier ce problème, il fallait se débarrasser de cette couche à l’aide d’un pinceau avant d’humidifier le textile (figure 5.12.b). Enlever ce surplus de poudre au voisinage de quelques filaments externes ne réduit en rien l’efficacité de la pré-imprégnation par voie sèche car les filaments externes seront en contact direct avec la matrice. Ce qui est important, c’est le remplissage des espaces entre les filaments internes qui est assuré par cette méthode de pré-imprégnation. La figure 5.13 montre que cette méthode de préparation des éprouvettes a permis une augmentation de l’effort maximal comprise entre 82 et 90%.



(a)



(b)

Figure 5.12 – Textile 600 pré-imprégné par voie sèche ; (a) avec surplus de poudre ; (b) sans surplus de poudre

5.3.3.1 Tableau des résultats

Les tableaux 5.1 et 5.2 donnent les valeurs moyennes et les coefficients de variation (CV) des caractéristiques déterminées pour les différentes configurations testées. Nous constatons que les

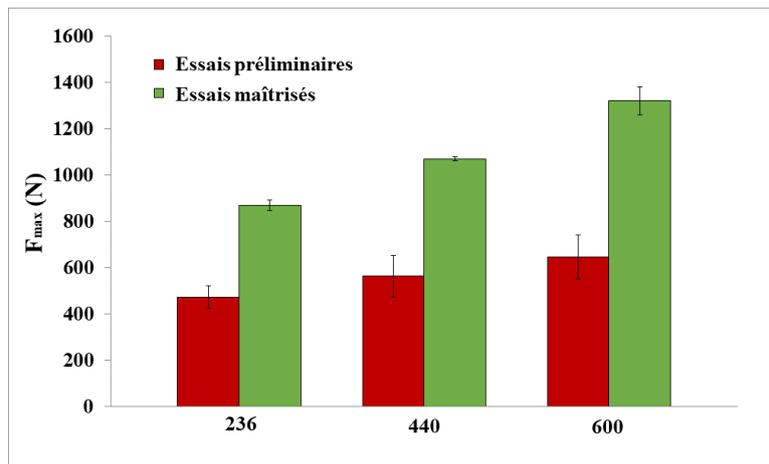


Figure 5.13 – Influence de la maîtrise de techniques de préparation des éprouvettes pré-imprégnées par voie sèche PS.CSA (cas des textiles 236, 440, et 600)

coefficients de variation de toutes les caractéristiques des composites pré-imprégnés par voie sèche (PS.CSA) sont faibles en comparaison avec ceux des composites non pré-imprégnés (S) ou pré-imprégnés par voie humide (PH.K3).

Tableau 5.1 – Synthèse des résultats des essais de traction pour les TRC 236, 440 et 600

		236			440			600		
		S	PH.K3	PS.CSA	S	PH.K3	PS.CSA	S	PH.K3	PS.CSA
F_{max} (N)	Moyenne	561	850	869	682	1001	1070	805	894	1320
	CV(%)	11,7	5,6	2,7	7,9	6,8	0,7	11,4	4,8	4,6
δ_{max} (mm)	Moyenne	1,13	1,45	1,57	0,95	1,19	1,33	0,98	1,13	1,59
	CV(%)	21,4	9,0	7,2	5,5	7,1	2,6	13,1	11,0	5,3
K (N/mm)	Moyenne	649	983	978	726	963	1034	863	858	1058
	CV(%)	5,0	4,4	3,7	10,7	5,6	2,0	6,3	4,6	1,7
$W_{pré-pic}$ (mJ)	Moyenne	403	782	806	340	664	831	425	553	1228
	CV(%)	50,8	13,8	10,1	8,4	10,8	2,7	30,8	12,2	8,9

Tableau 5.2 – Synthèse des résultats des essais de traction pour les TRC 230 et 400

		230			400		
		S	PH.K3	PS.CSA	S	PH.K3	PS.CSA
F_{max} (N)	Moyenne	875	876	877	606	826	1090
	CV(%)	8,1	5,4	5,5	11,9	12,0	4,3
δ_{max} (mm)	Moyenne	1,59	1,48	1,61	0,85	1,08	1,27
	CV(%)	11,9	10,7	7,7	14,4	13,2	7,9
K (N/mm)	Moyenne	908	893	861	868	937	1095
	CV(%)	9	12	3	6	11	7
$W_{pré-pic}$ (mJ)	Moyenne	839	769	810	295	509	765
	CV(%)	17	13	12	26	24	13

5.3.3.2 Influence de la pré-imprégnation du textile

a) Sur l'effort maximal F_{max}

La figure 5.14 présente l'évolution de l'effort maximal en traction F_{max} des différents types de composites : 230, 236, 400, 440 et 600, en fonction de la configuration de pré-imprégnation du textile : S, PH.K3 et PS.CSA.

En confrontant les résultats des TRC 230 et 236, deux composites ayant relativement le même taux de renfort, nous constatons que l'effet de la pré-imprégnation du textile n'est pas identique. Dans le cas du composite 230, la pré-imprégnation du textile n'a aucun effet sur la résistance du composite. Les TRC 230.S, 230.PH.K3 et 230.PS.CSA présentent en fait la même valeur de F_{max} de l'ordre de celle des TRC 236.PH et 236.PS.CSA. Par contre, dans le cas du composite 236, la pré-imprégnation du renfort selon les deux procédés a contribué clairement à une augmentation de l'effort F_{max} de l'ordre de 53%. Cela est forcément attribuable au mode d'assemblage des filaments qui distingue le textile 230 des autres types de textile utilisés. Comme nous l'avons évoqué dans le paragraphe 2.3.1 du chapitre 2, les filaments constituant les fils du textile 230 sont assemblés en mèches par l'ensimage, puis les mèches sont assemblées en fil. Cette structuration du fil, voir figure 2.18, permet la pénétration des particules de la matrice entre les mèches et entre les filaments constituant les mèches (quelques dizaines de filaments seulement). Contrairement aux autres textiles qui ne présentent pas cette structuration intermédiaire de mèche et où la pénétration de la matrice reste limitée aux filaments externes du fil. De ce fait, bien qu'un textile 230 soit non pré-imprégné, les espaces entre les filaments sont bien remplis par la matrice ce qui explique pourquoi la résistance ultime d'un composite 230.S est de l'ordre de celle d'un composite 230 pré-imprégné par voie sèche ou humide.

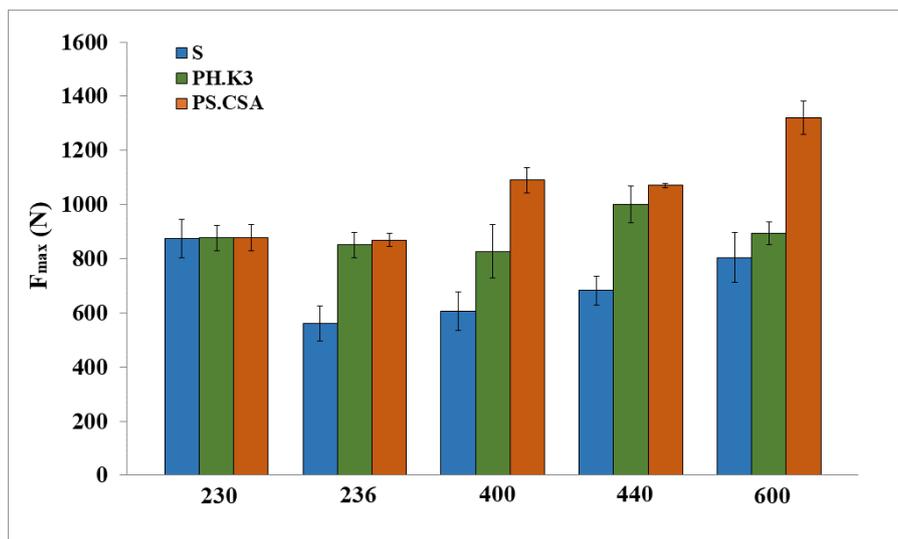


Figure 5.14 – Evolution de l'effort maximal F_{max} des TRC en fonction du type de textile et du traitement du textile

Hormis pour les composites 230 et 236, l'amélioration de la résistance maximale en traction obtenue par pré-imprégnation du textile par voie sèche est beaucoup plus importante que celle obtenue par pré-imprégnation par voie humide : respectivement 80% et 36% pour le TRC 400, 57% et 47% pour le TRC 440 et 64% et 11% pour le TRC 600. Nous en déduisons que la méthode classique de pré-imprégnation reste efficace dans le cas des renforts de faible grammage, cas du TRC 236, mais atteint sa limite quand le renfort devient très dense, cas du TRC 600, car l'action mécanique manuelle mise en œuvre ne suffit pas pour faire migrer les particules de la matrice jusqu'au cœur du fil. Ces résultats sont très intéressants étant donné que, dans la littérature, seule la pré-imprégnation par voie humide a été abordée, or elle est restreinte au domaine de la préfabrication. Cette méthode classique pourrait alors être remplacée par la méthode de pré-imprégnation par voie sèche qui d'une part permet une augmentation importante de la performance du composite quelle que soit la densité du textile et d'autre part peut être applicable in situ pour la réparation et le renforcement des structures ou bien la fabrication des

éléments de structure.

b) Sur le déplacement ultime δ_{max}

L'évolution du déplacement δ_{max} des cinq types de composite étudiés en fonction de la configuration de pré-impregnation du textile est présentée sur la Figure 5.15.

A l'exception du composite 230, la pré-impregnation du textile a entraîné une augmentation du déplacement δ_{max} . Cette augmentation semble être importante dans le cas d'une pré-impregnation par voie sèche, on observe un gain entre 24 et 71%. Dans la suite nous comparons la rigidité des composites pour bien évaluer l'effet de la pré-impregnation.

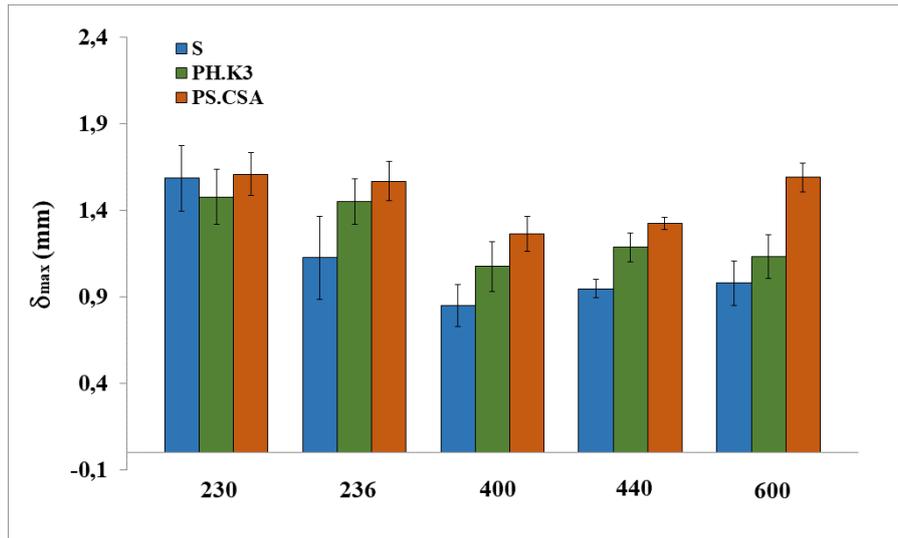


Figure 5.15 – Evolution du déplacement δ_{max} des TRC en fonction du type de textile et du traitement du textile

c) Sur la rigidité K

La figure 5.16 présente l'évolution de la pente K des différents types de composites en fonction des trois configurations de pré-impregnation du textile étudiées.

Ce paramètre de rigidité K correspondant à la raideur de la première zone de la courbe effort-déplacement fait intervenir, selon la loi de mélange, la rigidité de la matrice, la rigidité du textile et le taux de renfort. Plus ce dernier est important plus la rigidité K augmente. De ce fait, pour un même type de TRC, ce sont les composites pré-impregnés qui doivent présenter la rigidité la plus élevée. En effet, la pré-impregnation augmente le nombre de filaments contribuant à la résistance du matériau et donc agit sur le taux de renfort efficace du composite.

Les valeurs de la rigidité K obtenues présentent une forte corrélation avec les valeurs obtenues pour l'effort F_{max} . Dans le cas du composite 230, la pré-impregnation du textile ne semble pas avoir d'influence sur la rigidité du matériau si nous prenons en considération la dispersion des valeurs. Car comme nous l'avons expliqué pour l'effort F_{max} , la structuration des fils du textile 230 permet la pénétration de la matrice au sein du fil, le composite 230 sec se comporte alors comme un composite 230 pré-impregné. Pour le composite 236, les deux procédés de pré-impregnation ont le même effet sur la rigidité K , il s'agit en fait d'une augmentation de l'ordre de 51%. Quant aux composites 400, 440 et 600, ce sont ceux qui sont pré-impregnés à sec qui présentent les plus grandes valeurs de K avec une augmentation comprise entre 23 et 42% par rapport aux composites non pré-impregnés.

Comme pour l'effort maximal F_{max} , l'effet de la pré-impregnation par voie humide sur la rigidité K a tendance à diminuer quand la densité de textile augmente. Pour un textile de grammage de 600 g/m^2 cette méthode de pré-impregnation n'a apporté au composite aucune augmentation de sa rigidité.

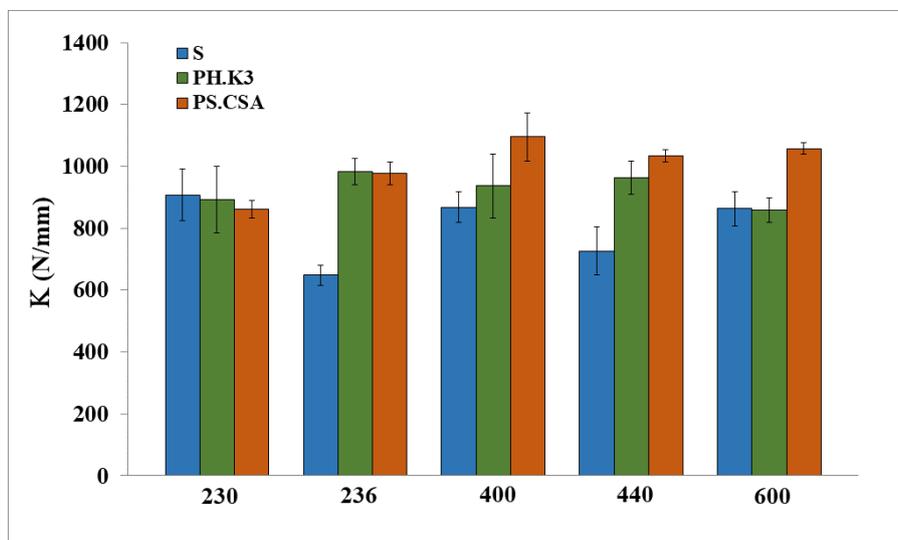


Figure 5.16 – Evolution de la rigidité K des TRC en fonction du type de textile et du traitement du textile

d) Sur l'énergie $W_{pré-pic}$

La figure 5.17 présente l'évolution du travail dissipé $W_{pré-pic}$ des différents types de composites en fonction des trois configurations étudiées. Nous retrouvons à nouveau les mêmes tendances générales que celles décrites dans les paragraphes décrivant l'évolution de F_{max} et K .

L'énergie $W_{pré-pic}$ des composites 230 présente des valeurs du même ordre selon les trois configurations du textile. Dans le cas du TRC 236, les deux procédés de pré-impregnation ont engendré une augmentation de $W_{pré-pic}$ de l'ordre de 97% par rapport au renfort non pré-impregné. Cependant, dans le cas des composites 400, 440 et 600, l'augmentation de l'énergie $W_{pré-pic}$ obtenue par pré-impregnation par voie sèche est plus grande que celle obtenue par pré-impregnation par voie humide : respectivement 159% et 73% pour le TRC 400, 145% et 96% pour le TRC 440 et 189% et 30% pour le TRC 600.

Il ressort de l'analyse de ces caractéristiques l'importance de la pré-impregnation des textiles par ce nouveau procédé de pré-impregnation par voie sèche qui permet d'obtenir des matériaux de grande résistance et de rigidité importante.

5.3.4 Evaluation de la fissuration

Toutes les éprouvettes testées dans cette étude ont fait l'objet d'une analyse de corrélation d'images qui nous a permis par la suite d'évaluer l'effet de la pré-impregnation selon les deux procédés sur l'effort correspondant à la première fissure désigné F_1 ainsi que sur l'ouverture et l'espacement entre les fissures de chaque éprouvette.

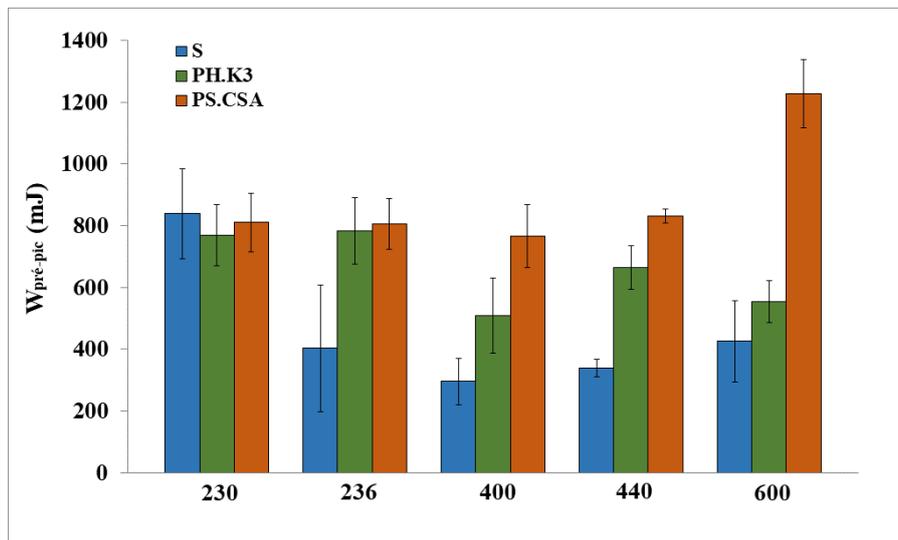


Figure 5.17 – Evolution de l'énergie $W_{pré-pic}$ des TRC en fonction du type de textile et du traitement du textile

5.3.4.1 Effort F_1 de la première fissure

La figure 5.18 présente pour chaque type de composite testé (230, 236, 400, 440 et 600) l'évolution de l'effort F_1 correspondant à l'apparition de la première fissure et l'effort ultime F_{max} en fonction de la configuration du textile (S, PH.K3 et PS.CSA). Rappelons que la détermination de F_1 , à partir des courbes expérimentales de traction, n'était pas possible notamment dans le cas des composites 400, 440 et 600 dont les fissures se caractérisent par des chutes d'effort qui sont petites voire nulles, d'où l'avantage de la technique de corrélation d'images qui donne de manière précise les valeurs de F_1 .

Les résultats montrent que ce paramètre F_1 est fortement influencé par le type de procédé de pré-imprégnation utilisé. Dans le cas des TRC 236 et 440, les tendances observées pour F_1 sont les mêmes que celles constatées pour F_{max} : pour le composite 236, les deux méthodes de pré-imprégnation ont le même effet sur l'effort F_1 , il s'agit d'une augmentation de l'ordre de 49% ; pour le composite 440, la pré-imprégnation par voie humide et sèche ont contribué à une augmentation de F_1 de 48% et 61% respectivement. Quant aux composites 400 et 600, il semble que la pré-imprégnation par voie humide n'a pas d'influence sur F_1 tandis que celle par voie sèche a conduit à une amélioration de F_1 de 63% et 25% respectivement.

L'élévation de la résistance de la première fissure, pour un même type de TRC, ne peut être liée qu'à l'amélioration de l'interaction entre les filaments du fil et la matrice, ce qui met en évidence l'importance de la pré-imprégnation par voie sèche dans l'amélioration de l'adhérence fil-matrice du composite TRC.

5.3.4.2 Ouverture des fissures

Pour des raisons de durabilité et d'esthétique, l'ouverture entre les lèvres d'une fissure des composites TRC constitue un paramètre important qui doit être vérifié. Une ouverture de fissure importante peut entraîner une corrosion des fibres ou une dégradation prématurée de la matrice. Elle peut aussi porter préjudice à l'aspect de la structure ou à son bon fonctionnement. Les valeurs admissibles de ce paramètre dépendent de la fonction envisagée du composite, de l'environnement dans lequel il est exposé ainsi que de sa nature (renfort, matrice, pré-

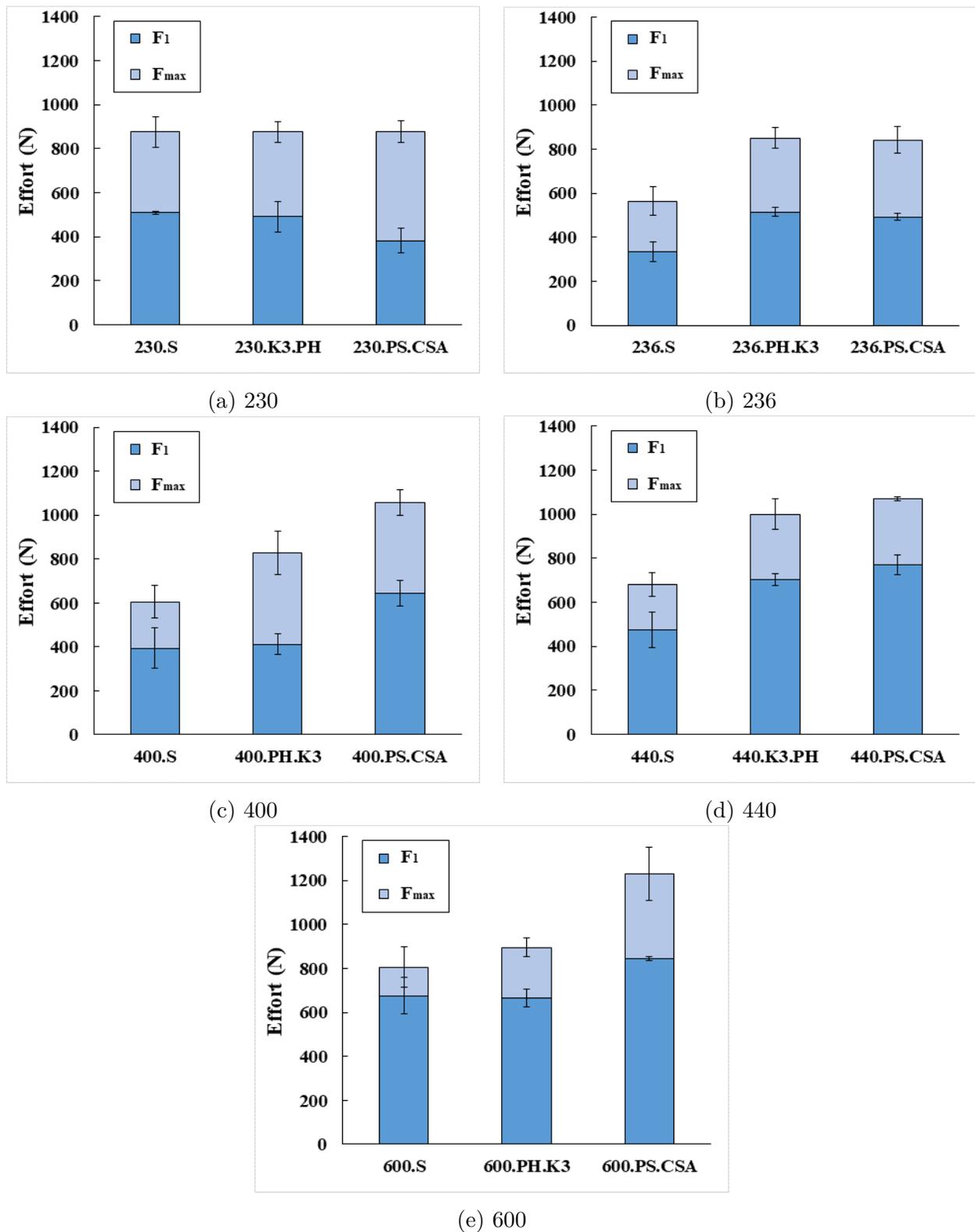


Figure 5.18 – Evolution des efforts F_1 et F_{max} en fonction de la configuration du textile pour les composites 230, 236, 400, 440 et 600

impregnation du renfort).

A l'aide de la technique de corrélation d'images, l'ouverture de fissures moyenne des éprouvettes représentatives des TRC 230, 236, 400, 440 et 600 a été déterminée pour différents niveaux de chargement, et pour les trois configurations de textile étudiées : S, PH.K3 et PS.CSA (figure 5.19).

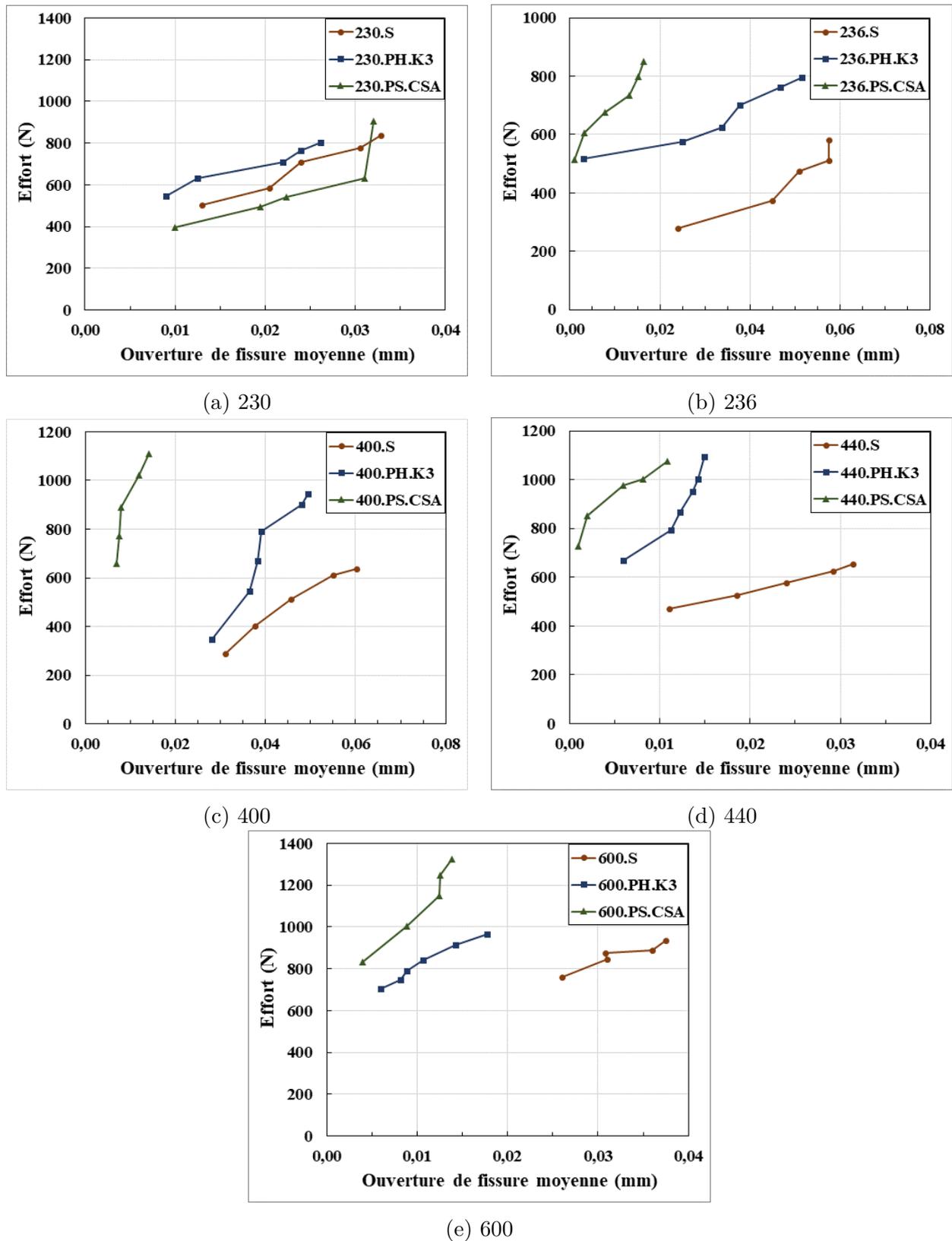


Figure 5.19 – Ouverture de fissures moyenne de chaque éprouvette TRC en fonction de la charge mécanique et de la configuration du textile

D'après ces résultats, on remarque que l'ouverture de fissures moyenne de tous les composites TRC varie fortement en fonction de l'état du textile à l'exception du composite 230. Ce dernier présente une ouverture moyenne variant de 0.01mm à 0.032 mm quelle que soit la configuration du textile, ce qui est en accord avec les résultats expérimentaux obtenus pour

le composite 230. Hormis pour le textile 230, en pré-imprégnant le textile selon les deux méthodes, l'ouverture de fissures a tendance à baisser. Les plus petites valeurs sont obtenues avec une pré-imprégnation par voie sèche (valeurs variant de 0.01 mm à 0.016 mm). Ces faibles ouvertures des fissures traduisent une très bonne adhérence entre les textiles pré-imprégnés à sec et la matrice cimentaire.

Ces résultats mettent en lumière l'intérêt du procédé de pré-imprégnation à sec même dans le cas d'utilisation des textiles de faible grammage (cas du textile 236) où la pré-imprégnation humide a montré des performances mécaniques similaires à celles de la pré-imprégnation à sec.

5.3.4.3 Espacement entre fissures

Comme la répartition de la fissuration de la matrice est un phénomène stochastique, il serait plus parlant d'évaluer l'espacement moyen entre les fissures de chaque type de composite plutôt que son schéma de fissuration exacte. La figure 5.20 présente la distance moyenne entre les fissures avec l'ouverture de fissures maximale à la charge de ruine des composites 230, 236, 400, 440 et 600 pour chaque configuration de textile : S, PH.K3 et PS.CSA.

Il ressort de cette figure une diminution importante de l'ouverture de fissures maximale et la distance entre fissures avec la pré-imprégnation du textile des différents composites à l'exception du TRC 230. Pour ce dernier, ces deux paramètres n'enregistrent pas de grandes variations en fonction de l'état du textile.

La pré-imprégnation par voie sèche PS.CSA a conduit à la formation d'un nombre important de fissures par rapport à la méthode classique PH.K3, voir figure 5.21, ce qui a entraîné une réduction de l'espacement des fissures des TRC pré-imprégnés à sec. Cette réduction est d'autant plus importante que le grammage du textile est grand : -11% pour le TRC 236 et -63% pour le TRC 600. Cela est en accord avec les résultats des essais de caractérisation en traction montrant que l'efficacité de la pré-imprégnation par voie humide diminue avec l'augmentation de la densité du textile.

Comme nous l'avons évoqué dans le chapitre 4 (cf. paragraphe 4.4.5.3.a)), les distances entre les fissures d'un composite sont directement liées à la longueur de décollement, longueur de transfert de charge entre le textile et la matrice. Les faibles valeurs de la distance entre fissures obtenues dans le cas des TRC pré-imprégnés à sec traduisent des faibles longueurs de décollement δ , ce qui signifie que ces composites se caractérisent par une interaction fil-matrice de meilleure qualité en comparaison avec les composites sec ou pré-imprégné par voie humide.

5.4 Conclusion

Le travail abordé dans ce chapitre concerne le comportement mécanique en traction des composites TRC constitués de la matrice ettringitique K3 et de cinq types de textile de verre présentés dans le chapitre 2 : 230, 236, 400, 440 et 600. Ces textiles présentent des variations qui se manifestent principalement par leurs poids spécifiques et le mode d'assemblage des filaments constituant leurs fils. Trois configurations de textiles ont été utilisées : S, PH.K3 et PS.CSA, pour évaluer l'effet de la pré-imprégnation sur le comportement du TRC en utilisant la méthode classique par voie humide (PH) et la nouvelle méthode par voie sèche que nous proposons dans ce travail (PS).

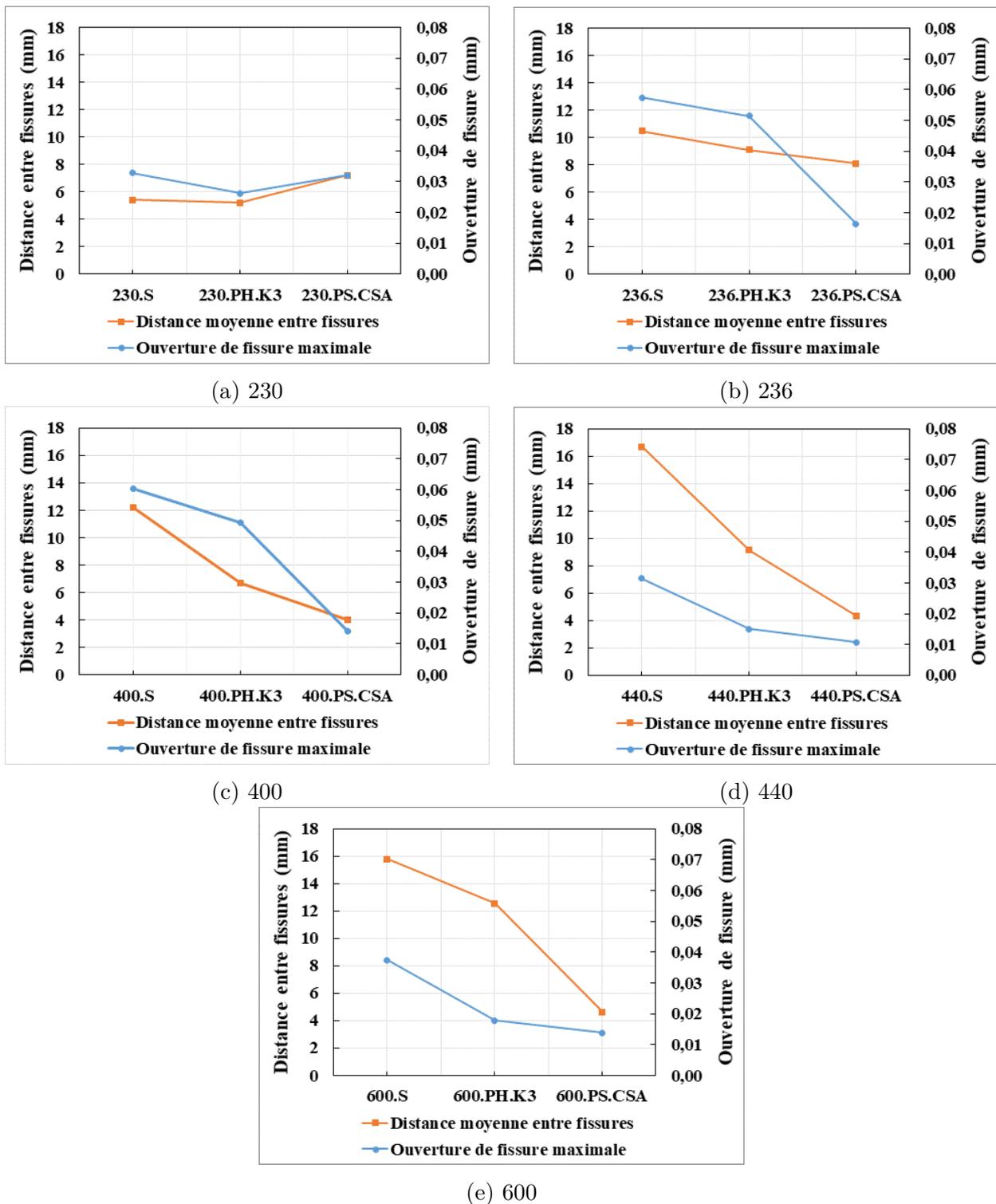


Figure 5.20 – Ouverture de fissure maximale et distance moyenne entre fissures en fonction de la configuration du textile pour les composites 230, 236, 400, 440 et 600

Les essais de traction menés sur les différents types de TRC ont montré que le comportement en traction, illustré par la courbe effort-déplacement, peut être divisé en trois types selon le poids spécifique du textile.

- Le premier type, qui concerne les TRC 230 et 236 se caractérise par une courbe constituée de trois zones où la deuxième zone présente des chutes de forces importantes liées à l'apparition des fissures et la troisième zone présente une rigidité plus petite par rapport

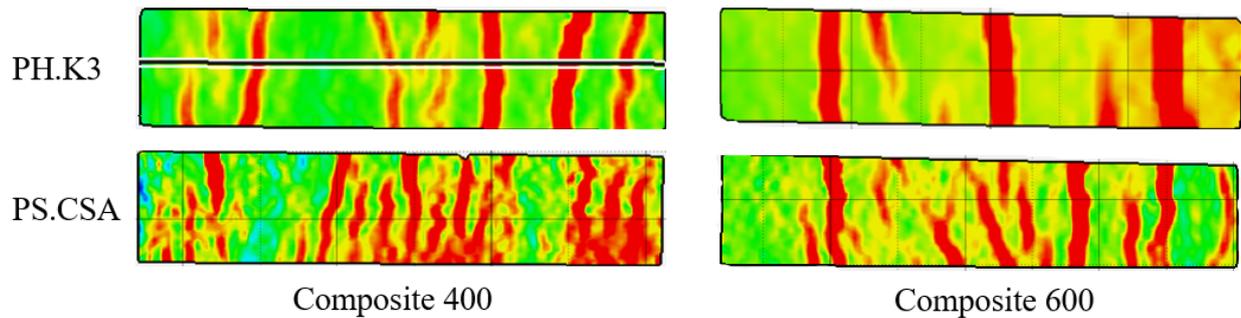


Figure 5.21 – Visualisation des fissures le long des composites 400 et 600 dans le cas des deux procédés de pré-impregnation PH.K3 et PS.CSA

à celle de la première zone ;

- Dans le deuxième type, ces chutes de forces deviennent faibles et la pente de la troisième zone augmente et devient de l'ordre de celle de la première zone, c'est le cas des TRC 400 et 440 ;
- Dans le troisième type qui concerne le composite 600, la courbe présente une seule phase quasi-linéaire, car les pentes de la première et la troisième zone sont confondues, de plus l'effort ne chute pas en cas d'apparition de fissures.

A partir des courbes de traction obtenues, quatre grandeurs caractéristiques du comportement ont été déterminées. Il s'agit de l'effort maximal F_{max} , du déplacement δ , de la rigidité de la première zone K , et de l'énergie dissipée jusqu'à atteindre l'effort de ruine $W_{pré-pic}$. Ces grandeurs ont été complétées, grâce à la technique de la corrélation d'images, par la détermination de l'effort F_1 correspondant à l'apparition de la première fissure, de l'ouverture des fissures ainsi que l'espacement entre les fissures. Sur la figure 5.22, nous présentons une comparaison de ces paramètres entre les configurations S, PH.K3 et PS.CSA, et pour les différents types de composites. L'analyse de tous ces résultats nous a permis de tirer les conclusions suivantes :

- (i) L'effet de la pré-impregnation du TRC dépend fortement de la structuration des fils constituant le textile. Dans le cas où ces fils sont formés de structures intermédiaires (appelées mèches) rassemblant des dizaines de filaments (cas du textile 230), la matrice parvient à pénétrer facilement entre les mèches et entre les filaments constituant ces mèches et assure de cette manière une interaction de meilleure qualité avec le textile. De ce fait, la pré-impregnation du textile dans ce cas n'apporte aucune amélioration à la performance mécanique du composite. Cependant, dans le cas où les filaments sont assemblés directement en fil par l'ensimage, cas de textile 236, 400, 440 et 600, la pénétration de la matrice reste limitée à l'extrême périphérie du fil, d'où l'intérêt de la pré-impregnation du textile ;
- (ii) La pré-impregnation par voie humide semble être une méthode efficace quand le textile comporte des fils de faible densité (cas du textile 236). Cependant, son effet positif sur le comportement mécanique du TRC a tendance à diminuer avec l'augmentation de la densité du textile. La pré-impregnation par voie humide du composite 600 par exemple, a entraîné une augmentation très faible voire nulle des caractéristiques mécaniques ;
- (iii) La pré-impregnation par voie sèche donne des résultats très intéressants : elle confère au composite les meilleures propriétés mécaniques (résistance et ténacité) quel que soit le poids spécifique du textile. Elle entraîne également une dispersion des résultats moindre à celle engendrée par la pré-impregnation classique. De plus, la première fissure des TRC

pré-impregnés à sec apparait à un niveau de chargement plus élevé que celui des TRC secs ou pré-impregnés par voie humide. Enfin, cette méthode engendre la formation d'un nombre important de fissures qui se caractérisent par de faibles ouvertures, de l'ordre de quelques micromètres.

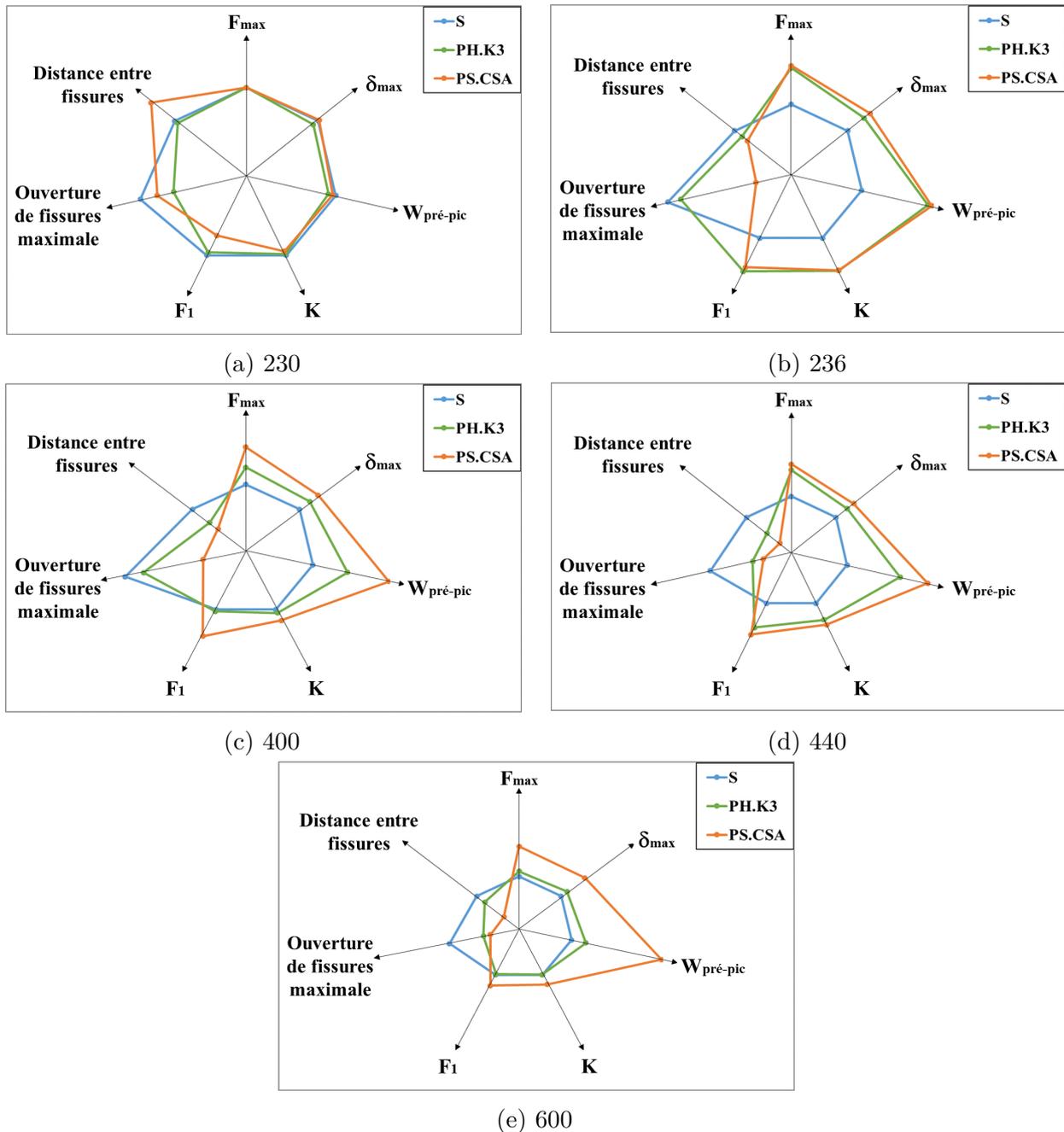


Figure 5.22 – Comparaison des caractéristiques mécaniques des composites entre les configurations S, PH.K3 et PS.CSA

Dans la suite de cette étude, il conviendra d'affiner l'évaluation de l'effet de ce procédé de pré-impregnation en passant à des applications à l'échelle industrielle. Il serait aussi intéressant de travailler sur la fixation de la poudre de pré-impregnation afin d'éviter sa perte pendant le transport du textile et lors de la mise en œuvre in situ des composites.

Conclusions et perspectives

L'objectif principal de cette thèse était d'étudier l'influence de la pré-imprégnation des renforts de verres multi-filaments en utilisant un procédé innovant (PS), basé sur l'application d'un champ électrostatique alternatif pour faire migrer à sec des poudres minérales ou polymères au sein du renfort, et le comparer au procédé classique qui consiste à imprégner le renfort par voie humide (PH). Pour atteindre l'objectif souhaité, l'effet de ces deux procédés a été évalué à l'échelle de l'interface (fil-matrice) au moyen d'essais d'arrachement et à l'échelle du matériau composite (fil-matrice et textile-matrice) au moyen d'essais de traction directe.

La première phase de ce travail a été consacrée à une étude bibliographique. Elle a mis en évidence l'état actuel de développement des matériaux composites TRC utilisés dans le domaine de la préfabrication ou bien du renforcement et de la réparation des structures traditionnelles en béton armé ou en maçonnerie. Une attention particulière a été portée au mécanisme d'adhérence entre un renfort multi-filament et une matrice minérale. Dans le cas des renforts non pré-imprégnés, la pénétration de la matrice est limitée aux filaments externes, entraînant une rupture télescopique caractérisée par la rupture des filaments externes ancrés dans la matrice et le glissement de filaments internes libres. Cette étude bibliographique a clairement mis en lumière les méthodes utilisées pour améliorer l'efficacité des filaments internes et optimiser ainsi le comportement mécanique des composites.

- La première méthode consiste à pré-imprégner le renfort par polymère, résine époxy par exemple. Elle a contribué à une amélioration importante des propriétés mécaniques du matériau. Cependant, son utilisation reste limitée car les polymères présentent d'une part une faible adhérence aux matrices minérales ce qui engendre une rupture du composite par délaminage, d'autre part une faible performance mécanique vis-à-vis des températures élevées.
- La deuxième méthode fait intervenir des particules minérales thermiquement stables, charges de silice par exemple. Elle consiste à immerger le renfort dans une suspension de particules minérales dans l'eau. Cette méthode a démontré une efficacité satisfaisante dans l'amélioration de l'adhérence renfort-matrice.

La dernière partie de cette étude bibliographique a concerné la caractérisation en traction d'un TRC. Cette caractérisation a révélé un comportement non linéaire caractérisé par trois phases différentes dont les caractéristiques de chaque phase sont influencées par plusieurs paramètres (nature de matrice, nature des fibres, taux de renfort, procédé de cure...).

Dans la deuxième partie, nous avons d'abord présenté les matériaux et les techniques expérimentales mises en œuvre pour caractériser leurs propriétés physico-mécaniques. Un fil multi-filaments de verre AR, cinq textiles de verre E, et une matrice ettringitique ont été utilisés pour fabriquer les éprouvettes d'arrachement et de traction. Ensuite, nous avons exposé les résultats de ces essais. Pour le fil de verre, un intérêt particulier a été porté à :

- (i) l'évaluation de la variabilité de ses propriétés physiques ainsi que sa capacité de rétention d'eau dans les espaces inter-filaments ;
- (ii) l'analyse de son comportement en traction en fonction de différentes configurations d'essai pour en déduire l'influence de la longueur libre de l'éprouvette et l'effet de la présence d'eau.

De façon générale, cette étude a permis de constater que les caractéristiques physiques et mécaniques d'un fil de verre varient significativement en fonction de sa longueur. Cela est dû à la variabilité de plusieurs paramètres le long du fil tels que la quantité d'ensimage, l'ondulation et la torsion des filaments et les défauts dans les filaments. De plus, la présence d'eau semble avoir un effet non négligeable sur les caractéristiques mécaniques du fil. Cependant, nous n'avons pas pu dégager de conclusions déterminantes sur cet effet en raison de la variation aléatoire des propriétés du fil.

Pour les cinq types de textiles, nous avons d'abord décrit leur structuration et les différences qui existent entre eux. Ils sont tous des tissus de verre E unidirectionnels qui se différencient principalement par leur poids spécifique et le mode d'assemblage de leurs filaments. Nous avons ensuite présenté leurs propriétés physiques et mécaniques.

Enfin, une description de la matrice utilisée dans ce travail a été présentée. C'est une matrice spécifique à base d'un liant ettringitique qui se caractérise par un durcissement et une montée en résistance rapides. Grâce aux différents essais réalisés, les propriétés rhéologiques et mécaniques de cette matrice ont été identifiées.

La troisième partie de ce travail a été dédiée à la caractérisation du comportement d'arrachement du fil de verre enrobé dans la matrice ettringitique. Elle couvre un volet expérimental et un volet modélisation. Trois objectifs ont été fixés dans l'étude expérimentale : l'étude de l'effet de la longueur d'enrobage Le , l'effet du type de procédé de pré-imprégnation et l'effet du type de matériaux de pré-imprégnation. Les principales conclusions tirées de cette étude expérimentale sont :

- **La longueur d'enrobage** a un effet significatif sur le comportement d'arrachement des fils non pré-imprégnés (S). Son augmentation entraîne une augmentation des caractéristiques mécaniques des éprouvettes S. Cependant, dans le cas des fils pré-imprégnés par voie humide (PH.K3), cette longueur d'enrobage ne semble pas avoir d'effet sur leur résistance d'arrachement car la rupture a eu lieu au niveau de la partie libre du fil plutôt qu'à l'interface. Pour les fils pré-imprégnés par voie sèche par le liant de la matrice (PS.L), le liant mono-composant (PS.CSA) et les polymères (PS.P), les résistances d'arrachement restent quasiment constantes pour toutes les longueurs d'enrobage à l'exception de $Le = 2$ cm.
- Toutes les courbes d'arrachement obtenues dans le cas des fils S, et PS (à l'exception de PS.P) sont constituées de trois zones : la première zone est quasi-linéaire et se caractérise par la résistance du fil à l'arrachement, dans la seconde zone, les liaisons filament-matrice se rompent et entraînent une chute importante de l'effort jusqu'à atteindre un effort seuil. La troisième phase est caractérisée par le glissement des filaments internes. Dans le cas des fils PH.K3 et PS.P, la troisième phase n'a pas été observée. L'effort chute brutalement jusqu'à zéro en raison de la rupture fragile du fil de verre dans le cas du traitement PH.K3 et de la perte de d'adhérence entre les charges polymère et la matrice minérale dans le cas du traitement PS.P.
- La pré-imprégnation du fil par la méthode classique (PH.K3) a démontré la meilleure amélioration de la résistance d'arrachement grâce à l'amélioration de l'adhérence inter-filament en raison de la pénétration des particules de la matrice au sein du fil. Cependant, cette méthode a engendré une rupture du fil par traction à un faible niveau de chargement. Cela est dû à l'action mécanique sur les fils lors de la mise en œuvre qui a causé

l'endommagement de quelques filaments et par conséquent la rupture précoce du fil.

- L'effet du procédé de pré-imprégnation par voie sèche (PS) dépend de la nature et des propriétés physiques de la poudre utilisée. La présence de particules de grandes tailles dans la poudre engendre une diminution des propriétés mécaniques, cas des éprouvettes PS.L+Ch et PS.K3. L'utilisation du liant L et du liant mono-composant CSA a contribué à l'amélioration de l'adhérence fil-matrice.

Dans le volet modélisation, dans un premier temps, nous avons calibré un modèle analytique existant avec les résultats expérimentaux d'un fil S. Le principe de ce modèle consiste à considérer la rupture à l'interface fil-matrice comme la création d'une fissure au niveau de cette interface. Les courbes du modèle obtenus ont bien corrélé le comportement d'arrachement d'un fil S et pour les quatre longueurs d'enrobage étudiées. Dans un second temps, nous avons réalisé une modélisation axisymétrique 2D de l'essai d'arrachement en utilisant des éléments joints à l'interface. Trois lois d'interface ont été étudiées (JOINT_BA, CZM_EXP et CZM_LIN) et leurs paramètres ont été identifiés dans le cas d'un fil S et PS.CSA. Les résultats ont montré que c'est la loi **CZM_EXP** qui décrit le mieux le comportement d'arrachement, de plus elle ne fait intervenir que deux paramètres mécaniques contrairement à la loi JOINT_BA qui nécessite l'identification de 14 paramètres. La loi CZM_EXP sera utilisée par la suite pour modéliser l'essai de traction des composites fil-matrice.

La quatrième étape a été consacrée à l'étude expérimentale et numérique du comportement en traction des composites fil-matrice. Dans la partie expérimentale, nous nous sommes intéressés à l'évaluation de l'influence de trois paramètres : taux de renfort, procédé de pré-imprégnation et type de poudre de pré-imprégnation à sec. Dans ce sens, nous avons effectué des essais de traction sur deux types de composites 1F et 3F, qui se différencient uniquement par le nombre de fils, selon différentes configurations de fils. Le choix de ces dernières a été basé sur les résultats des essais d'arrachement. Nous avons en fait gardé en plus de la configuration référence (S), les configurations ayant eu seulement un effet bénéfique sur l'adhérence fil-matrice, PH.K3, PS.L, PS.CSA et PS.P. Les résultats de ces essais mécaniques ont été complétés par des observations microscopiques pour mieux comprendre l'effet de la pré-imprégnation. Les principales conclusions de la partie expérimentale de cette phase sont :

- Le comportement en traction est fortement influencé par le taux de renfort ; la mise en place d'un seul fil dans la matrice (1F) a entraîné une réduction des caractéristiques mécaniques en créant des défauts dans la matrice, alors que l'insertion de 3 fils a contribué à son renforcement. En outre, l'augmentation du taux de renfort améliore le comportement en traction du composite indépendamment de la configuration du fil ;
- La pré-imprégnation classique a démontré la meilleure amélioration de la performance mécanique du composite en assurant un remplissage dense entre les filaments internes. Cependant, puisqu'il s'agit d'un procédé manuel non-contrôlé, la dispersion des valeurs était importante en comparaison avec la pré-imprégnation par voie sèche ;
- Le procédé innovant de pré-imprégnation à sec a également amélioré l'adhérence du composite. L'ampleur de cette amélioration dépend du type de poudre utilisé : la plus grande résistance a été obtenue avec le liant mono-composant CSA grâce à son homogénéité. L'utilisation de polymère a par contre, entraîné un glissement des filaments à cause de sa faible adhérence à la matrice minérale ;

- Comme dans l'étude d'arrachement, le mode de rupture des éprouvettes PH.K3 correspond à une rupture en traction des fils de verre mais pour un effort plus faible que celui qui pourrait être supporté par les fils seuls. En revanche, la pré-imprégnation par voie sèche a engendré une rupture télescopique caractérisée par la rupture d'un nombre important de filaments et le glissement des filaments internes non rompus ;
- Les fissures engendrées par la pré-imprégnation humide se caractérisent par une ouverture beaucoup plus importante que celle des fissures produites dans le cas d'une pré-imprégnation par voie sèche.

Nous avons ensuite complété cette étude expérimentale par une modélisation numérique 3D de l'essai de traction des composites 3F en utilisant le code de calcul par éléments finis Code_Aster. Cette modélisation est basée sur une approche microscopique qui considère le composite comme un matériau hétérogène, et qui nécessite de définir les propriétés de la matrice, du fil et de l'interface. Pour simuler le comportement fissuré de la matrice, un modèle discret de zones cohésives a été adopté. Le modèle utilisé pour décrire le comportement à l'interface est celui identifié à partir des essais d'arrachement. Un modèle élastique a été choisi pour décrire le comportement des fils. Il est à noter que ce modèle ne prend pas en considération le mode de ruine dans les fils de verre. Pour les deux types de composite sec et pré-imprégné, la confrontation des résultats numériques et expérimentaux a montré une bonne concordance au niveau du comportement global effort-déplacement, de la fissuration et du mode de ruine.

L'analyse des états de déformations et de contrainte dans le fil, la matrice et l'interface nous a permis de bien comprendre le comportement en traction des composites. En effet, ce comportement est constitué de trois zones. Une zone linéaire dans laquelle le fil et la matrice se déforment de la même façon, la contrainte à l'interface est dans ce cas nulle. La deuxième zone commence avec l'apparition de la première fissure. Dans ce cas, nous constatons une augmentation brutale de la déformation du fil au niveau de cette fissure accompagnée d'une chute de déformation de la matrice. De ce fait, au voisinage de la fissure, le fil s'allonge tandis que la matrice rétrécit, ce qui engendre un endommagement à l'interface (contrainte tangentielle non nulle) le long d'une certaine longueur appelée longueur de décollement δ . A travers cette dernière, le fil transmet la charge à la matrice. Ainsi, en dehors de la distance de $\pm\delta$ à partir de la section de la fissure, les déformations de la matrice et du fil coïncident car la contrainte à l'interface est nulle. Ce processus se répète chaque fois qu'une nouvelle fissure se développe. Une fois que les distances entre les fissures sont plus grandes que δ et plus petites que 2δ , c'est la fin de la deuxième zone, zone de multi-fissuration. Cette étude a montré que plus l'adhérence fil-matrice est bonne plus la longueur de décollement est petite, ce qui explique pourquoi les composites 3F pré-imprégnés présentent plus de fissures que les composites secs. Dans la troisième zone, l'effort est quasiment repris en totalité par le fil et sa déformation continue à augmenter jusqu'à ce que l'effort ultime soit atteint. L'interface dans cette zone est complètement endommagée, caractérisée par une contrainte tangentielle non nulle (positive dans la zone $+\delta$ et négative dans la zone $-\delta$).

Enfin, le modèle a été utilisé pour effectuer une étude paramétrique numérique afin de déterminer l'influence du taux et disposition du renfort ainsi que les propriétés mécaniques de la matrice sur les propriétés mécaniques du composite : effort associé à la première fissure F_1 , effort ultime F_u et rigidité dans la première et la troisième phase E_1 et E_3 . Il ressort de cette étude que l'augmentation du taux de renfort conduit à l'augmentation des propriétés mécaniques et engendre une fissuration plus dense. De plus, pour un même taux de renfort, la

disposition des fils sur deux lignes plutôt qu'une seule ligne a contribué à une augmentation non négligeable de la charge de ruine. Enfin, l'influence de la matrice se limite au comportement de la première zone : l'augmentation de la résistance ultime et du module d'Young de la matrice entraîne respectivement l'augmentation de l'effort F_1 et la rigidité E_1 du composite.

Comme les premiers résultats de la pré-imprégnation des fils par voie sèche sont prometteurs et montrent que ce nouveau procédé permet d'améliorer l'adhérence, notamment dans le cas d'utilisation de la poudre mono-composante CSA (PS.CSA), nous nous sommes intéressés dans la dernière partie de ce travail à évaluer son efficacité vis-à-vis des textiles en le comparant avec le procédé classique (PH.K3). Cinq types de tissus de verres unidirectionnels ont été utilisés pour fabriquer des éprouvettes TRC. Ils se différencient principalement par leurs poids spécifiques et le mode d'assemblage des filaments. Une campagne expérimentale d'essais de traction a été menée, accompagnée d'une analyse de corrélation d'images numériques. Les résultats obtenus ont permis de déterminer l'effet des deux procédés de pré-imprégnation sur les propriétés mécaniques du TRC : effort, rigidité et énergie dissipée, ainsi que sa fissuration : effort à la première fissure, ouverture et espacement entre fissures. Il ressort de cette étude les conclusions suivantes :

- Dans le cas des tissus de faible grammage et qui sont constitués des fils contenant une structure intermédiaire, appelée mèche, la pré-imprégnation du renfort n'a aucun effet sur la performance mécanique du composite, car cette structuration du fil permet une bonne pénétration de la matrice entre les filaments et assure ainsi une bonne interaction fil-matrice. Cependant, dans le cas des tissus composés des fils dans lesquels les filaments sont assemblés directement par ensimage, la pénétration de la matrice reste limitée aux filaments externes, ce qui nécessite une pré-imprégnation du renfort afin d'améliorer l'adhérence entre les filaments internes ;
- Le rôle de la méthode classique de pré-imprégnation semble être efficace dans le cas des textiles de faible grammage. Cependant, plus la densité de ce renfort devient importante plus l'effet de cette méthode a tendance à diminuer ;
- Les résultats obtenus dans le cas de la pré-imprégnation des TRC par voie sèche semblent être très intéressants. Ce procédé a contribué à une amélioration très importante des propriétés mécaniques du TRC (résistance et ténacité) même dans le cas des renforts de densité élevée. Il a également entraîné une variabilité des résultats moindre que celle engendrée par l'ancienne méthode. De plus, il a permis d'avoir des composites ayant des fissures de faible ouverture (quelques micromètres), ce qui est favorable d'un point de vue esthétique et pour la durabilité.

Ce travail a permis de comprendre le rôle de la pré-imprégnation du renfort dans l'amélioration du comportement mécanique des composites. Nous rappelons que dans le cas d'utilisation des textiles, c'est la pré-imprégnation par voie sèche qui a apporté la meilleure amélioration des propriétés mécaniques, alors que dans le cas d'utilisations des fils, c'est celle par voie humide qui était la plus efficace. Cela est dû à trois phénomènes :

- Le calandrage des fils avant pré-imprégnation qui a causé leur dégradation. Ce calandrage par contre n'a pas été fait pour les différents textiles testés ;
- La perte de la poudre de pré-imprégnation pendant le transport des fils de l'entreprise Fibroline au laboratoire ;
- La non maîtrise de la quantité d'eau pulvérisée dans le cas des fils.

Pour conclure, cette étude a montré que la nouvelle méthode de pré-imprégnation par voie sèche pourrait remplacer la méthode traditionnelle en apportant la meilleure amélioration du comportement mécanique du composite TRC même dans le cas des tissus de grammage important.

Ce travail ouvre de multiples perspectives dont les plus intéressantes sont les suivantes :

- Etude de l'effet de la pré-imprégnation selon les deux procédés sur le comportement en traction des TRC en prenant en considération l'effet d'échelle des éprouvettes. Cela nécessite la réalisation des essais de traction sur des éprouvettes de grandes dimensions ;
- Etude de l'application du procédé d'imprégnation par voie sèche à la réparation et le renforcement des structures en béton armé ou en maçonnerie, cela nécessite une maîtrise de la fixation de la poudre pré-imprégnée dans le textile ainsi que son hydratation ;
- Développement d'un modèle numérique qui simule le comportement en traction des composites textile-matrice. Il est intéressant d'introduire dans ce modèle une loi d'interface qui prend en considération la différence d'adhérence entre filaments externes-matrice et filaments internes-matrice afin de pouvoir prédire le mode de rupture télescopique dans le cas des renforts non-pré-imprégnés. Il serait également intéressant d'utiliser dans ce modèle une loi d'endommagement pour la matrice cimentaire ;
- Confrontation du modèle numérique avec l'expérimentale. Cela nécessite la mesure de champs de déplacements sur les deux faces de l'éprouvette par la technique de stéréocorrélation d'images et la résolution d'un problème inverse.

Publications scientifiques

Publications journal

Article publié dans le journal international CST

1. **Omayma HOMORO**, Marie MICHEL, Thouraya BARANGER. Pull-out response of glass yarn ettringite matrix : effect of pre-impregnation and embedded length. Journal of Composites Science and Technologies, volume 170, 2019, pages 174-182.

Article soumis au journal international EJECE

2. **Omayma HOMORO**, Marie MICHEL, Thouraya BARANGER. Improvement of the mechanical properties of a glass multifilament yarn reinforced ettringitic matrix using an innovative pre-impregnation process. Submitted to "European Journal of Environmental and Civil Engineering" on September 2019 (current status : under review).

Articles en cours de préparation pour la soumission aux journaux internationaux

3. **Omayma HOMORO**, Thouraya BARANGER, Marie MICHEL. Numerical modeling on the uniaxial tensile behavior of glass yarn reinforced ettringitic matrix. Paper (in preparation) will be soon submitted to "Composites Part B : Engineering".

4. **Omayma HOMORO**, Marie MICHEL, Thouraya BARANGER. Dry mineral pre-impregnation for enhanced properties of glass textile reinforced ettringitic matrix. Paper (in preparation) will be soon submitted to "Cement and Concrete Research".

Articles de conférence

1. **Omayma HOMORO**, Marie MICHEL, Thouraya BARANGER. Amélioration du comportement mécanique en traction des composites verre-matrice ettringitique par un procédé de pré-impregnation innovant. RUGC 2019 (Nice, France).

2. **Omayma HOMORO**, Marie MICHEL, Thouraya BARANGER. Effect of pre-impregnation process on the tensile behavior of glass yarn/ettringitic matrix composite. SMSS 2019 (Rovinj, Croatie).

3. **Omayma HOMORO**, Marie MICHEL, Thouraya BARANGER. Influence of pre-impregnation process on mechanical performance of glass/ettringitic matrix composite. CICE 2018 (Paris, France).

4. **Omayma HOMORO**, Marie MICHEL, Thouraya BARANGER. Influence du procédé de pré-impregnation sur la performance mécanique d'un composite verre/matrice ettringitique. RUGC 2018 (Saint-Etienne, France).

Bibliographie

- [1] D. Ehlig, F. Schladitz, M. Frenzel, and M. Curbach. Textilbeton–ausgeführte projekte im überblick. *Beton-und Stahlbetonbau*, 107(11) :777–785, 2012.
- [2] S. Weiland, R. Ortlepp, B. Hauptenbuchner, and M. Curbach. Textile reinforced concrete for flexural strengthening of rc-structures-part 2 : Application on a concrete shell. *Special Publication*, 251 :41–58, 2008.
- [3] M. Hinzen. Einfluss von kurzfasern auf die frisch-und festbetoneigenschaften sowie das tragverhalten von textilbeton, 2014.
- [4] R. Barhum and V. Mechtcherine. Effect of short fibres on fracture behaviour of textile reinforced concrete. In *Proceedings of the 7th International Conference on Fracture Mechanics of Concrete and Concrete Structures*, pages 1498–1503, 2010.
- [5] P. Latil. PhD thesis, Université Grenoble Alpes, 2011.
- [6] R. 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*. PhD thesis, Université Claude Bernard-Lyon I, 2011.
- [7] W. Brameshuber. Manufacturing methods for textile-reinforced concrete. In T. Triantafillou, editor, *Textile Fibre Composites in Civil Engineering*, pages 45 – 59. Woodhead Publishing, 2016.
- [8] G. Promis. *Composites fibres/matrice minérale : du matériau a la structure*. PhD thesis, Université Claude Bernard-Lyon I, 2010.
- [9] J. Wastiels. Formulation of combining textile reinforcement and mineral matrix ; textile architecture - textile structures and buildings of the future, 2008.
- [10] A. Badanoiu and J. Holmgren. Cementitious composites reinforced with continuous carbon fibres for strengthening of concrete structures. *Cement and Concrete Composites*, 25(3) :387–394, 2003.
- [11] M. Krüger. *Vorgespannter textiltbewehrter Beton (Prestressed textile reinforced concrete)*. PhD thesis, Dissertation, University of Stuttgart, 2004.
- [12] A. Peled and A. Bentur. Geometrical characteristics and efficiency of textile fabrics for reinforcing cement composites. *Cement and Concrete Research*, 30(5) :781–790, 2000.
- [13] R. Hans-Wolf. Composite materials - 6.1 bond. In W. Brameshuber, editor, *Textile Reinforced Concrete - State-of-the-Art Report of RILEM TC 201-TRC*, pages 83 – 131. RILEM Publications SARL, 2006.
- [14] D. Dvorkin and A. Peled. Effect of reinforcement with carbon fabrics impregnated with nanoparticles on the tensile behavior of cement-based composites. *Cement and Concrete Research*, 85 :28–38, 2016.
- [15] B. Banholzer. *Bond behaviour of a multi-filament yarn embedded in a cementitious matrix*. PhD thesis, Bibliothek der RWTH Aachen, 2004.
- [16] D. Zhu, B. Mobasher, and A. Peled. Experimental study of dynamic behavior of cement-based composites. *Journal of Sustainable Cement-Based Materials*, 2(1) :1–12, 2013.

- [17] A. Bentur, R. Tiroch, M. Yardimici, M. Puterman, and A. Peled. Bonding and microstructure in textile reinforced concrete. In *Textile Reinforced Concretes : Proceedings of the International RILEM Conference on Material Science*, pages 23–33. RILEM Publications SARL, 2010.
- [18] S. Xu, M. Krüger, H.-W. Reinhardt, and J. Ožbolt. Bond characteristics of carbon, alkali resistant glass, and aramid textiles in mortar. *Journal of materials in civil engineering*, 16(4) :356–364, 2004.
- [19] R. Nadiv, A. Peled, V. Mechtcherine, S. Hempel, and C. Schroeﬂ. Micro-and nanoparticle mineral coating for enhanced properties of carbon multifilament yarn cement-based composites. *Composites Part B : Engineering*, 111 :179–189, 2017.
- [20] M. Zamir, D. Dvorkin, and A. Peled. Fabric cement-based composites with nanoparticles filler, interfacial characteristics. In *3rd International RILEM Conference on Strain Hardening Cementitious Composites*, pages 171–178. RILEM Publications SARL, 2014.
- [21] Z. Cohen and A. Peled. Controlled telescopic reinforcement system of fabric–cement composites—durability concerns. *Cement and Concrete Research*, 40(10) :1495–1506, 2010.
- [22] Z. Cohen and A. Peled. Effect of nanofillers and production methods to control the interfacial characteristics of glass bundles in textile fabric cement-based composites. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 43(6) :962–972, 2012.
- [23] S. Sueki, C. Soranakom, B. Mobasher, and A. Peled. Pullout-slip response of fabrics embedded in a cement paste matrix. *Journal of Materials in Civil Engineering*, 19(9) :718–727, 2007.
- [24] A. Peled and B. Mobasher. Tensile behavior of fabric cement-based composites : pultruded and cast. *Journal of Materials in Civil Engineering*, 19(4) :340–348, 2007.
- [25] B. Banholzer. Bond of a strand in a cementitious matrix. *Materials and structures*, 39(10) :1015–1028, 2006.
- [26] I. Lepenies, C. Meyer, H. Schorn, and B. Zastrau. Modeling of load transfer behavior of ar-glass-rovings in textile reinforced concrete. *Special Publication*, 244 :109–124, 2007.
- [27] B. Mobasher, A. Peled, and J. Pahilajani. Distributed cracking and stiffness degradation in fabric-cement composites. *Materials and structures*, 39(3) :317–331, 2006.
- [28] A. Peled, Z. Cohen, Y. Pasder, A. Roye, and T. Gries. Influences of textile characteristics on the tensile properties of warp knitted cement based composites. *Cement and concrete composites*, 30(3) :174–183, 2008.
- [29] J. Hegger and S. Voss. Textile reinforced concrete–bearing behavior, design, applications, composite in construction. In *Third International Conference Composites in Construction (CCC 2005)*, pages 1139–1146. RILEM Publications SARL, 2005.
- [30] I. G. Colombo, A. Magri, G. Zani, M. Colombo, and M. Di Prisco. Erratum to : Textile reinforced concrete : experimental investigation on design parameters. *Materials and structures*, 46(11) :1953–1971, 2013.
- [31] J. Hegger, N. Will, O. Bruckermann, and S. Voss. Load–bearing behaviour and simulation of textile reinforced concrete. *Materials and structures*, 39(8) :765–776, 2006.
- [32] Chaux de construction - partie 2 : méthodes d’essai. nf en 459-2, 2012.

- [33] V. C. Li and H. Stang. Interface property characterization and strengthening mechanisms in fiber reinforced cement based composites. *Advanced cement based materials*, 6(1) :1–20, 1997.
- [34] N. Dominguez Ramirez. *Etude de la liaison acier-béton : de la modélisation du phénomène à la formulation d'un élément fini enrichi" béton armé"*. PhD thesis, Cachan, Ecole normale supérieure, 2005.
- [35] V. Mechtcherine. Mineral-based matrices for textile-reinforced concrete. In T. Triantafillou, editor, *Textile Fibre Composites in Civil Engineering*, pages 25 – 43. Woodhead Publishing, 2016.
- [36] W. Brameshuber. *Report 36 : textile reinforced concrete-state-of-the-art report of RILEM TC 201-TRC*, volume 36. RILEM publications, 2006.
- [37] V. Mechtcherine. Novel cement-based composites for the strengthening and repair of concrete structures. *Construction and Building Materials*, 41 :365–373, 2013.
- [38] M. Lieboldt, M. Butler, and V. Mechtcherine. Application of textile reinforced concrete in prefabrication. In *Proceedings of the seventh RILEM international symposium (BEFIB 2008) on fibre reinforced concrete : design and applications*. RILEM Publications, SARL, pages 253–62, 2008.
- [39] M. Butler, V. Mechtcherine, and S. Hempel. Experimental investigations on the durability of fibre–matrix interfaces in textile-reinforced concrete. *Cement and Concrete Composites*, 31(4) :221–231, 2009.
- [40] T. Brockmann and W. Brameshuber. Mechanical and fracture mechanical properties of fine grained concrete for textile reinforced composites, 2006.
- [41] C. Scheffler, S. Gao, R. Plonka, E. Mäder, S. Hempel, M. Butler, and V. Mechtcherine. Interphase modification of alkali-resistant glass fibres and carbon fibres for textile reinforced concrete ii : Water adsorption and composite interphases. *Composites Science and Technology*, 69(7) :905–912, 2009.
- [42] R. Siddique and J. Klaus. Influence of metakaolin on the properties of mortar and concrete : A review. *Applied Clay Science*, 43(3) :392–400, 2009.
- [43] W. Brameshuber and T. Brockmann. Calcium aluminate cement as binder for textile reinforced concrete. In *International conference on calcium aluminate cements*, pages 659–666, 2001.
- [44] P. Van Itterbeeck, H. Cuypers, J. Orlowsky, and J. Wastiels. Evaluation of the strand in cement (sic) test for grcs with improved durability. *Materials and structures*, 41(6) :1109–1116, 2008.
- [45] J. Wastiels. Sandwich panels in construction with hpfrc faces : new possibilities and adequate modelling. *High performance fibre reinforced cement composites*, pages 143–51, 1999.
- [46] R. E. Lyon, P. Balaguru, A. Foden, U. Sorathia, J. Davidovits, and M. Davidovics. Fire-resistant aluminosilicate composites. *Fire and materials*, 21(2) :67–73, 1997.
- [47] J. Ambroise, M. Michel, A. Limam, A. Llosa, and B.-T. Truong. Matériau composite à matrice cimentaire renforcée avec des fibres de verre non alcali-résistantes, N° de dépôt : WO 2016 146799 A1, 2016.

- [48] J. Ambroise and M. Michel. Matrice minérale destinée à la fabrication de composites minces par imprégnation de renforts tissés ou non tissés, N° de dépôt : WO 2015 158896 A1, 2014.
- [49] M. Lieboldt. *Transport von Flüssigkeiten und Gasen im Textilbeton*. PhD thesis, Schriftenreihe des Instituts für Baustoffe, Heft 2012/1, TU Dresden, 2012.
- [50] R. Barhum and V. Mechtcherine. Influence of short dispersed and short integral glass fibres on the mechanical behaviour of textile-reinforced concrete. *Materials and structures*, 46(4) :557–572, 2013.
- [51] R. Barhum and V. Mechtcherine. Effect of short, dispersed glass and carbon fibres on the behaviour of textile-reinforced concrete under tensile loading. *Engineering Fracture Mechanics*, 92 :56–71, 2012.
- [52] G. Derombise, L. V. Van Schoors, and P. Davies. Degradation of technora aramid fibres in alkaline and neutral environments. *Polymer Degradation and Stability*, 94(10) :1615–1620, 2009.
- [53] K. Van de Velde, P. Kiekens, and L. Van Langenhove. Basalt fibres as reinforcement for composites. In *Proceedings of 10th international conference on composites/nano engineering, University of New Orleans, New Orleans, LA, USA*, volume 2026. Citeseer, 2003.
- [54] T. Brockmann and W. Brameshuber. Matrix development for the production technology of textile reinforced concrete (trc) structural elements. In *Proceedings of the 3rd International Conference on Composites in Construction*, pages 1165–1172, 2005.
- [55] U. Pachow and D. Lind. Glasfaserbeton/textilbewehrter beton. *Betonwerk+ Fertigteil-Technik*, 70(1) :18–30, 2004.
- [56] W. Zhu and P. Bartos. Assessment of interfacial microstructure and bond properties in aged grc using a novel microindentation method. *Cement and Concrete Research*, 27(11) :1701–1711, 1997.
- [57] A. Bentur and S. Mindness. *Fiber reinforcement cementitious composites*, second edition, 2007.
- [58] M. Kruger, J. Ozbolt, and H. Reinhardt. A new 3d discrete bond model to study the influence of bond on structural performance of thin reinforced and prestressed concrete plates. *Proc., High Performance Fiber Reinforced Cement Composites (HPFRCC4)*, pages 49–63, 2003.
- [59] R. Chudoba, M. Vořechovský, and M. Konrad. Stochastic modeling of multi-filament yarns. i. random properties within the cross-section and size effect. *International Journal of Solids and Structures*, 43(3) :413–434, 2006.
- [60] H. Schorn. Ein verbundmodell für glasfaserbewehrungen im beton. *Bautechnik*, 80(3) :174–180, 2003.
- [61] S. Gao, E. Mäder, and R. Plonka. Coatings for glass fibers in a cementitious matrix. *Acta Materialia*, 52(16) :4745–4755, 2004.
- [62] M. Butler, R. Hempel, and H. Schorn. Bond behaviour of polymer impregnated ar-glass textile reinforcement in concrete. In *Proceedings of the international symposium polymers in concrete, April*, pages 2–4, 2006.

- [63] M. Raupach, J. Orlowsky, T. Büttner, U. Dilthey, and M. Schleser. Epoxy-impregnated textiles in concrete-load bearing capacity and durability. In *Proceedings of the 1st International RILEM Conference*, pages 77–88, 2006.
- [64] O. Weichold. Preparation and properties of hybrid cement-in-polymer coatings used for the improvement of fiber-matrix adhesion in textile reinforced concrete. *Journal of applied polymer science*, 116(6) :3303–3309, 2010.
- [65] J. Hartig, F. Jesse, K. Schicktanz, and U. Häußler-Combe. Influence of experimental setups on the apparent uniaxial tensile load-bearing capacity of textile reinforced concrete specimens. *Materials and structures*, 45(3) :433–446, 2012.
- [66] K. Markus and M. F. Hans-Wolf, Reinhardt. Bond behaviour of textile reinforcement in reinforced and prestressed concrete. *Otto-Graf-Journal*, 12 :33, 2001.
- [67] T. D’Antino and C. Papanicolaou. Mechanical characterization of textile reinforced inorganic-matrix composites. *Composites Part B : Engineering*, 127 :78–91, 2017.
- [68] Q. Li and S. Xu. Experimental research on mechanical performance of hybrid fiber reinforced cementitious composites with polyvinyl alcohol short fiber and carbon textile. *Journal of composite materials*, 45(1) :5–28, 2011.
- [69] F. de Andrade Silva, M. Butler, S. Hempel, R. D. Toledo Filho, and V. Mechtcherine. Effects of elevated temperatures on the interface properties of carbon textile-reinforced concrete. *Cement and Concrete Composites*, 48 :26–34, 2014.
- [70] A. Bentur, M. Y. Yardımcı, and R. Tirosh. Preservation of telescopic bonding upon aging of bundled glass filaments by treatments with nano-particles. *Cement and Concrete Research*, 47 :69–77, 2013.
- [71] C. Signorini, A. Nobili, E. C. Gonzalez, and C. Siligardi. Silica coating for interphase bond enhancement of carbon and ar-glass textile reinforced mortar (trm). *Composites Part B : Engineering*, 141 :191–202, 2018.
- [72] H. Stang. Significance of shrinkage-induced clamping pressure in fiber-matrix bonding in cementitious composite materials. *Advanced Cement Based Materials*, 4(3-4) :106–115, 1996.
- [73] A. Peled and A. Bentur. Fabric structure and its reinforcing efficiency in textile reinforced cement composites. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 34(2) :107–118, 2003.
- [74] A. Peled and B. Mobasher. Pultruded fabric-cement composites. *ACI Materials Journal*, 102(1) :15, 2005.
- [75] A. Peled and B. Mobasher. Properties of fabric-cement composites made by pultrusion. *Materials and structures*, 39(8) :787–797, 2006.
- [76] B. Zastrau, M. Richter, and I. Lepenies. On the analytical solution of pullout phenomena in textile reinforced concrete. *Journal of engineering materials and technology*, 125(1) :38–43, 2003.
- [77] S. Ohno and D. Hannant. Modelling the stress-strain response of continuous fiber reinforced cement composites. *ACI Materials Journal*, 91(3) :306–312, 1994.
- [78] J. Aveston, G. A. Cooper, and A. et Kelly. The properties of fiber composites, 1971.

- [79] T. H. Nguyen. *Contribution à l'étude du comportement thermomécanique à très haute température des matériaux composites pour la réparation et/ou le renforcement des structures de Génie Civil*. PhD thesis, Université Claude Bernard-Lyon I, 2015.
- [80] J. Hegger and S. Voss. Textile reinforced concrete under biaxial loading. In *6th International RILEM Symposium on Fibre Reinforced Concretes*, pages 1463–1472. RILEM Publications SARL, 2004.
- [81] N. Singla. Experimental and theoretical study of alkali resistant cement composites for retrofitting masonry structures, 2004.
- [82] J. Hegger and S. Voss. Ar-glass and carbon fibers for textile reinforced concrete—a comparison of efficiency. In *Spring-Concrete Soars, Spans and Supports, ACI-Convention*, 2005.
- [83] U. Diltthey, M. Schleser, M. Möller, and O. Weichold. Application of polymers in textile reinforced concrete – from the interface to construction elements. In *CTRC'2006 - 1st International RILEM Conference on Textile Reinforced Concrete*, pages 55–64. RILEM Publications SARL, 2006.
- [84] M. J. Roth. Flexural and tensile properties of thin, very high-strength, fiber-reinforced concrete panels, 2007.
- [85] J. Hegger and S. Voss. Investigations on the bearing behaviour and application potential of textile reinforced concrete. *Engineering structures*, 30(7) :2050–2056, 2008.
- [86] M. Kok. Textile reinforced double curved concrete elements, 2013.
- [87] Y. Du, M. Zhang, F. Zhou, and D. Zhu. Experimental study on basalt textile reinforced concrete under uniaxial tensile loading. *Construction and Building Materials*, 138 :88–100, 2017.
- [88] J. Schindelin, I. Arganda-Carreras, E. Frise, V. Kaynig, M. Longair, T. Pietzsch, S. Preibisch, C. Rueden, S. Saalfeld, B. Schmid, et al. Fiji : an open-source platform for biological-image analysis. *Nature methods*, 9(7) :676, 2012.
- [89] H. Aljewifi. *Etude du comportement mécanique à l'arrachement de fils multi-filamentaires enrobés dans une matrice cimentaire et influence de l'imprégnation*. PhD thesis, Université de Cergy Pontoise, 2011.
- [90] V. Hanisch, T. Gries, and R. Chudoba. Tensile tests on multifilament yarns—results and interactions. In *3rd International Conference on Composites in construction, Lyon, France*, 2005.
- [91] V. Wolff. *Influence de l'ensimage sur les propriétés mécaniques de tissus de verre enduits de résine phénolique ou de latex*. PhD thesis, Lille 1, 1996.
- [92] Testxpert : a testing software for all zwickroell testing machines and instruments. <https://www.zwickroell.fr/>.
- [93] I. Odler. Special inorganic cements, modern concrete technology, series 8. *E & Fn Spon, New York*, 2000.
- [94] T. Le Bihan. *Etude du comportement des chapes autonivelantes en ciment sulfo-alumineux : outils expérimentaux et de modélisation*. PhD thesis, PhD thesis, INSA Lyon, 2010, in French, 2010.
- [95] E. de France. Finite element *code_aster*, analysis of structures and thermomechanics for studies and research. Open source on www.code-aster.org, 1989–2017.

- [96] G. Nammur Jr and A. E. Naaman. Bond stress model for fiber reinforced concrete based on bond stress-slip relationship. *Materials Journal*, 86(1) :45–57, 1989.
- [97] X. B. Zhang, H. Aljewifi, J. Li, and B. Fiorio. Etude du comportement à l’arrachement des matériaux cimentaires renforcés par des fibres synthétiques. In *AUGC 2010*, 2010.
- [98] Institut du verre. l’élasticité de verre. http://www.verreonline.fr/v_plat/prop_mecan1.php#top, 2004.
- [99] J. Laverne. *Formulation énergétique de la rupture par des modèles de forces cohésives : considérations théoriques et implantations numériques*. PhD thesis, Paris 13, 2004.
- [100] G. I. Barenblatt. The mathematical theory of equilibrium cracks in brittle fracture. In *Advances in applied mechanics*, volume 7, pages 55–129. Elsevier, 1962.
- [101] G. A. Francfort and J.-J. Marigo. Revisiting brittle fracture as an energy minimization problem. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 46(8) :1319–1342, 1998.
- [102] C. Geuzaine and J.-F. Remacle. Gmsh : A 3-d finite element mesh generator with built-in pre-and post-processing facilities. *International journal for numerical methods in engineering*, 79(11) :1309–1331, 2009.
- [103] M. J. Roth. Flexural and tensile properties of thin, very high-strength, fiber-reinforced concrete panels, 2007.
- [104] S. Gopinath, N. Iyer, A. Murthy, and V. . Numerical investigations on damaged rc beams strengthened with textile reinforced concrete. *International journal of Civil Engineering*, 1 :26–48, 12 2014.
- [105] I. G. Colombo, M. Colombo, M. di Prisco, and F. Pouyaei. Analytical and numerical prediction of the bending behaviour of textile reinforced concrete sandwich beams. *Journal of Building Engineering*, 17 :183–195, 2018.
- [106] B. T. Truong. *Formulation, performances mécaniques, et applications, d’un matériau TRC pour le renforcement et la réparation de structures en béton/et béton armé : Approches expérimentale et numérique*. PhD thesis, Université de Lyon, 2016.
- [107] Z. I. Djamai, M. Bahrar, F. Salvatore, A. S. Larbi, and M. El Mankibi. Textile reinforced concrete multiscale mechanical modelling : Application to trc sandwich panels. *Finite Elements in Analysis and Design*, 135 :22–35, 2017.
- [108] S. Holler, C. Butenweg, S.-Y. Noh, and K. Meskouris. Computational model of textile-reinforced concrete structures. *Computers & structures*, 82(23-26) :1971–1979, 2004.
- [109] P. Larrinaga, C. Chastre, H. C. Biscaia, and J. T. San-José. Experimental and numerical modeling of basalt textile reinforced mortar behavior under uniaxial tensile stress. *Materials & Design*, 55 :66–74, 2014.
- [110] A. Azzam and M. Richter. Investigation of stress transfer behavior in textile reinforced concrete with application to reinforcement overlapping and development lengths, 2011.
- [111] S. Cuvilliez. *Passage d’un modèle d’endommagement continu régularisé à un modèle de fissuration cohésive dans le cadre de la rupture quasi-fragile*. PhD thesis, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2012.
- [112] B. Ahn and W. Curtin. Strain and hysteresis by stochastic matrix cracking in ceramic matrix composites. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 45(2) :177–209, 1997.

- [113] H. Cuypers and J. Wastiels. Stochastic matrix-cracking model for textile reinforced cementitious composites under tensile loading. *Materials and structures*, 39(8) :777–786, 2006.
- [114] Gom correlate : a free digital image correlation (dic) and evaluation software. <http://www.gom-correlate.com>, 2019.
- [115] A. Peled. Bonds in textile-reinforced concrete composites. In T. Triantafillou, editor, *Textile Fibre Composites in Civil Engineering*, pages 63 – 99. Woodhead Publishing, 2016.
- [116] V. Mechtcherine, E. Secrieru, and C. Schröfl. Effect of superabsorbent polymers (saps) on rheological properties of fresh cement-based mortars—development of yield stress and plastic viscosity over time. *Cement and Concrete Research*, 67 :52–65, 2015.
- [117] T. Brockmann. Anforderungen und eigenschaften zementgebundener feinbetone. aachen : Lehrstuhl und institut für massivbau. *Textilbeton*, 1 :82–98, 2001.
- [118] F. Jesse, N. Will, M. Curbach, and J. Hegger. Load-bearing behavior of textile-reinforced concrete. *Special Publication*, 250 :59–68, 2008.
- [119] A. Peled. Ben gurion university of the negev, beersheba, israel. *Textile Fibre Composites in Civil Engineering*, page 63, 2016.
- [120] H.-W. R. Markus Krüger, Joško Ožbolt. A discrete bond model for 3d analysis of textile reinforced and prestressed concrete elements. *Otto-Graf-Journal*, 13 :111, 2002.
- [121] M. Mashima, D. Hannant, and J. Keer. Tensile properties of polypropylene reinforced cement with different fiber orientation. *ACI materials journal*, 87(Title No. 87-M20), 1990.
- [122] J. Hartig, U. Häußler-Combe, and K. Schicktanz. Influence of bond properties on the tensile behaviour of textile reinforced concrete. *Cement and concrete composites*, 30(10) :898–906, 2008.
- [123] U. Häußler-Combe and J. Hartig. Bond and failure mechanisms of textile reinforced concrete (trc) under uniaxial tensile loading. *Cement and concrete composites*, 29(4) :279–289, 2007.
- [124] W. Brameshuber and B. Banholzer. Determination of area and perimeter of glass multifilament yarns embedded in a cementitious matrix. In *5th International Conference on Fibre-Reinforced Plastics for Reinforced Concrete structures, Cambridge, UK, 16-18*, page 1027. Thomas Telford Ltd, 2001.
- [125] B. Walk-Laufer, J. Orłowsky, and M. Raupach. Verstärkung des inneren roving-verbundes im textilbewehrten beton. (increase of bond properties within the roving in textile reinforced concrete.). In *15. Internationale Baustofftagung*, pages 281–290, 2003.
- [126] M. Michel. *Accélération de ciment au laitier par du ciment sulfo-alumineux*. PhD thesis, Villeurbanne, INSA, 2008.
- [127] X. Zhang, H. Aljewifi, and J. Li. Failure mechanism investigation of continuous fibre reinforced cementitious composites by pull-out behaviour analysis. *Procedia Materials Science*, 3 :1377–1382, 2014.
- [128] L. Caramaro and J. Marduel. Imprégnation voie sèche procédé d'imprégnation électrostatique de la société fibroline. *Techniques de l'ingénieur Procédés textiles*, TIB572DUO :in222, 2016.

Annexes

A Courbes d'arrachement expérimentales

A.1 Fil sec S

La figure A.1 présente les courbes d'arrachement expérimentales obtenues dans le cas d'un fil S, pour toutes les longueurs d'enrobages étudiées.

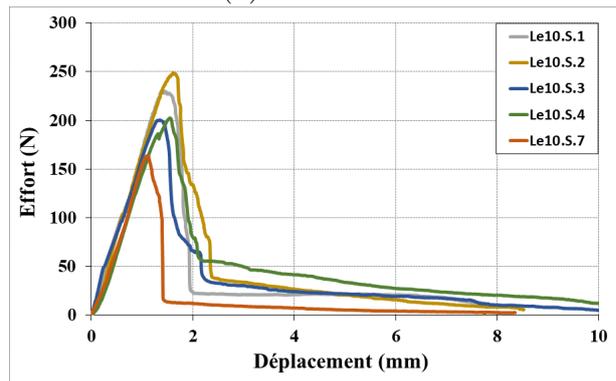
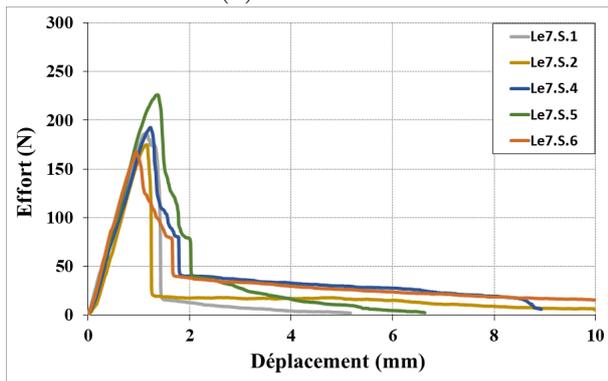
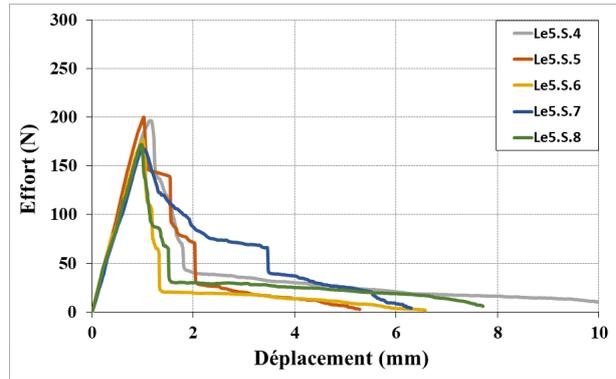
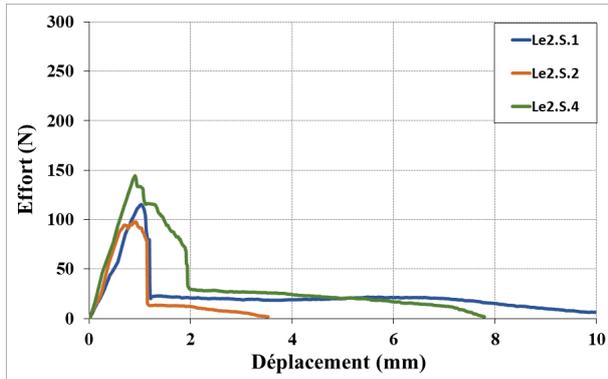


Figure A.1 – Courbes d'arrachement pour un fil S

A.2 Fil pré-imprégné par voie humide PH.K3

La figure A.2 présente les courbes d'arrachement expérimentales obtenues dans le cas d'un fil PH.K3, pour toutes les longueurs d'enrobages étudiées.

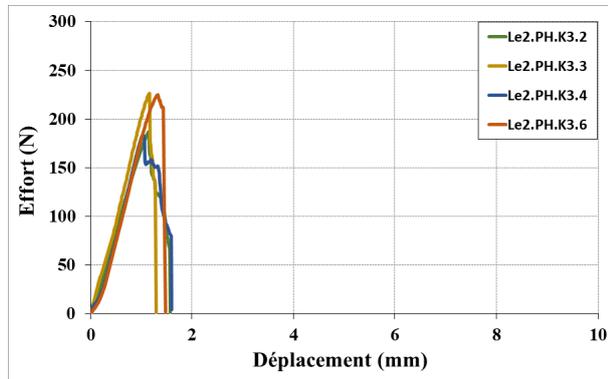
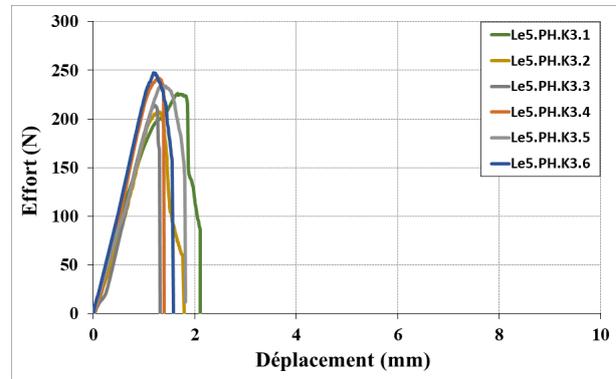
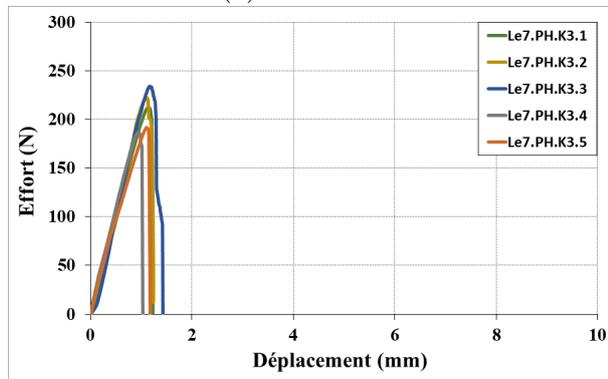
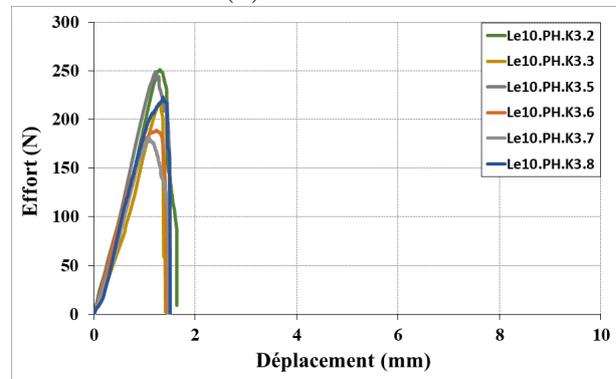
(a) $Le = 2$ cm(b) $Le = 5$ cm(c) $Le = 7$ cm(d) $Le = 10$ cm

Figure A.2 – Courbes d'arrachement pour un fil PH.K3

A.3 Fil pré-imprégné par voie sèche PS

Les figures A.3, A.4, A.5, A.6 et A.7 présentent les courbes d'arrachement expérimentales obtenues dans le cas des fils PS.K3, PS.L+Ch, PS.L, PS.CSA et PS.P, pour les différentes longueurs d'enrobages étudiées.

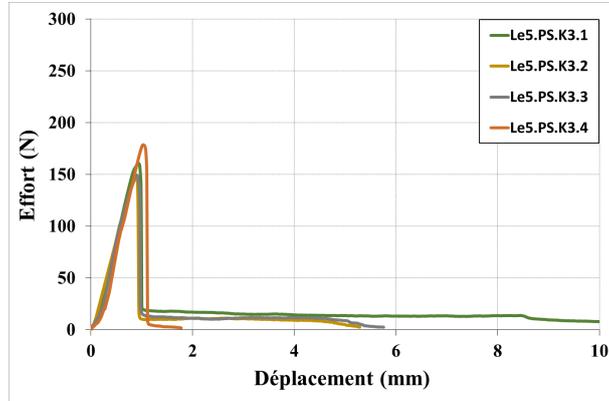
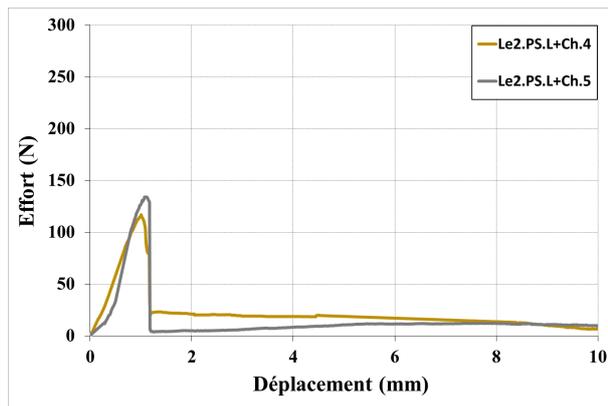
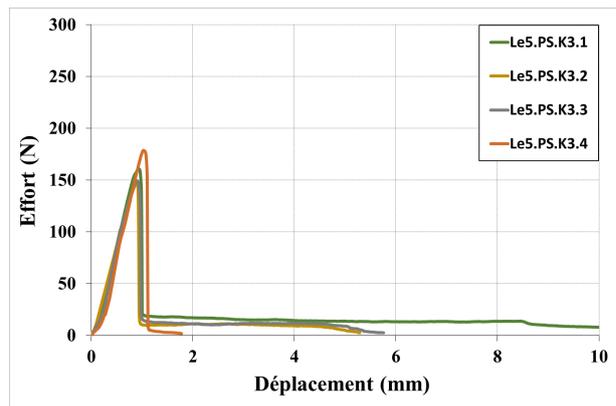


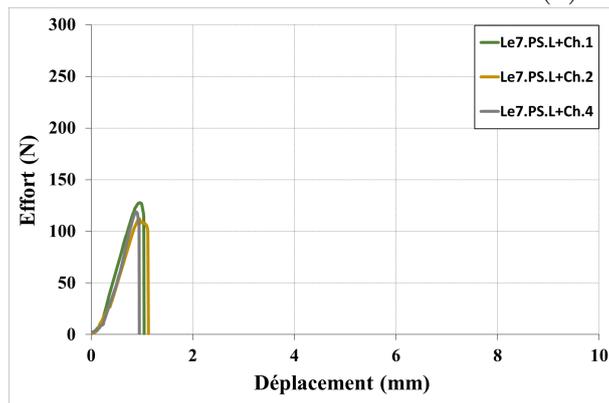
Figure A.3 – Courbes d'arrachement pour un fil PS.K3



(a) $Le = 2 \text{ cm}$

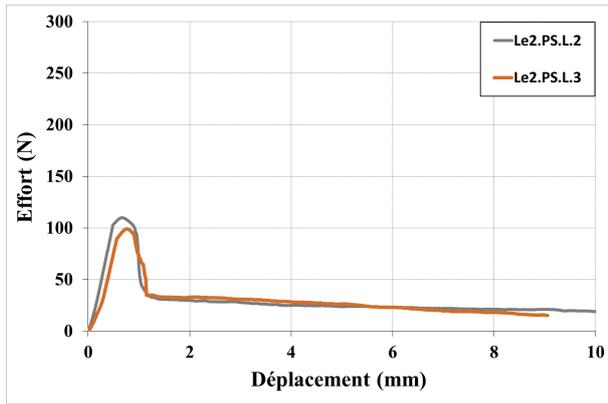


(b) $Le = 5 \text{ cm}$

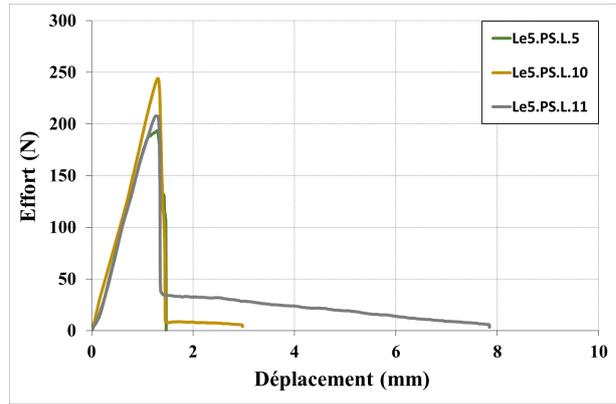


(c) $Le = 7 \text{ cm}$

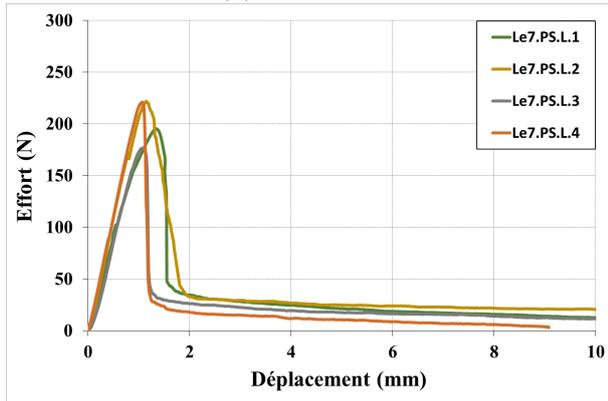
Figure A.4 – Courbes d'arrachement pour un fil PS.L+Ch



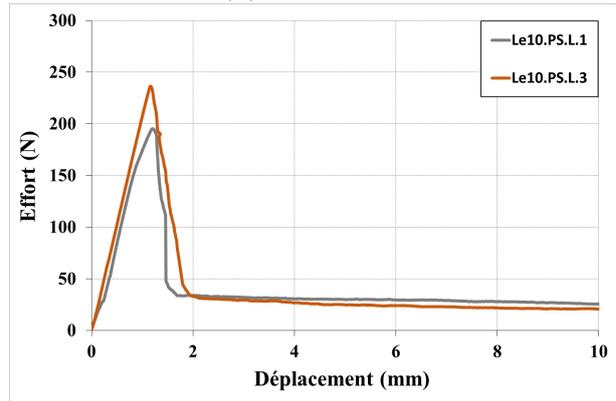
(a) Le = 2 cm



(b) Le = 5 cm

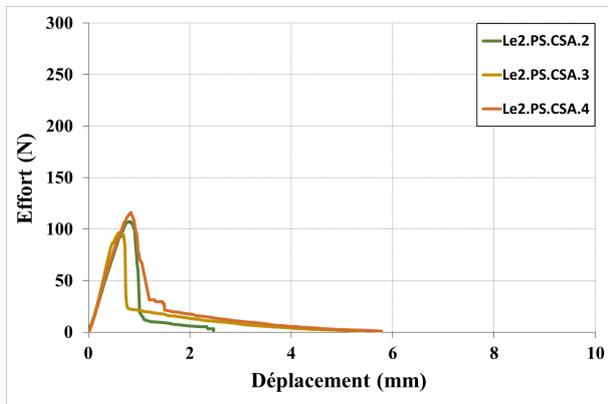


(c) Le = 7 cm

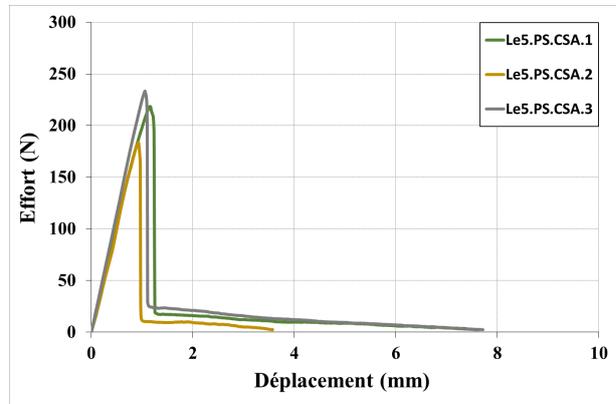


(d) Le = 10 cm

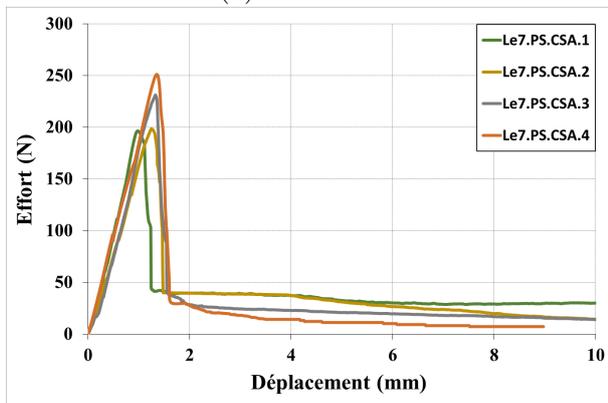
Figure A.5 – Courbes d'arrachement pour un fil PS.L



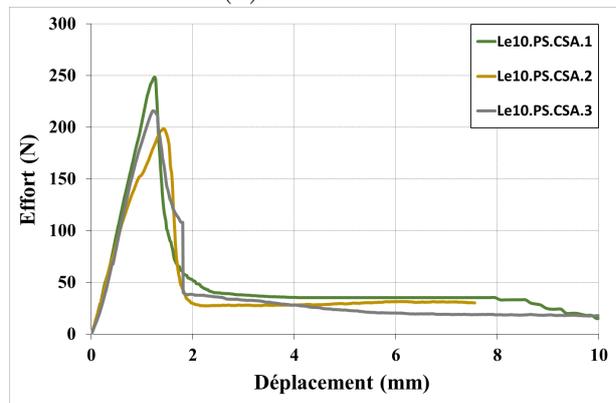
(a) Le = 2 cm



(b) Le = 5 cm



(c) Le = 7 cm



(d) Le = 10 cm

Figure A.6 – Courbes d'arrachement pour un fil PS.CSA

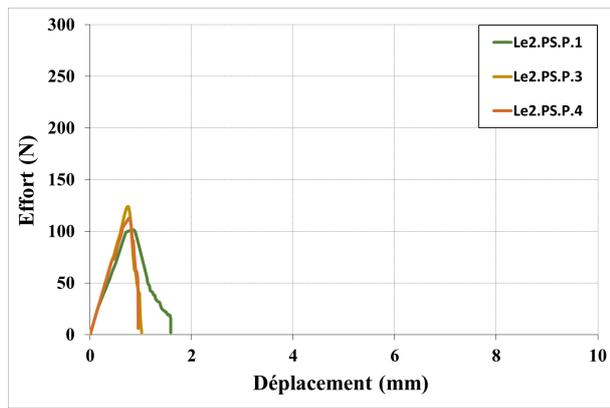
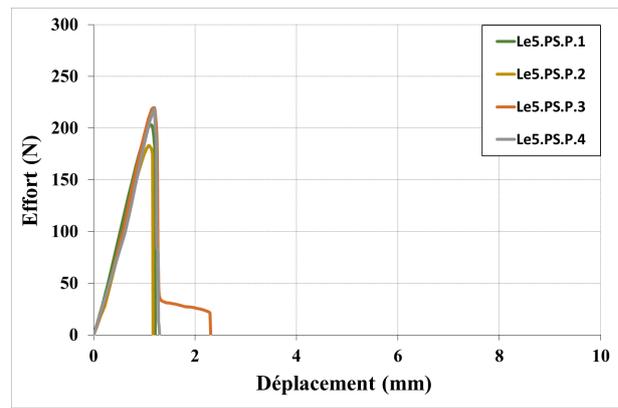
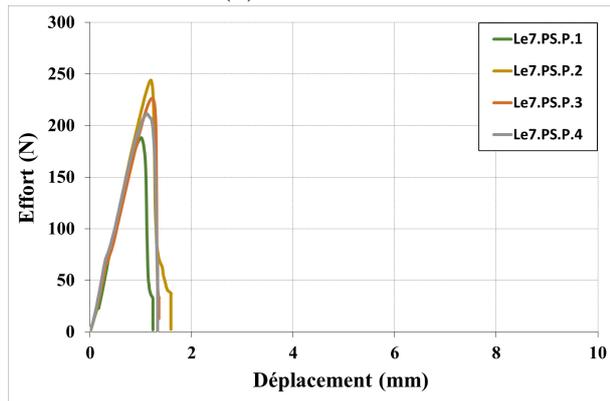
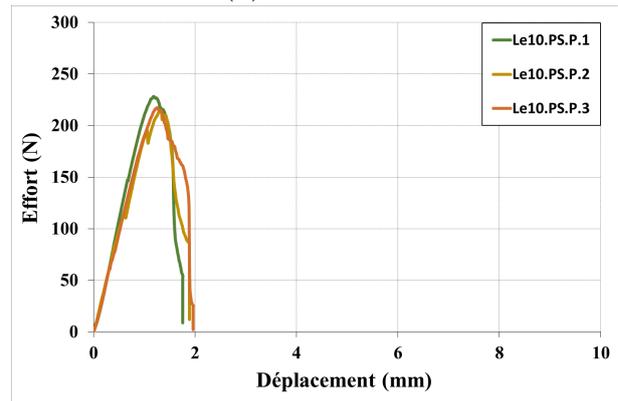
(a) $Le = 2$ cm(b) $Le = 5$ cm(c) $Le = 7$ cm(d) $Le = 10$ cm

Figure A.7 – Courbes d'arrachement pour un fil PS.P

B Récapitulatif des caractéristiques mécaniques déterminées à partir des courbes d'arrachement

Les tableaux B.1, B.2, B.3 et B.4 présentent les valeurs moyennes et les coefficients de variation (CV) des paramètres déterminés à partir des courbes d'arrachement de toutes les configurations étudiées et pour toutes les longueurs d'enrobages.

Tableau B.1 – Caractéristiques obtenues dans le cas de $Le = 2$ cm

Caractéristiques	Le = 2 cm					
	S		PH.K3		PS.L+Ch	
	Moyenne	CV (%)	Moyenne	CV (%)	Moyenne	CV (%)
F_{max} (N)	119	15,9	205	9,8	126	6,8
δ_{max} (mm)	0,93	7,0	1,16	8,9	0,79	6,3
$K_{pré-pic}$ (N/mm)	154	7,0	205	8,1	144	4,3
$K_{post-pic}$ (N/mm)	681	25,5	3715	29,1	5934	13,7
$\delta_{rés}$ (mm)	1,47	25,3	-	-	1,22	-
$F_{rés}$ (N)	22	30,7	-	-	12	-
$K_{frottement}$	3,26	38,8	-	-	1,89	-
$\Delta\delta$ (mm)	0,94	35,6	0,84	14,3	0,52	13,5
$W_{pré-pic}$ (mJ)	60	11,0	119	18,6	61	2,1
$W_{post-pic}$ (mJ)	49	85,0	41	50,1	13	21,5
$W_{post-pic-rés}$ (mJ)	98	57,8	0	0,0	112	0,0
W_{tot} (mJ)	208	39,5	161	5,0	186	18,2

Caractéristiques	Le = 2 cm					
	PS.L		PS.CSA		PS.P	
	Moyenne	CV (%)	Moyenne	CV (%)	Moyenne	CV (%)
F_{max} (N)	99	8,6	107	7,4	113	7,4
δ_{max} (mm)	0,77	12,9	0,75	13,8	0,79	13,8
$K_{pré-pic}$ (N/mm)	154	3,4	159	9,4	152	9,4
$K_{post-pic}$ (N/mm)	879	3,8	974	53,0	1264	53,0
$\delta_{rés}$ (mm)	1,28	2,0	1,04	20,5	-	20,5
$F_{rés}$ (N)	34	1,5	24	23,0	-	23,0
$K_{frottement}$	2,19	23,3	4,48	7,1	-	7,1
$\Delta\delta$ (mm)	0,70	1,4	0,61	19,4	0,57	19,4
$W_{pré-pic}$ (mJ)	58	6,3	45	20,5	50	20,5
$W_{post-pic}$ (mJ)	22	14,4	20	36,6	21	36,6
$W_{post-pic-rés}$ (mJ)	205	3,2	32	46,7	0	46,7
W_{tot} (mJ)	284	4,9	97	22,8	71	22,8

Tableau B.2 – Caractéristiques obtenues dans le cas de $Le = 5 \text{ cm}$

Le = 5 cm						
	S		PH.K3		PS.L+Ch	
Caractéristiques	Moyenne	CV (%)	Moyenne	CV (%)	Moyenne	CV (%)
F_{max} (N)	183	7,0	229	6,3	140	9,2
δ_{max} (mm)	1,02	7,5	1,36	9,32	0,92	9,5
$K_{pré-pic}$ (N/mm)	187	6,5	207	12,8	188	5,5
$K_{post-pic}$ (N/mm)	670	16,9	5019	12,9	5938	3,8
$\delta_{rés}$ (mm)	1,71	16,1	-	-	1,03	3,6
$F_{rés}$ (N)	31	24,6	-	-	14	25,9
$K_{frottement}$	4,07	31,2	-	-	3,32	26,8
$\Delta\delta$ (mm)	1,03	28,3	0,95	21,8	0,56	10,2
$W_{pré-pic}$ (mJ)	97	13,1	164	21,1	62	16,8
$W_{post-pic}$ (mJ)	117	81,5	55	46,0	6	34,8
$W_{post-pic-rés}$ (mJ)	111	49,5	0	-	0	0,0
W_{tot} (mJ)	303	24,2	220	22,4	68	13,9

Le = 5 cm						
	PS.K3		PS.L		PS.CSA	
Caractéristiques	Moyenne	CV (%)	Moyenne	CV (%)	Moyenne	CV (%)
F_{max} (N)	159	7,8	215	11,0	212	9,8
δ_{max} (mm)	0,94	5,8	1,32	4,5	1,05	9,4
$K_{pré-pic}$ (N/mm)	187	4,4	198	6,1	204	5,2
$K_{post-pic}$ (N/mm)	6017	5,5	5696	8,5	6159	1,0
$\delta_{rés}$ (mm)	1,06	4,5	1,40	3,8	1,37	9,1
$F_{rés}$ (N)	12	41,8	31	73,4	18	29,3
$K_{frottement}$	1,05	53,5	3,14	51,2	2,73	10,5
$\Delta\delta$ (mm)	0,53	2,7	0,78	7,2	0,56	11,6
$W_{pré-pic}$ (mJ)	73	9,0	153	12,6	121	14,2
$W_{post-pic}$ (mJ)	10	27,1	23	28,1	12	33,1
$W_{post-pic-rés}$ (mJ)	54	82,0	37	0,0	52	46,8
W_{tot} (mJ)	137	31,7	213	21,0	185	23,4

Le = 5 cm		
PS.P		
Caractéristiques	Moyenne	CV (%)
F_{max} (N)	206	7,2
δ_{max} (mm)	1,16	3,8
$K_{pré-pic}$ (N/mm)	199	8,0
$K_{post-pic}$ (N/mm)	5745	4,8
$\delta_{rés}$ (mm)	-	-
$F_{rés}$ (N)	-	-
$K_{frottement}$	-	-
$\Delta\delta$ (mm)	0,62	6,2
$W_{pré-pic}$ (mJ)	122	9,4
$W_{post-pic}$ (mJ)	19	73,6
$W_{post-pic-rés}$ (mJ)	0	0,0
W_{tot} (mJ)	140	15,4

Tableau B.3 – Caractéristiques obtenues dans le cas de $Le = 7$ cm

Caractéristiques	Le = 7 cm					
	S		PH.K3		PS.L+Ch	
	Moyenne	CV (%)	Moyenne	CV (%)	Moyenne	CV (%)
F_{max} (N)	192	9,9	219	7,2	120	5,2
δ_{max} (mm)	1,19	11,2	1,09	6,7	0,93	3,2
$K_{pré-pic}$ (N/mm)	185	5,5	204	8,1	185	6,3
$K_{post-pic}$ (N/mm)	1155	39,1	5940	11,0	5959	7,6
$\delta_{rés}$ (mm)	1,70	15,6	-	-	-	-
$F_{rés}$ (N)	31	35,4	-	-	-	-
$K_{frottement}$	4,68	46,8	-	-	-	-
$\Delta\delta$ (mm)	0,96	17,4	0,66	9,6	0,50	9,5
$W_{pré-pic}$ (mJ)	117	22,1	120	11,1	49	13,4
$W_{post-pic}$ (mJ)	60	42,8	23	52,9	11	46,2
$W_{post-pic-rés}$ (mJ)	124	55,4	0	0,0	0	0,0
W_{tot} (mJ)	300	23,7	142	17,0	61	14,0

Caractéristiques	Le = 7 cm					
	PS.L		PS.CSA		PS.P	
	Moyenne	CV (%)	Moyenne	CV (%)	Moyenne	CV (%)
F_{max} (N)	204	9,4	219	10,2	218	9,3
δ_{max} (mm)	1,21	9,0	1,22	12,9	1,14	7,5
$K_{pré-pic}$ (N/mm)	187	6,7	198	8,7	203	3,6
$K_{post-pic}$ (N/mm)	2720	37,9	3257	7,6	4871	9,9
$\delta_{rés}$ (mm)	1,61	15,0	1,51	10,4	-	-
$F_{rés}$ (N)	37	13,0	35	17,4	-	-
$K_{frottement}$	1,95	8,5	2,50	38,6	-	-
$\Delta\delta$ (mm)	0,76	14,9	0,79	3,6	0,70	5,2
$W_{pré-pic}$ (mJ)	152	15,4	145	19,5	134	15,1
$W_{post-pic}$ (mJ)	40	84,3	52	80,5	27	28,8
$W_{post-pic-rés}$ (mJ)	163	27,9	174	43,2	0	0,0
W_{tot} (mJ)	355	21,0	372	12,3	161	13,9

Tableau B.4 – Caractéristiques obtenues dans le cas de $Le = 10$ cm

Caractéristiques	Le = 10 cm					
	S		PH.K3		PS.L+Ch	
	Moyenne	CV (%)	Moyenne	CV (%)	Moyenne	CV (%)
F_{max} (N)	209	14,0	218	12,3	215	9,3
δ_{max} (mm)	1,42	14,4	1,26	6,3	1,17	1,7
$K_{pré-pic}$ (N/mm)	185	5,0	202	8,9	183	4,1
$K_{post-pic}$ (N/mm)	1295	24,3	4646	17,7	857	40,3
$\delta_{rés}$ (mm)	2,07	15,1	-	-	1,79	7,8
$F_{rés}$ (N)	31	35,8	-	-	36	1,4
$K_{frottement}$	3,39	43,7	-	-	1,18	22,0
$\Delta\delta$ (mm)	1,09	15,8	0,83	11,7	0,88	4,5
$W_{pré-pic}$ (mJ)	156	23,6	141	16,9	146	6,0
$W_{post-pic}$ (mJ)	84	26,4	43	38,4	56	40,3
$W_{post-pic-rés}$ (mJ)	131	47,5	0	-	225	11,3
W_{tot} (mJ)	369	28,7	184	16,1	427	1,4

Caractéristiques	Le = 10 cm			
	PS.CSA		PS.P	
	Moyenne	CV (%)	Moyenne	CV (%)
F_{max} (N)	221	9,3	220	2,6
δ_{max} (mm)	1,29	7,3	1,26	4,8
$K_{pré-pic}$ (N/mm)	201	6,4	209	7,7
$K_{post-pic}$ (N/mm)	1267	23,8	4967	2,5
$\delta_{rés}$ (mm)	1,80	2,2	-	-
$F_{rés}$ (N)	35	10,1	-	-
$K_{frottement}$	2,77	11,0	-	-
$\Delta\delta$ (mm)	1,02	16,6	1,11	5,0
$W_{pré-pic}$ (mJ)	157	3,3	140	9,5
$W_{post-pic}$ (mJ)	59	16,3	90	25,9
$W_{post-pic-rés}$ (mJ)	215	23,2	0	0,0
W_{tot} (mJ)	431	12,1	229	15,6

C Loi JOINT_BA

Cette partie décrit les paramètres de la loi d'interface JOINT_BA [98].

✓ Paramètres initiaux :

- Le paramètre h_{pen} : ce paramètre gère l'interpénétration des surfaces en contact. Il a un effet sur la raideur de l'élément d'interface, de plus il gère la dissipation d'énergie dans l'élément ainsi que la cinématique du glissement (figure C.1). h_{pen} se calcule à partir du diamètre de la barre et l'aire relative des nervures.

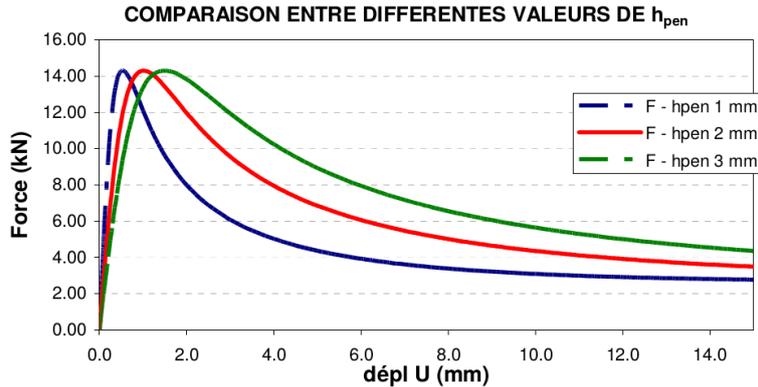


Figure C.1 – Influence du paramètre h_{pen} [98]

- Le paramètre G ou module de cisaillement de la liaison : en général, le module de cisaillement d'un matériau se calcule à partir du module d'Young et du coefficient de Poisson. Cependant, dans le cas d'une interface, considérée comme un pseudo-matériau, les caractéristiques doivent dépendre des propriétés relatives aux matériaux en contact. Généralement la valeur de G est comprise entre le module de cisaillement de béton et celui de l'acier.

✓ Paramètres d'endommagement suivant la direction tangentielle :

- La limite de déformation élastique ϵ_T^1 , appelée aussi seuil d'adhérence parfaite, est la déformation à partir de laquelle l'endommagement par cisaillement commence. De ce fait, elle peut correspondre aux déformations limites du béton en traction.

- Le paramètre d'endommagement A_{1DT} pour le passage des petites déformations aux grands glissements : ce paramètre contrôle la valeur de la contrainte par rapport au glissement dans le passage des petites déformations aux grands glissements. A partir de plusieurs simulations numériques, il a été observé que la valeur de ce paramètre est située entre un minimum de 1 et un maximum de 5, et qu'elle devra être ajustée en fonction du test de référence choisi.

- Le paramètre d'endommagement B_{1DT} : ce paramètre a pour but d'adoucir l'allure de la courbe de comportement, ainsi que de faciliter la transition de la pente élastique vers la région non linéaire. Il peut avoir une valeur comprise entre 0.1 et 0.5. La diminution de B_{1DT} entraîne une augmentation de la contrainte.

- La limite de déformation ϵ_T^2 ou seuil des grands glissements : d'après plusieurs auteurs, les grands glissements sont globalement supérieurs à 1 mm de déplacement, mais cela est un indicateur qui dépend de la forme et des dimensions des éprouvettes testées.

- Le paramètre d'endommagement A_{2DT} : l'endommagement tangentiel présente deux étapes de dégradation obéissant à deux lois d'évolution qui sont exprimées à l'aide d'une seule variable

scalaire classique qui va assurer la cohérence de l'endommagement. Les paramètres de chacune des deux lois sont indépendants et numériquement stables, mais ils sont susceptibles d'engendrer des erreurs graves dans la continuité du comportement (figure C.2, cas $A_{2DT} = 1 \times 10^{-3}$). Il n'existe pas de relation analytique pour le choix de ce paramètre, mais l'expérience acquise a permis d'affirmer que la valeur de ce paramètre doit être comprise entre 1×10^{-3} et 9×10^{-3} MPa^{-1} approximativement.

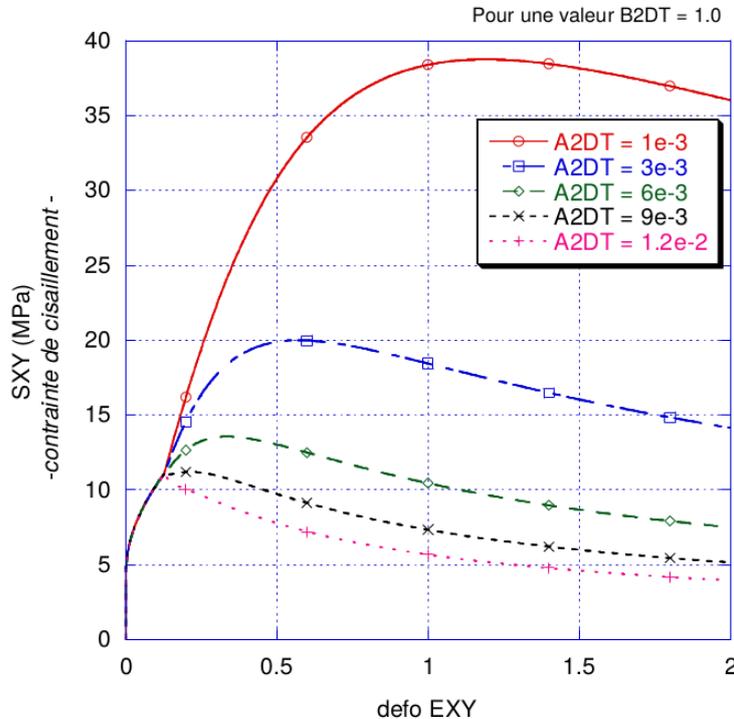


Figure C.2 – Influence du paramètre A_{2DT} [98]

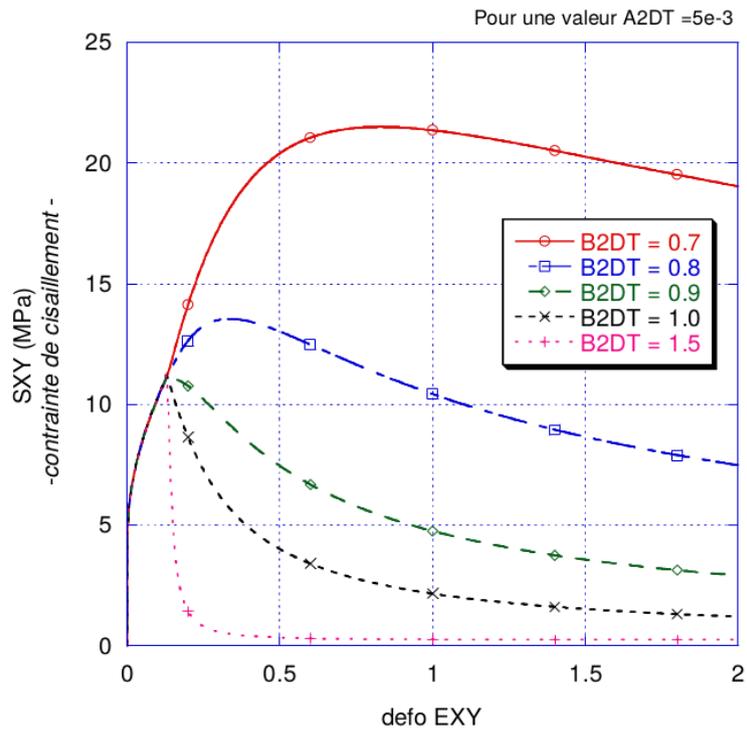
- Le paramètre d'endommagement B_{2DT} : ce paramètre, qui complète la loi d'évolution d'endommagement en grands glissements, contrôle non seulement la croissance de la résistance de la liaison ou l'allure de la courbe de comportement au pic et dans la région post-pic, mais aussi la cinématique de la réponse. Il détermine le glissement pour la contrainte de cisaillement maximale ainsi que l'amplitude de la courbe au pic du comportement. Par exemple, une valeur de 0.8 permet des grands glissements plus larges dans le sommet qu'une valeur de 1.2 (figure C.3).

✓ Paramètres d'endommagement suivant la direction normale :

- La limite de déformation ϵ_N^1 , ou seuil des grands déplacements : de façon similaire au comportement élastique dans la direction tangentielle, il existe un certain seuil de déformation à partir duquel la décohésion commence à se produire. Sa valeur peut être comprise entre 10^{-4} et 10^{-3} .

- Le paramètre d'endommagement A_{DN} : ce paramètre contrôle principalement le pic et l'allure de la phase post-pic.

- Le paramètre d'endommagement B_{DN} : en combinaison avec le paramètre précédent, ce paramètre contrôle l'endommagement de la liaison, en particulier l'allure de la courbe de comportement en phase post-pic. Il est recommandé de prendre une valeur de 1.

Figure C.3 – Influence du paramètre B_{2DT} [98]

✓ Paramètres de frottement :

Les paramètres matériau γ et a pour le frottement des fissures : ils permettent de prendre en compte les effets du frottement des fissures, qui dans le cas de chargement monotone, se manifeste par une contribution positive à la résistance au cisaillement de la liaison.

- Le paramètre d'influence du confinement c : il permet de prendre en compte l'effet du confinement sur la liaison, qui se manifeste par un accroissement de la contrainte de cisaillement maximale ainsi que par l'augmentation du déplacement maximal au pic quand le confinement augmente.

D Méthode de correction des courbes expérimentales des essais de traction

Cette méthode de mesure implique l'ensemble de l'éprouvette, et donc des zones où l'uniaxialité de la contrainte n'est pas vérifiée, ce qui introduit une erreur dans la mesure.

Lorsque le déplacement est évalué directement grâce à celui de la traverse, la raideur de la machine intervient dans les résultats obtenus : elle se comporte comme un ressort de raideur K (N/m) en série avec l'éprouvette (figure D.1).

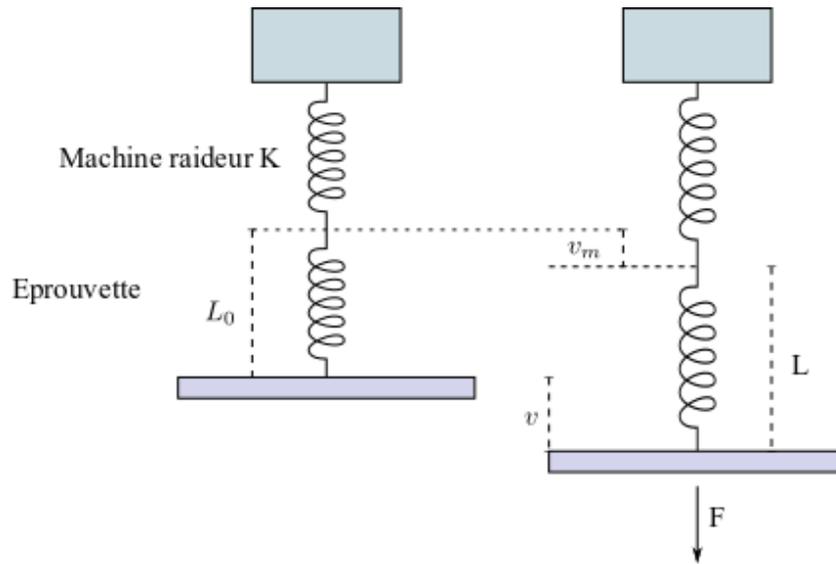


Figure D.1 – Représentation de la machine et l'éprouvette par deux ressorts en série

Si la force mesurée par la cellule de charge est F , v le déplacement de la traverse, L_0 la longueur initiale de l'éprouvette, L la longueur de l'éprouvette déformée, et ϵ_j la déformation mesurée par la jauge collée sur l'éprouvettes, on peut écrire :

- $F = K.v_m$ avec v_m le déplacement associé à la machine,
- $F = ES_0 \frac{(L - L_0)}{L_0}$ avec $L - L_0$ l'allongement de l'éprouvette, E son module de Young et S_0 sa section.
- $Kv_m = ES_0 \frac{(L - L_0)}{L_0} \Rightarrow v_m = \frac{ES_0 (L - L_0)}{K L_0}$
- Le déplacement $v = v_m + (L - L_0) = \frac{F}{K} + (L - L_0)$
- La déformation calculée à partir du déplacement v est :

$$\epsilon = \frac{v}{L_0} = \frac{F}{KL_0} + \frac{(L - L_0)}{L_0} = \frac{F}{KL_0} + \epsilon_j$$
Où ϵ_j est la déformation mesurée par la jauge.
On remarque ici que si K est suffisamment grand par rapport à la raideur de l'éprouvette on aura $\epsilon \simeq \epsilon_j$. Par contre si la machine est "molle" :
- Le déplacement v_m est fonction du rapport entre la raideur de l'éprouvette et la machine :

$$v_m = \frac{ES_0 (L - L_0)}{K L_0}$$

- Si K est très grand par rapport à ES_0 le déplacement v_m est négligeable et on peut considérer que le déplacement de la traverse correspond à l'allongement de l'éprouvette. Dans ce cas la déformation mesurée par la jauge est égale à la déformation calculée avec le déplacement de la traverse : $\epsilon_j = \frac{(L - L_0)}{L_0} = \frac{v}{L_0}$
- si K est très petit rapport de ES_0 le déplacement v_m est important. Le déplacement de la traverse ne peut pas être utilisé tel quel pour calculer la déformation dans l'éprouvette.

Dans le cas des courbes expérimentales de traction des composites 3F, nous distinguons deux phases :

- Phase avant fissuration de la matrice cimentaire : (le rapport $\frac{ES_0}{K}$ ne peut pas être négligé). Le déplacement de la traverse ne correspond pas à l'allongement de l'éprouvette. Il faut soustraire le déplacement v_m de celui de la traverse. Pour déterminer le déplacement v_m , nous avons fait des essais de traction sur des composites 3F.S en utilisant des jauges comme montre la figure D.2. A partir de la courbe force-déformation obtenue par la jauge, nous avons tracé la courbe force-allongement éprouvette $(L - L_0)$, qui nous a permis ensuite de tracer la courbe force-déplacement v_m . Ainsi toutes les autres courbes expérimentales en phase pré-fissuration ont été corrigées par soustraction du déplacement v_m de celui de la traverse.
- Phase post fissuration la raideur dans la plaque est réduite et ne correspond plus qu'à celle de l'arrachement des fils, elle est très inférieure à K . Le déplacement v_m est alors négligeable et le déplacement de la traverse correspond bien à celui de l'éprouvette. Dans ce cas il n'y a pas de correction à faire.

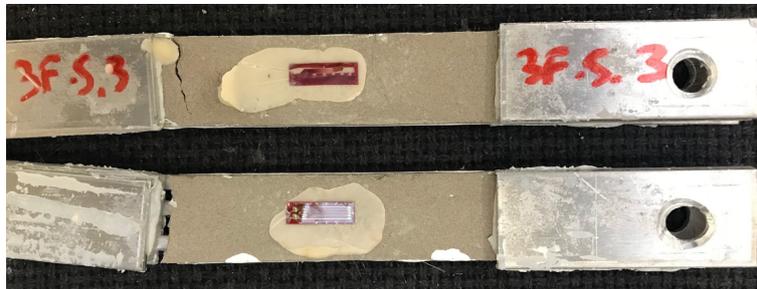


Figure D.2 – Eprouvtes 3F.S avec jauges après essai de traction utilisée pour correction des courbes expérimentales

E Paramètres de la corrélation d'images numériques

Le tableau E.1 présente les paramètres de la corrélation d'images numériques.

Tableau E.1 – Paramètres de la corrélation d'images numériques

Caméra	Kramer electronic VP 211K
Résolution de l'image	2560×2048 pixels ²
Lentille	KOWA LM25HC : $f = 25$ mm ; F 1.8-16
Ouverture	Entre $f/6$ et $f/9$
Champ de vision	341×273 mm ²
Échelle de l'image	Entre 9.7 et 11.4 pixels / mm
Distance entre caméra et éprouvette	Entre 900 et 1100 mm
Fréquence de prises de vue	2 Hz
Technique d'application du mouchetis	Application d'une couche de base de peinture blanche et projection de taches noires par l'intermédiaire d'une bombe de peinture
Taille du mouchetis	2.25 pixels / 0.2 mm
Taille des facettes	30 pixels / 4 mm
Distance entre les centres de deux facettes	20 pixels / 2.66 mm
Taille de la zone d'intérêt	779×220 pixels ²
Interpolation	Bilinéaire