Caractérisation expérimentale et modélisation numérique du comportement thermomécanique à haute température des matériaux composites renforcés par des fibres

Manh Tien Tran

▶ **To cite this version:**

Manh Tien Tran. Caractérisation expérimentale et modélisation numérique du comportement thermomécanique à haute température des matériaux composites renforcés par des fibres. Matériaux. Université de Lyon, 2019. Français. NNT : 2019LYSE1111 . tel-02341216v1

HAL Id: tel-02341216

https://theses.hal.science/tel-02341216v1

Submitted on 31 Oct 2019 (v1), last revised 2 Nov 2019 (v2)

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 : 2019LYSE1111

THESE de DOCTORAT DE L'UNIVERSITE DE LYON

opérée au sein de

l'Université Claude Bernard Lyon 1

Ecole Doctorale N° 162

Mécanique, Energétique, Génie civil et Acoustique

Spécialité de doctorat : Science des matériaux

Discipline : Génie Civil

Soutenue publiquement le 16/07/2019, par :

Manh Tien TRAN

CARACTERISATION EXPERIMENTALE ET MODELISATION NUMERIQUE DU COMPORTEMENT THERMOMECANIQUE A HAUTE TEMPERATURE DES MATERIAUX COMPOSITES RENFORCES PAR DES FIBRES

Devant le jury composé de :

Pr. Sophie DUQUESNE	Université de Lille	Rapporteure
MCF. Claire LONGUET (HDR)	IMT. Ecole des Mines d'Ales	Rapporteure
Pr. Amen AGBOSSOU	Université de Savoie Mont Blanc	Examinateur
MCF. Laurie LACARRIERE (HDR)	Université Toulouse 3	Examinatrice
Pr. Thouraya BARANGER	Université Lyon1	Examinatrice
Pr. Emmanuel FERRIER	Université Lyon 1	Directeur de thèse
MCF. Xuan Hong VU (HDR)	Université Lyon 1	Co-directeur de thèse

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

Ce travail de thèse a été réalisé au sein du Laboratoire des Matériaux Composites pour la Construction (LMC2), Université de Claude Bernard Lyon 1. Son achèvement doit tenir compte des aides, des conseils, des encouragements conviviaux de l'ensemble du personnel du LMC2.

Je tiens à remercier en premier lieu, et tout particulièrement à mes deux encadrants : mon directeur de thèse, M. Emmanuel FERRIER et co-directeur de thèse M. Xuan Hong VU, qui ont accepté d'encadrer cette thèse et qui ont suivi de près mon travail avec beaucoup de patiences. Leurs soutiens permanents et leurs passions de recherche m'encouragent à surmonter les difficultés rencontrées durant la thèse. Sans leurs aides précieuses, la thèse n'arrive pas à la fin.

J'exprime ma sincère reconnaissance à Madame Professeure Sophie DUQUESNE et Madame Claire LONGUET (MCF-HDR) qui ont sacrifié leur temps précieux pour évaluer et rapporter mes travaux de thèse.

J'adresse également ma reconnaissance à Monsieur Professeur Amen AGBOSSOU, Madame Professeure Thouraya BARANGER, Madame Laurie LACARRIER (MCF, HDR) qui ont accepté d'examiner mes travaux de thèse.

Je tiens également à remercier les deux techniciens du laboratoire LMC2, Messieurs Emmanuel JANIN et Norbert COTET qui m'ont aidé à préparer des éprouvettes utilisées dans la campagne expérimentale de cette thèse.

Jamais je n'oublie mes amis Vietnamiens à Lyon et mes collègues du laboratoire pour leur aide, leur cordialité et leur partage qui renforcent ma motivation pour la thèse.

Je remercie au fond du cœur ma femme qui m'a soutenu tout au long de cette épreuve, tout en sachant que sans ses sacrifices et compréhensions surtout dans la dernière ligne droite, ce travail n'aurais été jamais pareil.

Enfin, je manifeste profondément mes reconnaissances à mes parents ainsi qu'à mon frère qui ont été capitaux tout au long des années de recherche.

Un grand merci à tous.

Manh Tien TRAN

RESUME EN FRANÇAIS

Les matériaux composites TRC (Textile Reinforced Concrete), consistant d'une matrice cimentaire et d'un renforcement par des textile ou fibres (en carbone, en verre ou en autre matière, …) sont souvent utilisés pour réparer ou/et renforcer les éléments structurels porteurs (dalle, poutre, colonne) d'anciens ouvrages de génie civil. Ils peuvent être également utilisés comme des éléments porteurs dans les structures neuves (éléments de préfabrications). Afin de développer des composites TRC avec de bonnes caractéristiques à température élevée, on a fait une combinaison entre les textiles de carbone qui possède une bonne capacité mécanique et une matrice réfractaire qui assurent une transmission de charge entre le textile de renforcement et les protège thermiquement contre l'action de température élevée. Le comportement thermomécanique des composites TRC de carbone est expérimentalement et numériquement étudié à l'échelle mésoscopique dans cette thèse. L'avancement scientifique sur ce sujet de thèse permettrait d'améliorer la stabilité au feu des structures qui sont renforcées par des matériaux composites TRC. Ce sujet contribuerait aux intérêts sociaux et économiques significatifs pour le génie civil dans le monde entier en général et au Vietnam en particulier.

La thèse concerne la caractérisation expérimentale et modélisation numérique du comportement thermomécanique à température élevée des matériaux composites TRC à l'échelle mésoscopique. Dans une première partie expérimentale, les textiles de carbone (des produits commerciaux sur le marché), la matrice du béton réfractaire et l'interface textile/matrice ont été testés au régime thermomécanique à température constante (allant de 25 °C à 700 °C). Les résultats obtenus montrent un effet du traitement du textile sur le comportement et mode de rupture des textiles de carbone et de l'interface textile/matrice. Un modèle analytique a été également utilisé pour déterminer l'évolution des propriétés thermomécaniques des textiles de carbone en fonction de la température. Le transfert thermique dans l'éprouvette cylindrique du béton réfractaire a été réalisé pour valider les propriétés thermiques du béton réfractaire. Tous les résultats obtenus dans cette partie sont utilisés comme données pour le modèle numérique dans la partie de modélisation.

La deuxième partie expérimentale explore le comportement thermomécanique des TRCs sous deux régimes : thermomécanique à température constante et thermomécanique à force constante. Deux textiles de carbone, qui ont donné les meilleures performances à température élevée, ont été choisis pour une fabrication des TRCs. Les résultats expérimentaux montrent un comportement thermomécanique avec l'écrouissage (trois ou deux phases) à température modérée et un comportement fragile à température supérieure de 500 °C. Au régime thermomécanique à force constante, deux composites TRCs peuvent résister plus long que les textiles de carbone seuls grâce à bonne isolation thermique de la matrice cimentaire. En comparant les deux résultats sur les éprouvettes de TRC, l'effet du renforcement de textile (le taux de renfort, le produit de traitement, la géométrie du textile) sur le comportement thermomécanique a été analysé. Tous les résultats expérimentaux de cette partie ont été utilisés pour valider et comparer avec ceux obtenus à partir du modèle numérique.

La partie de modélisation numérique a deux buts : prédire le comportement thermomécanique global du composite TRC à partir des propriétés thermomécaniques des matériaux constitutifs ; valider le transfert thermique dans le composite en cas d'augmentation de la température pour prédire la température de rupture ou la durée d'exposition du composite. Pour le premier but, les propriétés thermomécaniques des textiles de carbone, de la matrice du béton et de l'interface textile/matrice ont été déclarées dans un modèle numérique 3-D avec les conditions limites et la force mécanique imposée par le déplacement comme dans l'essai réel. Pour le deuxième but, le transfert thermique dans le composite TRC a été modélisé en utilisant des propriétés thermiques de la matrice dans le modèle numérique 3-D. A partir de ce modèle – là, on peut déterminer l'augmentation de la température sur le textile de carbone et la température de rupture correspondant avec le niveau de la force appliquée. L'approche numérique peut nous permettre d'étudier la réponse des matériaux TRC sous la sollicitation thermomécanique comme dans un incendie réel.

Mots-clés : Composite TRC, comportement thermomécanique, propriétés thermomécaniques, textile de carbone, matrice réfractaire, interface textile/matrice, traitement de textile.

RÉSUMÉ EN ANGLAIS - ABSTRACT

TRC materials, consisting of a cement matrix and a reinforcement by textiles or fibers (carbon, glass or other fibre, etc) are often used to repair or/and strengthen the loading structural elements (slab, beam, column) of old civil engineering works. They can also be used as loading elements in new structures (prefabrication element). In order to develop TRC composites with good characteristics at high temperature, a combination has been made between the carbon textiles which have a good mechanical capacity and a refractory matrix which provides a load transfer between the reinforcement textiles and thermally protects them against the action of high temperature. The thermomechanical behavior of carbon TRC composites is experimentally and numerically studied at the mesoscale in this thesis. Scientific advancement on this thesis topic would improve the fire stability of structures that are reinforced by TRC composite materials. This topic would contribute to significant social and economic interests for civil engineering worldwide in general and Vietnam in particular.

My thesis work concerns the experimental characterization and numerical modeling of the high temperature thermomechanical behavior of composite materials TRC at the mesoscale. In a first experimental part, the carbon textiles (commercial products on the market), the refractory concrete matrix and the textile/matrix interface were tested at constant temperature thermomechanical regime (ranging from 25 °C to 700 °C). The results obtained showed an effect of the textile treatment on the mechanical behavior and failure mode of the carbon textiles and the textile/matrix interface. An analytical model was also used to identify the evolution of thermomechanical properties of carbon textiles as a function of temperature. The thermal transfer in the cylindrical specimen was carried out to validate the thermal properties of refractory concrete. All results obtained in this part are used as input data for the numerical model in the modeling part.

The second experimental part explores the thermomechanical behavior of TRCs under two regimes: thermomechanical at constant temperature and thermomechanical at constant force. Two carbon textiles, which gave the best performance at high temperature, were chosen for the manufacture of TRCs. The experimental results showed a hardening behavior with three or two phases at moderate temperature and a brittle behavior at higher temperature of 500 °C. In thermomechanical regime at constant force, two TRC composites can resist longer than carbon textiles alone thanks to good thermal insulation of refractory matrix. By comparing the two results on the TRC specimens, the effect of textile reinforcement (reinforcement ratio, treatment product and textile geometry) on the thermomechanical behavior was analyzed. All the experimental results of this part were used to validate and compare with those obtained from the numerical model.

The purpose of the numerical modeling part is to predict the global thermomechanical behavior of the TRC composite from the thermomechanical properties of the constituent materials, or to validate the heat transfer in the composite if the temperature increases and to predict the rupture temperature or exposure duration of the composite. For the first purpose, the thermomechanical properties of carbon textiles, concrete matrix and textile/matrix

interface were declared in a 3-D numerical model with the boundary conditions and the mechanical force imposed by displacement as in the real test. For the second purpose, heat transfer in the TRC composite was modeled using thermal properties of the matrix in the 3-D numerical model. From this model, it is possible to determine the increase of the temperature at the position of carbon textile and the rupture temperature, corresponding with a level of the force applied. The numerical approach can allow us to study the response of TRC materials under thermomechanical stress as in a real fire.

Key-words: Textile – reinforced concrete TRC, thermomechanical behavior, thermomechanical properties, carbon textile, refractory matrix, textile/matrix interface, textile treatment.

PUBLICATIONS SCIENTIFIQUES

Articles publié dans les journaux internationaux (référencé dans l'ISI Web of Science)

A1. **Manh Tien TRAN**, Xuan Hong VU, Emmanuel FERRIER. Experimental and analytical analysis of the effect of fibre treatment on the thermomechanical behaviour of continuous carbon textile subjected to simultaneous elevated temperature and uniaxial tensile loadings. Construction and Building Materials 183 (2018) 32–45.

A2. **Manh Tien TRAN**, Xuan Hong VU, Emmanuel FERRIER. Mesoscale experimental investigation of thermomechanical behaviour of the carbon textile reinforced refractory concrete under simultaneous mechanical loading and elevated temperature. Construction and Building Materials 217 (2019) 156–171.

Chapitre d'ouvrage publié par le Publisher international (référencé dans Web of Science)

B1. **Manh Tien TRAN**, Xuan Hong VU, Emmanuel FERRIER. Treatment effect on failure mode of industrial carbon textile at elevated temperature, chapter 12, Handbook of Materials Failure Analysis: With Case Studies from the Electronic and Textile Industries, Butterworth-Heinemann, Elsevier publisher, 2019, Imprint: Butterworth-Heinemann, Hardcover ISBN: 9780081019375, Published: 1st October 2019.

Articles en cours de préparation pour la soumission aux journaux internationaux

A3. **Manh Tien TRAN**, Xuan Hong VU, Emmanuel FERRIER. Experimental and numerical investigation of carbon textile/cementitious matrix interface behaviour from pull-out test. Paper (in preparation) will be soon submitted to "Composite Part B" journal (Elsevier publisher).

A4. **Manh Tien TRAN**, Xuan Hong VU, Emmanuel FERRIER. Effect of reinforcement textile on elevated temperature behaviour of carbon textile reinforced concrete: Experiment and numerical modeling. Paper (in preparation) will be soon submitted to "Fire safety" journal (Elsevier publisher).

Papiers publiés dans les actes de conférences nationales et internationales avec comité de lecture

C1. **Manh Tien TRAN**, Xuan Hong VU, Emmanuel FERRIER (July 2018). Experimental investigation of thermomechanical behavior of the carbon textile reinforced concrete: efficiency coefficient of carbon textile at elevated temperatures. In Proceedings of the 10th International Conference on Structures in Fire Ulster University, FireSERT, June 5 - 8, 2018.

C2. **Manh Tien TRAN**, Xuan Hong VU, Emmanuel FERRIER (July 2018). Mesoscale modeling of the elevated temperature behavior of the basalt textile reinforced concrete. In Proceedings of the 9th International Conference on Fibre-Reinforced Polymer Composites in Civil Engineering (CICE 2018), Paris 17-19, July 2018 France.

C3. **Manh Tien TRAN**, Xuan Hong VU, Emmanuel FERRIER (July 2018). Contribution of the refractory matrix to the fire resistance of carbon TRC composite. RUGC2019 (20-22/06/2019, Nice, France, *papier accepté pour la présentation orale*).

C4. **Manh Tien TRAN**, Xuan Hong VU, Emmanuel FERRIER (July 2018). Effect of carbon textile treatment and embedded textile length on textile/matrix interface behaviour from pull-out test. 5th International Conference on Smart Monitoring, Assessment and Rehabilitation of Civil Structures (27 – 29 August 2019, Postsdam, Germany), *papier accepté pour la présentation orale*).

C5. **Manh Tien TRAN**, Xuan Hong VU, Emmanuel FERRIER (July 2018). Experimental study of thermomechanical behavior of the carbon textile reinforced refractory concrete subjected to the constant load and temperature heating. CIGOS 2019 - Innovation for Sustainable Infrastructure (31 Octobre – 01 Novembre 2019, Hanoi, VietNam), *papier accepté pour la présentation orale*).

Table des matières

..... i

Remerciements iii

Résumé en français iv

Résumé en anglais - Abstract vi

Publications scientifiques i

Table des matières iii

Objectifs de l'étude 1

PARTIE I : REVUE BIBLIOGRAPHIQUE 2

Chapitre I. Etude bibliographique 3

I.1 ETUDE EXPERIMENTALE DU COMPORTEMENT A HAUTE TEMPERATURE DES COMPOSANTS DE TRC 3

I.1.1 Matériaux constitutifs d'un TRC. 3

I.1.2 Comportement des textiles à température élevée. 10

I.1.3 Comportement de la matrice cimentaire à température élevée. 17

I.1.4 Comportement de l'interface fibre/matrice cimentaire à différentes températures 28

I.2 ETUDE EXPERIMENTALE DU COMPORTEMENT DES TRC A DIFFERENTES TEMPERATURES 41

I.2.1 Comportement des TRC à température ambiante 41

I.2.2 Comportement résiduel des composites TRC. 45

I.2.3 Comportement thermomécanique des composites TRC 49

I.3 ETUDE NUMERIQUE DU COMPORTEMENT MECANIQUE DES TRC A DIFFERENTES TEMPERATURES 59

I.3.1 Modèle numérique des composites TRC à l'échelle mésoscopique 59

I.3.2 Modèle des composites TRC à l'échelle structurelle 64

I.3.3 Modèle de l'interface textile/matrice cimentaire 65

I.4 CONCLUSION 68

PARTIE II : APPROCHE EXPERIMENTALE 71

Chapitre II. Approche expérimentale sur le composite TRC à l'échelle mésoscopique 72

II.1 MATERIAUX UTILISES 72

II.1.1 Textiles de carbone 72

II.1.2 Matrice réfractaire 74

II.2 PROCEDURE D'EXPERIMENTATION 79

II.2.1 Equipements utilisés 79

II.2.2 Préparation d'éprouvettes 84

II.2.3 Procédure d'essai 87

II.2.4 Synthèse des essais 89

II.3 RESULTATS D'EXPERIMENTATION 89

II.3.1 Résultats sur les éprouvettes des textiles de carbone 90

II.3.2 Résultats sur les éprouvettes de la matrice réfractaire 107
II.3.3 Résultats sur les éprouvettes de l'interface textile/matrice 110

II.4 CONCLUSION 124

Chapitre III. Expérimentation du comportement thermomécanique des composite TRC 126

III.1 TRAVAUX D'EXPERIMENTATION 126
III.1.1 Equipement utilisé 126
III.1.2 Matériaux composites TRC 127
III.1.3 Procédure d'essai 129
III.1.4 Synthèse des essais 130

III.2 RESULTATS SUR LES ECHANTILLONS DE TRC A TEMPERATURE AMBIANTE 131
III.2.1 Idéalisation du comportement de TRC 131
III.2.2 Résultats expérimentaux 132
III.2.3 Effet du taux de renfort 135
III.2.4 Conclusion 136

III.3 RESULTATS SUR LES ECHANTILLONS DE TRC AU REGIME TMTC 136
III.3.1 Comportement thermomécanique à différentes températures 137
III.3.2 Evolution des propriétés thermomécaniques en fonction de la température 141
III.3.3 Discussion 145
III.3.4 Conclusion 150

III.4 RESULTATS SUR LES ECHANTILLONS DE TRC AU REGIME TMFC 151
III.4.1 Résistance thermomécanique des TRC 151
III.4.2 Diffusion thermique du composite F.GC2 156
III.4.3 Discussion 157
III.4.4 Conclusion 160

III.5 CONCLUSION 161

PARTIE III : APPROCHE NUMERIQUE 162

Chapitre IV. Modélisation numérique du comportement thermomécanique de TRC 163

IV.1 VALIDATION DU MODELE NUMERIQUE POUR LES MATERIAUX CONSTITUTIFS 163
IV.1.1 Modèle numérique pour les textiles de carbone 163
IV.1.2 Modèle numérique pour la matrice du béton 168
IV.1.3 Conclusion 174

IV.2 MODELE NUMERIQUE POUR DES ECHANTILLONS D'INTERFACE 174
IV.2.1 Modèle numérique 174
IV.2.2 Résultats numériques 178
IV.2.3 Discussion 184
IV.2.4 Conclusion 186

IV.3 MODELE NUMERIQUE 3D POUR LE TRANSFERT THERMIQUE DANS LA MATRICE REFRACTAIRE 187
IV.3.1 Procédure de modélisation 187
IV.3.2 Résultats numériques 190
IV.3.3 Discussion 192
IV.3.4 Conclusion 193

IV.4 DEVELOPPEMENT DU MODELE NUMERIQUE 3D POUR LE COMPOSITE TRC A DIFFERENTES TEMPERATURES 194

IV.4.1 Procédure de modélisation 194
IV.4.2 Résultats numériques 195
IV.4.3 Discussion 201
IV.4.4 Conclusion 203

IV.5 CONCLUSION 203

Synthèse-Conclusions générales 205

Perspectives 208

Références bibliographiques 209

Annexe 1. Calcul des propriétés physiques de la matrice durcie 219

Annexe 2. Etude granulometrique 220

Liste des figures 221

Liste des tableaux 226

Objectifs de l'étude

Dans le cadre de l'étude du comportement mécanique des matériaux composites à température très élevée, il est nécessaire de développer un composite Textile Renforcé de matrice Cimentaire qui résiste bien à température élevée (appelé composite TRC). Ce choix de TRC sera également effectué en fonction d'une application (matériaux destinés au renforcement ou aux structures neuves). L'objectif de cette thèse est d'évaluer la performance d'un TRC soumis à des températures élevées. De plus, au lieu d'une approche uniquement basée sur l'expérimentale comme cela a été effectué par le passé au laboratoire cette thèse est basée sur une approche couplée entre la caractérisation expérimentale et la modélisation numérique à l'échelle mésoscopique. La thèse est composée de trois parties :

La première partie de ce manuscrit a pour but de résumer l'étude bibliographique effectuée dans le cadre de la thèse:

- Chapitre I : Il présente les études expérimentales et numériques dans la littérature concernant le comportement à température élevée des TRCs à différentes échelles, y compris le comportement des matériaux constitutifs d'un TRC (matrice cimentaire, renforcement de textile et interface textile/matrice). Cette partie fait la synthèse des facteurs influençant leur comportement mécanique à différentes températures.

La deuxième partie présente le programme expérimental développé pendant la thèse concernant la caractérisation du comportement thermomécanique des TRC à l'échelle mésoscopique du composite à différentes températures. Cette partie se divise en 2 chapitres :

- Chapitre II : Il présente l'approche expérimentale sur les matériaux constitutifs utilisés pour le composite TRC (textile de renforcement, matrice cimentaire et interface textile/matrice). L'effet du traitement de textile sur le comportement thermomécanique et le mode de rupture des textiles et sur la résistance de liaison textile/matrice, est analysé.

- Chapitre III : Il présente la caractérisation du comportement du TRC soumis à différents régimes thermomécaniques. Quelques points scientifiques sont mis en lumière tels que l'effet du textile sur le comportement thermomécanique du TRC, la contribution de la protection thermique de la matrice réfractaire, l'efficacité des textiles à température élevée, etc.

La troisième partie est une modélisation numérique du comportement mécanique d'un TRC sous deux régimes thermomécaniques en construisant un modèle à partir de la méthode des éléments finis:

- Chapitre IV : Il présente la méthodologie, les données d'entrée et les résultats obtenus des modèles numériques concernant le comportement mécanique de TRC à différentes températures, le comportement de l'interface fibre/matrice et le transfert thermique dans la matrice réfractaire.

PARTIE I : REVUE BIBLIOGRAPHIQUE

CHAPITRE I. ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

L'objectif de ce chapitre est de présenter une revue bibliographique concernant le comportement à température élevée des matériaux composites renforcés par des fibres, en particulier les composite à base de matrice cimentaire (composite TRC : Textile -Reinforced Concrete). Cette étude bibliographique s'articule autour de deux parties, la première est axée sur les études expérimentales du comportement à température élevée de composites TRCs et leurs matériaux constitutifs tels que les textiles de renforcement, les matrices cimentaires et l'interface textile/matrice. La seconde porte sur la modélisation à plusieurs échelles du comportement mécanique de TRC pour différentes températures, principalement sous sollicitations de traction ou de flexion à température élevée.

I.1 ETUDE EXPERIMENTALE DU COMPORTEMENT A HAUTE TEMPERATURE DES COMPOSANTS DE TRC

Cette section présente à la fois les matériaux constitutifs d'un TRC tels que le textile de renforcement et la matrice cimentaire et leur comportement à température élevée. Grâce à une revue générale sur les matériaux constitutifs d'un TRC et leur comportement à différentes températures, on peut procéder à une bonne sélection des matériaux constitutifs pour fabriquer un composite TRC qui peut adapter la condition de l'environnement spécifique comme celle dans un incendie ou un environnement à température élevée.

I.1.1 Matériaux constitutifs d'un TRC.

Au cours des deux dernières décennies, le TRC a été de plus en plus utilisé comme une solution alternative pour la réparation/renforcement des ouvrages de génie civil [1][2][3]. Il est également utilisé dans des structures neuves comme un élément structurel [1][2][4][5]. Le TRC est une combinaison parfaite entre le renfort textile qui assure la résistance mécanique du composite grâce à ses hautes propriétés en traction (résistance et rigidité), et la matrice cimentaire assurant la retransmission des charges entre des fibres et la structure, contribue un rôle comme une couche de protection contre sollicitions extérieures. Ces matériaux constitutifs du TRC sont détaillés dans les sous-sections suivantes.

i. Textile de renforcement

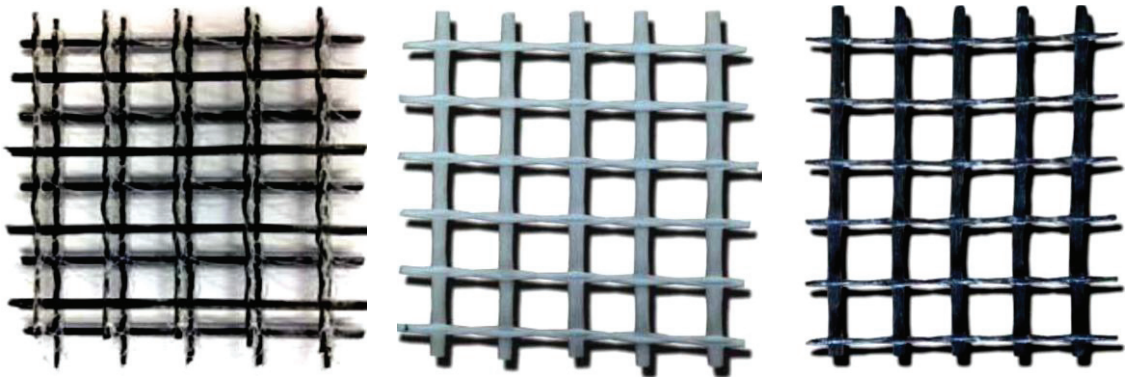
a) Nature de fibre

Le textile de renforcement est généralement fabriqué industriellement pour une mise en œuvre de composite. Le textile peut être classé selon la nature de ses fibres qui le constituent comme le verre, le carbone, l'aramide, le basalte, etc. Le choix de la nature des fibres dépend de plusieurs facteurs tels que les propriétés mécaniques, thermiques, physico-chimiques, leur géométrie, leur coût, etc. Les caractéristiques mécaniques et physico-chimiques des fibres ont été récemment rapportées dans les travaux de Truong [6] et Tlaiji [7]:

- Des fibres de carbone (voir ***Figure 1. 1a***) sont des produits chimiques d'une chaîne de fabrication utilisant une méthode synthétique basée sur la pyrolyse de poly-acrylonitrile (PAN) à partir de produits du pétrole. Selon Truong [6], la fibre de carbone possède une capacité beaucoup plus grande que les autres fibres, y compris la

résistance et la rigidité dans l'environnement normal, ainsi dans les milieux particuliers tels qu'à la corrosion, à température élevée ou au choc thermique (voir ***Tableau 1.1***), pourtant le coût de production est plus haut par rapport aux autres fibres.

- Des fibres de verre (voir ***Figure 1. 1b***) sont également des produits chimiques, qui résultent d'un mélange de la silice, de l'argile, et du calcaire [8], traitées à la température très élevée (environ de 1250 °C à 1350 °C). Elles possèdent une bonne capacité mécanique et des propriétés spécifiques (incombustibilité, faible conductivité thermique, perméabilité diélectrique, etc) [7]. Dans un milieu alcalin comme la pâte cimentaire qui constitue la matrice (au cours de fabrication de TRC), la corrosion des fibres de verre peut se produire, et cela provoque une diminution de la résistance du composite [9]. Pour faire face à ce phénomène, les fibres de verre AR peuvent être utilisées. L'Alcali résistance est apportée par une masse rajoutée de zirconium supérieure à 15 % dans sa composition chimique.
- Des fibres de basalte (voir ***Figure 1. 1c***) sont obtenues à partir d'une procédure de fabrication similaire à celle de la fibre de verre. Elles sont des produits minéraux extraits à partir de la roche volcanique. Elles présentent des meilleures propriétés mécaniques que les fibres de verre, ainsi qu'une bonne résistance à l'alcalinité des matrices (acides, alcaline) et à la corrosion. Les résultats expérimentaux sur la durabilité de ces fibres et leur résistance chimique à long terme [10][11][12][13] montrent une meilleure résistance par rapport à celles des fibres de verre (verre-E et verre-AR). D'un point de vue économique, le coût des fibres de basalte est 3 à 4 fois moins cher que les fibres de verre, ce qui explique leur forte utilisation dans le domaine de construction.



(a) Textile de carbone (b) Textile de verre (c) Textile de basalte

Figure 1. 1 : Textile de renforcement à différentes natures

- D'autres fibres d'origine organique sont produites par des réactions chimiques à partir des produits naturels tels que la cellulose, le chanvre, le coton et le lin, dans un solvant organique [14][15][16]. Ces fibres présentent une faible densité et une bonne résistance au cisaillement, pourtant elles sont naturellement sensibles aux milieux alcalins et aux hautes températures [17]. Toutefois, ce sont des types de fibres en cours

de développement pour l'avenir car elles sont synthétisées à partir des produits naturels, ce qui est intéressant pour des critères de développement durable.

Le ***Tableau 1.1*** présente les caractéristiques mécaniques et physiques des fibres, qui sont souvent utilisées dans le domaine de construction.

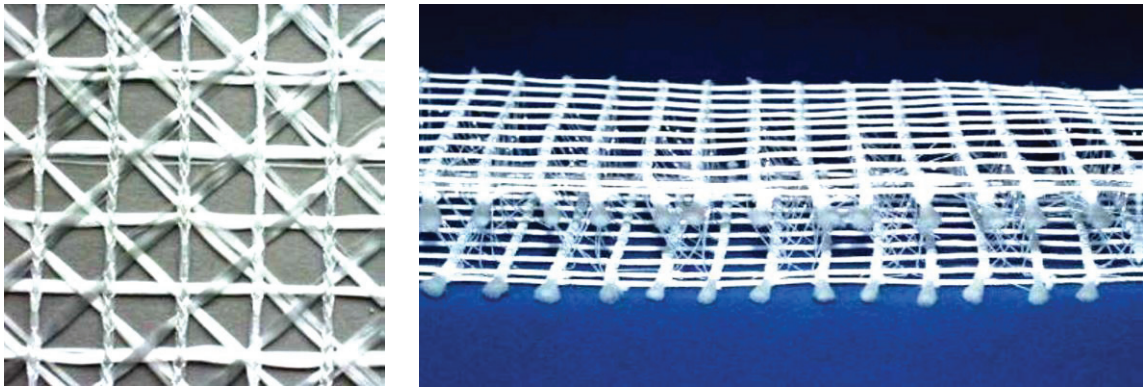
Tableau 1. 1: Caractéristiques mécaniques des fibres reportes par Truong [6] et Tlaiji [7]

Nature de fibre	Résistance (MPa)	Module d'Young (GPa)	Allongement à la rupture (%)	Coefficient de poisson	Densité (Kg/dm3)	Diamètre mini - max (µm)
Carbone	3000-5000	200-250	1.8	0.3	1.8	5-8
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

b) Géométrie du textile

La géométrie du textile est un facteur important qui influence fortement sur le comportement mécanique du composite TRC, car elle permet aux textiles de reprendre les efforts grâce au transfert de charge fibres/matrice dans le TRC. Une revue à plusieurs échelles sur la géométrie du textile a été récemment synthétisée dans les travaux de Truong [6], Tlaiji [7] et Nguyen [18].

A l'échelle microscopique, un fil de textile se structure par des mille mono-filaments, qui ont un petit diamètre allant de 5 à 30 µm dépendant de la nature de fibre [6][7]. Des mono-filaments sont regroupés par la technique de l'ensimage et parfois du retordage, ce qui assure une adhérence de friction entre eux-mêmes. A l'échelle macroscopique, le textile se structure par des fils en utilisant l'intermédiaire de différentes technologies, appelée le tricotage, le tissage, le tressage ou le collage. Des textiles sont divisés en deux familles : bidimensionnelle et tridimensionnelle, ce qui assure respectivement le renforcement dans deux ou trois directions dans le cas de fabrication des TRCs. La ***Figure 1.*** 2 ci-dessous présente les textiles de renforcement avec un maillage bidimensionnel et tridimensionnel.



(a) Bidimensionnelle (b) Tridimensionnelle

Figure 1. 2 Textile de renforcement avec le maillage bidimensionnel (a) et tridimensionnelle (b)

Dans le cadre de TRC, le textile de renforcement doit être mis en place à une position raisonnable afin de distribuer régulièrement des efforts sur la section transversale des composites TRC. En conclusion, le comportement mécanique des TRCs dépend significativement des facteurs qui viennent du textile de renforcement tels que la configuration du textile, les géométries et les caractéristiques physico-chimiques, compatibles avec les types de la matrice, la mise en œuvre, etc.

ii. Matrice cimentaire

La matrice cimentaire est un produit obtenu à partir du mélange des squelettes granulaires, du ciment liant et des matériaux d'addition avec une quantité raisonnable d'eau. Son objectif est, après avoir été durcie, de générer le transfert de charge entre les textiles de renforcement dans les TRC. Donc, elle doit avoir des propriétés physiques satisfaisantes à l'état frais pour pénétrer de manière adéquate vers des textiles de renforcement pour assurer une bonne adhérence à l'interface matrice/textile. Le diamètre maximal des grains dans la matrice cimentaire est généralement inférieur à 2 mm, ainsi qu'il doit être compatible avec la géométrie du textile de renforcement utilisé, et l'épaisseur des composites TRC. En particulier, la matrice cimentaire doit avoir une compatibilité chimique avec le textile de renforcement pour assurer une durabilité de résistance des TRC à long terme. Quelques fois, la matrice cimentaire joue un rôle significatif comme une couche de protection dans des environnements spécifiques tels qu'à la corrosion ou à température élevée. La matrice cimentaire peut être classée par des groupes principaux à base de la nature de produit liant (ciment) comme récemment rapporté dans les travaux de Truong [6], Tlaiji [7] et Nguyen [18].

a) Nature de la matrice

Au cours de ces dernières années, on peut diviser la matrice cimentaire en quatre groupes principaux utilisés souvent pour des composites TRC : les matrices à base de ciment Portland, les matrices à base de ciment phosphatique, les matrices à base de ciment d'aluminate de calcium (ou alumineux) et les matrices cimentaires chargées de polymère [19].

- La matrice à base de ciment Portland : est un produit à partir du ciment Portland qui est obtenu après une procédure de cuisson d'un mélange de clinker Portland en rajoutant des ajouts (régulateur de prise, calcaire, etc) et des additifs (agent de moutures, réducteur de chrome VI, etc). Au cours d'utilisation de cette matrice cimentaire, on a développé sa formulation en modifiant la teneur des matériaux constitutifs (teneur en eau, teneur des adjuvants, etc) [20] [21]. Toutefois, elle présente encore plusieurs désavantages tels que la tendance au retrait (conduisant à des fissurations de retrait), la création d'un milieu alcalin au cours de coulage de la matrice (conduisant à la dégradation des fibres de verre ordinaire E) [18].
- La matrice à base de ciment phosphatique : a été étudiée et développée au cours des dernières années [22]. Parmi celles, la Vubonite est plus connue et disponible sur le marché. Elle est formée par la réaction des poudres de silicate de calcium (Wollastonite) et d'une phase aqueuse d'acide phosphorique. Le durcissement de cette matrice se produit spontanément, et crée un milieu neutre (limitation de l'alkali-réaction) qui lui permet s'adapter avec plusieurs types de fibres (fibres de verre E, AR, fibres d'aramide, fibres naturelles). Cependant, elle reste encore des désavantages à l'application industrielle avec la mise en œuvre des TRC directement sur les surfaces de la structure.
- La matrice à base de ciment d'aluminate de calcium est couramment utilisée dans le domaine de génie civil. Le ciment d'aluminate de calcium a été étudié et développé à la fin du 19ème siècle, avec plusieurs appellations différentes telles que le ciment à haute teneur en alumine, le ciment alumineux, le ciment fondu, [18]. Il est considéré comme un alternatif ciment pour des applications spécifiques telles qu'un durcissement rapide, une résistance chimique et une résistance à la chaleur.
- La matrice cimentaire chargée de polymère : est formée en ajoutant des polymères au mortier cimentaire pour améliorer les propriétés mécaniques (résistances en traction et en compression, module d'Young). Il existe deux méthodes souvent utilisées dont l'amélioration des propriétés mécaniques de la matrice cimentaire dépend significativement. La méthode de l'addition du polymère par imprégnation du mortier durci (appelée PIC : Polymer Impregnated Concrete) donne une bonne amélioration des propriétés mécaniques, mais elle est coûteuse et complexe. La seconde est d'ajouter directement le polymère dans la formulation du mortier (appelée PMC : Polymer Modified Cement). La mise en œuvre est simple et améliore la résistance de l'interface textile/matrice, pourtant elle réduit les capacités mécaniques de la matrice (en traction et ainsi en compression) [6].

b) Matrice réfractaire

La matrice réfractaire (ou béton réfractaire) a été développée au cours des dernières décennies pour une application industrielle (revêtements de structure en acier ou composite TRC) au feu ou à température élevée [23]. Elle est généralement basée sur le ciment d'aluminate de calcium (CAC) [22][24][25] ou autre ciment avec une haute teneur en alumine [26] [27]. Dans la littérature, quelques études sur l'évolution microstructurale du béton à base de CAC,

après avoir été exposé à des températures élevées, montrent la présence des réactions de conversion telles que la déshydratation, la hydratation, l'érystallisation et le frittage [28][29][30][31]. Ces réactions provoquent une diminution des propriétés mécaniques du béton à la température élevée. Selon Bareiro et al [23], le mécanisme de dégradation et le comportement du béton à température élevée sont influencés par des plusieurs facteurs, tels que la composition chimique, la microstructure et les transformations de phase au cours du processus de cuisson. Les résultats expérimentaux ont montré l'influence de la teneur en alumine dans la matrice sur le comportement chimique et mécanique de la matrice réfractaire à différentes températures (allant de 25 °C à 1200 °C). Trois matrices réfractaires (A51, A71 et A90) avec des teneurs en alumine différentes ont été étudiées. La formulation des matrices cimentaires a été conçue selon le modèle d'emballage compressible (CPM) et ajusté pour atteindre une rhéologie spécifique. Les ***Tableau 1.2*** et ***Tableau 1.3*** présentent respectivement la formulation et l'analyse chimique des trois matrices réfractaires. Les résultats obtenus à partir des essais en compression montrent que, lors de l'augmentation de la température, une chute significative de la résistance ultime en compression et du module d'Young des matrices réfractaires à 51% et 71% en poids d'alumine. Cependant, la matrice réfractaire contenant 90% en poids d'alumine a présenté un comportement mécanique plus stable, tout en maintenant dans une certaine mesure les propriétés mécaniques.

Tableau 1. 2 : Composition de mélanges de béton [23]

Béton	A51	A71	A90
Granulat (kg/m^3)	1416	1344	1649
Ciment (kg/m^3)	750	712	873
Super-plastifiant (kg/m^3)	4.87	4.62	5.67
Agent modificateur de viscosité - VMA (kg/m^3)	0.56	0.53	0.65
Eau (kg/m^3)	263	249	306
Content de super-plastifiant (%)	0.65	0.65	0.65
Ratio eau/ciment	0.35	0.35	0.35

Tableau 1. 3 : Analyse chimique des bétons réfractaires [23]

Composants (% w)	Al_2O_3	CaO	Fe_2O_3	SiO_2	TiO_2	BaO	K_2O	MnO	V_2O_5	Cr_2O_3	ZnO_2	SrO
A51	49.42	35.70	8.20	4.15	1.74	-	0.40	0.13	0.10	0.07	0.07	0.03
A71	72.23	14.27	1.45	6.98	3.95	-	-	-	-	-	0.14	0.01
A90	90.14	9.75	0.09	0.01	-	-	-	-	-	-	-	-

Dans la littérature, quelques études expérimentales visent à essayer d'utiliser la matrice réfractaire dans des composites TRC sous l'action de température élevée. Rambo et al [31][32][33] ont récemment fait des études expérimentales sur le comportement thermomécanique et résiduel de composite TRC, à base de la matrice réfractaire et renforcé par des textiles de basalte. La matrice réfractaire se compose principalement d'un ciment d'aluminate de calcium ((teneur en alumine d'environ 51%)) et d'un granulat synthétique d'aluminate de calcium (teneur en alumine d'environ 40%) avec le diamètre maximale des grains de 1.18 mm. Une autre matrice cimentaire sulfo-aluminate (teneur en alumine environ de 30%) a été utilisée dans le TRC avec le renforcement des textiles de verre AR, sous l'action simultanée de la force de traction et température élevée [34][35]. Tlaiji et al [36] a récemment étudié un mortier au feu comme une matrice de TRC pour une application de renforcement à température élevée. Tous les résultats obtenus sur des éprouvettes de TRC mentionnés ci-dessus montrent une amélioration grâce à l'application de la matrice réfractaire dans le composite TRC.

iii. Interface textile/matrice

La liaison de l'interface textile/matrice est un facteur important qui affecte fortement sur le comportement de composite TRC, en particulier dans la phase de travail en commun entre deux composants [37][38]. Grâce à l'adhérence textile/matrice, la retransmission de charge entre les fibres elles-mêmes et avec la matrice cimentaire se produit de manière efficace, ce qui augmente la contribution de matrice dans le comportement global du composite TRC. Au contraire, une faible adhérence de l'interface donne un comportement mécanique de TRC similaire à celui du textile de renforcement.

Généralement, la liaison entre la fibre (ou textile) et la matrice cimentaire est formé à partir de trois composants principaux : l'adhésion mécanique (ancrage mécanique), l'adhésion physique (forces d'adsorption, liaisons secondaires, forces de Van de Waal, liaisons électrostatiques, etc) et l'adhésion chimique (chimi-sorption, liaison chimique covalente). Le phénomène d'adhésion à l'interface fibre/matrice a été reporté dans le travail de Hallonet [16]. Le traitement de la surface fibre/matrice est très important et permet de créer une bonne adhésion à l'interface. Cela peut permettre d'augmenter la résistance. La ***Figure 1. 3*** présente des modes de liaison à l'interface fibre/matrice.

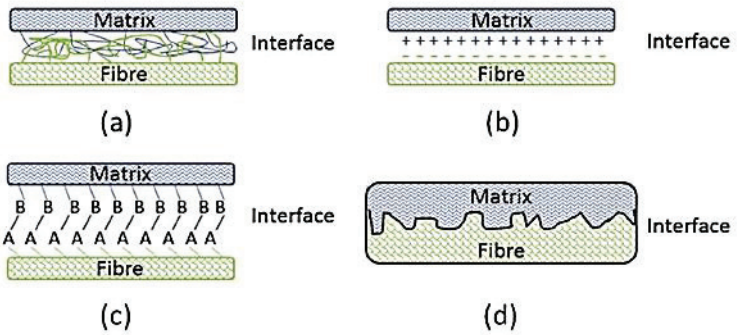
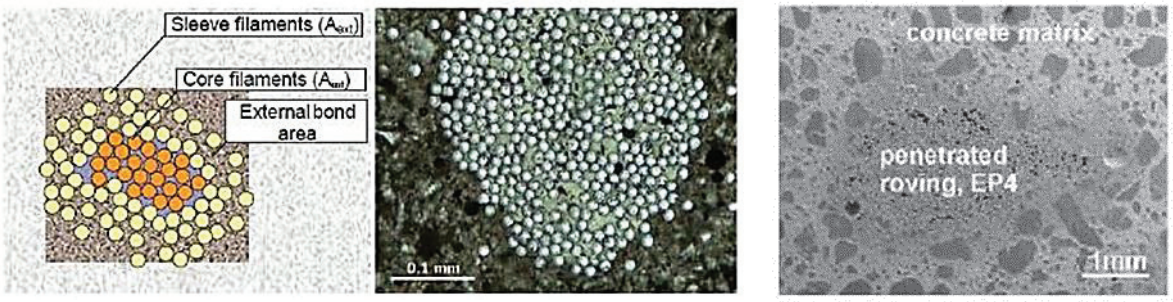


Figure 1. 3 : Mécanisme d'adhérence entre fibre et matrice à l'interface : (a) par enchevêtrement moléculaire ; (b) par attraction électrostatique; (c) par réaction chimique ; (d) par inter-diffusion d'éléments

La résistance de l'interface textile/matrice dépend de certains facteurs tels que le produit de traitement du textile [39], la pré-imprégnation du textile dans la matrice [38][40], les propriétés physico-chimiques du textile et de la matrice [41][42], etc. La ***Figure 1. 4*** illustre la pré-imprégnation du textile dans la matrice cimentaire, rapporté dans le travail de Nguyen [18].



(a) Selon RILEM [13] (b)Selon Contamine [19]

Figure 1. 4 : Illustration de l'imprégnation d'un fil dans la matrice

A température élevée, la résistance de l'interface textile/matrice diminue généralement lors de l'augmentation de la température. Cela a provoqué partiellement le changement du comportement de TRC à température élevée. Cependant, avec un traitement du textile par un produit à base de résine et sous l'effet d'un cycle thermique « préchauffage et refroidissement » à température modérée, la résistance de l'interface et du composite TRC sont significativement améliorés [43]. L'effet des facteurs sur l'adhérence de l'interface fibre/matrice à différentes températures sera clairement discuté dans la section ***I.1.4***.

I.1.2 Comportement des textiles à température élevée.

Cette section présente respectivement les comportements des fibres et des textiles correspondants (y compris le comportement thermomécanique et résiduel) et leurs modes de rupture à température élevée.

i. Comportement des fibres

Généralement, les fibres synthétiques ont de bonnes caractéristiques mécaniques telles que de hautes résistances ultimes, un module d'élasticité, une résistance à la température élevée. A température ambiante, certaines études expérimentales ont été réalisées afin de caractériser le comportement mécanique et identifier des propriétés mécaniques des fibres [44][45][46]. Selon Nguyen [18], malgré un coût élevé, les fibres de carbone sont couramment utilisées pour le renforcement ou la réparation des structures des ouvrages de génie civil, car elles possèdent des performances mécaniques plus intéressantes associées à une faible densité. Dans le travail de Houhou [44], les propriétés mécaniques des fibres (fibre de verre, fibre de carbone et fibre d'aramide) à la température ambiante sont rapportées comme présentée dans le ***Tableau 1.4*** ci-dessous.

Tableau 1. 4: Propriétés mécaniques des différentes fibres à température ambiante, Houhou [44]

Type de fibre	Diamètre (µm)	Densité	Résistance en traction (MPa)	Module de traction (MPa)	Allongement (%)	Température de fusion (°C)
Verre E	3 à 30	2.54	3400	73 000	4.5	850
Carbone HR	8	1.78	3500	200 000	1	2500
Carbone HM	8	1.8	2200	400 000	0.5	2500
Aramide HR	12	1.45	3100	70 000	4	480
Aramide HM	12	1.45	3100	130 000	2	480

En ce qui concerne le comportement mécanique des fibres à différentes températures, les résultats expérimentaux montrent que les fibres ont donné un comportement linéaire jusqu'à leur rupture. La ***Figure 1.5*** présente le comportement mécanique des fibres à température ambiante, rapporté par Houhou [44]. Selon [44], des fibres de carbone présentent une rigidité plus grande par rapport à d'autres fibres, ensuite la rigidité des fibres d'aramide et la valeur la plus basse concerne la famille des fibres de verre.

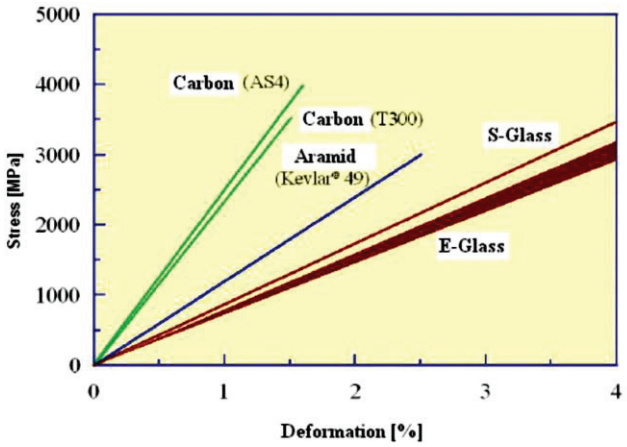


Figure 1. 5 : Comportement mécanique des fibres à différentes natures [44]

En fonction de la température, les propriétés mécaniques des fibres diminuent suivant la nature des fibres. Dans le travail de Bisby et al [47], les trois fibres couramment utilisés (fibre de carbone, fibre de verre, fibre d'aramide) ont permis l'analyse de l'évolution des propriétés mécaniques en fonction de la température. La ***Figure 1. 6*** présente l'évolution de la résistance des fibres à différentes natures en fonction de la température. Selon Green et al [48], les fibres de carbone ont montré une perte de résistance négligeable jusqu'à la température de 1000 °C alors que les fibres d'aramide ont présenté une sensibilité significative à la température élevée à cause de l'oxydation à partir d'une température de 150 °C. Des fibres de verre ne s'oxydent pas encore à des températures allant de 400 °C à 1000 °C, pourtant elles présentent une tendance au ramollissement qui provoque une baisse importante de leur résistance à la température élevée.

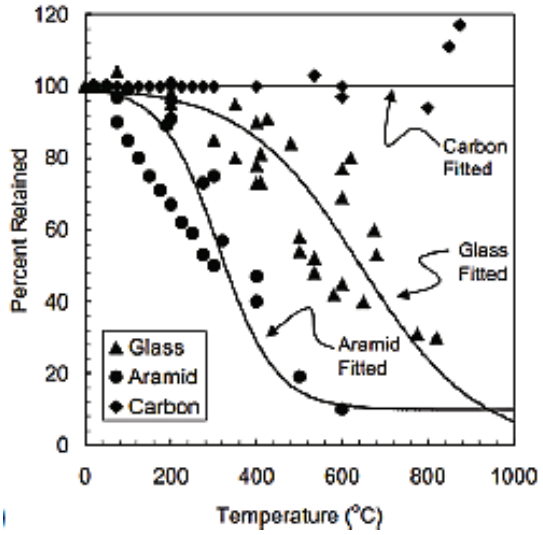
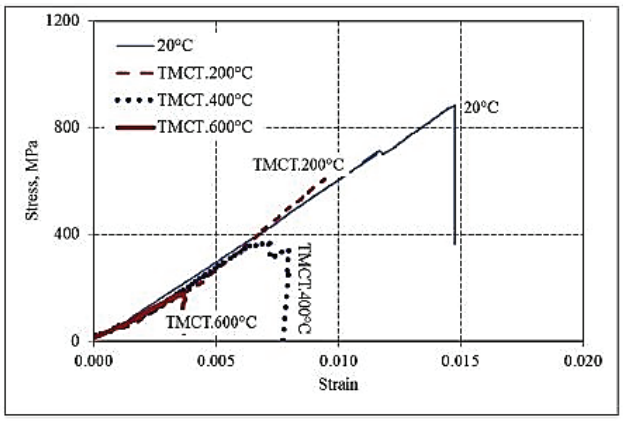


Figure 1. 6: Evolution de la résistance des fibres différentes en fonction de la température, Green et al [48]

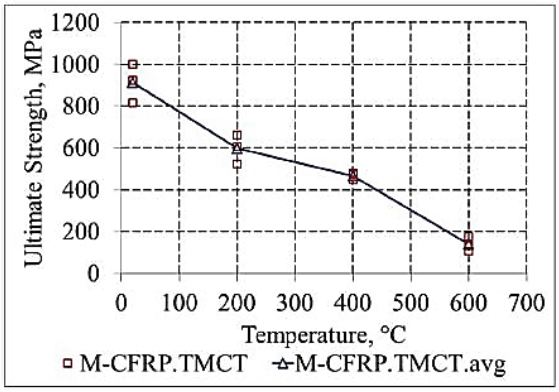
i. Comportement des textiles

Généralement, le comportement des textiles à température élevée est similaire à celui des fibres qui le constitue. Ils présentent un comportement quasi-linéaire élastique jusqu'à leur rupture. Cependant, un fil des textiles est structuré par des mille mono-filaments et traité avec un produit à différentes natures qui assurera le travail en commun entre ces mono-filaments. Un bon traitement pourrait provoquer des meilleures valeurs des propriétés mécaniques du textile. Cela explique la dépendance du comportement des textiles sur le traitement des textiles.

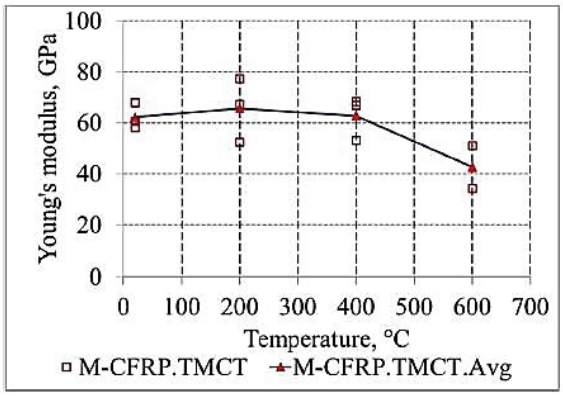
Dans la littérature, certaines études ont été menées sur le comportement du textile sous l'action de charge mécanique (en traction) et températures élevées [31][32][49][50]. Dans la récente étude de Nguyen et al [49], le textile de carbone a été manuellement traité avec une résine époxy à deux composants. Les éprouvettes du textile de carbone ont été testés au régime thermomécanique à température constante afin d'identifier leur comportement à différentes température (allant de 20 °C à 600 °C). A partir des résultats obtenus, le textile de carbone a fourni un comportement presque linéaire à température élevée jusqu'à la rupture (voir ***Figure 1. 7a***). Il s'agit également une diminution des propriétés thermomécaniques du textile, presque linéaire jusqu'à une valeur négligeable à 600 °C pour la résistance ultime (voir ***Figure 1. 7b***) et un peu incurvé pour le module d'Young (voir ***Figure 1. 7c***). Dans les travaux de Younes et al [40], une même tendance à la diminution des propriétés thermomécanique a été obtenue à partir des essais à température élevée allant de 20 °C à 500 °C sur des fils de carbone traités par un produit de polymère. Ces résultats [40][49] montrent l'influence de la teneur en polymère de traitement sur le comportement des textile de carbone.



(a) Courbes « contrainte – déformation » à différentes températures



(b) Evolution de la résistance ultime en fonction de la température



(c) Evolution du module d'Young ultime en fonction de la température

Figure 1. 7 : Résultats expérimentaux sur des éprouvettes du textile de carbone traité avec la résine époxy [49]

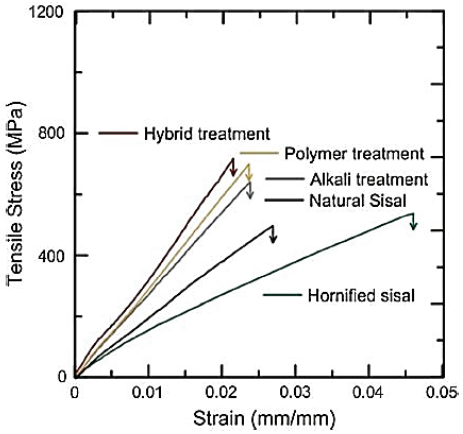
Récemment, Rambo et al [31][32] ont menées une étude sur le comportement à température élevée des spécimens de textiles de basalte avec un revêtement par du latex styrène-acrylique. D'après les résultats obtenus, des éprouvettes du textile de basalte après l'exposition d'une heure à différentes températures ont donné un comportement quasi-linéaire et un mode de rupture fragile. Ces études ont mis en lumière l'effet du traitement de latex styrène-acrylique sur la résistance ultime et la rigidité du textile de basalte après un cycle thermique « préchauffé – refroidi » à différentes températures.

ii. Effet du traitement de textile sur la capacité mécanique du textile

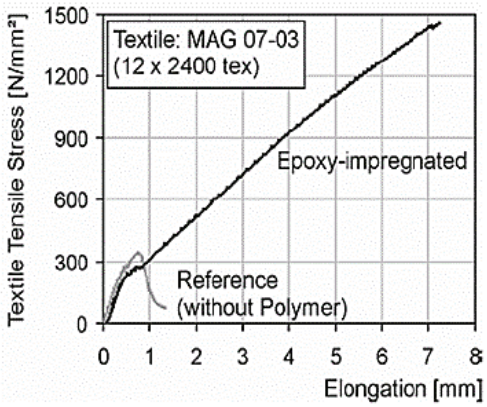
Un traitement de fibre (ou textile) est capable de permettre d'augmenter la résistance mécanique de textile. Donc, les textiles (ou fibres) sont généralement industriellement ou manuellement traités avec des produits dans la procédure de fabrication. Parmi les textiles industriels au marché, un traitement de surface est préféré pour le traitement de textile pour améliorer l'adhérence à la matrice cimentaire. Il s'agit d'imprégné d'époxy et de sables la surface du textile [51].

Concernant l'effet du traitement du textile sur sa capacité mécanique, il existe certaines études expérimentales dans la littérature [39][40][52]. Selon Ferreira et al [39], la résistance ultime

en traction de la fibre de sisal a augmenté avec tous les traitements. Ceci peut s'expliquer par le changement de la cristallinité de la cellulose, la réduction du matériau amorphe et le raidissement dû à l'interaction du polymère avec la fibre de sisal et aux phénomènes de hornification (méthode de traitement de la fibre de sisal avec de l'eau et un processus de séchage après). Le traitement avec le polymère a entraîné une augmentation de 50% de la résistance ultime et 15% de la rigidité en traction. Au cours du traitement par le polymère, la fibre est immergée dans une solution aqueuse de styrène butadiène. Dans cette période, la fibre absorbe la solution, permettant la pénétration du polymère entre les cellules de la fibre et les parois internes de la lumière. Après la durée de traitement, le polymère durcit, rendant la structure fibreuse rigide et dense. Cela rend probablement la structure plus groupée, ne permettant pas de loger les cellules de la fibre lors du début de l'essai de traction, justifiant ainsi l'augmentation de la rigidité de la fibre. La ***Figure 1.*** 8 présente les résultats dans le travail de Ferreira et al [39] et Raupache et al [52] sur l'influence des traitements de fibre (textile) sur son comportement en traction à température ambiante.



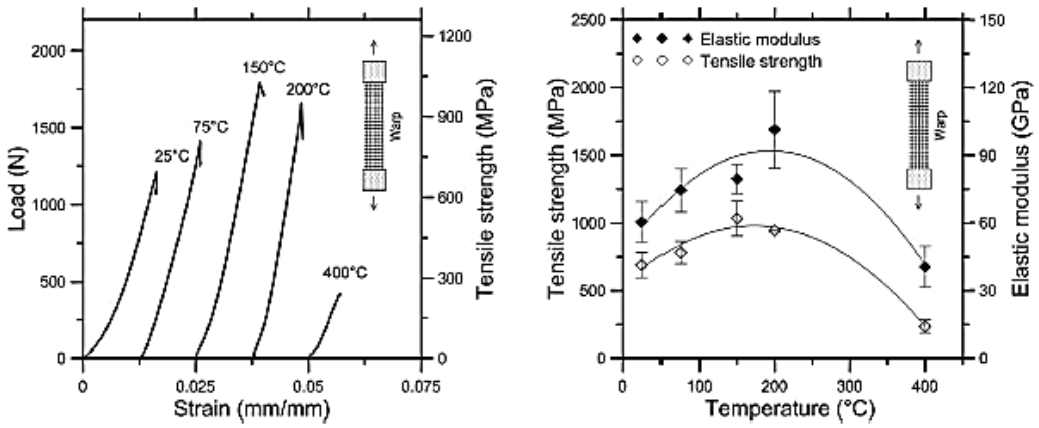
(a) fibre de sisal avec différents traitements, Ferreira et al [39]



(b) Textile MAG 07-03 avec un traitement de polymère d'époxy, Raupach et al [52]

Figure 1. 8 : Influence des traitements de fibre sur le comportement en traction de la fibre

Dans le travail de Rambo et al [31][32][33], le revêtement de latex styrène-acrylique a eu un effet positif sur le textile de basalte pour augmenter ses propriétés mécaniques (résistance ultime en traction et module d'Young) à des températures allant de 75 °C à 200 °C. Après le refroidissement, la pré-imprégnation du textile par ce produit a amélioré la répartition uniforme des contraintes entre les filaments des fils textiles. Cela est la raison principale pour expliquer les résultats expérimentaux obtenus. La **Figure 1.** 9 présente les résultats résiduels sur des éprouvettes du textile de basalte avec un revêtement de latex styrène-acrylique à différentes températures élevées, y comprises les courbes « contrainte – déformation » à différentes températures et l'évolution des propriétés résiduelles en fonction de la température.



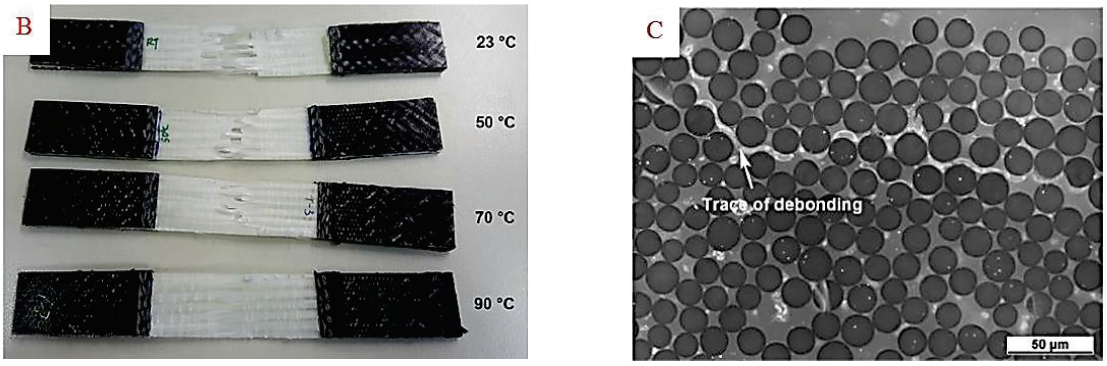
(a) Courbes « contrainte – déformation » à différentes températures

(b) Evolution des propriétés résiduelles en fonction de la température

Figure 1. 9 : Résultats résiduels sur des éprouvettes du textile de basalte avec un revêtement de latex styrène-acrylique à température élevée, selon Rambo et al [33]

iii. Mode de rupture

Le mode de rupture des textiles (ou des fibres) a été également analysé pour comprendre le mécanisme de rupture à différentes températures. Le mode de rupture des textiles dépend de certains facteurs tels que la nature de fibre, le traitement du textile par des produits différents, de la température, etc. Dans la littérature, certaines études ont été menées sur le mode de rupture du textile (dans le composite) sous l'action de charge mécanique et la températures élevées [31][33][49][50]. Dans le travail de Zhai et al [50], les résultats ont montré que l'effet de la température sur le traitement de la résine de polypropylène influençait le mode de défaillance des éprouvettes. En ce qui concerne le mode de défaillance des éprouvettes testées à 23 °C, 50 °C et 70 °C, un mode fragile a été observé lors de l'extraction des mono-filaments. À 90 °C, la division longitudinale des groupes de filaments est provoquée par la faiblesse de l'interface entre les fibres et le produit de traitement à base de résine (voir ***Figure 1. 10a***). Dans cette recherche, la méthode d'image par microscopie optique a été utilisée pour observer le mode de défaillance d'éprouvettes du textile de verre à l'échelle micro. Comme résultat de la méthode d'image par microscopie optique [50], on a observé un décollement important dans les groupes de fibres le long de la direction longitudinal de spécimen (voir ***Figure 1. 10b***).



(a) Éprouvettes échoués après les tests

(b) Image en microscopie optique du mode de défaillance dans l'éprouvette testé à 90 °C

Figure 1. 10: Mode de rupture des éprouvettes de traitement de textiles en verre par une résine de polypropylène [50]

En ce qui concerne le mode de défaillance du textile élaboré à partir de fibres de basalte [31][32][33], une méthode de microscopie électronique à balayage (MEB) a été utilisée pour observer les processus de dégradation dans le textile après une exposition à différentes températures. Il en résulte que le textile de basalte a un mode de rupture fragile qui est causé par la faible action de pontage des filaments ou par la fusion de filaments à des températures élevées (voir ***Figure 1. 11***).

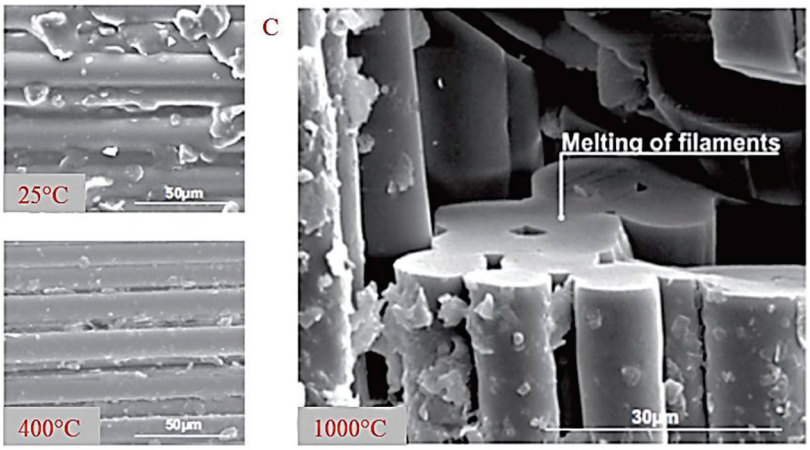


Figure 1. 11: Micrographies MEB d'un fil de basalte à différentes températures [31] [32] [33]

Selon Nguyen et al [49], le textile de carbone avec un traitement manuel par une résine époxydique, a un mode de défaillance fragile sous des chargements thermiques et mécaniques simultanés à différents niveaux de température. Ce mode de défaillance est également souligné par une baisse de la contrainte des courbes «contrainte-déformation» à différentes températures (voir ***Figure 1. 7a***). En observant les éprouvettes de textile en carbone après des essais thermomécaniques, on peut identifier quatre types de rupture. Le type A correspond à température ambiante à des dommages causés à la fois au niveau du textile de carbone et à l'interface époxy, alors qu'à 200 °C, la fusion de la résine d'ensimage a été provoquée par le décollement des groupes de filaments (type B). La fusion complète et une décomposition

partielle de la résine revêtue à 400 °C ont entraîné la rupture du filament dans différentes sections (type C), tandis que la combustion complète de la résine revêtue et l'oxydation d'une partie de fibre de carbone à 600 °C étaient remarquables (type D) (voir ***Figure 1. 12***).

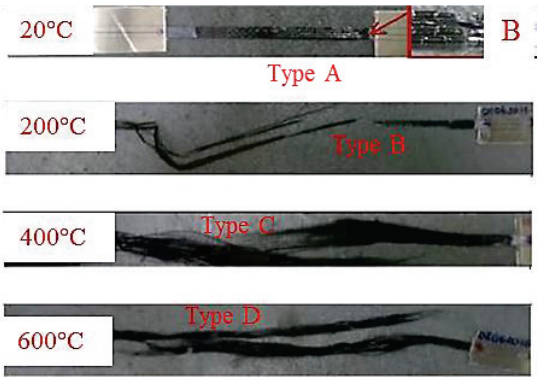


Figure 1. 12 : Mode de rupture des éprouvettes du textile de carbone avec un traitement par la résine époxydique

I.1.3 Comportement de la matrice cimentaire à température élevée.

Dans cette section, une revue bibliographique présente synthétiquement les principales et récentes études sur le comportement à hautes températures de la matrice cimentaire ou du béton. Deux matrices sont essentiellement étudiées la matrice normale (béton ordinaire ou mortier normal) et la matrice réfractaire. Leurs réponses thermomécaniques à hautes températures seront des facteurs importants qui influencent le comportement global du composite TRC. Au cours de chauffage, il y a de plusieurs phénomènes physico-chimiques au sein de la matrice cimentaire, dépendant du niveau de température, cela provoque des évolutions des propriétés physiques, thermiques et mécaniques en fonction de la température. Cette section présente respectivement les évolutions des propriétés thermiques et mécaniques de la matrice en fonction de la température.

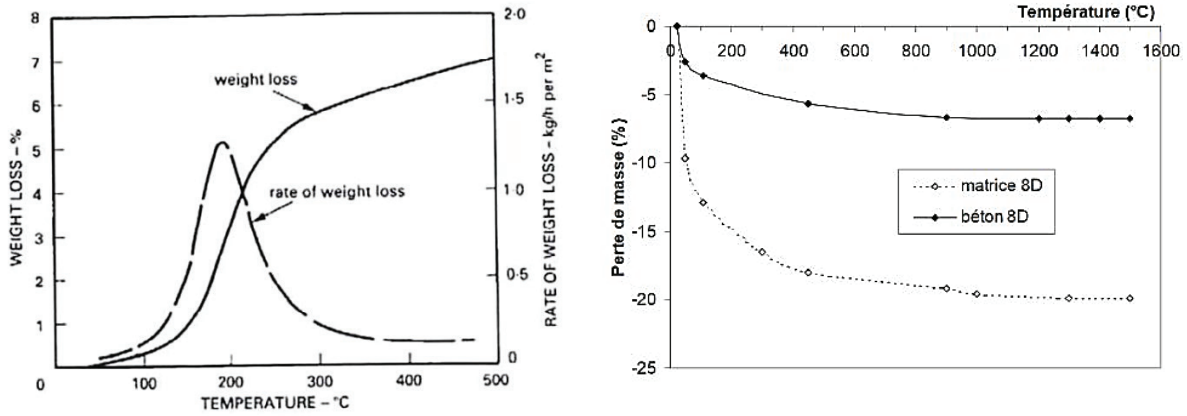
i. Evolution des propriétés physiques et thermiques du béton chauffé

Lors de la montée en température, plusieurs phénomènes physico-chimiques ont été observés dans les précédentes études (Bazant et Kaplan [53], Hager [54], Fares [55], Nguyen [56], Missemer [57], Tshimanga [58] et Mindeguia [59]). D'après Nguyen [18], ces phénomènes sont essentiellement liés à l'hydratation du ciment, tels que la modification de l'eau dans le béton, la modification de la pâte de ciment par plusieurs réactions endothermiques de décomposition des hydrates à différentes températures, la modification physico-chimique des granulats (dépendant essentiellement leur structure minérale) etc. Cette sous-section présente les évolutions des propriétés principales du béton en fonction de la température.

a) Perte de masse

Durant l'augmentation de la température au sein du béton, sa masse est diminuée à cause de l'évaporation de l'eau et la déshydratation progressive des hydrates dans la pâte de ciment. Plusieurs études ont observé la modification de la pâte de ciment dans la littérature, telles que l'étude de Hager [54], de Fares [55], de Nguyen [56] et de Missemer [57]. Ce sont l'évaporation de l'eau (l'eau libre et une partie de l'eau adsorbée) à température entre de 30

°C à 120 °C, la décomposition complète de l'éttringite ($3CaO.A_2O_3.3CaSO_4.32H_2O$) à 100 °C, la décomposition du gypse ($CaSO_4.2H_2O$) à température entre de 130 °C à 170 °C, la déshydratation du gel C-S-H jusqu'à la température de 450 °C, la décomposition de la Portlandite entre de 450 °C à 550 °C, la décomposition du gel C-S-H et du calcaire à température entre de 600 °C à 700 °C, rapporté par Nguyen [18]. Selon Hager [54], la perte de masse du béton se conduit rapidement dans la gamme de température allant de 150 °C à 300 °C correspondant avec une grande valeur de sa vitesse (voir ***Figure 1. 13a***).

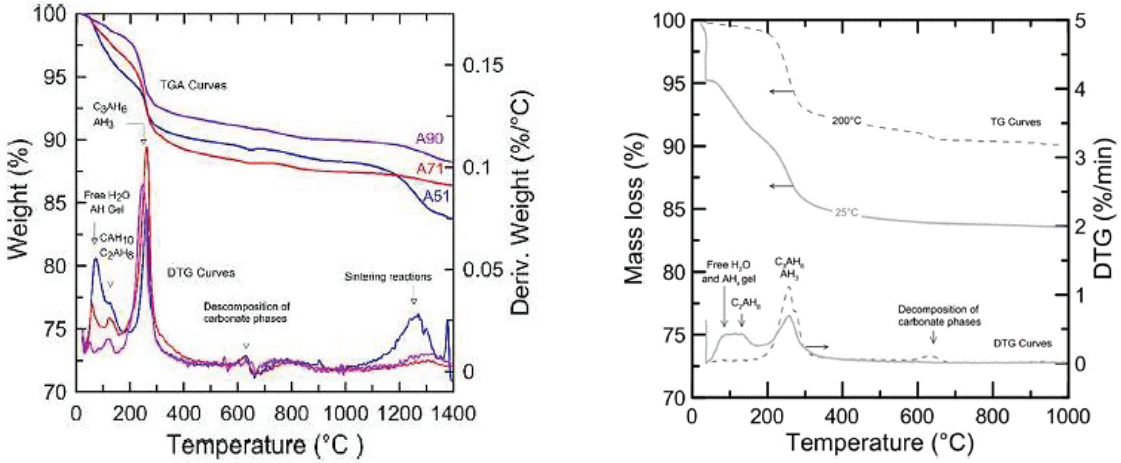


(a) Perte de masse du béton et sa vitesse, Selon Hager [54]

(b) Perte de masse du béton 8D et de la matrice 8D , selon Simonn [60]

Figure 1. 13 : Evolution de la perte de masse du béton en fonction de la température

Dans le travail de Tlaiji [51], l'évolution de la pâte de ciment au cours de chauffage est synthétisée pour le ciment normal et réfractaire. La perte de masse du béton dépend fortement la structure poreuse [60] (voir ***Figure 1. 13b***) et la résistance du béton [54], etc. Simonn [60] montre que la perte de masse du béton 8D (sa teneur en ciment alumineux de 8% en masse par rapport à sa masse sèche totale) est pilotée par la matrice 8D. En outre, le teneur en alumine dans le béton est aussi un facteur important influençant sur sa perte de masse [23]. Dans ce travail, ils ont utilisé les analyses thermogravimétriques (ATG) et thermogravimétries dérivée (ATD) pour les trois bétons réfractaires à base du ciment CAC avec différentes teneurs en alumine (49.42%, 72.23% et 90.14% respectivement pour la matrice A51, A71 et A90). Les résultats obtenus montrent que les pics de la courbe ATD correspondent au processus suivant: la déshydratation (eau libre et gel AH), la perte d'hydrates métastables (CAH_{10} et C_2AH_8), la réaction de conversion d'hydrates métastables en carbonate stable (AH_3 et C_3AH_6) et du frittage. Un résultat similaire a été obtenu à partir des analyses ATG et ATD pour la matrice réfractaire à base du ciment CAC avec la teneur en alumine de 51.45% dans le travail de Rambo et al [32]. La ***Figure 1. 14*** présente des résultats des analyses thermogravimétriques et thermogravimétries dérivée selon Bareiro et al [23] (a) et Rambo et al [32] (b).



(a) Bareiro et al [23] (b) Rambo et al [32]

Figure 1. 14 : Résultats des analyses thermogravimétriques et thermogravimétries dérivées pour perte de masse des bétons réfractaires

La perte de masse du béton à la température élevée correspond à une évolution de la densité apparente en fonction de la température. Dans l'Eurocodes EN 1992-1-2 2004 [61], cette évolution est décrite à partir des équations suivantes :

$$\rho\,(\mathrm{T}) = \rho(20^{\circ}\ \mathrm{C}) = Densité\ de\ référence \qquad pour\ 20^{\circ}\ C \le T \le 115^{\circ}\ C$$

$$\rho\,(\mathrm{T}) = \rho(20^{\circ}\ \mathrm{C}).\left(1 - \frac{0{,}02(T-115)}{85}\right) \qquad pour\ 115^{\circ}\ C < T \le 200^{\circ}\ C$$

$$\rho\,(\mathrm{T}) = \rho(20^{\circ}\ \mathrm{C}).\left(0{,}98 - \frac{0{,}03(T-200)}{200}\right) \qquad pour\ 200^{\circ}\ C < T \le 400^{\circ}\ C \qquad \text{Équation 1}$$

$$\rho\,(\mathrm{T}) = \rho(20^{\circ}\ \mathrm{C}).\left(0{,}95 - \frac{0{,}07(T-400)}{800}\right) \qquad pour\ 400^{\circ}\ C < T \le 1200^{\circ}\ C$$

b) Porosité

L'augmentation de la porosité peut être le résultat de deux processus qui se produisent au sein du béton à température élevée. Le premier est l'évaporation de l'eau libre et d'une partie de l'eau liée dans la gamme de température allant de 30 °C à 120 °C, ce qui augmente le volume poreux du béton. Le deuxième est l'apparition des microfissures dans la matrice à température plus élevée, ce qui peut avoir pour origine la déshydratation de la pâte de ciment, les incompatibilités de déformation pâte/granulat et les contraintes thermomécaniques (reliées aux gradients thermiques) [18][51].

La porosité de bétons chauffés est généralement mesurée par la méthode à l'eau ou au mercure. L'évolution de la porosité du béton chauffé en fonction de la température a été étudiée dans certaines études précédentes, telles que Hager [54], Fares [55], Pliya [62], etc. Une synthèse des résultats obtenus montre que l'augmentation de la porosité du béton chauffé dépend de la nature du béton, de la composition, de la résistance du béton et de la nature de

fibre renforcée dans le béton fibré. La ***Figure 1. 15*** présente la comparaison de l'évolution de la porosité en fonction de la température pour deux bétons fibrés : (a) fibres de polypropylène et (b) fibres de métal, selon [62]. L'effet du renforcement fibré sur l'accroissement rapide de la porosité peut être retrouvé en comparant avec le résultat des bétons sans fibres. Ce rapide accroissement se produit de 150 °C à 300 °C pour le béton renforcé par des fibres polypropylène et de 300 °C à 450 °C pour celui des fibres métalliques.

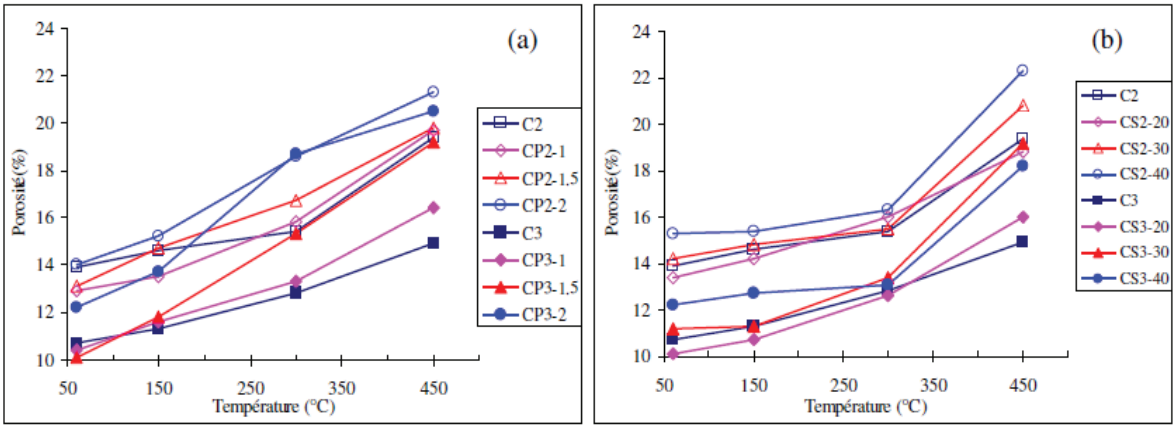
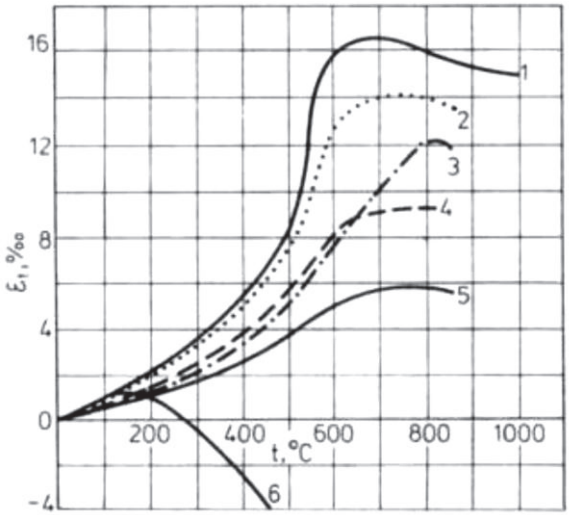


Figure 1. 15 : Evolution de la porosité du béton fibré en fonction de la température ; (a) fibres de polypropylène ; (b) fibres métalliques, Selon [62]

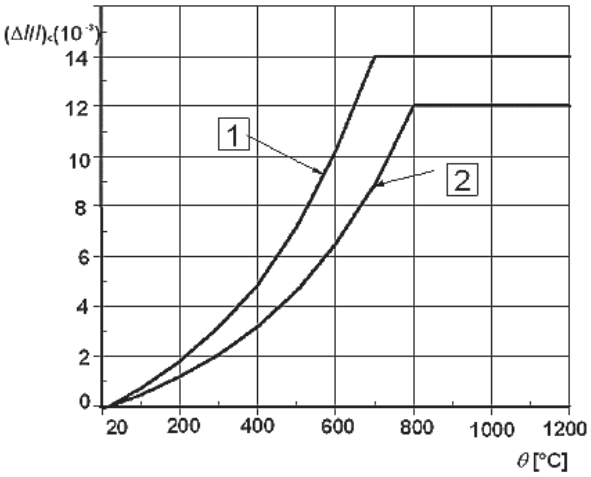
c) Dilatation thermique

La dilatation thermique se produit au sein du béton chauffé, elle est principalement liée à la dilatation des granulats. Cependant, elle dépend non seulement de la nature des granulats du béton et mais aussi des autres facteurs comme la pâte de ciment (le teneur en eau, la modification à température élevée). L'incompatibilité de déformation entre la dilatation thermique des granulats et de la pâte de ciment pourrait générer des microfissures à l'interface pâte de ciment/granulat. Dans la littérature, quelques points scientifiques importants ont été constatés concernant la dilatation thermique du béton, ce qui sont rapportés dans le travail de Nguyen [18] : une déformation thermique non linéaire dépendant de la température ; une faible dilatation thermique (parfois un léger retrait) à une température supérieure à 600 °C (voir ***Figure 1. 16a***).

Dans l'Eurocode NF EN 1992-1-2 2004 [63], l'évolution de la déformation thermique en fonction de la température est également proposée comme sur la ***Figure 1. 16b*** ci-dessous. Cette évolution est en bonne concordance avec les résultats rapportés par Hager [54] dans le cas des granulats siliceux et calcaire.



(a) Selon Piasta, reporté par Hager [54] ; 1. siliceux, 2. grès, 3. calcaire, 4. basaltes, 5. argiles expansées, 6. pâte du ciment



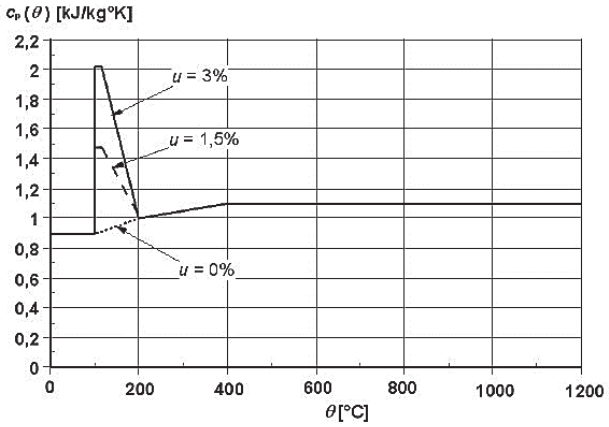
(b) Selon Eurocode EN-2 2004 [61] ; 1. siliceux, 2. calcaire

Figure 1. 16: Déformations thermiques des bétons avec différents types de granulat

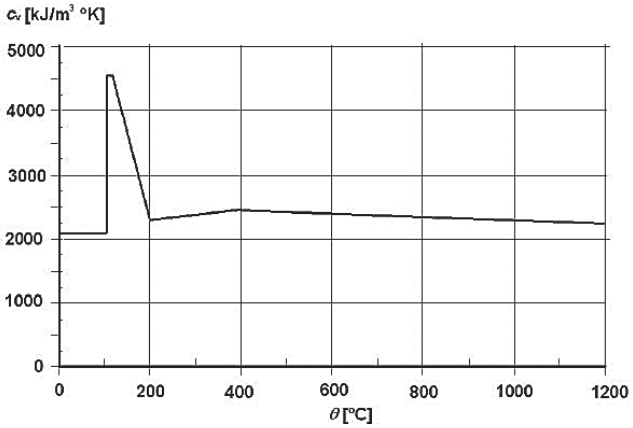
d) Chaleur spécifique

La chaleur spécifique est une propriété thermique du matériau qui est défini par la quantité de chaleur par unité de masse nécessaire pour faire élever la température d'un matériau d'un degré. Elle dépend fortement des réactions endothermiques ou exothermiques qui se produisent au cours de transformation physico-chimiques à température élevée.

Dans l'Eurocode NF EN 1992-1-2 2004 [63], l'évolution de la chaleur spécifique volumique Cv(θ) et la chaleur spécifique, Cp(θ) est présentée comme sur la ***Figure 1.17***. Selon cette figure, l'évolution de la chaleur spécifique dépend fortement de la teneur en eau dans le béton (variant de 0% à 3%) dans la gamme de température allant de 100 °C à 200 °C. Il existe une grande variation de la chaleur spécifique dans cette gamme de température, à cause de l'évaporation de l'eau libre et une partie de l'eau lié au-delà de 100 °C.



(a) Chaleur spécifique, Cp(θ), en fonction de la température pour 3 teneurs en eau différentes (u): 0 %, 1,5 % et 3 % du poids de béton



(b) Chaleur spécifique volumique, Cv(θ), en fonction de la température pour une teneur en eau, u de 3 % du poids et une masse volumique de 2300 kg/m^3 du béton.

Figure 1. 17 : Evolution de la chaleur spécifique de béton en fonction de la température [63]

A température plus élevée, quelques transformations importantes influencent fortement la valeur de la chaleur spécifique. Ces phénomènes ont été rapportés dans le travail de Nguyen [18] :la déshydratation des C-S-H, la déshydroxylation de la Portlandite (entre 400 et 500 °C), et la transformation du quartz-α en quartz-β autour de 570 °C de granulat siliceux. Par conséquence, la chaleur spécifique dépend aussi fortement de la nature des granulats. Cette valeur augmente pour les granulats siliceux pour une température autour de 500 °C, tandis que le béton à base de granulats calcaire présente une consommation de chaleur à la température de 700 °C pour la décarbonatation du calcaire [56][64]. La ***Figure 1. 18*** présente l'évolution de la chaleur spécifique en fonction de la température pour les bétons avec deux types des granulats différents.

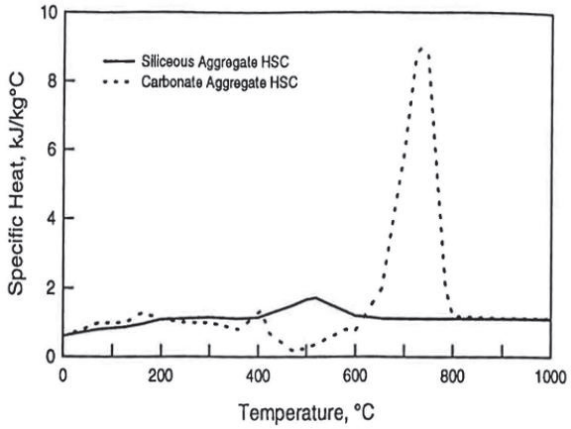
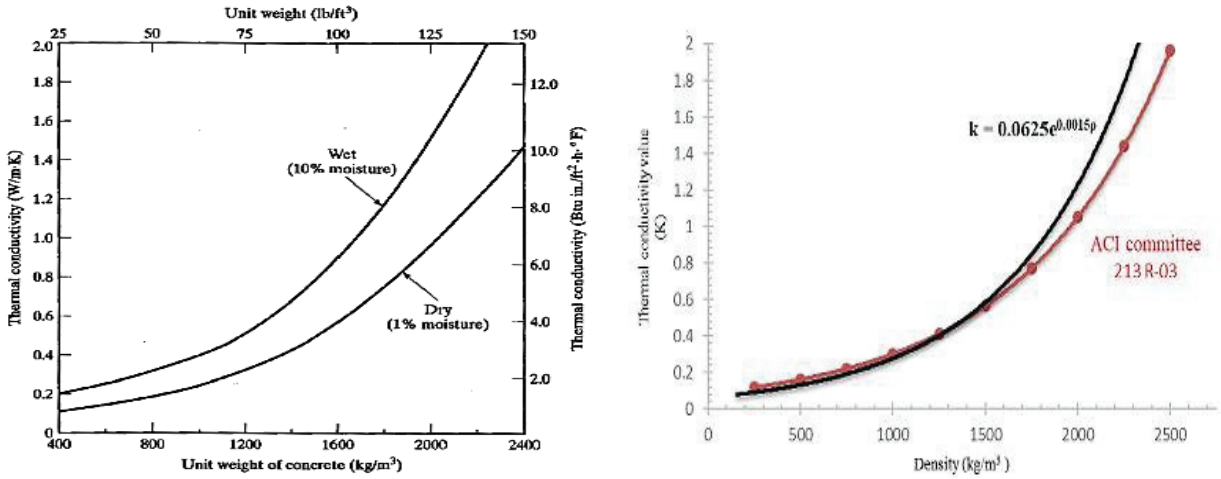


Figure 1. 18 : Influence des granulats sur la chaleur spécifique de béton à température élevée

e) Conductivité thermique

La conductivité thermique est définie par l'énergie (quantité de chaleur) transférée par unité de surface et de temps sous un gradient de température de 1 kelvin par mètre. Pour le béton normale, cette grandeur varie de 1.4 à 3.6 W/m.°C à température ambiante. Elle dépend de

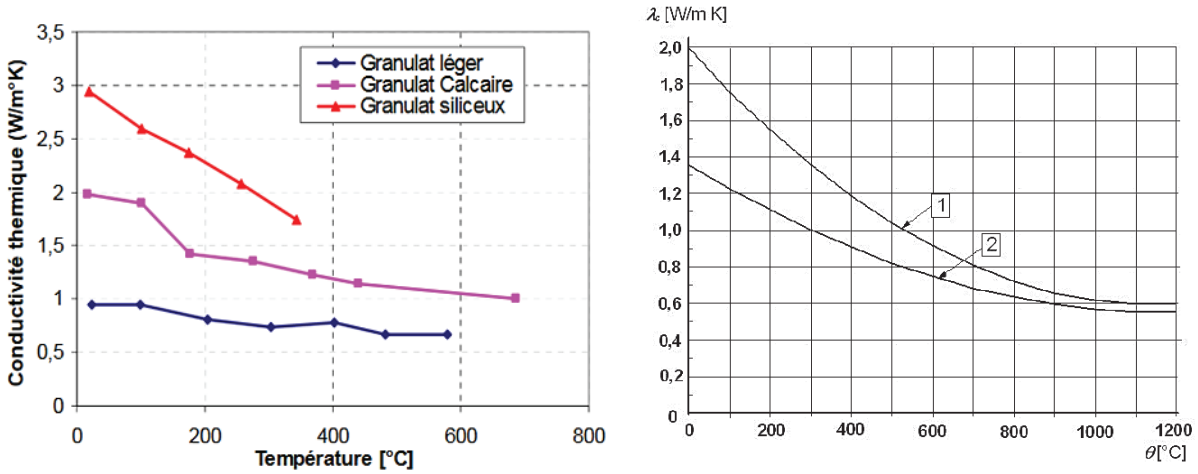
nombreux paramètres tels que la porosité, la masse volumique et la nature des granulats [65]. En général, la conductivité thermique du béton augmente progressivement de manière incurvée avec l'accroissement de la masse volumique. Selon Mindess et al [66], la teneur en eau est aussi un facteur important qui influence la conductivité thermique du béton. La ***Figure 1. 19*** ci-dessous présente l'évolution de la conductivité thermique dépendant de la masse volumique et la teneur en eau dans le béton normal.



(a) Selon [66] (b) Selon ACI 213 R-03

Figure 1. 19: Evolution de la conductivité thermique du béton en fonction de la masse volumique

Lorsque la température est élevée, la conductivité thermique dépend fortement des phénomènes physico-chimiques dans le béton tel que la vaporisation d'eau, l'apparition et le développement des fissures, la transformation des phases, la déshydratation des produits [56][64]. Par conséquence, certaines études ont été menées sur l'influence de la nature des granulats sur la conductivité thermique du béton à une température élevée [59][67]. Selon Collet [68], le béton léger a donné une valeur de la conductivité thermique très petite par rapport aux deux autres bétons, inférieure à 1.0 W/m.°K. Dans l'Eurocode EN-2 2004 [63], la variation des limites supérieures et inférieures de conductivité thermique en fonction de la température est illustrée par la ***Figure 1. 20b***.



(a) Selon Collet [68] (b) Selon Eurocode EN-2 2004 [63]

Figure 1. 20 : Evolution de la conductivité thermique du béton en fonction de la température

La conductivité thermique du béton normale et béton fibré à base du ciment aluminate de calcium (CAC) a été étudiée à trois niveaux de température (température ambiante, 400 °C et 1000 °C) dans le travail de Vejmelková et al [69]. Les résultats sur tous les matériaux analysés ont montré une dépendance significative suivant le contenu en eau. La conductivité thermique à l'état saturé d'eau était jusqu'à deux fois supérieure à celle à l'état sec. Sa valeur diminue également à partir de 1.2 W/m.°K à 0.8 W/m.°K avec l'augmentation de la température allant de température ambiante à 1000 °C.

i. Evolution des propriétés mécaniques de la matrice cimentaire en fonction de la température

f) Propriétés en traction ou en flexion

Dans la littérature, certaines études ont été menées sur l'évolution de la résistance en traction du béton en fonction de la température. Cette propriété mécanique peut être identifiée à partir des essais en traction directe, en fendage ou en flexion, soit directement lors d'une exposition à une température élevée ou après avoir chauffé et refroidie [18] l'échantillon. La difficulté de la réalisation des essais à température élevée a expliqué le manque d'étude sur la résistance en traction du béton. Ce sont des problèmes d'alignement de l'éprouvette, de flexion parasite, d'influence des appareils d'appuis, de rigidité de la presse, de gradients thermiques, etc, selon Mindeguia [59], Hager [54]. En général, le béton chauffé présente une diminution de ses propriétés mécaniques (la résistance en traction, module d'Young) en fonction de la température jusqu'à des valeurs négligeables à 600°C. La ***Figure 1. 21*** présente les différents résultats concernant l'évolution de la résistance en traction du béton en fonction de la température, rapportés par Fares [55].

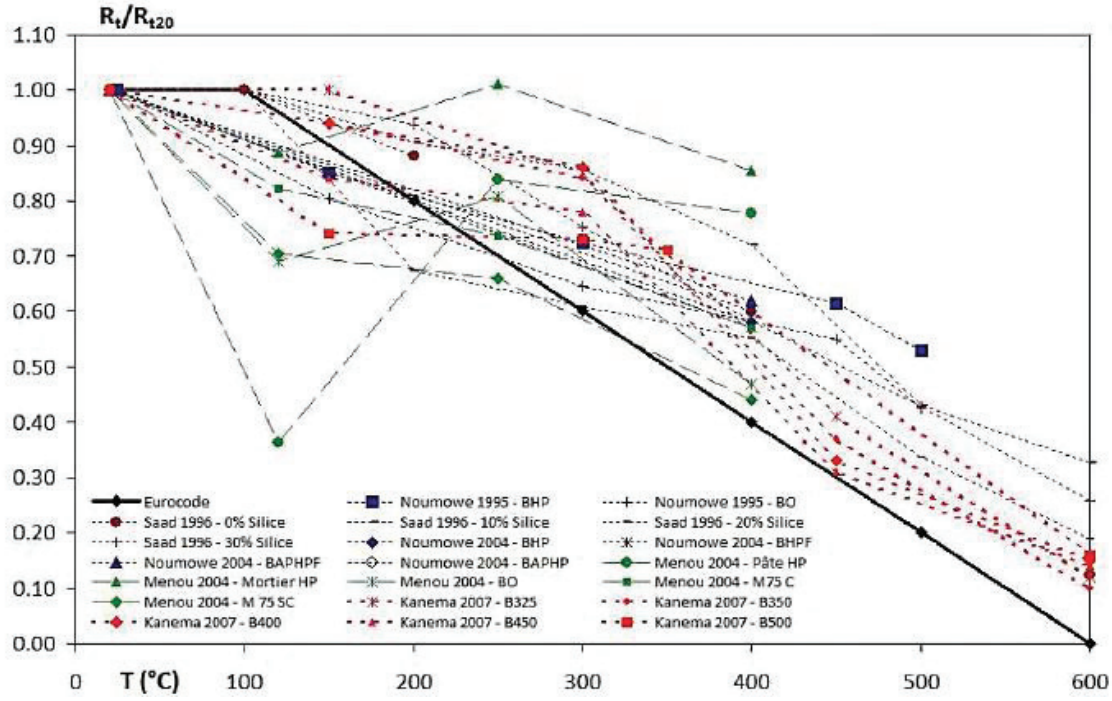


Figure 1. 21: Différents résultats concernant l'évolution de la résistance de matrice de béton en traction en fonction de la température, reportés par Fares [55]

Dans le travail de Tshimanga [58], la résistance de traction du béton a été caractérisée par des essais en fendage sur les éprouvettes qui ont été préchauffé dans une durée d'exposition à température élevée et refroidi naturellement. Les résultats ont montré presque une similaire évolution de la résistance en traction en fonction de la température pour tous les bétons étudiés sauf le B500-R and B450-R (béton à faible rapport E/C). Le B500-R subit une baisse significative de sa résistance à température de 150 °C sur la courbe d'évolution tandis que la baisse est plus légère pour le B450-R (voir ***Figure 1. 22***).

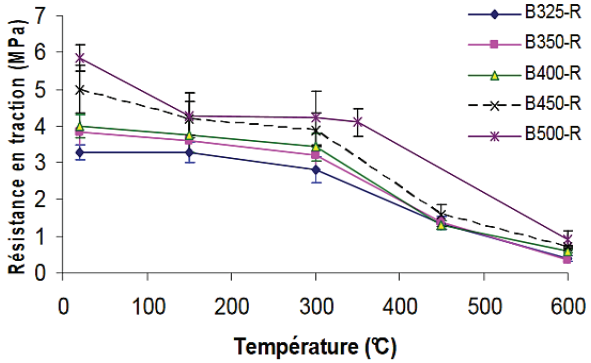


Figure 1. 22 : Evolution de la résistance résiduelle en traction en fonction de la température [58]

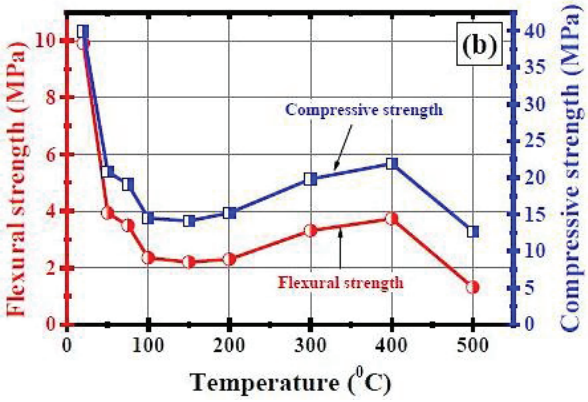


Figure 1. 23 : Evolution de la résistance ultime (en flexion et compression) du béton en fonction de la température [70]

Concernant la résistance en traction du béton, testé directement à température élevée, les résultats de Hager [54] ont montré une augmentation de cette grandeur avec l'élévation de la température jusqu'à 400 °C. Cependant, dans le travail de Raoof et al [70], les essais en flexion sur les éprouvettes de la matrice cimentaire ce qui est utilisé pour la fabrication de TRC, a donné une diminution importante (environ 60%) après la température de 50 °C (voir ***Figure 1. 23***).

Il existe également dans la littérature certains résultats qui montrent une baisse du module d'Young avec l'élévation de la température. Le béton perd presque sa rigidité (environ 90%) à température de 600 °C. La pluparts des résultats a expliqué cette diminution par la rupture de liaisons internes et l'endommagement de la microstructure ou l'augmentation des volumes poreux dans le béton, rapporté par Tlaijji [51].

g) Propriétés en compression

Les propriétés en compression du béton à des températures élevées ont été largement étudiées dans la littérature Bazant et Kaplan [53], Hager [54], Fares [55], Nguyen [56], Missemer [57], Tshimanga [58], Mindeguia [59]. La plupart des résultats a montré une diminution de la résistance de la compression du béton (à température élevée ou après refroidissement) en fonction de la température. Cependant, entre 150°C et 250°C, il est parfois possible d'observer une augmentation de la résistance en compression de certains bétons [70].

Quelques études visent à identifier les propriétés en compression à température élevée du béton à base du ciment aluminate de calcium (béton réfractaire). La ***Figure 1.24*** présente les résultats résiduels en compression sur les éprouvettes du béton réfractaire avec trois niveaux de teneur en alumine 51%, 71% et 90% [23]. Selon [23]**,** lors de l'augmentation de la température de chauffage, le comportement mécanique a montré une chute significative de la résistance en compression et du module d'Young des bétons réfractaires avec les teneurs en alumine allant de 51% et 71%. Cependant, le béton réfractaire contenant 90% en poids d'alumine présentait un comportement mécanique plus stable, tout en maintenant dans une certaine mesure les propriétés mécaniques.

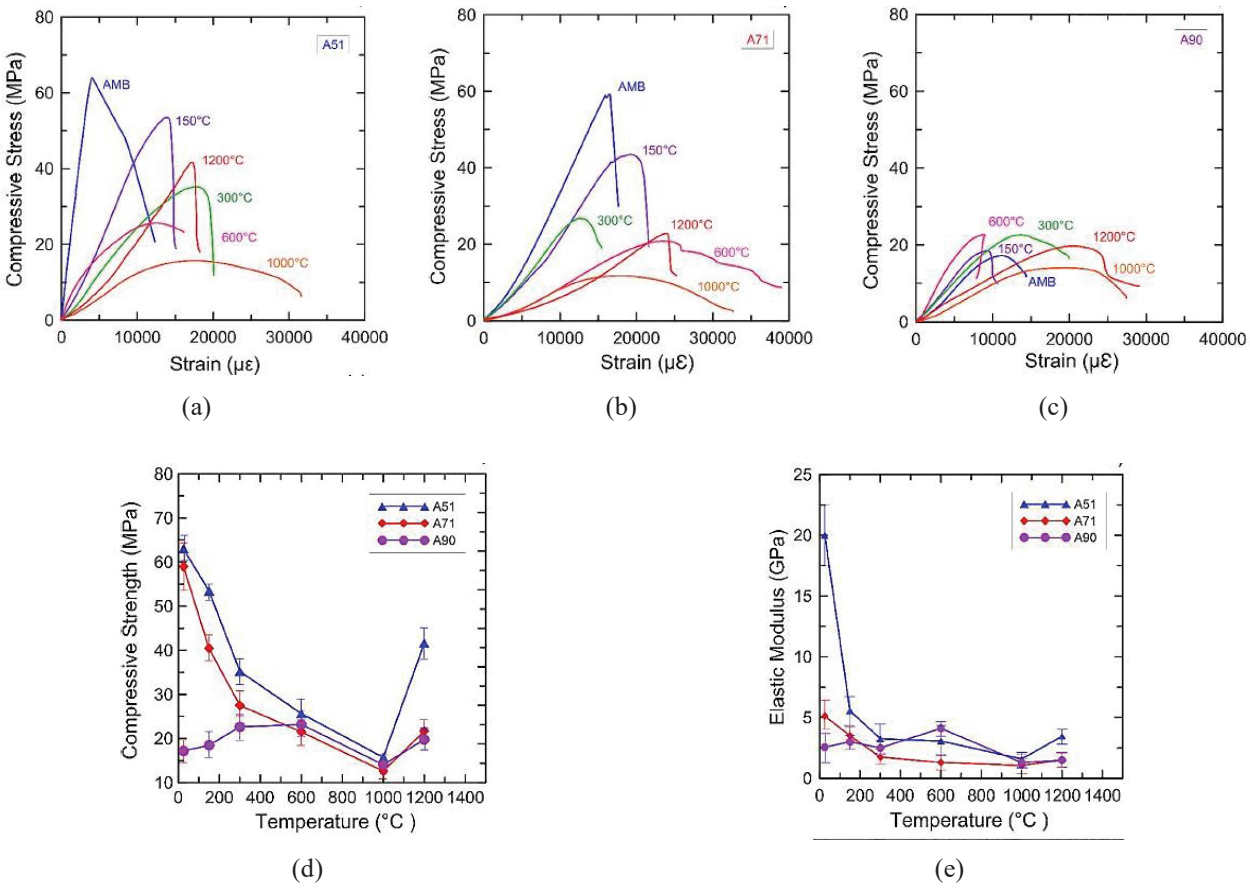
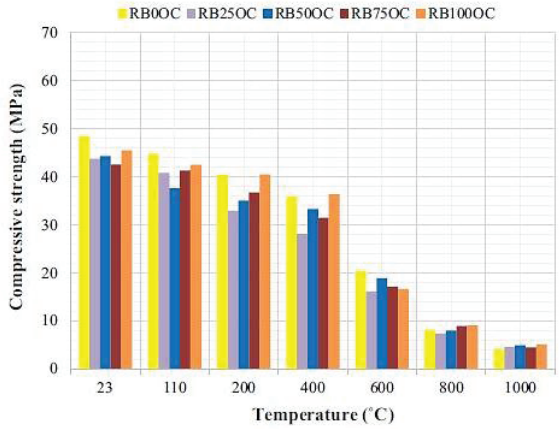
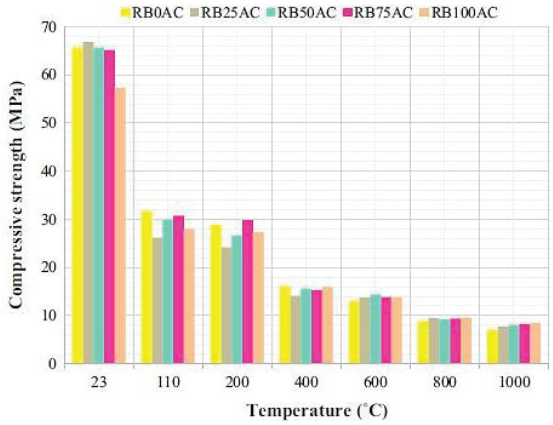


Figure 1. 24: Résultats résiduelles sur les éprouvettes du béton réfractaire à hautes température ; (a)(b)(c) Comportement en compression pour trois niveaux de teneur en alumine ; Evolution des propriétés en compression avec la température : (d)résistance ultime, (e) module d'Young. [23]

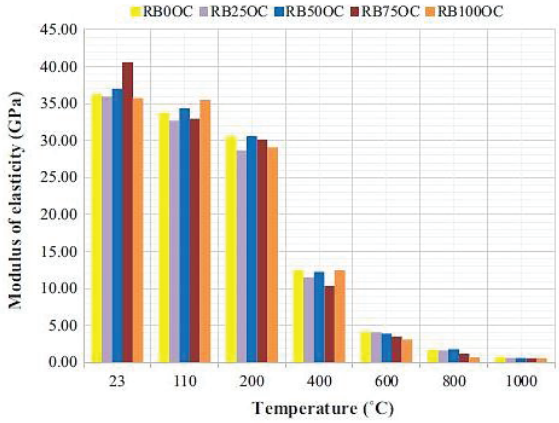
Selon A. Baradaran-Nasiri et al [24], des propriétés mécaniques en compression du béton à base du ciment Portland et ciment CAC à différentes températures ont été présentées dans une étude comparée. Comme les résultats obtenus, la résistance en compression des deux bétons diminue différemment avec l'augmentation de la température. Pour le béton ordinaire, la perte de résistance en compression à température de 400 °C est plus intense que les autres températures alors que la cela pour les éprouvettes du béton réfractaire est élevée à 110 °C et sa vitesse diminuait au-dessus de cette température. De plus, à 1000 °C, les éprouvettes contenant du ciment aluminate ont présenté une légère amélioration de la résistance. La ***Figure 1. 25*** ci-dessous présente la comparaison des propriétés mécaniques en compression du béton à base du ciment Portland et ciment CAC à différentes températures.



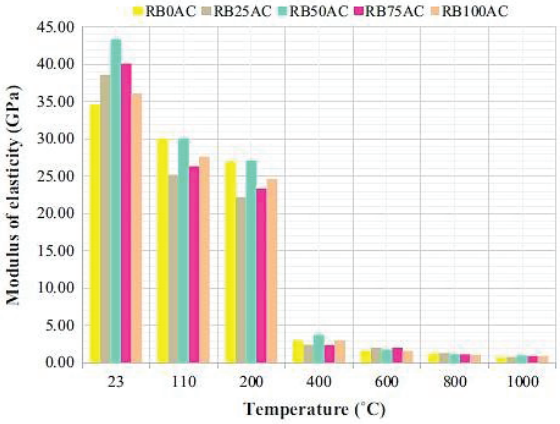
(a) Résistance en compression des éprouvettes contenant du ciment Portland



(b) Résistance en compression des éprouvettes contenant du ciment CAC



(c) Module d'Young en compression des éprouvettes contenant du ciment Portland



(d) Module d'Young en compression des éprouvettes contenant du ciment CAC

Figure 1. 25 : Comparaison des propriétés mécaniques du béton à base du ciment Portland et ciment CAC à différentes températures [24]

I.1.4 Comportement de l'interface fibre/matrice cimentaire à différentes températures

Comme présenté dans la section **I.1.1iii**, la résistance d'adhérence entre fibres (ou textile) et matrice cimentaire joue un rôle très important dans les propriétés mécaniques des composites TRC. Une adhérence suffisante entre la fibre (ou textile) et la matrice cimentaire est bénéfique pour que la fibre résiste à l'extraction de la matrice lors de la fissuration. Cette section présente en détail le comportement de l'interface fibre/matrice cimentaire à différentes températures, en décrivant la méthodologie de sa caractérisation, les résultats expérimentaux obtenus et certains principaux facteurs qui influencent la résistance d'adhérence de l'interface.

i. Caractérisation du comportement de l'interface fibre/matrice cimentaire

Dans la littérature, plusieurs études expérimentales ont été menées sur le comportement de l'interface entre la fibre et matrice cimentaire [43][71][72][73][74][75]. Le principe des essais expérimentaux est de générer un glissement relatif entre fibre et matrice à l'interface.

Cela provoque le décollement entre fibre/matrice quand elle atteigne son état de limite. Cette sous-section présente la caractérisation du comportement de l'interface fibre/matrice cimentaire dans la littérature, en incluant la méthodologie et les résultats obtenus.

a) Méthodologie

Généralement, pour caractériser le comportement de l'interface fibre/matrice cimentaire, il faut détruire les liaisons mécaniques entre fibre et matrice cimentaire (verrouillage mécanique) par une action mécanique. Ça dépend des modes de rupture de l'interface au cours d'utilisation qu'on a conçu des configurations d'essai correspondantes. Dans un récent travail de Teklal et al [76], une revue bibliographique sur ces méthodologies a été synthétiquement présentée.

Selon F. Teklal et al [76], les principaux essais de l'interface incluent la micro-indentation (proposé par Mandell et al [77]), la fragmentation (Kelly and Tyson [78], Fraser et al [79], l'arrachement (pull-out) (Piggott et al [80], Favre et Perrin [81], Pitkethly et al [82]) et la compression (développé par Mooney and Mc Garry [83]). La ***Figure 1. 26*** présente la configuration des essais pour caractériser le comportement de l'interface fibre/matrice.

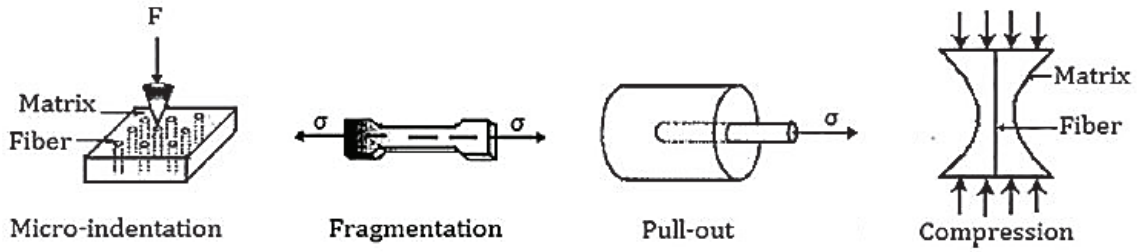


Figure 1. 26 : Certains tests micromécaniques utilisés pour caractériser le comportement de l'interface fibre / matrice ; (a) Micro-indentation ; (b) Fragmentation ;(c)Arrachement ;(d) Compression [Selon Teklal et al [76]]

Parmi les essais mentionnés ci-dessus, l'essai d'arrachement est le plus simple et la méthode plus ancienne. Cependant, elle a été développée et améliorée ces dernières années. Cet essai consiste à extraire une fibre (ou textile) d'un bloc, d'un disque ou d'une gouttelette de la matrice. Cette technique présente plusieurs avantages, parmi lesquels la possibilité de prendre en compte les phénomènes de frottement consécutifs au décollement et de déterminer les énergies de rupture correspondantes ou les deux phases (décollement et frottement). Inversement, l'inconvénient est non seulement la grande complexité de l'analyse des résultats, mais surtout les difficultés expérimentales de fabrication, de manipulation et de chargement des éprouvettes. Finalement, l'essai d'arrachement est largement utilisé pour caractériser le comportement de l'interface car la capacité d'avoir un échec à l'interface atteint plus de 75%, selon Piggott et al [80].

Il existe différentes configurations d'arrachement: la fibre peut être intégrée soit dans une microgouttelette de matrice (voir ***Figure 1. 27a***), soit dans un bouton de matrice (voir ***Figure 1. 27b***), ou encore, plus généralement, dans un bloc de matrice (voir ***Figure 1. 27c***). Dans tous les cas, la matrice est fixée à la partie inférieure avec le dispositif de traction. Dans l'essai d'arrachement, la charge d'arrachement (F_d sur la ***Figure 1. 27d***) et la longueur d'encrage de la fibre dans la matrice sont des paramètres importants. Dans les systèmes à forte adhésion de l'interface, cette longueur doit être suffisamment petite pour que la résistance nécessaire au décollement reste inférieure à la résistance à la rupture en traction de la fibre.

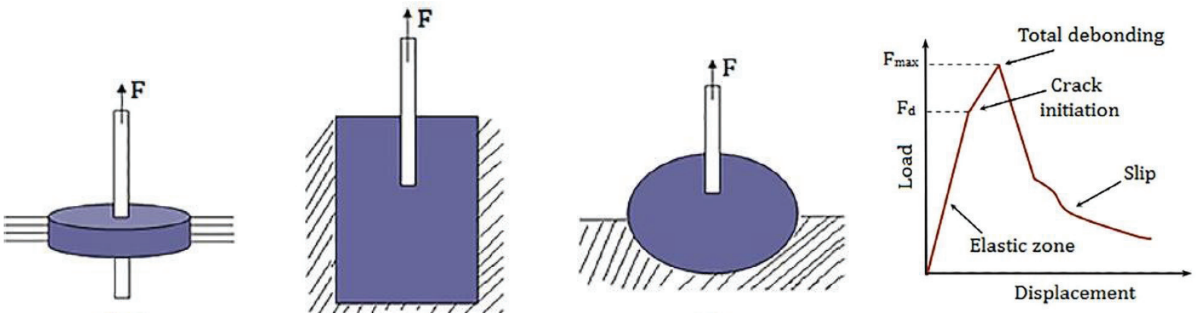


Figure 1. 27 : Différentes configurations de test d'arrachement: (a) Selon Favre [81] (b) Selon Piggott et al [80](c) Selon Pitkethly et al [82]; (d)Courbe typique du comportement de l'interface selon Zhandarov et al [84]

Pour les faibles longueurs d'ancrage, certaines études ont montré qu'en traction (dans le cas des configurations (a) et (c) uniquement de la ***Figure 1. 27***), la force requise pour rompre l'adhérence de l'extrémité de la fibre à la matrice était supérieure à la force nécessaire pour rompre la fibre, rendant le test inutilisable. Ces inconvénients ont conduit au développement d'une variante de ce test: le test aux gouttelettes, qui, outre la facilité de mise en œuvre des éprouvettes, permet de tester des systèmes avec une adhérence plus forte (obtention de plus petites longueurs d'encastrement). La ***Figure 1. 28*** présente le schéma principal d'essai des microgouttelettes et la courbe typique du comportement de l'interface dans ce cas – là.

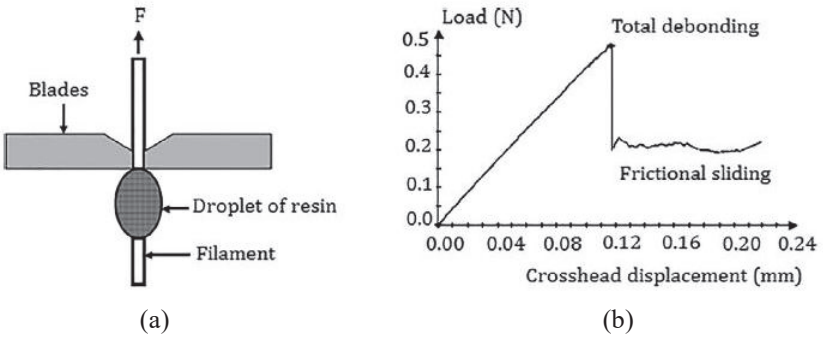
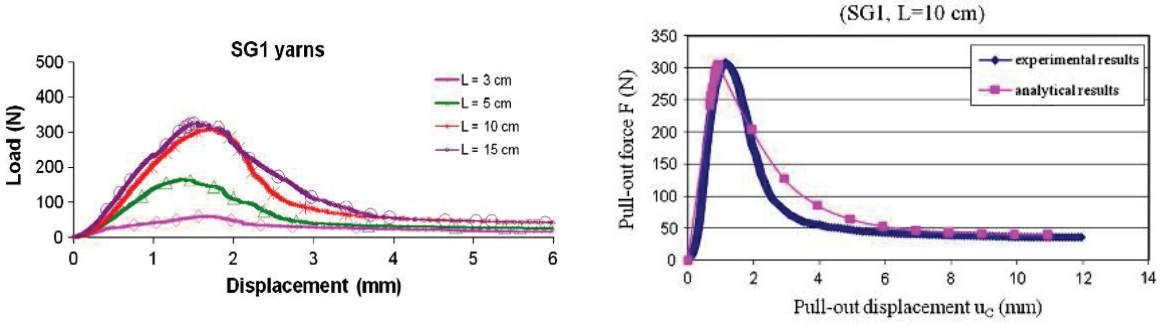


Figure 1. 28 : Schéma de principe du test des microgouttelettes (a), courbe « force – déplacement »typique (b), Selon Baley et al [85]

b) Comportement de l'interface fibre/matrice cimentaire à température ambiante

Dans la littérature, certains auteurs ont récemment fait des essais d'arrachement pour caractériser le comportement de l'interface fibre/matrice cimentaire à différentes températures tels que Mu et al [72], Zhang et al [71] [86], Silva et al [43], Ferreira et al [39] [87] [88], Lu et al [75], etc. Les résultats obtenus montrent que l'interface fibre/matrice cimentaire donne un comportement typique comme présenté, soit dans ***Figure 1. 27d***, soit dans ***Figure 1. 28b*** de la sous-section précédente. Zhang et al [86] ont développé un modèle analytique pour étudier le mécanisme de défaillance de l'interface fibre/matrice dans le composite TRC par le test d'arrachement à température ambiante. Selon Zhang et al [86], le comportement de l'interface fibre/matrice cimentaire peut être divisé en trois phases suivantes : phase de liaison parfaite, phase de décohésion et phase de frottement. Leur modèle a été validé par les résultats expérimentaux obtenus à partir des essais d'arrachement (fibre de verre E et AR dans la matrice à base du béton à grain très fin 1.25 mm). Comme résultats, le modèle analytique du mécanisme de défaillance permet de prédire la charge critique correspondant au début de la rupture par cisaillement et à la charge maximale. Les résultats expérimentaux sont en bon accord avec ceux obtenus selon le modèle analytique. La ***Figure 1. 29*** présente les résultats expérimental et analytique sur les éprouvettes de l'interface SG1 (fibre de verre AR dans la matrice du micro-béton).

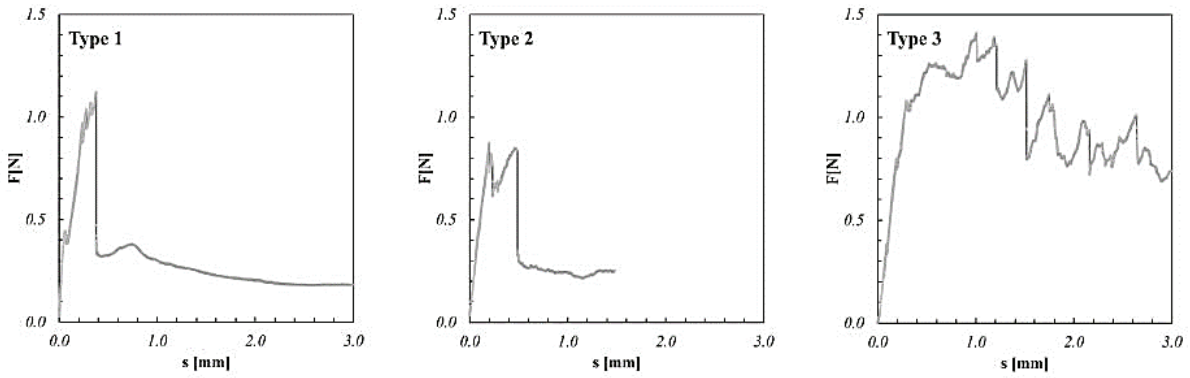


(a) (b)

Figure 1. 29 : Résultats expérimental et analytique dans le travail de Zhang et al [86] ; (a) Loi du comportement de l'interface avec différentes longueurs d'ancrage ; (b) Comparaison les deux résultats expérimental et analytique à la longueur d'ancrage de 10 cm

Ferreira et al [39][87][88] ont présenté des recherches concernant l'adhérence entre fibre organique (fibres de sisal et fibres de jute) et matrice cimentaire (basé sur le ciment Portland et les granulats à grain très fin 0.84mm) à température ambiante. Pour l'interface des fibres de jute avec matrice cimentaire, dans les tests d'arrachement, trois réponses alternatives ont été observées, caractérisées par une réponse post-pic plus ou moins progressive en termes de relation force-déplacement. Les tests d'arrachement ont mis en évidence de bonnes propriétés d'adhérence des fibres de jute: comme la plupart des éprouvettes (pour la longueur d'ancrage 5 mm et 10 mm) ont échoué par le décollage à l'interface. Donc, la majorité de l'éprouvette testée peuvent être utilisée pour caractériser le comportement des liaisons entre des fibres de jute et matrice cimentaire. La ***Figure 1. 30*** présente trois types de réponses de l'interface entre

fibre de jute et matrice cimentaire. Pour l'interface des fibres de sisal avec matrice cimentaire, on a utilisé des différents traitements de fibre (le traitement d'hornification, le traitement alcalin, l'imprégnation de polymère et le traitement hybride) pour trouver leur effet sur l'adhérence de l'interface. Les résultats obtenus ont montré que l'interface de la fibre (non traité et traité par des produits différents) et la matrice cimentaire a donné un comportement typique. L'effet du traitement de fibre de sisal sur le comportement de l'interface et le mode rupture a également été observé, ce qui sera discuté plus détail dans la section **I.1.4**.

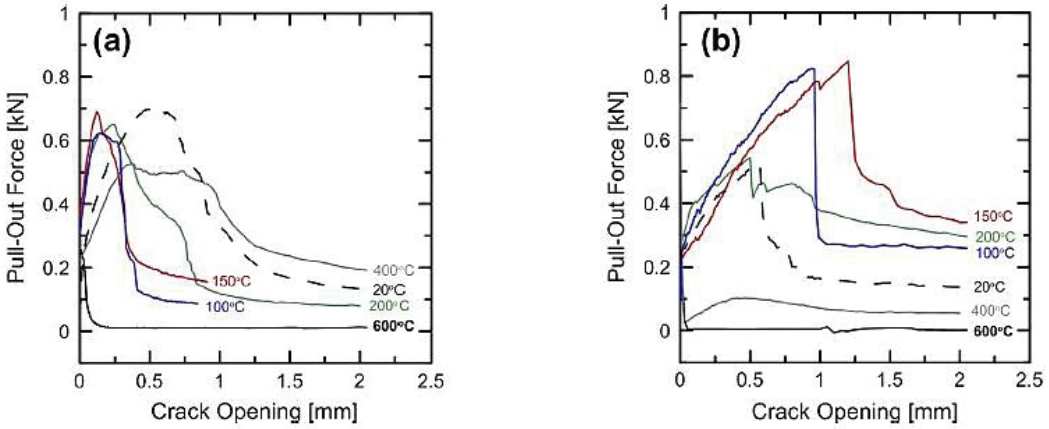


(a) (b) (c)

Figure 1. 30 : Trois types de réponses de l'interface entre fibre de jute et matrice cimentaire ; Selon Ferreira et al [88]

c) Comportement de l'interface fibre/matrice cimentaire à température élevée

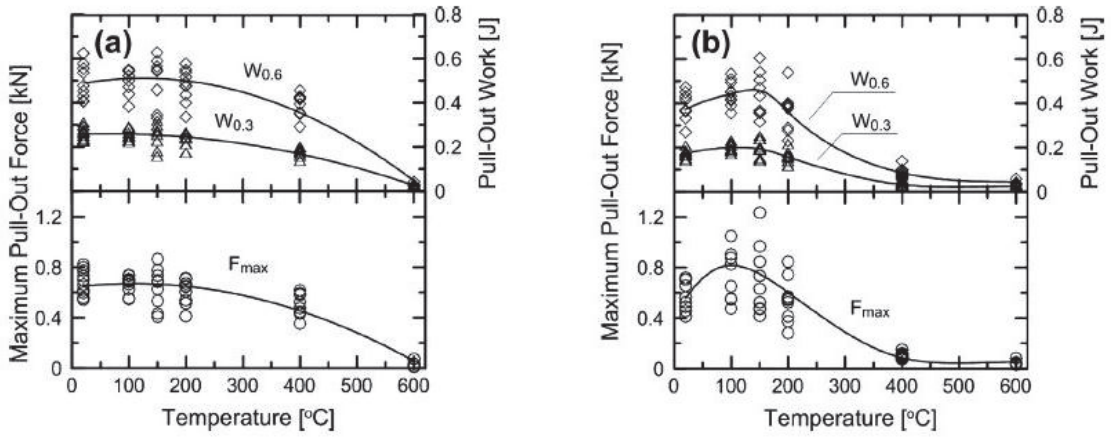
A cause de la difficulté de configuration d'essai à température élevée (en particulier des instruments pour mesurer le glissement entre la fibre et le bloc de la matrice), de rare études ont été menée sur le comportement de l'interface fibre/matrice cimentaire vis – à – vis la température. Ce comportement est dépendant des effets de la température sur des fibres, la matrice et le produit de traitement à l'interface. Parmi eux, la force maximale de l'adhérence fibre/matrice dépend fortement de l'effet de la température sur le traitement des fibres. Généralement, il y a un effet négatif de la température sur l'interface fibre/matrice cimentaire quand elle est simultanément supportée l'action de la force mécanique et la température élevée. A cause de la difficulté mentionnée ci-dessus, aucun résultat n'est disponible sur le comportement de l'interface fibre/matrice cimentaire à température élevée dans la littérature. Au contraire, après avoir supporté à température élevée pendant une durée d'exposition et refroidie naturellement, le comportement de l'interface peut être caractérisé par des essais d'arrachement à température ambiante. Récemment, Silva et al [43] ont fait des essais d'arrachement en double cisaillement sur des éprouvettes à base de la matrice du béton à grain très fin et un fil de carbone pour caractériser le comportement résiduel de l'interface à températures élevées (allant de 20 °C à 600 °C). Les résultats obtenus montrent que l'interface fibre de carbone (non traité et traité par polymère d'acrylonitrile) fournit un comportement typique comme présenté dans la ***Figure 1. 31*** ci-dessous.



(a) Non traité (b) Traité par polymère

Figure 1. 31 : Influence du traitement de fibre sur le comportement de l'interface ; non traité (a) et traité par polymère, Selon Silva et al [43]

Selon les résultats des éprouvettes d'arrachement avec des fils revêtus par un polymère, le revêtement d'ensimage influence fortement sur les propriétés de l'interface fil/matrice cimentaire à certaines températures. Après préchauffage jusqu'à 150 °C, une augmentation significative de la force d'arrachement maximale a été observée, tandis qu'un préchauffage à température supérieure à 400 °C a entraîné une perte presque complète de la capacité de liaison entre le fil de carbone et matrice cimentaire. L'effet de la température sur le produit de traitement sera encore une fois discuté dans la section **I.1.4ii.** Concernant l'évolution des propriétés mécaniques de l'interface avec le fil non traité, les résultats montrent une diminution progressive de ces propriétés en fonction de la température. La ***Figure 1. 32*** présente l'évolution de la force d'arrachement maximale et de l'énergie d'essai (correspondant à une valeur de glissement de l'interface : $W_{0.3}$ ou $W_{0.6}$) en fonction de la température, respectivement pour l'interface de fil de carbone non traité et traité par le polymère.

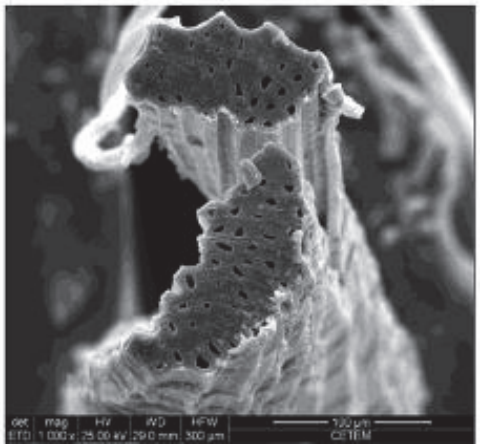


(a) Non traité (b) Traité par polymère

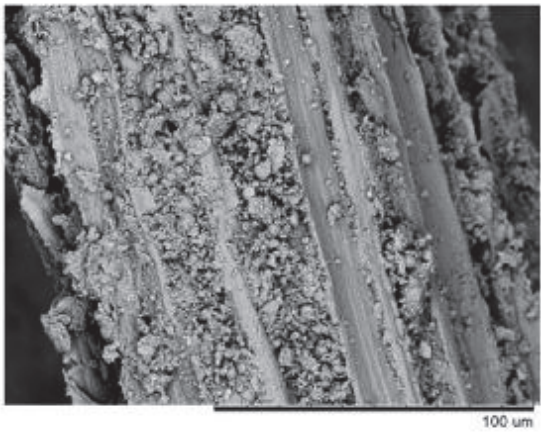
Figure 1. 32 : Evolution de la force d'arrachement et de l'énergie d'arrachement en fonction de la température, Selon Silva et al [43]

d) Mode de rupture de l'interface

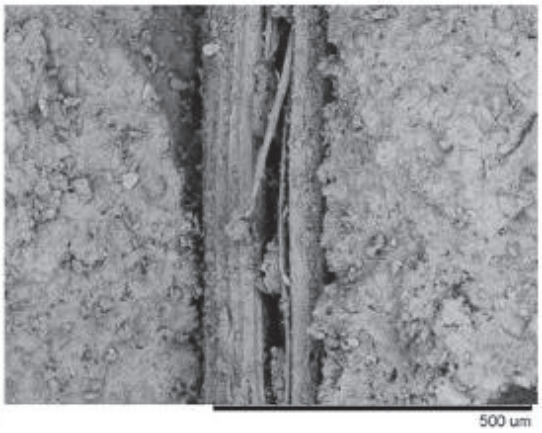
Toutes les interfaces fibre/matrice des éprouvettes présentent un mode de rupture par décollement des filaments dans le bloc de la matrice cimentaire. Les interfaces des éprouvettes ' sont observées par microscopie électronique à balayage (MEB) pour analyser le mécanisme de rupture de l'interface. Ferreira et al [87] a expliqué le mode de rupture de l'interface à partir de la surface des fibres de sisal. Le décollement se produise à l'interface fibre/matrice cimentaire et donne des images typiques pour ces mécanismes de défaillance. Les surfaces des fibres de sisal présentent des pics et des défauts plus larges: cela permet aux particules plus fines de ciment et d'addition pouzzo-lanique de s'installer à la surface des fibres et de créer une microstructure plus dense entourant la fibre de sisal. Une explication de ce phénomène est proposée sur la ***Figure 1. 33b***, sur laquelle une image MEB, réalisée sur une fibre de sisal après le test d'extraction, est rapportée. La ***Figure 1. 33c,d*** présente également deux autres modes de rupture de l'interface fibre de sisal/matrice cimentaire, ce qui provient de la tortuosité plus élevée de la fibre, à la fois en termes de variation de la section transversale et de torsion axiale (voir ***Figure 1. 33d***).



(a) Une section transversale de la fibre avant de test



(b) Des produits d'hydratation à la surface des fibres de sisal après le test d'arrachement



(c) Fibre incorporée dans une matrice à base de ciment

Figure 1. 33 : Images de MEB des fibres de sisal, Selon Ferreira et al [87]

Selon Silva et al [43], avec un préchauffage à température élevée, le mécanisme de défaillance de l'interface entre un fil de carbone (traité par un polymère d'acrylonitrile) et matrice cimentaire montre un changement en fonction du niveau de température. Il existe un mécanisme d'enchevêtrement des polymères qui peut être observé par une fusion prononcée du polymère vers la matrice (voir ***Figure 1. 34b***). Les composants de la matrice semblent maintenant être recouverts de films de polymères minces. Si on les compare à la référence (voir ***Figure 1. 34a***), les films polymères à la surface des fibres sont modifiés morphologiquement. La quantité de ce revêtement est réduite à partir de 150 °C jusqu'à 200 °C (voir ***Figure 1. 34c***). En observant des éprouvettes avec un préchauffage à 400 °C, on peut observer qu'il n'y a plus de revêtement de polymère et que les filaments restent sans particules de liaison dans les excavations laissées vacantes par le polymère (voir ***Figure 1. 34d***).

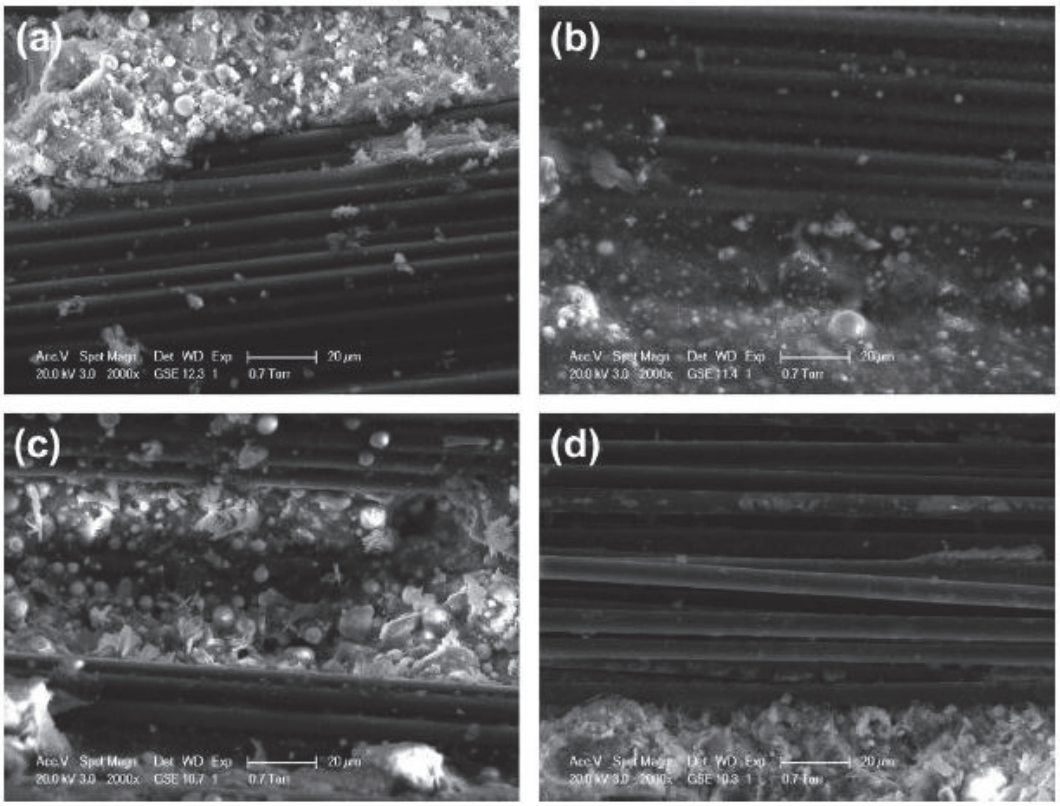


Figure 1. 34 : Interface matrice-fibre de carbone revêtue: (a) dans son état naturel et (b) après exposition à des températures de (b) 150 °C, (c) de 200 °C et (d) de 400 °C, Selon Silva et al [43]

ii. Facteurs influencés sur le comportement de l'interface

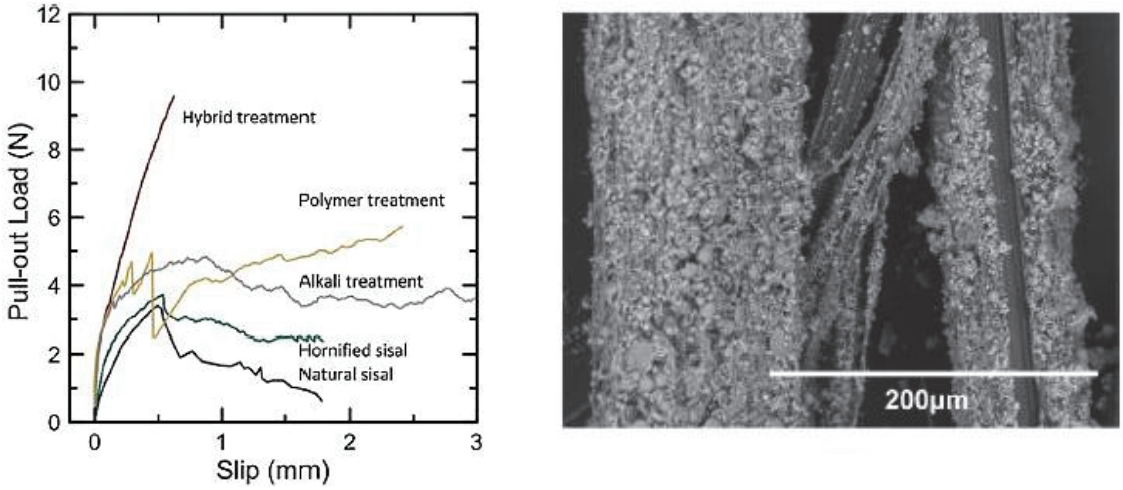
Il y a beaucoup de facteurs qui influencent le comportement de l'interface, soit provenant de la fibre tel que la nature de la fibre, la géométrie (diamètre de filament, façon de regroupement des filaments) (Ferreira et al [87], Zhang et al [71]), le traitement de la fibre pour améliorer l'adhérence de l'interface (Ferreira et al [39], Homoro et al [89], Lu et al [75], Silva et al [43]), soit provenant de la matrice tels que la nature de la matrice (Homoro et al [89]), la modification des phases dans la matrice (Silva et al [43], Butler et al [74]). Cette section rapporte quelques facteurs importants qui influencent fortement le comportement de l'interface. Ces facteurs concernent l'étude expérimentale sur le comportement de l'interface textile/matrice cimentaire qui sera présentée dans le chapitre II de cette thèse.

a) Effet du traitement de fibre

L'effet du traitement de fibre sur le comportement de l'interface a été nettement observé dans les précédentes études dans la littérature. La majorité de ces études montre une amélioration significative de l'adhérence à l'interface en traitant les fibres par différents produits [39] [43] [75]. Avec ces traitements, les mono-filaments sont bien regroupés et cela génère une bonne surface pour se lier mécaniquement avec la matrice cimentaire. Le produit de traitement dépend généralement du type de fibre pour donner une meilleure efficacité.

Selon Ferreira et al [39], les fibres de sisal sont traitées avec des produits: méthode de hornification, traitement par alcalin et par hybride et imprégnation de polymère. Les résultats

des essais d'arrachement montrent que, par rapport aux fibres de sisal naturelles, une amélioration significative de l'interface fibre-matrice a été vérifiée. Avec ces traitements, il était possible d'atteindre une liaison des fibres plus élevée dans la matrice, ce qui non seulement montrait un meilleur mécanisme de friction, mais aussi un comportement adoucissant en cas de glissement. Le traitement alcalin a modifié la composition fibreuse en éliminant les constituants amorphes de la fibre et en augmentant ainsi sa cristallinité. Le revêtement polymère a servi de pont entre les matrices de fibres et de ciment pour renforcer la liaison d'interface entre elles-mêmes. La ***Figure 1. 35*** présente les courbes « force d'arrachement – glissement » avec différents produits de traitement (a) et un mécanisme d'ancrage d'une fibre de sisal traitée par polymère dans la matrice cimentaire en utilisant la méthode MEB.



(a) Courbes « force – glissement » avec différents traitements

(b) Mécanisme d'ancrage mécanique élevé dans une fibre de sisal traitée au polymère

Figure 1. 35 : Influence des traitements de surface des fibres sur le comportement de l'interface fibres de sisal/matrice cimentaire, Selon Ferreira et al [39]

Selon Lu et al [75], pour améliorer les propriétés de l'interface fibre de carbone/matrice cimentaire dans les composites à base de ciment, une méthode efficace de modification de la fibre de carbone a été proposée, dans laquelle la surface de la fibre de carbone est recouverte avec du nano-SiO_2 par modification chimique. Les essais d'arrachement des fibres à partir de bloc de la matrice cimentaire ont été réalisés pour les deux types de fibre de carbone : naturelle et modifié pour trouver l'effet du traitement de fibre sur le comportement de l'interface. A partir des résultats obtenus, les propriétés mécaniques de l'interface telles que la force au point de décollement (P_a), la force de frottement (P_b) et l'énergie de liaison (G_d), sont identifiées et calculées. Ces résultats montrent que la résistance de l'interface entre la fibre de carbone traitée et la matrice cimentaire est nettement améliorée par rapport à celle de la fibre de carbone naturelle. La ***Figure 1. 36*** présente les courbes « force d'arrachement - déplacement » des éprouvettes de l'interface entre matrice cimentaire et la fibre de carbone avec deux différentes méthodes non traitée et traitée par SiO_2.

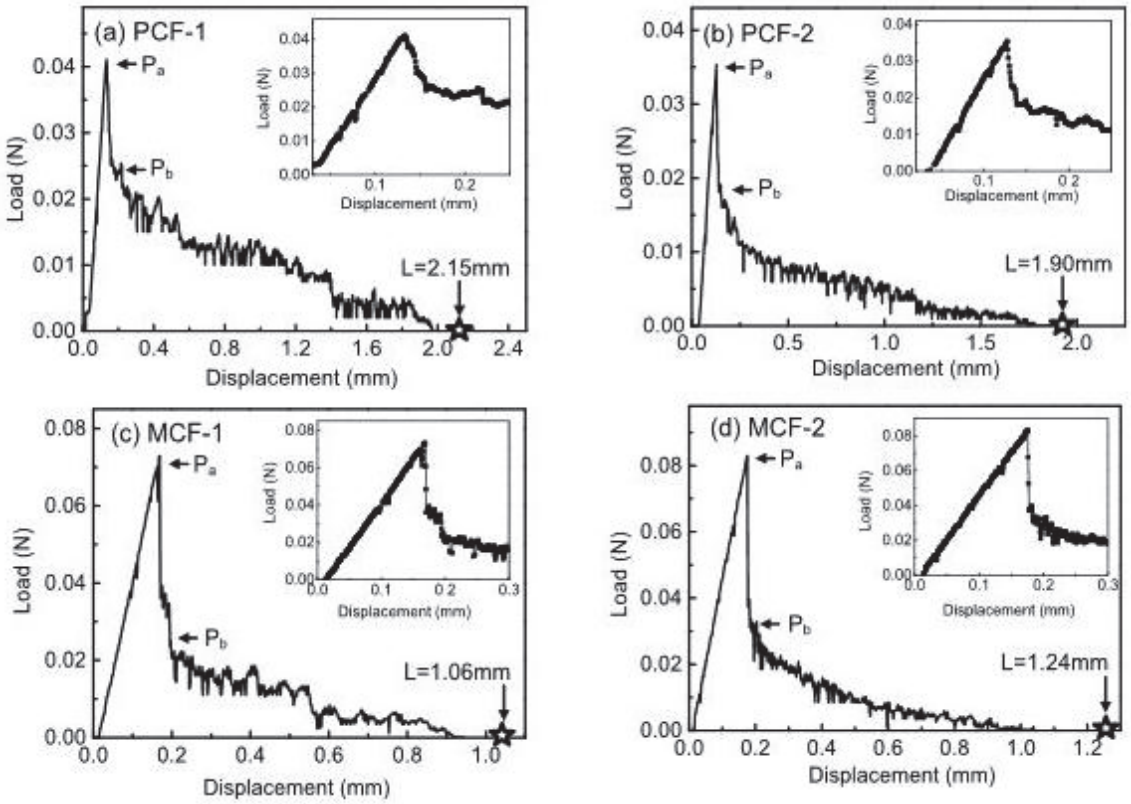


Figure 1. 36 : Courbes « force – déplacement » des fibres de carbone non traité (a,b) et traité par SiO_2 avec deux différentes méthode (c,d), Selon Lu et al [75]

Concernant la modification des fibres de carbone dans la matrice cimentaire, les méthodes MEB, spectroscopie à rayons X et spectre infrarouge ont été utilisées pour l'analyser. La fibre de carbone modifiée superficielle est immergée à plusieurs reprises dans une solution de $Ca(OH)_2$. Les résultats obtenus montrent que le SiO_2 formé à la surface de la fibre de carbone peut réagir avec le produit d'hydratation du ciment $Ca(OH)_2$ pour former un gel C-S-H, ce qui indique que l'adhérence de l'interface entre la fibre de carbone modifiée et la matrice cimentaire serait améliorée. Sur la ***Figure 1. 37***, on peut trouver que le diamètre d'un filament de carbone a été augmenté en fonction du temps par la réaction entre SiO_2 et les produits d'hydratation du ciment $Ca(OH)_2$.

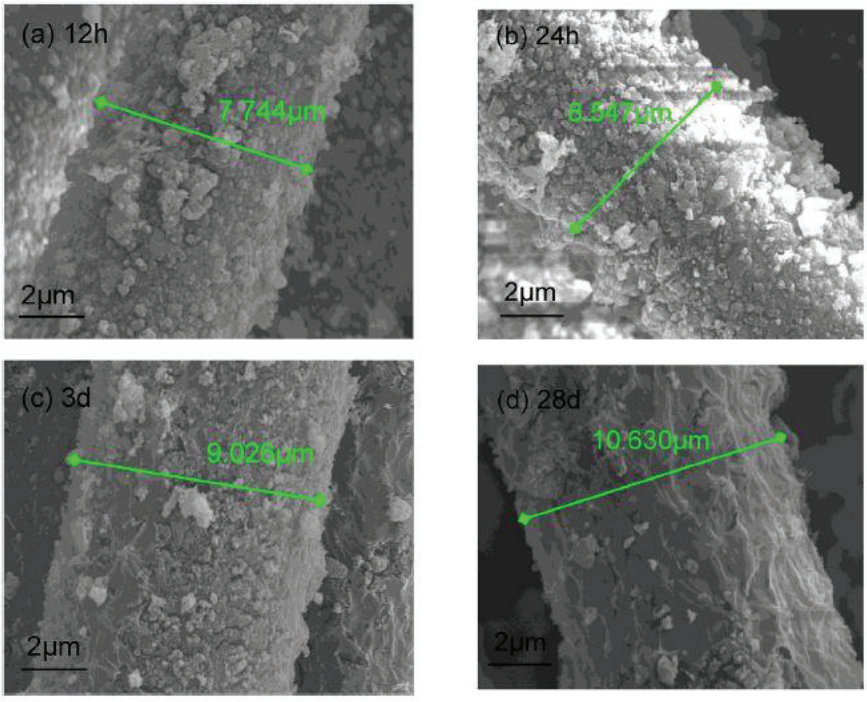


Figure 1. 37 : Modification de la fibre de carbone dans un environnement de Ca $(OH)_2$ à différents âges, Selon Lu et al [75]

Avec l'action de température élevée, l'effet de traitement de fibre a été clairement observé dans le travail de Silva et al [43]. Un traitement par un polymère a généré une amélioration de l'adhérence fibre/matrice cimentaire dans la gamme de température allant de 150 °C à 200 °C grâce au mécanisme de verrouillage entre la matrice cimentaire et le polymère après avoir été fondu. Un préchauffage allant jusqu'à 400 °C a entraîné la décomposition thermique du revêtement polymère, qui a ensuite entraîné une perte presque complète de la capacité de pontage de fissures du fil multi-filamentaire. Après le préchauffage jusqu'à 600 °C, le comportement de l'éprouvette était identique à celui de l'éprouvette avec le fil non revêtu: après avoir dépassé la résistance à la traction de la matrice, les éprouvettes se sont brusquement cassés à cause de la rupture du fil de carbone.

b) Effet de l'imprégnation de la fibre dans la matrice cimentaire

En générale, l'imprégnation de la fibre dans la matrice cimentaire est une méthode de traitement afin d'améliorer l'adhérence fibre/matrice. La fibre (ou le textile) sera imprégné dans la matrice cimentaire avec le polymère ou des poudres minérales ou organiques par une manière humide ou sec. Dans la littérature, les résultats disponibles concernant l'effet de l'imprégnation de fibre sur le comportement de l'interface montrent une amélioration significative de la résistance de l'interface fibre/matrice. Dans le travail de Ferreira et al [39], le traitement par polymère consistait en une imprégnation par immersion des fibres de sisal dans une solution aqueuse avec un polymère de styrène butadiène. Avec la présence de ce produit de traitement, il s'agit d'une liaison chimique entre fibre de sisal et matrice cimentaire qui améliore significativement la résistance de l'interface (voir ***Figure 1. 35a***). Sur la ***Figure 1. 38a***, on peut observer un film polymère très mince entre la fibre et la matrice cimentaire à partir des résultats de la méthode MEB. Ce film provoque une adhérence chimique entre fibre de sisal et la matrice cimentaire comme schématisé dans la ***Figure 1. 38b.***

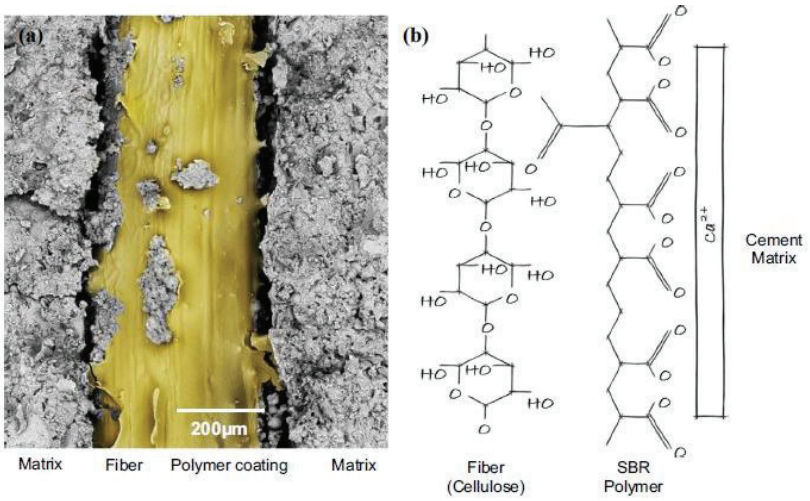


Figure 1. 38 : Modification de la fibre de sisal dans la matrice cimentaire (a) Image MEB de l'interface fibre-matrice ; (b) un modèle schématique utilisé pour expliquer la liaison chimique fibre – polymère – matrice cimentaire, Selon Ferreira et al [39]

Selon Homoro et al [89], des poudres minérales ou organiques sont utilisées dans la procédure de l'imprégnation d'un fil de verre dans la matrice cimentaire avec deux manières humide et sèches. Les résultats obtenus montrent qu'avec une même longueur d'ancrage, chaque méthode d'imprégnation de fibre donne différents effets sur la résistance de l'interface. La méthode PIW présente une meilleure amélioration de la liaison fil/matrice, tandis que la méthode PID présente une faible adhérence du film mince entre les matrices de ciment et le fil de verre, conduisant ainsi à une force d'arrachement totale plus base par rapport aux éprouvettes imprégnées par la méthode PIW. La ***Figure 1. 39*** présente l'évolution de la force d'arrachement maximale en fonction des configurations des éprouvettes avec la longueur d'ancrage de 5cm (PIW.K3 pré-imprégné humide avec la matrice d'ettringite K3 ; PID.K3 pré-imprégné à sec de la totalité de la matrice K3; PID.B + F pré-imprégné à sec du liant et des charges de la matrice K3; PID.B pré-imprégné à sec avec uniquement le liant de la matrice K3; PID.SAC pré-imprégné à sec avec un liant mono-composant sulfo-alumineux (SAC); PID.P pré-imprégné à sec de poudre de polymère (acétate de polyvinyle)).

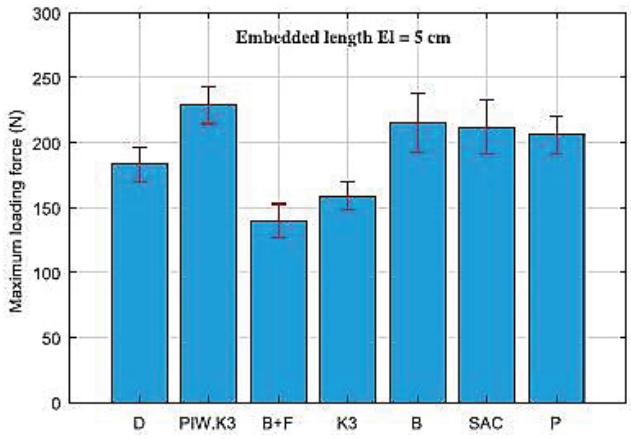


Figure 1. 39 : Evolution de la force maximale en fonction des configurations étudiées (avec la longueur d'ancrage 5 cm), selon Homoro et al [89]

c) Effet de la longueur d'ancrage

Théoriquement, une plus grande longueur d'ancrage donne plus de surface d'interface pour une adhérence entre les deux. Donc, la force d'ancrage maximale sera généralement augmentée de plus en plus en fonction de la longueur d'ancrage. En réalité, avec la longueur d'ancrage plus importante, la probabilité d'une apparition du décollement à l'interface sera élevée et plus tôt dans le cours des essais. Cela provoquera le raccourcissement de la phase de parfait adhérence (première phase) et l'allongement de la phase de décollement (deuxième phase). Cette observation est présentée dans les travaux de Ferreira et al [39], Zhang et al [86]. L'effet de la longueur d'ancrage a été également étudié dans le travail de Homoro et al [89]. Selon Homoro et al, si la longueur d'ancrage est trop grande, l'endommagement de la fibre se produira probablement avant qu'apparaisse le décollement total. Donc, la caractérisation obtenue n'est pas exactement le comportement de l'interface fibre/matrice.

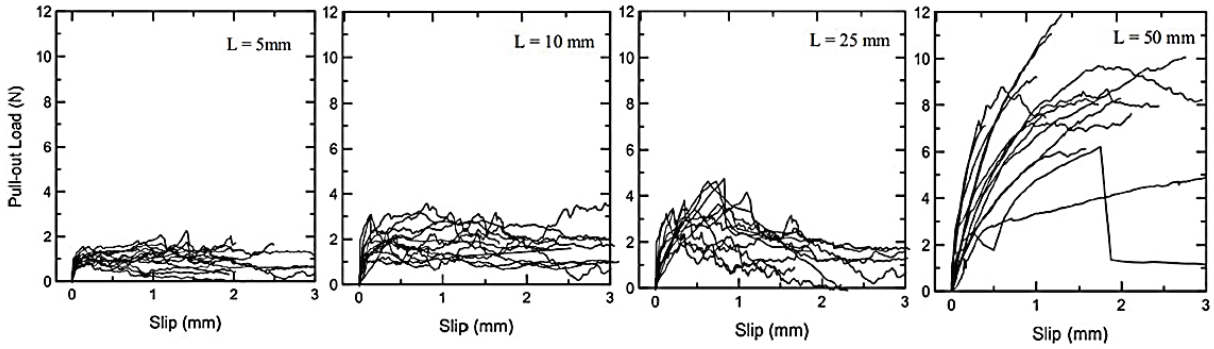


Figure 1. 40 : Influence de différentes longueurs d'ancrage sur le comportement de l'interface fibre de sisal non traitée/matrice cimentaire, selon Ferreira et al [39]

I.2 ETUDE EXPERIMENTALE DU COMPORTEMENT DES TRC A DIFFERENTES TEMPERATURES

Une revue bibliographique sur le comportement des composites TRC à différentes températures est présentée dans cette section, y compris les études expérimentales à différentes échelles du comportement de TRC à température ambiante, au feu, après l'exposition à température élevée ou au régime thermomécanique.

I.2.1 Comportement des TRC à température ambiante

Cette section présente globalement le comportement mécanique des TRC à température ambiante, sous différentes charges mécaniques (traction directe, flexion). Les points scientifiques concernant les effets des facteurs sur le comportement global du TRC sont étudiés dans la section suivante.

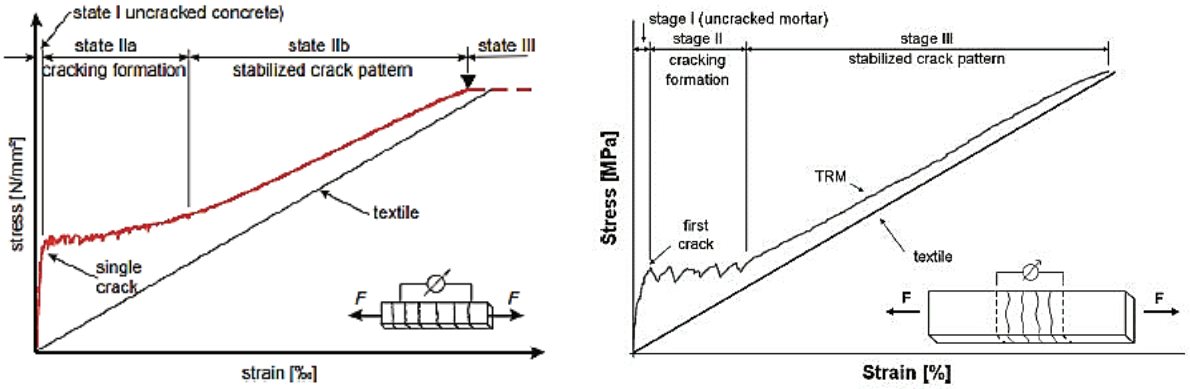
Cette section présente globalement le comportement mécanique des TRC à température ambiante, sous différentes charges mécaniques (traction directe, flexion).

i. Comportement global du TRC

A température ambiante, plusieurs études expérimentales concernant la caractérisation du comportement en traction des composites TRC existent dans la littérature. On peut citer

quelques auteurs célèbres qui ont grandement contribué à la connaissance du comportement de TRC, telles que Peled et al [90][91][92], Hegger et al [93][94][95], Mobasher et al [96][97][98], Contamine et al [19][99][100], Colombo et al [2][101][102] Bertolesi et al [103], etc. Ces études sont également synthétisées dans les travaux de Nguyen [18], Truong [6], Tlaiji [51] pour une revue bibliographique. Récemment, quelques autres études expérimentales tels que Mesticou et al [104], Du et al [105], Kong et al [106], mettent en évidence des effets de quelques facteurs du matériau sur le comportement mécanique de TRC. Ce dernier a été identifié par plusieurs techniques de mesures comme les LVDTs (Linear Variable Differential Transformer) [33][99], le capteur laser [34][35], la corrélation d'image [107] et fibre optique [108], etc.

Comme rapporté dans le travail de Nguyen [18], la plupart de ces études a montré un comportement d'écrouissage avec une courbe « contrainte – déformation » qui peut être divisée généralement par trois phases distinctes (ou 4 phases selon RILEM [109]). La première phase est presque linéaire jusqu'à l'apparition de la première fissure, où la matrice cimentaire et le textile de renforcement travaillent ensemble grâce à l'adhérence entre les deux composants (voir « state I » dans la ***Figure 1.41a,b***). La deuxième phase correspond à la fissuration, à partir de la première fissure jusqu'à la stabilité de section fissurée, où on peut observer l'apparition des fissure sur le corps d'éprouvette, correspondant à la chute de la contrainte sur la courbe « contrainte – déformation » comme montré au « stage II » dans la ***Figure 1.41b*** (ou « state IIa » dans la ***Figure 1.41a***). La troisième zone présente un comportement quasi-linéaire jusqu'à la rupture de TRC lorsque le textile de renforcement atteint sa résistance limite (« stage III » dans la ***Figure 1.41b*** ou « state IIb » dans la ***Figure 1.41a***). La « state III » sur la ***Figure 1.41a*** est la phase de rupture du composite, dépendant pour beaucoup du mode de rupture du composite TRC, donc on ne prend pas en compte dans le comportement typique de TRC.

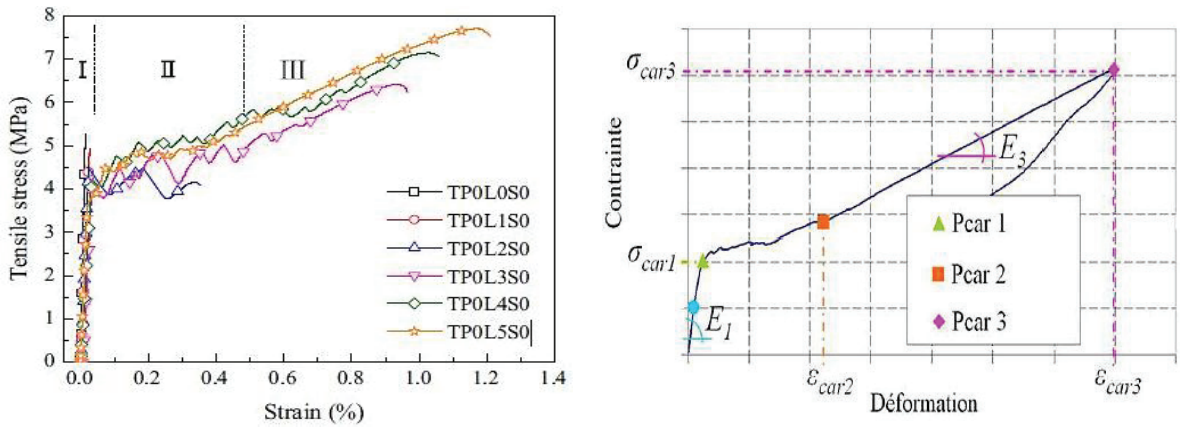


(a) Selon RILEM 2006 [109] (b) Selon Jesse et al [110]

Figure 1. 41: Courbe typique du comportement des matériaux composites TRC

Mobasher et al [3] ont présenté les résultats obtenus à partir des essais en traction directe sur des éprouvettes TRC basé sur la matrice cimentaire et renforcé par des fibres de verre AR. Du et al [105] a réalisé des essais en traction directe sur l'éprouvette de TRC, à base de la matrice du béton avec des granulats à grains fins et renforcé par des textiles de basalte et fibres

courtes d'acier. D'après les résultats obtenus, le TRC a démontré un comportement d'écrouissage dépendant du nombre de couches de textile renforcé comme présenté dans la ***Figure 1.42a***. Dans [19], Contamine a présenté une courbe « contrainte – déformation » du comportement de TRC avec trois phases distinctes et une analyse paramétrique portant sur l'influence des quelques facteurs tels que la nature et la configuration des textiles, le taux de renfort, la nature de la matrice, la pré-imprégnation des textiles par des produits de différentes natures ainsi que le procédé de mis en œuvre des TRC. Ensuite, les résultats ont été exploités conformément par une méthodologie développée avec l'indentification de 6 paramètres « σ_{car1} », « E_1 », « ε_{car2} », « E_3 », « σ_{car3} » et « ε_{car3} » comme montré par la ***Figure 1.42b***. Contamine [19] a expliqué l'influence de quelques facteurs (la dégradation au cours du tricotage du fil, la configuration du textile et la dégradation du textile engendrée par sa mise en œuvre dans la matrice) sur les valeurs typiques du comportement de TRC tels que la résistance ultime, le module Young et la déformation des trois zones de courbe « contrainte – déformation ».



(a)) Selon Du et al [105] (b) Selon Contamine et al [19]

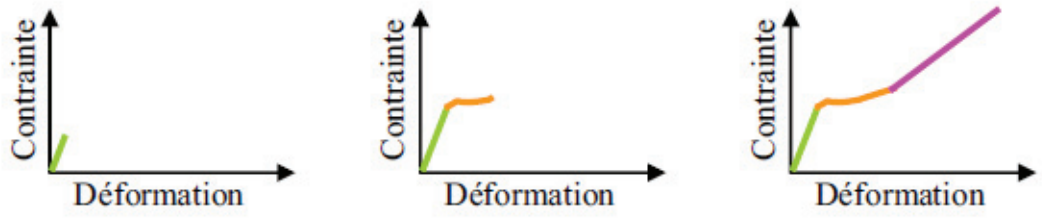
Figure 1. 42: Loi du comportement « contrainte – déformation » du composite TRC

Selon les résultats expérimentaux disponibles, on peut trouver que le comportement mécanique de TRC dépend beaucoup de facteurs, comme rapportés dans les travaux de Nguyen [18], de Truong [6] et de Tlaiji [51]. Parmi des facteurs influençant le comportement mécanique de TRC, le taux de renfort donne un grand effet, en particulier sur la résistance ultime du composite. La pré-imprégnation du textile de renforcement est aussi un facteur important qui permet d'augmenter la liaison entre les monofilementet l'interface entre textile et matrice. Dans cette revue bibliographique, l'effet du taux de renfort et de la pré-imprégnation du textile sur le comportement mécanique de TRC sera encore une fois discuté.

ii. Effet du taux de renfort

Le taux de renfort est un facteur très important en ce qui concerne le comportement mécanique des composites TRC. Dans la littérature, certaines études ont été menées sur l'influence du taux de renfort sur le comportement de composite TRC [19][31][92][102]. En général, le taux de renfort affecte fortement sur la forme de la courbe « contrainte –

déformation » et la résistance ultime des composites TRC. Selon Contamine [19], l'étude paramétrique a montré l'influence du taux de renfort sur le comportement de TRC et sa résistance ultime. Le taux de renfort doit être supérieur au taux « **critique 2** » pour obtenir une courbe « contrainte – déformation » avec trois zones distinctes comme la courbe typique de TRC. L'effet du taux de renfort est illustré sur la ***Figure 1.43*** ci-dessous.



(a) Taux de renfort « **sous – critique 1** »

(b) Taux de renfort « **sous – critique 2** »

(c) Taux de renfort « **sur – critique 2** »

Figure 1. 43: Illustration du comportement qualitatif contrainte – déformation en fonction du taux de renfort [19]

Dans le travail de Rambo et al [31], les composites TRC basés sur la matrice réfractaire et renforcés par 1, 3 et 5 couches du textile de basalte (taux de renfort 0.59%, 1.79% et 2.98%, respectivement), ont présenté des comportements différents, soit un comportement avec un écrouissage pour le taux de renfort de 1.79% et 2.98%, soit un comportement adoucissant pour le taux de renfort de 0.59%. Avec le renforcement par une couche, 3 couches et 5 couches de textile, la résistance ultime en traction directe (σ_{UTS}) a augmenté respectivement 1.01, 1.2 et 2.6 fois par rapport à celle de la matrice non renforcée.

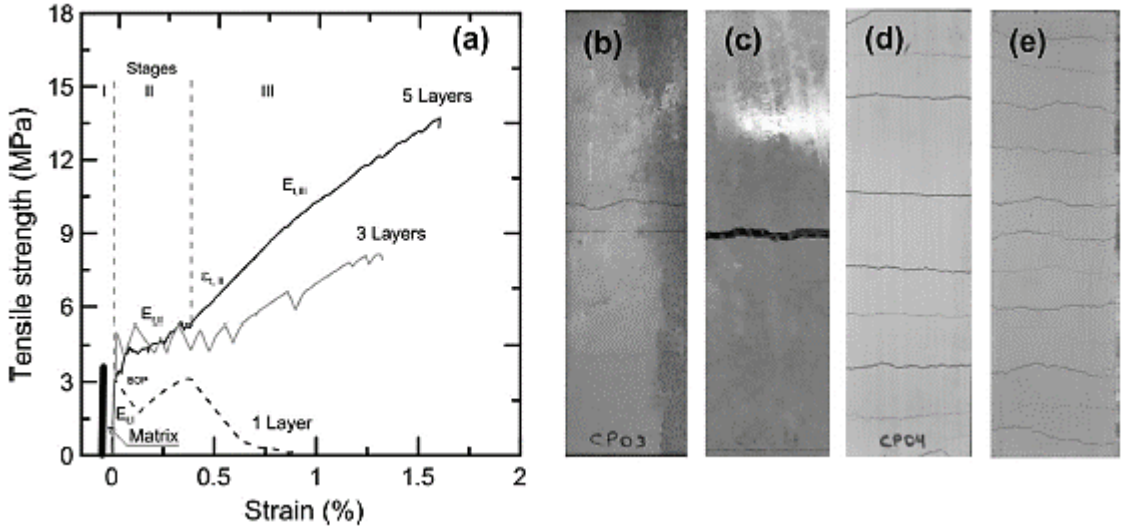


Figure 1. 44: Effet du renforcement de tissu basaltique sur le comportement en traction de TRC: (a) Relation contrainte-déformation et formation de fissuration pour les éprouvettes ; (b) sans renforcement ; (c) avec une couche de tissu ; (d) avec trois couches de tissu et ; (e) avec cinq couches de tissu. Selon Rambo et al [31]

Cependant, l'augmentation du taux de renfort peut apporter quelques effets inverses tels que la réduction du taux de travail entre les couches de renfort, la baisse de l'adhérence textile-mortier causée par la diminution de l'espacement entre les couches textiles. C'est pourquoi on peut trouver quelquefois une faible influence du taux de renfort sur la résistance en traction du composite [106] ou un effet négatif sur la contrainte en flexion dans le travail de Hegger et al [95].

iii. L'effet des autres facteurs

Les résultats expérimentaux ont montré que d'autres autres facteurs influencent le comportement du composite TRC, tels que la nature de la matrice [19][109] , la nature des fibres [93][111], la structure du textile [92][93][112], la pré-imprégnation du textile [52][90][93] comme rapportés dans les travaux précédents de Truong [6] et de Tlaiji [51].

I.2.2 Comportement résiduel des composites TRC.

Jusqu'à présent, le comportement résiduel du matériau composite TRC reste encore peu d'étudié. Quelques auteurs ont fait des études expérimentales sur le comportement résiduel de TRC en traction et en flexion trois ou quatre points. On peut trouver dans la littérature les résultats retenus de ces études.

ii. Comportement global de TRC

En général, le composite TRC donne un comportement non linéaire dépendant de la température de chauffage. A température modérée, les éprouvettes de TRC (après avoir chauffé et refroidi) présente un comportement avec un écrouissage et un mode de rupture fragile. A la température plus haute, le composite TRC donne un comportement fragile avec une baisse significative de la rigidité. Cependant, l'effet de « préchauffage – refroidissement » sur le comportement de TRC dépend de la type de textile, de la nature de matrice.

Dans le travail de Tlaiji et al [35], les résultats résiduels sur le composite 3G.AR (basé sur une matrice cimentaire et renforcé par trois couches de grille textile en verre) après le processus de chauffage-refroidissement ont montré un effet positif sur les performances mécaniques du TRC étudié à quelques températures allant de 25 °C à 150 °C. Cela entraîne progressivement une augmentation à la fois de la résistance ultime résiduelle et de la déformation axiale maximale mesurée du composite TRC. Au de-là de 150 °C, la résistance ultime résiduelle et la déformation axiale maximale mesurée du composite 3G.AR ont progressivement diminué.

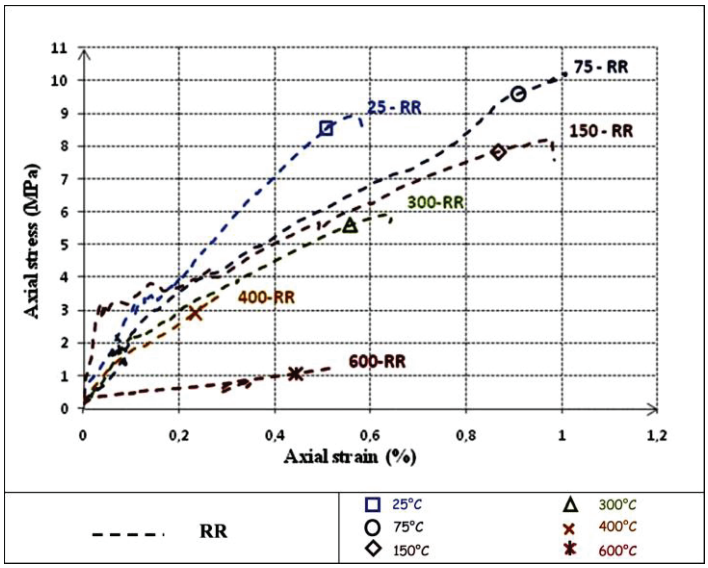


Figure 1. 45 : Comportement résiduel du composite 3G.AR à différentes températures, Selon Tlaiji et al [35]

Selon Rambo et al [31][32][33], les régimes de chauffage-refroidissement utilisés ont eu une influence sur la réponse en traction du TRC (basé sur la matrice réfractaire et renforcé par des textiles de basalte). Le préchauffage jusqu'à 150 °C a eu un impact significatif sur la résistance en traction maximale du composite car, jusqu'à ce niveau de température, le mécanisme de verrouillage matrice-polymère permet de créer une liaison élevée entre les filaments et la matrice. De plus, la résistance du fil est influencée par la pénétration du revêtement qui, après refroidissement, favorise une meilleure répartition de la charge entre les filaments. A la température supérieure à 150 °C, une diminution claire de la résistance en traction a été observée en raison de la décomposition thermique du revêtement (à partir de 150 °C et 200 °C) et du processus de déshydratation de la matrice. Après une exposition à des températures de 600 °C et 1 000 °C, le comportement du TRC devient très fragile, présentant une résistance en traction beaucoup plus base par rapport celle à la température ambiante. Le comportement résiduel à différentes températures de ce composite TRC est présenté sur la ***Figure 1.46*** ci-dessous.

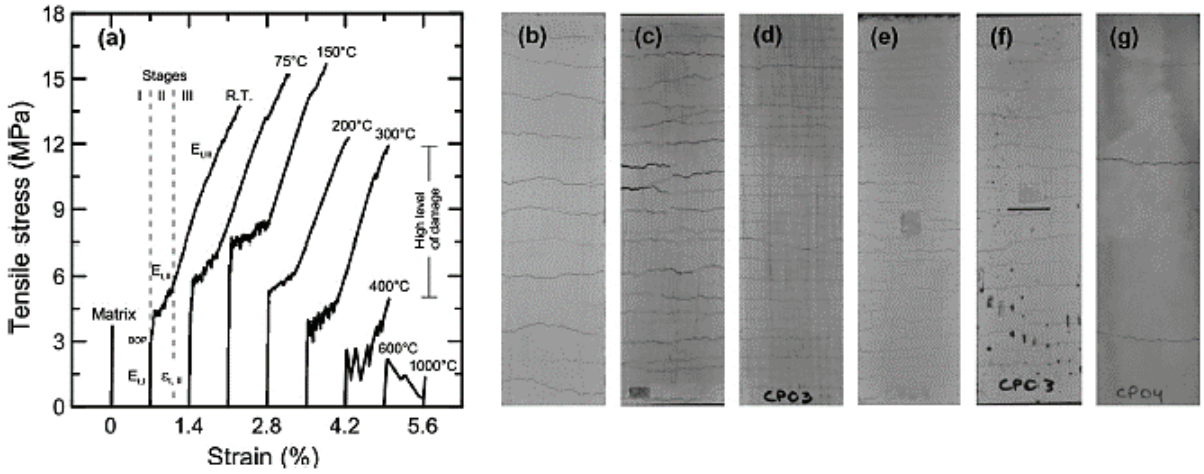


Figure 1. 46: Influence de la température sur le comportement résiduel en traction des composites TRC : (a) courbes contrainte – déformation à différentes températures de préchauffage dans le régime de préchauffage-refroidissement; modes de rupture d'éprouvettes (préchauffées-refroidies) après essai mécanique en traction : (b) à température ambiante, (c) à 75 °C, (d) à 150 °C, (e) à 200 °C, (f) à 300 °C et (g) à 400 °C, selon Rambo et al [31] [32] [33]

Le comportement résiduel du matériau composite TRC (basé sur la matrice à liant ciment portland et renforcé par des fibres de verre AR) est également présenté dans le travail de Colombo et al [101]. Le préchauffage jusqu'à 200 °C a eu un bon effet sur le comportement résiduel du composite dans la première et deuxième phase. Cet effet positif a pu être trouvé sur des modes de fissuration de l'éprouvette après les essais. Les multi-fissures avec une grande quantité ont été observées sur le corps de l'éprouvette au préchauffage à 200 °C. La ***Figure 1. 47*** présente les résultats résiduels sur l'éprouvette de TRC (a) courbes contrainte – déformation et (b) mode de fissuration.

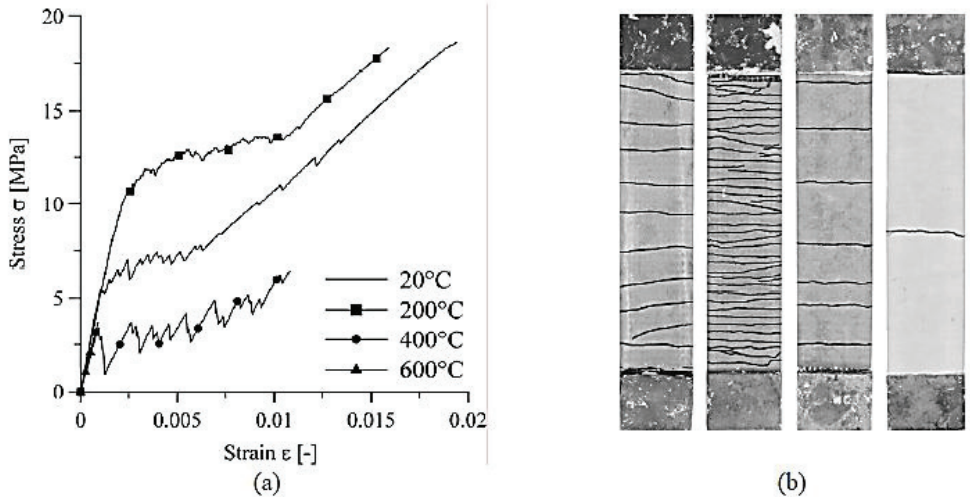


Figure 1. 47: Courbe « contrainte-déformation » (a) et mode de rupture (b) des éprouvettes TRC (fibre de verre AR/ matrice à liant ciment portland), selon Colombo et al [101]

iii. Evolution des propriétés résiduelles de TRC

L'évolution des propriétés résiduelles du TRC (la résistance ultime, la contrainte à la fissuration, le module d'Young, etc), après avoir été chauffé jusqu'à une température élevée et refroidi naturellement, est présentée dans cette sous-section.

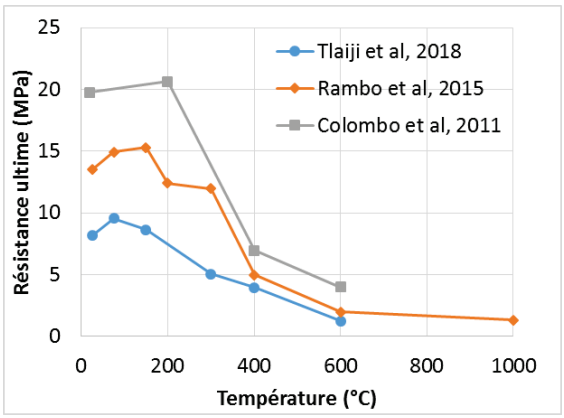
a) Résistance et déformation ultime

Les résultats expérimentaux disponibles dans la littérature [31][32][33][35][101] sur la résistance et déformation ultime résiduelle (σ_{UTS}, ε_{UTS}) du composite TRC sont synthétisés dans le ***Tableau 1.5*** ci-dessous.

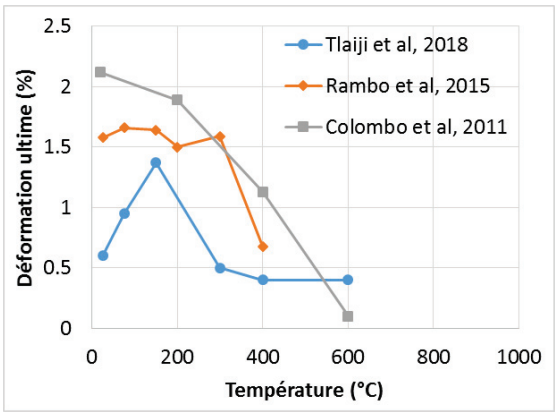
Tableau 1. 5 : Résultats résiduels sur la résistance et déformation ultime dans la littérature

Température	Tlaiji et al [35], composite 3G.AR (basé sur la matrice mortier et renforcé par fibre de verre AR)		Rambo et al [31] [32] [33], composite TRC (basé sur la matrice réfractaire et renforcé par textile de basalte)		Colombo et al [101], composite TRC (basé sur la matrice mortier et renforcé par fibre de verre AR)	
	σ_{UTS} (MPa)	ε_{UTS} (%)	σ_{UTS} (MPa)	ε_{UTS} (%)	σ_{UTS} (MPa)	ε_{UTS} (%)
Ambiante	8.15	0.60	13.49	1.58	19.76	2.12
75 °C	9.54	0.95	14.94	1.66	-	-
150 °C	8.65	1.37	15.3	1.64	-	-
200 °C	-	-	12.4	1.5	20.64	1.89
300 °C	5.05	0.50	11.97	1.59	-	-
400 °C	3.94	0.40	4.98	0.68	6.97	1.13
600 °C	1.26	0.40	1.98	-	4.00	0.1
1000 °C	-	-	1.33	-	-	-

La plupart des résultats résiduels dans la littérature a montré un effet positif du processus de chauffage-refroidissement sur la résistance ultime de TRC à la température allant de 25 °C à 150 °C (voir ***Figure 1. 48a***). Après une exposition à la température supérieure de 400 °C, les composites TRC ont présenté une baisse importante de la résistance ultime, ce qui est causée par l'oxydation des fibres au cours de préchauffage. Un même effet de préchauffage a été trouvé sur les résultats de la déformation ultime sauf celui de Colombo et al [101], qui a donné une diminution progressive des propriétés mécaniques pour une température élevée (voir ***Figure 1. 48b***).



(a) Résistance ultime

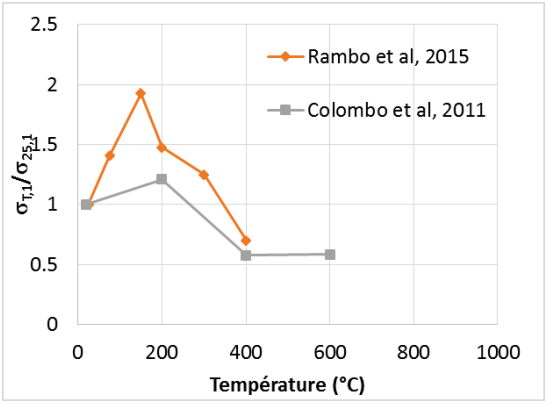


(b) Déformation ultime

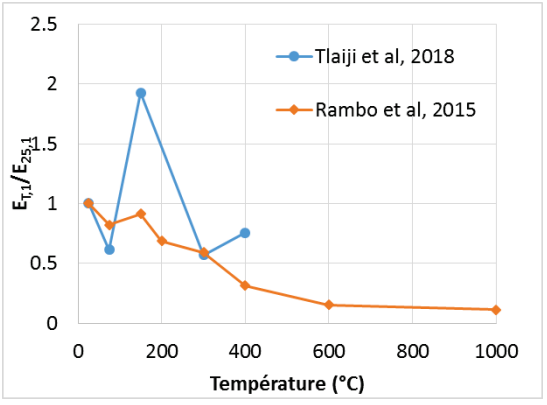
Figure 1. 48 : Evolution des propriétés résiduelles du composite en fonction de la température, (a) résistance ultime, (b) déformation ultime

b) Contrainte et module d'Young à la première phase

Les résultats issus de la littérature ont montré une augmentation de la contrainte de fissuration dans la gamme de température allant de 75 °C à 300 °C. Ce résultat pourrait être expliquée par le mécanisme de verrouillage matrice cimentaire, le polymère fondu (produit traité) et les filaments du textile après le refroidissement dans le TRC. Cependant, différentes tendances ont été observées concernant l'évolution du module d'Young à la première phase. Tlaiji et al [35] a montré une grande variation dans la gamme de température allant de 75 °C à 300 °C, tandis que Rambo et al [31][32][33] a présenté une diminution progressive de la rigidité à la première phase. La ***Figure 1. 49*** ci-dessous présente l'évolution des propriétés résiduelles à la première phase des composites TRC étudiés dans la littérature.



(a) Retentions de la contrainte à la fissuration



(b) Retentions du module d'Young E_1

Figure 1. 49 : Evolution des propriétés résiduelles à la première phase en fonction de la température

I.2.3 Comportement thermomécanique des composites TRC

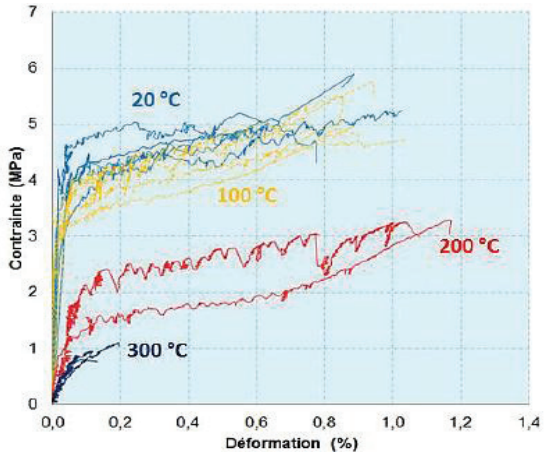
Jusqu'à maintenant, il y a de rares études sur le comportement thermomécanique des composites TRC à température élevée à cause des difficultés d'expérimentation telles que la génération de l'action simultanée de la force mécanique et de la température élevée, la mesure de la déformation d'éprouvette lors de la sollicitation thermomécanique, la sécurité pour les

humains au cours d'essai. Dans la littérature, on peut citer quelques études expérimentales sur le comportement thermomécanique du composite TRC, tel que Nguyen et al [34], Rambo et al [32], Tlaiji et al [35]. A partir des résultats obtenus, on peut retirer des points scientifiques, présentés par des paragraphes suivants.

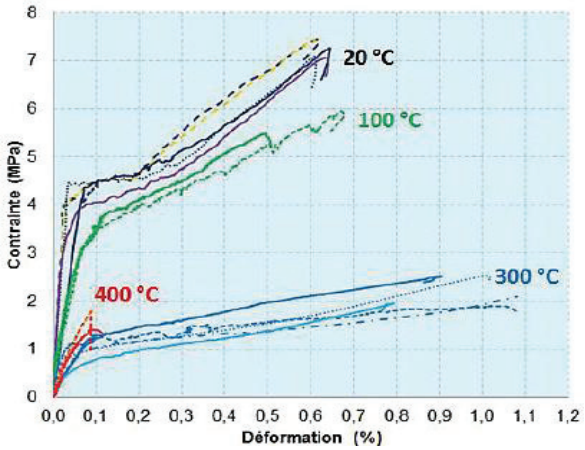
i. Comportement global de TRC

Selon des résultats expérimentaux dans la littérature, on peut trouver que les composites TRC présentent un comportement d'écrouissage dans la gamme de température modérée (allant de 25 °C à 300 °C), et un comportement fragile à température supérieure de 400 °C.

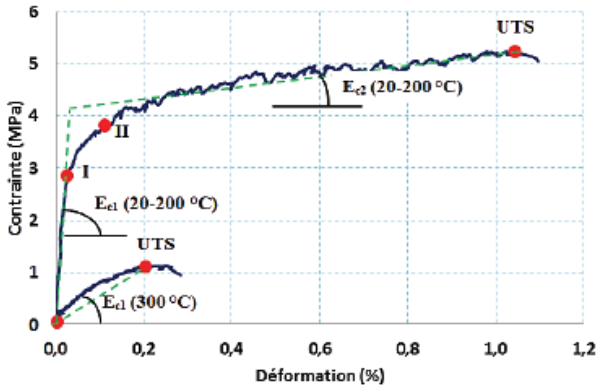
Dans le travail de Nguyen et al [34], on a présenté une procédure d'essai pour caractériser le comportement thermomécanique en traction des matériaux composites à hautes températures. L'action de la température a été générée par un four autour de l'éprouvette et elle est contrôlée par les thermocouples attachés sur l'éprouvette. Un capteur de laser a permis de mesurer la déformation thermomécanique de l'éprouvette. La validation a été réalisée en comparant les résultats de déformation mesurée par le laser, les LVDTs et les jauges à température ambiante. Comme les résultats obtenus, le comportement thermomécanique à différentes températures des matériaux composites CSM et GRI a été caractérisé. Les matériaux composites CSM et GRI ont la même matrice à base du mortier, la seule différence entre eux est le renfort (5 mats à base de fibres de verre AR pour le CSM, 5mats et 5 grilles en fibre de verre AR pour le GRI). Les résultats obtenus ont montré qu'il y a même aspect de la courbe « contrainte – déformation » du comportement des matériaux composites CSM et GRI. Concernant la résistance ultime, celle du GRI est supérieure à celle du CSM. Ces résultats thermomécaniques des composites TRC ont démontré l'acceptation de la méthode de caractérisation. La ***Figure 1. 50*** présente les courbes « contrainte – déformation » à différentes températures et l'idéalisation du comportement pour deux composites TRC.



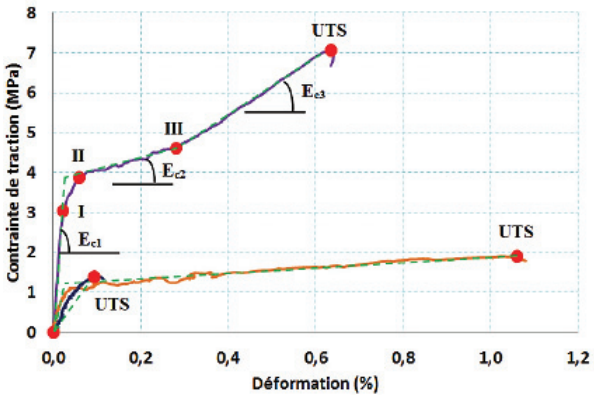
(a) Résultats de CSM composite



(b) Résultats de GRI composite



(c) Idéalisation pour CSM composite



(d) Idéalisation pour GRI composite

Figure 1. 50: Courbes « contrainte - déformation» et l'idéalisation du comportement en traction du composite CSM (« Chopped Strand Mat », composite renforcé par 5 couches de fibres en verre alkali-résistantes discontinues en MAT) (a) et GRI (composite renforcé par 5 couches de fibres en verre alkali-résistantes discontinues en MAT et 5 grilles continues en fibres de verre alkali-résistantes) (b) à différentes températures, Nguyen et al [34]

Tlaiji et al [35] ont présenté les résultats thermomécaniques sur l'éprouvette du composite 3G.AR (basé sur la matrice du mortier et renforcé par fibres de verre AR). Ce composite TRC a présenté un comportement thermomécanique d'écrouissage avec une, deux ou trois phases dépendant de la température (voir ***Figure 1. 51***).

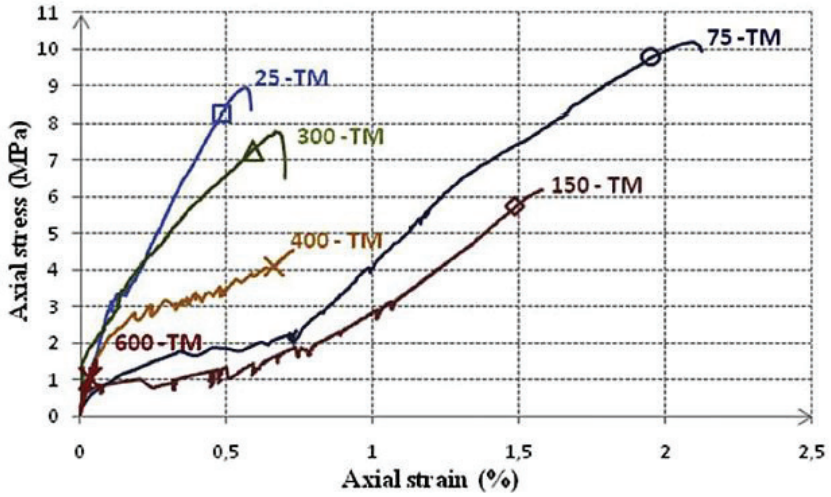
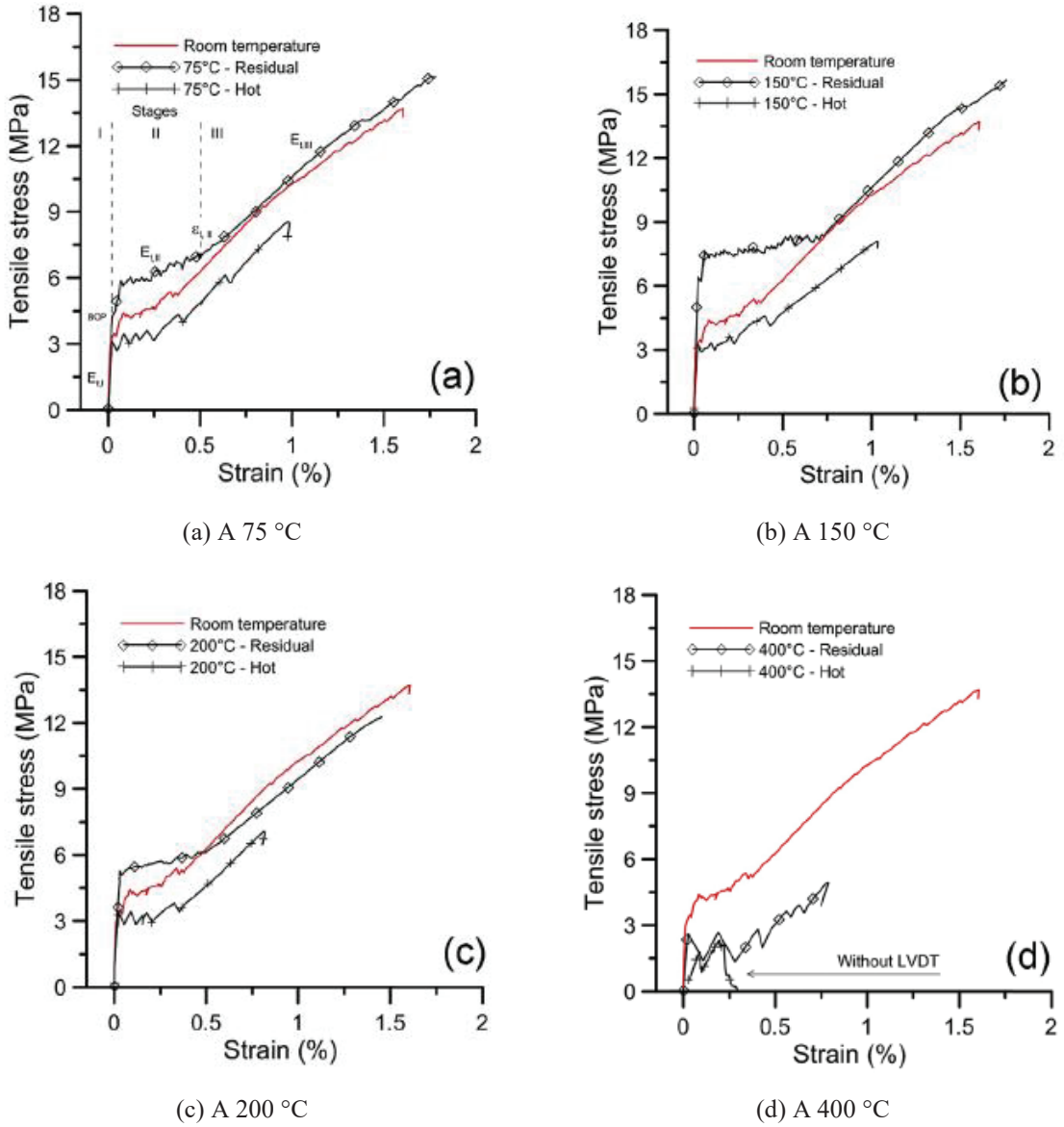


Figure 1. 51 : Comportement thermomécanique à différentes températures obtenu par Tlaiji et al [35]

Les résultats thermomécaniques dans le travail de Rambo et al [32] ont montré un comportement avec écrouissage du composite TRC à base de la matrice réfractaire et renforcé par des textiles de basalte. La ***Figure 1. 52*** présente la comparaison entre les comportements thermomécanique et résiduel du TRC de basalte à différentes températures. On peut trouver la différence très significative entre deux courbes « contrainte – déformation » au régime thermomécanique et résiduel à même température élevée.



(a) A 75 °C

(b) A 150 °C

(c) A 200 °C

(d) A 400 °C

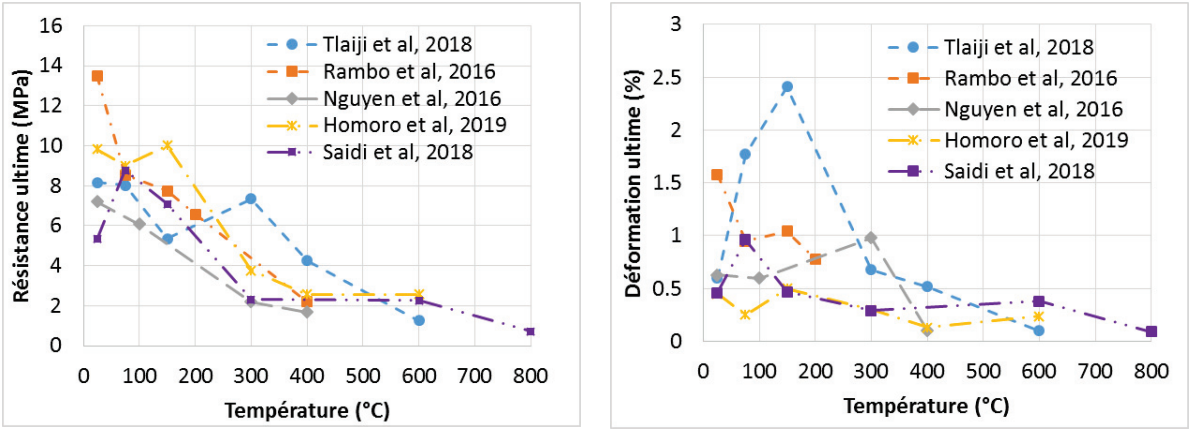
Figure 1. 52 : Comparaison des comportements résiduel et thermomécanique du composite TRC de basalte à différentes températures, Rambo et al [32]

i. Evolution des propriétés thermomécaniques en fonction de la température

a) Résistance et déformation ultime

La ***Figure 1. 53*** présente l'évolution des propriétés thermomécaniques en fonction de la température pour les résultats disponibles dans la littérature [32][34][35][36][113]. On peut trouver une tendance de réduction de la résistance ultime avec la température pour trois composites TRC de référence, pourtant il y a des différences entre ces matériaux : une réduction importante à 75 °C pour le TRC de basalte dans [32] ou une augmentation locale de 150 °C à 300 °C pour le TRC de verre AR dans [35]. Les résultats sur la déformation ultime du TRC ont montré une grande dispersion de son évolution dans la gamme de température allant de 75 °C à 300 °C. Tlaiji et al [35] a expliqué l'augmentation locale dans leur résultat

par l'influence de retrait thermique après la vaporisation d'eau libre et celle lié à la matrice. Une explication similaire a été utilisée pour les résultats expérimentaux sur les éprouvettes de TRC sec dans le travail de Saidi et al [113]. Cet effet dépend fortement de la nature de la matrice cimentaire, de la teneur en eau.

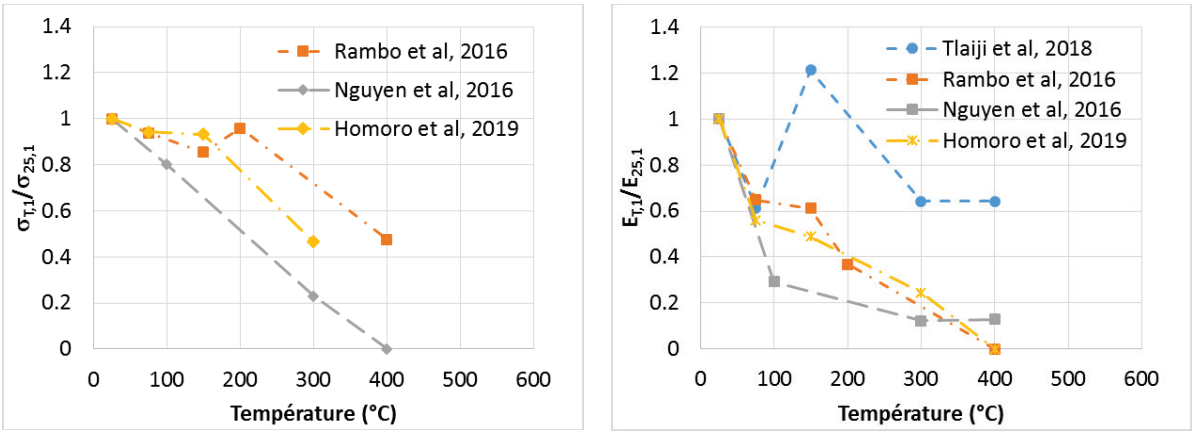


(a) Résistance ultime (b) Déformation ultime

Figure 1. 53 : Evolution des propriétés thermomécaniques en fonction de la température (a) résistance ultime ; (b) déformation ultime

b) Contrainte et rigidité à la première phase

Les résultats disponibles dans la littérature ont montré l'effet de la température sur les propriétés thermomécaniques (la contrainte à la fissuration, le module d'Young) à la première phase. L'évolution de leurs valeurs normalisées en fonction de la température est présentée dans la ***Figure 1. 54*** ci-dessous.



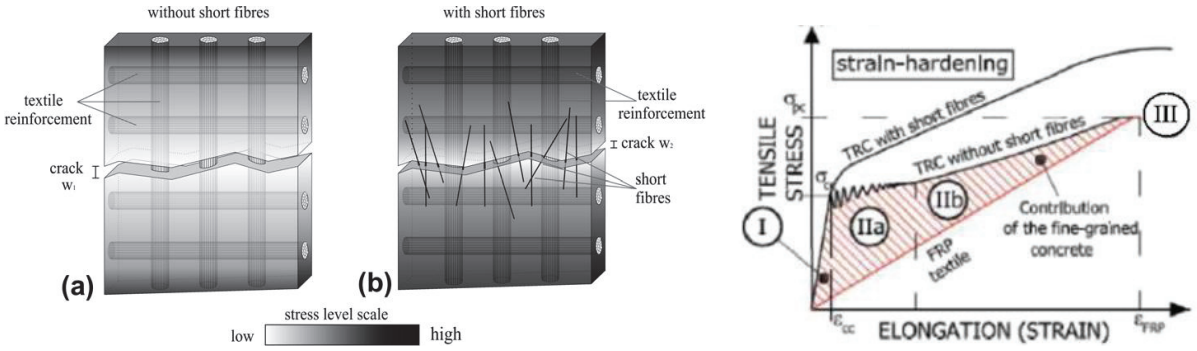
(a) Retentions de la contrainte à la fissuration (b) Retentions du module d'Young à la première phase

Figure 1. 54 : Evolution des propriétés thermomécaniques à la première phase dépendant de la température ;

ii. Effet des facteurs sur le comportement thermomécanique de TRC

a) Facteurs provenant du textile de renforcement

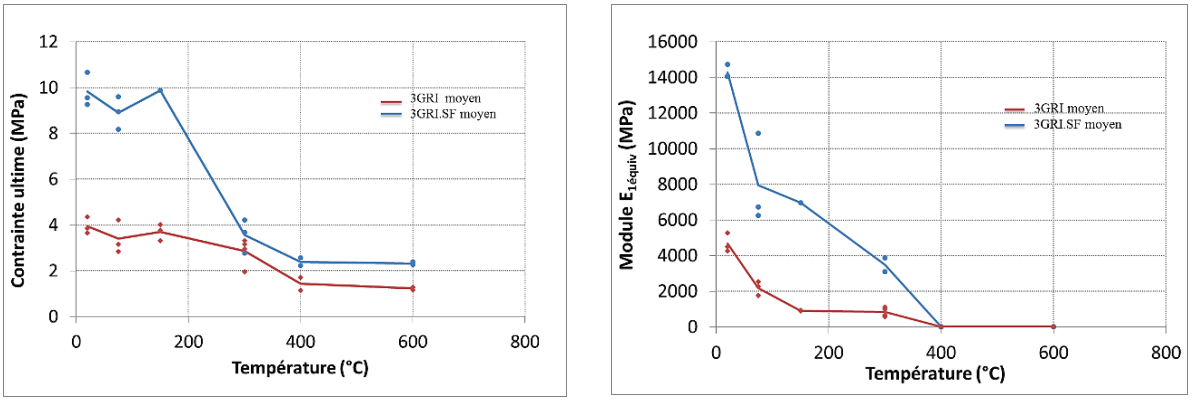
Le comportement thermomécanique du TRC dépend fortement des facteurs provenant du textile de renforcement tels que le taux de renfort, la géométrie du textile, etc. Ainsi comme pour les résultats à température ambiante, le taux de renfort influence également la résistance et la déformation ultime du composite TRC à température élevée [34]. L'effet de la température sur le produit de traitement du textile modifie le comportement au niveau de l'interface [43]. Le rôle des fibres courtes dans l'amélioration du comportement de TRC a été expliqué dans le travail de Barhum et al [114]. La contrainte à la première fissure des éprouvettes TRC augmente grâce à les nouvelles liaisons adhésives «spéciales» entre les fibres courtes et la matrice (voir ***Figure 1. 55a***). La ***Figure 1. 55b*** présente l'amélioration du comportement de TRC dans deux cas étudiés : sans fibres courtes et avec des fibres courtes, selon Brameshuber [109].



(a) Nouvelles liaisons adhésives «spéciales» (b) Amélioration du comportement

Figure 1. 55: Comportement d'un TRC avec et sans fibres courtes

Dans le récent travail, Homoro et al [36] a présenté les résultats thermomécaniques des TRC (basé sur la matrice cimentaire sulfo-aluminate et renforcé par fibres de verre AR) avec et sans des fibres courtes. Avec des fibres courtes discontinues, les propriétés thermomécaniques du composite TRC ont été augmentées significativement, en particulier dans la gamme de température allant de 20 °C à 300 °C. La résistance ultime et la contrainte à la fissuration ont été amélioré environ de 2.5 fois par rapport à celle du composite sans des fibres courtes, tandis que ce ratio est 3 fois pour le module d'Young à la première phase. Au contraire, l'ajout de fibres de verre courtes et discontinues au TRC a limité sa déformation à toutes les températures. Le rôle des fibres courtes a été réduit avec l'augmentation de la température au moment où il y avait une oxydation des fibres courtes. La ***Figure 1. 56*** présente la comparaison entre les résultats de deux composites TRC sans et avec des fibres courbes

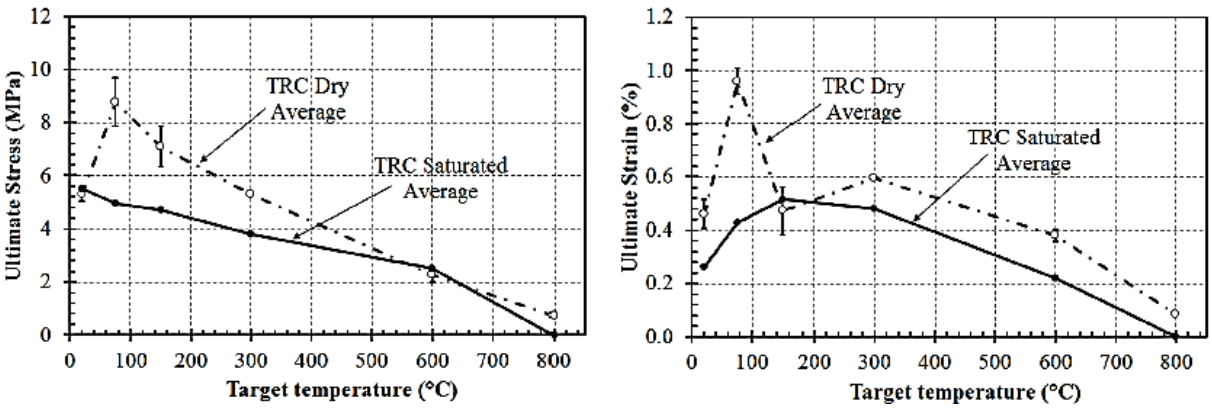


(a) Résistance ultime (b)Module d'Young à la première phase

Figure 1. 56: Evolution des propriétés thermomécaniques en fonction de la température dans deux cas : sans et avec des fibres courtes [36]

b) Facteurs provenant de la matrice cimentaire

Il y a quelques facteurs provenant de la matrice cimentaire dans un TRC qui influencent le comportement de TRC, tels que la nature de la matrice, le teneur en eau dans la matrice, la modification de la matrice à différentes températures, etc. L'effet de la nature de la matrice cimentaire sur les propriétés résiduelles des TRCs après avoir chauffé et refroidi naturellement est présenté dans le travail de Xu et al [115]. Au régime thermomécanique, l'effet de teneur en eau sur le comportement thermomécanique de TRC (basé sur la matrice du mortier renforcé par textile de verre AR) a été étudiée dans le travail de Saidi et al [113]. Dans cette étude, les éprouvettes d'un même composite TRC ont été gardés dans deux conditions différentes : ambiante et saturée. Les résultats ont montré que pour le TRC "presque sec", la contrainte ultime augmente initialement pour les températures de 75 °C et 150 °C (en comparaison de sa valeur à 20 °C) (voir ***Figure 1. 57a***). Cela peut s'expliquer par le retrait thermique de la matrice cimentaire causé par l'effet de l'évaporation de l'eau libre, ce qui génère des contraintes de compression résiduelles dans la TRC. Cependant, pour les éprouvettes saturées, il y avait l'effet de la pression interstitielle générée par l'évaporation de l'eau dans la matrice qui a diminué progressivement la résistance ultime de TRC.



(a) TRC presque sec (b) TRC saturé

Figure 1. 57 : Evolution des propriétés thermomécaniques en fonction de la température pour les TRC à deux conditions (a) presque sec et (b) saturé, Selon Saidi et al [113]

c) Facteurs provenant de la procédure d'essai

Les facteurs provenant de la procédure d'essai tels que la vitesse d'augmentation de la force, la vitesse d'augmentation de la température, la durée d'exposition à température élevée, etc, ont également influencé sur les résultats obtenus à partir des tests thermomécaniques. Ces effets ont été reportés dans les récents travaux de recherche de Tlaiji [51]. Dans cette sous-section, on peut revoir des effets de quelques facteurs importants sur le comportement thermomécanique de TRC à température élevée.

Dans le travail de Nguyen et al [34], le composite CSM (à base de la matrice cimentaire sulfo-alumine et renforcé par 5 mats à base de fibres de verre AR) a été testé au régime thermomécanique avec différentes durées d'exposition (allant d'une demie heure à 2 heures) à température de 100 °C. Le résultat obtenu a montré que l'éprouvette de CSM donne un même comportement d'écrouissage jusqu'à sa rupture, et la résistance ultime du composite a varié d'une façon négligeable avec le changement de la durée d'exposition à température élevée. C'est – à – dire que la durée d'exposition à une température a donné un faible effet sur l'éprouvette du composite TRC montrant que la température au sein de l'éprouvette a été homogène à la température d'essai. La ***Figure 1. 58*** présente la comparaison du comportement thermomécanique de CSM à la température de 100 °C avec différentes durées d'exposition de 0.5 heure, 1 heure et 2 heures.

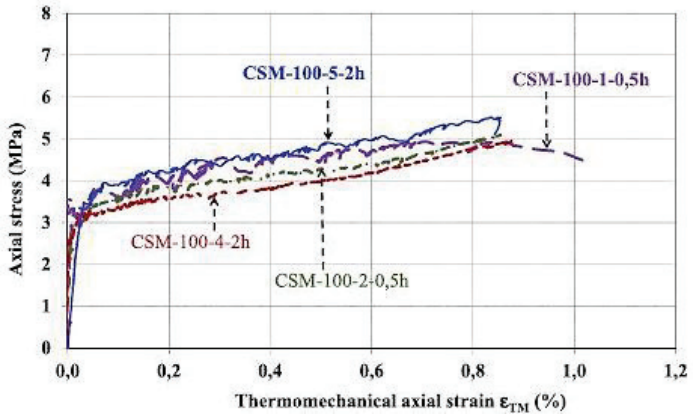


Figure 1. 58 : Comparaison du comportement thermomécanique de CSM avec trois durées d'exposition à la température de 100 °C [34]

Les résultats expérimentaux obtenus à partir des tests à 200 °C sur des éprouvettes de TRC (basé sur matrice du béton réfractaire et renforcé par des textiles de basalte) dans le travail de Rambo et al [31], ont démontré encore une fois l'effet négligeable de la durée d'exposition à une température sur le comportement thermomécanique de TRC. A partir des résultats obtenus, l'augmentation de la durée d'exposition d'une heure à trois et six heures n'a pratiquement aucun effet sur le comportement résiduel en traction du TRC de basalte. Il y a un petit peu de diminution (environ 7%) de la résistance ultime des éprouvettes exposés six heures à 200 °C, par rapport à ceux obtenue à partir des essais en utilisant un temps d'attente de 1 h. A partir de la ***Figure 1. 59***, on peut trouver qu'il y avait un peu de changement du mode de fissuration des éprouvettes avec trois niveaux de la durée d'exposition à 200 °C. La

densité de fissure diminue et la distance entre les fissures augmente progressivement avec augmentation de la durée d'exposition.

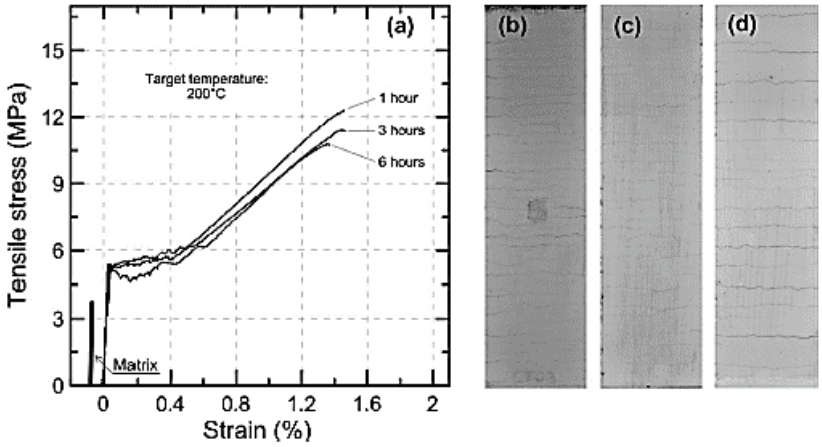
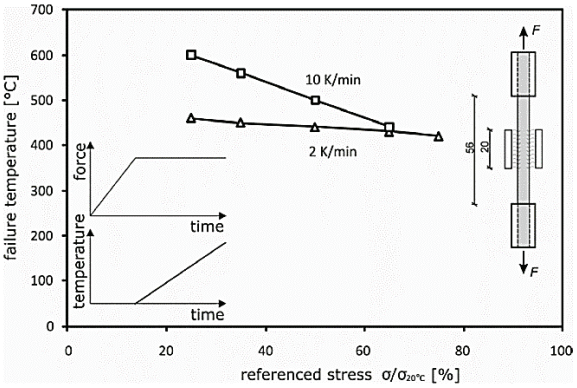
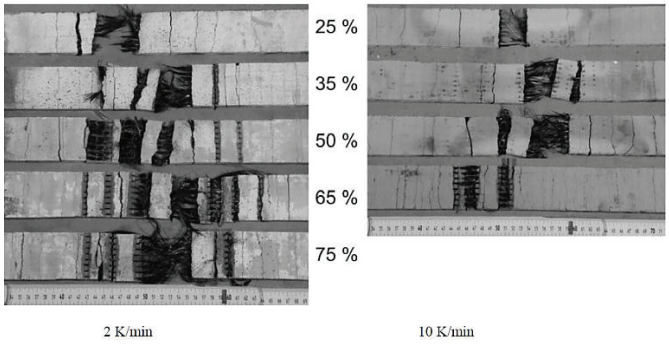


Figure 1. 59: Effet de la durée d'exposition à température élevée sur le comportement thermomécanique de TRC de basalte ; (a) Courbes contrainte – déformation ; Modes de rupture d'éprouvettes de TRC correspondantes à une heure (b), trois heures (c) et six heures (d) d'exposition à température élevée [31]

Un facteur important pour le régime d'essais thermomécanique sous une force constante est la vitesse d'augmentation de la température. Selon les résultats obtenus à partir des éprouvettes de TRC de carbone sous l'action simultanée d'un niveau de la force appliqué et de l'augmentation de la température jusqu'à la rupture, rapportés par Ehlig et al [116], la vitesse d'augmentation de la température a donné un effet considérable sur la température à la rupture des éprouvettes. Avec le chauffage autour d'éprouvette, il faut attendre une durée (dépendant les propriétés thermiques de la matrice) pour assurer le transfert de chaleur au cœur de l'éprouvette. Cela a été montré par les résultats obtenus d'Ehlig et al [116]. La ***Figure 1. 60*** présente l'effet de la vitesse d'augmentation de la température sur l'évolution de la température à la rupture en fonction du niveau de force appliqué et le mode de rupture des éprouvettes. Selon ***Figure 1. 60***, on peut trouver que la température à la rupture correspondant avec la vitesse d'augmentation de la température de 10 K/min est supérieure à celle de 2 K/min. L'écart maximal de température entre les deux résultats est environ de 150 °C. Cette écart a diminué jusqu'à une valeur de zéro avec l'augmentation du niveau de la force appliqué.



(a)



(b)

Figure 1. 60: Effet de la vitesse de chargement thermique sur le comportement de TRC (a) l'évolution de la température à la rupture en fonction du niveau de force appliqué, (b) mode de rupture [116]

I.3 ETUDE NUMERIQUE DU COMPORTEMENT MECANIQUE DES TRC A DIFFERENTES TEMPERATURES

Cette section vise à donner une vue générale de la modélisation numérique concernant le comportement mécanique des composites TRC à température ambiante et à température élevée.

I.3.1 Modèle numérique des composites TRC à l'échelle mésoscopique

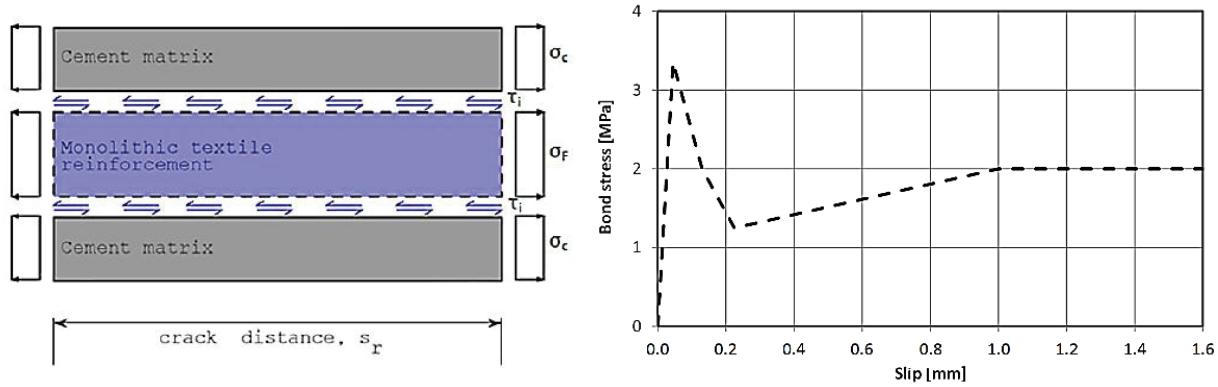
Une approche numérique à l'échelle mésoscopique nous permet de réduire le nombre d'essais afin de caractériser le comportement global du matériau TRC. Cette section présente les études numériques disponibles dans la littérature concernant le comportement de TRC à l'échelle mésoscopique.

ii. Modèle à température ambiante

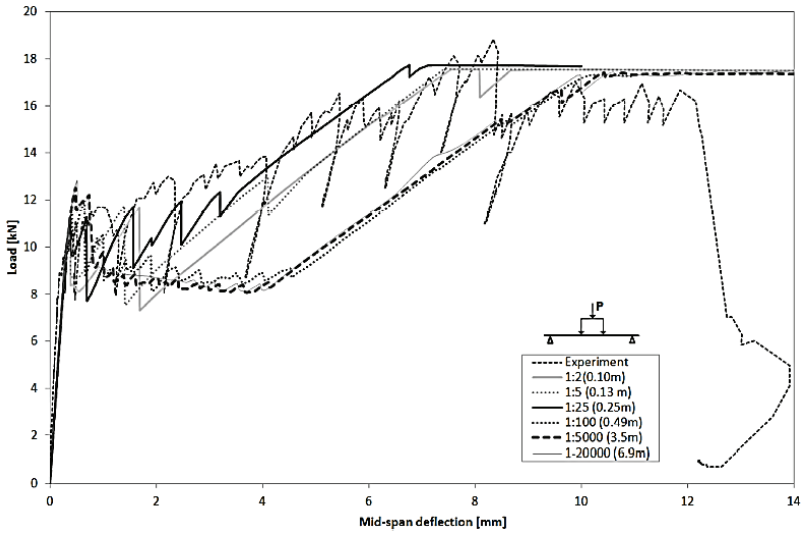
A température ambiante, plusieurs études visent à caractériser le comportement global de TRC à partir des données de matériaux constitutifs [117][118][119]. C'est – à – dire que des essais sont numériquement réalisés sur les éprouvettes dans le modèle et qu'on pourrait obtenir des résultats nécessaires comme ceux obtenus par l'expérimentation. Ces éprouvettes est de même dimension, condition au limite et charge que les échantillons. Les résultats numériques seront comparés avec l'expérimentation afin de valider le modèle numérique.

Portal et al [118] ont présenté un modèle numérique en 2D pour modéliser le comportement d'un éprouvette de plaque mince TRC sous contrainte de flexion. Dans ce modèle, l'élément 1-D (comme une barre en traction) a été choisi pour le renforcement de textile alors que l'élément rectangulaire a été sélectionné pour la matrice cimentaire (voir ***Figure 1. 61a***). Au niveau de l'interface entre textile et matrice, les données d'entrée ont été obtenues à partir des essais d'arrachement dans [120](voir ***Figure 1. 61b***). La sensibilité du périmètre de contact dans la modélisation a été étudiée grâce à une étude paramétrique en modifiant le rapport entre la largeur et l'épaisseur du périmètre rectangulaire. Les résultats numériques obtenus sont en bonne concordance avec ceux de l'expérimentation au cas où le rapport entre la largeur et l'épaisseur du périmètre rectangulaire soit de 1:25, correspondant à une largeur de

6,8 mm de chaque fil. Cette largeur est d'environ 62% de la distance centrale entre les fils (11 mm).



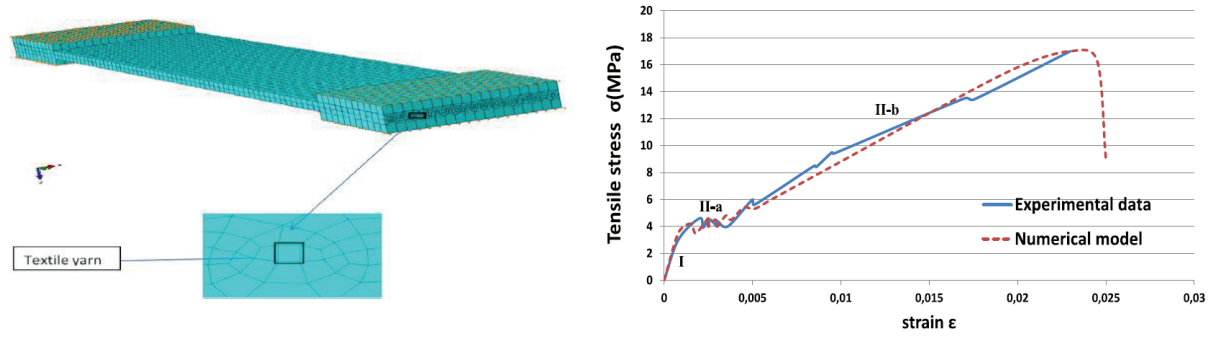
(a) Connectivité des éléments (b) Modèle de l'interface



(c) Comparaison entre l'expérimentation et la modélisation avec différentes valeurs du rapport entre la largeur et l'épaisseur du périmètre rectangulaire

Figure 1. 61 : Modèle numérique en 2D du comportement en flexion de TRC, Selon Portal et al [118]

Djamai et al [119] ont réalisé une étude de modélisation mécanique à plusieurs-échelles pour le panneau sandwich TRC. Dans cette étude, la loi calibrée de l'interface fil/matrice a été utilisée comme paramètre d'entrée pour produire un modèle numérique à méso-échelle de TRC amélioré basé sur le comportement non linéaire de ses composants constitutifs (béton, textile et loi de glissement de liaison textile-béton). Il a également pris en compte tous les mécanismes d'endommagement des TRC, principalement caractérisés par la fissuration de la matrice et l'arrachement du fil. Le modèle a été validé sur la base du test de traction expérimental de TRC.

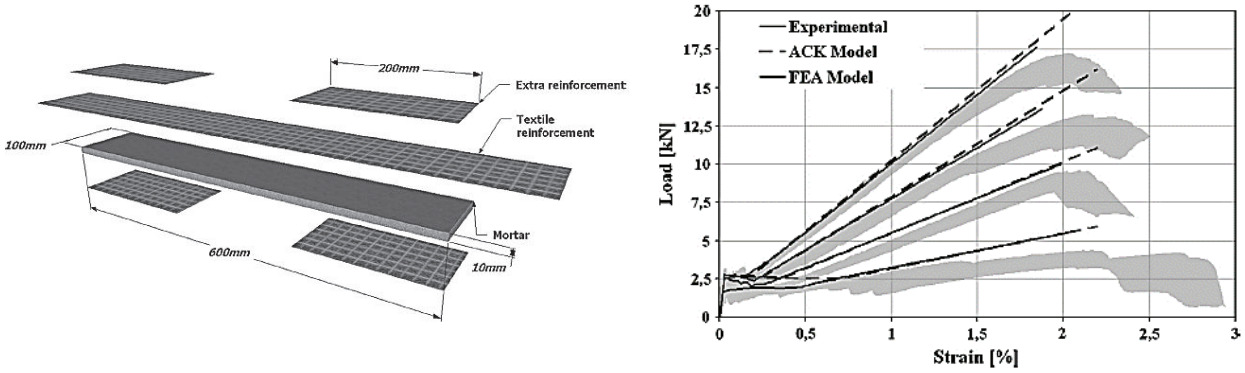


(a) Géométrie du modèle (b) Résultat numérique

Figure 1. 62 : Modèle numérique à méso-échelle de composite TRC, selon Djamai et al [119]

Il existe encore des études numériques concernant le comportement en traction ou flexion du composite TRC dans la littérature (Kadi et al [121], Larrinaga et al [122] [123], Bertolesi et al [103]). Elles ont profondément contribué à améliorer notre connaissance sur la modélisation du comportement du TRC à méso-échelle à température ambiante. Il reste encore quelques points scientifiques sur ces modèles qui peuvent être améliorés. Premièrement, c'est le modèle de la matrice utilisé dans le calcul numérique. Généralement, un comportement non linéaire est proposé pour la matrice cimentaire dans le TRC. Cependant, le travail de la matrice est très complexe à cause des fissures d'élément qui pourrait influencer la deuxième phase du comportement de TRC [6]. Dans la littérature, il existe deux approches principales pour simuler le comportement non linéaire de la matrice cimentaire. La première est une approche par fissuration discrète. Elle pourrait considérer la fissure comme une discontinuité du matériau à la position des plans de fissuration. La deuxième est une approche homogénéisée qui donne un comportement global de la matrice en traction sans tenir compte de l'ouverture explicite de fissures [124]. Donc, elle est couramment utilisée aujourd'hui car elle permet de garder le maillage originel et n'impose pas de contraintes à priori sur l'orientation des fissures [6]. Le deuxième point est le comportement de l'interface entre textile/matrice dans le composite TRC. Généralement, un modèle bilinéaire est déclaré pour la loi de l'interface textile/matrice dans quelques études numériques [117][118][119]. Cependant, on pourrait considérer la liaison parfaite entre textile/matrice, soit pour un modèle plus simple ou soit il n'y a pas de glissement entre textile/matrice au cours de chargement. Pour le modèle en traction, si la résistance de la matrice cimentaire est plus faible par rapport à la liaison de l'interface, on peut observer une fissuration totale de la matrice sur le corps d'éprouvette. Dans ce cas-là, on pourrait considérer l'interface parfaite entre textile/matrice.

Dans le travail de Larrinaga et al [123], le modèle EF pour le composite TRM en traction n'a révélé aucune dépendance significative vis-à-vis de l'interface basalte-mortier. C'est-à-dire que le choix d'une courbe « force – glissement » de liaison d'interface est sans importance et cela peut être simplement considéré comme une interface rigide. Le modèle a donné les résultats numériques en concordance avec ceux du modèle ACK et de l'expérimentation.



(a) Géométrie du modèle numérique (b) Résultats numérique

Figure 1. 63 : Modèle numérique pour le composite TRM en traction, selon Larrinaga et al 2014

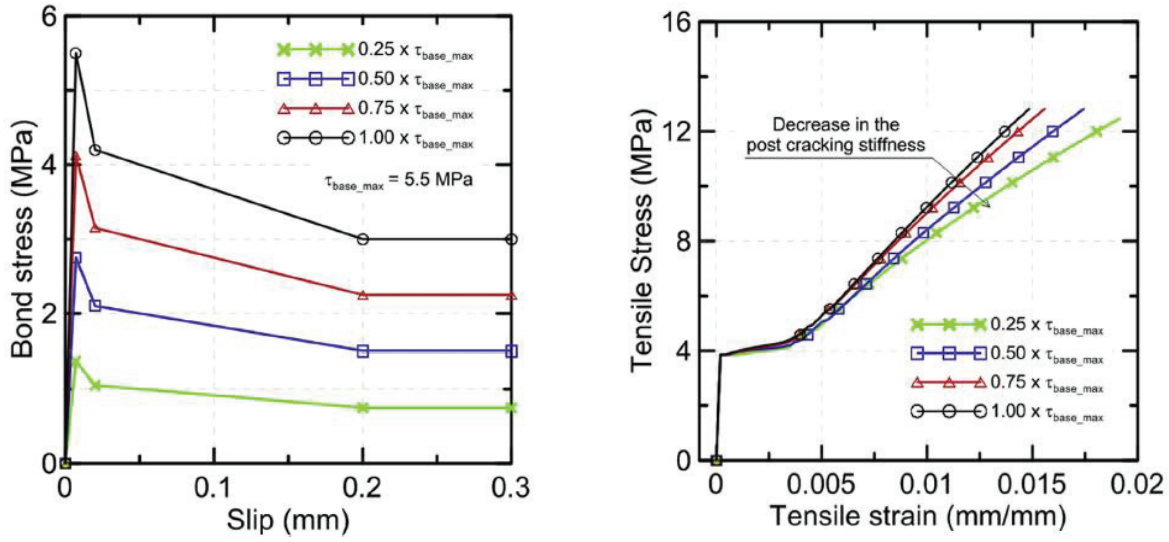
iii. Modèle à température élevée

A température élevée, il y a rarement d'études numériques concernant le comportement en traction ou flexion du composite TRC à cause du manque des paramètres de calcul. Même lors de l'expérimentation, il y a des difficultés sur l'équipement d'essai, l'instrument de mesure, la condition de sécurité pour des essais à hautes températures. De plus, le travail complexe des matériaux constitutifs dans un TRC à température élevée est également une raison pour expliquer la rare étude numérique sur le comportement du TRC.

Une approche numérique à base des études analytiques sur le comportement du composite à température ambiante en rajoutant des paramètres de calcul matériels à différentes températures, est un choix raisonnable. Dans le travail de Blom et al [125], une approche numérique avait été effectuée en développant un modèle analytique basé sur la théorie d'Aveston, Cooper et Kelly (ACK) [126][127][128] et une méthode proposée par Soranakom et Mobasher [129]. Ces modèles seront calibrés en utilisant des données expérimentales à partir des essais de traction et de compression.

Selon Rambo et al [33], un modèle de différences finies a été utilisé pour simuler le comportement en traction du composite TRC de basalte. Ce modèle peut prédire la courbe « contrainte – déformation » et ainsi l'espacement des fissures à différentes températures. Cependant, les résultats obtenus indiquent qu'en raison de la décomposition du revêtement de textile, la fiabilité du TRC de basalte ne peut être garantie que de la température ambiante à 150 °C.

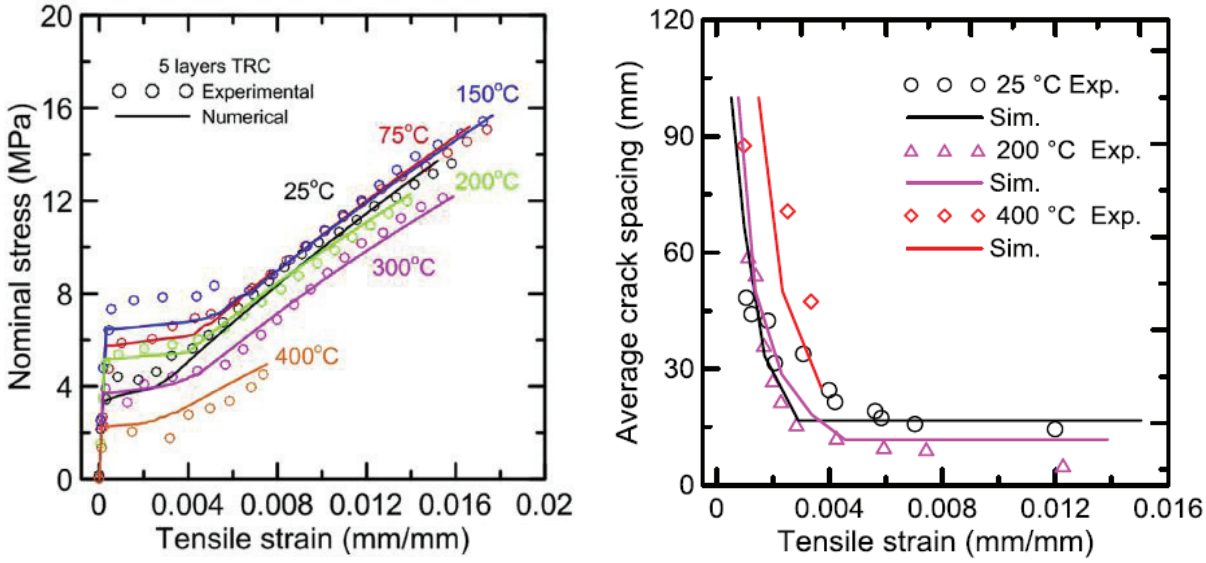
Dans ce travail, une étude paramétrique du modèle de l'interface a été réalisée pour modéliser l'effet du modèle de l'interface sur le comportement global de TRC. Le résultat numérique a montré que la loi de l'interface influence significativement la troisième phase du comportement du composite. Avec la résistance de l'interface plus grande, le modèle a donné un comportement plus rigide dans la troisième phase. La ***Figure 1. 64*** ci-dessous présente l'influence du modèle de l'interface sur le comportement du composite TRC de basalte.



(a) Loi de l'interface proposée (b) Comportement de TRC

Figure 1. 64 : Influence du modèle de l'interface sur le comportement de TRC, selon Rambo et al [33]

Concernant les résultats à hautes températures, le modèle numérique a présenté les courbes « contrainte – déformation » du comportement de TRC à différentes températures avec trois phases. Le modèle de l'interface à température, proposé par des auteurs, a donné un travail raisonnable dans la troisième phase du comportement. Ce modèle a également présenté un bon accord entre des résultats numérique et expérimental sur l'espacement des fissures à différentes températures.



(a) Comportement de TRC à différentes températures (b) Espacement des fissures à différentes températures

Figure 1. 65 : Comparaison des résultats numérique et expérimental du TRC de basalte, selon Rambo et al [33]

I.3.2 Modèle des composites TRC à l'échelle structurelle

iv. Modèle à température ambiante

Dans la littérature, il y a des nombreuse d'étude sur le comportement des structures (poutres, mur, panneau sandwich, etc) renforcées par le composite TRC à température ambiante (Djamai et al [119], Truong et al [130], Wang et al [131], Colombo et al [132]). Dans ces études numériques, le composite TRC a été déclaré comme un matériau isotropique avec des paramètres de calcul tels que la contrainte et déformation à plusieurs phases.

Selon Colombo et al [132], pour la modélisation du comportement en flexion de poutres sandwich renforcées par composite TRC, deux modèles analytiques et numériques ont été développés. En ce qui concerne l'approche analytique, un modèle basé sur la théorie du sandwich de Stamm et Witte [133] a été développé avec la déclaration non-linéaire des matériaux. Concernant l'analyse numérique, un modèle d'éléments finis (FE) a été construit dans ABAQUS. L'hypothèse d'une liaison parfaite est utilisée dans les deux cas même si dans l'expérimentation, il y avait le délaminage entre deux composants : la poutre et le renforcement de TRC. Les résultats numériques obtenus ont montré que l'hypothèse de liaison parfaite est fiable dans la première partie de l'analyse et également lorsque le comportement en sandwich devient hautement non linéaire (voir ***Figure 1. 66***). Toutefois, cette hypothèse ne permet pas de simuler la ductilité élevée des éprouvettes due aux grandes déformations qui se produisent à l'interface TRC/poutre, ce qui crée des problèmes de convergence. Le modèle FEM prédit de manière adéquate les résultats expérimentaux en termes de réponse globale et de modes de déformation.

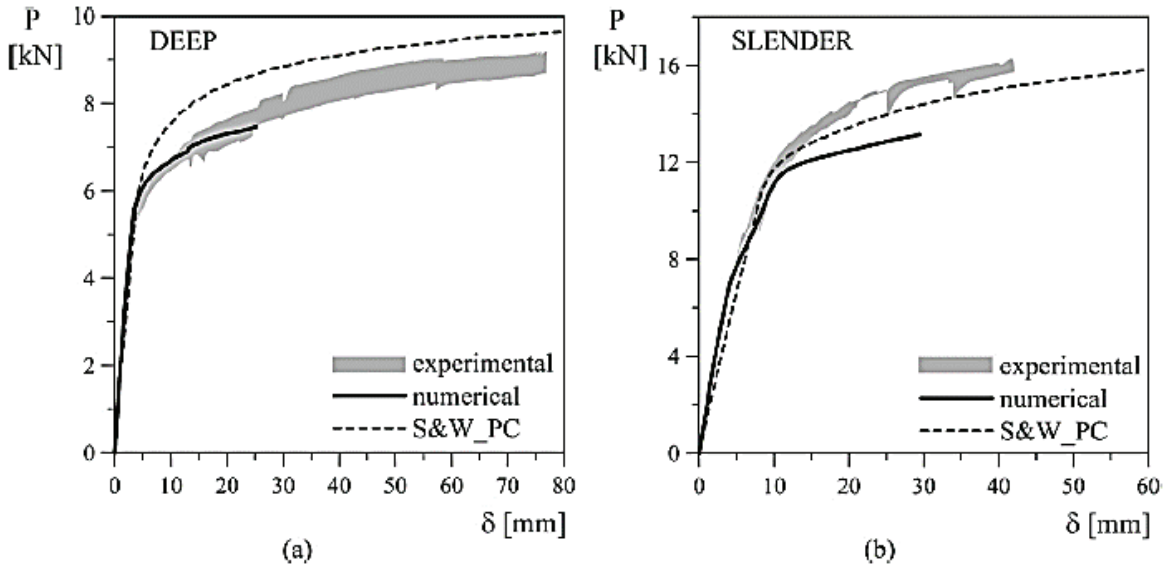


Figure 1. 66 : Comparaison des résultats expérimentaux, analytiques et numériques pour des faisceaux sandwich profonds (a) et minces (b), selon [132]

Au niveau de mode de rupture, le modèle numérique a montré une bonne concordance entre les deux résultats expérimentaux et numériques, avec plusieurs fissures sur deux couches de

renforcement TRC. La ***Figure 1. 67*** présente le mode de rupture du composite TRC dans deux cas expérimental et numérique.

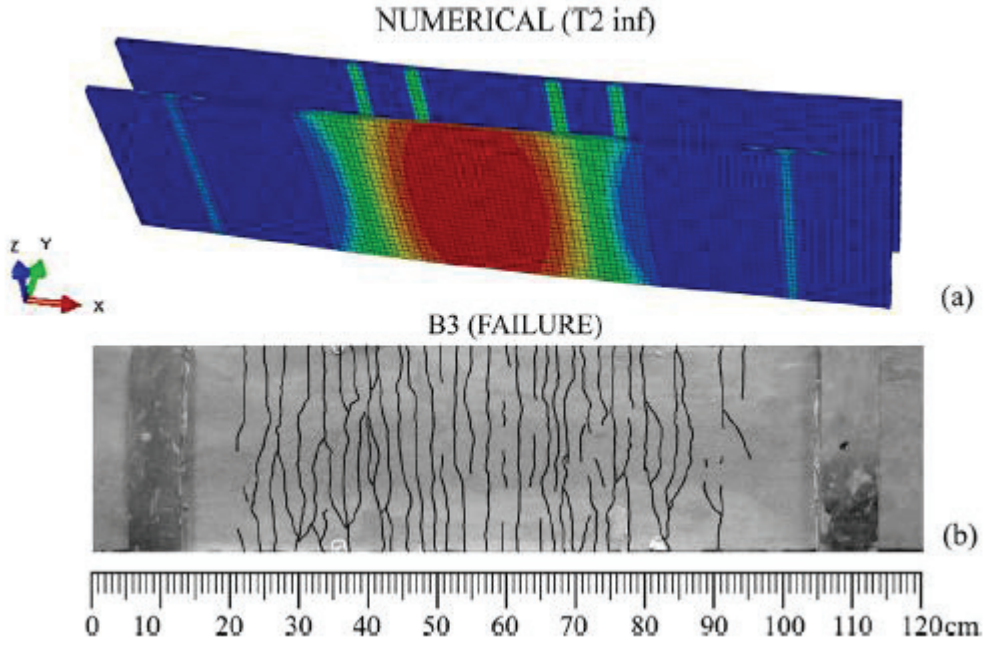


Figure 1. 67 : Mode de rupture sur le renforcement de TRC, selon Colombo et al [132]

Selon Djamai et al [119], un modèle numérique de panneaux sandwich renforcé par le composite TRC a été développé à partir des résultats expérimentaux de Colombo et al [2]. Le composite TRC a été déclaré comme un matériau isotropiques avec un comportement mécanique non-linéaire. Le modèle de plasticité d'endommagement du béton (CDP dans le logiciel Abaqus) a été utilisé pour simuler la phase plastique du comportement de TRC. Ce modèle a également supposé la liaison parfaite entre la poutre et le renforcement de TRC. Les résultats ont montré que ce modèle pout permettre d'approcher qualitativement la tendance expérimentale globale. Cependant, le bon mode de rupture n'a pas été obtenu.

v. Modèle à température élevée

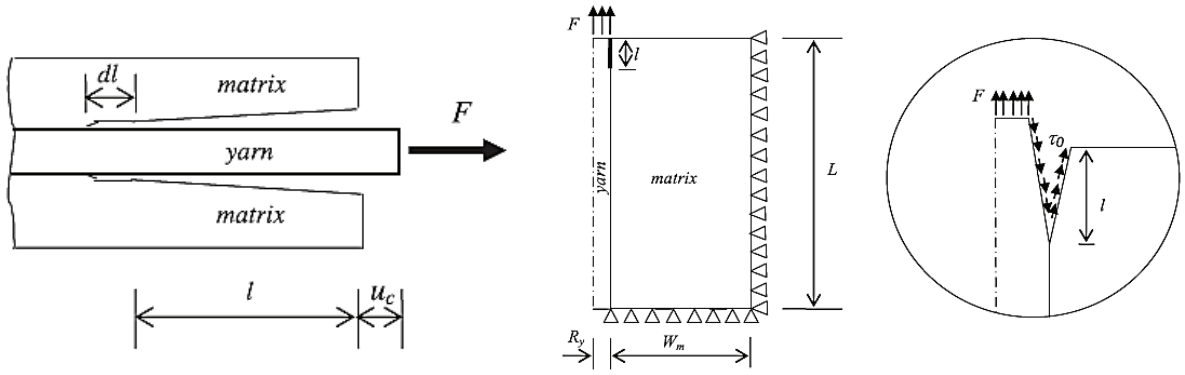
Concernant le modèle numérique à macro-échelle sur le renforcement de composite à température élevée, on peut trouver quelques études dans la littérature sur le composite FRP (Bisby et al [134], Kodur et al [135], Dai et al [136], Firmo et al [137]). Cependant, aucun résultat numérique ne pourrait être retrouvé dans cette étude bibliographique. Il manque des résultats expérimentaux sur le comportement des structures renforcées par des composites TRC à température élevé. Une approche similaire avec les modèles numériques à température ambiante pourrait être utilisée dans le cas à température élevée, pourtant il faut considérer l'effet de température sur la diminution des propriétés mécaniques du matériau.

I.3.3 Modèle de l'interface textile/matrice cimentaire

Dans la littérature, quelques études numérique (Zang et al [71], Djamai et al [119], Grande et al [138] [139], Dalalbashi et al [140]) ou analytique [Corozzi et al [141], Zhang et al [86] [73], Donnini et al [38]) visent à caractériser le comportement de l'interface soit textile (ou

fibre)/matrice, soit composite TRC/structure. En ce qui concerne l'approche analytique, ces modèles-là ont été construits pour expliquer les mécanismes de défaillance liés à l'interface. Selon Teklal et al [2018], la condition de décollement d'interface est définie par deux approches distinctes: le critère de la résistance de cisaillement et l'approche du mécanisme de rupture. Dans le critère de la résistance de cisaillement, lorsque la contrainte de cisaillement à l''interface atteint la valeur à l'état limite, la décohésion se produit à l'interface entre deux composants. Dans l'approche du mécanisme de rupture, l'extension d'une fissure nécessite que la partie de libération d'énergie potentielle des constituants du composite atteigne une valeur critique (appelée la rigidité de l'interface). Dans ces deux critères de rupture, la résistance limite et la rigidité de l'interface sont des constantes de matériau, et déterminées par l'expérimentation.

Zhang et al [86] a développé deux modèles analytiques et numériques pour les essais d'arrachement des fibres de verre (E et AR) dans un bloc de la matrice cimentaire. La modélisation analytique et numérique est basée sur l'approche du mécanisme de rupture. La rupture en cisaillement de l'interface entre le fil et la matrice est considérée comme la création d'une fissure à l'interface. La ***Figure 1. 68a*** présente la création d'une fissure de petite longueur dl dans le modèle analytique. Grâce à des équations mathématiques, le modèle analytique a pu donner la force d'arrachement en fonction de glissement comme montré dans la littérature. Le modèle analytique du mécanisme de rupture a permis de prédire la force critique correspondant au début de décollement et au complet décollement.



(a) Création d'une fissure de petite longueur dl dans le modèle analytique

(b) Géométrie and condition aux limites du modèle numérique

Figure 1. 68 : Modèles analytique et numérique dans le travail de Zhang et al [86]

La modélisation d'un essai d'arrachement est effectuée de plus en plus en suivant la croissance de la fissure jusqu'à ce que la longueur de la fissure atteigne la longueur d'ancrage (voir ***Figure 1. 68b***). La force d'arrachement atteint également sa valeur maximale. Et ensuite, l'étape de friction pure se produit, mais le modèle EF ne peut pas modéliser cette phase dans son calcul. Les résultats analytiques et numériques ont montré une bonne concordance avec ceux de l'expérimentation pour deux types d'éprouvette avec différentes longueurs d'ancrage.

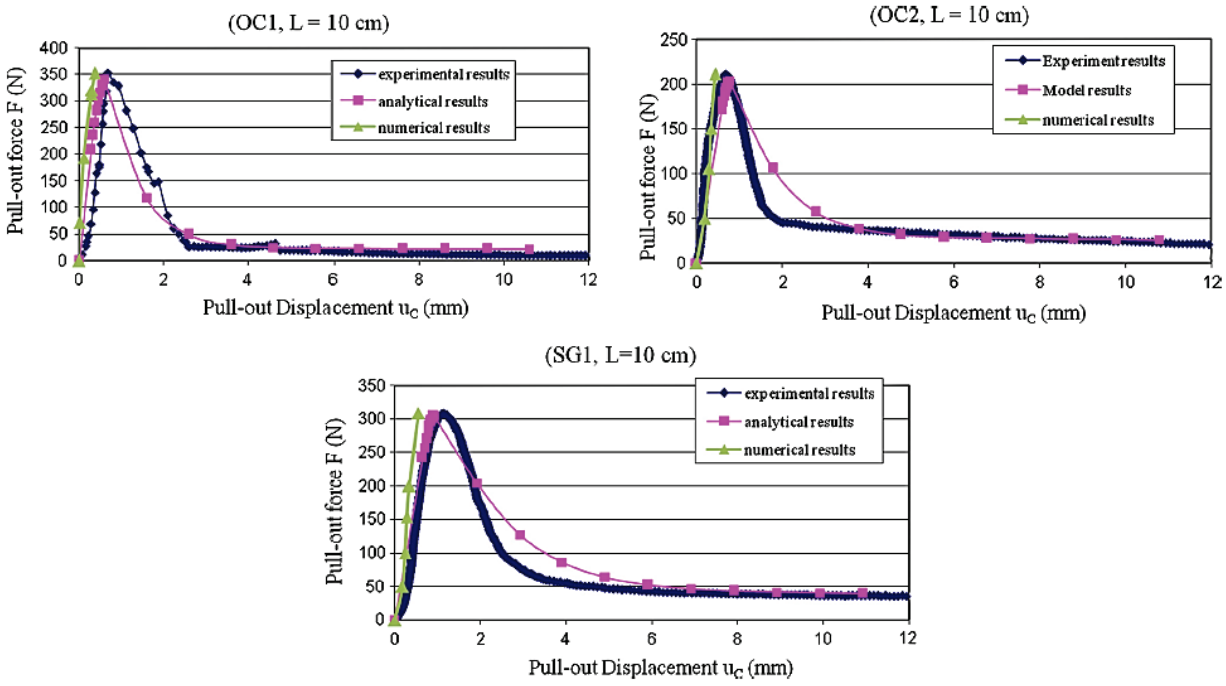
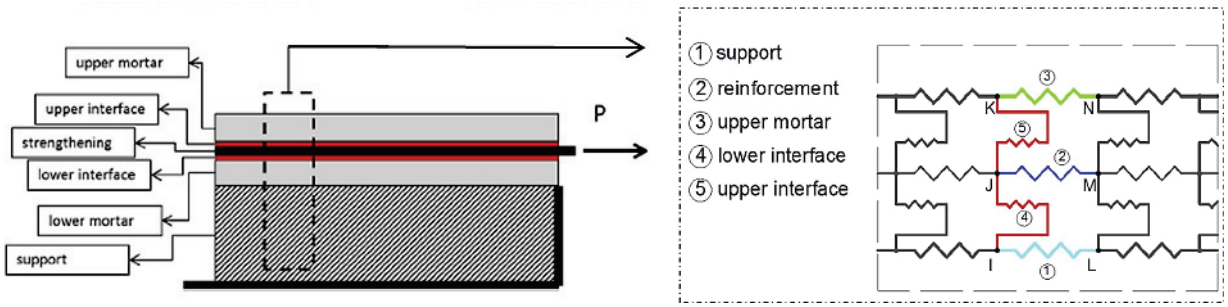


Figure 1. 69 : Comparaison des résultats expérimental, analytique et numérique, selon Zhang et al 2013 [86]

Selon Grande et Milani [138], pour le comportement de l'interface entre fibre/mortier dans le composite FRCM, deux modèles analytiques et numériques ont été développés et validés par les résultats expérimentaux. Concernant l'approche analytique, un modèle de ressort efficace (Spring model) a été étudié en considérant l'effet de l'endommagement de la matrice dans le comportement de cisaillement à l'interface fibre/mortier. Le schéma de ce modèle est présenté dans la ***Figure 1. 70*** ci-dessous.

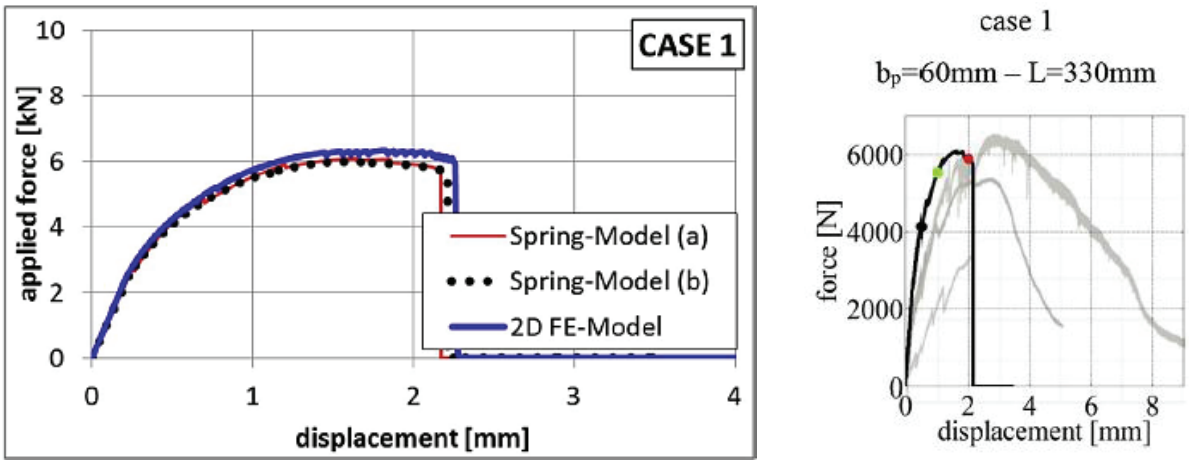


(a) Schéma général de système de renfort (b) Schéma des ressorts

Figure 1. 70 : Schéma du modèle des ressorts pour l'interface textile/matrice, selon Grande et al [138]

Ensuite, un modèle numérique 2D qui a considéré un comportement non linéaire-élastique des couches de support et de mortier, ainsi qu'un comportement non linéaire « contrainte-glissement » des interfaces interposées entre les couches de renforcement et de mortier, a été réalisé pour une validation de l'approche analytique proposée. Les résultats obtenus à partir

des modèles ont mis en évidence une bonne concordance avec les résultats expérimentaux (disponible dans la littérature [142]) pour les deux approches analytique et numérique. Elles permettent d'obtenir une bonne prédiction de la réponse globale des spécimens renforcés par les systèmes FRCM, à la fois en termes de déplacements globaux et de résistance. La ***Figure 1. 71*** présente la comparaison des résultats entre deux modèles numérique et analytique avec expérimental.



(a) Entre des modèles numérique et analytique

(b) Entre numérique et expérimental

Figure 1. 71 : Comparaison des résultats numériques obtenus, selon Grande et al [138]

I.4 CONCLUSION

Ce chapitre a présenté les principales observations expérimentales et numériques concernant l'évolution du comportement du TRC et des matériaux constitutifs à différentes températures. Une approche à méso-échelle a permis de comprendre le travail complexe des composants dans un composite TRC, en particulier à température élevée. Cette étude bibliographique pourrait être conclue par certain nombre de points à intégrer sur le plan expérimental et numérique.

Tout d'abord, une revue bibliographique sur des propriétés physico-chimiques et mécaniques des matériaux constitutifs dans un composite TRC (matrice, textile, interface) soumis à des températures élevées a été présenté. Elle a montré que la résistance à température élevée des composants d'un TRC dépend de nombreux facteurs, et fortement de la nature des composants.

D'autre part, le comportement des TRC sous différentes sollicitations (résiduelle, thermomécanique) obtenu par des essais en traction ou flexion a été synthétisé dans cette étude. Les études expérimentales disponibles dans la littérature ont montré des effets des facteurs provenant des matériaux constitutifs et de la procédure d'essai sur le comportement de TRC à différentes températures. La diminution générale de la performance en traction des TRC en fonction de la température a été observée.

Enfin, une revue des études numériques sur le comportement à différentes températures des TRC à multi-échelle a été présentée. Elle a montré qu'une approche numérique à méso-

échelle permet de prédire le comportement global de composite TRC à partir des données des matériaux constitutifs.

En conclusion de la partie des études bibliographiques, on trouve qu'il manque d'études expérimentale et numérique sur le comportement thermomécanique du composite TRC à base de la matrice réfractaire et renforcé par des grilles de carbone industrielles. L'objectif du travail de thèse est donc :

- de développer des composites TRC de carbone qui résistent bien au feu ou à température élevée.
- de caractériser le comportement de ces TRC de carbone aux plusieurs régimes thermomécaniques.
- de développer des modèles numériques pour prédire le comportement des TRC.

PARTIE II : APPROCHE EXPERIMENTALE

CHAPITRE II. APPROCHE EXPERIMENTALE SUR LE COMPOSITE TRC A L'ECHELLE MESOSCOPIQUE

En basant sur une revue bibliographique, la partie expérimentale s'est commencée par une approche à l'échelle mésoscopique sur le comportement thermomécanique de TRC. C'est-à-dire dans ce chapitre, les matériaux constitutifs d'un composite TRC (la matrice, le textile et l'interface textile/matrice) et les composites TRC de carbone seront testés au régime thermomécanique afin de caractériser leur comportement thermomécanique et d'identifier leurs propriétés mécaniques à différentes températures.

Les paragraphes suivants présentent respectivement en détail cette approche expérimentale à méso-échelle : les matériaux constitutifs, la procédure d'expérimentation et les résultats obtenus. Les résultats expérimentaux sont ainsi résumés, discutés et comparés ensemble pour trouver des paramètres importants des composants influençant considérablement sur le comportement thermomécanique du matériau composite. Ce chapitre se termine par quelques conclusions scientifiques.

II.1 MATERIAUX UTILISES

Cette section présente respectivement les textiles de carbone et la matrice cimentaire utilisés dans cette approche expérimentale.

II.1.1 Textiles de carbone

Trois textiles de carbone utilisés dans cette approche expérimentale sont industriellement fabriqués dans des usines comme des produits commerciaux. Ils sont en forme de grille avec différentes géométries, et traités par différents produits en nature dans la chaîne de fabrication. Les paragraphes suivants présentent des caractéristiques physiques and mécaniques des trois textiles de carbone.

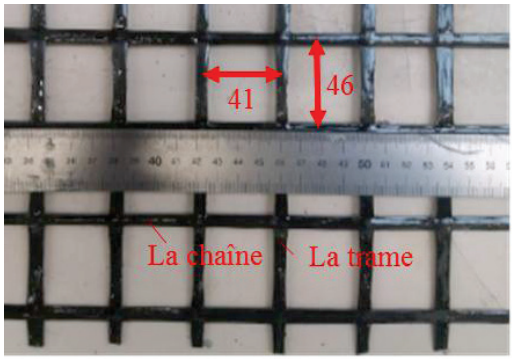
i. Textile de carbone GC1

Le premier textile de carbone est appelé GC1 (GC: Grille de Carbone) (voir ***Figure 2. 1a***). Il est fabriqué dans l'usine avec un traitement en résine époxy. Les fils (la chaîne et la trame) de ce textile sont complètement pré-imprégnés dans la résine d'époxy. La géométrie de la grille dans les directions longitudinale et transversale est de 46 mm × 41 mm (voir ***Figure 2. 1b***). La section d'un fil du textile est de 1.85 mm^2. Ce textile de carbone a de bonnes caractéristiques: non-corrosion, l'exigence d'une couverture avec moins de béton, une haute résistance et un haut module en traction, ainsi qu'une liaison mécanique remarquable avec la matrice cimentaire. Le ***Tableau 2.1*** présente les informations synthétisées sur le textile de carbone GC1.

Tableau 2. 1: Propriétés physiques des trois textiles de carbone utilisés

Propriétés	GC1	GC2	GC3
Densité (g/cm^3)	2.43	1.79	1.89
Géométrie (espacements longitudinal × transversal) (mm × mm)	46 × 41	17 × 17	33 × 33
Produit de traitement	Résine d'époxy	Silice amorphe	Résine d'époxy
Section d'un fil (la chaîne et la trame)	1.85 mm^2	1.795 mm^2	1.80 mm^2

(a) Rouleau de textile GC1 (2.4m x 411.5m)

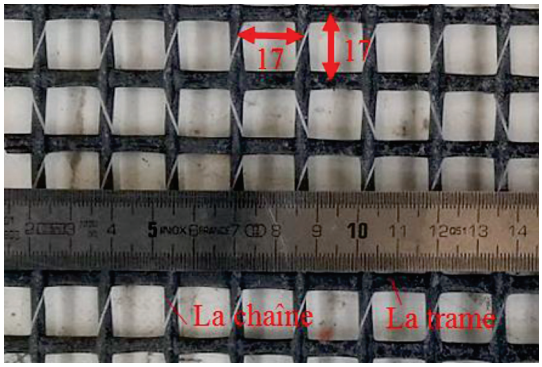


(b) Géométrie du textile GC1

Figure 2. 1 : Textile de carbone GC1

ii. Textile de carbone GC2

Le deuxième textile de carbone (appelé GC2) (voir ***Figure 2. 2a***) est un treillis bidirectionnel en fibre de carbone à haute résistance pour des renforcements structurels avec une faible épaisseur. Il possède également des avantages tels que la très haute résistance en traction et en corrosion, un faible masse surfacique, une application simple et flexible (également sur la face inférieure des dalles), un traitement avec de la silice amorphe pour une parfaite adhérence aux agrégats de béton, une haute résistance de chaleur et une faible épaisseur de renforcement. La section d'un fil du textile (présentée dans le fichier technique de ce textile) est de 1.795 mm^2. La géométrie de la grille dans les directions longitudinale et transversale est de 17 mm × 17 mm (voir ***Figure 2. 2b***). La chaîne et la trame sont formées par environ 3200 mono-filaments (direction longitudinale 2 × 1600 tex/brin et direction transversale 1 × 3200 tex/brin). Les caractéristiques physiques du textile de carbone GC2 sont présentées dans le ***Tableau 2.1***.



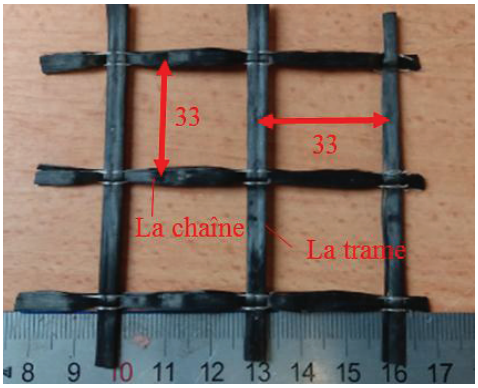
(a) Rouleau de textile GC2 (1.95m x 50m) (b) Géométrie du textile GC2

Figure 2. 2 : Textile de carbone GC2

iii. Textile de carbone GC3

Le troisième textile de carbone (appelé GC3) (voir ***Figure 2. 3a***) est industriellement fabriqué en même chaîne de fabrication avec le premier textile. Pourtant, le taux de résine époxydique de traitement dans les fils de ce textile est très faible (cela est présenté dans la fiche technique de ce textile). L'espacement du fil dans les directions longitudinale et transversale est de 33mm x 33mm (voir ***Figure 2. 3b***). Les autres propriétés physiques tels que la densité, la section d'un fil (la chaîne et la trame) est présentée dans le ***Tableau 2.1***.

(a) Rouleau de textile GC3 (1.2m x 411.5m)



(b) Géométrie du textile GC3

Figure 2. 3 : Textile de carbone GC3

II.1.2 Matrice réfractaire

La matrice cimentaire dans cette étude est étudiée pour une application d'un renforcement dans quelques conditions spécifiques tels que faible épaisseur et à température élevée. Cette section présente les caractéristiques des granulats et du ciment réfractaire utilisés dans cette matrice cimentaire et ses propriétés physiques et mécaniques à deux états frais et durci.

i. Granulats

Le granulat utilisé dans cette étude expérimentale est un produit commercial. Il est un granulat synthétique silicio-alumineux-calcique obtenu par fusion et contient environ 40% d'alumine. Il se caractérise par une densité élevée et une exceptionnelle dureté. Ce granulat présente de plus une remarquable affinité chimique avec le ciment réfractaire utilisé dans cette étude. Il est fabriqué dans le cadre d'un système de management de la qualité certifié selon les exigences de la norme ISO 9001 [143]. Le ***Tableau 2.2*** présente la composition chimique du granulat utilisé dans cette étude (analyse chimique selon la norme d'EN 196-2 [144] et composition chimique déterminée sur le matériau avant concassage et classification). Avoir pour but une application d'épaisseur mince, le diamètre global maximum était inférieur à 1.25 mm. Une étude granulométrique a été réalisée en fonction de distribution d'Andreasen pour ce granulat (voir l'annexe 2). La ***Figure 2. 4*** montre la courbe de tamis du granulat synthétique d'aluminate de calcium.

Tableau 2. 2: Composition chimique du granulat synthétique d'aluminate de calcium

Constituants principaux (%)	Valeurs usuelles	Valeurs limites
Al_2O_3	37.5 – 43.5	> 36.0
CaO	35.0 – 40.0	< 42,0
SiO_2	3.0 – 5.0	< 6,0
Fe_2O_3	14.0 – 18.0	< 18,5

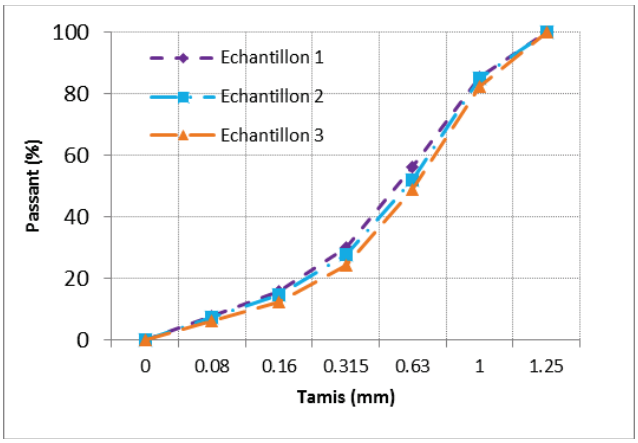


Figure 2. 4 : Courbes granulométriques d'agrégats synthétiques silico-alumineux-calciques

ii. Ciment réfractaire

Le ciment utilisé dans cette étude expérimentale est un produit commercial qui est fabriqué dans le cadre d'un système de management de la qualité certifié selon les exigences de la norme d'ISO 9001 [143]. Il est essentiellement composé d'aluminates de calcium, ce qui en fait un liant de choix pour les applications réfractaires. Sa haute teneur en aluminate mono-calcique confère aux bétons du ciment réfractaire d'excellentes performances mécaniques. Lorsque le ciment réfractaire est utilisé avec des composants appropriés, sa faible teneur en oxyde de fer rend les bétons aptes à résister aux atmosphères réductrices ou contiennent de l'oxyde de carbone. Les caractéristiques rhéologiques de ce ciment sont adaptées à tous les types de mise en œuvre et, en particulier au coulage et à la projection par voie sèche. Il est particulièrement recommandé dans les cas comme rapidité de durcissement, hautes performances mécaniques et applications au feu. Les caractéristiques de ciment utilisé dans cette étude, ont été déterminées selon la norme d'EN 196-2 [144]. Le ***Tableau 2.3*** présente la composition chimique de ce ciment.

Tableau 2. 3: Composition chimique du ciment réfractaire

Constituants principaux (%)	Valeurs usuelles	Valeurs limites
Al_2O_3	50.8 – 54.2	> 50.0
CaO	35.9 – 38.9	< 40.0
SiO_2	4.0 – 5.5	< 6.0
Fe_2O_3	1.5 – 2.5	< 2.8

MgO	< 1.0	-
TiO_2	< 4.0	-
Na_2O+ K_2O	< 0.5	-

iii. Matrice réfractaire

a) Composition de la matrice réfractaire

La matrice utilisée dans cette étude expérimentale a été conçue en suivant la routine du modèle d'emballage compressible (CPM) [145][146], puis adaptée à la condition du laboratoire pour fabriquer des éprouvettes de composite TRC. Cette matrice est composée du granulat synthétique silico-alumineux-calcique et du ciment d'aluminates de calcium pour applications réfractaires. Pour une faible épaisseur d'application, une petite quantité de super-plastifiant et d'agent modificateur de viscosité a été ajoutée dans la composition de la matrice. Le rapport eau/ciment de cette matrice était de 0.35. Le ***Tableau 2.4*** donne la composition de la matrice dans cette étude expérimentale.

Tableau 2. 4: Composition de la matrice réfractaire

Masse volumique du béton frais : ρ = 2584.4 kg/m3	
Granulat (kg/m^3)	1676.39
Ciment (kg/m^3)	668.99
Super-plastifiant (kg/m^3)	4.34
Agent modificateur de viscosité (« *Viscosity Modification Agent » – VMA*) (kg/m^3)	0.51
Eau (kg/m^3)	234.18
Taux eau/ciment	0.35

b) Propriétés physiques de la matrice fraise

Les propriétés physiques de la matrice à l'état frais sont caractérisées à partir des essais dans la condition du laboratoire tels que l'étalement du mortier frais à la table secousse, la pénétrabilité à l'aide du plongeur, la maniabilité du mortier frais soumis à la vibration et le volume d'air entrainé. Les méthodes de mesure des propriétés physiques du mortier frais sont illustrées par des images sur la ***Figure 2. 5*** ci-dessous. Les propriétés physiques de la matrice à l'état frais sont présentées dans le ***Tableau 2.5***.

(a) Mesure de l'étalement du mortier frais à la table secousse

(b) Mesure de la pénétrabilité à l'aide du plongeur

(c) Contrôle du volume d'air entrainé

Figure 2. 5 : Caractérisation des propriétés physiques de la matrice réfractaire à l'état frais

Tableau 2. 5: Propriétés physiques de la matrice réfractaire à l'état frais

Propriétés de la matrice		Matrice réfractaire	
		Valeur moyenne	Écart-type
Propriétés physiques de la matrice réfractaire à l'état frais	Mesure de l'étalement du mortier frais à la table secousse (cm) (BS EN 413-2, 2005) [147]	19	1.5
	Mesure de la pénétrabilité à l'aide du plongeur (cm) (BS EN 413-2, 2005) [147]	1.4	0.2
	Mesure de la maniabilité du mortier frais soumis à la vibration (s) (NF P15-437, 1987)[148]	4.5	0
	Contrôle du volume d'air entrainé (%) (BS EN 413-2, 2005) [147]	2	0

c) Propriétés mécaniques de la matrice durcie

Les propriétés mécaniques de la matrice à l'état durci sont caractérisées à partir des essais dans la condition du laboratoire tels que l'essai de flexion trois points et l'essai en compression. Les méthodes de mesure des propriétés mécaniques de la matrice durcie sont illustrées par des images sur la ***Figure 2. 6*** ci-dessous. Les propriétés mécaniques de la matrice à l'état durci sont présentées dans le ***Tableau 2.6.***

(a) Essai de flexion trois points

(b) Essai de compression

Figure 2. 6 : Caractérisation des propriétés mécaniques de la matrice réfractaire à l'état durci

Tableau 2. 6: Propriétés mécaniques de la matrice réfractaire à l'état durci après 28 jours

Propriétés de la matrice		Matrice réfractaire	
		Valeur moyenne	Écart-type
Propriétés mécaniques de la matrice réfractaire à l'état durci	Résistance en compression après 28 jours (BS EN 196-1, 2005)[149]	58.1	2.5
	Résistance en traction après 28 jours (par le biais de l'essai de flexion trois points) (BS EN 196-1, 2005)[149]	12.5	1.04

d) Propriétés physiques de la matrice durcie

La teneur en eau et la perte de masse dans l'air ont été calculées à partir de petites éprouvettes cylindriques de la matrice. Neuf éprouvettes cylindriques de la matrice ont été élaborées et conservées dans deux conditions différentes : dans l'air (3 éprouvettes) pour l'observation de la perte de masse en fonction du temps ; et dans l'eau (6 éprouvettes) pour l'observation de la cinétique de saturation. L'évolution de ces valeurs en fonction du temps est présentée dans la ***Figure 2. 7*** et ***Figure 2. 8.***

La teneur en eau est calculée par l'équation suivante :

$$W(\%) = 100.\frac{M_h - M_s}{M_s} \qquad \textit{Équation 2}$$

Où : M_s est la masse de l'éprouvette de la matrice sèche ;

M_h est la masse de l'éprouvette de la matrice humide ;

Pour la matrice cimentaire étudiée dans cette étude, la teneur en eau est 2,26% au temps de 28 jours. Les données concernant la perte de masse dans l'air et l'absorption d'eau des éprouvettes de la matrice sont présentées dans l'Annexe 1.

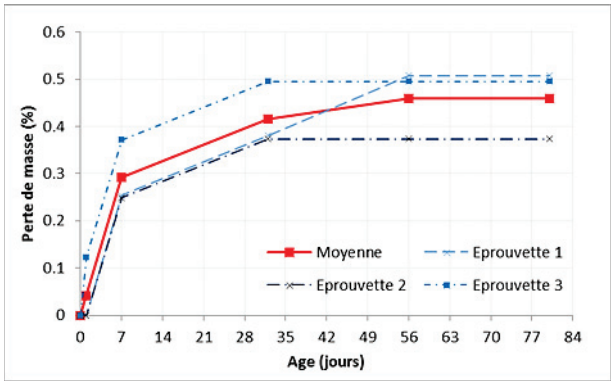


Figure 2. 7 : Perte de masse dans l'air de l'éprouvette de matrice réfractaire (initialement saturée)

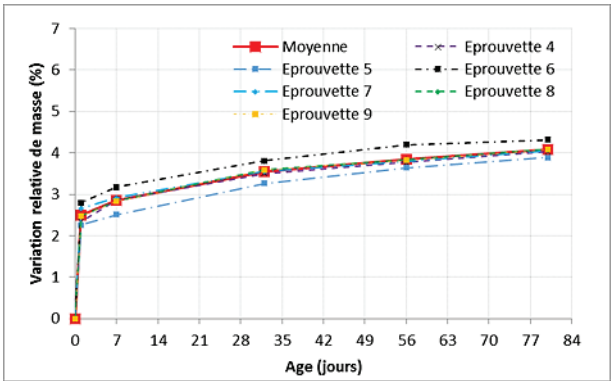


Figure 2. 8 : Cinétique de saturation dans l'eau de l'éprouvette de matrice réfractaire

II.2 PROCEDURE D'EXPERIMENTATION

Cette section présente respectivement les procédures expérimentales pour les essais sur les éprouvettes de différents matériaux à différentes températures, tels que la présentation des équipements utilisés, la préparation d'éprouvette et la procédure d'essai.

II.2.1 Equipements utilisés

Les équipements utilisés dans cette thèse sont installés au sein du laboratoire LMC2, y compris les principaux équipements pour les essais thermomécaniques sur les éprouvettes de textile et de matrice et les essais d'arrachement de l'interface textile/matrice.

i. Essais thermomécaniques

a) Machine thermomécanique TM20kN-1200°C

La machine thermomécanique utilisée dans cette recherche, TM20kN-1200 °C, peut générer une force maximale allant jusqu'à 20 kN pour les essais de traction directe. Elle est aussi bien équipée d'un four cylindrique qui peut générer des chargements thermiques autour d'éprouvettes jusqu'à une température maximale que le matériau testé peut résister (la température de service maximale du four est de 1200 °C). Le capteur laser installé sur cette machine est utilisé pour mesurer la déformation longitudinale des éprouvettes à des températures élevées (méthode de mesure sans contact). La charge de traction est contrôlée par le déplacement vertical de la traverse grâce à un programme de contrôle (logiciel Test-Expert II) dans l'ordinateur du système de contrôle pour la configuration de l'essai. L'augmentation de la force dépend du type de matériau (résistance et rigidité ultimes). Pendant le test, les données, y compris la charge mécanique et le mouvement transversal de la machine, sont enregistrées au moins deux fois par seconde et peuvent ensuite être exportées sous la forme de fiches techniques pour l'analyse des résultats. La ***Figure 2. 9*** montre la machine de traction universelle avec d'autres équipements pour l'essai thermomécanique.

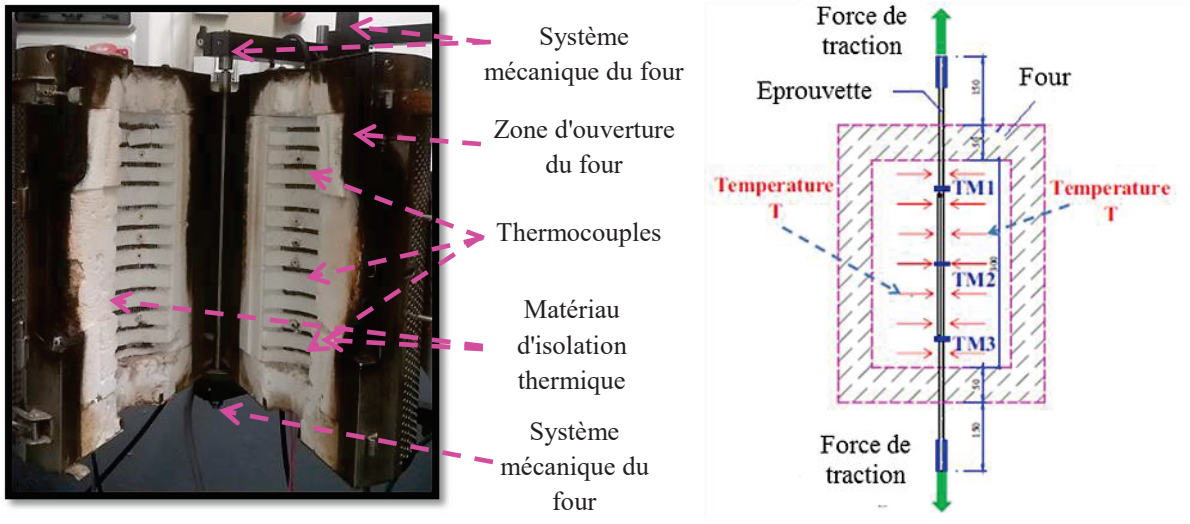
a) Vue générale de la configuration d'essai thermomécanique

b) Système de contrôle de température

Figure 2. 9: Machine thermomécanique, TM20kN-1200 °C (LMC2)

b) Four

La machine thermomécanique est bien équipée d'un four cylindrique avec les dimensions: hauteur de 40 cm, diamètre intérieur de 10 cm et diamètre extérieur de 27,5 cm. Ce four peut générer, parallèlement avec la charge mécanique au cours de l'essai, des charges de température sur des éprouvettes (température maximale de 1200 °C et vitesse de chauffage maximale de 30 °C/min). La température dans le four est mesurée par des thermocouples intégrés et également contrôlée par le programme de pilotage de l'essai. Avec l'équipement du four, la machine thermomécanique peut permettre d'appliquer simultanément des charges mécaniques en traction et des températures élevées sur les éprouvettes. La ***Figure 2. 10*** montre le détail du four installé sur la machine thermomécanique.

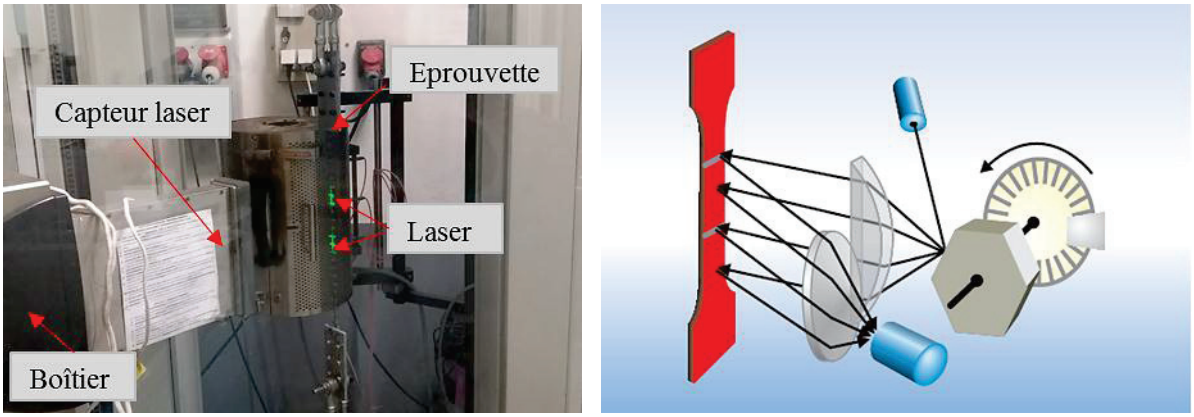


(a) Vue générale du four (b) Schéma de l'essai de traction directe

Figure 2. 10: Détail du four pour l'essai thermomécanique sur TRC

c) Capteur laser

Dans cette étude expérimentale, le capteur laser (voir ***Figure 2. 11a***) a été utilisé pour mesurer la déformation des éprouvettes. C'est une nouvelle méthode de mesure qui prend des mesures de déformations axiales sans contact sur différents matériaux. Le principe de mesure de cette méthode est expliqué par la description du système de capteur laser. Une bobine laser est déviée par un miroir rotatif à plusieurs faces de sorte qu'elle balaie l'éprouvette en continu dans le sens de la longueur. Une lentille cylindrique entre le miroir et l'éprouvette assure une bobine parallèle sur tout le trajet de mesure (voir ***Figure 2. 11b***). La lumière réfléchie par la surface de l'éprouvette est guidée via un système de lentilles vers une photodiode qui génère un système de mesure analogique dépendant de la luminosité. Les marques de mesure sont détectées par leurs différences de luminosité par rapport à celles de l'éprouvette.



(a) Configuration du capteur laser (b) Principe de mesure du capteur laser

Figure 2. 11: Détails du capteur laser utilisé

Il y a les difficultés pour une méthode de mesure de contact: l'existence d'un petit four autour de l'éprouvette, la finesse de l'éprouvette de textile carbone, la température élevée dans le four. Avec le procédé de mesure sans contact par le capteur laser, la contrainte axiale de l'éprouvette de textile de carbone est déterminée par le rapport du déplacement relatif de deux bobines de laser et de leur distance initiale. Cette méthode de mesure a été utilisée, développée et validée dans des travaux antérieurs et a donné de bons résultats pour différents matériaux composites [7][18].

d) Thermocouples

La température dans le four (***Figure 2. 10***) est mesurée par six thermocouples : trois thermocouples (fixes) installés sur la paroi du four et trois thermocouples (mobiles) attachés sur l'éprouvette lors d'essai thermomécanique. Les trois thermocouples fixes permettent de piloter la montée en température selon le programme de pilotage de l'essai. Les trois thermocouples mobiles permettent de mesurer la température à la surface de l'éprouvette.

Par ailleurs, pour les essais de transfert thermique dans les éprouvettes cylindriques de la matrice réfractaire, il y a également les autres thermocouples installés directement à l'intérieur de l'éprouvette lors de l'élaboration de l'éprouvette cylindrique de matrice (voir ***Figure 2. 16a***). Ces thermocouples ont été mis en place à l'intérieur d'éprouvette pour mesurer la température à sa place lors du chauffage d'éprouvette à l'extérieur. A l'autre extrémité, ils ont été connectés avec une chaîne de mesure pour enregistrer toutes les données de température. Grâce à cela, on peut déterminer l'augmentation de la température aux différentes positions à l'intérieur d'éprouvette cylindriques lors que l'éprouvette est chauffée par le four.

ii. Essais d'arrachement

a) Machine de traction utilisée

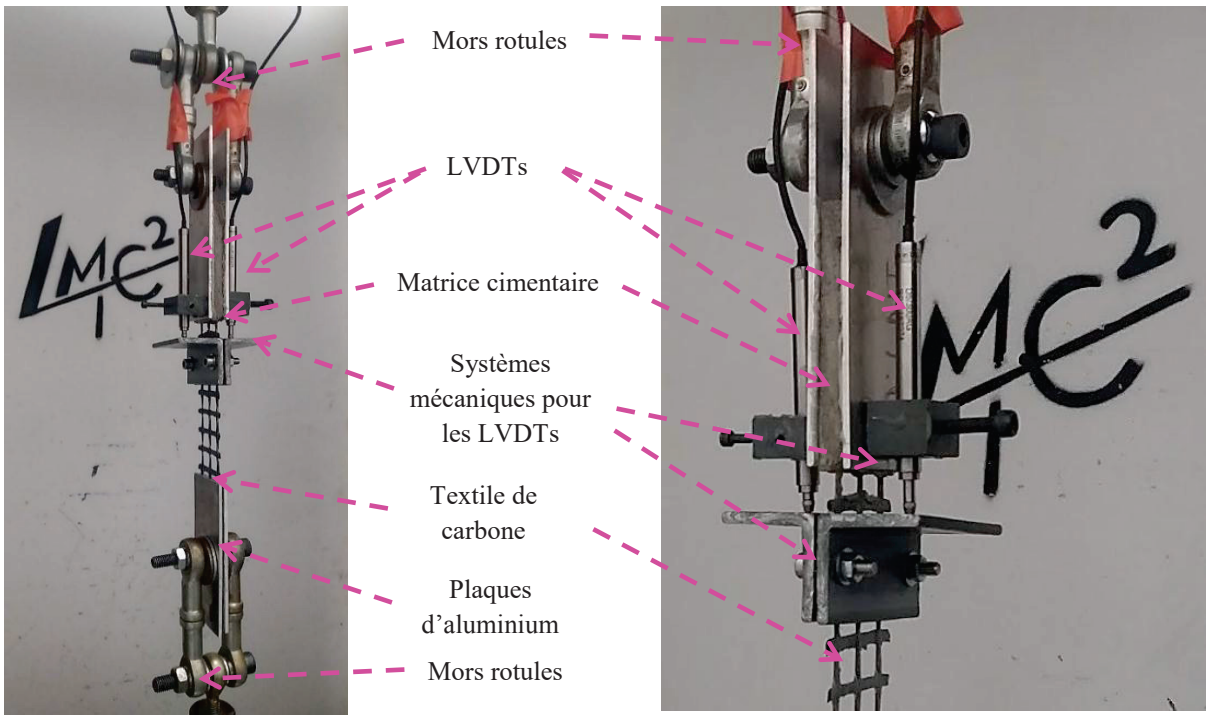
Pour les essais d'arrachement des textiles dans la matrice cimentaire, la machine de test, Zwick/Roel, est utilisée. Elle a une capacité de force allant jusqu'à 65 kN pour le test de traction directe. En particulier, elle est aussi bien équipée d'une chaîne de mesure qui peut connecter aux instruments de mesure [méthode de mesure sans contact tels que les jauges ou LVDT (de l'anglais ''Linear Variable Differential Transformer'')] pour mesurer la déformation des éprouvettes ou le déplacement d'un point sur l'éprouvette. La charge de traction est contrôlée par le déplacement vertical de la traverse grâce à un programme de contrôle (logiciel Test-Expert II) dans l'ordinateur du système de contrôle. Pendant le test, les données, y compris la charge mécanique et le mouvement transversal de la machine de test, sont enregistrées au moins deux fois par seconde et peuvent ensuite être exportées sous la forme de fiches techniques pour l'analyse des résultats. La ***Figure 2. 12*** montre la machine de traction universelle avec d'autres équipements pour les essais d'arrachement.

(a) Vue générale de la configuration des essais d'arrachement (b) Système de contrôle

Figure 2. 12 : Machine de traction et compression universelle Zwick-65kN

b) LVDT (''Linear Variable Differential Transformer'')

Les LVDTs sont utilisés dans les essais d'arrachement des textiles de carbone dans la matrice cimentaire pour mesurer le glissement relatif des textiles de carbone par rapport à la plaque en matrice cimentaire lors que la force de traction augmente en fonction du temps. Deux LVDTs sont mis en place sur deux surfaces de la plaque d'aluminium par un système mécanique, qui assure fixer le déplacement des LVDTs relative à la plaque de la matrice cimentaire. Un autre système est fixé sur le textile de carbone à la position très proche avec la plaque de la matrice pour assurer la déformation négligeable du textile entre deux systèmes mécaniques. Donc, les résultats obtenus à partir des LVDTs sont similaires avec le glissement relatif entre textile/matrice à l'interface. La ***Figure 2. 13*** ci-dessous présente l'utilisation des LVDTs dans la configuration des essais d'arrachement.



(a) Configuration des essais d'arrachement (b) Détail de mise en place des LVDTs

Figure 2. 13 : Utilisation de LVDT pour mesurer le glissement de l'interface textile/matrice

II.2.2 Préparation d'éprouvettes

Cette section présente respectivement la préparation des éprouvettes des textiles de carbone, de la matrice du béton réfractaire et de l'interface textile/matrice.

i. Eprouvette des textiles de carbone

Les éprouvettes de textiles de carbone dans cette étude expérimentale ont été préparées à la main au laboratoire. Tout d'abord, les textiles de carbone sont déroulés dans un plan et ils ont été aplatis pendant une journée. Ensuite, un fil longitudinal (la chaîne) du textile a été coupé pour obtenir des éprouvettes de textile de carbone de 750 mm de longueur. Pour une bonne transmission de la force mécanique aux éprouvettes de textiles, deux plaques d'aluminium (dimension normale de 60 mx 140 mm) ont été collées à chaque extrémité des éprouvettes par l'adhésif époxy (la colle d'Eponal 380). Parfois, il a été nécessaire d'utiliser des boulons pour mieux renforcer deux plaques d'aluminium. Ces boulons peuvent assurer une meilleure adhérence entre les plaques textiles et aluminium. Lors de la préparation des éprouvettes de textiles de carbone, il est nécessaire de couvrir les détails techniques susceptibles d'affecter les résultats expérimentaux. Certains des détails techniques comprennent le placement des éprouvettes dans le même plan et l'évitement de la force de torsion dans les éprouvettes. Toutes les procédures de préparation professionnelle donnent un meilleur résultat du test. Les éprouvettes ont été gardées à température ambiante pendant 7 jours pour le durcissement de l'adhésif (voir ***Figure 2. 14a***). Chaque éprouvette de textile de carbone a ensuite été référencée et prête pour les essais à différentes températures.

(a) Alignement des spécimens de textile (b) Éprouvettes de textiles de carbone prêtes à tester

Figure 2. 14: Préparation d'éprouvettes de textiles de carbone

ii. Eprouvette de matrice réfractaire

a) Essais en traction directe

Les spécimens de béton réfractaire ont été fabriqués à la condition du laboratoire pour les essais en traction directe (appelés F.M dans cette étude). Les plaques rectangulaires avec des dimensions de 600 mm x 130 mm x 20 mm (longueur x largeur x épaisseur) ont été moulées avec la technique de moulage au contact. Après le durcissement de béton, chacune des plaques rectangulaires a été coupée par 2 éprouvettes de 600 mm x 51 mm x 20 mm (longueur x largeur x épaisseur). La section moyenne a été déterminée par trois mesures (largeur et

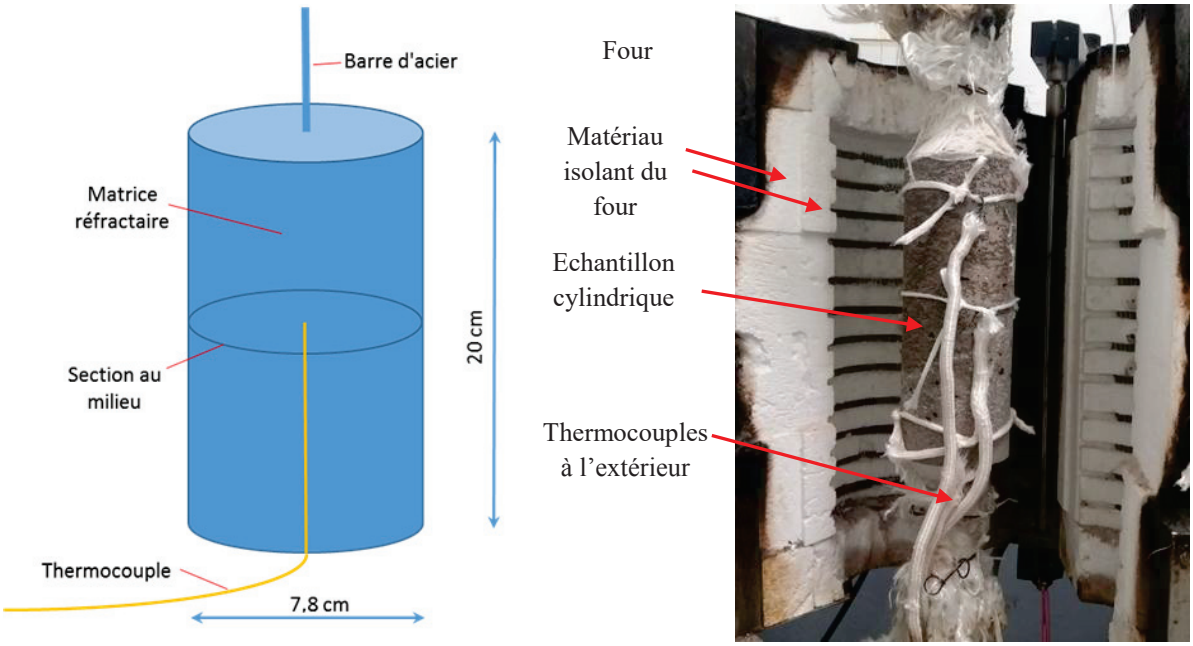
épaisseur) à trois positions différentes de chaque éprouvette. La ***Figure 2. 15*** ci-dessous illustre la préparation des éprouvettes de la matrice de béton réfractaire.

(a) Etape de préparation de la matrice (b) Moulage des plaques rectangulaires

Figure 2. 15 : Préparation d'éprouvettes de la matrice du béton pour des essais en traction directe

b) Essais de transfert thermique

Les éprouvettes d'essai de transfert thermique sont en forme cylindrique avec la dimension de 7,8 cm x 20 cm (diamètre x hauteur). A la section transversale au milieu, on a mis en place un thermocouple pour mesurer la température au milieu de cette section dans le cours d'essai. La position du thermocouple à l'intérieur d'éprouvette est illustrée comme dans la ***Figure 2. 16a*** ci-dessous. Une barre d'acier est intégrée dans le bloc de matrice cimentaire avec une longueur d'ancrage suffisante pour pouvoir tirer l'éprouvette dans le four au cours d'essai (voir ***Figure 2. 16a***). Pour mesurer la température à l'extérieur d'éprouvette, trois thermocouples du four sont attachés sur son corps à trois positions : en haute, au milieu et en bas comme montré sur ***Figure 2. 16b***.



(a) Géométrie d'éprouvette (b) Configuration d'essai thermique

Figure 2. 16 : Echantillons cylindrique de la matrice du béton pour des essais de transfert thermique

iii. Eprouvette d'interface textile/matrice

Les éprouvettes de l'interface entre des textiles de carbone et la matrice cimentaire ont été fabriquées à la condition du laboratoire pour les essais d'arrachement (appelés IN-FGC1 et IN-F.GC2 dans cette étude pour respectivement l'éprouvette de l'interface entre les textiles GC1 et GC2 avec la matrice cimentaire). Une plaque rectangulaire de la matrice cimentaire avec des dimensions de 100 mm x 300 mm x 10 mm (longueur x largeur x épaisseur) a été coulée avec une longueur d'ancrage des textiles. La longueur d'ancrage dépend de la géométrie du textile de carbone. Dans cette étude, elle est variée à partir de 3 cm à 5 cm pour les éprouvettes IN-F.GC1 car l'espacement entre deux fils de GC1 est de 4.6 cm dans la direction longitudinale alors que la longueur d'ancrage est de 2 cm à 4 cm pour les éprouvettes IN-F.GC2 (maillage de 1.7 cm). La ***Figure 2. 17*** ci-dessous illustre la préparation des éprouvettes de l'interface entre textile/matrice du béton réfractaire.

Après le durcissement de la matrice cimentaire (28 jours), chaque plaque d'éprouvette a été coupée (la matrice ainsi que le textile de carbone), pour obtenir des éprouvettes de l'interface textile/matrice avec la dimension de la plaque en matrice cimentaire respectivement de 100 mm x 65 mm x 10 mm (longueur x largeur x épaisseur) pour IN-F.GC1 et de 100 mm x 50 mm x 10 mm (longueur x largeur x épaisseur) pour IN-F.GC2. Les largeurs des éprouvettes d'interface sont choisies comme celles des composites TRC correspondants. Il existe respectivement deux fils de GC1 et trois fils de GC2 dans le bloc de la matrice cimentaire. Les deux extrémités des éprouvettes ont été collées avec des plaques d'aluminium pour bien transférer la charge mécanique en traction sur les éprouvettes. Pour le bloc de la matrice cimentaire, deux surfaces sont bien fixées avec des plaques d'aluminium afin de générer le phénomène d'arrachement quand on applique une force de traction sur des éprouvettes d'interface. Après, toutes les éprouvettes sont marquées pour les essais d'arrachement (voir ***Figure 2. 17*****c**).

(a) Etape de préparation de la matrice cimentaire

(b) Moulage des éprouvettes d'interface textile/ matrice

(c) Etiquetage des éprouvettes d'interface textile/matrice

Figure 2. 17 : Préparation d'éprouvettes d'interface textile/matrice

II.2.3 Procédure d'essai

Cette section présente les procédures d'essai, respectivement pour les essais thermomécaniques en traction directe sur les éprouvettes des textiles de carbone, de la matrice du béton, ou en traction d'arrachement de l'interface textile/matrice, pour les essais de transfert thermique sur les éprouvettes cylindriques de la matrice.

i. Essais à température ambiante

Les essais à température ambiante sont effectués sur les éprouvettes de matériaux constitutifs, soit en traction directe pour les textiles de carbone, la matrice du béton, soit en traction d'arrachement pour l'interface textile/matrice. La force est augmentée avec une vitesse de 200 µm/min jusqu'à la rupture des éprouvettes. Toutes les données obtenues à partir d'essai tels que le temps d'essai, la force appliquée, le déplacement de traverse, etc, sont enregistrées, exploitées par des fichiers d'Excel.

ii. Régime thermomécanique à température constante

Le régime thermomécanique à température constante (appelé TMTC dans cette étude) est construit pour but d'examiner la capacité de travail des matériaux à température élevée. La sollicitation thermomécanique portant sur les éprouvettes consiste de trois phases suivantes:

- La première phase (voir ***Figure 2. 18***) consiste à augmenter la température autour de l'éprouvette jusqu'au niveau de température souhaité (T_{target}). Pour des raisons techniques, il faut attendre le four d'environ 30 min pour augmenter jusqu'à la température cible car avec cette durée, on peut assurer un bon fonctionnement du four. La vitesse d'augmentation de la température varie de 2.5 °C/min à 23 °C/min dépendant de la température cible (de 75 °C à 700 °C) de l'essai.
- La deuxième phase (voir ***Figure 2. 18***) consiste à maintenir la température cible pendant une période d'une heure afin d'homogénéiser la température autour des éprouvettes d'essai. Le capteur laser ne peut pas mesurer la déformation axiale des éprouvettes d'essai en raison de difficultés technologiques lors de l'augmentation de la température à partir de la température ambiante jusqu'à T_{target} (première phase). Donc, il est désactivé dans les première et deuxième phases de ce régime thermomécanique.
- La troisième phase d'essai (voir ***Figure 2. 18***) consiste à appliquer de manière monotone la charge mécanique quasi-statique sous l'éprouvette jusqu'à sa rupture. Dans cette phase, le capteur laser est activé pour mesurer la déformation axiale de l'éprouvette à partir du début de la troisième phase jusqu'à la rupture de l'éprouvette. La contrainte de l'éprouvette correspondant au point de rupture est quantifiée comme la résistance ultime des éprouvettes (ou σ_{UTS}). La déformation axiale de l'éprouvette correspondant au point à la rupture est quantifiée comme la déformation thermomécanique axiale maximale des éprouvettes, ou $\varepsilon_{TM,UTS}$ (voir ***Figure 2. 18***).

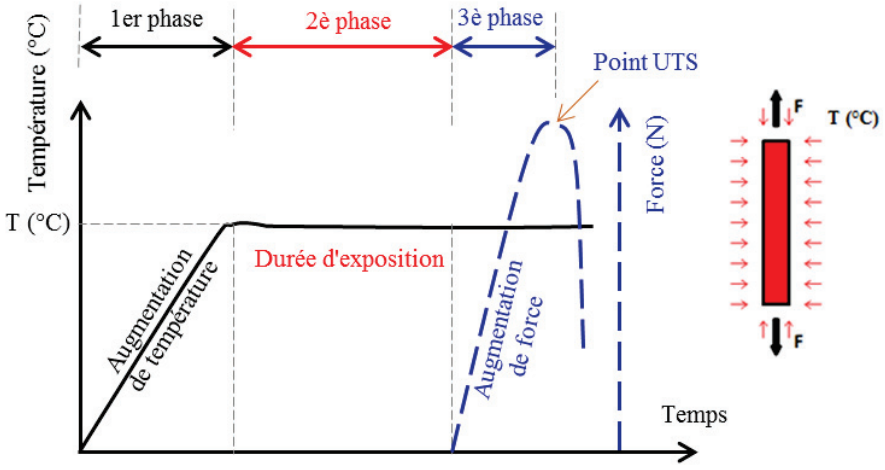


Figure 2. 18: Schéma de chargement des essais thermomécaniques au régime TMTC.

iii. Essais de transfert thermique

Les essais de transfert thermique sont effectués dans cette étude expérimentale pour déterminer la température d'un point dans l'éprouvette cylindrique de la matrice. La température à l'extérieur des éprouvettes est augmentée avec une vitesse choisie dépendant de la capacité du four. Le transfert thermique dans la matrice cimentaire se produit à partir de l'extérieur vers l'intérieur. Le test s'est arrêté quand il y a l'homogénéité de la température dans l'éprouvette cylindrique.

II.2.4 Synthèse des essais

Le ***Tableau 2.7*** présente la liste des essais effectués sur les éprouvettes de matériaux constitutifs. Il y avait totalement 83 essais effectués sur les éprouvettes de trois textiles de carbone (GC1, GC2, GC3), de la matrice du béton réfractaire (F.M) à différentes températures variant de 25 °C à 700 °C, et de l'interface textile/matrice (IN-F.GC1, IN-F.GC2) à température ambiante.

Tableau 2. 7 : Liste des essais effectués sur les éprouvettes de matériaux constitutifs (a, b, c: noms des essais effectués dans la même condition)

Eprouvette	Dimension d'éprouvette [Section transversale S, longueur l]	Sollicitation étudiée	Température (T °C)	Type d'essai	Nombre d'essai
GC1-T-a,b,c	S = 1.85 (mm^2); l = 425 (mm)	Régime TMTC	T = 25, 200, 400, 500, 600	Traction directe	14
GC2-T-a,b,c	S = 1.795 (mm^2); l = 420 (mm)	Régime TMTC	T = 25, 200, 400, 500, 600	Traction directe	14
GC3-T-a,b,c	S = 1.80 (mm^2); l = 425 (mm)	Régime TMTC	T = 25, 200, 400, 500, 600	Traction directe	14
F.M-T-a,b,c	S = 51 x 20 (mm^2); l = 600 (mm)	Régime TMTC	T = 25, 75, 200, 400, 500, 600, 700	Traction directe	19
F.M Cylindrique	7.8 cm x 20 cm (diamètre x hauteur)	Augmentation de la température		Essai thermique	1
IN-F.GC1	Largeur de l'interface l = 65 mm, longueur d'ancrage h = 3cm, 4cm, 5cm;		T = 25	Essai d'arrache-ment	9
IN-F.GC2	Largeur de l'interface l = 51 mm, longueur d'ancrage h = 2cm, 2.5cm, 3cm, 4cm;		T = 25	Essai d'arrache-ment	12
Somme					83

II.3 RESULTATS D'EXPERIMENTATION

Cette section présente tous les résultats expérimentaux obtenus à partir des essais thermomécaniques au régime TMTC sur les éprouvettes des textiles de carbone (GC1, GC2, GC3), de la matrice du béton réfractaire (F.M) et de l'interface textile/matrice (IN-F.GC1 et

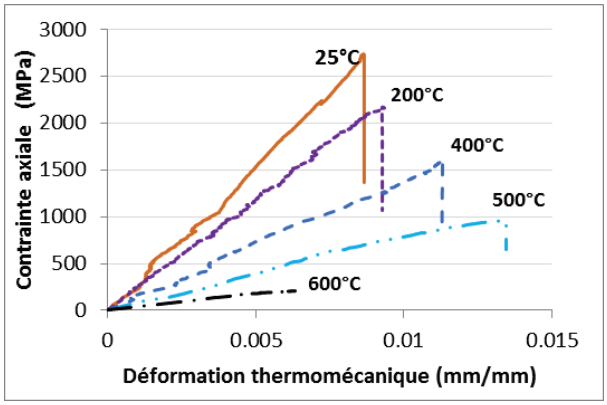
IN-F.GC2), et des essais de transfert thermique sur les éprouvettes F.M cylindriques de la matrice.

II.3.1 Résultats sur les éprouvettes des textiles de carbone

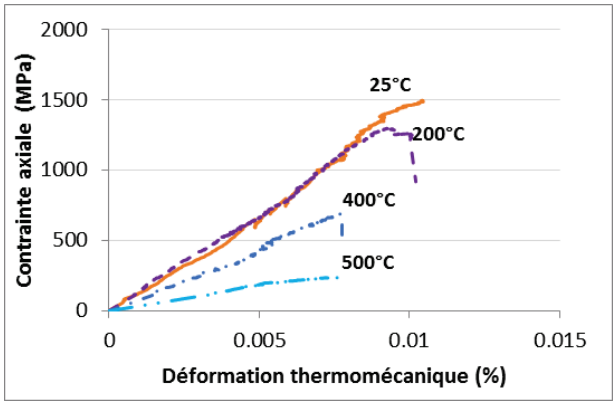
Les résultats expérimentaux sont obtenus à partir des essais thermomécaniques au régime TMTC sur des éprouvettes de trois textiles de carbone. Les paragraphes suivants présentent respectivement le comportement thermomécanique, l'évolution des propriétés thermomécaniques en fonction de la température, du mode de rupture et du modèle analytique. Enfin, cette section se termine par quelques discussions concernant l'effet du traitement de textile sur les résultats obtenus.

i. Comportement thermomécanique à températures élevées

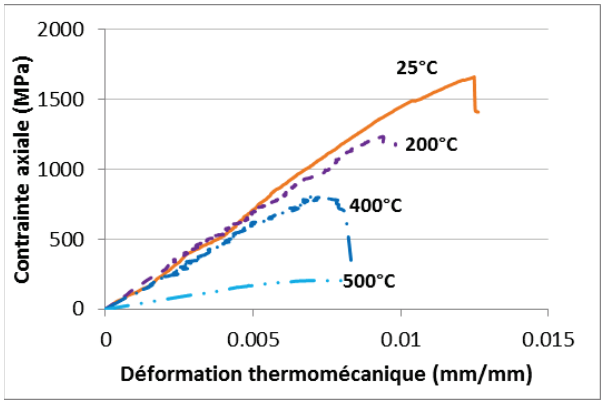
La ***Figure 2. 19*** montre les résultats expérimentaux réalisés sur les éprouvettes de trois textiles de carbone (GC1, GC2, GC3); ce sont les courbes «contrainte-déformation» à différentes températures allant de 25 °C à 600 °C. Sur cette figure, pour chaque niveau de température, il existe une courbe moyenne «contrainte - déformation thermomécanique», qui a été choisie parmi les courbes issues des essais réalisés sur les éprouvettes de textiles dans la même condition thermomécanique. Les éprouvettes de trois textiles de carbone exposées pendant une heure à températures élevées ont donné un comportement presque linéaire jusqu'à la rupture. La résistance ultime des textiles de carbone à 25 °C est 2616.6 MPa, 1311.5 MPa et 1442.7 MPa, respectivement pour GC1, GC2 et GC3. Cette valeur de la résistance ultime diminue avec l'augmentation de température. A 500 °C, les trois textiles de carbone possèdent respectivement les résistances ultimes de 795.7 MPa, de 308.1 MPa et de 185.7 MPa. A 600 °C, les essais effectués sur éprouvettes de deux textiles de carbone GC2 et GC3 n'ont pas donné les résultats sur la contrainte et la déformation longitudinale car les éprouvettes ont été cassées pendant le temps d'exposition à la température élevée (deuxième phase).



GC1



GC2



GC3

Figure 2. 19: Comportement thermomécanique de trois textiles de carbone: courbes « contrainte-contrainte » à différentes températures (25 °C, 200 °C, 400 °C, 500 °C et 600 °C)

En ce qui concerne le module d'Young des trois textiles de carbone à différentes températures, la rigidité est déterminée par deux points correspondant à la déformation de 0.0005 et 0.0025 sur la courbe « contrainte – déformation » du comportement des trois textiles de carbone. On peut voir sur la ***Figure 2. 19*** que le module d'Young des trois textiles de carbone réduit progressivement avec l'augmentation de la température. Les valeurs du module d'Young des trois textiles sont 256.2 GPa, 143.8 GPa et 130.2 GPa, respectivement pour GC1, GC2 et GC3. Les ***Tableau 2.8, Tableau 2.9*** et ***Tableau 2.10*** présentent les toutes valeurs concernant les résultats des essais thermomécaniques sur les éprouvettes de trois textiles de carbone à différentes températures variant de 25 °C à 600 °C.

Tableau 2. 8: Résultats des essais en traction directe effectués sur le textile de carbone GC1 (valeurs d'écart-type sont en parallèle)

Tests	T °C	Vitesse d'augmentation de température (°C/min)	Résistance ultime moyenne (MPa)	Contrainte ultime normalisé $\sigma_{T,M}/\sigma_{25,M}$ (%)	Module d'Young moyen (GPa)	Module d'Young normalisé $E_{T,M}/E_{25,M}$ (%)
GC1-25-a,b,c	25	-	2616.6 (124.9)	100.0	256.2 (39.7)	100.0
GC1-200-a,b,c	200	6.70 (1.22)	2169.5 (175.5)	82.9	201.6 (29.0)	78.7
GC1-400-a,b,c	400	12.52 (1.84)	1652.2 (40.5)	63.1	138.8 (23.4)	54.2
GC1-500-a,b,c	500	16.00 (0.64)	795.7 (145.4)	30.4	77.6 (4.5)	30.3
GC1-600-a,b,c	600	17.95 (0)	204.9 (0)	7.8	29.5 (0)	11.5

Tableau 2. 9: Résultats des essais en traction directe effectués sur le textile de carbone GC2 (valeurs d'écart-type sont en parallèle)

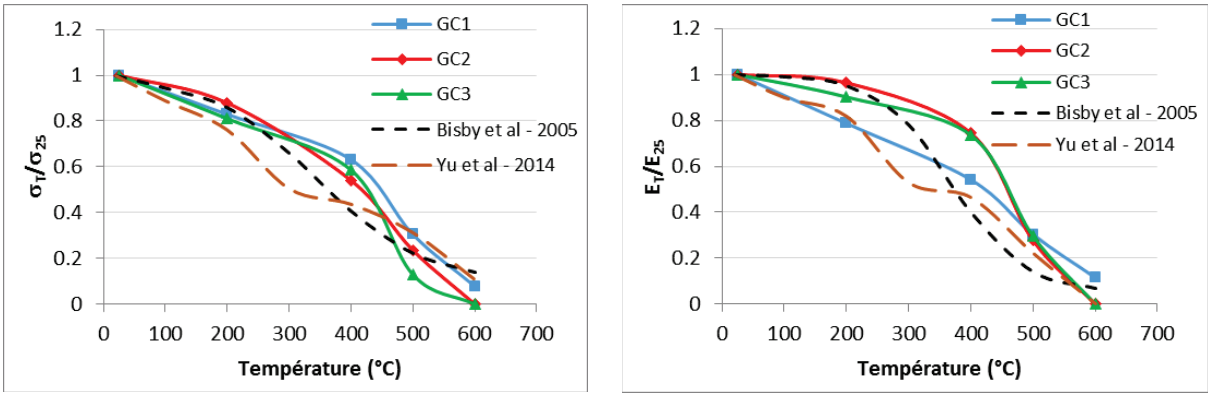
Tests	T °C	Vitesse de température (°C/min)	Contrainte ultime moyenne (MPa)	Contrainte ultime normalisée $\sigma_{T,M}/\sigma_{25,M}$ (%)	Module d'Young moyen (GPa)	Module d'Young normalisé $E_{T,M}/E_{25,M}$ (%)
GC2-25-a,b,c	25	-	1311.5 (158.3)	100.0	143.8 (7.2)	100.0
GC2-200-a,b,c	200	6.91 (0.23)	1152.5 (204.9)	87.9	138.6 (14.0)	96.4
GC2-400-a,b,c	400	13.11 (0.75)	708.8 (71.8)	54.0	107.1 (18.6)	74.4
GC2-500-a,b,c	500	17.27 (0.14)	308.1 (67.8)	21.1	39.7 (9.5)	23.8
GC2-600-a,b	600	20.86 (-)	-	0.0	-	0.0

Tableau 2. 10: Résultats des essais en traction directe effectués sur le textile de carbone GC3 (valeurs d'écart-type sont en parallèle)

Tests	T °C	Vitesse de température (°C/min)	Contrainte ultime moyenne (MPa)	Contrainte ultime normalisé $\sigma_{T,M}/\sigma_{25,M}$ (%)	Module d'Young moyen (GPa)	Module d'Young normalisé $E_{T,M}/E_{25,M}$ (%)
GC3-25-a,b,c	25	-	1442.7 (242.2)	100.0	130.2 (7.1)	100.0
GC3-200-a,b,c	200	6.40 (0.48)	1168.1 (103.0)	81.0	117.4 (25.4)	90.1
GC3-400-a,b,c	400	13.31 (1.33)	845.9 (89.1)	58.6	95.9 (21.6)	73.6
GC3-500-a,b,c	500	16.31 (0.81)	185.7 (18.6)	12.9	38.4 (6.4)	29.5
GC3-600-a,b	600	- (-)	-	0.0	-	0.0

ii. Evolution des propriétés thermomécaniques en fonction de la température

Les propriétés mécaniques normalisées (la résistance ultime et le module d'Young normalisés) sont définies comme le rapport entre la propriété mécanique à une température (T) et celle à température ambiante (σ_T/σ_{25} ou E_T/E_{25}). Les propriétés mécaniques normalisées des trois textiles de carbone étudiés sont présentées dans les ***Tableau 2.8, Tableau 2.9*** et ***Tableau 2.10*** et reportées sur la ***Figure 2. 20***. Les trois textiles de carbone ont donné des réductions des valeurs de la résistance ultime normalisée qui sont similaires lorsque la température augmente de 25 °C à 400 °C. À 200 °C, la résistance ultime des textiles de carbone (GC1, GC2 ou GC3) conservait respectivement de 82.9%, 87.9% ou 81.0% de sa valeur à température ambiante. À 400 °C, les résistances ultimes normalisées étaient de 63.1%, 54.0% et 58.6% pour GC1, GC2 et GC3 respectivement. A 600 °C, le textile de carbone GC1 n'est pas cassé sous l'action de la température. Sa résistance ultime de traction atteint 7.8% par rapport à sa valeur à température ambiante.



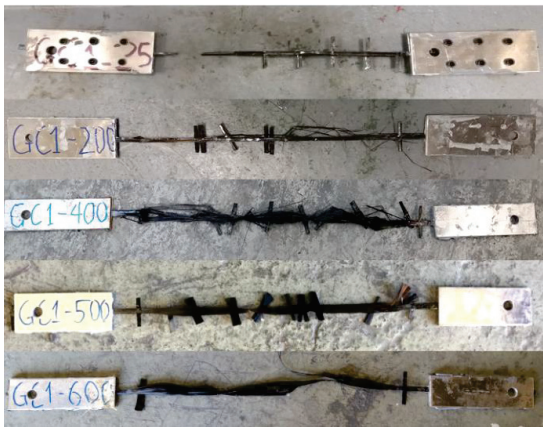
(a) Résistance ultime (b) Module d'Young

Figure 2. 20: Evolution des propriétés thermomécaniques normalisées obtenues pour les textiles de carbone étudiés en comparant avec les résultats expérimentaux sur les matériaux composites CFRP obtenus par Bisby et al. 2005 [47], par Yu et al [150]

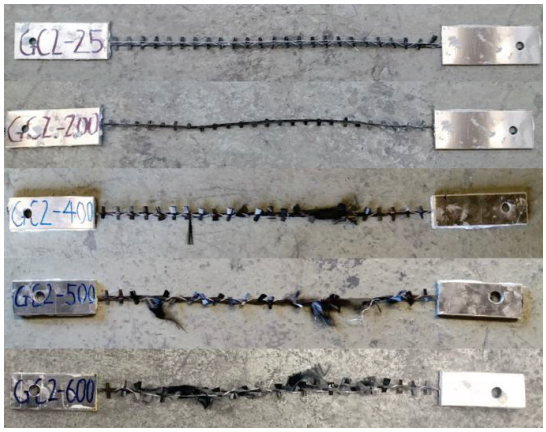
En ce qui concerne l'évolution du module d'Young en fonction de la température, on peut diviser l'évolution de deux textiles de carbone GC2 et GC3 en deux intervalles. Le premier intervalle, de 25 °C à 400 °C, a été décrit par une légère réduction du module d'Young. A 400 °C, la rigidité de deux textiles de carbone GC2 et GC3 est conservée d'environ 75% par rapport à celle obtenue à température ambiante. Dans le second intervalle, de 400 °C à 600 °C, le module d'Young a fortement diminué et était presque négligeable à 600 °C. Concernant l'évolution du module d'Young de textile de carbone GC1 en fonction de la température, ce textile a eu une réduction progressive avec l'augmentation de la température. La ***Figure 2. 20*** montre l'évolution des propriétés thermomécaniques normalisées de trois textiles de carbone en fonction de la température en comparant avec les autres résultats expérimentaux sur les matériaux composites en CFRP obtenus par Bisby et al [47] et par Yu et al [150].

iii. Mode de rupture

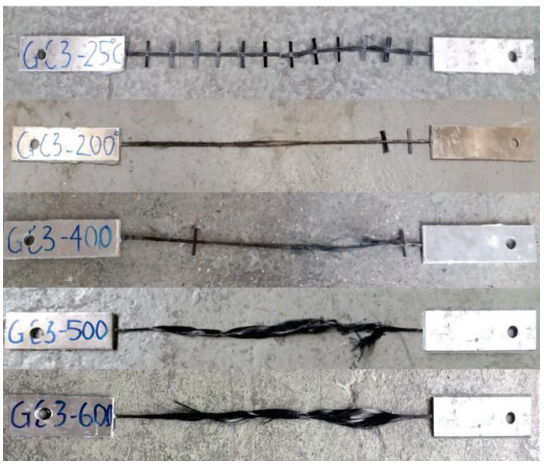
Les éprouvettes de trois textiles de carbone étudiés après les essais à différentes températures sont observées pour présenter les modes de rupture des trois textiles (voir ***Figure 2. 21***). Les résultats ont révélé deux principaux modes de rupture pour les trois textiles de carbone. A température inférieure à 400 °C, les trois textiles de carbone présentent un mode de rupture fragile marqué par une baisse de contrainte sur la courbe "contrainte - déformation thermomécanique". A température supérieure à 400 °C, en raison de la décomposition et de l'oxydation de la résine polymère, les textiles carbonés deviennent plus ramollis et séparés, ce qui entraîne une réduction significative de la contrainte ultime et du module d'Young. Pour les deux textiles de carbone GC2 et GC3, après avoir atteint la valeur maximale, la contrainte diminue progressivement en fonction de la déformation sur la courbe «contrainte - déformation thermomécanique». La défaillance progressive de chaque mono-filament dans le textile est principalement due à ce mode de rupture. Les éprouvettes de textile de carbone GC1 présentaient parfois un mode de rupture fragile à 500 °C car la résine polymère pré-imprégnée dans ce textile n'était pas encore complètement décomposée, ce qui assure un travail en commun des filaments de textiles.



(a) Textile de carbone GC1



(b) Textile de carbone GC2



(c) Textile de carbone GC3

Figure 2. 21: Modes de rupture des éprouvettes de trois textiles de carbone à différentes températures

iv. Modèle analytique de l'évolution des propriétés thermomécaniques

Les résultats expérimentaux obtenus à partir des essais sur des éprouvettes de trois textiles de carbone sont utilisés pour développer un modèle analytique de l'influence de la température sur la résistance ultime et le module d'Young de trois textiles. Dans la littérature, certains auteurs [151-155] ont proposé des modèles analytiques pour prédire l'évolution des propriétés mécaniques (résistance ultime, module d'Young) en fonction de la température. Généralement, cette relation de réduction de propriété mécanique est, soit une fonction tangente hyperbolique, soit une fonction exponentielle. Toutes les études sur les modèles analytiques de l'évolution des propriétés mécaniques dépendant de la température sont résumées dans le travail de Firmo et al [151]. Bisby [152] a proposé une fonction sigmoïde semi-empirique pour prédire la réduction dépendant de la température de la résistance et/ou du module d'Young du composite FRP. Dans son modèle, les paramètres sont les coefficients dérivés empiriquement. Wang et al [153] ont récemment développé un modèle (à l'origine pour les métaux) afin de déterminer la résistance à la traction des CFRP à température élevée. Un autre groupe d'auteurs est Mahieux et al [154], qui a donné une relation sous la forme d'une fonction dépendant de la température pour calculer la résistance à température élevée.

Dans cette section, on a étalonné le modèle de Mouritz et Gibson [155] avec les données expérimentales sur trois textiles de carbone. La relation de réduction des propriétés mécaniques en fonction de la température est décrite par l'équation suivante:

$$P(T) = R^n \left[\frac{P_u+P_r}{2} - \frac{P_u-P_r}{2} tanh\big(K_m(T-T_g)\big)\right] \qquad \textit{Équation 3}$$

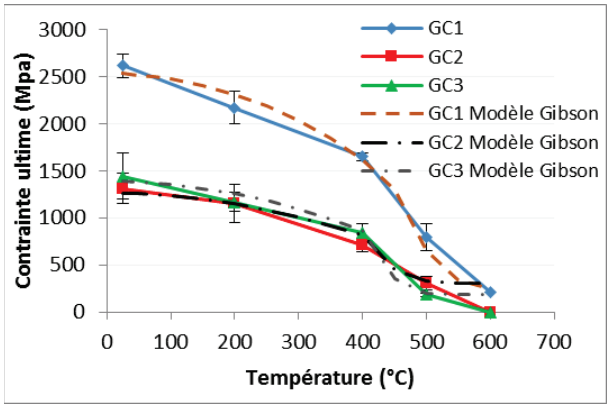
où P(T) est une propriété mécanique à la température T (résistance ultime en traction et module d'Young); P_u est une valeur de cette propriété à la température la plus basse de l'expérimentation (généralement à température ambiante); P_r est la valeur de cette propriété à la température maximale de la campagne d'essais;; K_m est un coefficient à déterminer en fonction des résultats expérimentaux; T_g est la température autour de laquelle la courbe est quasi-symétrique, correspondant généralement à une réduction de 50% de valeur de la propriété, à modifier en fonction des résultats expérimentaux; R est un coefficient qui dépend de la matrice et varie entre 0 et 1; et n est un paramètre qui dépend de l'état de contrainte (n = 1 lorsque les propriétés de la résine dominent, n = 0 lorsque les propriétés des fibres dominent) [151] [155].

Le ***Tableau 2.11*** présente tous les paramètres du modèle analytique pour les trois textiles de carbone. Les résultats de trois textiles de carbone à température ambiante sont choisis comme la valeur de P_u dans ce modèle. Les propriétés thermomécaniques de deux textiles de carbone GC2 et GC3 à 500 °C sont utilisées comme les valeurs Pr pour les deux modèles analytiques, alors que celles à 600 °C sont sélectionnées pour GC1. Dans ce modèle, la température Tg pour les trois textiles de carbone est dans la gamme de température allant de 400 °C à 450 °C. Le paramètre Km est un coefficient dépendant de la température et les données expérimentales sur les trois textiles de carbone.

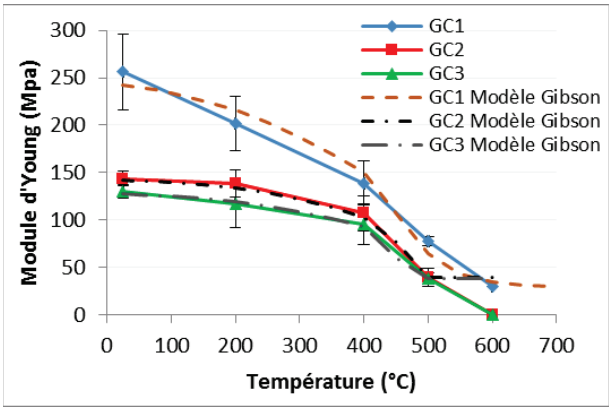
Tableau 2. 11: Paramètres du modèle analytique pour trois textiles de carbone

Matériau	Propriété mécanique	Paramètres			
		Pu (MPa)	Pr (MPa)	Tg (°C)	Km
GC1	Résistance ultime	2616.6	204.9	443	0.004 (25≤T≤Tg) 0.013 (Tg<T≤600)
	Module d'Young	256.2	29.5	418	0.0035 (25≤T≤Tg) 0.0103 (Tg<T≤600)
GC2	Résistance ultime	1311.5	277.4	405	0.004 (25≤T≤Tg) 0.02 (Tg<T≤600)
	Module d'Young	143.8	34.2	448	0.0045 (25≤T≤Tg) 0.15 (Tg<T≤600)
GC3	Résistance ultime	1442.7	204.3	419	0.004 (25≤T≤Tg) 0.03 (Tg<T≤600)
	Module d'Young	130.2	32.0	448	0.004 (25≤T≤Tg) 0.3 (Tg<T≤600)

La ***Figure 2. 22a*** compare la résistance à la traction prédite à partir des relations empiriques proposées avec les valeurs mesurées de l'expérimentation. Comme les résultats obtenus, les relations empiriques proposées correspondent étroitement aux données mesurées pour les trois textiles de carbone. Les erreurs moyennes entre la résistance maximale prévue et les données d'essai sont respectivement de 9.9%, 6.7% et 4.6% pour trois textiles GC1, GC2 et GC3. L'erreur maximale entre les données d'essai et les équations empiriques est survenue pour le textile de carbone GC1 à 600°C avec une valeur de 19.5%. Toutes ces valeurs démontrent un accord raisonnable entre les données de test et les équations empiriques.



(a) Résistance ultime



(b) Module d'Young

Figure 2. 22: Comparaison de la résistance en traction prédite par le modèle analytique de Gibson avec des données expérimentales obtenues sur trois textiles de carbone étudiés (GC1, GC2, GC3) en fonction de la température.

En ce qui concerne le modèle analytique du module de Young pour les trois textiles, la ***Figure 2. 22b*** montre l'évolution du module de Young en fonction de la température en comparaison des valeurs de module expérimentales avec les valeurs de module prédites du modèle de Gibson. On peut constater que les courbes du modèle analytique sont toujours dans les zones créées par les courbes expérimentales des trois textiles et leurs écarts.

Tableau 2. 12: Comparaison entre les deux résultats: expérimentation et modèle analytique

Matériau	Température	Résistance ultime			Module d'Young		
		Valeur expérimentale (MPa)	Valeur analytique (MPa)	Ecart (%)	Valeur expérimentale (MPa)	Valeur analytique (MPa)	Ecart (%)
GC1	25	2616.6	2534.4	3.1	256.2	242.6	5.3
	200	2169.5	2314.6	6.7	201.6	215.7	7.0
	400	1652.2	1616.1	2.2	138.8	150.0	8.1
	500	795.7	651.4	18.1	77.6	65.1	16.2
	600	204.9	245.0	19.5	29.5	34.8	18.0
	Moyenne			**9.9**			**10.9**
GC2	25	1311.5	1265.7	3.5	143.8	141.6	1.6
	200	1152.5	1148.5	0.4	138.6	133.7	3.5
	400	708.8	819.9	15.7	107.1	102.9	3.9
	500	308.1	330.1	7.1	39.7	39.7	0.00
	Moyenne			**6.7**			**2.3**
GC3	25	1442.7	1391.2	3.6	130.2	127.2	2.3
	200	1168.5	1256.9	7.6	117.4	119,1	1,5
	400	845.9	961.9	1.9	95.9	93,0	3,0
	500	185.8	195.4	5.2	38.4	38.4	0.0
	Moyenne			**4.6**			**1.7**

v. Discussion

Cette section présente des discussions visant à expliquer l'effet des produits de traitement à base de fibres de carbone sur les résultats obtenus (résistance ultime et module d'Young, évolution des propriétés thermomécaniques en fonction de la température et modes de rupture des textiles de carbone), présentées dans les sections précédentes.

a) Résistance ultime et module d'Young des textiles de carbone

Selon les résultats obtenus sur la résistance ultime et le module d'Young des trois textiles de carbone présentés dans la section **II.3.1.i**, on peut trouver l'influence du traitement par différents produits sur le comportement thermomécanique de ces textiles de carbone à des

températures élevées. Trois textiles de carbone étudiés ont des sections transversales presque équivalentes pour un fil de textile. Le textile de carbone GC1 a une capacité de charge importante et une bonne rigidité grâce à sa très bonne pré-imprégnation avec un produit à base de résine époxydique. Cette très bonne pré-imprégnation a assuré une bonne transmission de la charge entre les mono-filaments du fil de textile de carbone GC1. La contrainte ultime du textile GC1 était toujours égale à 1.8 fois la valeur des deux autres textiles. Le rapport de la résistance ultime entre les textiles GC1 et GC2 varie de 1.9 (à 200 °C) à 2.6 (à 500 °C) en fonction de la température, alors que ce rapport entre les textiles GC1 et GC3 était compris entre 1.8 (à 25 °C) à 4.3 (à 500 °C). En ce qui concerne le traitement des textiles GC2 et GC3, ceux-ci sont recouverts d'une silice amorphe (pour GC2) et d'une résine époxydique avec très faible teneur (pour GC3). Ces traitements ont réduit la liaison entre les mono-filaments dans un fil de textile, ce qui a entraîné une capacité de charge inférieure à celle du textile de carbone GC1. À la température supérieure de 400 °C, la résine époxydique pré-imprégnée dans le textile de carbone GC1 a été décomposé et brûlée partiellement, mais sa capacité de transmission de la charge est bien supérieure à celle des deux autres textiles de carbone. Cela donnait un excellent rapport des valeurs de la résistance ultime entre le textile de carbone GC1 et les autres à des températures élevées.

En ce qui concerne la rigidité des textiles de carbone, l'influence du produit de traitement sur le module d'Young peut également être mise en lumière. Selon les résultats expérimentaux, en fonction du niveau de température, le module d'Young du textile de carbone GC1 était de 1.3 à 1.9 fois supérieure à celui du textile GC2 et de 1.5 à 2.0 fois supérieur à celui du textile GC3. Il existe une bonne relation entre les mono-filaments du fil de textile GC1, ce qui pourrait fournir une aptitude à travailler ensemble dans la direction longitudinale du textile de carbone GC1. Cette capacité a entraîné une valeur de la rigidité de textile GC1 qui est supérieure plusieurs fois par rapport à celles des autres textiles (GC2, GC3) comme présentés ci-dessus. Les traitements de fil dans les textiles GC2 et GC3 ont eu un effet similaire sur le comportement thermomécanique du textile de carbone. La résistance ultime et le module d'Young de deux textiles de carbone (GC2, GC3) sont approximativement similaires.

b) Evolution des propriétés thermomécaniques en fonction de la température

Les résultats expérimentaux ont montré que les propriétés thermomécaniques des textiles de carbone diminuent en fonction de la température. En conséquence, l'effet de la température sur ces diminutions était différent pour chaque textile de carbone étudié. L'évolution de la résistance ultime et/ou du module d'Young dépend du traitement par des produits différents et du taux de pré-imprégnation des textiles de carbone. En ce qui concerne la réduction de la résistance ultime, les textiles de carbone traités par un produit à base de résine époxydique ont présenté une évolution typique en fonction de la température. Cette évolution peut être divisée en deux intervalles: une légère diminution (environ 40%) dans la gamme de la température de 25 °C à 400 °C et une diminution très importante à des températures de 400 °C à 600 °C. Si le textile a été parfaitement pré-imprégné dans la résine époxydique (textile GC1), la résistance ultime du textile de carbone pourrait rester d'environ 30.4% à 500 °C et de 7.8% à 600 °C par rapport à celle-ci dans la température ambiante. La résistance ultime normalisée du textile de

carbone GC3 était de 12.9% à 500 °C et presque négligeable à 600 °C. Cela signifie que le taux de pré-imprégnation a influencé de manière significative sur l'évolution de la résistance ultime avec la température élevée (voir ***Figure 2. 20a***). En revanche, dans le premier intervalle (de 25 °C à 400 °C), la résistance ultime normalisée de deux textiles de carbone (GC1 et GC3) était approximativement similaire. Ces valeurs étaient respectivement de 82.9% et 81.0% à 200 °C et de 63.1% et 58.6% à 400 °C pour ces deux textiles de carbone (GC1 et GC3). La similarité entre les évolutions de la résistance ultime de deux textiles de carbone (GC1 et GC3) dans ce cas-là pourrait s'expliquer par une contribution significative de la résine imprégnée, qui peut assurer une bonne transmission de charge entre les mono-filaments. En ce qui concerne l'évolution de la résistance ultime du textile de carbone GC2, qui était traitée d'un produit à base de silice amorphe comme un revêtement, la résistance ultime a diminué de manière légèrement incurvée (voir ***Figure 2. 20a***). L'influence de la température élevée sur ce produit de traitement n'était pas significative pour une réduction importante à des températures élevées. L'utilisation de ce produit comme un revêtement a pour but d'améliorer la liaison entre le textile de carbone et la matrice cimentaire lors de la fabrication du composite TRC.

La ***Figure 2. 20b*** montre que la diminution du module d'Young des textiles GC2 et GC3 était similaire. Cette évolution a commencé par une légère réduction (environ 25%) dans la gamme de la température de 25 °C à 400 °C et enfin par une diminution très significative jusqu'à une valeur négligeable à 600 °C. Ces résultats pourraient s'expliquer par la contribution des produits de traitement de deux textiles de carbone à leur rigidité. À des températures modérées de 25 °C à 400 °C, la contribution de la résine époxydique imprégnée à la rigidité du textile de carbone GC3 demeurait bonne. Il existait donc une différence entre les valeurs de module de Young normalisées de deux textiles (76.4% pour le GC2 et 73.6% pour GC3). À des températures supérieures à 400 °C, la décomposition de la résine pré-imprégnée dans la gamme de la température allant de 400 °C à 450 °C a entraîné une légère contribution à la rigidité du textile de carbone GC3 qui est semblable que le rôle du produit de silice amorphe dans le textile de carbone GC2. Les textiles de carbone GC2 et GC3 ont donc eu la même évolution du module d'Young en fonction de la température. Selon les résultats obtenus, la contribution de la résine pré-imprégnée dans un fil de textile GC1 a entraîné une réduction presque linéaire du module d'Young, comme illustré à la ***Figure 2. 20b***. L'effet de la température sur la matrice de résine époxydique a eu une influence significative sur le module de Young du textile de carbone GC1. À une température modérée (de 25 °C à 400 °C), la résine pré-imprégnée s'est progressivement ramollie, ce qui a entraîné une contribution moindre de temps en temps à la rigidité du textile de carbone. À une température élevée supérieure à 400 °C, le textile de carbone GC1 a été progressivement décomposé et brûlé jusqu'à sa décomposition complète, ce qui a fortement influencé le fonctionnement en commun des mono-filaments de carbone.

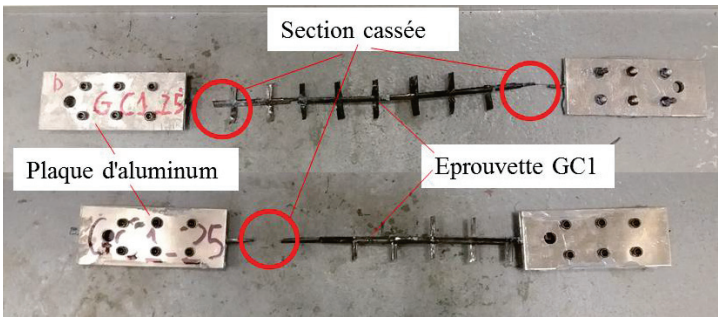
c) Mode de rupture

Les modes de rupture des textiles de carbone sont présentés en observant les éprouvettes après les essais thermomécaniques à différentes températures dans la section **II.3.1.iii**. Les résultats

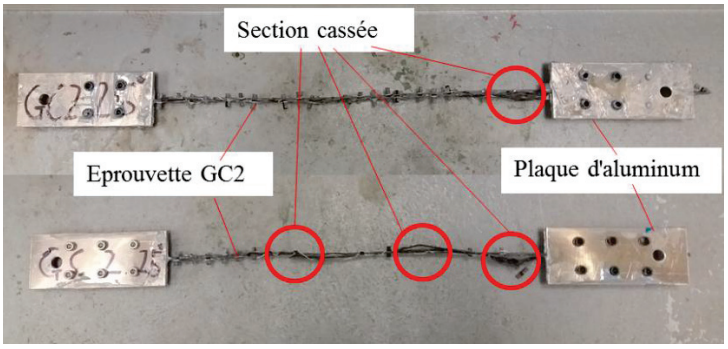
ont révélé deux modes de rupture principaux pour les trois textiles de carbone: un mode de rupture fragile, caractérisé par une chute importante de la contrainte sur la courbe «contrainte - déformation», et une défaillance progressive caractérisée par une contrainte qui diminue progressivement en fonction de la déformation sur la courbe «contrainte - déformation». Ce résultat obtenu peut s'expliquer par l'effet du traitement de textile sur les modes de rupture des éprouvettes de textile de carbone.

À la température ambiante, le mode de rupture de trois textiles de carbone était semblable à celui de la fibre de carbone. Les spécimens ont été cassés d'une manière abrupte, appelée mode de rupture fragile, lorsque le matériau a atteint un état limite. Grâce au traitement du textile par un produit à base de résine époxydique, il y avait une bonne transmission de la charge entre les mono-filaments des fils de carbone GC1 et GC3 (en particulier le textile GC1). Ainsi, les éprouvettes ont été complètement cassées par les dommages en même temps des mono-filaments sur la section plus faible du fil de textile. Cela signifie que l'énergie de rupture a été libérée brusquement par la rupture de tous les mono-filaments d'un fil de textile. La ***Figure 2.*** 23 montre le mode de rupture du textile de carbone de GC1 (voir ***Figure 2. 23a***) et celui de GC2 (voir ***Figure 2. 23b***) sous la force de traction à la température ambiante. ***Figure 2. 23a*** montre que les spécimens textiles GC1 ont perdu une partie de leur corps dans la section détruite, ce qui leur a permis de supporter une grande force de réaction après la défaillance de l'éprouvette. Cette apparition de la force de réaction pourrait être expliquée par la cause de l'effet de traitement du textile de carbone GC1. Grâce à la pré-imprégnation parfaite dans un produit à base de résine époxydique, le textile de carbone GC1 a fourni de très bonnes propriétés mécaniques (résistance ultime et module d'Young). Ainsi, l'énergie élastique déformable de l'éprouvette de textile de carbone GC1 s'est considérablement accumulée à l'intérieur de son corps lorsque l'éprouvette a été déformée sous une charge de traction. L'énergie élastique déformable à l'état limite avant d'être cassée a été appelée énergie de rupture d'éprouvette. La libération de l'énergie de rupture de manière abrupte a provoqué une grande force de réaction dans l'éprouvette de textile GC1.

En ce qui concerne le mode de rupture des éprouvettes de textile de carbone GC2 sous à une charge de traction à la température ambiante, il se caractérisait également par une chute de la contrainte sur la courbe «contrainte - déformation». Cependant, ce mode de rupture était différent avec deux autres textiles. Cette différence obtenue provenait du traitement de textile de carbone GC2. Le fil de textile GC2 a été traité par un produit à base de silice amorphe qui contribue peu au lien entre les mono-filaments utilisés pour le travail en commun. Les éprouvettes ont donc mal conservé leur forme initiale. Les dommages sont apparus dans un fil textile GC2 sur chaque petit groupe de mono-filaments ayant une capacité de charge inférieure à celle des autres. Cela signifie que la libération de l'énergie de rupture a été progressivement réalisée dans ces groupes de mono-filaments. C'est la raison pour laquelle on peut voir la légère baisse de la contrainte sur la courbe «contrainte - déformation» du textile de carbone GC2. La ***Figure 2. 23b*** montre les groupes de filaments séparés qui se sont cassés et séparés dans l'éprouvette de textile de carbone GC2.



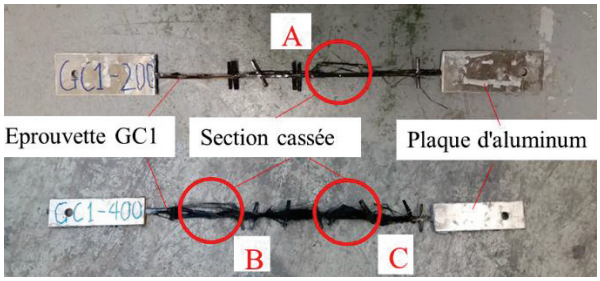
GC1: Mode de rupture à température ambiante



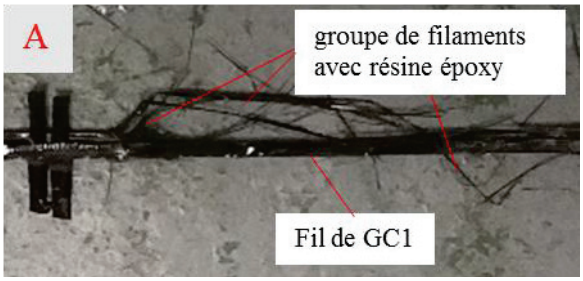
GC2: Mode de rupture à température ambiante

Figure 2. 23: Modes de rupture des éprouvettes de textiles de carbone GC1 et GC2 sous charge de traction à la température ambiante

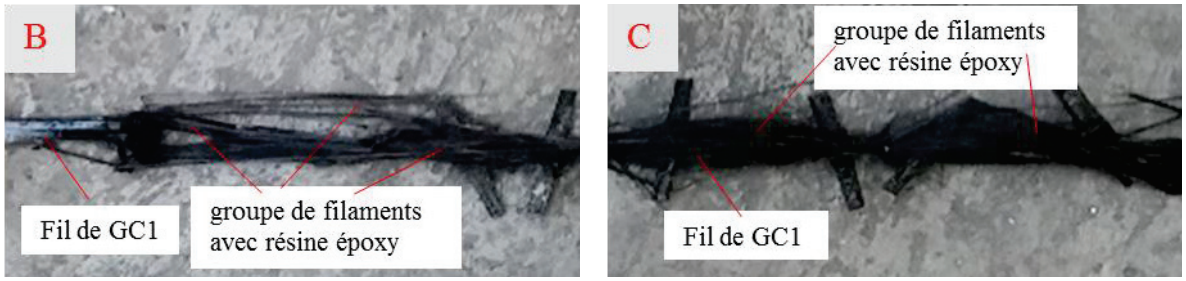
À des températures comprises entre 200 °C et 400 °C, l'action de la température a influencé le mode de rupture sur les trois éprouvettes de textile de carbone observées après des essais thermomécaniques. Le textile de carbone GC1 a été pré-imprégné dans un produit de résine époxydique qui a été ramolli et décomposé partiellement (en particulier à 400 °C); on peut ainsi voir les groupes de filaments séparés avec de la résine époxy traitée dans les sections endommagées (voir ***Figure 2. 24 a, b, c, d***). À 400 °C, le nombre de groupes de filaments séparés dans la section endommagée de l'éprouvette de GC1 a augmenté par rapport à celui à 200 °C (voir ***Figure 2. 24***). Ce résultat pourrait être expliqué par le fait que le ramollissement et la fusion de la résine époxydique traitée ont conduit à la réduction de la contribution de ce produit au traitement du joint des mono-filaments dans les fils textiles. Les ***Figure 2. 24 a, b, c, d*** ci-dessous montrent le mode de rupture du textile de carbone GC1 dans la gamme de la température allant de 200 °C à 400 °C.



(a) GC1: Mode de rupture de 200 °C à 400 °C



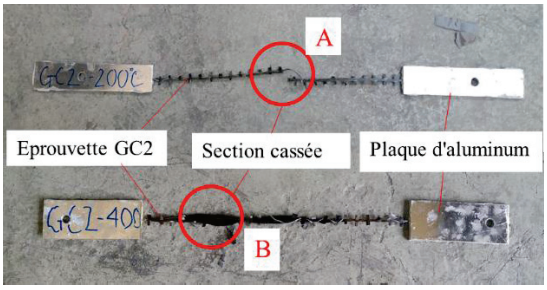
(b) GC1 : Zoom de la partie endommagée A



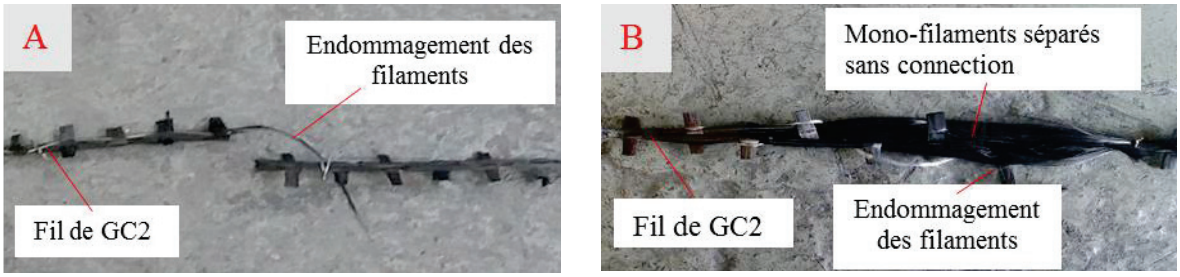
(c) GC1 : Zoom de la partie endommagée B (d) GC1 : Zoom de la partie endommagée C

Figure 2. 24: Mode de rupture des éprouvettes de GC1 à température de 200 °C à 400 °C

En ce qui concerne le mode de rupture du textile de carbone GC2 à température allant de 200 °C à 400 °C, on peut observer que les éprouvettes s'étaient détériorées progressivement sur chaque petit groupe de mono-filaments dont la capacité de charge était inférieure à celle des autres. L'éprouvette de textile de carbone était en même état comme cela à la température ambiante car le revêtement en silice amorphe n'était pas très influencé par l'action des températures élevées. Les ***Figure 2. 25 a, b, c*** montrent que les mono-filaments sont séparés dans la section endommagée des éprouvettes de textile GC2 à 400 °C et qu'ils ne sont pas reliés entre eux-mêmes.



(a) GC2 : Mode de rupture de 200 °C à 400 °C

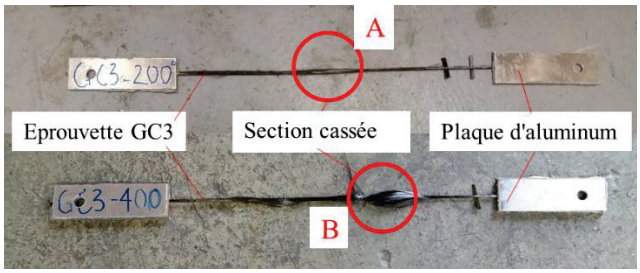


(b) GC2 : Zoom de la partie endommagée A (c) GC2 : Zoom de la partie endommagée B

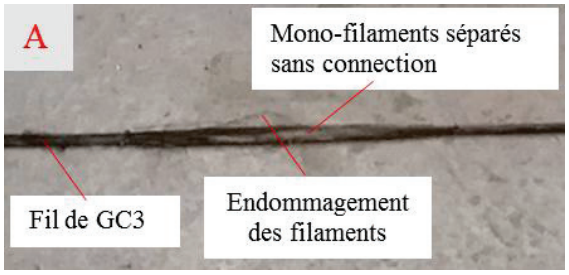
Figure 2. 25: Mode de rupture des éprouvettes de GC2 à température de 200 °C à 400 °C

Les ***Figure 2. 26 a, b, c*** montrent le mode de rupture de GC3 à des températures allant de 200 °C et 400 °C. Avec un traitement de résine époxydique, le textile de carbone GC3 a donné un mode de rupture similaire comme celui du textile GC1. À 200 °C, la rupture du filament était apparue sur des groupes de filaments séparés avec de la résine époxy dans la section endommagée des éprouvettes de GC3. Cependant, avec une faible teneur en résine, il n'y avait plus de résine époxydique dans la section endommagée des éprouvettes de textile GC3 à 400 °C. Les mono-filaments d'un fil de textile GC3 ont été séparés comme le mode de rupture de

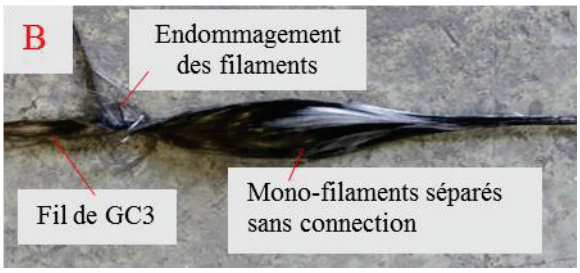
textile GC2 à 400 °C. On pourrait dire que le mode de rupture du textile GC3 se situait entre ceux des textiles de carbone GC1 et GC2.



(a) GC3 : Mode de rupture de 200 °C à 400 °C



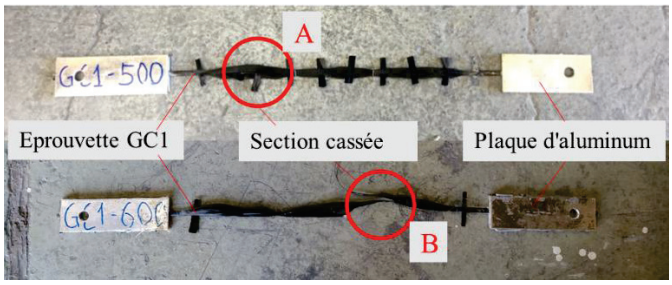
(b) GC3 : Zoom de la partie endommagée A



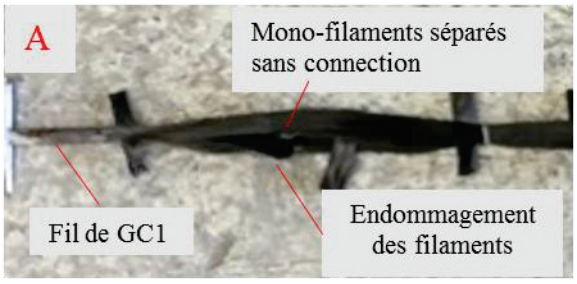
(c) GC3 : Zoom de la partie endommagée B

Figure 2. 26: Mode de rupture des éprouvettes de GC3 à température de 200 °C à 400 °C

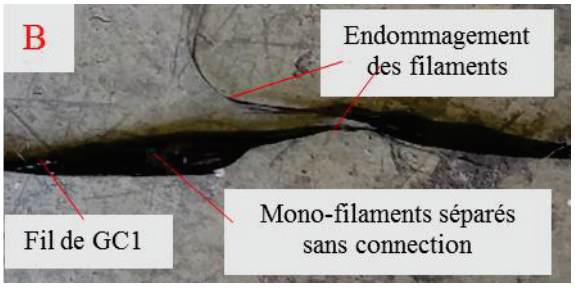
Les modes de rupture de trois textiles de carbone à la température supérieure à 400 °C sont illustrés sur la ***Figure 2. 27(a, b, c)*** pour GC1, sur la ***Figure 2. 28(a, b, c)*** pour GC2 et sur la ***Figure 2. 29 (a, b, c)*** pour GC3. À la température supérieure à 400 °C, trois textiles de carbone ont donné le même mode de rupture qui était caractérisé par la rupture progressive des éprouvettes. Pour les textiles de carbone traités par un produit à base de résine époxydique [GC1 (***Figure 2. 27(a, b, c)***] et GC3 [***Figure 2. 29 (a, b, c)***], la décomposition complète de la résine pré-imprégnée a entraîné la séparation des mono-filaments de fil de textile. Il n'existait aucune liaison entre les mono-filaments de carbone pour un travail en commun. Les ***Figure 2. 27*** et ***Figure 2. 29*** montrent les fibres cassées sur la section endommagée des éprouvettes de textile de carbone après les essais thermomécaniques. Pour le textile de carbone traité avec un produit à base de silice amorphe [GC2, ***Figure 2. 28(a, b, c)***], on pourrait expliquer son mode de rupture en même façon que celui des textiles GC1 et GC3 à 400 °C. A températures de 500 °C et de 600 °C, le textile de carbone GC2 a été partiellement oxydé par l'action de température élevée, ce qui a provoqué l'endommagement des fibres de carbone. La rupture progressive de chaque petit groupe des mono-filaments dans le textile est causée principalement à ce mode de rupture.



(a) GC1 : Mode de rupture à température supérieure à 400 °C

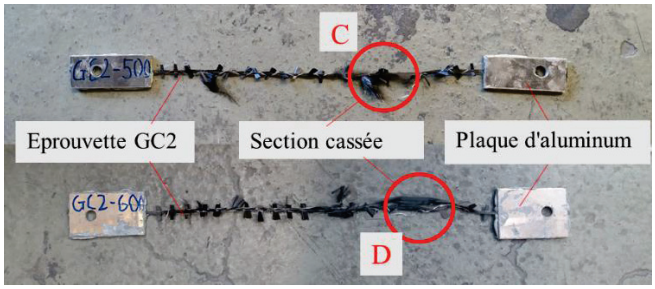


(b) GC1: Zoom de la partie endommagée A

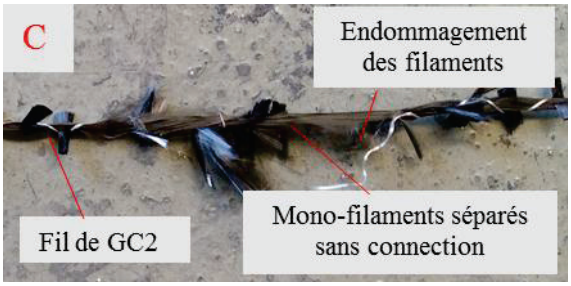


(c) GC1: Zoom de la partie endommagée B

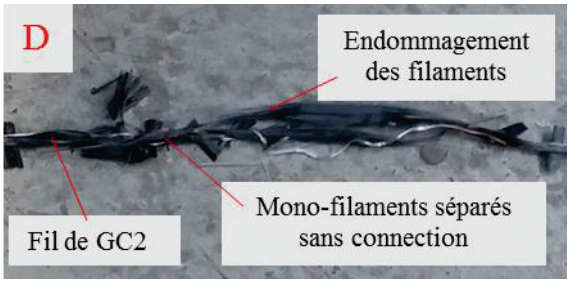
Figure 2. 27: Mode de rupture des éprouvettes de GC1 à température supérieure à 400 °C



(a) GC2 : Mode de rupture à température supérieure à 400 °C

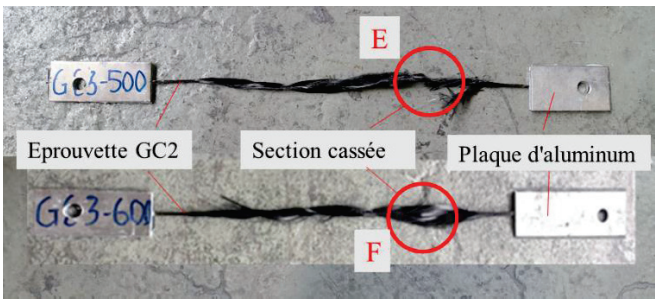


(b) GC2: Zoom de la partie endommagée C

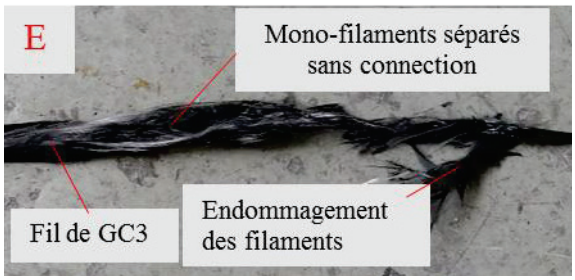


(c) GC2: Zoom de la partie endommagée D

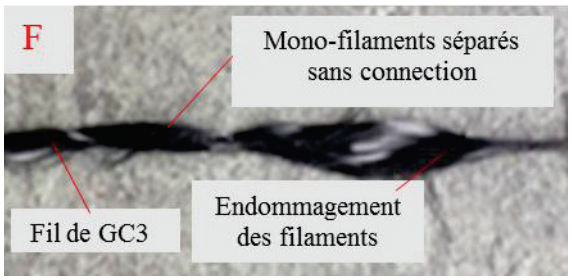
Figure 2. 28: Mode de rupture des éprouvettes de GC2 à température supérieure à 400 °C



(a) GC3 : Mode de rupture à température supérieure à 400 °C



(b) GC3: Zoom de la partie endommagée E



(c) GC3: Zoom de la partie endommagée F

Figure 2. 29: Mode de rupture des éprouvettes de GC3 à température supérieure à 400 °C

vi. Conclusion

Cette section présente la caractérisation du comportement thermomécanique des textiles de carbone à hautes températures allant de 25 °C à 600 °C. Ces trois textiles de carbone sont fabriqués avec différents produits de traitement dans l'usine comme un produit commercial sur le marché. A partir des résultats expérimentaux obtenus, on peut conclure cette section par des points scientifiques mentionnés ci-dessous:

1. Trois textiles de carbone possèdent un comportement thermomécanique presque linéaire jusqu'à la rupture à hautes températures. Les éprouvettes du textile de carbone donnent deux modes de rupture principaux : soit une rupture fragile pour GC1 et GC3 à température modérée, soit un endommagement progressif pour GC2 et pour GC1 et GC3 à température supérieure de 500 °C.
2. La résistance ultime des textiles de carbone diminue avec l'augmentation de la température, soit de manière progressive incurvée pour GC2, soit de manière bilinéaire pour GC1 et GC3. Concernant l'évolution du module d'Young en fonction de la température, GC2 et GC3 ont presque donné une même diminution tandis que le module d'Young de GC1 réduit différemment.
3. L'effet du traitement de textile a été observé sur le comportement thermomécanique, l'évolution des propriétés thermomécaniques et le mode de rupture des éprouvettes. Un traitement du textile par silice amorphe pour GC2 et par très faible teneur en résine d'époxy pour GC3 a possédé similaire effet, tandis qu'une pré-imprégnation parfaite en résine époxydique pour GC1 a donné un bon effet à différentes températures.
4. Un modèle analytique de Gibson peut être calculé pour identifier l'évolution des propriétés thermomécaniques des textiles de carbone en fonction de la température. Ce modèle a été validé par des données expérimentales obtenues.

II.3.2 Résultats sur les éprouvettes de la matrice réfractaire

Cette section présente tous les résultats expérimentaux obtenus à partir des essais thermomécaniques au régime TMTC et de transfert thermique sur des éprouvettes de la matrice du béton réfractaire

i. Comportement thermomécanique de la matrice à températures élevées

Les propriétés thermomécaniques de la matrice du béton réfractaire ont été caractérisées grâce aux essais effectués sur des éprouvettes F.M au régime TMTC. Comme résultats, les éprouvettes F.M ont fourni uniquement le comportement fragile à différentes températures, ce qui a été remarquée par une rupture de manière brusque quand la matrice du béton réfractaire avait atteint d'un état limite. Les propriétés thermomécaniques de la matrice du béton F.M tels que la contrainte maximale ($\sigma_{T,M}$) et le module d'Young ($E_{T,M}$) à différentes températures ont été présentées dans le ***Tableau 2.13*** ci-dessous.

Tableau 2. 13: Résultats du test effectué sur des éprouvettes F.M en condition TMTC (la valeur de l'écart-type en parallèle)

Eprouvettes	T °C	Vitesse d'augmentation de température (°C/min)	Résistance ultime moyenne (MPa)	Contrainte ultime normalisée $\sigma_{T,M}/\sigma_{25,M}$ (%)	Module d'Young moyen (GPa)	Module d'Young normalisé $E_{T,M}/E_{25,M}$ (%)
F.M-25-a,b,c	25	0	5.29 (0.11)	100	8.41 (1.14)	100
F.M-75-a,b,c	75	2.68 (0.24)	3.76 (0.04)	71.0	6.58 (0.26)	78.3
F.M-200-a,b,c	200	7.09 (0.64)	3.69 (0.33)	69.7	4.39 (0.60)	52.2
F.M-400-a,b,c	400	13.63 (1.81)	3.28 (0.60)	61.9	3.09 (0.23)	36.7
F.M-500-a,b,c	500	17.33 (0.14)	2.90 (0.48)	54.7	2.29 (0.22)	27.2
F.M-600-a,b,c	600	19.79 (1.61)	2.54 (0.29)	48.0	1.67 (0.27)	19.8
F.M-700-a,b,c	700	22.70 (0.39)	2.36 (0.21)	44.6	1.44 (0.42)	17.1

ii. Evolution des propriétés thermomécaniques vis–à–vis la température

Les propriétés mécaniques normalisées (résistance ultime normalisée et module d'Young normalisé) d'un matériau sont définies comme le rapport entre sa propriété mécanique à une température (T) et sa propriété mécanique à température ambiante ($\sigma_{T,M}/\sigma_{25,M}$ ou $E_{T,M}/E_{25,M}$). La ***Figure 2. 30*** montre l'évolution de la propriété thermomécanique des éprouvettes de la matrice F.M en fonction de la température. D'après la ***Figure 2. 30***, on peut observer que les propriétés thermomécaniques diminuent progressivement avec l'augmentation de la température comme dans la littérature [23], [55], [63]. Les éprouvettes de F.M sont maintenues à environ 50% de leur résistance ultime à 700 °C, tandis que leur module de Young a diminué d'environ 80% de cette valeur à température ambiante.

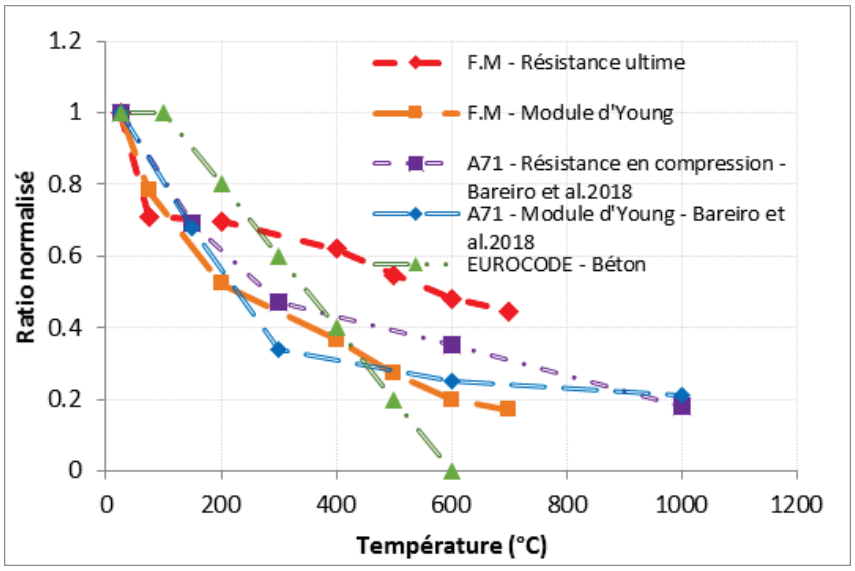


Figure 2. 30: Evolution de la résistance ultime normalisée obtenue pour les éprouvettes F.M en comparant avec les résultats de la littérature[23] [63]

iii. Mode de rupture

Les éprouvettes de la matrice du béton après les essais thermomécaniques à différentes températures présentent un simple mode de rupture. Selon les résultats obtenus, la matrice a présenté un mode de rupture fragile, caractérisé par une chute de la contrainte (jusqu'à une valeur de zéro). Les éprouvettes du béton réfractaire sont cassées par deux parties. Les images d'éprouvette après les essais thermomécaniques à différentes températures sont présentées dans la ***Figure 2. 31*** ci-dessous.

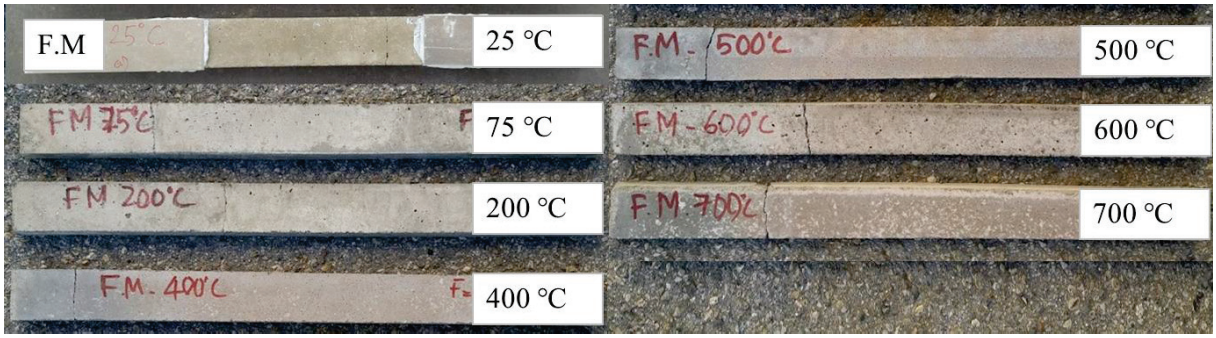


Figure 2. 31 : Modes de rupture des éprouvettes de la matrice du béton à différentes températures

iv. Transfer thermique dans la matrice du béton réfractaire

Cette section présente les résultats expérimentaux de l'essai de transfert thermique dans l'éprouvette cylindrique de la matrice réfractaire.

a) Augmentation de la température

L'augmentation des températures à l'extérieur et à l'intérieur de l'éprouvette cylindrique de la matrice réfractaire, mesurées par thermocouples, est présentée par la ***Figure 2. 32***. On peut trouver que la température moyenne à l'extérieur de l'éprouvette cylindrique, obtenue par les mesures de trois thermocouples attachés sur l'éprouvette, a augmenté avec deux intervalles :

le premier avec la vitesse moyenne de 29.5 °C/min et le deuxième de 3.3 °C/min. Au point de mesure de la température à l'intérieur (au milieu d'éprouvette cylindrique), la température a été croissante plus lentement qu'à l'extérieur grâce à une couche de 3.9cm d'épaisseur de matrice. La courbe d'augmentation de la température est incurvée au début et presque linéaire après avec la vitesse moyenne mesurée de 22.8 °C/min. L'homogénéité de la température dans l'éprouvette cylindrique s'est produite après 47.5 minutes de test et à la température de 751.4 °C. L'écart maximal entre deux températures (à l'extérieur et à l'intérieur) est de 250.6 °C au moment où l'essai de transfert thermique a commencé 19 minutes.

b) Vitesse d'augmentation de la température

La ***Figure 2. 32*** présente l'évolution de la vitesse d'augmentation de la température en fonction du temps aux deux points étudiés. Au point à l'intérieur, on peut trouver l'effet de l'eau dans la matrice cimentaire sur cette évolution (le teneur en eau est de 2.26%). Dans la gamme de température allant de 70 °C à 160 °C, il y a un grand saut local sur les courbes « vitesse – temps » qui vient de la vaporisation d'eau libre et d'eau liée dans la matrice cimentaire. Ce phénomène provoque la conduction thermique plus vite et augmente localement la conductivité thermique dans la matrice. Ce résultat est raisonnable avec la revue bibliographique de littérature [63].

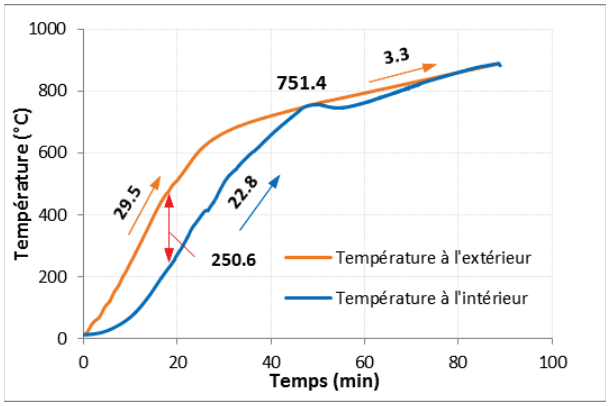


Figure 2. 32 : Augmentation de la température à l'extérieur et à l'intérieur de l'éprouvette cylindrique

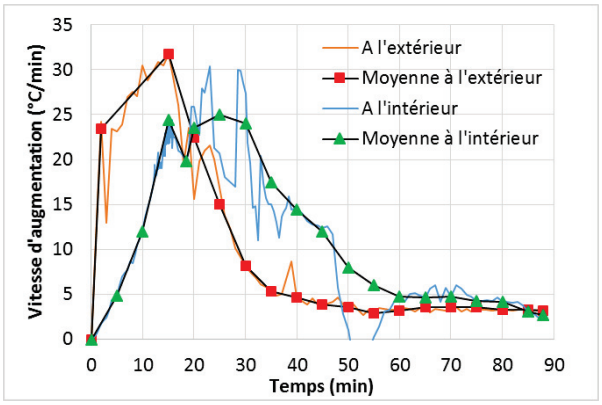
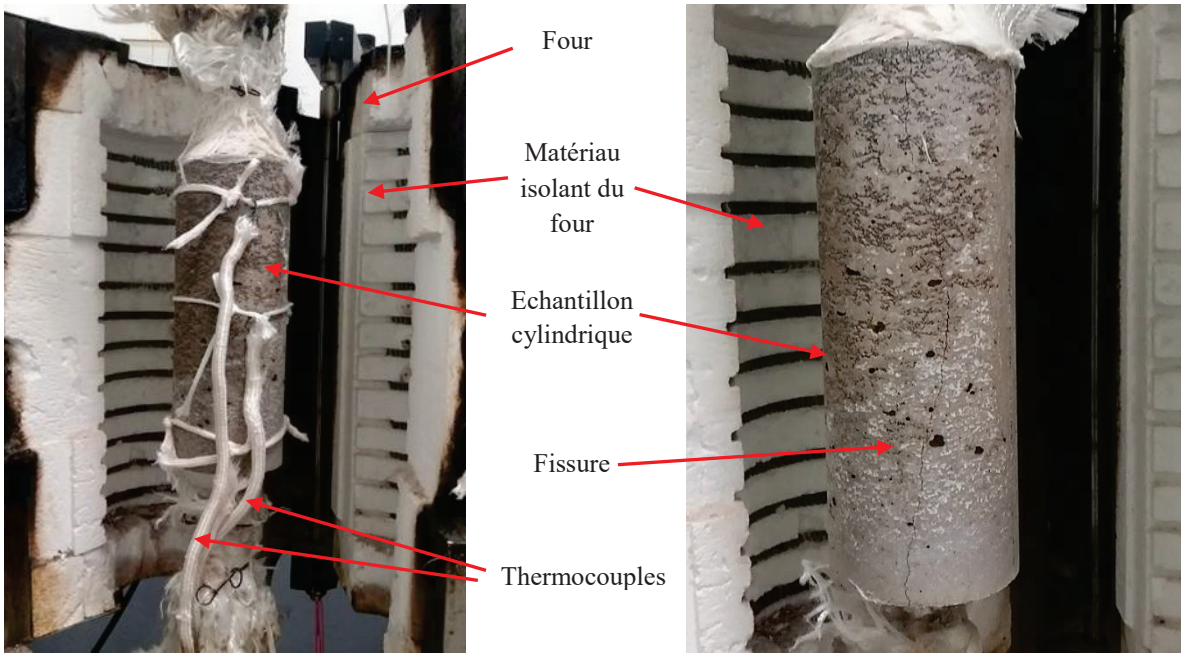


Figure 2. 33 : Evolution de la vitesse d'augmentation de la température en fonction du temps

c) Mode de rupture

La ***Figure 2. 34*** présente une observation d'éprouvette cylindrique après l'essai de transfert thermique. On peut trouver d'abord l'effet de la température sur la surface d'éprouvette. Ensuite, au long de l'axe de l'éprouvette, une longue fissure à partir de la surface inférieure à l'autre côté est observée. Cette fissure accélère le processus de transfert de chaleur dans l'éprouvette et augmente la vitesse d'augmentation de la température au centre de la section.



(a) Surface d'éprouvette (b) Fissuration sur le corps d'éprouvette

Figure 2. 34 : Images d'éprouvette après l'essai de transfert thermique

v. Conclusion

A partir des résultats obtenus sur des éprouvettes du béton réfractaire à différentes températures allant de 25 °C à 700 °C, certaines conclusions de cette étude sont mentionnées ci-dessous:

1. Les éprouvettes du béton réfractaire ont donné un comportement fragile sous sollicitation thermomécanique à différentes températures. Ces éprouvettes sont complètement cassées en deux parties par une rupture de façon brusque.
2. Les propriétés thermomécaniques du béton réfractaire diminuent de temps en temps avec l'augmentation du niveau de température. Le module d'Young possède une diminution progressive en fonction de la température (reste encore 20% de sa valeur initiale à 700 °C), alors que la résistance ultime diminue selon deux manières: environ 30% dans la gamme de température allant de 25 °C à 75 °C et environ 30% pour la température de 75 °C à 700 °C.
3. Le transfert thermique dans le béton réfractaire est testé sur les éprouvettes cylindriques. La température à l'intérieur est inférieure un écart maximal de 250 °C par rapport à celle à l'extérieur. L'homogénéité de la température se produit après 47.5 minutes d'essai.

II.3.3 Résultats sur les éprouvettes de l'interface textile/matrice

Cette section présente les résultats obtenus à partir des essais d'arrachement des textiles GC1 et GC2 dans la matrice cimentaire, y compris le comportement de l'interface textile/matrice cimentaire, son mode de rupture et l'effet des paramètres sur son comportement.

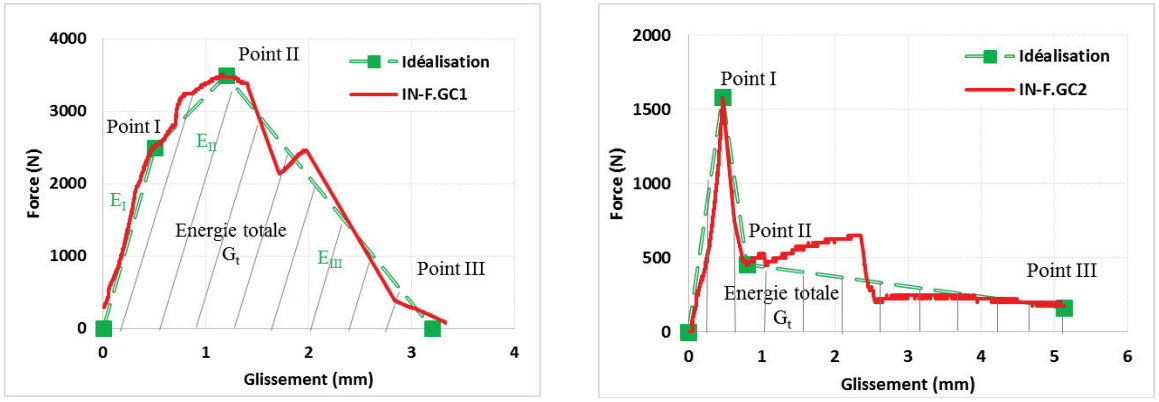
i. Comportement de l'interface textile/matrice à température ambiante

Le comportement de l'interface des textiles GC1 et GC2 avec la matrice cimentaire est caractérisé à partir des résultats obtenus des essais d'arrachement. Cette sous-section présente d'abord l'identification du comportement de l'interface et ensuite les résultats sur les éprouvettes d'IN-F.GC1 et d'IN-F.GC2.

a) Identification du comportement de l'interface

A partir des courbes « force d'ancrage - glissement » obtenues, on peut trouver que l'interface entre les textiles de carbone GC1 et GC2 avec la matrice cimentaire donne un comportement typique, soit deux phases pour les éprouvettes d'IN-F.GC1, soit trois phases pour les éprouvettes d'IN-F.GC2, dépendant des facteurs à l'origine du textile. Ces résultats sont raisonnables avec ceux disponibles dans la littérature.

Concernant le comportement des éprouvettes d'IN-F.GC1, la ***Figure 2. 35a*** présente le comportement typique bilinéaire avec deux phases : phase de liaison parfaite, phase de décollement. Il manque la phase de friction pure à cause du traitement de textile par un produit de résine époxydique. Les mille filaments de carbone sont bien regroupés par la résine d'époxy, ce qui augmente la capacité de travail en commun entre des filaments, et aussi améliore l'adhérence entre textile/matrice cimentaire, pourtant elle provoque également la rupture très rapide de l'interface dans la phase de décollement. L'effet du traitement de textile par la résine époxydique sera encore une fois discuté dans la section **II.3.3v**. La phase de décollement peut être divisée en deux petites phases : la première avec l'écrouissage et la seconde avec une chute importante. Les points typiques sont utilisés afin d'identifier le comportement mécanique de l'interface IN-F.GC1. Les points I, II, III sont respectivement définis comme le début de décollement, le décollement total et la rupture de l'interface. La force d'encrage maximale est déterminée par la force correspondant avec le point II.



(a) IN-F.GC1 (b) IN-F.GC2

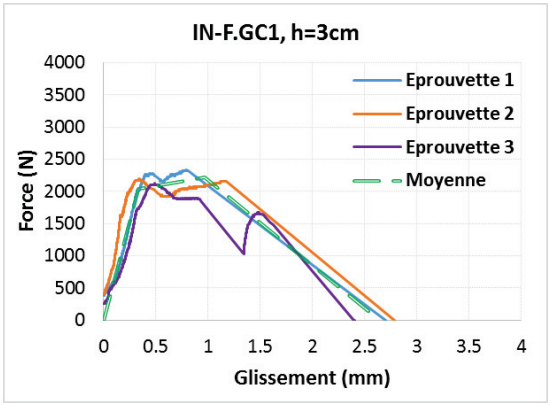
Figure 2. 35 : Idéalisation du comportement de l'interface textile de carbone/matrice cimentaire

En ce qui concerne l'identification du comportement de l'interface IN-F.GC2, une notation est également utilisée afin d'identifier les points principaux dans trois phases de ce comportement (voir ***Figure 2.*** 35***b***). On peut trouver que la phase de décollement de l'interface se conduit très rapidement, cela provoque presque une même valeur de la force au point de première microfissure et au point de décollement total. Cependant, la force

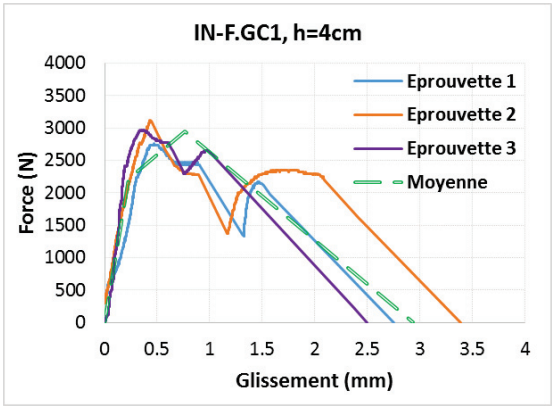
raugmente ensuite quelques fois après sa chute considérable après avoir passé le point de décollement total dans la phase de friction pure. Cette phase peut être divisée en deux petits intervalles : une chute significative de la force et la friction entre textile/matrice avec une diminution progressive de la force en fonction du glissement. La ***Figure 2. 35b*** présente l'idéalisation du comportement des éprouvettes de l'interface, obtenu à partir des essais d'arrachement à température ambiante.

b) Echantillons d'IN-F.GC1

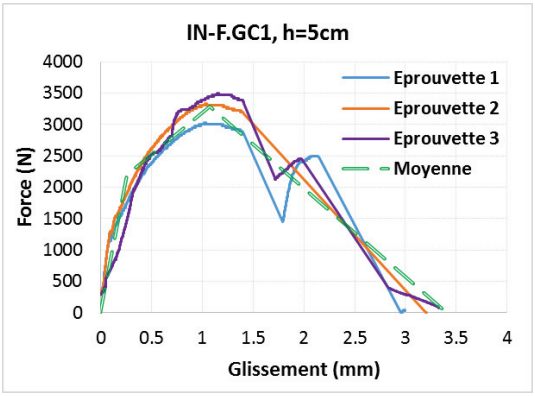
Les données expérimentales obtenues à partir des essais d'arrachement sur les éprouvettes d'IN-F.GC1 sont tracées sur la ***Figure 2. 36*** ci-dessous. Les éprouvettes de l'interface avec trois longueurs d'encrage différentes ont donné une augmentation de la force maximale en fonction de ce paramètre. Ces résultats sont raisonnables avec les observations précédentes dans la littérature. Selon les courbes « force d'arrachement – glissement » à partir des éprouvettes avec la longueur d'ancrage de 4 cm, il y a une petite phase de friction pure après la chute de la force (voir ***Figure 2. 36b***). Il semble qu'il y a une contribution du fil transversal de GC1 qui est encore lié avec la matrice cimentaire pour tirer le textile de carbone GC1 à sortir progressivement vers la matrice. Les deux autres types d'éprouvettes ont brusquement cassé par une chute importante de la force. Donc, il n'y a pas d'apparition de la phase de friction pure sur les courbes « force d'arrachement – glissement » (voir ***Figure 2. 36a,c***). Les valeurs de coordonnées des points typiques sont déterminées et rapportées dans le ***Tableau 2.14*** ci-dessous.



(a)



(b)



(c)

Figure 2. 36 : Courbes « force – glissement » de l'interface textile GC1/matrice cimentaire avec différentes longueurs d'ancrage

Tableau 2. 14 : Résultats obtenus à partir des essais d'arrachement sur les éprouvettes d'IN-F.GC1 avec différentes longueurs d'ancrage.

Eprouvettes	Point I		Point II		Point III		Gt	T_{moy}
	Force (N)	Glissement (mm)	Force (N)	Glissement (mm)	Force (N)	Glissement (mm)	(N.mm)	(N/mm)
IN-F.GC1, h=3cm-1	2200.00	0.361	2340.00	0.796	0.00	2.721	3636.80	78.00
IN-F.GC1, h=3cm-2	1995.00	0.235	2200.00	1.172	0.00	2.751	3936.67	73.33
IN-F.GC1, h=3cm-3	1900.00	0.389	2125.00	0.929	0.00	2.431	3052.18	70.83
Moyenne	2031.67	0.328	2221.67	0.966	0.00	2.634	3541.88	74.06
Ecart-type	153.32	0.082	109.13	0.191	0.00	0.177	449.82	3.64
%	7.55	24.98	4.91	19.74	-	6.71	12.70	4.91
IN-F.GC1, h=4cm-1	2015.00	0.255	2762.50	0.822	0.00	2.785	4322.73	69.06
IN-F.GC1, h=4cm-2	2250.00	0.215	3125.00	0.785	0.00	3.445	5930.00	78.13
IN-F.GC1, h=4cm-3	2400.00	0.205	2975.00	0.675	0.00	2.565	4320.50	74.38
Moyenne	2221.67	0.225	2954.17	0.761	0.00	3.190	4857.74	73.85
Ecart-type	194.06	0.026	182.15	0.076	0.00	0.465	928.60	4.55
%	8.73	11.76	6.17	10.05	-	14.58	19.12	6.17
IN-F.GC1, h=5cm-1	2075.00	0.225	3025.00	1.040	0.00	3.498	6029.41	60.50
IN-F.GC1, h=5cm-2	2250.00	0.325	3501.16	1.150	0.00	3.258	6427.63	70.02
IN-F.GC1, h=5cm-3	2250.00	0.235	3327.50	1.037	0.00	3.455	6523.90	66.55
Moyenne	2191.67	0.262	3284.55	1.075	0.00	3.404	6326.98	65.69
Ecart-type	101.04	0.055	240.97	0.064	0.00	0.128	262.16	4.82
%	4.61	21.05	7.34	5.96		3.76	4.14	7.34

c) Echantillons d'IN-F.GC2

La ***Figure 2. 37*** présente toutes les courbes « force – glissement » obtenues à partir des essais d'arrachement avec différentes longueurs d'ancrage du textile GC2 dans la matrice cimentaire. Grâce à la notation d'une identification dans la section **II.3.3.i.a**, une courbe moyenne est proposée pour le comportement de l'interface à chaque longueur d'ancrage étudiée. A partir de la ***Figure 2. 37***, on peut trouver que la force d'arrachement maximale et la force de friction pure augmentent progressivement avec l'accroissement de la longueur d'ancrage du textile de carbone dans la matrice cimentaire, à partir de 1429.79 N et 198.87 N pour la longueur de 2cm à 2144.43 N et 913.36 N pour cela de 4cm. Toutes les valeurs

obtenues à partir des essais d'arrachement telles que la force aux points typiques, la force de friction pure, l'énergie d'arrachement sont synthétisées dans le ***Tableau 2.15*** ci-dessous.

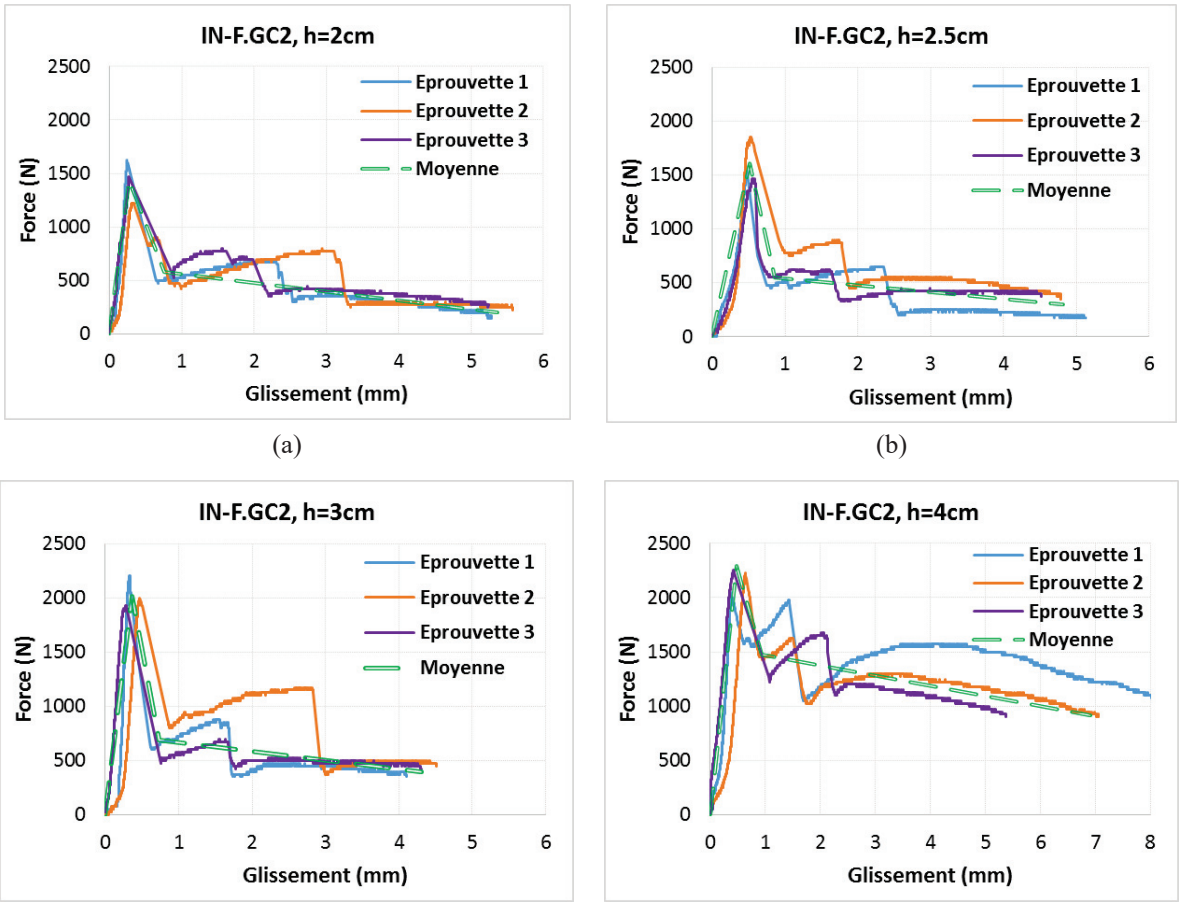


Figure 2. 37: Courbes « force – glissement » de l'interface textile GC2/matrice cimentaire avec différentes longueurs d'ancrage

Tableau 2. 15 : Résultats obtenus à partir des essais d'arrachement sur les éprouvettes d'IN-F.GC2 avec différentes longueurs d'ancrage.

Eprouvettes	Point I		Point II		Point III		Gt	T_{moy}
	Force (N)	Glissement (mm)	Force (N)	Glissement (mm)	Force (N)	Glissement (mm)	(N.mm)	(N/mm)
IN-F.GC2, h=2cm-1	1593.76	0.249	580.48	0.670	159.43	5.285	1518.10	79.69
IN-F.GC2, h=2cm-2	1211.92	0.321	595.90	0.723	207.40	5.578	1472.45	60.60
IN-F.GC2, h=2cm-3	1483.69	0.272	563.28	0.891	229.79	5.238	1671.62	74.18
Moyenne	1429.79	0.281	579.89	0.761	198.87	5.367	1554.06	71.49
Ecart-type	196.55	0.037	16.32	0.115	35.95	0.184	104.34	9.83
%	13.75	13.10	2.81	15.15	18.08	3.43	6.71	13.75
IN-F.GC2, h=2.5cm-1	1583.34	0.474	454.69	0.797	162.98	5.130	1616.03	63.33
IN-F.GC2, h=2.5cm-2	1833.23	0.527	664.44	1.055	356.41	4.791	2517.83	73.33
IN-F.GC2, h=2.5cm-3	1412.57	0.557	528.47	0.744	367.13	4.519	1920.97	56.50
Moyenne	1609.71	0.519	549.20	0.865	295.50	4.813	2018.28	64.39
Ecart-type	211.57	0.042	106.40	0.166	114.90	0.306	458.71	8.46
%	13.14	8.09	19.37	19.21	38.88	6.35	22.73	13.14
IN-F.GC2, h=3cm-1	2201.83	0.332	626.79	0.608	326.48	4.104	2611.07	73.39
IN-F.GC2, h=3cm-2	1945.53	0.468	892.44	0.848	453.58	4.511	3452.15	64.85
IN-F.GC2, h=3cm-3	1898.41	0.277	539.79	0.753	401.44	4.308	2606.76	63.28
Moyenne	2015.26	0.359	686.34	0.736	393.83	4.308	2889.99	67.18
Ecart-type	163.29	0.098	183.71	0.121	63.89	0.204	486.85	5.44
%	8.10	27.43	26.77	16.39	16.22	4.73	16.85	8.10
IN-F.GC2, h=4cm-1	2430.00	0.380	1657.82	0.762	1000.94	8.315	8041.74	60.75
IN-F.GC2, h=4cm-2	2200.30	0.637	1356.73	0.980	869.33	7.057	6898.22	55.01
IN-F.GC2, h=4cm-3	2234.58	0.437	1404.63	1.086	869.82	5.374	7257.49	55.86
Moyenne	2288.29	0.485	1473.06	0.943	913.36	6.915	7399.15	57.21
Ecart-type	123.91	0.135	161.79	0.165	75.85	1.476	584.77	3.10
%	5.42	27.90	10.98	17.52	8.30	21.34	7.90	5.42

ii. Energie totale des essais d'arrachement

L'énergie totale des essais d'arrachement est l'énergie nécessaire pour casser la liaison textile/matrice à leur interface. Sa valeur est identifiée comme la zone limitée par la courbe du comportement de l'interface et l'axe de coordonnées horizontales comme montré dans la ***Figure 2. 35***. L'énergie totale des éprouvettes de l'interface dépend quelques paramètres tels que le comportement d'arrachement, la valeur de force maximale, la phase de friction pure, la longueur d'ancrage. Toutes les valeurs de l'énergie totale sont présentées dans les ***Tableau 2.14*** et ***Tableau 2.15***, respectivement pour les éprouvettes d'IN-F.GC1 et IN-F.GC2. Comme résultats obtenus, cette grandeur augmente progressivement avec l'augmentation de la longueur d'ancrage.

iii. Mode de rupture

Les éprouvettes de l'interface sont observées après des essais d'arrachement pour analyser le mode de rupture. Dépendant du type de textile de carbone, l'éprouvette de l'interface donne deux modes de rupture, soit une rupture soudaine pour des éprouvettes d'IN-F.GC1, soit un endommagement progressive pour des éprouvettes de'IN-F.GC2.

En détaillant le mode de rupture des éprouvettes d'IN-F.GC1, on peut observer une casse complète à l'interface textile/matrice. Pour les éprouvettes avec la longueur d'ancrage de 3cm, une partie du béton autour du fil de GC1 a été également cassée par la force d'arrachement (voir ***Figure 2. 38a,c***). C'est pourquoi que la force a fortement chuté jusqu'à une valeur de zéro après avoir atteint la valeur maximale au pic de la courbe (voir ***Figure 2. 36a***). Selon les éprouvettes avec la longueur d'ancrage de 4cm, il y a deux cas de rupture, soit comme les éprouvettes de 3cm, soit une apparition de la dissymétrie d'éprouvette qui a également provoqué la rupture d'éprouvette par un endommagement progressive. Les éprouvettes de l'interface avec la longueur d'ancrage de 5 cm ont un peu différemment donné le mode de rupture. Ces éprouvettes ont encore gardé leur forme, mais il y avait des longues fissures à poursuivre la surface de l'interface textile/matrice (voir ***Figure 2. 38a,b***).

(a) Vue générale des 3 éprouvettes

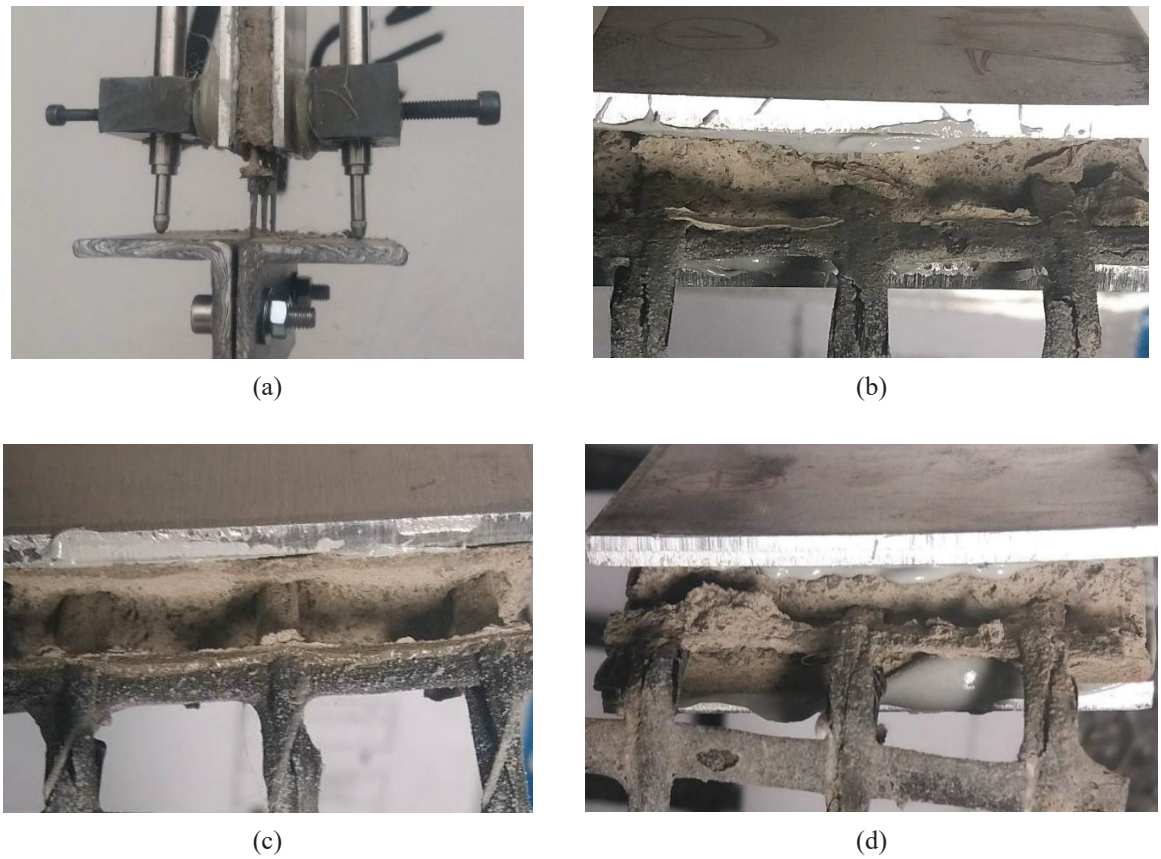
(b) Pour IN-F.GC1 avec h=5cm

(c) Pour IN-F.GC1 avec h=3cm

(d) Pour IN-F.GC1 avec h=4cm

Figure 2. 38 : Mode de rupture des éprouvettes d'IN-F.GC1 avec 3 longueurs d'ancrage

Concernant le mode de rupture des éprouvettes de l'interface IN-F.GC2, un type d'endommagement est observé sur ces éprouvettes. Il y a une très petite partie du béton autour d'un fil de carbone qui soit reste encore sur le textile de carbone grâce à la liaison entre les deux (voir ***Figure 2. 39a,d***) soit tombe par terre. On peut trouver clairement des vallées autour de la place d'un fil de GC2 (voir ***Figure 2. 39c,d***). Les fils de carbone GC2 ont été progressivement glissés vers la plaque de la matrice, correspondant avec une baisse progressive de la force en fonction du glissement sur les courbes dans la ***Figure 2. 37***. Cependant, grâce à la trame du textile qui a été mise en place dans la matrice cimentaire, le textile de GC2 est encore accroché avec le bloc du béton pour maintenir une partie de la capacité de charge.



(a) (b)

(c) (d)

Figure 2. 39 : Images du mode de rupture des éprouvettes d'IN-F.GC2

iv. Effet de la longueur d'ancrage

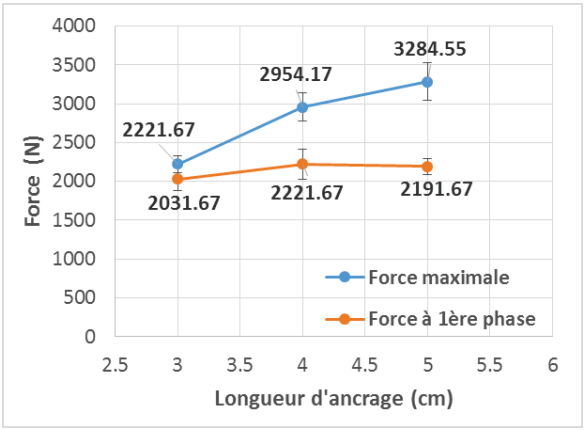
En comparant les résultats expérimentaux obtenus à partir des éprouvettes de l'interface avec différentes longueurs d'ancrage, son effet sur le comportement de l'interface et le mode de rupture sera analysé dans cette section.

a) Sur le comportement de l'interface

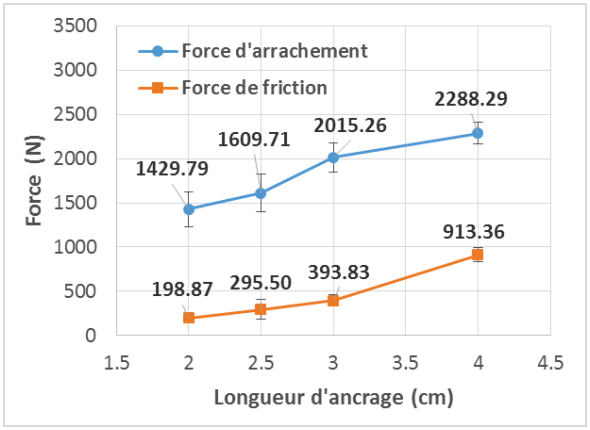
Concernant l'effet de la longueur d'ancrage sur le comportement de l'interface, on peut trouver que la force d'ancrage augmente progressivement avec l'accroissement de cette longueur. Cependant, cette tendance n'est pas linéaire car avec une longueur d'ancrage plus longue qu'une valeur limite, l'interface textile/matrice est endommagée sur chaque petite partie entre deux trames du textile. Donc, la force maximale obtenue ne peut pas être présentant pour toute la longueur de l'interface, comme le cas des résultats sur les éprouvettes de l'interface IN-F.GC2 avec la longueur d'ancrage de 4cm (voir ***Figure 2. 40b***). Les éprouvettes de l'interface IN-F.GC2 avec trois autres longueurs d'ancrage (2cm, 2,5cm et 3cm) ont donné une tendance d'une augmentation de la force maximale presque linéaire avec la longueur d'ancrage. On peut voir la même observation sur les résultats expérimentaux pour les éprouvettes de l'interface IN-F.GC1 (voir ***Figure 2. 40a***).

La longueur d'ancrage a également influencé sur la force de friction pure pour les éprouvettes de l'interface IN-F.GC2. Dans ce cas-là, un effet à l'inverse est observé pour les éprouvettes de l'interface IN-F.GC2 avec h=4cm, car la longueur de l'interface sur laquelle elle n'est pas encore endommagé, est suffisamment longue pour maintenir une force de friction qui est très

plus grande par rapport à celle des éprouvettes avec la longueur d'ancrage plus petite. De plus, le nombre et la place des trames dans l'éprouvette IN-F.GC2 avec h=4cm ont également influencé une façon positive sur cette force. Cela explique pourquoi cette force est beaucoup plus grande par rapport aux autres. La ***Figure 2. 40b*** présente l'évolution de la force de friction en fonction de la longueur d'ancrage pour les éprouvettes IN-F.GC2.



(a) Force à 1ère phase et force d'arrachement pour les éprouvettes IN-F.GC1



(b) Force d'arrachement et force de friction pour les éprouvettes IN-F.GC2

Figure 2. 40 : Evolution des forces à différentes phases en fonction de la longueur d'ancrage

b) Sur l'énergie totale

L'effet de la longueur d'ancrage sur l'énergie totale des essais d'arrachement est présenté dans la ***Figure 2. 41*** ci – dessous. Selon ***Figure 2. 41***, on peut trouver une importante augmentation de cette grandeur pour les éprouvettes d'IN-F.GC2 avec 4 cm d'ancrage dans la matrice. Elle accroît à partir de 2890 N.mm pour IN-F.GC2 – 3cm, à 7399 N.mm pour IN-F.GC2 – 4cm. Ce résultat vient de la force de friction à la troisième phase qui a maintenu une très grande valeur par rapport aux autres éprouvettes. Concernant les résultats des éprouvettes d'IN-F.GC1, un accroissement progressif de l'énergie totale correspondant à la longueur d'ancrage est présenté sur la ***Figure 2. 41***. Cependant, la tangence d'augmentation n'est pas trop grande comme des éprouvettes d'IN-F.GC2. L'énergie totale des essais d'arrachement est libérée par la fissuration de la matrice autour des fils de GC1 quand la longueur d'ancrage augmente. C'est pourquoi qu'on peut observer des fissures sur la longueur de l'interface entre textile et matrice des éprouvettes d'IN-F.GC1-5cm.

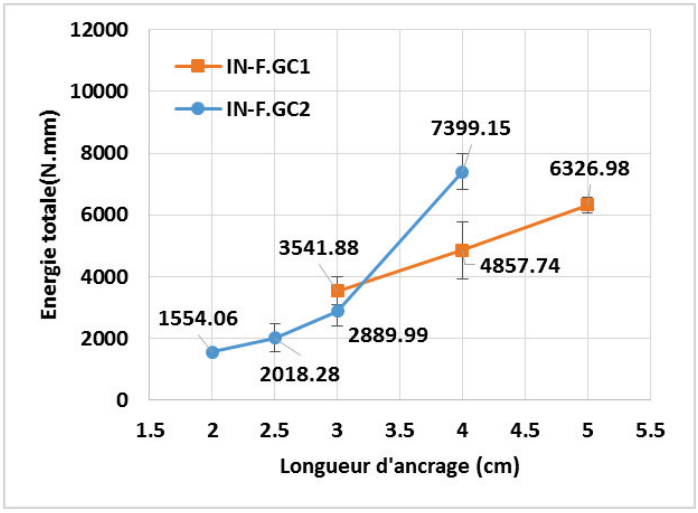


Figure 2. 41 : Evolution de l'énergie de rupture dépendant de la longueur d'ancrage

c) Sur le mode de rupture

Concernant l'effet de la longueur d'ancrage sur le mode de rupture, les éprouvettes de l'interface avec h=5cm ont maintenu la forme initiale, tandis que les autres éprouvettes ont été complètement cassés à l'interface textile/matrice. Sur le corps des éprouvettes de l'interface avec h=5cm, on peut observer les longues fissures sur la longueur de l'interface textile/matrice (voir ***Figure 2. 42***). Ce mode de rupture peut être expliqué par la cause de la place d'un fil transversal du textile qui est enchâssé dans le bloc du béton. Avec la longueur d'ancrage 5cm, sa place est suffisamment profonde pour que le boc du béton soit capable de supporter une force d'ancrage plus forte que les autres, et de garder la forme initiale des éprouvettes (voir ***Figure 2. 42***). L'énergie a été libérée par des longues fissures, et la trame du textile a été déplacée avec des longues fissures quand le comportement de l'interface passait la phase de décollement.

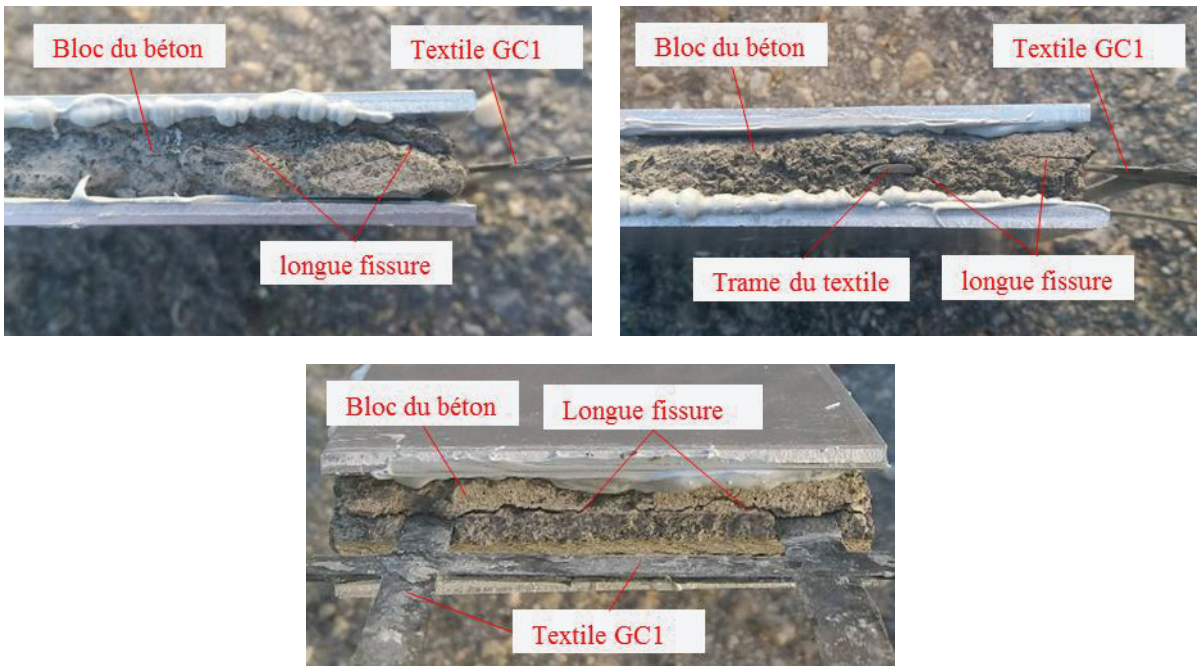


Figure 2. 42 : Effet de la longueur d'ancrage sur le mode de rupture des éprouvettes de l'interface IN-F.GC1- 5cm

v. Effet du traitement de textile

Deux textiles de carbone GC1 et GC2 sont traités par deux produits différents : la résine époxydique pour GC1 et la silice amorphe pour GC2. Ces traitements ont également donné des effets sur le comportement de l'interface et ainsi le mode de rupture des éprouvettes à partir des essais d'arrachement.

a) Sur le comportement de l'interface

En comparant les courbes « force – glissement » du comportement de l'interface IN-F.GC1 et IN-F.GC2, on peut trouver la différence entre les deux : un comportement adoucissant en absence de la phase de friction pure pour IN-F.GC1 et un autre de trois phases mais avec une petite phase de décollement pour IN-F.GC2 (voir ***Figure 2. 35***). Cette différence peut être expliquée par la raison du traitement de textile. Avec un traitement de la résine époxydique, l'ancrage mécanique entre textile de carbone GC1 et matrice de béton est très faible. L'adhésion spécifique à partir des liaisons chimiques (liaison ionique, liaison covalente et liaisons de Van de Waal) [16] est essentiellement partie de la résistance de l'interface. De plus, la rigidité du textile GC1 est très grande pour bien transmettre la force de traction à partir du textile à la force de cisaillement sur l'interface textile/matrice. C'est pourquoi qu'on voit une rupture très rapide dans la phase de décollement, et qu'il n'y avait pas de phase de friction pure sur les courbes « force – glissement » du comportement de l'interface IN-F.GC1 (voir ***Figure 2. 35a***).

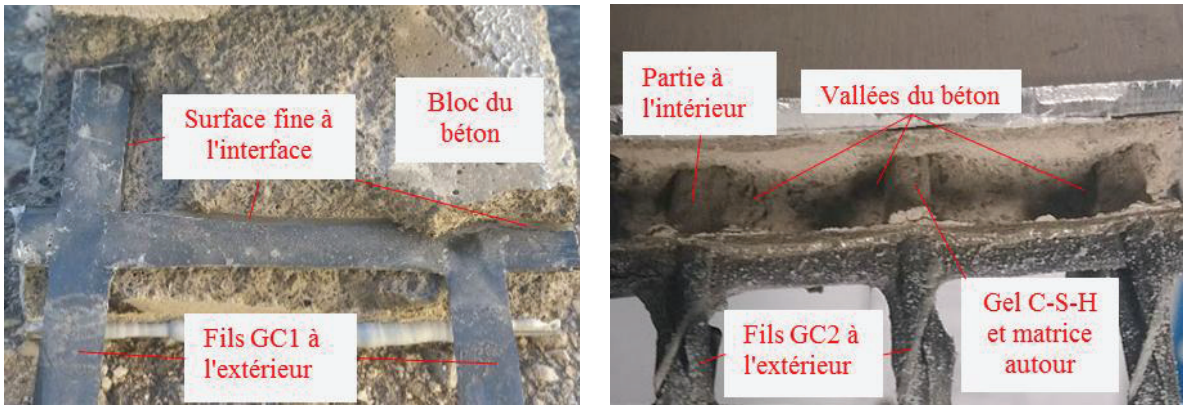
Concernant l'effet du traitement de silice amorphe sur le comportement de l'interface IN-F.GC2, ce traitement a donné une bonne adhérence avec la matrice à base du ciment. Cependant, la rigidité de ce textile est faible environ de 2 fois par rapport à celle du GC1. La force de cisaillement est donc distribuée avec une manière inégale sur la longueur de l'interface. Cela a provoqué l'endommagement progressif de chaque longueur de l'interface à

l'extérieur vers l'intérieur. Donc, on peut observer que la force a remonté quelques fois après la première chute importante de la force. Dans la dernière phase du comportement de l'interface, la force a progressivement diminué en fonction du glissement (voir ***Figure 2. 35b***).

b) Sur le mode de rupture

Concernant le mode de rupture des éprouvettes d'IN-GC1, le textile de carbone GC1 a encore gardé sa forme grâce à un traitement de polymère. La surface de béton à l'interface est très fine à cause de concentration locale de la pâte de ciment (voir ***Figure 2. 43a***). C'est – à – dire le mécanisme de friction à l'interface dans ce cas est très faible. Cette observation explique pourquoi l'éprouvette d'IN-F.GC1 a été rapidement cassée après le point de décollement total et il n'y avait pas de phase de friction dans la courbe « force – glissement » du comportement de l'interface (voir ***Figure 2. 36***).

Pour les éprouvettes d'IN-F.GC2, un autre endommagement s'est conduit à l'interface textile GC2/ matrice de béton. Le produit de traitement par silice amorphe à la surface d'un fil de carbone peut réagir avec le produit d'hydratation du ciment, $Ca(OH)_2$, pour former un gel C-S-H comme démontré dans la littérature [75]. Cette couche mince du gel C-S-H donne une bonne adhérence entre textile de carbone GC2 et matrice cimentaire. Quand le textile de carbone est supporté à la force de traction, les filaments de carbone d'un fil (la chaîne) se déplacent vers eux-mêmes et sont serrés ensemble. Donc, il y a deux composants de contrainte à l'interface : la contrainte de cisaillement à la direction longitudinale, et la contrainte de torsion à la direction transversale (autour d'une chaîne). La couche du gel C-S-H et le matrice cimentaire autour d'un fil s'endommagent progressivement à partir de l'extérieur vers l'intérieur. Cela explique pourquoi qu'il y a une apparition des vallées autour des fils de GC2 (voir ***Figure 2. 43b***). Cette observation est également correspondante avec un endommagement progressif des spécimens dans la phase de friction pure du comportement de l'interface textile GC2/matrice cimentaire (voir ***Figure 2. 37***).



(a) pour IN-F.GC1 (b) pour IN-F.GC2

Figure 2. 43 : Effet du traitement de textile sur le mode de rupture des éprouvettes d'interface textile/ matrice cimentaire

vi. Conclusion

Cette partie a présenté tous les résultats expérimentaux concernant le comportement mécanique de l'interface à partir des essais d'arrachement sur les éprouvettes d'IN-F.GC1 et IN-F.GC2. A partir des résultats obtenus, on peut conclure cette partie par quelques points scientifiques suivants :

1. Le comportement mécanique de l'interface textile de carbone/matrice cimentaire pourrait être caractérisé à partir des essais d'arrachement. Les résultats obtenus montrent que les éprouvettes d'interface textile/ matrice cimentaire ont donné un comportement adoucissant avec trois phases : phase de parfaite liaison, phase de décollement et phase de friction pure.
2. La longueur d'ancrage a influencé sur le comportement, le mode de rupture et l'énergie de rupture des éprouvettes d'interface. Il s'agit d'une augmentation de la force d'arrachement et de la force de friction pure avec l'accroissement de la longueur d'ancrage. Cependant, cette tendance n'est plus linéaire quand la longueur d'ancrage est plus longue qu'une valeur dépendant du textile de carbone.
3. L'effet du traitement de textile sur la réponse d'arrachement de l'interface textile/ matrice cimentaire a été également observé. Avec un traitement de résine époxydique, les éprouvettes d'IN-F.GC1 ont donné un comportement avec une rupture très rapide, en étant absente de la phase de friction pure. Au contraire, on peut trouver un endommagement progressif dans la phase de friction pure sur les courbes « force – glissement » du comportement d'IN-F.GC2 (traité par un produit de silice amorphe). Le traitement du textile de carbone a également influencé sur le mode de rupture des éprouvettes.

II.4 CONCLUSION

Ce chapitre présente les travaux concernant une expérimentation du comportement thermomécanique des matériaux constitutif d'un TRC, y compris les textiles de carbone (le renforcement), le béton réfractaire (la matrice) et l'interface textile/matrice. A partir des conclusions dans chaque section de ce chapitre, la première partie expérimentale peut être conclue par quelques points scientifiques mentionnés ci-dessous:

1. Les textiles de carbone possèdent une haute performance à température élevée. Leur comportement thermomécanique et mode de rupture dépendent fortement du traitement de textile tel que la nature du produit de traitement, la teneur de produit utilisé. C'est possible d'utiliser ces textiles de carbone pour une application au feu.
2. La matrice réfractaire donne de bonnes propriétés thermiques, ce qui vient de haute teneur en aluminium de ciment et de granulat réfractaire. Grâce à ces avantages, le transfert thermique s'est produit plus lentement par rapport à autres matrices. Donc, elle pourrait être utilisée pour une fabrication d'un composite TRC au feu.
3. Le comportement de l'interface textile/matrice peut être caractérisé à partir des essais d'arrachement. Quelques facteurs importants influençant fortement le comportement

mécanique, la force d'ancrage maximale et le mode de rupture des éprouvettes d'interface sont le traitement des textiles et la longueur d'ancrage.

CHAPITRE III. EXPERIMENTATION DU COMPORTEMENT THERMOMECANIQUE DES COMPOSITE TRC

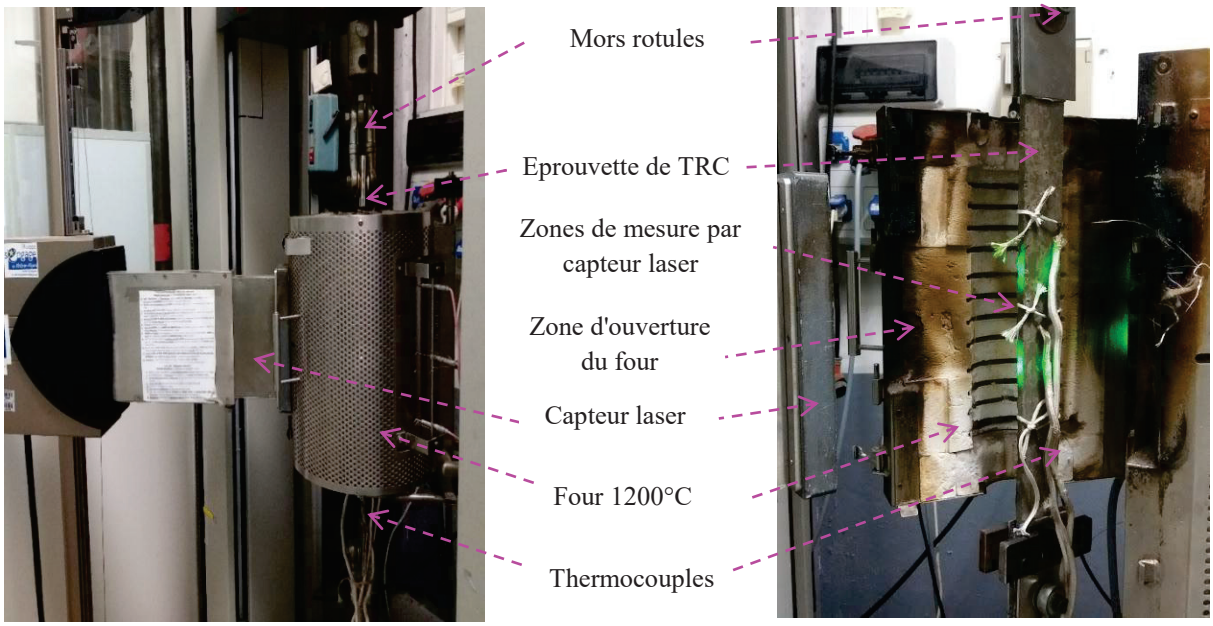
Le but de ce chapitre est de caractériser le comportement réel du composite TRC dans la condition de température élevée (température obtenue en cas d'incendie). A température élevée, le composite TRC travaille aux régimes thermomécaniques auxquels on doit caractériser le comportement thermomécanique ou quelques propriétés thermomécaniques du composite TRC pour la conception. Les paragraphes suivants présentent respectivement les travaux expérimentaux et les résultats obtenus sur les éprouvettes de composites TRC aux différentes conditions thermomécaniques. Ce chapitre se termine par les parties de discussion et de conclusion, dans lesquelles on peut trouver les réponses de quelques questions scientifiques sur les facteurs influençant le comportement thermomécanique du composite TRC.

III.1 TRAVAUX D'EXPERIMENTATION

Cette section résume encore une fois des travaux expérimentaux pour l'expérimentation du comportement thermomécanique des composites TRC, y compris l'équipement utilisé, la présentation des composites TRC, la préparation des éprouvettes et la procédure d'essai.

III.1.1 Equipement utilisé

Comme présenté dans la section ***II.2.1***, l'équipement utilisé pour les essais thermomécaniques est la machine de traction directe qui est bien équipée d'un petit four pour générer la température élevée, et d'un capteur laser placé à l'extérieur du four pour mesurer la déformation d'éprouvette.



(a) Vue générale de la configuration d'essai

(b) Installation du four autour de l'éprouvette

Figure 3. 1: Configuration d'essai thermomécanique sur l'éprouvette de TRC

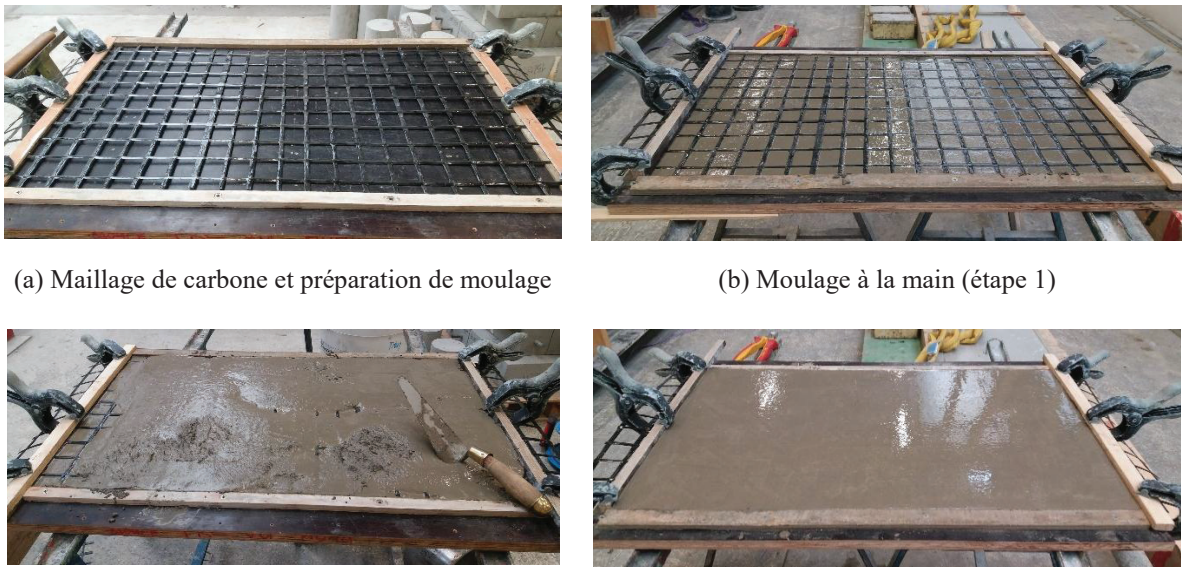
La ***Figure 3. 1*** montre la configuration des essais thermomécaniques avec l'équipement utilisé sur les éprouvettes de composite TRC. La température à l'intérieur du four est contrôlée par des thermocouples intégrés qui ont été attachés sur l'éprouvette avant de faire le test thermomécanique. La configuration expérimentale permet d'appliquer simultanément sur l'éprouvette des chargements mécaniques en traction et de la température élevée. Le capteur laser installé sur la machine sert à mesurer la déformation longitudinale des éprouvettes à température élevée (méthode de mesure sans contact).

III.1.2 Matériaux composites TRC

Cette section présente les matériaux composites TRC utilisés dans cette partie d'expérimentation. Ils sont les combinaisons entre les textiles de carbone et la matrice réfractaire qui ont été présentés dans la section II.1 précédente.

i. Composite F.GC1

Le premier composite TRC est basé sur la matrice réfractaire présentée à la section ***II.1.2***, et renforcé par le textile de carbone GC1 (appelé F.GC1 dans cette étude). Pour obtenir une petite épaisseur d'application (environ 1 cm), une seule couche de textile GC1 est utilisée comme un renforcement dans ce composite. Le taux de renfort du composite F.GC1, calculé par la fraction volumique entre le textile de carbone GC1 et le composite (V_f/V_{total}), est 0.92 % dans cette étude expérimentale.



(a) Maillage de carbone et préparation de moulage

(b) Moulage à la main (étape 1)

(c) Moulage à la main (étape 2)

(d) Moulage à la main (dernière étape)

Figure 3. 2: Moulage technique de la préparation d'éprouvettes du composite F.GC1

Toutes les éprouvettes du composite F.GC1 sont fabriquées au sein du laboratoire LMC2. Des grandes plaques rectangulaires ont été coulées en utilisant une technique de stratification (voir ***Figure 3. 2***). Tout d'abord, un treillis rectangulaire de textile carbone GC1 a été découpé correspondant à la dimension de la plaque rectangulaire du composite et a été aplati pendant un jour dans le moule (voir ***Figure 3. 2a***). Ensuite, les plaques F.GC1 ont été stratifiées avec

une technique de moulage au contact (à la main) (voir ***Figure 3. 2b,c,d)***. Le textile de carbone renforcé a été configuré au milieu de l'épaisseur de plaque afin d'assurer la symétrie des éprouvettes du composite F.GC1 (voir ***Figure 3. 2b***). Après 28 jours dans la condition du laboratoire, les plaques rectangulaires ont été découpées pour obtenir des éprouvettes du composite avec la dimension de 740 mm x 65 mm x 11 mm (longueur x largeur x épaisseurs). La section transversale a été déterminée par la moyenne de trois mesures (largeur et épaisseur) à trois positions différentes sur le corps de chaque éprouvette.

ii. Composite F.GC2

Le second composite TRC est également basé sur la matrice du béton réfractaire (comme dans le premier), et renforcé par le textile de carbone GC2 (appelé F.GC2 dans cette étude). Pourétudier l'effet du taux de renfort sur le comportement mécanique du composite TRC, une couche et deux couches de textile GC2 sont utilisées comme un renforcement dans ce composite. Le taux de renfort du composite F.GC2 correspondant avec une et deux couches de textile, calculé par la fraction volumique entre les textile de carbone GC2 et le composite (V_f/V_{total}), est 1.79 % et 2.51 %, respectivement.

(a) Maillage de carbone et préparation de moulage

(b) Moulage au contact (à la main)

(c) Coupe de la plaque rectangulaire de composite

(d) Renforcement des extrémités d'éprouvettes de TRC par les plaque en aluminium

Figure 3. 3: Procédure de préparation de l'éprouvette de composite F.GC2

La procédure de préparation des éprouvettes de F.GC2 est similaire comme celle de composite F.GC1. Des grandes plaques sont coulées avec une technique de moulage au contact, après elles sont conservées dans la condition du laboratoire pendant 28 jours. Ensuite, ces plaques de composite sont coupées pour obtenir des éprouvettes de composite avec la dimension de 740 mm x 51 mm x 11.5 mm (longueur x largeur x épaisseur) pour le composite F.GC2 renforcé par une couche et 740 mm x 51 mm x 16 mm (longueur x largeurs x

épaisseurs) pour le composite F.GC2 renforcé par deux couches. Deux extrémités de l'éprouvette de F.GC2 sont renforcées par des plaques d'aluminium pour une bonne transmission de la force en traction sur l'éprouvette. La section transversale d'éprouvette est également déterminée par la moyenne de trois mesures (largeur et épaisseur) à trois points différents de chaque éprouvette.

III.1.3 Procédure d'essai

Cette section présente des procédures d'essai au régime thermomécanique à température constante et à force constante, et aussi pour l'essai de diffusion thermique.

i. Régime Thermomécanique à Température Constante (TMTC)

Les essais au régime thermomécanique à température constante (régime TMTC) visent à identifier le comportement thermomécanique des éprouvettes de composites F.GC1 et F.GC2 à température élevée. Ces essais se composent de trois phases comme présenté dans la section **II.2.3**: La première phase de test consiste à augmenter la température autour de l'éprouvette jusqu'à la température souhaitée. La vitesse d'augmentation de la température varie de 2.5 °C/min à 23 °C/min dépendant du niveau de la température cible (de 75 °C à 700 °C). La seconde phase de test consiste à maintenir la température targette (T_{target}) pendant une durée d'une heure afin d'homogénéiser la température autour des éprouvettes. La troisième phase de test consiste à appliquer de façon monotone la charge quasi-statique mécanique sur l'éprouvette jusqu'à sa rupture, alors que le capteur laser est activé pour mesurer la déformation axiale de l'éprouvette. La contrainte de l'éprouvette correspondant au point de rupture est quantifiée comme la contrainte ultime (ou σ_{UTS}). La déformation axiale de l'éprouvette correspondant au point de rupture est quantifiée comme la déformation thermomécanique axiale maximale, ou $\varepsilon_{T,\,UTS}$.

ii. Régime Thermomécanique à Force Constante (TMFC)

Les essais au régime thermomécanique à température constante (régime TMFC) visent à déterminer la température de rupture et la durée d'exposition du composite TRC à température élevée correspondant à chaque niveau de force appliquée. Ces essais réalisés sur des éprouvettes des composites sont constitués de deux phases comme dans les travaux précédents dans la littérature [49][156]. La première phase d'essai consiste à appliquer la charge mécanique quasi-statique de façon monotone à l'éprouvette jusqu'à la force appliquée (Fa), la vitesse de chargement choisie pour toutes les éprouvettes composites TRC est de 200 µm/min. La deuxième phase d'essai consiste à maintenir la force appliquée et augmenter la température à l'intérieur du four avec la vitesse d'augmentation de la température d'environ 30 °C/min à partir de la température ambiante jusqu'à la rupture de l'éprouvette. La température correspondant au point de rupture des éprouvettes est identifiée comme température à la rupture (Tr).

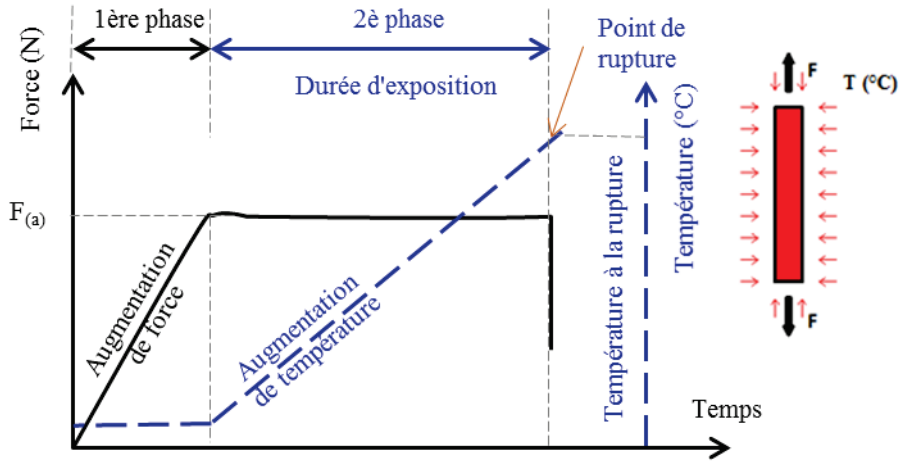


Figure 3. 4: Schéma de chargement des essais thermomécaniques au régime TMFC

Après le test, toutes les données, y compris les températures, la charge mécanique et la déformation thermomécanique axiale ou le mouvement de transverse, sont enregistrées au moins deux fois par seconde et peuvent ensuite être exportées sous forme de fiches pour l'analyse des résultats. La ***Figure 3. 4*** présente le schéma de chargement des essais thermomécaniques au régime TMFC.

III.1.4 Synthèse des essais

Le ***Tableau 3. 1*** présente la liste des essais effectués sur les éprouvettes de TRC. Il y avait totalement 70 essais aux deux régimes thermomécaniques (43 essais au régime TMTC et 27 au régime TMFC).

Tableau 3. 1: Liste des essais effectués sur les éprouvettes de TRC

Eprouvette	Dimension d'éprouvette [Section transversal S, longueur l]	Sollicitation étudiée	Température (T °C)	Niveau de force appliquée (%)	Nombre d'essai
F.GC1	S = 65 x 11 (mm^2); l = 760 (mm)	Régime TMTC	T = 25, 75, 200, 400, 500, 600, 700	-	20
F.GC1	S = 65 x 11 (mm^2); l = 760 (mm)	Régime TMFC	-	10, 25, 50, 65, 75	15
F.GC2	S = 51 x 11.5 (mm^2); l = 760 (mm)	Régime TMTC	T = 25, 75, 200, 400, 500, 600, 700	-	20
F.GC2	S = 51 x 11.5 (mm^2); l = 760 (mm)	Régime TMFC		10, 25, 50, 75	12
F.GC2 – 2 couches	S = 51 x 15 (mm^2); l = 760 (mm)		T = 25	-	3
Somme					70

III.2 RESULTATS SUR LES ECHANTILLONS DE TRC A TEMPERATURE AMBIANTE

Cette section présente tous les résultats obtenus à partir des essais en traction directe à température ambiante sur des éprouvettes de TRC (F.GC1 et F.GC2), y compris respectivement l'identification du comportement de TRC, les résultats expérimentaux, la discussion et certaines conclusions.

III.2.1 Idéalisation du comportement de TRC

Afin d'affiner l'analyse du comportement de TRC étudié, présentée dans cette sous-section et dans la sous-section suivante (résultats des essais effectués à différentes températures), une idéalisation de la courbe « contrainte - déformation» est réalisée sur la ***Figure 3. 5***. Les notations utilisées pour l'exploitation des résultats à différentes températures, sont détaillées ci-dessous:

- Point 0: définit le début de la courbe «contrainte - déformation».
- Point 1: définit le début de la fissuration; $\sigma_{25,I}$ (ou $\sigma_{T,I}$ dans les autres tableaux): contrainte à la fissuration de composite à 25 °C (ou à la température T); $\varepsilon_{25,I}$ (ou $\varepsilon_{25,T}$ dans les autres tableaux): déformation à la fissuration de composite à 25 °C (ou à la température T); $E_{25,I}$ (ou $E_{T,I}$ dans les autres tableaux): rigidité initiale du composite avant la première fissuration (définie comme la pente moyenne de la première phase de la courbe «contrainte - déformation»).
- Point 2: définit la fin de la fissuration et le début de la troisième phase; $\sigma_{25,II}$ (ou $\sigma_{T,II}$ dans les autres tableaux): valeur de la contrainte du composite correspondant au point 2 à 25 °C (ou à la température T); $\varepsilon_{25,II}$ (ou $\varepsilon_{25,T}$ dans les autres tableaux): déformation thermomécanique du composite correspondant au point 2 à 25 °C (ou à la température T). $E_{25,II}$ (ou $E_{T,II}$ dans les autres tableaux): rigidité de la phase de fissuration (définie comme la pente moyenne de la deuxième phase de la courbe «contrainte - déformation».
- Point UTS (Ultimate Stress): Le point correspondant à la rupture de l'éprouvette (le point de contrainte ultime); $\sigma_{25,UTS}$ (ou $\sigma_{T,UTS}$ dans les autres tableaux): valeur de la contrainte du composite correspondant au point UTS à 25 °C (ou à la température T); $\varepsilon_{25,UTS}$ (ou $\varepsilon_{T,UTS}$ dans les autres tableaux): déformation thermomécanique du composite correspondant au point UTS à 25 °C (ou à la température T); $E_{25,III}$ (ou $E_{T,III}$ dans les autres tableaux): rigidité de la phase composite post-fissurée (définie comme la pente moyenne de la dernière phase de la courbe «contrainte - déformation».

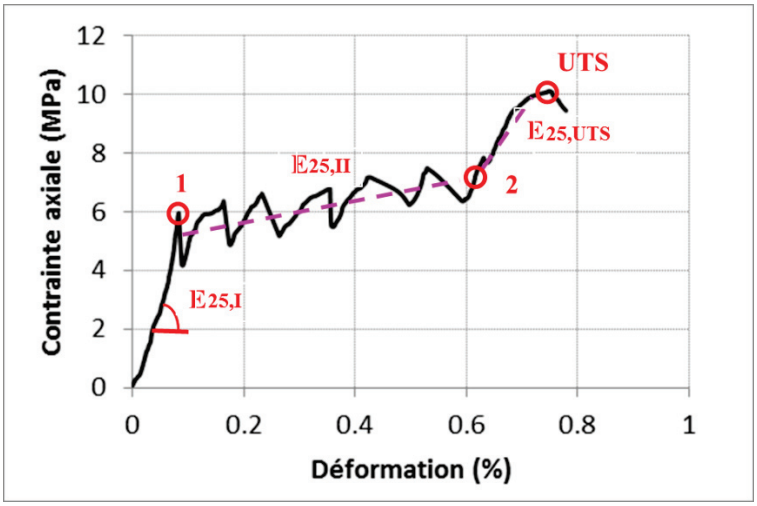


Figure 3. 5 : Idéalisation du comportement en traction du TRC: définition des notations utilisées

III.2.2 Résultats expérimentaux

Cette section présente les résultats expérimentaux sur des éprouvettes F.GC1 et F.GC2. Grâce à une idéalisation du comportement de TRC, les propriétés mécaniques du TRC peuvent être déterminées pour chaque TRC.

i. Résultats sur les éprouvettes F.GC1

La ***Figure 3. 6*** présente les courbes « contrainte – déformation » du comportement mécanique de F.GC1 à température ambiante. Sur la ***Figure 3. 6***, on peut trouver que les éprouvettes de F.GC1 ont donné un comportement tri-phasique avec l'écrouissage comme présenté dans la littérature. La contrainte ultime moyenne en traction des éprouvettes de F.GC1 est de 12.76 MPa correspondant avec une déformation axiale maximale de 0.866%. Le ***Tableau 3. 2*** présente toutes les valeurs aux points typiques du composite F.GC1 à température ambiante.

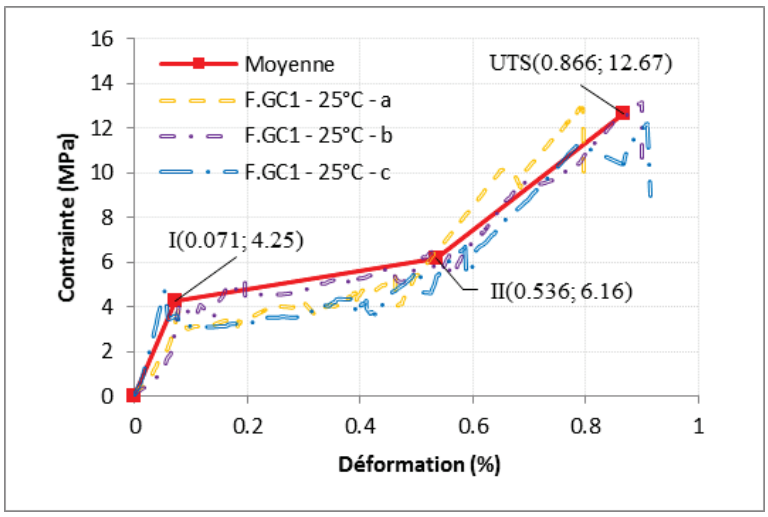


Figure 3. 6: Courbes "contrainte – déformation" du comportement mécanique de F.GC1 à température ambiante

Tableau 3. 2: Résultats des essais de traction directe effectués sur des éprouvettes de F.GC1 à température ambiante

Résultats	Première phase				Deuxième et troisième phases						
	$P_{25,I}$ (kN)	$\sigma_{25,I}$ (MPa)	$\varepsilon_{25,I}$ (%)	$E_{25,I}$ (GPa)	$\sigma_{25,II}$ (MPa)	$\varepsilon_{25,II}$ (%)	$E_{25,II}$ (GPa)	$P_{25,UTS}$ (kN)	$\sigma_{25,UTS}$ (MPa)	$\varepsilon_{25,UTS}$ (%)	$E_{25,III}$ (GPa)
F.GC1-25°C-a	2.77	3.81	0.078	9.67	5.43	0.462	0.56	9.38	12.88	0.789	3.12
F.GC1-25°C-b	3.08	4.19	0.080	12.25	6.35	0.558	0.44	9.67	13.16	0.899	3.25
F.GC1-25°C-c	3.58	4.76	0.054	9.78	6.71	0.587	0.64	9.19	12.24	0.910	2.76
Moyenne	3.14	4.25	0.071	10.57	6.16	0.536	0.55	9.41	12.76	0.866	3.04
Ecart-type	0.41	0.48	0.014	1.46	0.66	0.065	0.10	0.24	0.48	0.066	0.25

ii. Résultats sur les éprouvettes F.GC2

Cette sous-section présente les résultats obtenus à partir des éprouvettes de F.GC2 renforcé par une et deux couches de GC2, respectivement correspondant avec le taux de renfort de 1.79% et 2.51%.

a) Composite F.GC2 renforcé par une couche de GC2

La ***Figure 3. 7*** montre les courbes "contrainte - déformation" du comportement mécanique en traction de F.GC2 (renforcé par une couche de textile) à température ambiante. D'après la ***Figure 3. 7***, on peut trouver que le F.GC2 a donné un comportement typique comme F.GC1. Cependant, les première et deuxième phases de la courbe contrainte/déformation du F.GC2 sont plus hautes que celles du composite F.GC1. La contrainte moyenne à la fissuration ($\sigma_{25,I}$) est de 6.38 MPa correspondant à la déformation de première phase ($\varepsilon_{25,I}$) de 0.083% (valeur moyenne) alors que la rigidité dans la première phase est de 11.33 GPa (valeur moyenne). Le ***Tableau 3. 3*** montre les résultats des essais de traction directe effectués sur des éprouvettes de F.GC2 renforcé par une couche de textile.

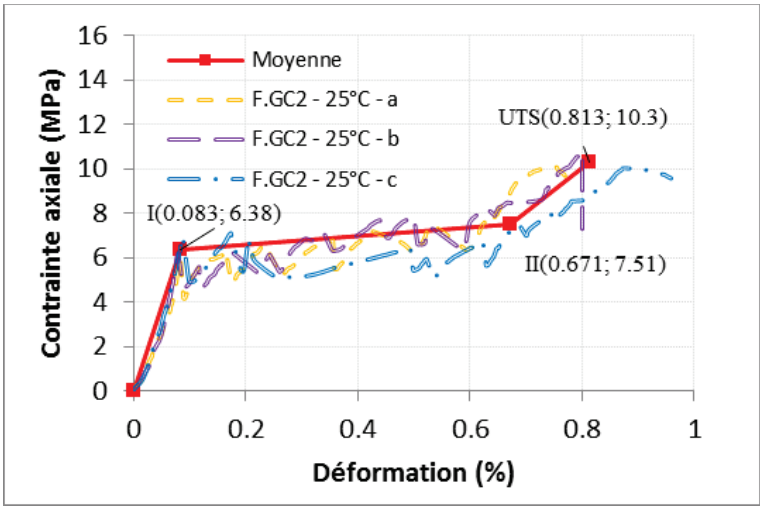


Figure 3. 7 : Comportement mécanique des éprouvettes F.GC2 avec une couche de textile à température ambiante

Tableau 3. 3: Résultats de l'essai de traction directe effectué sur des éprouvettes F.GC2 à température ambiante

Résultats	Première phase				Deuxième et troisième phases						
	$P_{25,I}$ (kN)	$\sigma_{25,I}$ (MPa)	$\varepsilon_{25,I}$ (%)	$E_{25,I}$ (GPa)	$\sigma_{25,II}$ (MPa)	$\varepsilon_{25,II}$ (%)	$E_{25,II}$ (GPa)	$P_{25,UTS}$ (kN)	$\sigma_{25,UTS}$ (MPa)	$\varepsilon_{25,UTS}$ (%)	$E_{25,III}$ (GPa)
F.GC2-25°C-a	3.82	5.96	0.083	11.27	7.00	0.614	0.36	6.49	10.11	0.750	2.94
F.GC2-25°C-b	3.85	6.19	0.079	11.99	7.89	0.644	0.45	6.70	10.78	0.801	2.48
F.GC2-25°C-c	4.06	6.99	0.087	10.74	7.64	0.754	0.18	5.82	10.02	0.889	2.08
Moyenne	3.91	6.38	0.083	11.33	7.51	0.671	0.33	6.34	10.30	0.813	2.50
Ecart-type	0.13	0.54	0.004	0.63	0.46	0.074	0.14	0.46	0.41	0.071	0.43

b) Composite F.GC2 renforcé par deux couches de GC2

Le composite F.GC2 avec deux couches du textile de renforcement a donné le similaire comportement sauf une contrainte à la fissuration plus petite et une résistance ultime plus grande. La ***Figure 3. 8*** présente les deux courbes « contrainte - déformation » moyennes du comportement mécanique de F.GC2 renforcé par une et deux couches de textile. Avec un renforcement par deux couches de textile de carbone GC2, le composite F.GC2 a atteint la résistance ultime jusqu'à une valeur de 12.99 MPa, correspondant avec la déformation à la rupture de 0.954%. Le ***Tableau 3. 4*** présente les valeurs des propriétés mécaniques du comportement de F.GC2 avec deux couches de renforcement.

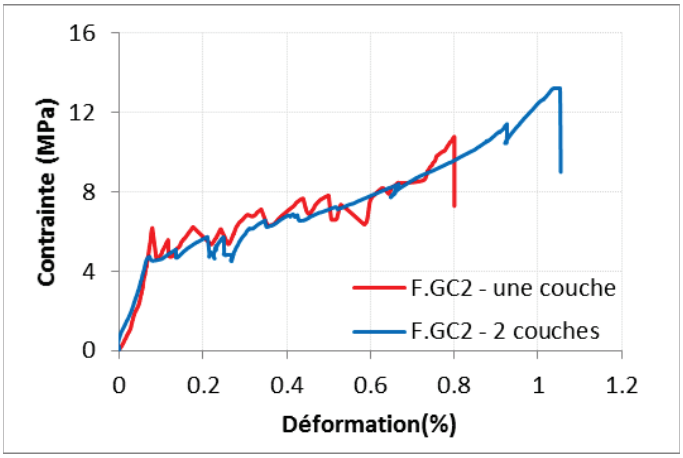


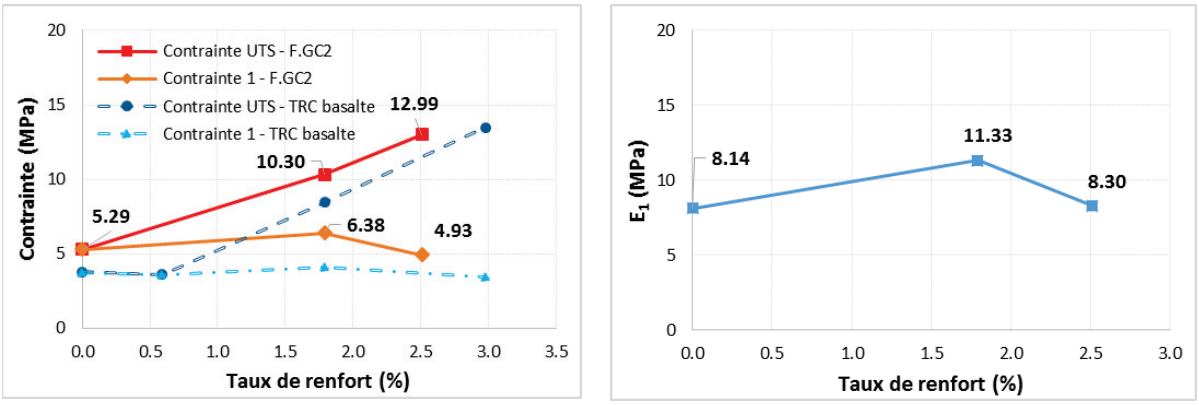
Figure 3. 8: Courbes "contrainte – déformation" de F.GC2 à température ambiante avec une et deux couches de renforcement

Tableau 3. 4: Résultats sur des éprouvettes de F.GC2 renforcé par deux couches de textile à température ambiante

Résultats	Première phase				Deuxième et troisième phases						
	$P_{25,I}$ (kN)	$\sigma_{25,I}$ (MPa)	$\varepsilon_{25,I}$ (%)	$E_{25,I}$ (GPa)	$\sigma_{25,II}$ (MPa)	$\varepsilon_{25,II}$ (%)	$E_{25,II}$ (GPa)	$P_{25,UTS}$ (kN)	$\sigma_{25,UTS}$ (MPa)	$\varepsilon_{25,UTS}$ (%)	$E_{25,III}$ (GPa)
F.GC2-2 couches-a	4.18	4.86	0.144	9.00	6.55	0.490	0.23	11.27	13.11	1.003	1.53
F.GC2-2 couches-b	4.14	4.83	0.115	7.98	7.02	0.425	0.49	10.83	12.64	0.804	1.52
F.GC2-2 couches-c	4.36	5.10	0.135	7.93	6.76	0.456	0.66	11.30	13.22	1.053	1.43
Moyenne	4.23	4.93	0.131	8.30	6.78	0.457	0.46	11.14	12.99	0.954	1.49
Ecart-type	0.12	0.15	0.015	0.6	0.23	0.033	0.22	0.27	0.31	0.132	0.06

III.2.3 Effet du taux de renfort

Les résultats obtenus sur les éprouvettes de F.GC2 renforcé par une et deux couches de textile sont comparés ensemble pour trouver l'influence du taux de renfort sur les caractéristiques du composite F.GC2. La ***Figure 3. 9*** présente l'évolution des propriétés mécaniques du F.GC2 dépendant du taux de renfort, en comparant avec les résultats expérimentaux sur des éprouvettes du TRC basé sur la matrice réfractaire et renforcé par des textiles de basalte [31]. A partir de la ***Figure 3. 9a***, on peut trouver que la résistance ultime de F.GC2 augmente presque linéairement dépendant du taux de renfort, 1.95 fois et 2.46 fois pour F.GC2 renforcé par une et deux couches de textile, par rapport à celle des éprouvettes non–renforcées. Au contraire, la contrainte à la fissuration est augmentée environ 1.2 fois par une couche de textile renforcée et est diminuée avec le renforcement par deux couches de textile de carbone. Cette tendance a été observée sur les résultats obtenus par Rambo et al [31] sur les éprouvettes du composite TRC de basalte.



a) b)

Figure 3. 9: Evolution des propriétés mécaniques du composite F.GC2 dépendant du taux de renfort, en comparant avec les résultats de TRC basalte (Rambo et al [31])

Concernant l'influence du taux de renfort sur la rigidité dans la première phase, la ***Figure 3. 9b*** présente l'évolution de sa valeur en fonction du taux de renfort. On peut retrouver que cette tendance est similaire avec l'évolution de la contrainte à la fissuration avec le taux de renfort. Le renforcement avait un bon effet (environ 1.4 fois) sur la rigidité du composite avec une couche de textile renforcée (taux de renfort de 1.79%), tandis que les éprouvettes de F.GC2 avec deux couches de renforcement (2.51%) ont donné une valeur du module d'Young à la première phase similaire avec celle des éprouvettes non–renforcées. On peut expliquer ce résultat par l'efficacité de travail des textiles de carbone au sein de la matrice cimentaire. Idéalement, avec la présence du textile de carbone comme un renforcement, la rigidité du TRC à la première phase sera linéairement augmentée selon la loi de mélange pour le matériau composite. Cependant, le travail en commun entre les textiles eux-mêmes et textile/matrice dans F.GC2 avec deux couches de textile était aussi moins efficace par rapport à celui dans F.GC2 renforcé par une couche de textile. De plus, l'efficacité de travail des fils de carbone diminue avec l'augmentation du nombre de fils dans la section du composite. Donc, le module d'Young de F.GC2 dans la première phase augmente significativement avec une couche de renforcement de GC2 et ensuite diminue jusqu'à la valeur initiale correspondant au résultat des éprouvettes non–renforcées (voir ***Figure 3. 9b***). On peut conclure qu'un renforcement raisonnable donnerait une meilleure efficacité de travail en commun dans le composite TRC.

III.2.4 Conclusion

Ce sous-chapitre présente les résultats obtenus à partir des essais à températures sur les éprouvettes des TRC. A base des discussions dans la section précédente, on peut conclure par quelques conclusions suivantes :

- Les composites TRC (F.GC1 et F.GC2) donnent un comportement d'écrouissage avec 3 phases distinguables à température ambiante.
- Le taux de renfort n'influence pas trop sur le comportement mécanique du composite F.GC2 à température ambiante. La résistance ultime du F.GC2 augmente d'environ 1.26 fois alors que la contrainte à la fissuration diminue 1.2 fois en comparant des deux résultats du composite avec un renforcement par une et deux couches de textile GC2.
- Avec un traitement de silice amorphe pour le textile de carbone GC2, le composite F.GC2 donne une phase de fissuration plus longue par rapport à celle de F.GC1.

III.3 RESULTATS SUR LES ECHANTILLONS DE TRC AU REGIME TMTC

Dans cette section, les résultats obtenus à partir des essais au régime TMTC à différentes températures sur les éprouvettes de TRC sont présentés, y compris le comportement thermomécanique, l'évolution des propriétés mécaniques en fonction de la température. A base des résultats expérimentaux obtenus, quelques points scientifiques sont discutés tels que l'effet du traitement de textile sur le comportement thermomécanique de TRC, l'effet du

textile de renforcement sur la résistance ultime de TRC, le coefficient d'efficacité des textiles de carbone dans TRC. Cette section se termine par des conclusions scientifiques.

III.3.1 Comportement thermomécanique à différentes températures

Cette section présente le comportement thermomécanique des composites TRC [F.GC1 et F.GC2 (renforcé par une couche de GC2)] à différentes températures et le mode de rupture d'éprouvettes de TRC.

i. Pour F.GC1

Le comportement thermomécanique du composite F.GC1 a été identifié à partir des essais au régime TMTC à températures élevées. La ***Figure 3. 10*** montre les courbes "contrainte - déformation" moyenne du comportement thermomécanique des éprouvettes de F.GC1 à des températures variant 25 °C et 700 °C. Les éprouvettes de F.GC1 se comportaient différemment avec la force mécanique en traction dépendant des températures élevées. D'après la ***Figure 3. 10***, les éprouvettes de F.GC1 ont donné typiquement le comportement multiphasique avec l'écrouissage pouvant être distinguées jusqu'à la rupture à la température de 75 °C (comme à température ambiante). À températures allant de 200 °C à 500 °C, on peut observer un comportement d'écrouissage des éprouvettes de F.GC1 avec deux phases distinguées, alors qu'à températures supérieures de 600 °C, ce TRC fournissait une seule phase du comportement fragile quasi-linéaire jusqu'à la rupture.

En ce qui concerne la contrainte ultime du composite F.GC1 à différentes températures, on pourrait observer une diminution progressive avec la température à partir des courbes «contrainte - déformation» sur la ***Figure 3. 10***. Selon les résultats obtenus, cette valeur se réduit à partir de 12.17 MPa correspondant à une déformation ultime ($\varepsilon_{T,UTS}$) de 1.084% à la température de 75 °C jusqu'à 1.30 MPa correspondant à une déformation ultime de 0.035% à 700 °C. Concernant les propriétés thermomécaniques du composite F.GC1, la résistance à la fissuration ($\varepsilon_{T,I}$) et la rigidité ($E_{T,I}$) des éprouvettes de F.GC1 diminuaient également progressivement avec l'augmentation de la température. Le ***Tableau 3.5*** présente toutes les propriétés thermomécaniques des éprouvettes de F.GC1 dans la gamme de la température de 75 °C à 700 °C.

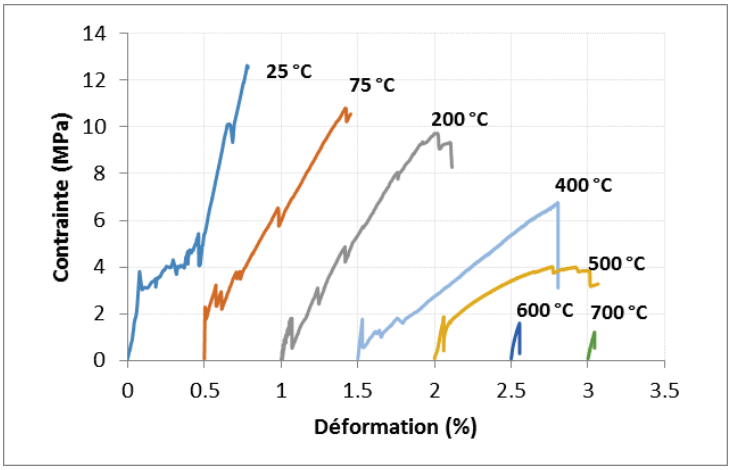


Figure 3. 10: Comportement thermomécanique du composite F.GC1 à différentes température

Tableau 3. 5: Résultats de l'essai de traction directe sur des éprouvettes de F.GC1 à différentes températures (valeur de l'écart type en parallèle)

Résultats	T°C	Première phase				Deuxième et troisième phases						
		$P_{T,I}$ (kN)	$\sigma_{T,I}$ (MPa)	$\varepsilon_{T,I}$ (%)	$E_{T,I}$ (GPa)	$\sigma_{T,II}$ (MPa)	$\varepsilon_{T,II}$ (MPa)	$E_{T,II}$ (GPa)	$P_{T,UTS}$ (kN)	$\sigma_{T,UTS}$ (MPa)	$\varepsilon_{T,UTS}$ (%)	$E_{T,III}$ (GPa)
F.GC1 – 75°C	200	1.67 (0.07)	2.25 (0.15)	0.052 (0.008)	5.86 (1.05)	6.59 (0.48)	0.552 (0.077)	0.74 (0.12)	9.07 (0.70)	12.17 (0.73)	1.084 (0.118)	1.18 (0.06)
F.GC1 – 200°C	200	1.47 (0.11)	2.12 (0.16)	0.057 (0.014)	4.98 (0.46)				7.69 (0.70)	11.00 (0.96)	0.906 (0.134)	1.09 (0.15)
F.GC1 – 400°C	400	1.65 (0.34)	2.36 (0.58)	0.042 (0.012)	5.59 (0.58)				5.03 (0.48)	7.06 (0.40)	1.117 (0.198)	0.60 (0.06)
F.GC1 – 500°C	500	1.52 (0.33)	2.20 (0.61)	0.074 (0.013)	3.15 (0.48)				3.21 (0.25)	4.63 (1.02)	0.829 (0.098)	0.59 (0.10)
F.GC1 – 600°C	600	1.39 (0.25)	1.83 (0.30)	0.050 (0.004)	2.77 (0.43)							
F.GC1 – 700°C	700	0.91 (0.07)	1.30 (0.13)	0.035 (0.012)	2.99 (0.95)							

ii. Pour F.GC2

La ***Figure 3. 11*** montre les courbes «contrainte - déformation» du comportement thermomécanique de F.GC2 aux températures allant de 25 °C à 700 °C. Les éprouvettes de F.GC2 ont également donné des comportements thermomécaniques multiphasiques avec l'écrouissage dans la température allant de 75 °C à 400 °C et un comportement fragile à températures supérieures de 500 °C. La phase de fissuration peut être observé nettement par des chutes de contrainte sur les courbes « contrainte – déformation thermomécanique ». La résistance ultime en traction directe ($\sigma_{T,\ UTS}$) obtenue diminuait à partir de 9.64 MPa correspondant à une déformation ultime ($\varepsilon_{T,\ UTS}$) de 0.694% à 75°C jusqu'à 1.60 MPa correspondant à la déformation ultime de 0.073% à 700°C. Une tendance de réduction des propriétés thermomécaniques à la première phase est observée sur la ***Figure 3. 11***. Le ***Tableau 3.6*** présente tous les résultats d'évaluation des essais effectués sur des éprouvettes de F.GC2.

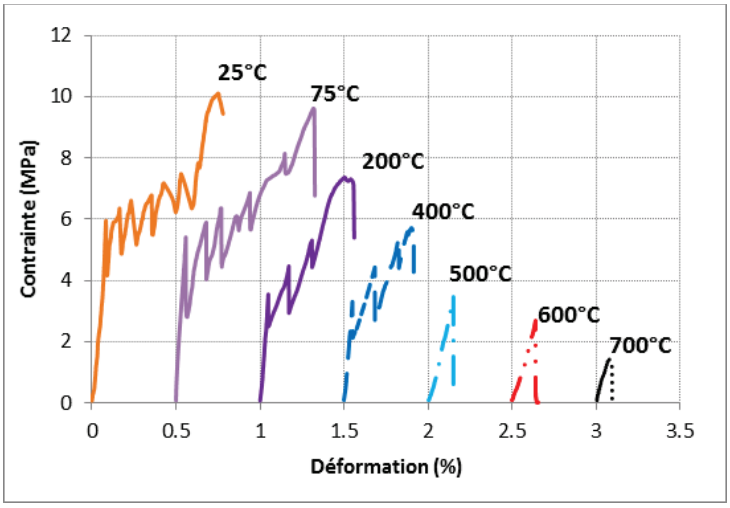


Figure 3. 11 : Comportement thermomécanique des éprouvettes F.GC2: relation contrainte-déformation à différentes températures

Tableau 3. 6: Résultats de l'essai en traction directe effectué sur des éprouvettes F.GC2 à différentes températures (la valeur de l'écart-type en parallèle)

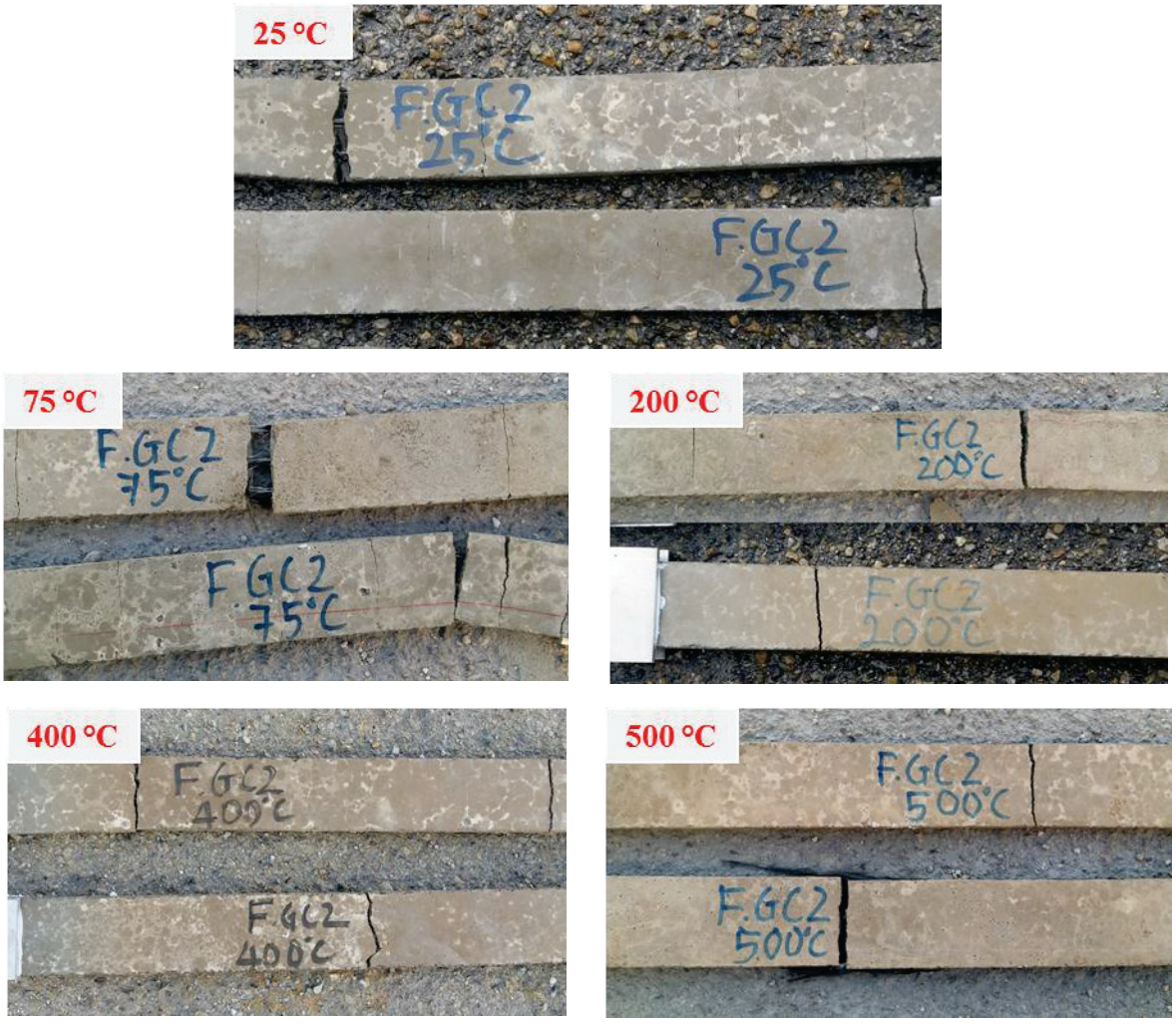
Résultats	T°C	Première phase				Deuxième et troisième phases						
		$P_{T,I}$ (kN)	$\sigma_{T,I}$ (MPa)	$\varepsilon_{T,I}$ (%)	$E_{T,I}$ (GPa)	$\sigma_{T,II}$ (MPa)	$\varepsilon_{T,II}$ (MPa)	$E_{T,II}$ (GPa)	$P_{T,UTS}$ (kN)	$\sigma_{T,UTS}$ (MPa)	$\varepsilon_{T,UTS}$ (%)	$E_{T,III}$ (GPa)
F.GC2 – 75°C	75	2.80 (0.40)	4.71 (0.78)	0.061 (0.007)	9.03 (1.08)	6.67 (0.37)	0.372 (0.061)	1.07 (0.39)	5.76 (0.18)	9.64 (0.11)	0.694 (0.128)	1.76 (0.26)
F.GC2 – 200°C	200	2.24 (0.27)	3.79 (0.37)	0.045 (0.008)	8.48 (0.37)	4.93 (0.54)	0.304 (0.007)	0.85 (0.10)	4.35 (0.17)	6.95 (0.35)	0.497 (0.059)	2.13 (0.08)
F.GC2 – 400°C	400	2.23 (0.43)	3.63 (0.53)	0.055 (0.006)	7.13 (0.73)				3.75 (0.40)	6.11 (0.41)	0.359 (0.045)	1.15 (0.30)
F.GC2 – 500°C	500	1.98 (0.24)	3.39 (0.43)	0.139 (0.026)	3.75 (0.34)							
F.GC2 – 600°C	600	1.42 (0.31)	2.40 (0.39)	0.148 (0.012)	2.14 (0.02)							
F.GC2 – 700°C	700	0.93 (0.09)	1.60 (0.22)	0.073 (0.003)	1.99 (0.23)							

iii. Mode de rupture

Les éprouvettes de TRC (F.GC1 et F.GC2) après les essais à différentes températures sont observées pour analyser leurs modes de rupture. Les résultats ont révélé un mode de rupture fragile pour les éprouvettes de TRC, ce qui était clairement caractérisé par une chute significative de la contrainte sur la courbe «contrainte - déformation thermomécanique». Le

mode de rupture des composites F.GC1 et F.GC2 sont illustrés dans les ***Figure 3. 12*** et ***Figure 3. 13***.

En ce qui concerne le mode de rupture de F.GC2, à température modérée, ce TRC présente un mode de rupture avec plein de fissures sur le corps d'éprouvette. Les fils de textiles de carbone dans le composite F.GC2 n'étaient pas encore brûlés par l'action de la température à la température inférieure à 500 °C. Ils ont donc bien conservé l'état initial du groupe de mono-filaments dans des éprouvettes de F.GC2. À température supérieure de 500 °C, ce composite TRC présente un mode de rupture avec une seule fissure. Les éprouvettes de F.GC2 ont été complètement cassées en deux parties; on peut donc observer, après les essais, des mono-filaments de carbone sans liaison entre eux-mêmes et avec la matrice cimentaire.



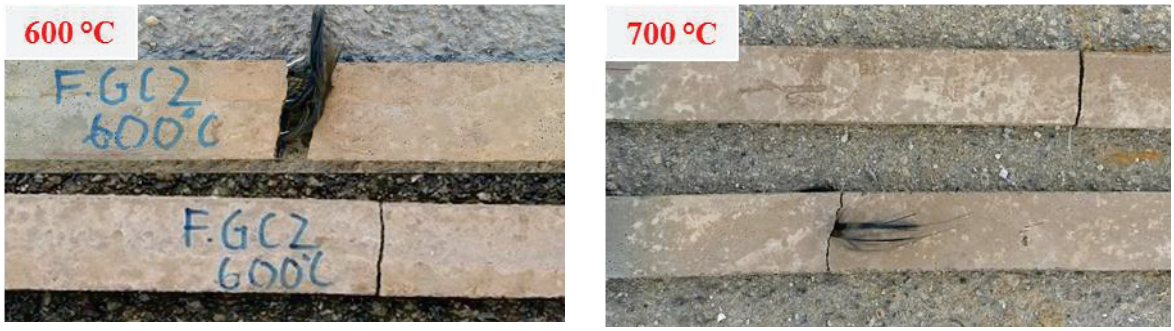


Figure 3. 12: Modes de rupture d'éprouvettes de F.GC2 à différentes températures

Concernant le mode de rupture de F.GC1, sur la ***Figure 3. 13***, on peut trouver que le nombre de fissures sur l'éprouvette diminue progressivement lorsque la température augmente. Aux températures inférieures à 200 °C, on peut trouver que le nombre de fissures sur l'éprouvette correspondait à celui de la chute de contrainte dans la phase de fissuration sur les courbes «contrainte - déformation». A la température de 200 °C, il y avait environ trois fissures observées sur le corps de l'éprouvette après avoir cassée. Cela explique pourquoi qu'on ne peut pas voir clairement la phase de fissuration sur la courbe «contrainte - déformation» à 200 °C. Dans la gamme de température de 200 °C à 500 °C, les éprouvettes de F.GC1 ont fissuré et cassé dans la même section. La rupture des éprouvettes s'est conduite avec la procédure progressive : la fissuration, l'élargissement de la fissuration, l'endommagement progressif des filaments de carbone, enfin la casse complète d'une section. Aux températures supérieures à 600 °C, les éprouvettes de F.GC1 ont été complètement cassées par deux parties, et les mono-filaments de carbone sans connexion entre eux et avec la matrice du béton.

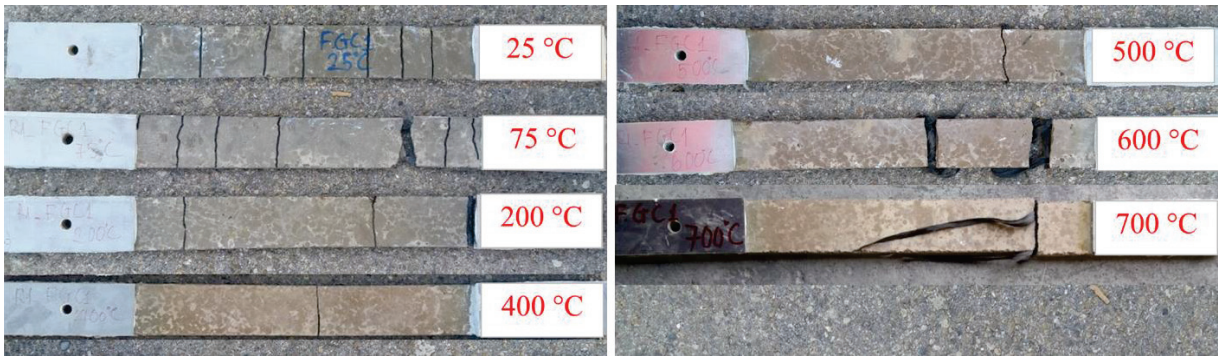


Figure 3. 13: Modes de rupture 'd'éprouvettes de composite F.GC1 au régime TMTC

III.3.2 Evolution des propriétés thermomécaniques en fonction de la température

Cette section présente respectivement l'évolution de la résistance ultime, de la contrainte à la fissuration et du module d'Young dans la première phase dépendant de la température.

i. Résistance ultime

Pour observer l'évolution de propriété thermomécaniques (résistance ultime, contrainte à la fissuration et module d'Young) en fonction de la température, les valeurs normalisées sont définies comme le rapport entre la propriété mécanique à une température (T) et celle à température ambiante ($\sigma_{T,UTS}/\sigma_{25,UTS}$, $\sigma_{T,1}/\sigma_{25,I}$ ou $E_{T,I}/E_{25,I}$). Le ***Tableau 3.7*** présente toutes les valeurs normalisées des propriétés thermomécaniques pour deux composites F.GC1 et F.GC2.

Concernant l'évolution de la résistance ultime en fonction de la température, la ***Figure 3. 14*** présente la comparaison entre ces résultats sur TRC de carbone (F.GC1 et F.GC2) et ceux obtenus sur le TRC de basalte obtenu par Rambo et al [32] et sur TRC de verre obtenu par Tlaiji et al [35]. A partir de la ***Figure 3. 14***, on peut trouver que les deux composites TRC de carbone donnent une similaire diminution progressive de la résistance ultime avec l'augmentation de la température : environ 5% à 75 °C, environ 40% à 400 °C et environ 85% – 90% à 700 °C. Sauf à température de 200 °C, l'écart de deux valeurs normalisées est de 20%, plus grande pour F.GC1. Cette différence est expliquée par l'effet de retrait de la matrice de béton dans la gamme de la température allant de 150 °C à 300 °C. Dans le composite F.GC2, ce phénomène a provoqué une diminution très significative de la résistance ultime grâce à une bonne liaison de l'interface textile/matrice. Au contraire, une faible résistance de l'interface réduit l'effet de ce phénomène dans le composite F.GC1.

Tableau 3. 7: Evolution des propriétés thermomécaniques normalisées des matériaux étudiés en fonction de la température

T °C	F.GC1			F.GC2		
	Contrainte à la fissuration normalisée $\sigma_{T,1}$ (F.GC1) / $\sigma_{25,I}$ (F.GC1) (%)	Rigidité initiale normalisée $E_{,T,I}$ (F.GC1) / $E_{25,I}$ (F.GC1) (%)	Contrainte ultime normalisée $\sigma_{T,UTS}$(F.GC1) /$\sigma_{25,UTS}$ (F.GC1) (%)	Contrainte à la fissuration normalisée $\sigma_{T,1}$ (F.GC2) / $\sigma_{25,I}$ (F.GC2) (%)	Rigidité initiale normalisée $E_{,T,I}$ (F.GC2) / $E_{25,I}$ (F.GC2) (%)	Contrainte ultime normalisée $\sigma_{T,UTS}$(F.GC2) /$\sigma_{25,UTS}$ (F.GC2) (%)
25	100	100	100	100	100	100
75	52.8	55.5	95.4	73.8	79.7	93.6
200	49.8	47.1	86.2	56.4	74.9	67.4
400	55.6	52.9	56.1	57.0	62.9	59.3
500	51.6	29.8	36.3		33.1	32.9
600		26.2	14.3		18.8	23.3
700		28.3	10.2		17.5	15.5

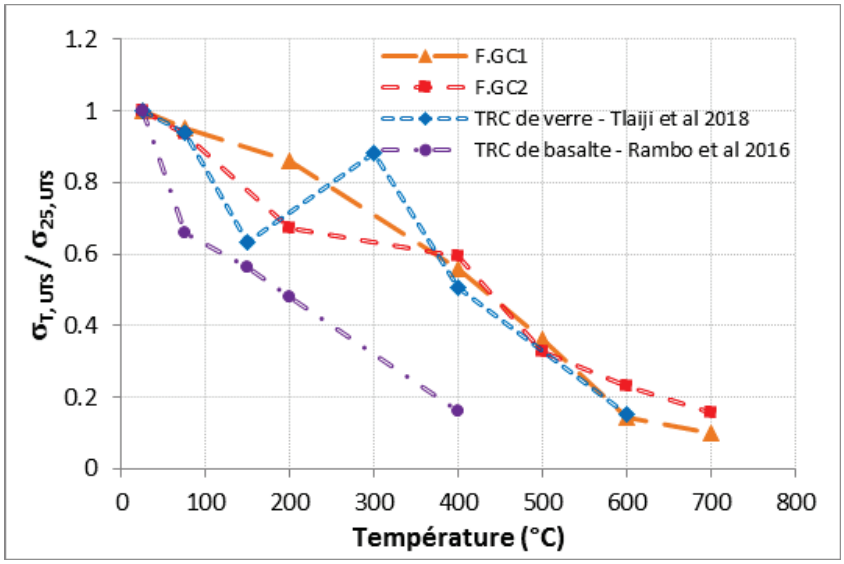


Figure 3. 14: Évolution de la contrainte ultime normalisée obtenue pour les composites F.GC1 et F.GC2, en comparant avec les résultats expérimentaux sur le TRC de basalte obtenus par Rambo et al [32] et sur le TRC de verre obtenu par Tlaiji et al [35]

ii. Contrainte à la fissuration

La ***Figure 3. 15*** présente l'évolution de la valeur normalisée de la contrainte à la fissuration en fonction de la température pour des éprouvettes TRC de carbone, en comparant avec les résultats obtenus sur le béton réfractaire (dans chapitre II) et les résultats expérimentaux de la littérature [32][35]. A partir de la ***Figure 3. 15***, on peut trouver que les TRC de carbone ont donné une évolution de la contrainte à la fissuration en fonction de la température avec deux intervalles : une réduction significative à 75 °C et après une diminution progressive. Cependant, il y avait encore la différence entre deux courbes d'évolution à cause de l'effet du renforcement sur la contrainte à la fissuration dans les deux TRC de carbone. Généralement, le renforcement de textile aura haute efficacité de travail pour la contrainte à la fissuration si l'interface textile/matrice donne une bonne adhérence entre les deux. Dans le cas de TRC à température élevée, l'interface textile GC1/matrice (traité par résine époxydique) dans le composite F.GC1 perdait rapidement sa résistance à 75 °C, tandis que le traitement de silice amorphe à l'interface de F.GC2 était moins affecté par l'action de basse température. Donc, on peut trouver sur la ***Figure 3. 15*** que la courbes d'évolution pour F.GC2 approche de plus en plus jusqu'à 400 °C vers celle de F.GC1.

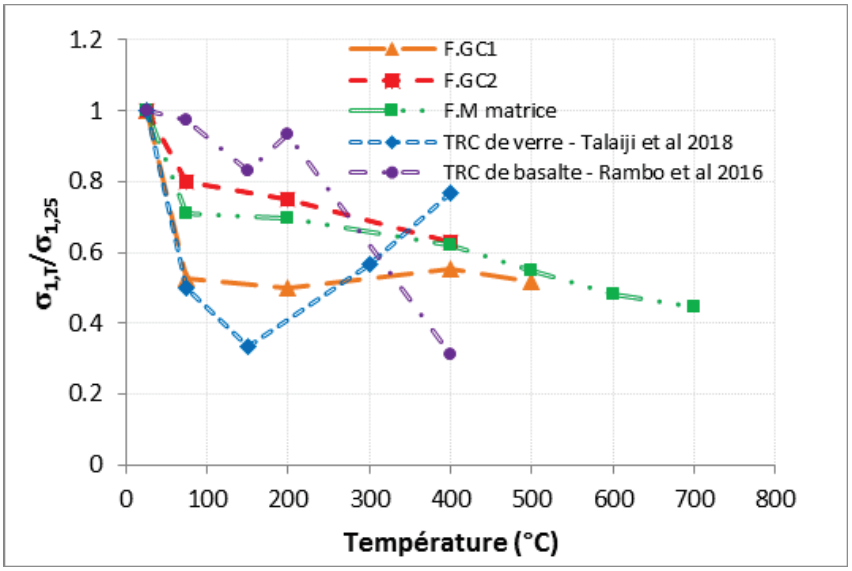


Figure 3. 15: Evolution de la contrainte à la fissuration en fonction de la température pour deux TRC de carbone

iii. Module d'Young à la première phase

Les valeurs normalisées du module d'Young (voir ***Tableau 3.7***) dans la première phase sont figurées sur la ***Figure 3. 16*** en comparant avec les résultats obtenus sur le béton réfractaire (dans chapitre II) et les résultats expérimentaux dans la littérature. A partir de la ***Figure 3. 16***, on peut trouver une similaire tendance de réduction de ce module d'Young en fonction de la température par rapport à celle de la contrainte dans la première phase. Ce résultat peut être compris par mêmes explication comme présenté dans la section précédente. La cause vient de l'effet de la température sur l'adhérence textile/matrice qui assure un travail en commun entre les deux. De plus, la diminution du module d'Young de TRC avec la température est également affectée par l'évolution du module d'Young des textiles de carbone en fonction de la température. Le textile de carbone GC1 donnait une réduction du module d'Young plus rapide par rapport à celle de GC2 (voir ***II.3.1ii***). Donc, on peut observer une grande écarte (environ de 25%) entre deux courbes d'évolution du module d'Young dans la gamme de température allant de 75 °C à 200 °C, et moins grande valeur d'écart (environ de 10%) à température de 400 °C. Après la température de 500 °C, les deux courbes d'évolution s'approchent ensemble vers celle de la matrice non-renforcée.

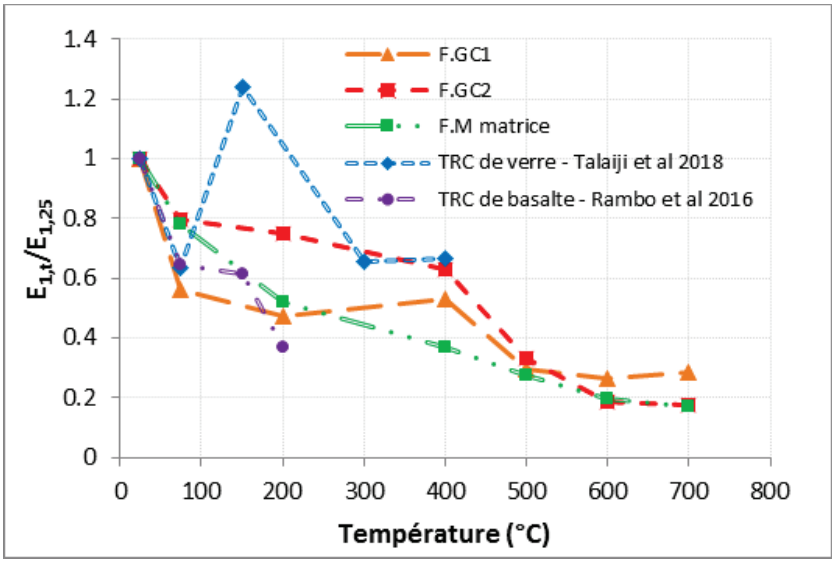


Figure 3. 16: Evolution du module d'Young normalisé à la première phase dépendant de la température, en comparant avec les résultats expérimentaux sur le TRC de basalte obtenu par Rambo et al [32] et le TRC de verre obtenu par Tlaiji et al [35]

III.3.3 Discussion

Dans cette section de discussion, certains points scientifiques concernant le comportement thermomécanique de TRC à température élevée sont discutés en détail, y compris l'effet du renforcement de textile à température élevée, l'efficacité de travail des textiles de carbone et l'effet du traitement de textile.

i. Effet du renforcement à différentes températures

Pour voir l'effet du renforcement de textile à différentes température, le rapport relatif entre la résistance ultime des TRC et celle de la matrice réfractaire F.M est calculé à chaque température. Les ratios $R_{1,T}$ et $R_{2,T}$ sont définis par l'équations 3 suivantes :

$$R_{1,T} = \frac{\sigma_{T,UTS}(F.GC1)}{\sigma_{T,UTS}(F.M)} \; et \; R_{2,T} = \frac{\sigma_{T,UTS}(F.GC2)}{\sigma_{T,UTS}(F.M)} \qquad \textit{Équation 4}$$

Toutes les valeurs du ratio entre la résistance ultime entre les TRC de carbone et celle de la matrice du béton sont présentées dans ***Tableau 3.8*** et les courbes sont illustrées dans la ***Figure 3. 17***.

Tableau 3. 8 : Ratios entre la résistance ultime entre TRC de carbone et celle de la matrice cimentaire à différentes températures

T °C	$\sigma_{T,UTS}$ (F.GC1) (MPa)	$\sigma_{T,UTS}$ (F.GC2) (MPa)	$\sigma_{T,UTS}$ (F.M) (MPa)	Ratio $R_{1,T}$ $\sigma_{T,UTS}$ (F.GC1) / $\sigma_{T,UTS}$ (F.M)	Ratio $R_{2,T}$ $\sigma_{T,UTS}$ (F.GC2) / $\sigma_{T,I}$ (F.M)
25	12.76	10.30	5.29	2.41	1.95
75	12.17	9.64	3.76	3.24	2.56
200	11.00	6.95	3.69	2.98	1.88
400	7.06	6.11	3.28	2.18	1.86
500	4.63	3.39	2.90	1.60	1.17
600	1.83	2.40	2.54	0.72	0.95
700	1.30	1.60	2.36	0.55	0.68

A partir de la ***Figure 3. 17***, on peut trouver l'effet du renforcement sur la résistance ultime des éprouvettes renforcées par des textiles de carbone. A température inférieure à 500 °C, les textiles de carbone assurent un renforcement pour la résistance du TRC. Les valeurs du ratio entre les résistances ultimes des TRC et celles de la matrice de béton sont toujours supérieures à 1. Le composite F.GC1 a donné une résistance ultime plus grande par rapport au F.GC2 grâce à haute performance d'un fil de GC1. A la température supérieure de 600 °C, les textiles de carbone ont commencé à être décomposés et brûlés, ce qui provoquait un effet défavorable sur la capacité de charge du composite TRC. Les pores à l'intérieur de l'éprouvette TRC, créés à partir d'une partie du textile de carbone brûlé, ont significativement conduit la résistance à la rupture. En comparant avec la résistance ultime de la matrice cimentaire non renforcée au même niveau de température, le rapport $R_{1,T}$ et $R_{2,T}$ étaient inférieurs à 1 (voir ***Figure 3. 17***).

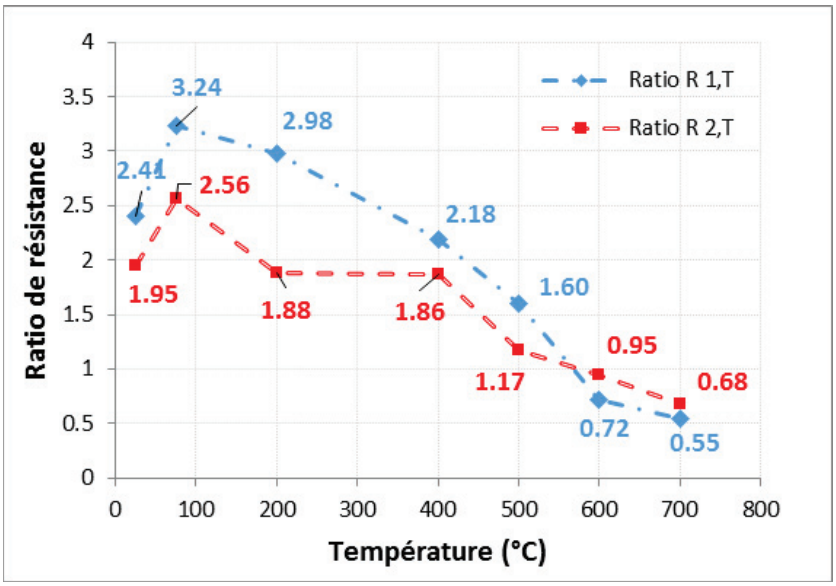


Figure 3. 17: Evolution du rapport de la résistance ultime $R_{1,T} = \sigma_{T,UTS}$ (F.GC1)/ $\sigma_{T,UTS}$ (F.M) et $R_{2,T} = \sigma_{T,UTS}$ (F.GC2)/ $\sigma_{T,UTS}$ (F.M) en fonction de la température

ii. Coefficient d'efficacité des textiles de carbone à température élevée

Le coefficient d'efficacité des matériaux constitutifs dans le composite normal est généralement défini par la loi de mélange dans laquelle les composants présentent leur contribution à la résistance mécanique du composite. Pour le composite TRC, ce coefficient peut être calculé à partir de l'équation 4 ci-dessous:

$$\sigma_C(T) = \eta_f(T).\sigma_f(T).V_f + \eta_m(T).\sigma_m(T).(1 - V_f) \qquad \textit{Équation 5}$$

Où: $\sigma_C(T)$ est la résistance ultime du TRC à la température T; $\eta_f(T)$, $\eta_m(T)$ sont les coefficients d'efficacité du textile de carbone et de la matrice cimentaire à la température T; $\sigma_f(T)$, $\sigma_m(T)$ sont les contraintes en traction du textile de carbone et de la matrice cimentaire; V_f est le taux de renfort dans ce TRC (calculé par le rapport entre la section transversale des fils et celle du composite TRC).

Cependant, à température élevée, ce coefficient peut être déterminé de plusieurs façons dépendant du comportement de TRC, du travail du textile dans le composite TRC. A température inférieure à 500 °C pour F.GC1 et à 400 °C pour F.GC2, le composite TRC était cassé à la dernière phase où il y avait encore le travail tout seul du textile de renforcement. Donc, le coefficient d'efficacité du textile de carbone, dans ce cas-là, peut être calculé par le rapport entre la force ultime du TRC et celle du textile de carbone. A température plus grande, les éprouvettes composites TRC de carbone sont cassées par la rupture simultanée du textile de carbone et de la matrice cimentaire. La résistance ultime du TRC de carbone est plus grande que celle du textile de renforcement correspondant grâce à une contribution porteuse de la matrice réfractaire (voir ***Figure 3. 18***). Dans ce cas-là, on peut supposer que les coefficients d'efficacité du textile en carbone et de la matrice cimentaire soient approximativement égaux pour un calcul simple. Donc, le coefficient d'efficacité des deux matériaux constitutifs peut être calculé à l'aide de l'équation 5 suivante:

$$\eta_f(T) = \frac{\sigma_C(T)}{\sigma_f(T).V_f + \sigma_m(T).(1 - V_f)} \qquad \textit{Équation 6}$$

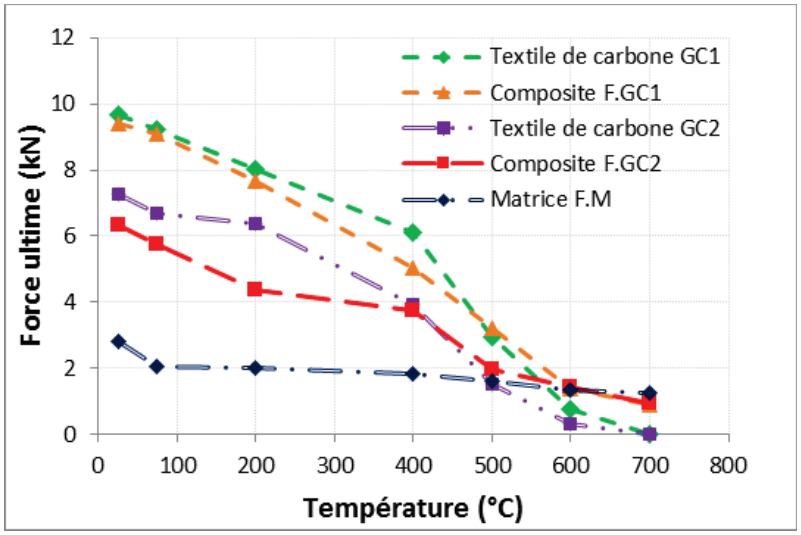


Figure 3. 18 : Evolution de la force ultime des matériaux utilisés en fonction de la température: textiles de carbone GC1 (2 fils) et GC2 (3 fils), composites F.GC1 et F.GC2 et la matrice F.M.

A température de 700 °C pour F.GC1 et de 600 °C à 700 °C pour F.GC2, le textile de carbone n'a plus de capacité de chargement (voir les résultats sur l'éprouvette de textile), donc son coefficient de l'efficacité de travail est égale de zéro dans ce cas – là. Le calcul des valeurs de coefficient d'efficacité pour deux textiles de carbone est présenté dans le ***Tableau 3. 9*** suivant. Le taux de renfort dans le sens de la charge de traction est de 0.52% et 0.92% respectivement pour F.GC1 et F.GC2. La ***Figure 3. 19*** présente l'évolution du coefficient d'efficacité du textile de carbone dans le composite TRC correspondant en fonction de la température.

Tableau 3. 9: Coefficient d'efficacité des textiles de carbone (GC1 et GC2) dans le TRC de carbone à différentes températures [V_f = 0,52% pour F.GC1 et V_f = 0,92% pour F.GC2: taux de renforcement dans le sens de la charge de traction]

Température	25°C	75°C	200°C	400°C	500°C	600°C	700°C
F.GC1 (V_f = 0,52%)							
σ_c(T)	12.76	12.17	11.00	7.16	4.63	1.83	1.30
$\sigma_f(T)$	2616.6	2572.4	2169.5	1652.2	795.7	204.9	-
$\sigma_m(T)$	0	0	0	0	2.90	2.54	2.36
η_f(T)	0.97	0.98	0.96	0.82	0.66	0.51	0
F.GC2 (V_f = 0,92%)							
σ_c(T)	10.30	9.64	6.95	6.11	3.39	2.40	1.60
$\sigma_f(T)$	1311.5	1244.7	1152.5	708.8	308.1	-	-
$\sigma_m(T)$	0	0	0	3.28	2.90	2.54	2.36
η_f(T)	0.86	0.84	0.67	0.63	0.59	0	0

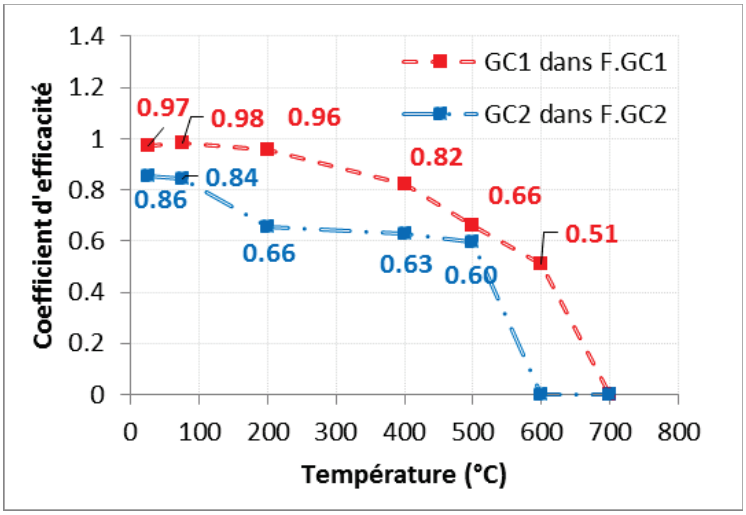


Figure 3. 19 : Coefficient d'efficacité du textile de carbone utilisé dans le composite TRC à différentes températures

iii. Effet du traitement de textile sur comportement thermomécanique de TRC

L'effet du traitement de textile sur le comportement thermomécanique de TRC concerne l'adhérence textile/matrice à température élevée. Sous l'action de la température, la modification du produit de traitement influence fortement sur la résistance de l'interface textile/matrice qui provoque un changement du comportement thermomécanique ou des propriétés mécaniques dans les première et deuxième phases.

Concernant l'effet du traitement de textile sur la contrainte à la fissuration dans la première phase, le ***Tableau 3.10*** présente le ratio de contrainte entre deux composites TRC de carbone. A partir de ce tableau, on peut trouver une meilleure valeur (environ de 1.5 fois) de F.GC2 par rapport à celle de F.GC1. Grâce à un traitement de textile par un produit de silice amorphe, l'adhérence de l'interface entre le textile GC2/matrice était améliorée par rapport à celle de l'interface textile GC1/matrice, ce qui est traitée par la résine époxydique. De plus, ce produit est inerte avec la température élevée tandis que la résine époxydique est modifiée par la cinétique de transition avec la température élevée : la transition vitreuse, la fusion, la cristallisation et la décomposition et oxydation. Donc, l'interface textile/matrice dans le composite F.GC2 a assuré un travail en commun entre deux matériaux. Ça donne également une bonne transmission de charge entre les fils du textile afin de présenter une meilleure valeur de contrainte à la fissuration dans la première phase. Au contraire, à cause de l'effet plus fort de la température sur le traitement de résine époxydique, le composite F.GC1 a possédé une réduction significative du module d'Young après la température de 75 °C. Cette observation a été déjà présentée et expliquée une fois dans la section ***III.3.2iii*** .

Tableau 3. 10: Comparaison de la contrainte à la fissuration de deux composites F.GC1 et F.GC2 à différentes températures

Température	Contrainte à la fissuration		
	F.GC1	F.GC2	Ratio F.GC2/F.GC1
25 °C	4.25	6.38	1.5
75 °C	2.25	4.71	2.1
200 °C	2.11	3.79	1.8
400 °C	2.36	3.63	1.5
500 °C	2.20	3.39	1.5

L'effet du traitement de textile sur la deuxième phase du comportement thermomécanique de composite TRC est analysé en comparant des courbes « contrainte-déformation » à différentes températures et le mode des fissures sur les éprouvettes de TRC après les essais thermomécanique. A cause de la faiblesse de la liaison de l'interface entre textile GC1 /matrice causée par le ramollissement, la fusion et après la décomposition de la résine époxydique dans le traitement de textile GC1 à des températures supérieures de 200 °C, il y avait peu de fissures sur le corps des éprouvettes de F.GC1. Cela provoque l'apparition n'étant pas claire de la phase de fissuration dans les courbes « contrainte – déformation » du comportement thermomécanique du composite F.GC1 dans cette gamme de température (voir section ***III.3.1***). Les mono-filaments de carbone sont progressivement glissés sur la couche de résine fondue. Au contraire, sur les courbes « contrainte-déformation » du comportement thermomécanique de F.GC2 à température inférieure de 400 °C, on peut trouver l'apparition des fissures par la chute de la force très nette. Cette réponse de F.GC2 dans la phase de fissuration est basée sur une bonne liaison entre textile/matrice, ce qui vient du traitement de textile par silice amorphe.

III.3.4 Conclusion

La section ***III.2*** présente tous les résultats obtenus à partir des essais à différentes températures sur les éprouvettes d'un composite TRC, à base d'une matrice du béton réfractaire et renforcée par le textile de carbone GC2, y comprises le comportement thermomécanique au régime TMTC. A base des discussions dans la sous-section précédente, on peut conclure la section ***III.2*** par quelques conclusions suivantes :

- Les deux composites F.GC1 et F.GC2 donnent un comportement thermomécanique d'écrouissage avec 2 ou 3 phases distinguables à température modérée, et un comportement fragile à température supérieure de 500 °C. Les propriétés thermomécaniques du TRC (résistance ultime, contrainte à la fissuration, rigidité initiale) diminuent progressivement en fonction de la température.

- Toutes les éprouvettes du TRC de carbone présentent un mode de rupture fragile à différentes températures, caractérisé par une chute importante de la force sur le graphique d'essai.
- Le renforcement de textile GC1 donne une meilleure valeur de la résistance ultime de TRC grâce à la haute performance du textile GC1. Cependant, il donne également un mauvais effet sur les propriétés thermomécaniques dans la première phase : une diminution très rapide de ces propriétés en fonction de la température.
- Le coefficient d'efficacité du textile de carbone est calculé à partir des résistances ultimes du composite TRC et des matériaux constitutifs. Le textile de carbone GC1 possède une meilleure valeur du coefficient d'efficacité de travail par rapport à celui de GC2. Cependant, ils diminuent progressivement en fonction de la température.
- Le produit de traitement influence significativement sur le comportement thermomécanique, des propriétés thermomécaniques à la première phase de composite TRC. Dans le composite F.GC1, un traitement de textile par un produit de résine époxydique entraîne une faible adhérence de l'interface à température élevée. Cela provoque une réduction significative (environ de 50%) des propriétés thermomécaniques à la première phase à une température qui est supérieure à 75 °C.

III.4 RESULTATS SUR LES ECHANTILLONS DE TRC AU REGIME TMFC

Cette section présente les résultats obtenus à partir des essais au régime TMFC à différents niveaux de force appliqués, y compris la température à la rupture, la durée d'exposition à températures élevées et le mode de rupture des éprouvettes de TRC.

III.4.1 Résistance thermomécanique des TRC

Au régime TMFC, les composites TRC ont donné des résultats expérimentaux sur la température de rupture et la durée d'exposition à chaque niveau de force appliqué. Ce sont des valeurs de critères pour évaluer la capacité d'un matériau au feu.

i. Température de rupture

La ***Figure 3. 20*** montre les résultats effectués sur des éprouvettes des TRC de carbone au régime TMFC. D'après la ***Figure 3. 20***, on peut observer que l'augmentation de la température en fonction du temps était similaire à celle d'ISO-834 [157] lorsque la température augmentait au-dessus de 800 °C. L'augmentation de la température dans le four pourrait être divisée par deux phases: la première phase avec la vitesse accroissant de la température d'environ 30 °C/min si la température était inférieure à 800 °C; la seconde phase avec une vitesse d'augmentation de la température d'environ 4 °C/min si la température était supérieure à 800 °C (voir la courbe d'augmentation de la température pour éprouvettes F.GC2-9%). Il était acceptable de simuler une augmentation de la température en cas d'incendie.

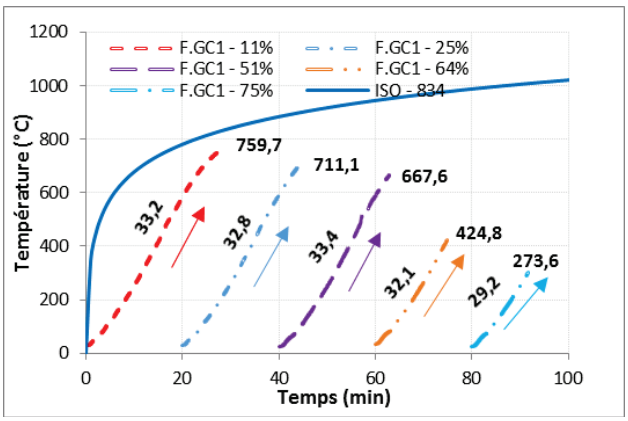
Concernant la résistance à température élevée des composites, deux TRCs de carbone ont donné une température élevée de rupture à chaque niveau de la force appliquée. Comme résultats, les éprouvettes F.GC1 peuvent subir l'action thermomécanique jusqu'à la température de 760 °C correspondant à la force imposée de 1KN (11% par rapport à sa force

ultime à température ambiante), alors que F.GC2 résistait jusqu'à la température de 944 °C avec la force appliquée de 0.6 KN (9%). Sur la ***Figure 3. 20***, on peut trouver que la température de rupture des composites TRC de carbone diminue progressivement lorsque la force imposée augmente. Avec un niveau de force appliqué de 75% (7.1 KN) pour F.GC1, sa température de rupture est de 274 °C, tandis que F.GC2 a possédé une valeur de 472 °C correspondant au niveau de force appliqué environ de 71%. Les autres valeurs de la température de rupture obtenues à partir des essais au régime TMFC sont présentées dans le ***Tableau 3.11*** ci-dessous.

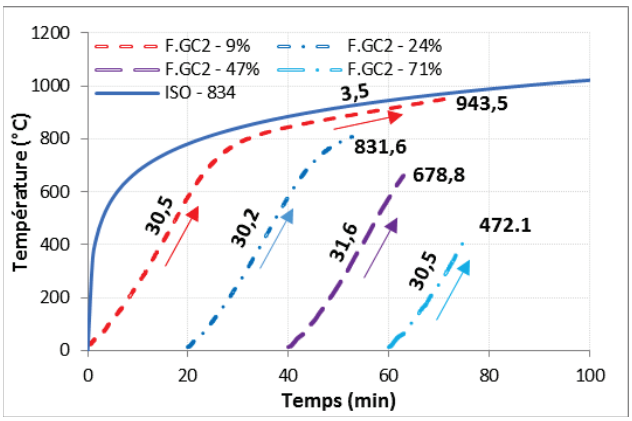
Tableau 3. 11: Résultats du test effectué sur des éprouvettes de TRC au régime TMFC (la valeur de l'écart-type en parallèle)

Eprouvette	Force appliquée (KN)	Niveau de force (%)	Température à la rupture (°C)	Durée d'exposition (min)	Vitesse d'augmentation de la température (°C/min)
F.GC1					
F.GC1 – 11%	1.0	11	759.7 (13.8)	27.9 (1.3)	33.2 (0.5);
F.GC1 – 25%	2.4	25	711.1 (21.2)	24.2 (0.5)	32.8 (0.1)
F.GC1 – 51%	4.8	51	667.6 (23.4)	23.4 (0.4)	33.5 (0.3)
F.GC1 – 64%	6.0	64	424.8 (1.3)	15.1 (0.2)	32.1 (0.4)
F.GC1 – 75%	7.1	75	273.6 (37.3)	10.7 (1.3)	29.2 (0.2)
F.GC2					
F.GC2 – 9%	0.6	9	943.5 (126.7)	53.4 (19.4)	v1=30.5 (2.1); v2=3.5 (0.2)
F.GC2 – 24%	1.5	24	831.6 (57.2)	31.6 (1.2)	30.2 (1.8)
F.GC2 – 47%	3.0	47	678.8 (24.2)	23.7 (1.1)	31.6 (0.4)
F.GC2 – 71%	4.5	71	472.1 (80.9)	16.9 (1.9)	30.5 (1.5)

La ***Figure 3. 20*** montre l'évolution des valeurs absolues des niveaux de température en fonction des valeurs relatives du temps pour tous les niveaux de charge appliqués variant de 11% à 75% pour F.GC1 (voir ***Figure 3. 20a***) et variant de 9% à 71% pour F.GC2 (voir ***Figure 3. 20b***). On remarque que pour avoir une bonne visibilité pour toutes les courbes « température - temps» montrées sur le même graphique, l'origine de chaque courbe « température - temps » correspondant à chaque rapport de force appliqué est déplacée vers une position relative sur l'axe du temps. Cela signifie que sur la ***Figure 3. 20***, pour chaque courbe « température - temps », la valeur absolue du temps à l'origine de la courbe est égale à 0 (min).



(a) Pour F.GC1



(b) Pour F.GC2

Figure 3. 20: Augmentation de la température en fonction du temps à différents niveaux de force appliquée

ii. Durée d'exposition à température élevée

A partir de la ***Figure 3. 20***, on peut trouver que la durée d'exposition à température élevée des éprouvettes de TRC diminuait progressivement avec l'augmentation du niveau de force appliqué. Cette valeur pour F.GC1 est baissée à partir de 28 minutes au niveau de la force de 11% jusqu'à 11 minutes au niveau de la force de 75%, alors que les éprouvettes de F.GC2 ont donné une diminution de la durée d'exposition en fonction du niveau de force appliqué, à partir de 53 minutes à 17 minutes (voir ***Tableau 3.11***). Les deux composites TRC de carbone ont donné les valeurs similaires sur la durée d'exposition à température élevée correspondant avec le niveau de force appliqué environ de 50%. Cette valeur dans ce cas-là est de 23.4 ($\pm$0.4) et 23.7 ($\pm$1.1) minutes respectivement pour F.GC1 et F.GC2. Les essais avec le niveau de force de 9% sur les éprouvettes de F.GC2 ont donné une grande valeur d'écart-type de la durée d'exposition (19.4 minutes), à cause de la faible vitesse d'augmentation de la température (environ 3.5 °C/min). Donc, la température de rupture n'a pas beaucoup varié tandis que la durée d'exposition correspondante a une large variation dans sa valeur.

Si on compare les résultats expérimentaux obtenus avec la courbe d'augmentation de la température ISO-834, on pourrait prédire la durée supportant du TRC en cas d'incendie à suivant la courbe d'ISO-834. L'augmentation de la température en cas d'incendie dans un bâtiment de génie civil est spécifiée selon la norme ISO 834 [157], par l'équation 6 suivante :

$$T = 534 log_{10}(8t + 1) + 20 \qquad \textit{Équation 7}$$

Où : T est la température dans un compartiment d'incendie (°C);

t est le temps d'un incendie (minute) ;

Avec la température de rupture obtenue des éprouvettes TRC de carbone, on peut calculer inversement le temps pour que la température atteinte la valeur souhaitée. L'équation 7 présente la formule de calcul la durée réelle d'exposition en cas d'incendie.

$$t = \frac{1}{8}\left[10^{\left(\frac{T-20}{534}\right)} - 1\right] \qquad \textit{Équation 8}$$

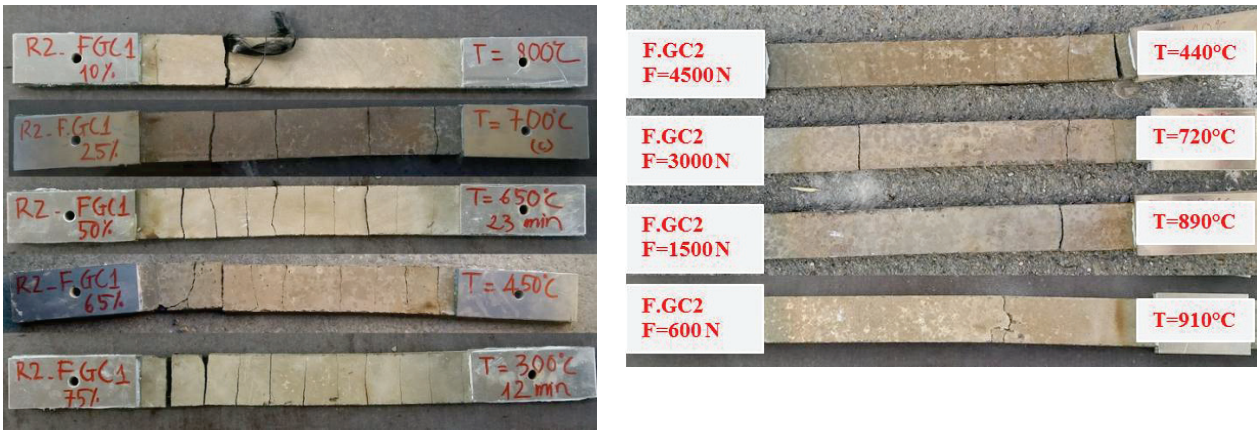
Le ***Tableau 3.12*** ci-dessous présente toutes les valeurs de la durée réelle d'exposition à température élevée en cas d'incendie suivante à la norme ISO 834 [157].

Tableau 3. 12 : La durée réelle d'exposition à température élevée à suivant la courbe d'ISO-834

Eprouvette	Température à la rupture (°C)	Durée réelle d'exposition avec ISO-834 (min)	Eprouvette	Température à la rupture (°C)	Durée réelle d'exposition avec ISO-834 (min)
F.GC1 – 11%	759.7	17.3	F.GC2 – 9%	943.5	59.3
F.GC1 – 25%	711.1	12.5	F.GC2 – 24%	831.6	28.0
F.GC1 – 51%	667.6	9.3	F.GC2 – 47%	678.8	10.0
F.GC1 – 64%	424.8	1.7	F.GC2 – 71%	472.1	2.4
F.GC1 – 75%	273.6	0.6			

iii. Mode de rupture

Les éprouvettes de TRC après les essais au régime TMFC sont observées pour identifier le mode de rupture. Selon les résultats obtenus, les composites TRC de carbone présentent un mode de rupture fragile, clairement caractérisé par une chute significative de la force dans le graphique d'essai. Sur le corps des éprouvettes, il y a des fissures transversales et la défaillance d'une éprouvette s'est trouvé à la section avec une ouverture de fissure. Avec l'apparence et l'ouverture des fissures, le transfert thermique s'est produit plus rapidement dans la matrice cimentaire. Donc, le textile de carbone était facilement attaqué par l'action de température élevée.



(a) Pour F.GC1 (b) Pour F.GC2

Figure 3. 21 : Modes de rupture des éprouvettes de TRC au régime TMFC avec différents niveaux de force appliqués

La ***Figure 3. 21*** présente des images d'éprouvette de TRC après les essais au régime TMFC avec différents niveaux de force appliqués. Sur la ***Figure 3. 21a***, on peut trouver que le

nombre des fissures et l'ouverture de fissure augmentaient progressivement avec l'augmentation du niveau de la force appliqué. Au niveau de la force appliqué supérieur de 50%, il y a plein de fissures sur le corps d'éprouvette car avec ces niveaux appliqués, ce TRC avait dépassé la phase de fissuration de son comportement mécanique. Une observation similaire peut être trouvée sur les éprouvettes de F.GC2 au niveau de force plus grande que F.GC1. Avec la force appliquée de 4.5 KN (75%), F.GC2 avait juste dépassé la deuxième phase de son comportement. Aux autres niveaux de force appliqués, l'éprouvette de F.GC2 est cassée avec quelques fissures sur son corps.

III.4.2 Diffusion thermique du composite F.GC2

Le ***Tableau 3.13*** présente les résultats des essais de diffusivité thermique effectués sur des éprouvettes de cylindre F.GC2 à trois niveaux de température (20 °C, 75 °C et 150 °C). On peut observer que les deux méthodes calculées donnent la valeur convergente du coefficient de diffusivité. La valeur moyenne du coefficient de diffusivité a légèrement diminué avec les températures de 20 °C à 150 °C. La valeur du coefficient de diffusivité était de 0.46 mm^2/s en moyenne à la température ambiante et de 0.39 mm^2/s à 150 °C. La ***Figure 3. 22*** montre l'évolution de la diffusivité thermique d'éprouvettes de F.GC2 en fonction de la température, comparée aux résultats expérimentaux obtenus sur des éprouvettes de TRC-PPS (mortier alumineux chargé de fibres de polypropylène) obtenus par Tlaiji et al [158] et les spécimens du béton de granulats légers obtenus par Nguyen et al [159].

Tableau 3. 13: Résultats de la diffusivité thermique d'éprouvettes de F.GC2 à différentes températures

Eprouvette	Diamètre (mm)	Epaisseur (mm)	Température (°C)	Diffusivité thermique (mm^2/s)		
				Méthode du temps partiel	Méthode du moment	Valeur moyenne
F.GC2-20-a,b,c,d	24	7.94	21.2	0.45	0.48	0.46
F.GC2-75-a,b,c,d	24	7.94	75.1	0.39	0.41	0.40
F.GC2-150-a,b,c	24	7.94	150.7	0.39	0.40	0.39

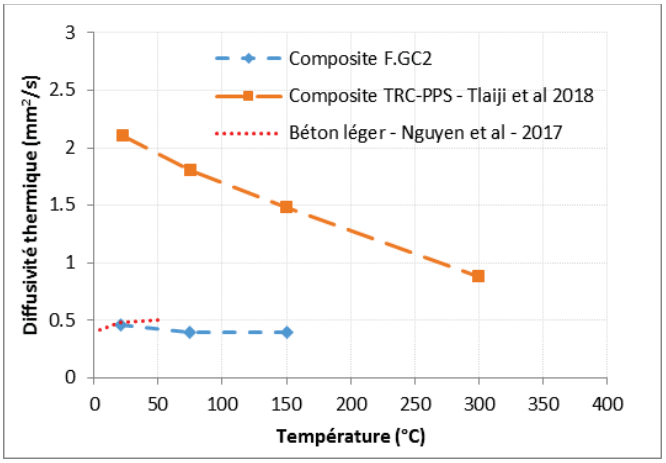


Figure 3. 22: Evolution de la diffusivité thermique du composite F.GC2 en fonction de la température

III.4.3 Discussion

Cette section présente des discussions concernant l'évolution de la résistance des TRC (la température de rupture et la durée d'exposition) en fonction du niveau de force appliqué et la contribution de protection thermique de la matrice réfractaire dans le composite TRC.

i. Evolution des résultats obtenus en fonction du niveau de force appliqué

a) Température de rupture

La ***Figure 3.*** 23 présente l'évolution de la température à la rupture des éprouvettes TRC de carbone en fonction du niveau de force appliqué en comparant avec les résultats expérimentaux sur les matériaux composites au régime TMFC dans la littérature (3G.AR : matrice cimentaire renforcée par 3 maillages de textile de verre Tlaiji et al [156], H-CFRP matrice de polymère renforcée par fibres de carbone Nguyen et al [49]). A partir de la ***Figure 3. 23***, on peut voir que les spécimens TRC de carbone ont fourni la meilleure capacité qu'autres matériaux composites pour soumettre simultanément la charge mécanique et les températures élevées. Le composite F.GC1 a donné une diminution progressive de la température de rupture avec deux intervalles du niveau de force appliqué: de 10% à 50% et de 50% à 75%. Ce changement de tendance décroissant peut être expliqué par la fissuration complète et l'ouverture considérable des fissures quand le niveau de force appliqué dépasse la valeur de 50%. Cela provoque la diminution de la contribution de la matrice réfractaire comme isolant thermique et le transfert thermique plus rapide à l'extérieur vers le textile de carbone GC1 à l'intérieur. C'est pourquoi qu'on peut voir une réduction plus rapide de la température de rupture dans le deuxième intervalle. Au contraire, F.GC2 a possédé une évolution de la température de rupture presque linéaire à partir de 944 °C à 472 °C. Cela démontre que le composite F.GC2 a meilleure stabilité au régime TMFC par rapport à F.GC1.

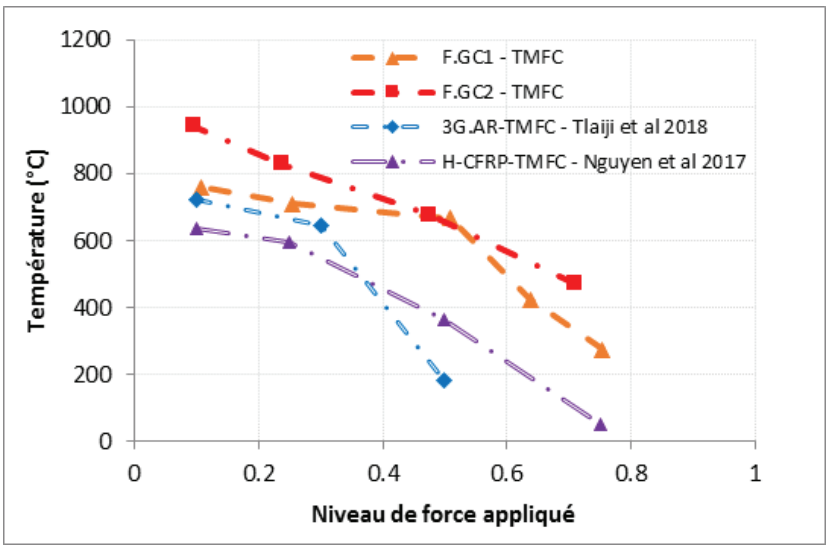


Figure 3. 23: Evolution de la température de rupture (Tr) en fonction du niveau de charge appliqué.

b) Durée d'exposition à température élevée

Les durées d'exposition des composites TRC de carbone à la température élevée sont illustrées par la ***Figure 3. 24***. Pour le composite de F.GC1, comme le résultat de la température de rupture, la durée d'exposition diminue progressivement avec deux intervalles du niveau de force appliqué. On peut comprendre cela par la même explication à partir de la fissuration complète et de l'ouverture des fissures de plus en plus sur le corps d'éprouvette. Cette valeur calculée par la norme ISO – 834 [157] est plus basse (un écart d'environ 10 minutes) que celle obtenue à partir des essais expérimentaux. Concernant l'évolution de la durée d'exposition à température élevée de F.GC2, il y a aussi une diminution avec deux intervalles dépendant du niveau de force appliqué : de 9% à 25% et de 25% à 71%. Ce résultat provient de la baisse très forte de la vitesse accroissant de température après avoir dépassé la température de 800 °C dans le four. L'évolution des durées d'exposition en calculant avec la courbe d'ISO-834 présente une similaire tendance mais avec une diminution totale plus grande.

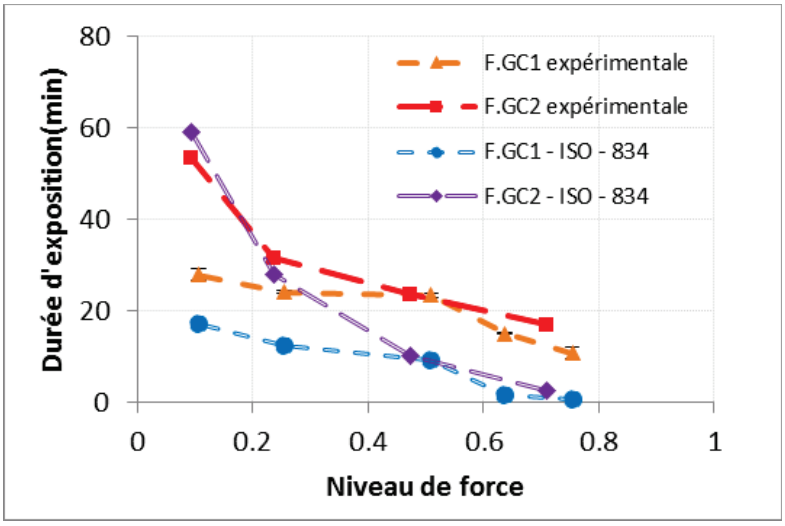


Figure 3. 24: Evolution de la durée d'exposition à température élevée des TRC de carbone en fonction du niveau de force appliqué.

En comparant les deux résultats de F.GC1 et F.GC2 sur la durée d'exposition à température élevée, on peut trouver que les deux composites TRC ont donné presque même valeur de la durée d'exposition à température élevée au niveau de force appliqué de 50%. Cependant, F.GC2 a possédé une meilleure valeur au niveau de force inférieur à 50% par rapport sa résistance à température ambiante. Cela démontre la meilleure capacité de F.GC2 au régime TMFC, et montre encore une fois la rationalité de la composition entre le textile GC2 et la matrice cimentaire F.M dans le cas de renforcement des structures.

ii. Contribution de protection thermique de la matrice

Dans les éprouvettes TRC, la matrice réfractaire avait un rôle important de protection thermique afin de lutter contre l'action de la température sur le textile. Les bonnes propriétés thermique et mécanique du béton réfractaire à température élevée ont permis de résister plus long sous une sollicitation thermomécanique. Avec la force appliquée inférieure à la valeur limite de fissuration de la matrice, les composites TRC de carbone ont donné de bonnes valeurs de la température de rupture et de la durée d'exposition. En comparaison avec les résultats expérimentaux sur les textiles de carbone, on peut trouver une amélioration de résistance au feu présentant par l'augmentation de la température de rupture au même niveau de force appliqué (voir ***Figure 3. 25***). Avec l'augmentation de la force appliquée, le transfert thermique dans la matrice dépende de l'apparence, la densité et l'ouverture des fissures sur le corps d'éprouvette. Donc, la contribution de protection thermique de la matrice réfractaire est diminuée de plus en plus. C'est pourquoi l'évolution de la température de rupture des TRC de carbone approche de plus en plus celle du textile de carbone quand le niveau de force appliqué est proche de 1. Pour le composite F.GC1, l'effet de la fissuration d'éprouvette sur la température de rupture est nettement observé dans la ***Figure 3. 25***. On peut voir une évolution de la température de rupture avec deux intervalles, et une diminution presque similaire avec celle du textile de carbone dans le deuxième intervalle. Au niveau de force appliqué supérieur de 50%, l'éprouvette était complètement fissurée et en cours d'élargir des fissures sous la

force de traction. Donc, la matrice réfractaire a totalement perdu sa contribution de protection thermique pour le textile GC1. Pour le composite F.GC2 au niveau de force appliqué de 71%, l'éprouvette vient de dépasser la phase de fissuration de son comportement dans la première phase d'essai (phase d'augmentation de force jusqu'à la force souhaitée). Donc, la matrice cimentaire a suffisamment assuré une protection thermique pour le textile de carbone car l'ouverture des fissures sur son corps est encore petite. C'est pourquoi qu'il y a un écart environ de 200 °C entre deux évolutions pour F.GC2 et GC2.

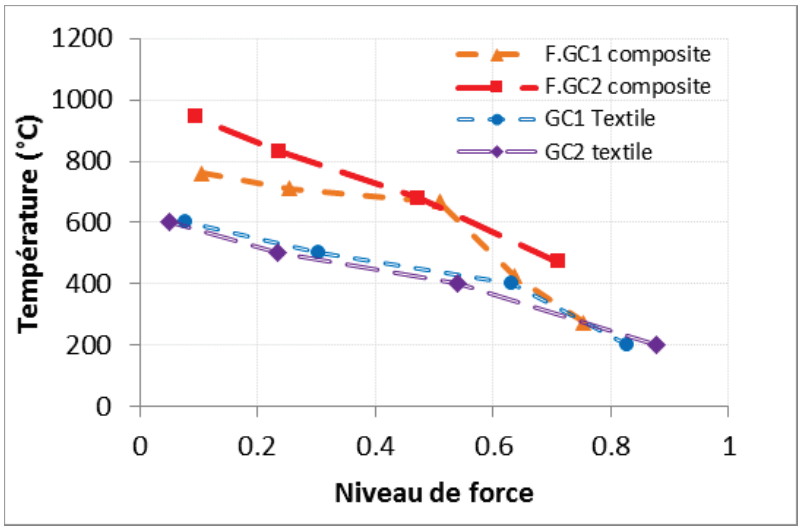


Figure 3. 25 : Evolution de la température de rupture (Tr) en fonction du niveau de charge appliqué en comparant avec les résultats expérimentaux des textiles de carbone

III.4.4 Conclusion

La section III.2 présente tous les résultats obtenus à partir des essais au régime TMFC sur les éprouvettes de composite TRC (F.GC1 et F.GC2). A base des discussions dans la sous-section précédente, on peut conclure la section III.2 par quelques conclusions suivantes :

- Les composites TRC de carbone possèdent une meilleure capacité au régime TMFC par rapport aux autres composites. Parmi eux, F.GC2 donne les meilleures valeurs de la température de rupture et de la durée d'exposition à température élevée.
- La température de rupture et la durée d'exposition à température élevée de F.GC1 baisse de plus en plus avec deux intervalles dépendant du niveau de force appliqué : de 10% à 50% et de 50% à 75%.
- L'évolution de la température de rupture pour F.GC2 est presque linéaire, alors qu'il y a une extension de la durée d'exposition quand la température de rupture dépasse de 800 °C.
- La valeur de diffusivité thermique du composite F.GC2 (inférieure de 0.46 mm/s^2), obtenue à partir d'essai de diffusion thermique, démontre cette capacité de protection thermique de la matrice réfractaire. Cependant, cette contribution de la matrice réfractaire dépend fortement de la force appliquée, qui provoque l'apparence et l'ouverture des fissures sur le corps de TRC.

III.5 CONCLUSION

Ce chapitre présente les travaux concernant d'une expérimentation du comportement thermomécanique de deux composites TRC, basés sur une même matrice de béton réfractaire, mais renforcés par deux textiles de carbone différents (GC1 et GC2). En poursuivant des paragraphes de ce chapitre, on peut comprendre clairement les procédures expérimentales de cette expérimentation. Les résultats obtenus montrent des points scientifiques sur le comportement thermomécanique du composite TRC à température élevée, tels que l'effet du taux de renfort, l'effet de l'action simultanée de force en traction et température élevée, l'effet du traitement par des produits ou de la géométrie des textiles de carbone sur les composites. Ils présentent également l'évolution des propriétés thermomécaniques en fonction de la température, l'efficacité du textile de carbone dans le composite TRC à différentes températures. Ce chapitre donne des paramètres expérimentaux pour le modèle numérique développé dans le chapitre IV suivant.

PARTIE III : APPROCHE NUMERIQUE

CHAPITRE IV. MODELISATION NUMERIQUE DU COMPORTEMENT THERMOMECANIQUE DE TRC

Selon les résultats expérimentaux obtenus dans la littérature, on peut trouver que le comportement thermomécanique du composite TRC dépend plusieurs facteurs, tels que la nature de textile (fibre de carbone, de verre ou de basalte), le taux de renfort, le type de matrice cimentaire, le traitement de textile par des produits de différentes natures, etc. Donc, il faut faire beaucoup d'essais en traction directe à température élevée pour une claire caractérisation du comportement thermomécanique de TRC. Une approche numérique à l'échelle mésoscopique sera une solution pour réduire le nombre d'essais à température élevée car on peut prédire le comportement mécanique global du TRC à partir des propriétés thermomécaniques des matériaux constitutifs.

Ce chapitre présente la modélisation numérique du comportement thermomécanique du composite TRC (F.GC1 et F.GC2) sous l'action simultané de température élevée et de la force en traction. Un modèle d'une éprouvette de TRC sera construit avec la dimension similaire par rapport à une éprouvette réelle. En utilisant la méthode d'élément finis, on peut calculer approximativement le comportement thermomécanique aux deux régimes thermomécaniques TMTC et TMFC. Les paragraphes suivants présentent respectivement la validation du modèle numérique pour les matériaux constitutifs, le développement du modèle 1D et 3D pour le composite TRC.

IV.1 VALIDATION DU MODELE NUMERIQUE POUR LES MATERIAUX CONSTITUTIFS

Dans le modèle numérique, un facteur important influencé sur les résultats numériques obtenus est le modèle du matériau. Cette section présente l'utilisation du modèle des matériaux pour les matériaux constitutifs d'un composite TRC tels que le textile de carbone (GC1, GC2) et la matrice cimentaire (F.M). Les résultats numériques obtenus sont comparés avec ceux de la caractérisation des matériaux constitutifs du TRC à température élevée (voir Chapitre II).

IV.1.1 Modèle numérique pour les textiles de carbone

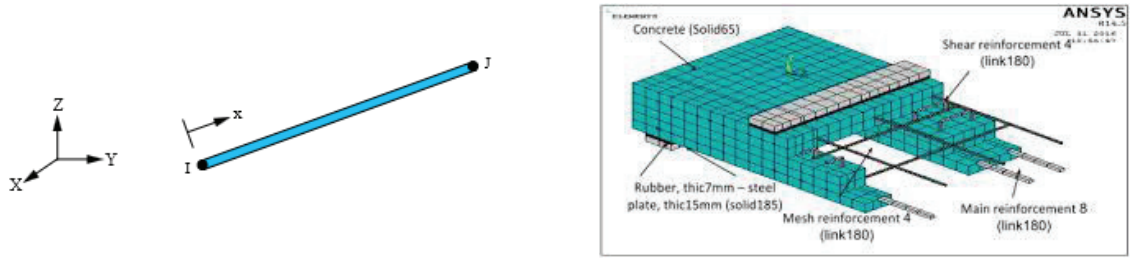
Dans cette section, on va créer un modèle numérique simple (un bar en traction directe) pour simuler le travail des textiles de carbone. Dans ce modèle - là, on suppose que la température dans les éprouvettes du textile soit homogène à la température étudiée et il n'y a pas de transfert thermique. C'est-à-dire qu'il y a que l'analyse mécanique dans ces modèles numériques. Cela est similaire avec la condition des éprouvettes dans la troisième phase de la procédure d'essai du régime thermomécanique à température constante. L'objectif de ce modèle est de valider le modèle du matériau et les propriétés mécaniques des textiles de carbone à hautes températures.

i. Type d'éléments utilisés

Le type d'élément choisi pour les textiles de carbone dans cette analyse mécanique est l'élément LINK180 (**3-D Spar or Truss)**. Cet élément est un bar 3D qui est utile dans

diverses applications d'ingénierie. Il peut être utilisé pour modéliser des câbles affaissés, des liaisons, des ressorts, etc. L'élément est un élément uniaxial de tension (ou compression) avec trois degrés de liberté à chaque nœud: les translations dans les directions nodales x, y et z.

Cette sélection est raisonnable car le textile de carbone travaille dans le composite TRC comme une barre en traction directe. La ***Figure 4. 1*** présente l'élément LINK180 et son utilisation au modèle numérique dans la littérature.



(a) Elément LINK180 (b) Utilisation de l'élément LINK180

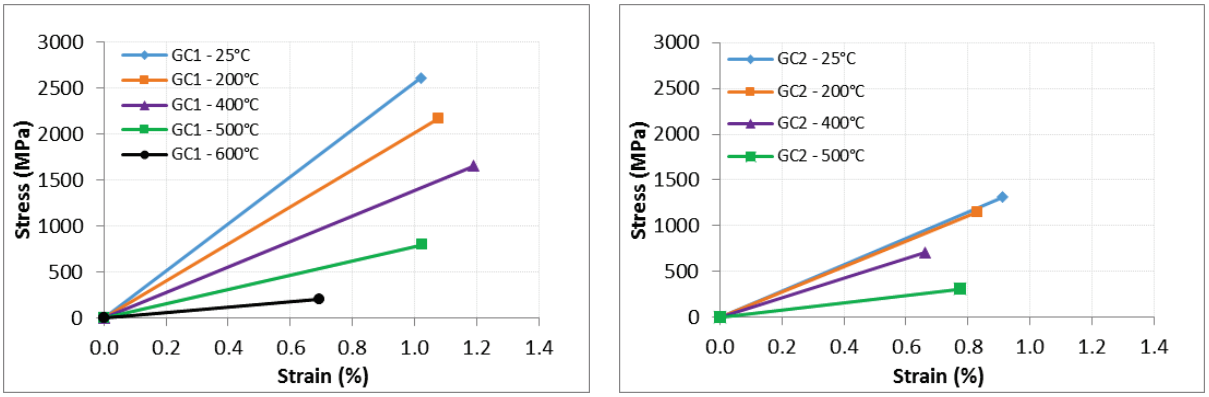
Figure 4. 1 : Eléments utilisés LINK180 dans le modèle numérique pour les textiles de carbone

ii. Modèle du matériau

En ce qui concerne la loi du comportement des textiles de carbone, le **modèle linéaire élastique parfait** est choisi pour simuler le travail du textile de carbone sous l'action de charge mécanique. Les paramètres importants de ce modèle sont la résistance ultime et le module d'Young du matériau. Dans ce modèle numérique, les propriétés thermomécaniques des textiles de carbone (GC1, GC2) sont obtenues à partir d'expérimentation. Ce sont des essais thermomécaniques à différentes températures (voir **II.3.1**). Ces valeurs seront déclarées dans le modèle numérique des textiles de carbone comme données d'entrée pour l'analyse mécanique à températures élevées. Le ***Tableau 4.1*** présente les propriétés thermomécaniques utilisées pour des textiles de carbone dans le modèle numérique à différentes températures. La ***Figure 4. 2*** montre la loi du comportement des textiles de carbone à différentes températures dans le modèle numérique.

Tableau 4. 1: Paramètres calculés utilisés dans le modèle numérique des textiles de carbone

Température	Textile de carbone GC1		Textile de carbone GC2	
	Module d'Young (GPa)	Résistance ultime (MPa)	Module d'Young (GPa)	Résistance ultime (MPa)
25 °C	256.2	2616.6	143.8	1311.5
200 °C	201.6	2169.5	138.6	1152.5
400 °C	138.8	1652.2	107.1	708.8
500 °C	77.6	795.7	39.7	308.1
600 °C	29.5	204.9	0	0

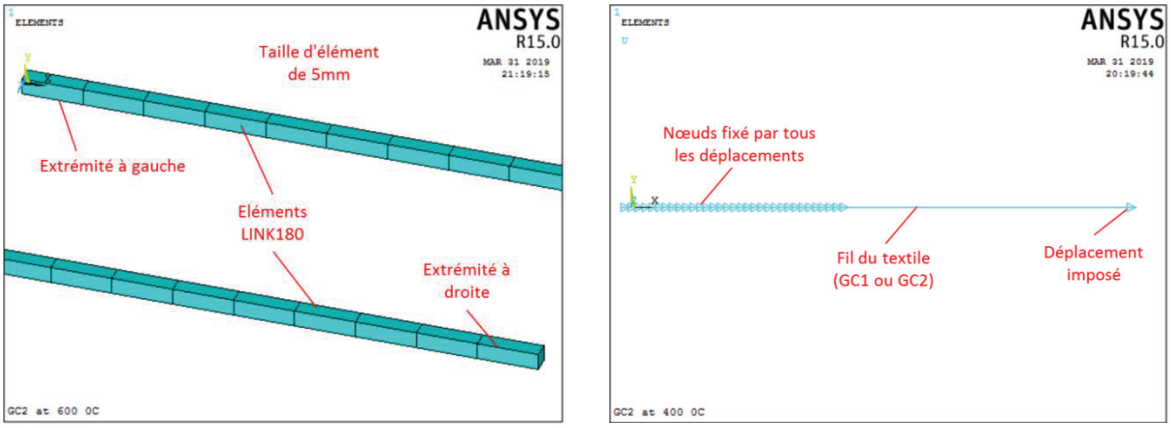


(a) Textile de carbone GC1 (b) Textile de carbone GC2

Figure 4. 2: Loi du comportement mécanique des textiles de carbone GC1 et GC2 dans le modèle numérique à différentes températures

iii. Maillage, conditions aux limites et charges.

Afin de modéliser numériquement le travail en traction directe d'une éprouvette du fil de carbone, un modèle d'une barre est construit avec la longueur similaire comme une éprouvette réelle. Cependant, on pourrait réduire le volume de calcul en profitant la symétrie d'éprouvette au milieu. Donc, on a fait la modélisation du travail pour une demie d'éprouvette, pourtant cela permet d'assurer des résultats raisonnables. Le fil du textile avec la longueur de 370 mm est maillé par des éléments LINK180 avec la taille de 5 mm. La section transversale des fils du textile est déclarée comme en réalité, 1.85 mm^2 pour un fil de GC1 et 1.795 mm^2 pour un fil de GC2. Concernant les conditions aux limites du modèle, tous les nœuds à l'extrémité gauche (0-160mm) ce qui correspond à la zone liée avec des plaques d'aluminium sur l'éprouvette réelle, sont fixés tous les déplacements. A l'autre côté, le déplacement imposé est utilisé pour simuler le mouvement de traverse. La vitesse d'application de la charge est modifiée en fonction du temps pour correspondre avec cela dans la réalité. La ***Figure 4. 3*** ci-dessous présente la configuration du maillage, des conditions aux limites et charges pour le modèle numérique d'un fil du textile.



(a) Maillage des éléments LINK180 (b) Conditions limites et charges

Figure 4. 3 : Configuration du maillage, des conditions aux limites et la charge imposée pour modèle d'un fil du textile

iv. Résultats numériques

Cette section présente totalement les résultats numériques concernant le comportement mécanique des textiles de carbone (GC1 et GC2) à différentes températures. A partir du modèle numérique, on peut obtenir la force de réaction et le déplacement du point à droite (point d'application de charge imposée) à toutes les sous-étapes de calcul. Grâce à cela, on peut traiter le comportement numérique des fils de textile.

a) Comportement du textile de carbone GC1 à différentes températures

Le modèle numérique pour un fil de textile GC1 donne un comportement linéaire jusqu'à sa rupture comme le modèle du matériau qu'on a déclaré. La ***Figure 4. 4*** présente le comportement numérique du GC1 à températures élevées allant de 25 °C à 600 °C, en comparant avec l'expérimentation. Selon ***Figure 4. 4***, on peut trouver qu'il y a un accord entre les deux résultats. Cependant, le modèle d'un fil de GC1 donne la déformation ultime en peu plus grande par rapport aux résultats expérimentaux. Dans le modèle numérique, elle est à peu près du ratio entre la résistance ultime et le module d'Young déclarés. La comparaison entre les deux résultats numérique et expérimental à différentes températures est présentée dans le ***Tableau 4.2*** ci-dessous.

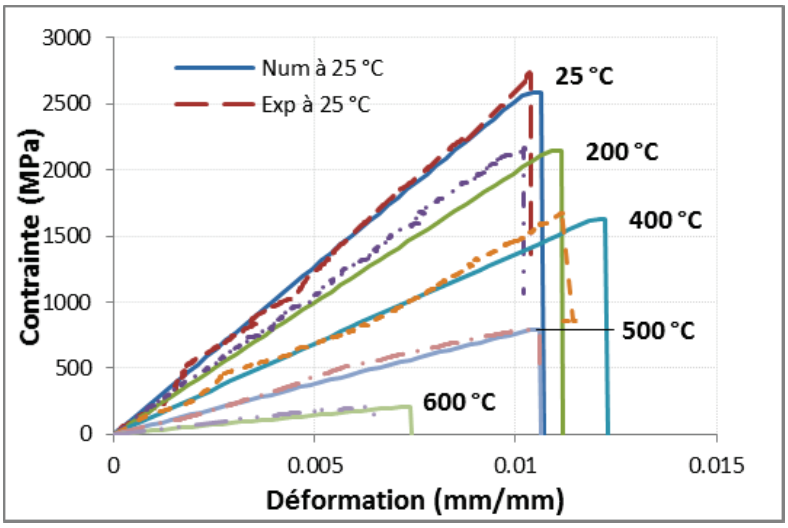


Figure 4. 4: Comportement du textile de carbone GC1 à différentes températures

Tableau 4. 2 : Comparaison des résultats numérique et expérimental pour le textile de carbone GC1 à différentes températures

Température	Résultats expérimental		Résultat numérique	
	Résistance ultime (MPa)	Module d'Young (GPa)	Résistance ultime (MPa)	Module d'Young (GPa)
25 °C	2616.6	256.2	2589.6	253.0
200 °C	2169.5	201.6	2146.1	199.0
400 °C	1652.2	138.8	1632.5	136.5
500 °C	795.7	77.6	787.6	76.6
600 °C	204.9	29.5	203.5	29.2

b) Comportement du textile de carbone GC2 à différentes températures

Le modèle numérique pour un fil de GC2 à différentes températures donne le similaire résultat avec celui de GC1. Le fil de GC2 travaille parfaitement et linéairement jusqu'à sa rupture. Le déplacement du point à l'extrémité droite est utilisé pour calculer l'allongement d'éprouvette. On pourrait également utiliser le déplacement relatif entre deux points sur l'éprouvette pour calculer la déformation de l'éprouvette. Les deux façons de calcul donnent presque même valeur de déformation du fil. La ***Figure 4. 5*** présente le déplacement des points sur l'éprouvette de GC2 à la dernière étape de calcul. D'après la ***Figure 4. 5***, on peut observer la croissance progressive de déplacement des points avec sa position. Le comportement mécanique de GC2 à différentes températures est présenté sur la ***Figure 4. 6*** et les valeurs des propriétés mécaniques sont présentées dans le ***Tableau 4.3***.

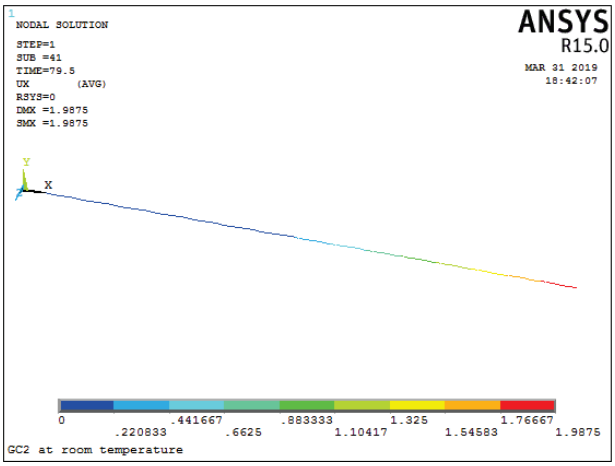


Figure 4. 5 : Déplacement des points sur l'éprouvette dans le modèle du fil de GC2

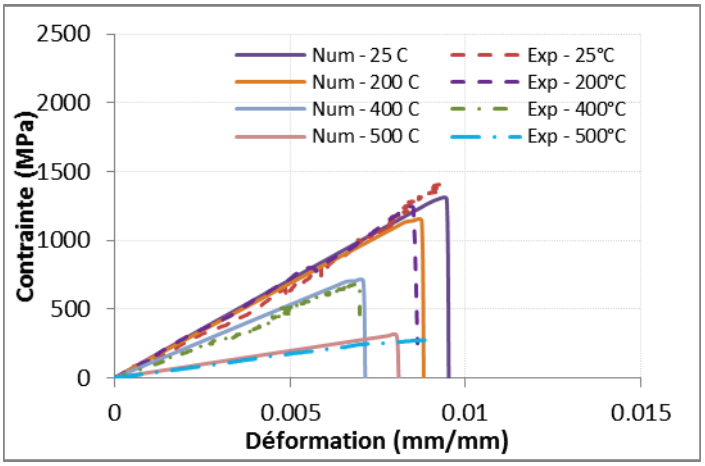


Figure 4. 6 : Comportement du textile de carbone GC2 à différentes températures

Tableau 4. 3 : Comparaison des résultats numérique et expérimental pour le textile de carbone GC2 à différentes températures

Température	Résultats expérimental		Résultat numérique	
	Résistance ultime (MPa)	Module d'Young (GPa)	Résistance ultime (MPa)	Résistance ultime (MPa)
25 °C	1311.5	143.8	1300.0	142.0
200 °C	1152.5	138.6	1142.8	137.3
400 °C	708.8	107.1	703.8	106.5
500 °C	308.1	39.7	305.7	39.3
600 °C	0	0	-	-

IV.1.2 Modèle numérique pour la matrice du béton

Le modèle numérique pour la matrice du béton est construit pour but de valider le modèle du matériaux, on va créer des simples modèles numériques avec les propriétés mécaniques du matériau comme données d'entrée, la dimension, le maillage et les conditions limites afin de simuler le comportement mécanique en traction directe pour la matrice du béton à différentes températures. Dans ce modèle-là, on suppose que la température soit homogène à tous les points dans l'éprouvette (à la température étudiée) et qu'il n'y a pas de transfert thermique. C'est-à-dire qu'on fait seulement la modélisation pour la troisième phase (la phase d'augmentation de la force) dans la procédure d'essai du régime thermomécanique à température constante (TMTC).

i. Type d'éléments utilisés.

Le modèle 3-D pour la matrice du béton est généré à base des éléments SOLID65 (**3D Reinforced Concrete Solid**). Cet élément permet la présence de quatre matériaux différents dans chaque élément. Donc, il peut combiner avec des matériaux de renforcement tels que l'acier ou le textile pour générer un matériau composite (pour le modèle numérique du TRC). Le matériau de béton est capable de fissurer et d'écraser l'intégration directionnelle en plus d'intégrer un comportement plastique et de fluage. La ***Figure 4. 7*** présente les éléments SOLID65 dans le modèle numérique 3D pour la matrice cimentaire.

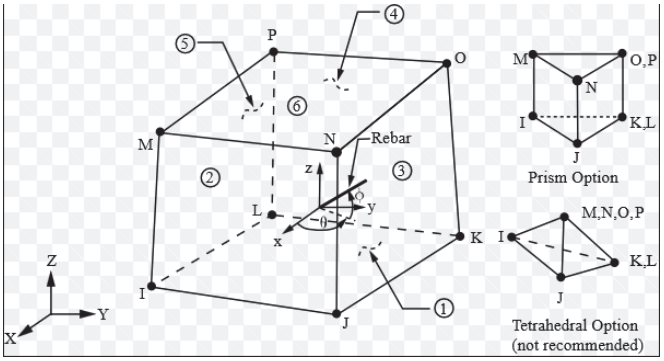


Figure 4. 7: Eléments utilisés SOLID65 dans le modèle 3-D pour la matrice cimentaire

ii. Modèle du matériau

Le modèle du béton (**CONCR - Nonlinear Behavior - Concrete**) est choisi pour la matrice cimentaire dans ce modèle numérique. Ce modèle du matériau pourrait prédire la défaillance de matériaux fragiles (le béton, la pierre, la céramique, etc). Les modes de rupture (par fissuration ou par écrasement) sont pris en compte dans ce modèle de matériau, disponibles avec l'élément SOLID65. Ce modèle de matériau est basé sur des hypothèses et restrictions suivantes :

- La fissuration est autorisée dans trois directions orthogonales à chaque point d'intégration.
- Si une fissure se produit à un point d'intégration, la fissuration est modélisée par un ajustement des propriétés du matériau qui traite efficacement la fissuration comme une «bande tachée» de fissures, plutôt que de fissures discrètes.
- Le béton est supposé être initialement isotrope.
- Chaque fois que la capacité de renforcement de l'élément est utilisée, le renforcement est supposé être «maculé» dans l'ensemble de l'élément.
- En plus de la fissuration et du concassage, le béton peut également subir une plasticité, la surface de rupture Drucker-Prager étant la plus couramment utilisée. Dans ce cas-là, la plasticité est faite avant les contrôles de fissuration et d'écrasement.

Pour la modélisation de la fissuration, la présence d'une fissure au niveau d'un point d'intégration est représentée par la modification des relations contrainte-déformation en introduisant un plan de faiblesse dans une direction normale à la face de la fissure. De plus,

un coefficient de transfert de cisaillement est introduit, ce qui représente un facteur de réduction de résistance au cisaillement pour les charges ultérieures qui induisent un glissement (cisaillement) sur la face de la fissure. La ***Figure 4.8*** ci-dessous présente la loi « contrainte-déformation » d'un système de coordonnées parallèle aux principales directions de contrainte.

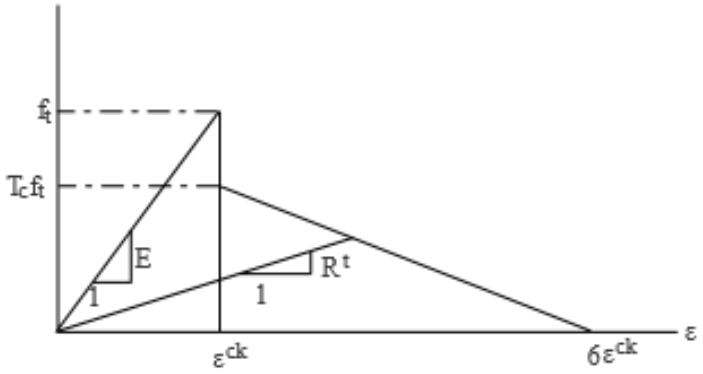


Figure 4. 8: Loi du comportement mécanique de la matrice

Où: f_t est la contrainte de fissure en traction uniaxiale ;

T_c est le multiplicateur pour la quantité de relaxation en contrainte de traction ;

E est le module d'Young de matériau ;

ε_{ck} est la déformation de fissuration ;

R_t est la pente (module sécant) telle que définie dans la ***Figure 4. 8*** ci-dessus. R_t fonctionne avec une descente adaptative et diminue à 0 lorsque la solution converge ;

Concernant l'effet de la température élevée sur le modèle du matériau pour la matrice réfractaire, les propriétés thermomécaniques sont utilisées comme les données d'entrée. Ensuite, on a proposé des valeurs de calcul numérique pour le paramètre Tc à différentes températures. Tous les paramètres calculés pour le modèle de la matrice à différentes température sont présentés sur le ***Tableau 4.4*** ci-dessous.

Tableau 4. 4: Paramètres calculés utilisés dans le modèle numérique à différentes températures pour la matrice du béton

Température	Paramètres du modèle			
	E (GPa)	f_t (MPa)	ε_{ck}	Tc
25 °C	8.41	5.29	6.29×10^{-4}	0.8
75 °C	6.58	3.76	5.71×10^{-4}	0.8
200 °C	4.39	3.69	8.41×10^{-4}	0.7
400 °C	3.09	3.28	10.61×10^{-4}	0.6
500 °C	2.29	2.90	12.66×10^{-4}	0.5
600 °C	1.67	2.54	15.21×10^{-4}	0.4
700 °C	1.44	2.36	16.39×10^{-4}	0.3

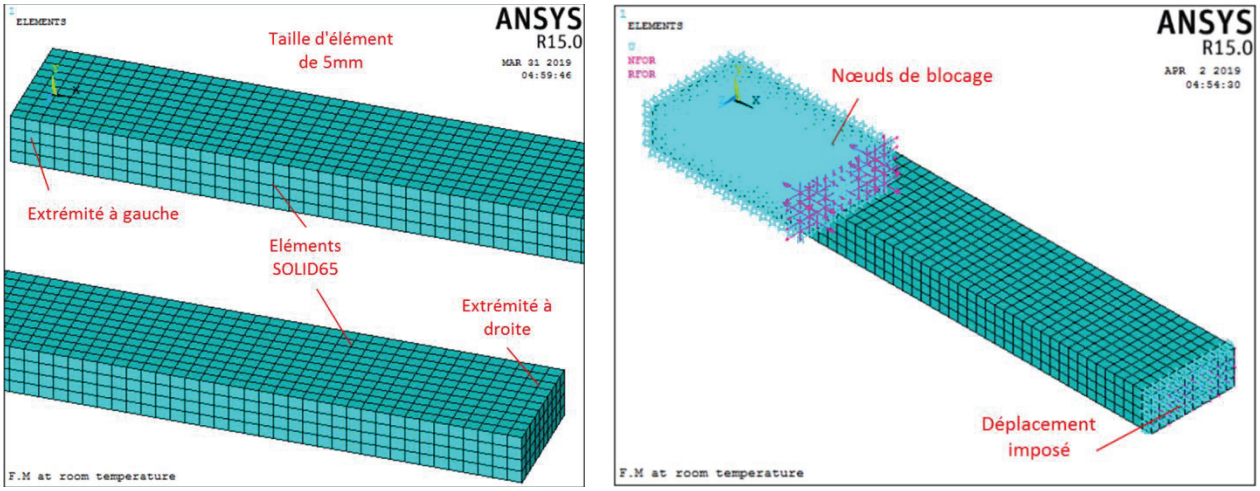
iii. Géométrie, maillage, conditions aux limites et charges

a) Géométrie

Un modèle numérique d'une éprouvette de la matrice cimentaire (F.M) a été créé pour modéliser son comportement sous la force de traction directe. Pour réduire le numéro d'éléments, on fait seulement la modélisation pour une demie d'éprouvette. La dimension d'éprouvette dans le modèle numérique est 20 mm x 51mm x 300mm (épaisseur x largeur x longueur).

b) Maillage

Le modèle est maillé par des maillages de parallélépipède avec l'élément SOLID65. La taille d'éléments dépend de la dimension de chaque bord du modèle et la valeur moyenne est environ de 5 mm (il y a environ 2560 éléments dans ce modèle numérique). La ***Figure 4. 9a*** présente une demie d'éprouvette avec les maillages de parallélépipède.



(a) Géométrie et maillage du modèle (b) Conditions aux limites et charges

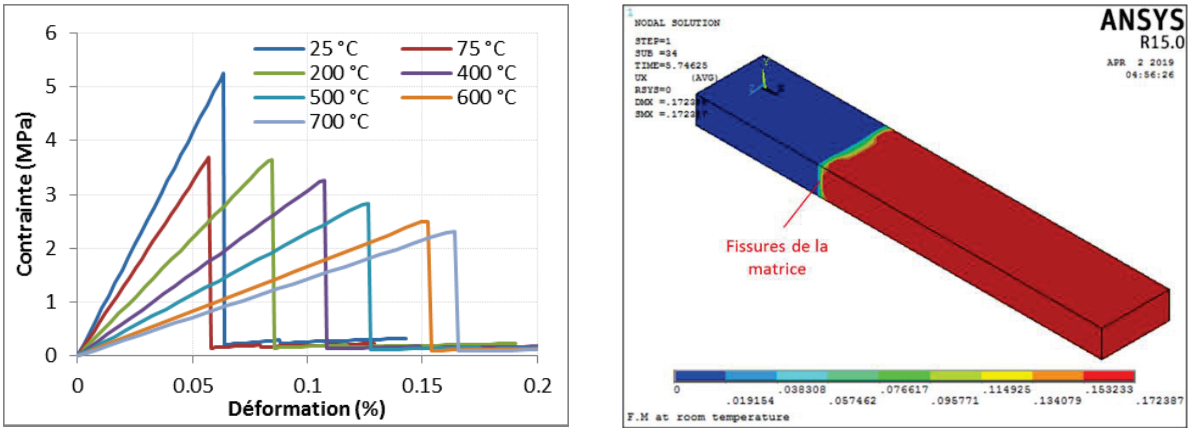
Figure 4. 9 : Configuration du modèle numérique pour l'éprouvette de la matrice cimentaire

c) Conditions aux limites et charges

En réalité, deux extrémités d'éprouvette de la matrice sont collées avec des plaques d'aluminium pour transférer la force de traction. La longueur de collage est de 90 mm à chaque extrémité. Donc, tous les nœuds dans la zone de collage à la première extrémité sont limités tous les déplacements vers trois directions dans ce modèle numérique. La charge mécanique est appliquée sur le modèle par le déplacement imposé (voir ***Figure 4. 9b***). La vitesse d'application de la charge est modifiée en fonction du temps par des étapes et sous-étapes de chargement. Toutes les conditions limites et chargements sont configurés comme un essai expérimental. La ***Figure 4. 9b*** présente la configuration de la condition limite et du chargement pour le modèle numérique.

iv. Résultats numériques

Le modèle 3D donne un comportement de fragile pour des éprouvettes de la matrice cimentaire à différentes températures (de 25 °C à 700 °C) (voir ***Figure 4. 10a***). On peut obtenir également la contrainte des nœuds et des éléments sur l'éprouvette et ainsi que le déplacement des sections de l'éprouvette (voir ***Figure 4. 10b***). La contrainte est distribuée presque égale sur l'éprouvette sauf la section de rupture. Le déplacement de section dépend de sa position par rapport à l'extrémité de blocage. Après avoir été complètement fissuré, le déplacement des points sur l'éprouvette est distribué comme présenté dans la ***Figure 4. 10b***. D'après cette figure, on peut observer la position de fissure et elle divise l'éprouvette en deux parties.



(a) Contrainte des éléments sur l'éprouvette (b) Déplacement des points sur l'éprouvette

Figure 4. 10 : Résultats numériques sur le modèle 3D de la matrice cimentaire à l'étape de calcul avant de la fissuration

Le ***Tableau 4.5*** ci-dessous présente la comparaison entre les deux résultats expérimentaux et numériques concernant la résistance ultime et le module d'Young de la matrice cimentaire à températures élevées (de 25 °C à 700 °C).

Tableau 4. 5 : Comparaison des résultats expérimentaux et numériques sur l'éprouvette de la matrice cimentaire à différentes températures

Température	Résultats expérimentaux		Résultat numériques	
	Résistance ultime (MPa)	Module d'Young (GPa)	Résistance ultime (MPa)	Module d'Young (GPa)
25 °C	5.29	8.41	5.25	8.29
75 °C	3.76	6.58	3.70	6.46
200 °C	3.69	4.39	3.65	4.32
400 °C	3.28	3.09	3.25	3.03
500 °C	2.90	2.29	2.84	2.25
600 °C	2.54	1.67	2.50	1.64
700 °C	2.36	1.44	2.31	1.41

Concernant le mode de rupture, avec l'élément de SOLID65, le modèle numérique 3D a présenté une fissure de l'éprouvette dans la position à côté des nœuds aux blocages dans le modèle numérique à cause de la concentration de contrainte. La fissure a été développée sur une section transversale jusqu'à la rupture complète de l'éprouvette. Ce résultat est en bonne concordance avec le mode de rupture des éprouvettes de la matrice dans l'expérimentation. La ***Figure 4. 11*** présente l'observation des fissures sur l'éprouvette dans le modèle numérique 3D et l'expérimentation.

(a) Expérimentation (b) Modèle numérique

Figure 4. 11 : Fissuration sur l'éprouvette dans l'expérimentation et le modèle numérique 3D pour la matrice cimentaire

IV.1.3 Conclusion

Cette section présente les résultats numérique obtenus à partir des modèles simples concernant le comportement mécanique des matériaux constitutifs d'un composite TRC (textile de carbone et matrice cimentaire). Les modèles numériques sont construits avec une hypothèse : tous des points dans l'éprouvette sont homogène à une température élevée et il n'y a pas de transfert thermique dans l'éprouvette. Cela est similaire avec la condition dans la troisième phase de la procédure d'essai pour le régime thermomécanique à température constante. A base des résultats obtenus, quelques conclusions pourraient être synthétisées pour cette section :

- Un modèle numérique avec l'élément de LINK180 et le matériau linéaire élastique parfait pourrait modéliser le travail en traction des textiles de carbone. Les résultats numériques montrent un bon accord avec ceux d'expérimentation.
- L'élément SOLID65 correspondant au modèle du matériau CONCR est un choix raisonnable pour la matrice cimentaire. Le modèle numérique pourrait montrer la fissure sur l'éprouvette de la matrice sous la force de traction.
- Les deux modèles pourraient être combinés pour la modélisation du travail de composite TRC.

IV.2 MODELE NUMERIQUE POUR DES ECHANTILLONS D'INTERFACE

Ce modèle numérique est créé pour but de simuler le travail d'ancrage à l'interface entre textile de carbone et matrice cimentaire. Les résultats numériques pourraient nous permettre de mieux comprendre le comportement de l'interface à partir des essais d'arrachement.

IV.2.1 Modèle numérique

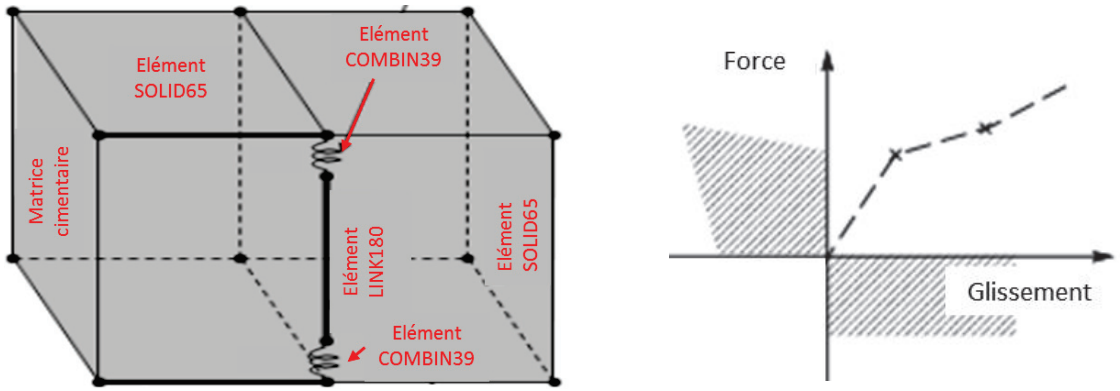
i. Procédure de modélisation

La procédure de modélisation pour ce modèle est réalisée comme les précédents modèles, y compris le type d'éléments utilisés, le modèle du matériau, le maillage, les conditions aux limites et charges.

a) Type d'éléments utilisés.

Dans le modèle numérique pour des éprouvettes de l'interface textile/matrice cimentaire, les éléments utilisés sont l'élément LINK180 (**3-D Spar or Truss)** pour les textiles de carbone et l'élément SOLID65 (**3D Reinforced Concrete Solid**) pour la matrice cimentaire. Les caractéristiques de ces éléments ont été présentées dans les précédents modèles numériques (voir la section IV.1). Pour l'interface textile/matrice, on a choisi l'élément COMBIN39 (**Nonlinear Spring**) qui est comme un ressort non-linéaire liant deux nœuds : un nœud d'élément SOLID65 (la matrice) et un nœud d'élément LINK180 (le fil du textile). L'adhérence entre deux éléments (SOLID65 et LINK180) est caractérisée par la loi de comportement de ce ressort. Quand il y a le déplacement relatif (nommé le glissement) entre deux nœuds à l'interface, cela génère une force de réaction au ressort pour tenir les fils de textile dans le bloc de la matrice. Cette force joue un rôle comme la force de cisaillement à l'interface fil/matrice. Quand le glissement de deux nœuds dépasse la valeur limite, l'élément

COMBIN39 sera endommagé et il y a aucune liaison entre deux nœuds nommés ci-dessus. La ***Figure 4. 12*** ci-dessous présente la configuration de l'élément COMBIN39 dans le modèle numérique de l'interface.



(a) Configuration d'élément COMBIN39 (b) Loi du comportement « force – glissement »

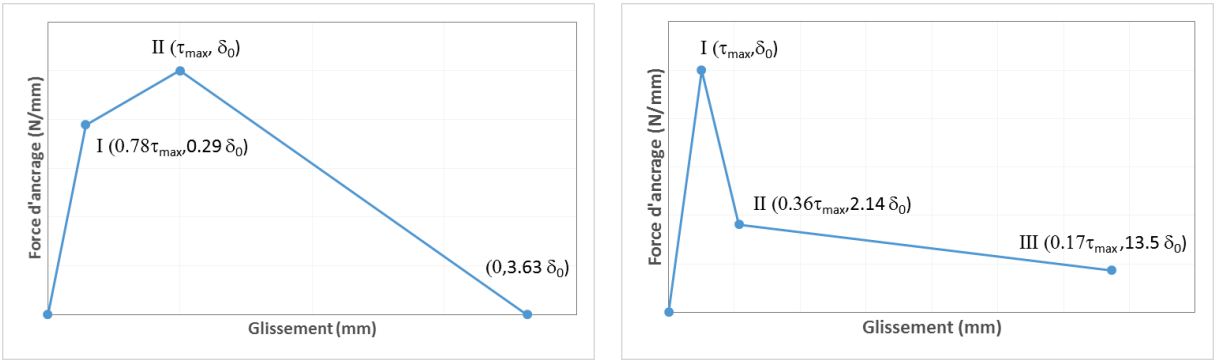
Figure 4. 12 : Elément COMBIN39 pour modèle de l'interface

b) Modèle du matériau

Toutes les données d'entrée pour la matrice et les textiles de carbone sont déclarées comme dans les précédentes sections : le modèle CONCR pour la matrice et le modèle linéaire élastique parfait pour les textiles de carbone (voir ***IV.1.1.ii*** et ***IV.1.2.ii***). Les paramètres de calcul pour les textiles de carbone et la matrice cimentaire sont déclarés comme les modèles de chaque matériau constitutif à température ambiante (voir ***Tableau 4.1*** et ***Tableau 4.4***).

Pour la liaison entre les fils du textile et la matrice cimentaire, le modèle de combinaison non-linéaire (**Nonlinear Spring – COMBIN39**) est choisi comme la loi du travail en commun entre deux matériaux. Avec ce modèle du matériau, on pourrait définir explicitement la courbe force-glissement pour l'élément COMBIN39 en saisissant des points de force discrets en fonction du glissement.

A partir des résultats obtenus, on propose la loi « force d'ancrage – glissement » pour la liaison entre un fil du textile et la matrice cimentaire comme présenté dans la ***Figure 4. 13*** ci-dessous. Dans ces modèles-là, les valeurs de T_{max} et δ_0 sont respectivement la force d'ancrage maximale sur une unité de longueur et le glissement correspondant. Elles sont généralement déterminées par l'expérimentation.



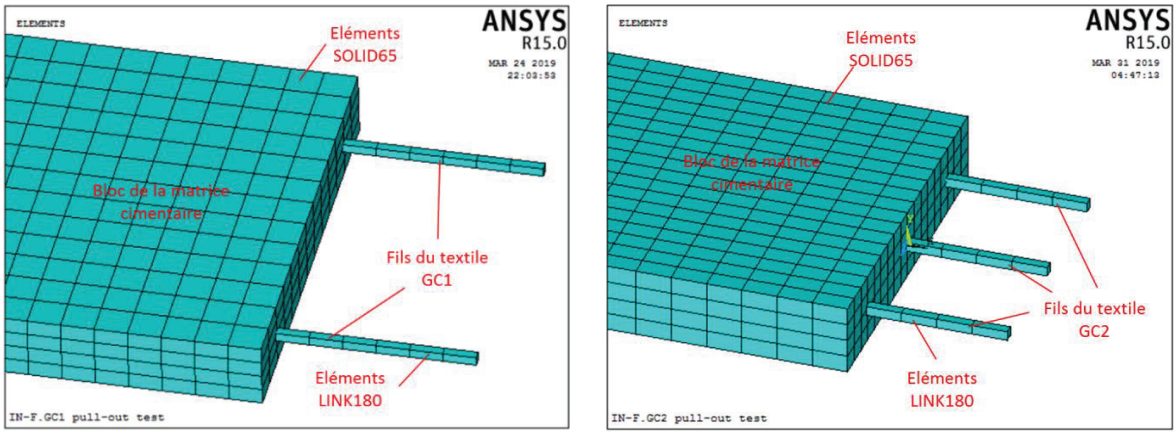
(a) Pour IN-F.GC1 (b) Pour IN-F.GC2

Figure 4. 13 : Relation « force – glissement » d'élément COMBIN 39 pour la liaison « fil – matrice » dans le modèle numérique

c) Géométrie, maillage, conditions aux limites et charges

Pour modéliser le travail d'arrachement des textiles de carbone à partir d'un bloc de la matrice, deux modèles d'éprouvette sont créés avec en même géométrie comme des éprouvettes expérimentales. Pour l'éprouvette d'IN-F.GC1, deux fils de GC1 sont intégrés dans un bloc de la matrice avec les longueurs d'ancrage différentes (3cm, 4cm et 5cm). La dimension du bloc de matrice est de 100 mm x 65 mm x 10 mm (longueur x largeur x épaisseur), comme en réalité. Un similaire modèle est également construit pour l'éprouvette d'IN-F.GC2. La longueur d'ancrage des fils de GC2 dans le bloc de la matrice (dimension de 100 mm x 51 mm x 10 mm) est de 2 cm à 3 cm. Dans ces deux modèles de l'interface, on ne rajoute pas les fils transversaux du textile pour un travail comme en réalité. Cependant, la contribution des fils transversaux à tenir des fils longitudinaux contre la force d'arrachement n'a pas été prise en compte dans le modèle de l'interface. De plus, l'interaction complexe entre le fil transversal et la matrice cimentaire apporte des difficultés pour la modélisation numérique (élément utilisé, loi du comportement de l'interface fil transversal/matrice, etc). On a développé un modèle numérique très simple de l'interface textile/matrice mais il est capable de simuler le travail des matériaux (fils longitudinaux de textile, bloc de la matrice cimentaire) dans le cas des essais d'arrachement.

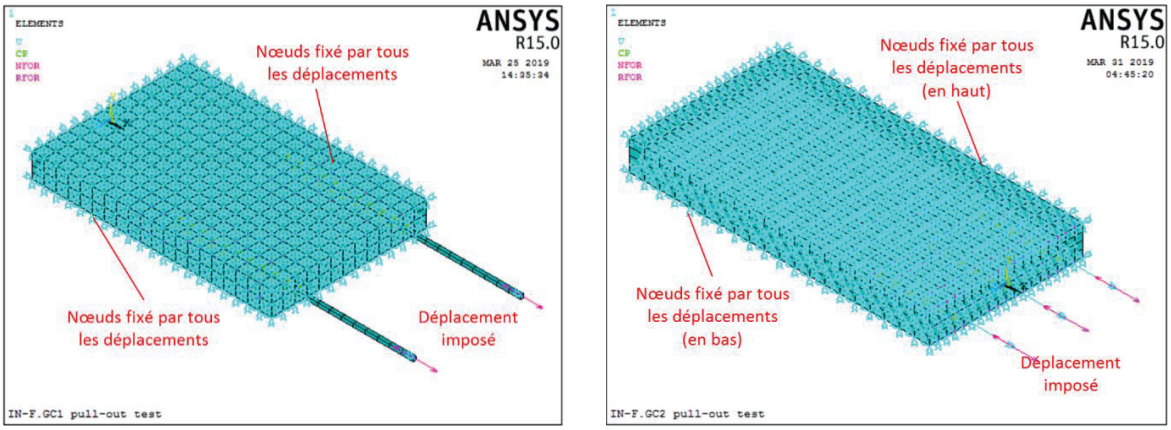
Concernant le maillage du modèle numérique, le bloc de la matrice et les fils du textile sont maillés pour qu'il y ait des nœuds en commun entre les éléments de la matrice cimentaire (SOLID65) et les éléments des fils du textile (LINK180). Le bloc de la matrice est maillé par des éléments SOLID65 sous la forme de parallélépipède avec la taille d'environ 5mm. La ***Figure 4. 14*** ci-dessous présente le maillage du modèle numérique pour deux éprouvettes d'interface IN-F.GC1 et IN-F.GC2.



(a) Pour IN-F.GC1 (b) Pour IN-F.GC2

Figure 4. 14 : Configuration de la géométrie et du maillage dans le modèle numérique de l'interface

Les conditions aux limites et les charges sont imposées sur le modèle de l'interface comme présenté dans la ***Figure 4. 15***. Tous les nœuds sur deux surfaces du bloc de la matrice sont fixés tous les déplacements comme en réalité (ces surfaces ont été collées avec deux plaques d'aluminium ce qui sont supposées de ne pas déformer dans cours d'essai). Les charges mécaniques sont appliquées sur l'éprouvette de l'interface par les déplacements imposés sur des extrémités des fils du textile. La vitesse d'augmentation de déplacement est imposée est contrôlée par le temps de calcul numérique. La charge est également divisée par des étapes pour observer plus facilement le comportement d'arrachement du modèle.



(a) Pour IN-F.GC1 (b) Pour IN-F.GC2

Figure 4. 15 : Conditions aux limites et charges pour le modèle numérique de l'interface

ii. Etude paramétrique de l'effet de T_{max} sur la force d'ancrage maximale

Comme présenté dans la section ***IV.2.1ib)***, les paramètres du modèle de l'interface sont déterminés par l'expérimentation. On a déterminé la valeur de force moyenne (T_{moy}) pour deux interfaces IN-F.GC1 et IN-F.GC2. Cependant, la résistance maximale de la liaison de ressort entre fil/matrice n'est pas de valeur moyenne obtenue qu'on divise la force maximale

expérimentale sur la longueur d'ancrage. D'abord, la distribution de la force d'arrachement sur la longueur d'ancrage n'est pas égale. De plus, la contribution des fils transversaux est assez importante pour tenir le textile de carbone contre la force d'arrachement. Enfin, le taux de travail en commun entre des fils de textile est inférieur à 1. Donc, la valeur T_{max} sera supérieure à celle moyenne obtenue à partir de l'expérimentation. Avec une étude paramétrique de l'effet de T_{max} sur la force d'arrachement maximale, on pourrait déterminer la valeur T_{max} dans le modèle numérique en comparant avec les résultats expérimentaux.

a) Effet de T_{max} sur la force d'ancrage maximale pour éprouvette d'IN-F.GC1

Pour les éprouvettes d'IN-F.GC1, on a choisi celles avec la longueur d'ancrage de 3cm pour faire l'étude paramétrique de l'effet de T_{max} sur la force d'arrachement maximale. La valeur T_{max} est commencée par T_{moy} qui est la valeur moyenne calculée par le ratio entre la force d'arrachement maximale sur la longueur d'ancrage (3cm). Le ratio T_{max}/T_{moy} estprogressivement augmenté de 1 à 6 (avec un intervalle de 0,5). Tous les paramètres du modèle de l'interface sont présentés dans le ***Tableau 4.6*** ci-dessous.

Tableau 4. 6 : Paramètres du modèle de l'interface dans l'étude paramétrique pour IN-F.GC1

T_{max}/T_{moy}	1	1.5	2	2.5	3	3.5	4	4.5	5	5.5	6
T_{max} (N)	37.03	55.54	74.06	92.57	111.08	129.60	148.11	166.63	185.14	203.65	222.17
δ_0 (mm)	0.966										

b) Effet de T_{max} sur la force d'ancrage maximale pour éprouvette d'IN-F.GC2

Pour les éprouvettes d'IN-F.GC2, on a choisi celles avec la longueur d'ancrage de 2cm pour faire l'étude paramétrique de l'effet de T_{max} sur la force d'arrachement maximale. Comme pour IN-F.GC1, la valeur T_{max} est variée à partir de T_{moy} calculée par le ratio entre la force d'arrachement maximale et la longueur d'ancrage 2cm. Le ratio T_{max}/T_{moy} est progressivement augmentée de 1 jusqu'à à 6 (avec un intervalle de 0,5). Le ***Tableau 4.7*** ci-dessous présente tous les valeurs de T_{max} dans cette étude paramétrique.

Tableau 4. 7: Paramètres du modèle de l'interface dans l'étude paramétrique pour IN-F.GC2

T_{max}/T_{moy}	1	1.5	2	2.5	3	3.5	4	4.5	5	5.5	6
T_{max} (N)	23.83	35.75	47.66	59.57	71.49	83.40	95.32	107.23	119.15	131.06	142.98
δ_0 (mm)	0.281										

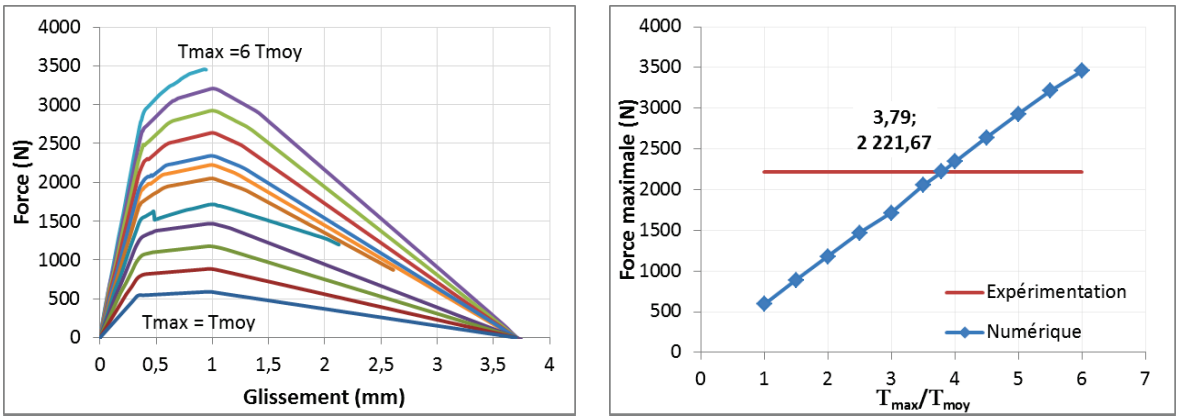
IV.2.2 Résultats numériques

Cette section présente les résultats obtenus à partir des modèles numériques pour deux éprouvettes de l'interface IN-F.GC1 et IN-F.GC2.

i. Effet de T_{max} sur la force d'ancrage maximale

a) Effet de T_{max} sur la force d'ancrage maximale pour l'éprouvette d'IN-F.GC1-3cm

Le modèle numérique pour l'éprouvette d'IN-F.GC1-3cm donne des relations « force – glissement » dépendant du niveau de T_{max} dans le modèle de l'interface déclaré. La ***Figure 4. 13a*** présente les courbes « force – glissement » correspondant avec 11 niveaux de T_{max}, ce qui sont présentés dans le ***Tableau 4.6***. La valeur de T_{max} ne change pas trop la forme de la courbe « force – glissement ». Mais quand la résistance de l'interface est trop grande, donc la matrice cimentaire autour des fils sera complètement cassée en avance et cela provoque la divergence du calcul numérique. Le comportement de l'interface obtenu sera perdu une partie de la courbe comme montré dans la ***Figure 4. 13a*** pour le cas de $T_{max} = 6\ T_{moy}$.



(a) Comportement d'arrachement correspondant à différentes valeurs de ratio T_{max}/T_{moy}

(b) Evolution de la force d'ancrage maximale en fonction de ratio T_{max}/T_{moy}

Figure 4. 16 : Effet de T_{max} sur les résultats numériques obtenus pour IN-F.GC1-3cm

L'évolution de la force d'ancrage maximale en fonction du niveau de T_{max} est présentée dans la ***Figure 4. 13b***. Selon cette figure, la force d'ancrage augmente progressivement à partir de 590.5 N jusqu'à 3458.6 N quand le ratio T_{max}/T_{moy} accroît de 1 à 6. Par la méthode d'interpolation linéaire, le ratio T_{max}/T_{moy} correspondant à la force d'ancrage maximale expérimentale de 2221.67 N, est de 3.79 fois. La valeur de T_{max} pour la liaison entre des fils de GC1 et la matrice cimentaire est de 140.38 N. Cette valeur a été utilisée comme la force maximale sur une unité de longueur d'ancrage dans le modèle de l'interface pour toutes les éprouvettes d'IN-F.GC1.

Tableau 4. 8: Variation de la force d'arrachement maximale dépendant de la valeur de T_{max} pour IN-F.GC1 -3cm

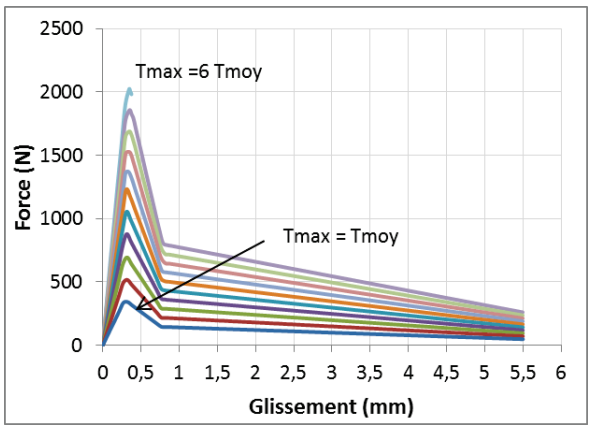
T_{max}/T_{moy}	1	1.5	2	2.5	3	3.5	4	4.5	5	5.5	6
T_{max} (N)	37.03	55.54	74.06	92.57	111.08	129.60	148.11	166.63	185.14	203.65	222.17
F_{max} (N)	590.5	886.2	1178.5	1467.5	1714.7	2052.0	2343.2	2639.0	2925.7	3210.5	3458.6

b) Effet de T_{max} sur la force d'ancrage maximale pour l'éprouvette d'IN-F.GC2-2cm

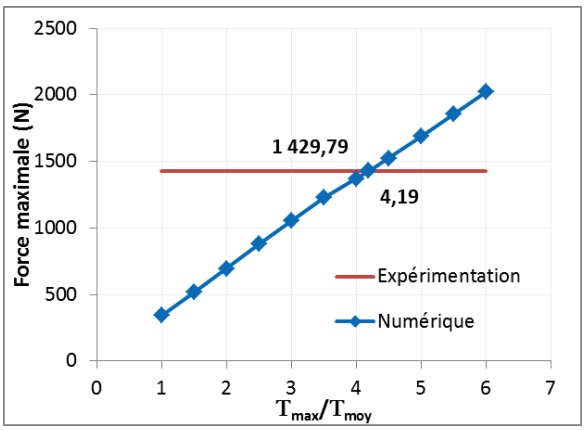
L'étude paramétrique sur la force d'ancrage maximale donne une tendance d'augmentation progressive de cette valeur en fonction de T_{max} (voir ***Figure 4. 17***). Toutes les forces d'ancrage maximales, correspondantes avec 11 niveaux de valeur de T_{max}, sont présentées dans le ***Tableau 4.9*** ci-dessous. La force d'ancrage maximale expérimentale pour IN-F.GC2-2cm (1429.8 N) est correspondante avec la gamme de T_{max} allant de 4 à 4.5 fois de la valeur T_{moy}. En utilisant la méthode d'interpolation linéaire, on peut déterminer la valeur de T_{max} correspondante avec le résultat expérimental. Le ratio T_{max}/T_{moy} obtenu est de 4.19 fois et la valeur de T_{max} pour la liaison entre des fils de GC2 et la matrice cimentaire est de 99.96 N.

Tableau 4. 9: Variation de la force d'arrachement maximale dépendant de la valeur de τ_{max} pour IN-F.GC2 - 2cm

T_{max}/T_{moy}	1	1.5	2	2.5	3	3.5	4	4.5	5	5.5	6
T_{max} (N)	23.83	35.75	47.66	59.57	71.49	83.40	95.32	107.23	119.15	131.06	142.98
F_{max} (N)	341.2	516.1	693.6	877.6	1053.2	1228.1	1370.3	1522.9	1688.1	1855.9	2023.0



(a) Comportement d'arrachement correspondant à différentes valeurs de ratio T_{max}/T_{moy}



(b) Evolution de la force d'ancrage maximale en fonction de ratio T_{max}/T_{moy}

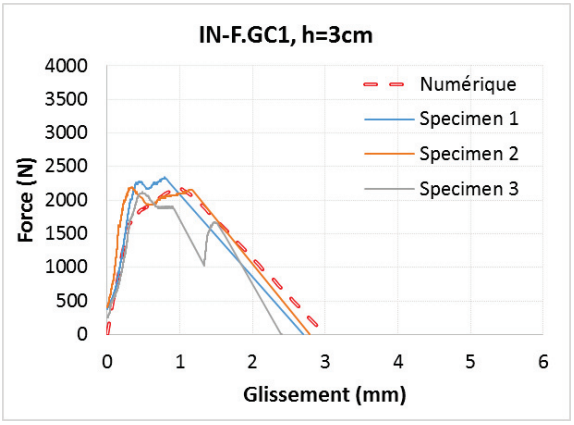
Figure 4. 17 : Effet de T_{max} sur les résultats numériques obtenus pour IN-F.GC2-2cm

ii. Comportement mécanique des éprouvettes de l'interface

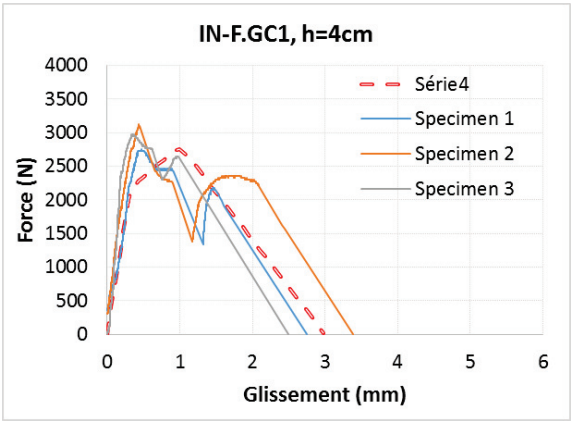
Cette section présente les résultats numériques sur 2 éprouvettes de l'interface (IN-F.GC1 et IN-F.GC2) avec différentes longueurs d'ancrage en utilisant la valeur de T_{max} qui a été déterminée dans la section précédente.

a) Echantillon d'IN-F.GC1

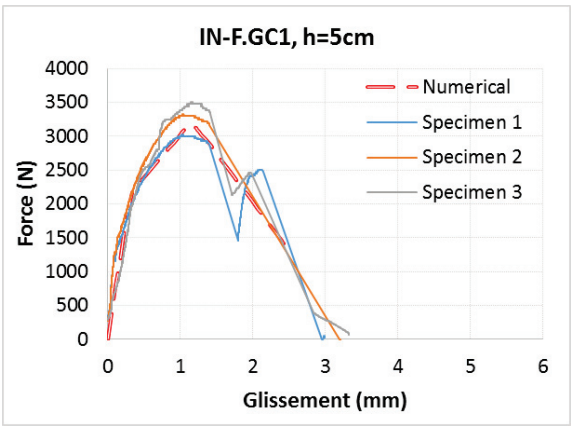
Le modèle numérique des éprouvettes d'arrachement donne le comportement de l'interface avec un ramollissement après avoir atteint la valeur maximale de la force d'ancrage. Cependant, en fonction de la longueur d'ancrage, l'éprouvette de l'interface a donné des résultats différents sur la force d'arrachement maximale. La ***Figure 4.18*** ci-dessous présente la comparaison des résultats expérimental et numérique sur le comportement d'arrachement des éprouvettes d'IN-F.GC1. Selon la ***Figure 4. 18***, on peut trouver un accord entre les deux résultats pour toutes les trois longueurs d'ancrage. La force d'ancrage maximale est présentée et comparée dans le ***Tableau 4.10***.



(a) Longueur d'ancrage de 3 cm



(b) Longueur d'ancrage de 4 cm



(c) Longueur d'ancrage de 5 cm

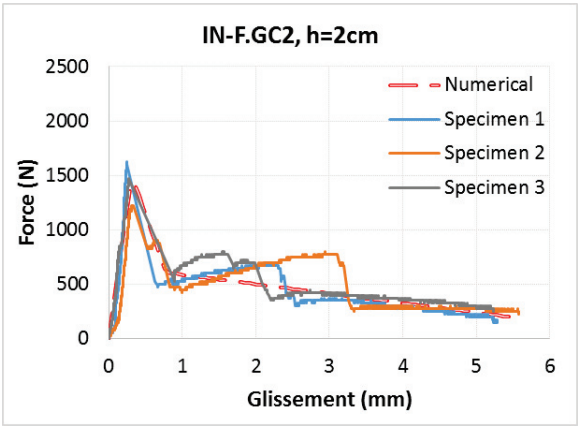
Figure 4. 18 : Comparaison des résultats expérimental et numérique sur le comportement d'arrachement des éprouvettes d'IN-F.GC1

Tableau 4. 10 : Comparaison de la force d'ancrage maximale des résultats expérimental et numérique pour des éprouvettes d'IN-F.GC1

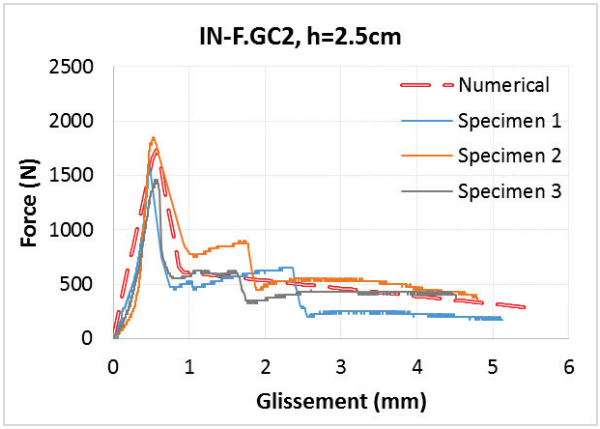
Résultats	IN-F.GC1 - 3cm	IN-F.GC1 - 4cm	IN-F.GC1 - 5cm
Résultats expérimentaux	2221.67 N	2954.17 N	3284.55 N
Résultats numériques	2221.67 N	2760.54 N	3180.05 N

b) Echantillon d'IN-F.GC2

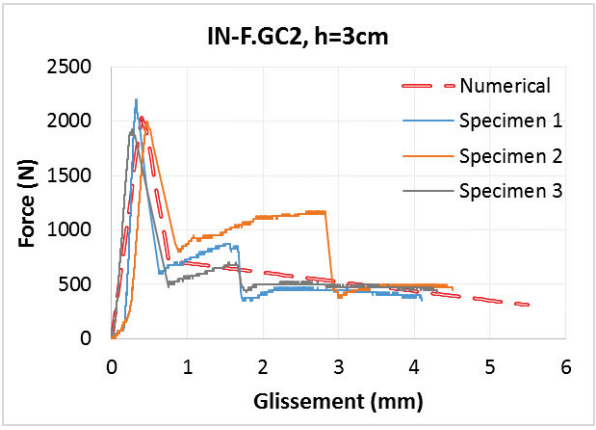
La ***Figure 4. 19*** présente un bon accord au niveau du comportement d'arrachement (force - glissement) entre les résultats de la simulation numérique et ceux de l'expérimentation. Cela démontre une bonne concordance qualitative et quantitative entre le modèle de l'interface proposé et les résultats expérimentaux. La valeur de T_{max} obtenue par l'étude paramétrique est raisonnable avec le modèle numérique pour les éprouvettes d'IN-F.GC2 – 2.5cm et d'IN-F.GC2 – 3cm. La comparaison de la force d'ancrage maximale entre les deux résultats expérimental et numérique est présentée dans le ***Tableau 4.11***.



(a) Longueur d'ancrage 2 cm



(b) Longueur d'ancrage 2.5 cm



(c) Longueur d'ancrage 3 cm

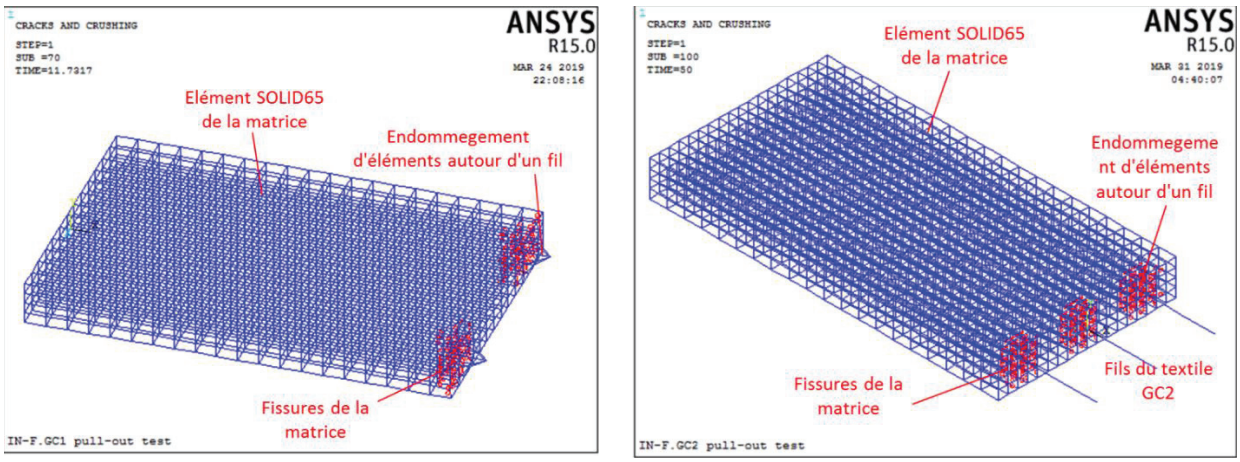
Figure 4. 19 : Comparaison des résultats expérimentaux et numériques sur le comportement d'arrachement des éprouvettes d'IN-F.GC2

Tableau 4. 11 : Comparaison de la force d'ancrage maximale des résultats expérimentaux et numériques pour des éprouvettes d'IN-F.GC2

Résultats	IN-F.GC2 - 2cm	IN-F.GC2 – 2.5cm	IN-F.GC2 - 3cm
Résultats expérimentaux	1429.79 N	1609.71 N	2015.29 N
Résultats numériques	1429.79 N	1731.72 N	2028.41 N

iii. Mode de rupture

Les calculs numériques montrent un seul mode de rupture sur l'éprouvette d'arrachement. Sur le bloc de la matrice, on peut observer l'endommagement d'éléments autour d'un fil du textile. Les éléments de la matrice (SOLID65) liés directement avec l'élément du fil (LINK180) sont fortement déformés alors les autres éléments autour (pas liés directement) sont également endommagés par la force de cisaillement. Le modèle numérique pourrait montrer des fissures de la matrice à positions autour d'un fil du textile. La ***Figure 4. 20*** ci-dessous présente le mode de rupture pour deux types d'éprouvette de l'interface IN-F.GC1 et IN-F.GC2.



(a) Pour IN-F.GC1 (b) Pour IN-F.GC2

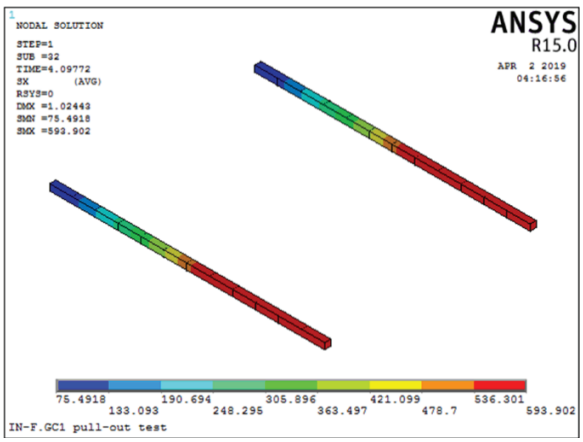
Figure 4. 20 : Mode de rupture des éprouvettes d'arrachement dans le modèle numérique

IV.2.3 Discussion

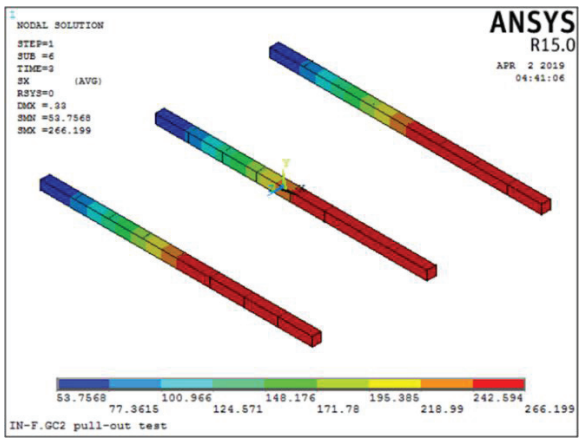
Grâce à l'enregistrement des données numériques obtenues à chaque étape de calcul, on pourrait analyser le changement de la contrainte, de la déformation ou du déplacement dans les fils de textile, ainsi que dans la matrice cimentaire. Dans cette section, on regarde le comportement du fil de textile et de la matrice cimentaire au cours d'essai numérique pour comprendre bien la réponse de l'interface entre eux-mêmes.

i. Comportement du fil de textile

Dans le modèle numérique de l'interface, le fil de textile est soumis à la force de traction. Cependant, la force de traction n'est pas égale dans une partie d'un fil qui est intégrée dans le bloc de la matrice. La force totale de traction a été partiellement distribuée aux éléments de COMBIN39 (comme un ressort) et cette distribution dépend du déplacement relatif (sous la direction longitudinale) entre deux points d'élément COMBIN39. Quand cet élément atteint la résistance limite (le pic du modèle de l'interface), son comportement se passe dans la phase de rupture pour IN-F.GC1 ou celle de frottement pour IN-F.GC2. L'endommagement d'élément se produit de plus en plus sous la direction de l'extérieur vers à l'intérieur. La ***Figure 4. 21*** présente la distribution de la contrainte de traction dans les fils de textile pour IN-F.GC1 (***Figure 4. 21a***) et IN-F.GC2 (***Figure 4. 21b***) dans l'étape de calcul correspondante à la force d'ancrage maximale. On peut observer que la contrainte de traction dans les fils de textile augmente progressivement à partir du point à l'intérieur jusqu'au premier point à l'extérieur alors que cette grandeur d'une partie à l'extérieur du bloc de la matrice est égale pour tous les points. La distribution de la contrainte de traction dans les fils de textile est directement et étroitement liée au déplacement des nœuds d'éléments dans le modèle numérique.



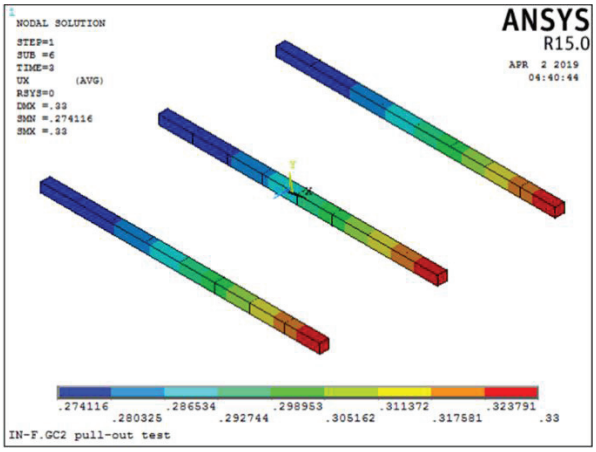
(a) Dans le textile GC1 à l'étape de force d'ancrage maximale (pour IN-F.GC1-3cm)



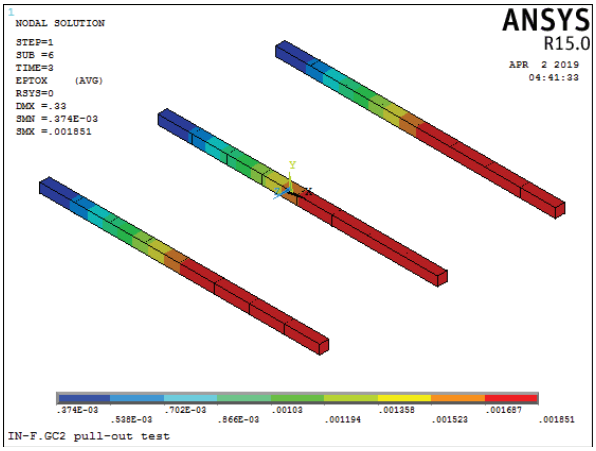
(b) Dans le textile GC2 à l'étape de force d'ancrage maximale (pour IN-F.GC2-2cm)

Figure 4. 21 : Distribution de la contrainte de traction des fils de textile dans les éprouvettes d'interface

Concernant le déplacement des points sur le fil de textile, on peut trouver que leur valeur n'est pas égale mais l'écart entre elles-mêmes n'est pas trop grand. On peut expliquer ce résultat par la raison provenant du textile de carbone. Le déplacement de deux points sur le fil de textile est lié par la déformation du fil entre deux points-là, alors que les textiles de carbone possèdent une grande valeur du module d'Young (en particulier GC1). Donc, la déformation des éléments LINK180 d'une partie d'ancrage dans la matrice est petite et cela provoque l'écart négligeable des déplacements des points sur le fil de textile. La ***Figure 4. 22*** présente la relation entre le déplacement des points et la déformation entre eux-mêmes à une étape de calcul.



(a) Déplacement des points

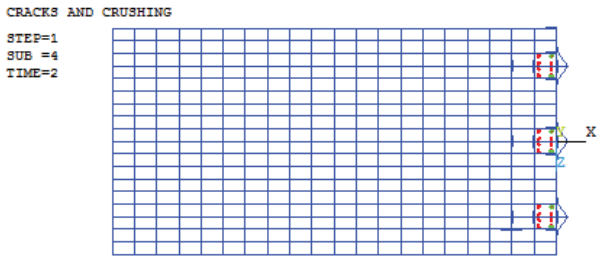


(b) Déformation du fil

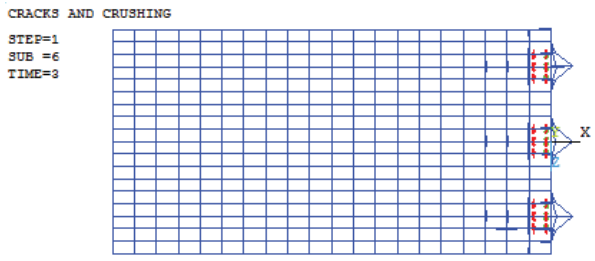
Figure 4. 22 : Déplacement et déformation des points sur les fils de textile GC1 à l'étape correspondante à la force d'ancrage de 1433N pour IN-F.GC2-2cm

ii. Comportement de la matrice

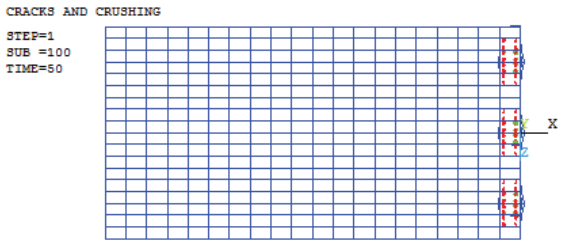
Le comportement de la matrice dépend fortement de la corrélation d'intensité entre la matrice et l'interface. Quand la valeur de T_{max} est suffisamment grande, la force de cisaillement à l'interface pourrait endommager les éléments de la matrice autour d'un fil de textile par l'apparition des fissures. L'endommagement d'éléments de la matrice a été élargi de plus en plus quand la force d'ancrage augmente. Il n'y a plus de liaison entre des fils et le bloc de la matrice dans cette zone –là. Cela provoque la diminution de la longueur d'ancrage et donc la force d'ancrage commence à diminuer jusqu'à la rupture totale de l'éprouvette. La ***Figure 4. 23*** ci-dessous présente l'élargissement des fissures dans le bloc de la matrice en fonction de l'étape de calcul.



(a) A l'étape de calcul correspondant à la force d'ancrage de 966 N



(b) A l'étape de calcul correspondant à la force d'ancrage de 1433 N



(c) A l'étape de calcul correspondant à la force d'ancrage de 198 N (dernière étape)

Figure 4. 23 : Elargissement des fissures avec l'augmentation de la force d'ancrage pour IN-F.GC2-2cm

IV.2.4 Conclusion

Cette section présente les résultats obtenus d'un modèle numérique pour les éprouvettes de l'interface textile/matrice cimentaire. Les fils de textile (GC1 et GC2) sont intégrés dans un bloc de la matrice avec les plusieurs longueurs d'ancrage différentes comme l'expérimentation. A partir des résultats obtenus, quelques conclusions pourraient être synthétisées pour cette section :

- Le modèle numérique avec l'élément COMBIN39 pourrait simuler le travail d'arrachement de l'éprouvette d'interface textile/matrice. Une étude paramétrique pourrait être utilisée pour déterminer la force de cisaillement sur une unité de longueur d'ancrage.

- Avec le modèle de l'interface proposé, le résultat numérique est en accord avec celui expérimental pour les deux types d'éprouvette IN-F.GC1 et IN-F.GC2. Le modèle donne également le mécanisme d'endommagement par la fissuration qui est similaire avec l'observation de l'expérimentation.
- Le modèle ne peut pas considérer la contribution des fils de textile transversaux à tenir le textile dans le bloc de la matrice. Il est possible de donner une valeur de force d'ancrage maximale de l'éprouvette quand la longueur d'ancrage est inférieure à la valeur critique.

IV.3 MODELE NUMERIQUE 3D POUR LE TRANSFERT THERMIQUE DANS LA MATRICE REFRACTAIRE

Cette section présente l'étude numérique concernant le transfert thermique dans l'éprouvette cylindrique de la matrice réfractaire. Ce modèle pourrait nous permettre de vérifier et de valider les propriétés thermiques de la matrice en comparant le résultat numérique obtenu à partir d'un test expérimental réalisé sur une éprouvette cylindrique.

IV.3.1 Procédure de modélisation

i. Types d'éléments utilisés

Dans cet analyse thermique, le type d'élément choisi est l'élément SOLID87 (**3-D 10-Node Tetrahedral Thermal Solid**). Cet élément convient bien à la modélisation de maillages irréguliers (tels qu'en forme de tube ou cylindrique). Il est également applicable à une analyse thermique en 3D, en régime établi ou transitoire. Il y a un degré de liberté, la température, à chaque nœud de l'élément. Si le modèle contenant cet élément doit également être analysé structurellement, l'élément doit être remplacé par l'élément structurel équivalent (tel que SOLID187). Les surfaces et les nœuds d'élément sont numérotés comme indiqués dans la ***Figure 4. 24*** ci-dessous.

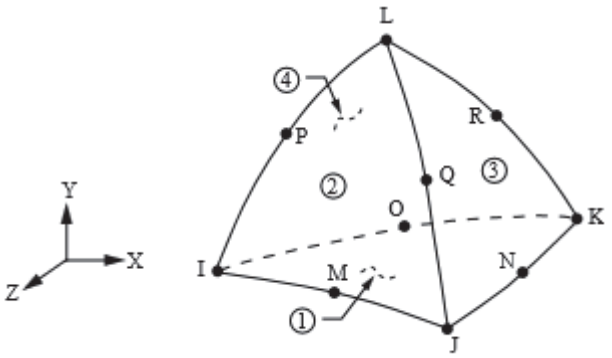


*Figure 4. 24 : Elément SOLID87 (**3-D 10-Node Tetrahedral Thermal Solid**) pour l'analyse thermique*

Il y a quelques hypothèses et restrictions pour cet élément dans l'analyse thermique :

- L'élément ne doit pas avoir un volume nul.

- Un bord avec un nœud intermédiaire enlevé implique que la température varie linéairement, plutôt que paraboliquement, le long de ce bord.
- La chaleur et l'enthalpie spécifiques sont évaluées à chaque point d'intégration afin de permettre des changements abrupts (tels que la fusion) au sein d'une grille grossière d'éléments.
- Une surface libre de l'élément (c'est-à-dire non adjacente à un autre élément et non soumise à une contrainte de limite) est supposée être adiabatique.

ii. Modèle du matériau

Le modèle de transfert thermique ce qui est capable de prédire l'évolution de la température dans l'éprouvette 3D est basé sur l'équation différentielle partielle de la chaleur:

$$\rho c \frac{\partial T}{\partial t} = \nabla.\left(k \nabla T\right) = \frac{\partial}{\partial x}\left(k_x \frac{\partial T}{\partial x}\right) + \frac{\partial}{\partial y}\left(k_y \frac{\partial T}{\partial y}\right) + \frac{\partial}{\partial z}\left(k_z \frac{\partial T}{\partial z}\right) \qquad \text{Equation 4.1}$$

Où: T : est la température à un nœud d'élément ;

t : est le temps de l'analyse thermique ;

k_i : est la conductivité thermique du matériau sous la direction i (i=x,y,z) ;

ρ : est la densité du matériau à la température T ;

c : est la chaleur spécifique du matériau à température T ;

Parmi des paramètres de calcul ci-dessus, la conductivité thermique de la matrice réfractaire peut être calculée par l'équation suivante :

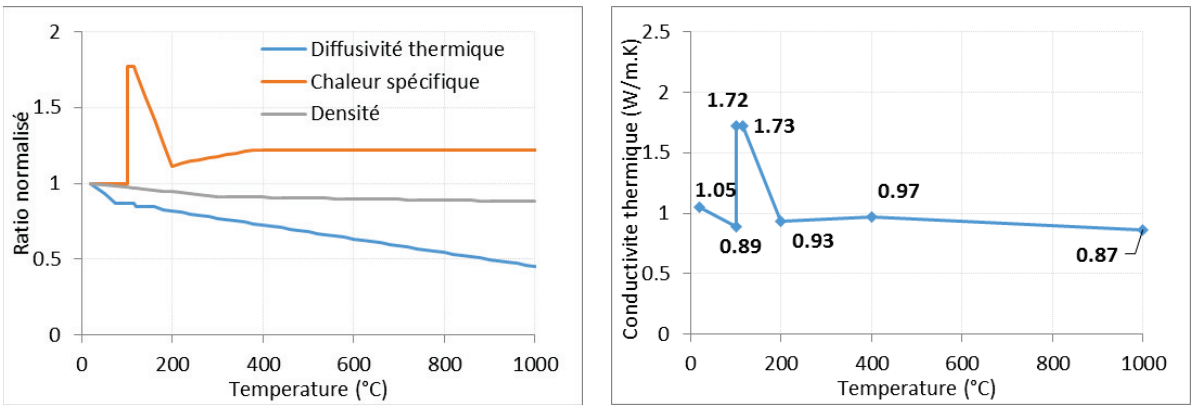
$$k_{(T)} = a_{(T)} \text{ x } \rho_{(T)} \text{ x } C_{p(T)} \qquad \text{Equation 4.2}$$

Ou : $a_{(T)}$ est la diffusivité thermique de la matrice réfractaire à température T

Les propriétés thermiques de la matrice réfractaire ont été prises grâce aux résultats expérimentaux pour la diffusivité thermique (mesurée par la méthode Flash), selon la norme d'Eurocode 2 pour la chaleur spécifique du beton avec une teneur en eau de 2.26% (mesurée expérimentalement sur l'éprouvette réelle) et dans la littérature pour la densité de la matrice réfractaire (avec une teneur en aluminate d'environ 50%) [23]. Grâce à ça, on peut identifier des paramètres de calcul à température ambiante ainsi qu'à température élevée. Le ***Tableau 4.12*** ci-dessous présente les valeurs initiales (à la température ambiante) des propriétés thermiques de la matrice réfractaire. L'évolution de ces paramètres en fonction de la température est présentée sur la ***Figure 4. 25***.

Tableau 4. 12 : Propriétés thermiques de la matrice réfractaire à température ambiante

Propriétés thermiques	Diffusivité thermique	Chaleur spécifique	Densité	Conductivité thermique
T = 20°C	a = 0.46 x 10^{-6} m^2/s	C = 900 J/kg.K	ρ = 2490 kg/m^3	k = 1.03 W/m.K



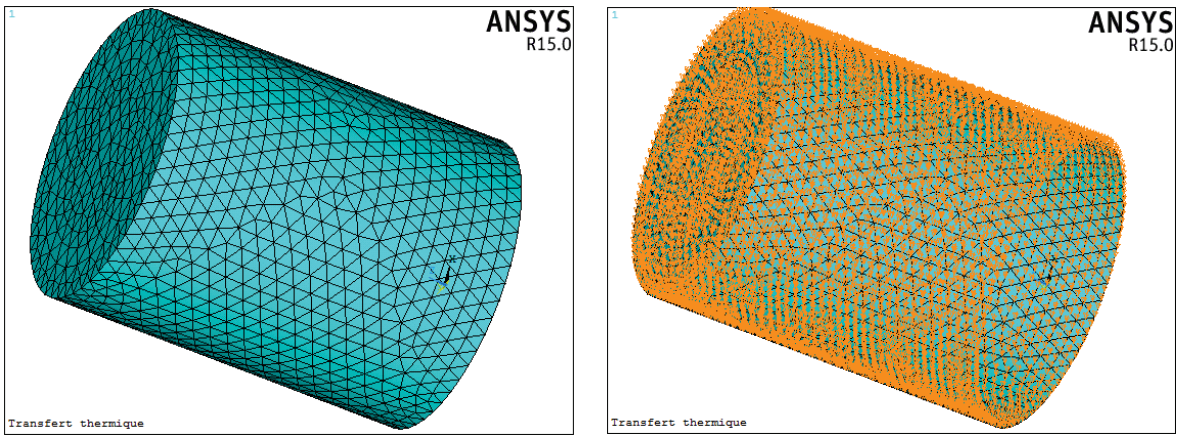
(a) Evolution de la diffusivité thermique, de la chaleur spécifique et de la densité de la matrice réfractaire

(b) Evolution de la conductivité thermique de la matrice réfractaire

Figure 4. 25 : Evolution des propriétés thermiques de la matrice réfractaire en fonction de la température

iii. Géométrie, maillage, conditions aux limites et charges

Grâce à la symétrie de la géométrie et de charge thermique de l'éprouvette cylindrique, il faut seulement modéliser le transfert thermique d'une demi-éprouvette. Donc, un modèle d'éléments finis a été généré avec la dimension d'une demi-éprouvette (diamètre de 3.8cm, longueur de 10cm). Cela nous a permis de réduire le nombre d'éléments mais encore d'assurer raisonnablement des résultats numériques. Concernant le maillage du modèle, la taille d'élément choisie est de 5 mm pour tous les bords d'éléments. La ***Figure 4. 26a*** présente le maillage d'éléments pour l'analyse de transfert thermique dans une demie d'éprouvette cylindrique.



(a) Maillage

(b) Température imposée

Figure 4. 26 : Maillage, conditions aux limites et charges pour le modèle de transfert thermique

Les conditions aux limites pour l'analyse thermique sont généralement la température aux nœuds (sur la surface d'éprouvette), la convection thermique (vers l'extérieur) ou le flux de chaleur (entre deux sections). Dans ce modèle, tous les nœuds à la surface extérieure de

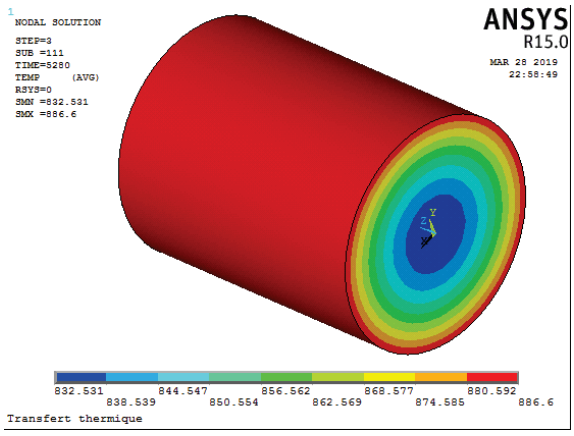
l'éprouvette cylindrique ont été imposés à une température élevée. Les charges de température sont divisées par deux étapes avec plusieurs sous-étapes pour simuler l'augmentation de la température autour d'éprouvette. La vitesse d'augmentation de la température est choisie comme sa valeur d'essai expérimentale. La convection thermique vers à l'environnement est négligeable car la température dans le four est quasi homogène comme sur l'éprouvette. Le flux de chaleur à la surface de symétrie (la section au milieu d'éprouvette réelle) est nul dans le modèle numérique. La ***Figure 4. 26b*** présente les conditions aux limites de l'éprouvette dans le modèle EF.

IV.3.2 Résultats numériques

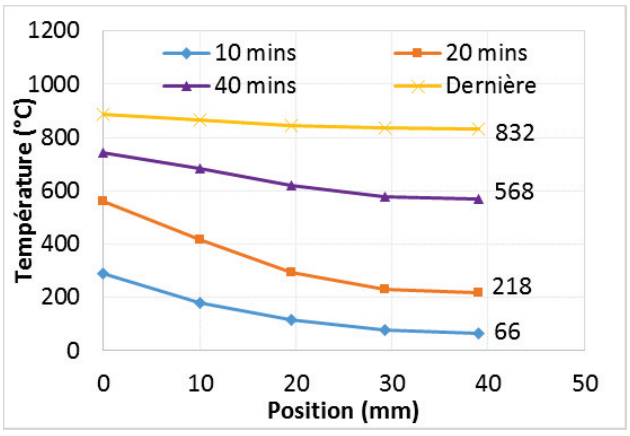
Cette section présente les résultats numériques du modèle EF, y compris la température sur l'éprouvette cylindrique à plusieurs sous-étapes, le transfert thermique de l'extérieur vers l'intérieur et l'augmentation de la température aux points dans l'éprouvette en fonction du temps.

i. Température sur l'éprouvette cylindrique

Le modèle EF pourrait montrer la température sur l'éprouvette cylindrique à chaque étape d'analyse thermique. La ***Figure 4. 27b*** présente les résultats numériques sur la température d'éprouvette à 4 sous-étapes de calcul (après respectivement 10, 20, 40 minutes d'essai et dernière sous-étape) à cinq points différents sur la section. Le point 1 est à l'extérieur de la section alors que les quatre autres points sont en même direction de rayon et en distance avec le point 1 respectivement de 10 mm (point 2), 19.5 mm (point 3), 29.25 mm (point 4) et 39 mm (point au centre). Comme résultats numériques obtenus, la température diminue progressivement de l'extérieur vers l'intérieur dans la direction de rayon. Les points étant en même distance avec le centre de section sont presque similaires à température élevée. Sur la ***Figure 4. 27a***, la température sur une section est distribuée comme des couronnes circulaires colorées dépendant de la distance vers le centre de section.



(a) Température sur l'éprouvette après 40 minutes de calcul

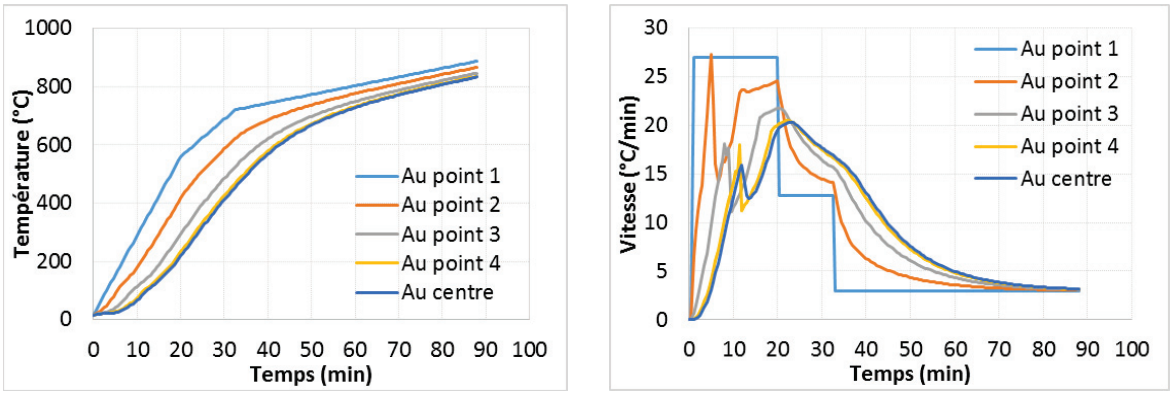


(b) Distribution de la température sur la section à différentes étapes de calcul

Figure 4. 27 : Température sur l'éprouvette cylindrique à différentes étapes d'analyse

ii. Augmentation de la température

La température à chaque point sur la section au milieu est enregistrée à partir du modèle numérique pour toutes les sous-étapes d'analyse thermique. La ***Figure 4. 28*** présente l'évolution de la température en fonction du temps pour 5 points étudiés mentionnés ci-dessus. Les résultats numériques montrent que la température des points à l'intérieur est augmentée par le transfert thermique dans le matériau (matrice cimentaire). La température augmente plus en plus lentement avec des points au loin de la surface d'éprouvette. L'écart de température moyenne entre au point 1 et au milieu est d'environ 300 °C.



(a) Evolution de la température

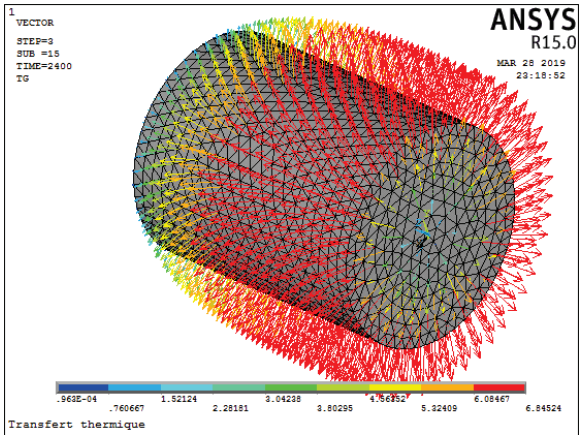
(b) Evolution de la vitesse d'augmentation de la température

Figure 4. 28 : Evolution de la température et de la vitesse d'augmentation en fonction du temps aux plusieurs points d'éprouvette cylindrique

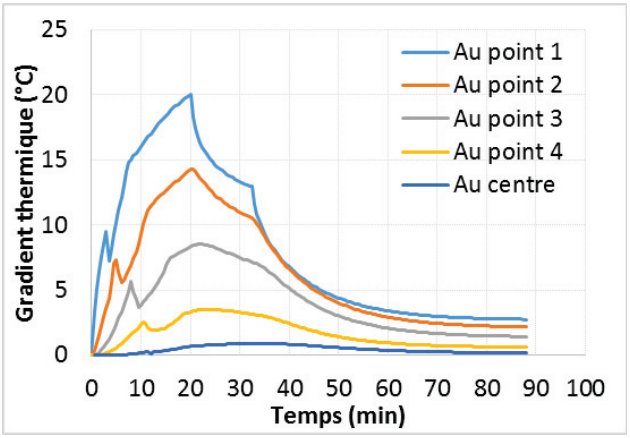
En ce qui concerne la vitesse d'augmentation de la température aux points étudiés, on peut trouver qu'il y a un saut local sur les courbes « vitesse – temps » dans la durée allant de 8.5 minutes à 14 minutes correspondant à la température de 50 °C à 120 °C au centre. Cela est résultat du changement rapide de la conductivité thermique dans la gamme de température allant de 100 °C à 200 °C (voir ***Figure 4. 25***) aux points autour du centre de section. C'est pourquoi qu'on observe un saut local à la gamme de température plus base par rapport à la déclaration du modèle numérique. Les courbes sont poussées vers la droite correspondant aux points plus loin par rapport à la surface d'éprouvette alors que la vitesse maximale également diminue de plus en plus.

iii. Gradient thermique

Le gradient thermique d'une distance sur l'éprouvette est calculé par le ratio entre la différence de température de deux points très proches (en même ligne avec le point étudié) sur la distance entre eux. La ***Figure 4. 29*** présente les résultats numériques sur le gradient thermique des points de l'éprouvette. Selon ***Figure 4.*** 29***a***, le vecteur total du gradient thermique se suit presque à la direction de rayon. Sa valeur diminue également d'une façon progressive de l'extérieur vers l'intérieur sur la section de l'éprouvette. Selon ***Figure 4. 29b***, on peut observer d'un saut local sur les courbes d'évolution, qui correspond à la gamme de température allant de 100 °C à 200 °C aux points étudiés.



(a) Vecteur du gradient thermique à l'étape de 40 minutes de calcul

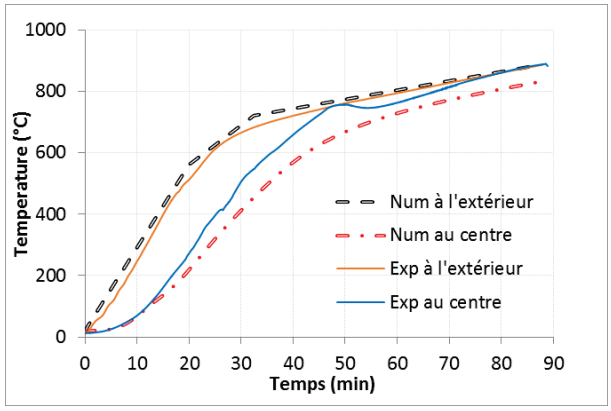


(b) Evolution du gradient thermique en fonction du temps

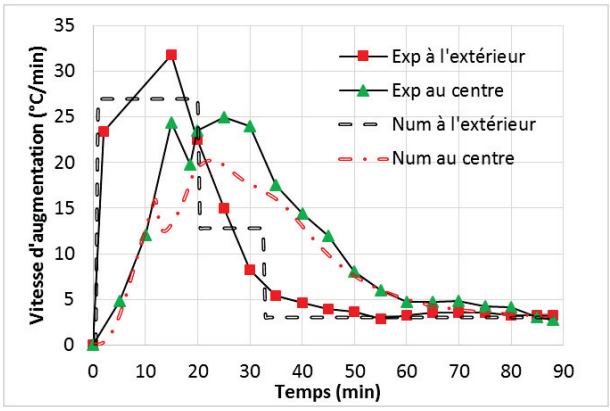
Figure 4. 29 : Gradient thermique de l'éprouvette de la matrice cimentaire

IV.3.3 Discussion

La ***Figure 4. 30*** présente la comparaison entre les deux résultats expérimentaux et numériques concernant l'augmentation de la température et l'évolution de sa vitesse en fonction du temps. Selon la ***Figure 4. 30a***, on peut trouver que la température imposée sur le modèle EF est capable de simuler la température du four. L'augmentation de température avec le temps à l'extérieur est proche entre les deux résultats expérimental et numérique. Pour la température au centre de la section, on peut observer que la température augmente similairement entre deux courbes expérimentale et numérique lorsque la température est inférieure à 150 °C. À température élevée (supérieure à 150 °C), il y a un écart entre les deux courbes qui est de plus en plus élargi jusqu'au moment où la homogénéité de température s'est produite dans l'éprouvette (voir ***Figure 4. 30a***).



(a) Augmentation de la température



(b) Vitesse d'augmentation

Figure 4. 30 : Comparaison entre les deux résultats expérimental et numérique

Concernant la vitesse d'augmentation de la température en fonction du temps, il y a un moyen accord entre deux courbes expérimentale et numérique pour le point à l'extérieur. Pourtant, l'écart s'est produit dans la durée de 10 minutes à 50 minutes pour les deux courbes du point

au centre. Cela correspond à la séparation de deux courbes d'augmentation de la température quand elle est supérieure à 150 °C (voir ***Figure 4. 30***). Les deux courbes montrent également un grand saut local de la vitesse dans la gamme de température à partir de 75 °C jusqu'à 250 °C correspondant au temps de 10 minutes à 20 minutes. Ce résultat vient du phénomène de vaporisation de l'eau libre et liée dans la matrice qui a provoqué le transfert thermique plus rapide dans l'éprouvette cylindrique. Ce phénomène a été pris en compte dans le modèle numérique comme présenté dans la ***Figure 4.25***. Cependant, ce phénomène se termine plus tard sur la courbe expérimentale par rapport aux résultats numériques. On pourrait expliquer la différence entre les deux résultats expérimental et numérique par deux causes principales. Premièrement, il manque les résultats expérimentaux sur la diffusivité thermique à des températures supérieures à 150 °C et ceux sur la conductivité thermique à différentes températures élevées. Dans le modèle numérique, on considère seulement l'effet de la vaporisation d'eau sur le transfert thermique dans la gamme de température allant de 100 °C à 200 °C (dans la déclaration des données d'entrée). Pourtant, ce phénomène se produit jusqu'à la température de 450 °C en réalité. La déshydratation du gel AH observée à 100°C et du gel AH3 à température supérieure de 150 °C se poursuit. Donc, l'eau liée chimiquement commence alors à s'échapper du béton (Bareiro et al [23]). La deuxième cause est l'apparition d'une longue fissure au long du corps de l'éprouvette qui a accéléré le transfert de chaleur dans la matrice cimentaire. On peut observer la longue fissure sur le corps d'éprouvette dans la section **II.3.2iv.**

IV.3.4 Conclusion

Cette section présente un modèle numérique pour modéliser le transfert thermique dans l'éprouvette cylindrique de la matrice réfractaire. Avec des paramètres de calcul (propriétés thermiques) obtenus à partir du résultat expérimental (diffusivité thermique), de l'Eurocode (chaleur spécifique avec une teneur en eau de 2,26%) et de la littérature (densité de la matrice réfractaire avec une teneur en aluminate d'environ 50%), le modèle donne des résultats intéressants sur le transfert thermique dans le matériau. On peut conclure la section IV.3 par quelques conclusions suivantes :

- Le modèle numérique peut modéliser le transfert thermique du matériau avec des propriétés thermiques comme données d'entrée. Les résultats numériques obtenus donnent un accord avec ceux expérimentaux.
- Dans le calcul numérique, l'effet de la vaporisation de l'eau sur la vitesse d'augmentation de la température et le gradient thermique est pris en compte, mais la gamme de température est plus courte par rapport à celle dans l'expérimentation.
- Le modèle ne pourrait pas considérer l'endommagement du matériau ou l'apparition des fissures qui accélérera le transfert thermique dans la matrice cimentaire.

IV.4 DEVELOPPEMENT DU MODELE NUMERIQUE 3D POUR LE COMPOSITE TRC A DIFFERENTES TEMPERATURES

Cette section présente un simple modèle pour simuler le travail d'un TRC dans la troisième phase du régime thermomécanique à température constante (TMTC). C'est-à-dire qu'il y a seulement l'augmentation de déplacement imposé sur l'éprouvette et la température dans l'éprouvette est homogène à la température étudiée. Tous les paramètres de calcul sont similaires avec les modèles des matériaux constitutifs (voir section ***IV.1***). L'objectif de cette section est de prédire le comportement global d'un TRC à partir des propriétés mécaniques des matériaux constitutifs à différentes températures. Dans cette section, le composite F.GC2 est choisi pour la modélisation de son comportement à températures allant de 25 °C à 700 °C.

IV.4.1 Procédure de modélisation

i. Types d'éléments utilisés

Dans ce modèle numérique, des éléments utilisés sont similaire comme le modèle numérique de l'interface textile/matrice cimentaire, l'élément LINK180 (**3-D Spar or Truss)** pour les textiles de carbone et l'élément SOLID65 (**3D Reinforced Concrete Solid**) pour la matrice cimentaire. Les caractéristiques de ces éléments ont été présentées dans les précédents modèles.

ii. Modèle du matériau

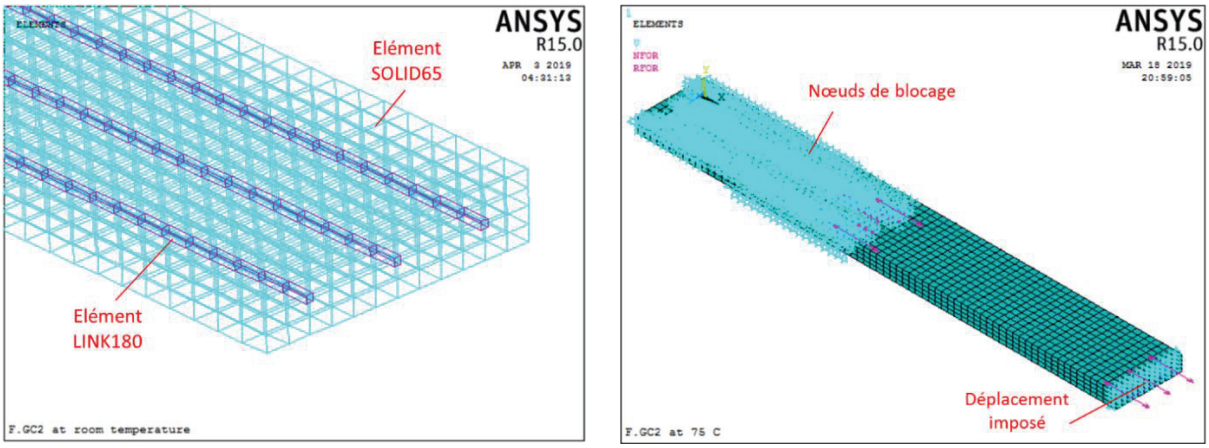
L'utilisation du modèle de matériau est similaire avec les modèles des matériaux constitutifs qui ont été présentés dans la section ***IV.1***: le modèle CONCR pour la matrice et le moèle linéaire élastique parfait pour les textiles de carbone (voir ***IV.1.1.ii*** et ***IV.1.2.ii***). Les paramètres de calcul à différentes températures sont déclarés comme les modèles de chaque matériau constitutif (voir ***Tableau 4.1*** et ***Tableau 4.4***). Cependant, il faut prendre en compte le taux de travail en commun entre des fils eux-mêmes et la matrice et ainsi que la perte du taux de renfort à température élevée par un coefficient d'efficacité du composite. Le ***Tableau 4.13*** ci-dessous présente tous les paramètres de calcul utilisés dans le modèle numérique de F.GC2.

Tableau 4. 13: Paramètres calculés utilisés dans le modèle numérique de F.GC2

Température	Textile de carbone GC2			Matrice cimentaire			
	E_t (GPa)	σ_t (GPa)	η_f	E (GPa)	f_t (MPa)	ε_{ck}	Tc
25 °C	143.8	1311.5	0.86	8.41	5.29	6.29×10^{-4}	0.8
75 °C	140.3	1244.7	0.84	6.58	3.76	5.71×10^{-4}	0.8
200 °C	138.6	1152.5	0.66	4.39	3.69	8.41×10^{-4}	0.7
400 °C	107.1	708.8	0.90	3.09	3.28	10.61×10^{-4}	0.6
500 °C	39.7	308.1	0.60	2.29	2.90	12.66×10^{-4}	0.5
600 °C	0	0	-	1.67	2.54	15.21×10^{-4}	0.4
700 °C	0	0	-	1.44	2.36	16.39×10^{-4}	0.3

iii. Maillage, conditions aux limites et charges

Le modèle a été construit avec des étapes de réalisation comme le modèle de la matrice cimentaire. D'abord, un bloc de la matrice avec la dimension correspondante avec une demie d'éprouvette est créé dans le logiciel (11.5mm x 51mm x 370mm). Ensuite, trois fils longitudinaux de textile sont mis en place à leur position comme dans l'éprouvette réelle. Les étapes du maillage, des conditions aux limites et charges sont réalisées comme des précédents modèles. La ***Figure 4. 31*** ci-dessous présente la configuration du maillage, des conditions aux limites et charges pour le modèle numérique de F.GC2.



(a) Elément SOLID65 et LINK180 (b) Conditions aux limites et charges

Figure 4. 31 : Configuration de maillage, conditions aux limites et charges pour le modèle de l'éprouvette de F.GC2

IV.4.2 Résultats numériques

Cette section présente les résultats obtenus à partir du modèle numérique, y compris le comportement global de F.GC2, le comportement local des matériaux constitutifs et le mode de rupture.

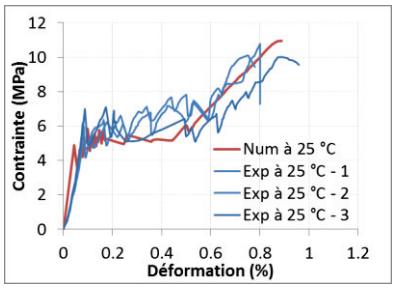
i. Comportement global de F.GC2

Le comportement global de F.GC2 est obtenu à partir des résultats numériques sur la force de réaction et l'allongement de l'éprouvette. Comme résultats numériques obtenus, l'éprouvette de F.GC2 donne un comportement avec l'écrouissage à température allant de 25 °C à 400 °C et un comportement fragile à température supérieure de 500 °C. La ***Figure 4. 32*** ci-dessous présente le comportement du composite F.GC2 à différentes températures en comparant avec celui de résultat expérimental.

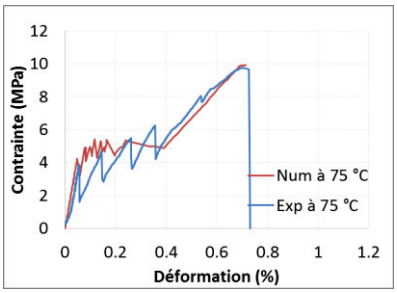
Selon résultats obtenus, à température modérée (inférieure à 200 °C), le F.GC2 donne numériquement un comportement avec trois phases distinguables (voir ***Figure 4. 32a,b,c***) car la résistance du textile GC2 est beaucoup plus grande par rapport à celle de la matrice. La première phase est parfaitement linéaire et le module d'Young de cette phase (E_1) suit la loi de mélange du matériau composite. La contrainte à la fissuration (σ_1) dépend de la résistance de la matrice, et est généralement inférieure à la valeur déclarée. Le modèle peut également

montrer la deuxième phase qui est caractérisée par l'apparition des fissures sur l'éprouvette. Cependant, les chutes de la contrainte dans ce cas numérique sont plus petites par rapport à celles observées à partir de l'expérimentation (voir ***Figure 4. 32a,b,c***). La zone des fissures est élargie de plus en plus jusqu'à la stabilité de fissuration sur l'éprouvette. La troisième phase présente une pente presque linéaire jusqu'à l'état limite des fils car ils travaillent tout seul dans cette phase. Le module d'Young de cette phase (E_3) suit également la loi de mélange du matériau composite au cas où il n'y ait plus de matrice cimentaire.

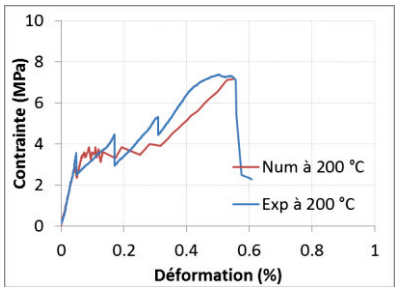
A 400 °C, la résistance de trois fils de textile est juste un peu plus grande par rapport à celle de la matrice. Donc, l'éprouvette numérique est cassée dans la phase de fissuration comme montrée dans la ***Figure 4. 32d***. Deux phases du comportement sont caractérisées d'une même façon avec le cas à température modérée. A température supérieure de 500 °C, l'éprouvette numérique est cassé après l'apparition de la première fissure (***Figure 4. 32 e,f,g***). Le comportement et la résistance du composite sont similaires à ceux de la matrice.



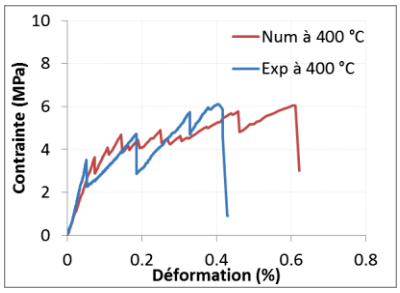
(a) A température ambiante



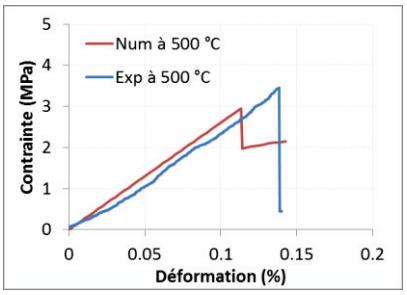
(b) A 75 °C



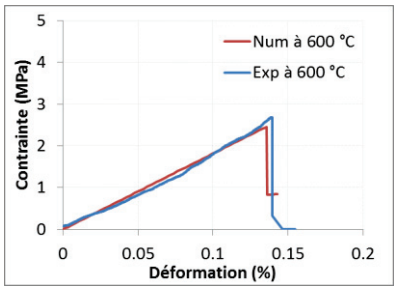
(c) A 200 °C



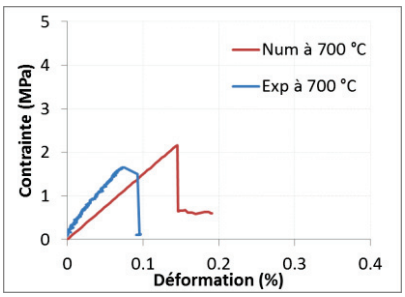
(d) A 400 °C



(e) A 500 °C



(f) A 600 °C



(g) A 700 °C

Figure 4. 32 : Comportement du composite F.GC2 à différentes températures

En comparaison avec les résultats expérimentaux, le modèle numérique donne un bon accord à différentes températures en particulier dans les première et troisième phases. Le travail complexe entre textile et matrice dans la deuxième phase en réalité provoque une différence entre les deux résultats dans cette phase. Le modèle numérique ne pourrait pas prendre en compte les phénomènes expérimentaux complexes qui se produisent dans la deuxième phase tels que le glissement entre textile et matrice, l'effet dynamique et l'augmentation locale d'allongement de l'éprouvette après une chute de la force. Le ***Tableau 4.14*** ci-dessous présente toutes les valeurs de propriétés mécaniques de F.GC2 à différentes températures.

Tableau 4. 14 : Résultats numériques sur le comportement du composite F.GC2 à différentes températures

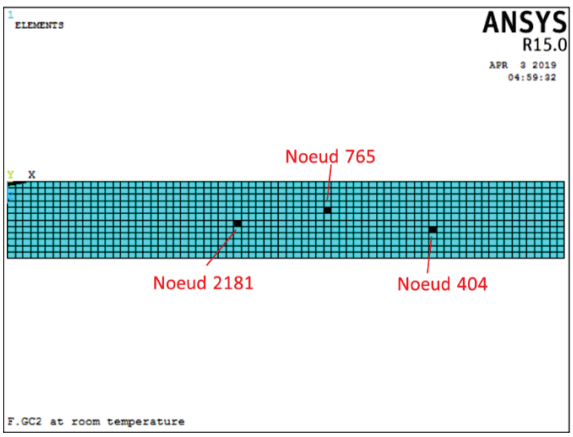
Résultats numériques	Première phase			Deuxième et troisième phases					
	$\sigma_{T,I}$ (MPa)	$\varepsilon_{T,I}$ (%)	$E_{T,I}$ (GPa)	$\sigma_{T,II}$ (MPa)	$\varepsilon_{T,II}$ (%)	$E_{T,II}$ (GPa)	$\sigma_{T,UTS}$ (kN)	$\varepsilon_{T,UTS}$ (%)	$E_{T,III}$ (GPa)
25 °C	5.31	0.075	11.29	5.81	0.519	0.19	10.95	0.889	1.43
75 °C	4.25	0.048	8.82	4.87	0.390	0.44	9.92	0.714	1.67
200 °C	3.58	0.074	6.66	3.89	0.317	0.15	7.11	0.529	1.48
400 °C	3.64	0.073	5.08	6.18	0.622	0.46			
500 °C	2.95	0.114	2.61						
600 °C	2.45	0.136	1.82						
700 °C	2.16	0.145	1.50						

ii. Comportement local des matériaux constitutifs

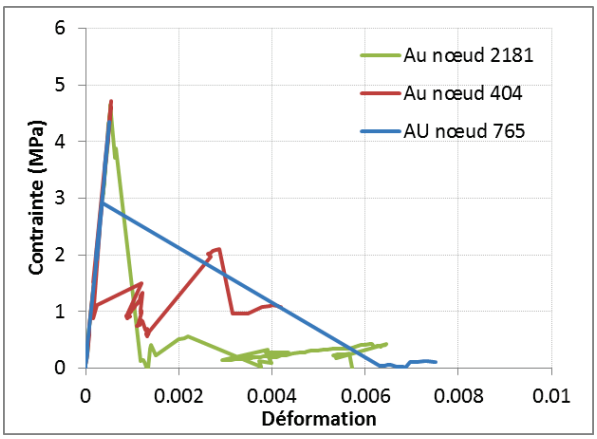
Le travail des matériaux constitutifs (textile de carbone et matrice cimentaire) est divisé par plusieurs étapes différentes. A chaque étape, il y avait le changement de contrainte ou déformation dans ces constituants. Avec cette observation du comportement local des matériaux constitutifs, on peut comprendre mieux le travail du composite TRC.

a) Matrice cimentaire

En général, la matrice cimentaire donne un comportement fragile comme montré dans son modèle de matériau (voir ***Figure 4. 8***). Cependant, son comportement dans le composite TRC dépend de la position du point de mesure. Avec trois positions du point comme montré dans la ***Figure 4. 33a***, la matrice donne différemment son comportement dans la phase post-pic (voir ***Figure 4. 33b***). Cela dépend totalement de l'ordre d'apparition de la fissure sur les sections transversales à lesquelles ces points se mettent en place. Le modèle numérique nous permet d'observer le développement de fissure sur une section transversale de l'éprouvette de TRC. Avec le renforcement par des fils de carbone, des éléments autour d'un fil sont soumis aux charges mécaniques plus grandes par rapport aux autres éléments, la fissuration se produit donc d'abord avec ces éléments. Ensuite, la fissure est progressivement développée vers les éléments en même section transversale car la fissuration d'éléments diminue la section d'efficacité pour supporter la force de traction. En fin, ce procédé s'est arrêté au moment où la matrice sur cette section transversale est complètement fissurée et donc il y avait une chute de la force de traction sur la courbe « force – déformation ». La fissuration de la matrice sera continuée avec autre section transversale si les fils de carbone restent encore la capacité portante de charge. Au contraire, l'éprouvette est immédiatement cassée après l'apparition de première fissure comme en cas de température supérieure de 500 °C.



(a) Position des nœuds d'élément



(b) Comportement fragile de la matrice

Figure 4. 33 : Comportement mécanique de la matrice cimentaire aux nœuds d'élément sur l'éprouvette

La ***Figure 4. 34*** ci-dessous présente l'évolution 'd'une fissure sur une section transversale de l'éprouvette de F.GC2, à partir d'une microfissure jusqu'à une fissure complète.

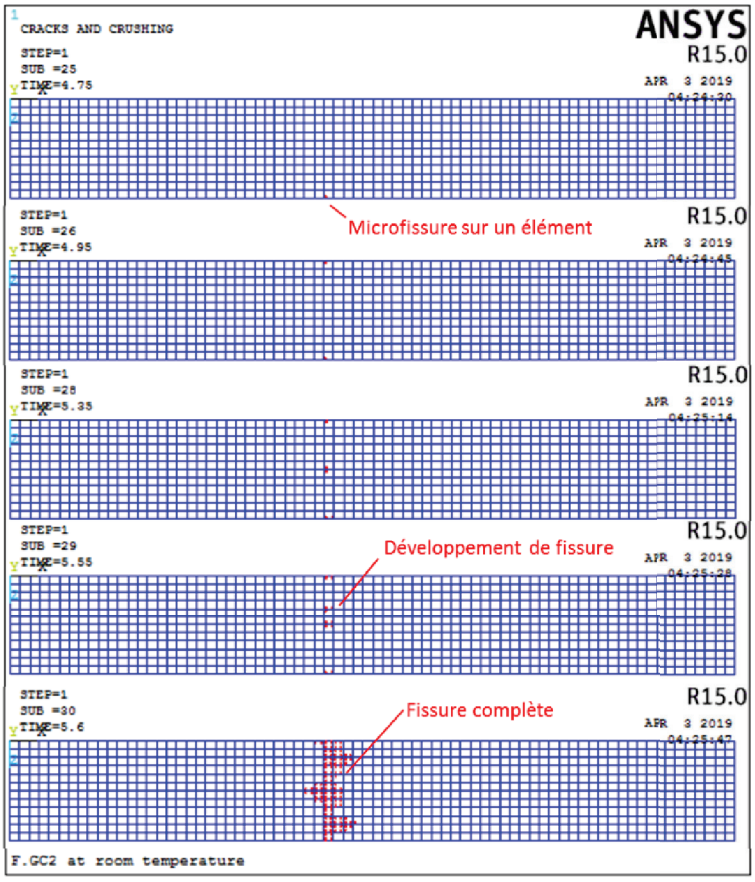
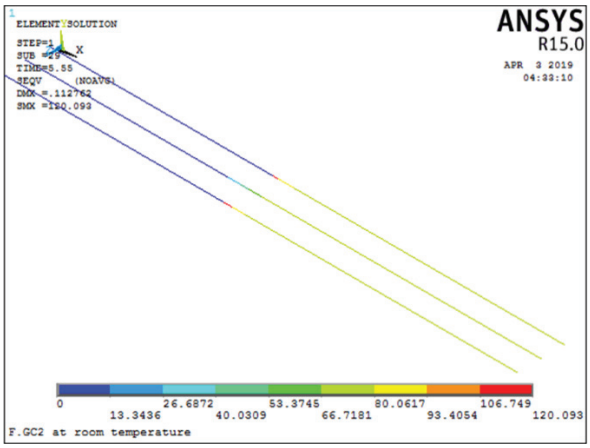


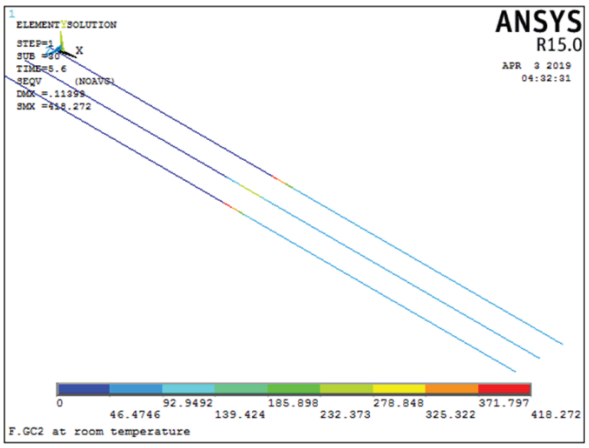
Figure 4. 34 : Développement de la fissure sur une section transversale de l'éprouvette

b) Fils du textile

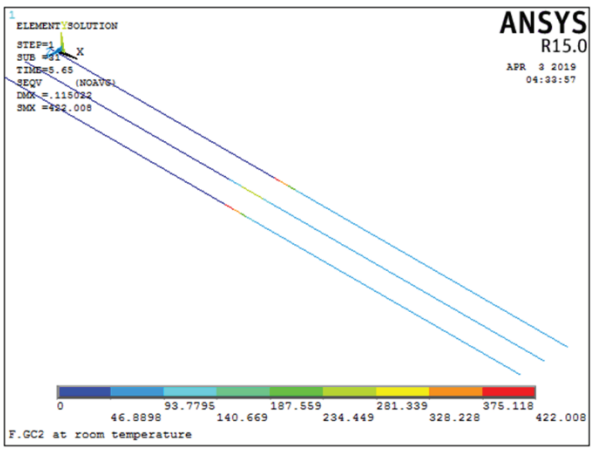
Dans le modèle numérique de F.GC2, le textile de carbone donne toujours un comportement linéaire jusqu'à la rupture. Cependant, son travail complexe se produit quand il y a la fissuration de la matrice cimentaire, ce qui apporte la redistribution de la force interne dans l'éprouvette de TRC. Après l'apparition de première fissure, il y a un saut de la contrainte dans les fils de carbone, car ils ont été supplémentairement supportés une partie de force interne à partir de la matrice qui vient de fissurer totalement sur la même section transversale. Par exemple, pour l'éprouvette de F.GC2 à température ambiante, on peut observer un saut de contrainte d'environ 298 MPa (à partir de 120 MPa à 418 MPa) sur les fils de carbone (voir ***Figure 4. 35a,b***), quand la matrice cimentaire est premièrement fissurée.



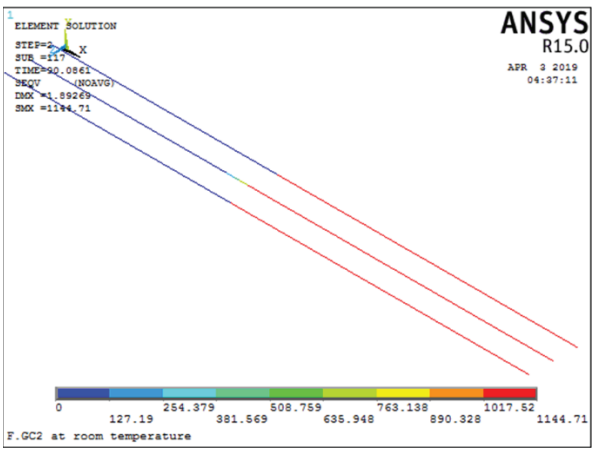
(a) A l'étape avant de première fissure de la matrice



(b) A l'étape suivante



(c) A l'étape dans la phase de fissuration



(d) A la dernière étape

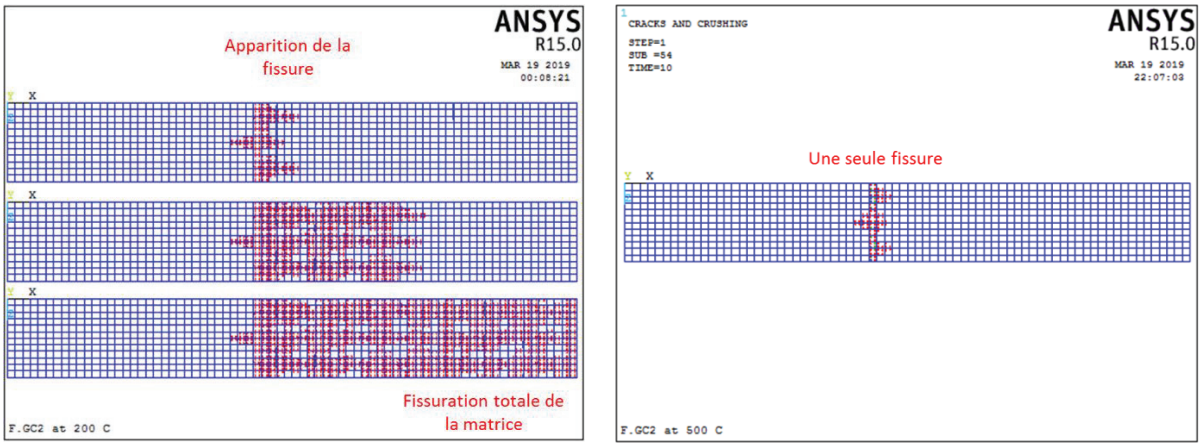
Figure 4. 35 : Saut de la contrainte sur les fils de carbone après l'apparition de première fissure

Après la première fissure, la matrice sera complètement fissurée de plus en plus alors que la contrainte des fils augmente progressivement mais avec une tendance plus basse (la deuxième phase du comportement de F.GC2) (voir ***Figure 4. 35b,c***). Dans la troisième phase du comportement de F.GC2, la contrainte des trois fils de carbone sur toutes les sections transversales est égale. Le composite de F.GC2 est cassé quand les fils de carbone atteignent

l'état limite de déformation. La ***Figure 4. 35d*** présente la contrainte de traction dans trois fils de carbone GC2 à la dernière étape de calcul.

iii. Mode de rupture

Les calculs numériques montrent un seul mode de rupture fragile sur l'éprouvette de F.GC1 à différentes températures. Cependant, cette mode de rupture pourrait être divisée en deux sous-types dépendant de la température élevée. A la température inférieure de 500 °C, l'éprouvette de F.GC2 a été complètement fissurée avant d'être cassé par la rupture des fils de textile. Les fissures sont élargies de plus en plus sur toute l'éprouvette comme montré sur la ***Figure 4. 36a***. Au contraire, avec les éprouvettes à la température supérieure de 500 °C, une seule fissure a été observée après l'essai numérique. Cela correspond à l'observation du mode de rupture pour les éprouvettes de l'expérimentation en même température.



(a) Elargissement des fissures pour l'éprouvette à température inférieure de 500 °C

(b) Une seule fissure pour l'éprouvette à température supérieure de 500 °C

Figure 4. 36 : Mode de rupture des éprouvettes de F.GC2 à différentes températures

IV.4.3 Discussion

Le ***Tableau 4. 15*** présente la comparaison entre les deux résultats numériques et expérimentaux sur les propriétés mécaniques de F.GC2 à différentes températures. Selon ***Tableau 4. 15*** , on peut trouver qu'il y a un bon accord au niveau de la résistance et de la déformation ultime du composite entre la simulation numérique et la caractérisation expérimentale. Généralement, le F.GC2 donne une valeur de ces propriétés mécaniques plus grande dans le cas de la modélisation numérique que l'expérimentation. Concernant les propriétés mécaniques dans la première phase, il y a une concordance entre les deux résultats à température modérée (inférieure à 400 °C) alors l'écart entre eux-mêmes est élargi avec l'augmentation de la température, en particulier les valeurs du module d'Young. Dans le cas de cette modélisation, le modèle numérique peut donner une phase de fissuration et montrer des fissures sur l'éprouvette numérique. Cependant, il y a encore des importantes différences dans cette phase entre les deux résultats sur les courbes « contrainte-déformation » à différentes températures. Ce sont des chutes très grandes de la contrainte, en accompagnant

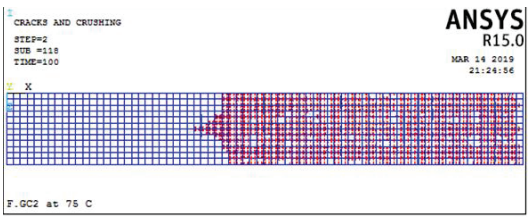
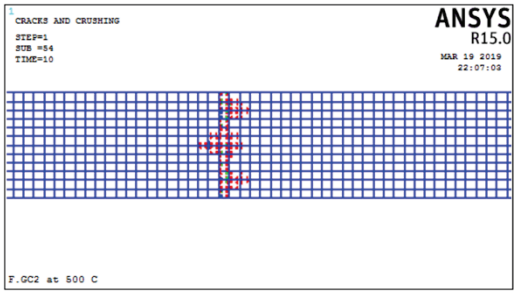
quelques fois avec l'augmentation de la déformation. Ensuite, la contrainte est remontée jusqu'à une valeur assez plus grande par rapport à celle avant de la chute. L'espacement entre deux fissures est assez grand dans les courbes « contrainte-déformation » en cas d'expérimentation, en particulier à température élevée. Un autre inconvénient de ce modèle est de ne pas pouvoir prendre en compte le glissement entre des fils de carbone et la matrice cimentaire. En particulier, l'effet de température élevée sur l'interface textile/matrice pourrait encourager ce phénomène dans le composite. Cela explique encore une fois pourquoi il y a des différences dans la phase de fissuration du comportement de F.GC2.

Tableau 4. 15: Comparaison entre les deux résultats numériques et expérimentaux sur le comportement du composite F.GC2 à différentes températures

Température	Résultats	Première phase			Deuxième et troisième phases					
		$\sigma_{T,I}$ (MPa)	$\varepsilon_{T,I}$ (%)	$E_{T,I}$ (GPa)	$\sigma_{T,II}$ (MPa)	$\varepsilon_{T,II}$ (%)	$E_{T,II}$ (GPa)	$\sigma_{T,UTS}$ (kN)	$\varepsilon_{T,UTS}$ (%)	$E_{T,III}$ (GPa)
25 °C	Numérique	5.31	0.075	11.29	5.81	0.519	0.19	10.95	0.889	1.43
	Expérimental	6.38	0.083	11.33	7.51	0.671	0.33	10.30	0.813	2.50
75 °C	Numérique	4.25	0.048	8.82	4.87	0.390	0.44	9.92	0.714	1.67
	Expérimental	4.71	0.061	9.03	6.67	0.372	1.07	9.64	0.694	1.76
200 °C	Numérique	3.58	0.074	6.66	3.89	0.317	0.15	7.11	0.529	1.48
	Expérimental	3.79	0.045	8.48	4.93	0.304	0.85	6.95	0.497	2.13
400 °C	Numérique	3.64	0.073	5.08	6.18	0.622	0.46			
	Expérimental	3.63	0.055	7.13	6.11	0.359	1.15			
500 °C	Numérique	2.95	0.114	2.61						
	Expérimental	3.39	0.139	3.75						
600 °C	Numérique	2.45	0.136	1.82						
	Expérimental	2.40	0.148	2.14						
700 °C	Numérique	2.16	0.145	1.50						
	Expérimental	1.60	0.073	1.99						

Au niveau de mode de rupture, le modèle numérique donne une bonne concordance avec l'observation de l'expérimentation. Comme résultats obtenus, deux modes de rupture sont détectés, soit un mode de rupture fragile avec plusieurs fissures à température inférieure de 400 °C, soit celui avec une seule fissure à température supérieure de 500 °C. Le ***Tableau 4.16*** ci-dessous présente la comparaison des modes de rupture entre les deux résultats à différentes températures.

Tableau 4. 16 : Comparaison des modes de rupture entre les deux résultats expérimentaux et numériques

Température	Résultats expérimentaux	Résultats numériques
De 25 °C à 400 °C		
De 500 °C à 700 °C		

IV.4.4 Conclusion

Cette section présente un modèle numérique pour modéliser le comportement global du composite TRC à différentes températures. Les paramètres de calcul à chaque température sont obtenus à partir des essais thermomécaniques des constituants d'un TRC. A partir des résultats obtenus, cette section pourrait être conclue par quelques conclusions suivantes :

- Un modèle numérique de TRC, avec un bloc de la matrice cimentaire et des fils de carbone comme le renforcement, pourrait donner un comportement global avec un, deux ou trois phases dépendant du niveau de température.
- L'éprouvette numérique présente des modes de rupture avec des fissures, qui est en concordance avec l'observation dans le cas d'expérimentation.
- Grâce à modèle numérique, on pourrait comprendre le travail de la matrice, des fils de carbone à plusieurs moments au cours d'essai.
- Le modèle numérique ne pourrait pas considérer des phénomènes au cours d'essai, tels que le glissement entre textile/matrice, l'effet dynamique après la fissuration, l'effet de température élevée sur l'interface textile/matrice.

IV.5 CONCLUSION

A base sur la partie d'expérimentation, ce chapitre présente des modèles numériques simples pour simuler le travail des matériaux, soit le comportement du composite TRC à différentes températures, soit le comportement d'arrachement de l'interface, soit le transfert thermique dans la matrice cimentaire. Les données d'entrée et les résultats numériques de ces modèles ont été validés et comparés avec celles de l'expérimentation.

Un modèle numérique 3D a été validé, avec non seulement une très bonne concordance au niveau du comportement global « contrainte – déformation » à différentes températures, mais aussi au niveau du mode de rupture de l'éprouvette. En analysant le travail local des matériaux constitutifs (fils de carbone et matrice cimentaire), il semble que le travail complexe entre eux-mêmes dans la phase de fissuration provoque une différence remarquable entre les deux résultats.

Un autre modèle numérique 3D pour l'essai d'arrachement a été également validé. Le modèle numérique a donné de bons résultats sur le comportement d'arrachement de l'interface et le mode de rupture.

Enfin, le transfert thermique dans l'éprouvette cylindrique de la matrice a été numériquement calculé. Le résultat numérique a montré l'effet de teneur en eau dans la matrice sur la vitesse et le gradient du transfert thermique.

Conclusions & Perspectives

Synthèse-Conclusions générales

Cette étude visait la caractérisation expérimentale et la modélisation numérique du comportement de composite TRC qui pourrait résister bien au feu ou à température élevée. Les matériaux constitutifs sont choisis pour leurs doubles fonctions : protection et résistance thermiques. Les textiles de carbone et la matrice réfractaire pourraient adapter les demandes mentionnées ci-dessus. Une approche expérimentale à l'échelle mésoscopique permet de comprendre la contribution des matériaux constitutifs d'un TRC à sa résistance à température élevée. Cela pourrait également nous permettre de contrôler mieux les paramètres de calcul dans le modèle EF de la modélisation numérique. Dans cette optique, les principales études sont synthétisées comme suit :

- **Etude bibliographique**

La revue bibliographique a mis en évidence l'intérêt pour les composites TRC et leurs composants dans la réparation ou le renforcement des structures à température élevée. De nombreuses études expérimentales et numériques ont été réalisées visant à caractériser le comportement des TRC sous différentes sollicitations thermiques à multi-échelles. Elle montre le manque des études sur le comportement thermomécanique des TRC à l'échelle mésoscopique.

La plupart des résultats disponibles révèlent un comportement non linéaire avec l'écrouissage du composite TRC dépendant de la température. De plus, son comportement à température élevée dépend de plusieurs facteurs tels que la nature de textile, la nature de matrice, le taux de renfort, la procédure d'essai, etc. Les propriétés mécaniques des TRC diminuent différemment avec l'augmentation de la température. Cependant, ces composites TRC également présentent une chute de leur résistance à température de 400 °C. Ce résultat est causé par la faiblesse des textiles au-delà de cette température.

A méso-échelle, le textile de renforcement assure la résistance à température élevée du TRC, la matrice cimentaire joue un rôle de transfert de charge mécanique et de protection thermique alors que l'interface textile/matrice assure le travail en commun entre les deux composants. Dans l'approche numérique, il y a rare étude sur le comportement à température élevée du composite TRC à cause de manque des données expérimentales.

Au niveau de l'interface textile/matrice, des résultats disponibles révèlent un comportement non linéaire avec trois phases : la phase de liaison parfaite, la phase de décollement et enfin la phase de frottement. Ce comportement de l'interface peut être caractérisé à partir de l'essai d'arrachement d'un textile dans un bloc de la matrice. Avec une approche numérique, plusieurs modèles ont pu prédire le comportement d'arrachement des éprouvettes de l'interface grâce aux hypothèses de calcul et des critères d'endommagement des matériaux.

Cette étude met en évidence l'importance d'une approche expérimentale et numérique à méso-échelle sur le comportement thermomécanique des composites TRC à différentes températures.

- **Etude expérimentale**

L'étude expérimentale a été réalisée au sein du laboratoire LMC2 avec la procédure d'expérimentation comme suite. Tout d'abord, les textiles de carbone ont été caractérisés avec une méthodologie de caractérisation au régime thermomécanique à température constante pour choisir les meilleurs parmi eux. Ces textiles ensuite ont été combinés avec la matrice réfractaire pour fabriquer des composites TRC. Plusieurs régimes thermomécanique ont été utilisés afin de identifier le comportement thermomécanique du composite et déterminer ses propriétés mécaniques (contrainte, rigidité, déformation, température de rupture et durée d'exposition). Afin de comprendre la contribution de la matrice réfractaire comme la protection thermique, les essais thermique sur l'éprouvette de la matrice et du composite ont été réalisés. Au niveau de l'interface textile/matrice, les essais d'arrachement ont été effectués afin d'étudier l'effet de traitement du textile et de longueur d'ancrage sur son comportement. L'approche expérimentale à l'échelle mésoscopique nous permet de comprendre et analyser le travail des matériaux constitutifs d'un TRC, et ainsi de contrôler des paramètres de calcul pour la modélisation numérique.

Les essais thermomécaniques effectués sur des textiles de carbone ont permis de choisir deux meilleurs qui sont des produits industriels en presque même section transversale et traités par deux produits différents en nature. Les résultats ont montré l'effet du traitement des textiles sur leurs comportements thermomécaniques à différentes températures. Le traitement de résine époxydique permet d'améliorer la résistance ultime et le module d'Young du textile, qui sont supérieurs environ 2 fois par rapport à la résistance ultime et le module d'Young du textile de carbone traité par silice amorphe. L'évolution des propriétés thermomécaniques des textiles de carbone en fonction de la température pourrait être prévue par un modèle analytique.

Les essais thermomécaniques effectués sur des textiles de carbone ont permis de caractériser le comportement thermomécanique des composites TRC aux différents régimes. En comparant avec les autres composites dans la littérature, l'amélioration de résistance au feu des composites TRC de référence a démontré la contribution très importante des textiles de carbone et de la matrice réfractaire. Le coefficient de travail du textile de carbone dans le TRC correspondant a été calculé à partir de la comparaison entre les deux résultats du textile et du composite. Les effets de la température, du taux de renfort, du traitement de textile sur le comportement thermomécanique des composites TRC ont été également mis en lumière.

Les essais thermique et mécanique effectués sur des éprouvettes de la matrice ont permis de comprendre le transfert thermique et également de déterminer ses propriétés thermiques. Une valeur très petite de diffusivité thermique de la matrice réfractaire a démontré sa contribution dans la résistance au feu du composite comme une couche de protection thermique. De plus, sa résistance mécanique à température élevée (supérieure de 600 °C) a contribué de manière significative à la performance du composite.

Les essais d'arrachement effectués sur l'éprouvette de l'interface textiles de carbone/matrice cimentaire ont permis de premièrement comprendre l'interaction entre textile/matrice à leur interface, et deuxièmement déterminer la force d'ancrage de l'éprouvette de l'interface. L'effet de traitement des textiles de carbone sur le comportement d'arrachement et le mode de rupture a été observé et analysé. Le textile de carbone avec le traitement de silice amorphe a apporté un endommagement progressif avec une phase de frottement alors que l'éprouvette de l'interface avec celui traité par la résine époxydique a donné brusque rupture sans phase de frottement.

- **Etude numérique**

L'étude numérique a été réalisée sur le logiciel Ansys APDL 2015. Tout d'abord, les modèles pour les matériaux constitutifs d'un TRC (textiles de carbone, la matrice cimentaire) ont été validés concernant les paramètres calculés, les types d'élément utilisé, etc. Ensuite, deux modèles numériques ont également été validés concernant le comportement du composite TRC à différentes température et ainsi de l'interface textile/matrice. Enfin, un modèle d'analyse thermique d'un éprouvette cylindrique de la matrice réfractaire a été validé pour avoir but de comprendre le transfert thermique dans ce matériau. Tous les paramètres de calcul sont obtenus à partir de l'expérimentation et de la littérature (quelques paramètres thermiques). Les résultats numériques ont été comparés avec ceux d'expérimentation afin d'analyser les avantages et les inconvénients du modèle numérique.

Les modèles numériques pour des matériaux constitutifs (l'élément de LINK180 pour le textile de carbone, l'élément SOLID65 pour la matrice) montrent les résultats en bonne concordance avec ceux d'expérimentation.

Le modèle numérique en combinaison de deux types d'élément mentionnés ci-dessus et l'élément COMBIN39 a permis de simuler le travail d'arrachement de l'éprouvette d'interface textile/matrice. L'étude paramétrique a mis en évidence l'influence de τ_{max} (force d'ancrage sur une unité de longueur d'ancrage) sur la force d'ancrage maximale. Le modèle de l'interface proposé a donné les résultats en concordance avec les résultats expérimentaux. Il a également donné le mécanisme d'endommagement par la fissuration qui est similaire avec l'observation de l'expérimentation.

Le modèle numérique pour le matériau composite TRC a permis d'obtenir le comportement global du composite TRC avec un, deux ou trois phases dépendant du niveau de température qui est similaire avec son comportement obtenu par l'expérimentation. L'analyse du comportement local des matériaux constitutifs a permis de comprendre leur travail à plusieurs moments au cours d'essai. Le modèle numérique de TRC a montré le mécanisme d'endommagement par la fissuration, l'élargissement des fissures comme l'observation dans le cas d'expérimentation.

Le modèle numérique d'une éprouvette cylindrique a permis de comprendre le transfert thermique dans la matrice réfractaire. Il a également montré l'effet de la vaporisation de l'eau sur la vitesse d'augmentation de la température et le gradient thermique d'une distance définie dans l'éprouvette.

Perspectives

Ce travail a permis d'apporter quelques éléments de réponse liés au comportement thermomécanique des TRC à l'échelle mésoscopique dans l'application des composites TRC pour la réparation/renforcement des structures en béton, bien que des questions restent ouvertes et soient de nature à constituer une suite logique de cette thèse. On citera les points marquants suivants :

- L'effet de la température élevée sur le comportement de l'interface textile/matrice.
- Développement d'un modèle numérique de l'interface qui pourrait prendre en compte la contribution des fils transversaux de textile à la force d'ancrage.
- Développement d'un modèle numérique de TRC avec la loi de l'interface et ainsi la prise en compte des phénomènes complexes dans la phase de fissuration.
- Développement d'un modèle numérique pour le composite TRC au régime thermomécanique à force constante pour déterminer la température de rupture et la durée d'exposition en cas d'incendie.

Références bibliographiques

[1] W. Brameshuber, "Textile Reinforced Concrete - State-of-the-Art Report of RILEM TC 201-TRC", in ISBN: 2-912143-99-3, e-ISBN: 2351580001, 2006.

[2] I. Colombo, M. Colombo, and M. di Prisco, "Bending behaviour of Textile Reinforced Concrete sandwich beams," *Constr. Build. Mater.*, vol. 95, pp. 675–685, Oct. 2015.

[3] B. Mobasher, *Mechanics of Fiber and Textile Reinforced Cement Composites*. CRC Press, 2011.

[4] V. Mechtcherine, "Novel cement-based composites for the strengthening and repair of concrete structures," *Constr. Build. Mater.*, vol. 41, pp. 365–373, Apr. 2013.

[5] "International Union of Laboratories and Experts in... - Google Scholar." [Online]. Available:https://scholar.google.com/scholar?cluster=6396563316069357960&hl=vi&as_sdt=2005&sciodt=0,5. [Accessed: 07-Apr-2019].

[6] 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," phdthesis, Université de Lyon, 2016.

[7] T. Tlaiji, "Développement et caractérisation du comportement thermomécanique des matériaux composites TRC," phdthesis, Université de Lyon, 2018.

[8] B. Wulfhorst, O. Maetschke, M. Osterloh, A. Büsgen, and K.-P. Weber, "Textile technology," 2006.

[9] P. Purnell, "The durability of glass fibre reinforced cements made with new cementitious matrices," phd, Aston University, 1998.

[10] C. Scheffler, T. Förster, E. Mäder, G. Heinrich, S. Hempel, and V. Mechtcherine, "Aging of alkali-resistant glass and basalt fibers in alkaline solutions: Evaluation of the failure stress by Weibull distribution function," *J. Non-Cryst. Solids*, vol. 355, no. 52–54, pp. 2588–2595, Dec. 2009.

[11] "K. Van de Velde, P. Kiekens, and L. Van Langenhove, Basalt fibers as reinforcement for composite. Editorial, International Composites News, 2002.

[12] B. Wei, H. Cao, and S. Song, "Tensile behavior contrast of basalt and glass fibers after chemical treatment," *Mater. Des.*, vol. 31, no. 9, pp. 4244–4250, Oct. 2010.

[13] RILEM, "RILEM." [Online]. Available: https://www.rilem.net/publication/publication/79?id_papier=3433. [Accessed: 07-Apr-2019].

[14] J. Shah, *Ultrafast Spectroscopy of Semiconductors and Semiconductor Nanostructures*. Springer Science & Business Media, 2013.

[15] L. Yan, N. Chouw, and K. Jayaraman, "Flax fibre and its composites – A review," *Compos. Part B Eng.*, vol. 56, pp. 296–317, Jan. 2014.

[16] A. Hallonet, "Développement et caractérisation d'un matériau composite à base de fibres de lin : application au renforcement de structures en béton par collage externe," phdthesis, Université de Lyon, 2016.

[17] G. Ferrara, B. Coppola, L. Di Maio, L. Incarnato, and E. Martinelli, "Tensile strength of flax fabrics to be used as reinforcement in cement-based composites: experimental tests under different environmental exposures," vol. 168, pp. 511–523, Jul. 2019.

[18] T. H. Nguyen, "Contribution à l'étude du comportement thermomécanique à très haut température des matériaux composites pour la réparation et/ou le renforcement des structures de Génie Civil," phdthesis, Université Claude Bernard - Lyon I, 2015.

[19] 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," phdthesis, Université Claude Bernard - Lyon I, 2011.

[20] W. Brameshuber and T. Brockmann, “Development and Optimization of Cementitious Matrices for Textile Reinforced Elements,” in *of the 12th International Congress of the International Glassfibre Reinforced Concrete Association*, Dublin, 2001, vol. 14, p. 16.
[21] W. Brameshuber and T. Brockmann, “Calcium aluminate cement as binder for textile reinforced concrete,” presented at the International conference on calcium aluminate cements, 2001, pp. 659–666.
[22] J. Wastiels, “Sandwich Panels in Construction with HPFRCC Faces: New Possibilities and Adequate Modelling,” presented at the Rilem publications, 1999, pp. 143–151.
[23] W. G. Bareiro, F. de Andrade Silva, E. D. Sotelino, and O. da F. M. Gomes, “The influence of alumina content on the chemical and mechanical behavior of refractory concretes fired at different temperatures,” *Constr. Build. Mater.*, vol. 187, pp. 1214–1223, Oct. 2018.
[24] A. Baradaran-Nasiri and M. Nematzadeh, “The effect of elevated temperatures on the mechanical properties of concrete with fine recycled refractory brick aggregate and aluminate cement,” *Constr. Build. Mater.*, vol. 147, pp. 865–875, Aug. 2017.
[25] E. Ouedraogo, M. Roosefid, N. Prompt, and C. Deteuf, “Refractory concretes uniaxial compression behaviour under high temperature testing conditions,” *J. Eur. Ceram. Soc.*, vol. 31, no. 15, pp. 2763–2774, Dec. 2011.
[26] V. A. Abyzov, “Lightweight Refractory Concrete Based on Aluminum-Magnesium-Phosphate Binder,” *Procedia Eng.*, vol. 150, pp. 1440–1445, Jan. 2016.
[27] V. A. Abyzov, “Refractory Cellular Concrete Based on Phosphate Binder from Waste of Production and Recycling of Aluminum,” *Procedia Eng.*, vol. 206, pp. 783–789, Jan. 2017.
[28] E. Nonnet, N. Lequeux, and P. Boch, “Elastic properties of high alumina cement castables from room temperature to 1600°C,” *J. Eur. Ceram. Soc.*, vol. 19, no. 8, pp. 1575–1583, Jun. 1999.
[29] N. Schmitt, J.-F. Hernandez, V. Lamour, Y. Berthaud, P. Meunier, and J. Poirier, “Coupling between kinetics of dehydration, physical and mechanical behaviour for high alumina castable,” *Cem. Concr. Res.*, vol. 30, no. 10, pp. 1597–1607, Oct. 2000.
[30] S. Schafföner, J. Fruhstorfer, C. Faßauer, L. Freitag, C. Jahn, and C. G. Aneziris, “Influence of in situ phase formation on properties of calcium zirconate refractories,” *J. Eur. Ceram. Soc.*, vol. 37, no. 1, pp. 305–313, Jan. 2017.
[31] D. A. S. Rambo, F. de Andrade Silva, R. D. Toledo Filho, and O. da Fonseca Martins Gomes, “Effect of elevated temperatures on the mechanical behavior of basalt textile reinforced refractory concrete,” *Mater. Des. 1980-2015*, vol. 65, pp. 24–33, Jan. 2015.
[32] D. A. S. Rambo, F. de Andrade Silva, R. D. Toledo Filho, N. Ukrainczyk, and E. Koenders, “Tensile strength of a calcium-aluminate cementitious composite reinforced with basalt textile in a high-temperature environment,” *Cem. Concr. Compos.*, vol. 70, pp. 183–193, Jul. 2016.
[33] D. A. S. Rambo, Y. Yao, F. de Andrade Silva, R. D. Toledo Filho, and B. Mobasher, “Experimental investigation and modelling of the temperature effects on the tensile behavior of textile reinforced refractory concretes,” *Cem. Concr. Compos.*, vol. 75, pp. 51–61, Jan. 2017.
[34] T. H. Nguyen, X. H. Vu, A. Si Larbi, and E. Ferrier, “Experimental study of the effect of simultaneous mechanical and high-temperature loadings on the behaviour of textile-reinforced concrete (TRC),” *Constr. Build. Mater.*, vol. 125, pp. 253–270, Oct. 2016.
[35] T. Tlaiji, X. H. Vu, E. Ferrier, and A. Si Larbi, “Thermomechanical behaviour and residual properties of textile reinforced concrete (TRC) subjected to elevated and high temperature loading: Experimental and comparative study,” *Compos. Part B Eng.*, vol. 144, pp. 99–110, Jul. 2018.

[36] O. Homoro, X. H. Vu, and E. Ferrier, “Experimental and analytical study of the thermo-mechanical behaviour of textile-reinforced concrete (TRC) at elevated temperatures: Role of discontinuous short glass fibres,” *Constr. Build. Mater.*, vol. 190, pp. 645–663, Nov. 2018.
[37] S. L. Gao, E. Mäder, and R. Plonka, “Coatings for Fibre and Interphase Modification in a Cementitious Matrix.”
[38] J. Donnini, G. Lancioni, and V. Corinaldesi, “Failure modes in FRCM systems with dry and pre-impregnated carbon yarns: Experiments and modeling,” *Compos. Part B Eng.*, vol. 140, pp. 57–67, May 2018.
[39] S. R. Ferreira, F. de A. Silva, P. R. L. Lima, and R. D. Toledo Filho, “Effect of fiber treatments on the sisal fiber properties and fiber–matrix bond in cement based systems,” *Constr. Build. Mater.*, vol. 101, pp. 730–740, Dec. 2015.
[40] “Mechanical behaviour of carbon and glass filament yarns under high temperatures for composite applications: The Journal of The Textile Institute: Vol 104, No 3.” [Online]. Available: https://www.tandfonline.com/doi/abs/10.1080/00405000.2012.717752. [Accessed: 07-Apr-2019].
[41] A. E. Naaman, “New Fiber Technology (Cement, Ceramic, and Polymeric Composites),” *Concr. Int.*, vol. 20, no. 7, pp. 57–62, Jul. 1998.
[42] H. Hatta, T. Aoki, Y. Kogo, and T. Yarii, “High-temperature oxidation behavior of SiC-coated carbon fiber-reinforced carbon matrix composites,” *Compos. Part Appl. Sci. Manuf.*, vol. 30, no. 4, pp. 515–520, Apr. 1999.
[43] F. de A. 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,” *Cem. Concr. Compos.*, vol. 48, pp. 26–34, Apr. 2014.
[44] N. Houhou, “Durabilité des interfaces collées béton/renforts composites : développement d’une méthodologie d’étude basée sur un dispositif de fluage innovant conçu pour être couplé à un vieillissement hygrothermique,” phdthesis, Université Paris-Est, 2012.
[45] T. Triantafillou *et al.*, *Externally bonded FRP reinforcement for RC structures*, vol. 14. International Federation for Structural Concrete (fib), 2001.
[46] K. Soudki and T. Alkhrdaji, “Guide for the Design and Construction of Externally Bonded FRP Systems for Strengthening Concrete Structures (ACI 440.2R-02),” presented at the Metropolis and BeyondStructural Engineering Institute, 2005.
[47] L. Bisby, B. K. Williams, V. Kodur, M. Green, and E. Chowdhury, “Fire Performance of FRP Systems for Infrastructure: A State-of-the-Art Report,” Mar. 2005.
[48] M. F. Green, N. Benichou, V. K. R. Kodur, and L. A. Bisby, “Design guidelines for fire resistance of FRP-strengthened concrete structures,” in *Eighth International Conference on FRP in Reinforced Concrete Structures (FRPRCS-8), Patras, Greece*, 2007, pp. 1–10.
[49] P. L. Nguyen, X. H. Vu, and E. Ferrier, “Elevated temperature behaviour of carbon fibre-reinforced polymer applied by hand lay-up (M-CFRP) under simultaneous thermal and mechanical loadings: Experimental and analytical investigation,” *Fire Saf. J.*, vol. 100, pp. 103–117, Sep. 2018.
[50] Z. Zhai, C. Gröschel, and D. Drummer, “Tensile behavior of quasi-unidirectional glass fiber/polypropylene composites at room and elevated temperatures,” *Polym. Test.*, vol. 54, pp. 126–133, Sep. 2016.
[51] “TEL - Thèses en ligne - Développement et caractérisation du comportement thermomécanique des matériaux composites TRC.” [Online]. Available: https://tel.archives-ouvertes.fr/tel-01912621/. [Accessed: 07-Apr-2019].
[52] M. Raupach, J. Orlowsky, T. Büttner, U. Dilthey, M. Schleser, and J. Hegger, “Epoxy-impregnated textiles in concrete-load bearing capacity and durability,” in *Proceedings of the 1st International RILEM Conference*, 2006, pp. 77–88.

[53] Z. P. Bažant, M. F. Kaplan, and Z. P. Bazant, "Concrete at High Temperatures: Material Properties and Mathematical Models," 1996.
[54] I. Hager, Comportement à haut température des bétons à haute performance : évolution des principales propriétés mécaniques. Marne-la-vallée, ENPC, 2004.
[55] H. Fares, "Propriétés mécaniques et physico-chimiques de Bétons autoplaçants exposés à une température élevée," phdthesis, Université de Cergy Pontoise, 2009.
[56] V. thai Nguyen, *Comportement des bétons ordinaire et à hautes performances soumis à haute température: application à des éprouvettes de grandes dimensions.* Cergy-Pontoise, 2013.
[57] L. Missemer, "Etude du comportement sous très hautes températures des bétons fibrés à ultra performances : application au BCV," phdthesis, Université de Grenoble, 2011.
[58] M. Kanema Tshimanga, Influence des paramètres de formulation sur le comportement à *haute température* des bétons. Cergy-Pontoise, 2007.
[59] J.-C. Mindeguia, "Contribution expérimentale à la compréhension des risques d'instabilité thermique des bétons," phdthesis, Université de Pau et des Pays de l'Adour, 2009.
[60] F. Simonin, "Comportement thermomécanique de bétons réfractaires alumineux contenant du spinelle de magnésium," *Inst. Natl. Sci. Appliquées Lyon Lyon*, 2000.
[61] Eurocode 2:, *Design of Concrete Structures: General Rules and Rules for Buildings and Structural Fire Design*. Thomas Telford London, UK, 2005.
[62] B. Pliya, Contribution des fibres de polypropylène et métalliques à l'amélioration du comportement du béton soumis à une température élevée. Cergy-Pontoise, 2010.
[63] Eurocode 2, "Design of concrete structures - Part 1-2: General rules - Structural fire design." 2004.
[64] V. Kodur, "Properties of concrete at elevated temperatures," *ISRN Civ. Eng.*, vol. 2014, 2014.
[65] A. Menou, Etude du comportement thermomécanique des bétons à haute température : Approche multi échelles de l'endommagement thermique. Pau, 2004.
[66] Mindess, S, Young, J. F, and Darwin, D, "Concrete, 2e edition, Peaeson education, s.l.: s.n.," 2003.
[67] Z. Xing, A. Beaucour, R. Hebert, A. Noumowe, and B. Ledesert, "Influence of the nature of aggregates on the behaviour of concrete subjected to elevated temperature," *Cem. Concr. Res.*, vol. 41, no. 4, pp. 392–402, Apr. 2011.
[68] Y. Collet, "Etude des propriétés du béton soumis à des température élevées," *Ann Trav Publics Belg*, no. 4, 1977.
[69] E. Vejmelková, D. Koňáková, L. Scheinherrová, M. Doleželová, M. Keppert, and R. Černý, "High temperature durability of fiber reinforced high alumina cement composites," *Constr. Build. Mater.*, vol. 162, pp. 881–891, Feb. 2018.
[70] S. M. Raoof and D. A. Bournas, "Bond between TRM versus FRP composites and concrete at high temperatures," *Compos. Part B Eng.*, vol. 127, pp. 150–165, Oct. 2017.
[71] W. Zhang, X. Xu, H. Wang, F. Wei, and Y. Zhang, "Experimental and numerical analysis of interfacial bonding strength of polyoxymethylene reinforced cement composites," *Constr. Build. Mater.*, vol. 207, pp. 1–9, May 2019.
[72] B. Mu, C. Meyer, and S. Shimanovich, "Improving the interface bond between fiber mesh and cementitious matrix," *Cem. Concr. Res.*, vol. 32, no. 5, pp. 783–787, May 2002.
[73] X. B. Zhang, H. Aljewifi, and J. Li, "Failure Mechanism Investigation of Continuous Fibre Reinforced Cementitious Composites by Pull-out Behaviour Analysis," *Procedia Mater. Sci.*, vol. 3, pp. 1377–1382, Jan. 2014.

[74] M. Butler, V. Mechtcherine, and S. Hempel, “Experimental investigations on the durability of fibre–matrix interfaces in textile-reinforced concrete,” *Cem. Concr. Compos.*, vol. 31, no. 4, pp. 221–231, Apr. 2009.
[75] M. Lu, H. Xiao, M. Liu, X. Li, H. Li, and L. Sun, “Improved interfacial strength of SiO2 coated carbon fiber in cement matrix,” *Cem. Concr. Compos.*, vol. 91, pp. 21–28, Aug. 2018.
[76] F. Teklal, A. Djebbar, S. Allaoui, G. Hivet, Y. Joliff, and B. Kacimi, “A review of analytical models to describe pull-out behavior – Fiber/matrix adhesion,” *Compos. Struct.*, vol. 201, pp. 791–815, Oct. 2018.
[77] J. F. Mandell, J. H. Chen, and F. J. McGarry, “A microdebonding test for in situ assessment of fibre/matrix bond strength in composite materials,” *Int. J. Adhes. Adhes.*, vol. 1, no. 1, pp. 40–44, Jul. 1980.
[78] A. Kelly and W. R. Tyson, “Tensile properties of fibre-reinforced metals: Copper/tungsten and copper/molybdenum,” *J. Mech. Phys. Solids*, vol. 13, no. 6, pp. 329–350, Dec. 1965.
[79] J. Fraser, “Evaluation of surface treatments for fibers in composite materials,” *Polym. Compos. - Wiley Online Libr.*, 1983.
[80] M. R. Piggott, P. S. Chua, and D. Andison, “The interface between glass and carbon fibers and thermosetting polymers,” *Polym. Compos.*, vol. 6, no. 4, pp. 242–248, 1985.
[81] J. P. Favre and J. Perrin, “Carbon fibre adhesion to organic matrices,” *J. Mater. Sci.*, vol. 7, no. 10, pp. 1113–1118, Oct. 1972.
[82] M. J. Pitkethly *et al.*, “A round-robin programme on interfacial test methods,” *Compos. Sci. Technol.*, vol. 48, no. 1, pp. 205–214, Jan. 1993.
[83] R.D Mooney and F.J Mc Garry, “14th Annual Technical Conference Reinforced Plastics Div, The Society of the Plastics lndustry (SPI) (1959) Session 12-E.” .
[84] S. Zhandarov and E. Mäder, “Characterization of fiber/matrix interface strength: applicability of different tests, approaches and parameters,” *Compos. Sci. Technol.*, vol. 65, no. 1, pp. 149–160, Jan. 2005.
[85] C. Baley, Y. Grohens, F. Busnel, and P. Davies, “Application of Interlaminar Tests to Marine Composites. Relation between Glass Fibre/Polymer Interfaces and Interlaminar Properties of Marine Composites,” *Appl. Compos. Mater.*, vol. 11, no. 2, pp. 77–98, Mar. 2004.
[86] X. B. Zhang, H. Aljewifi, and J. Li, “Failure behaviour investigation of continuous yarn reinforced cementitious composites,” *Constr. Build. Mater.*, vol. 47, pp. 456–464, Oct. 2013.
[87] S. R. Ferreira, M. Pepe, E. Martinelli, F. de Andrade Silva, and R. D. Toledo Filho, “Influence of natural fibers characteristics on the interface mechanics with cement based matrices,” *Compos. Part B Eng.*, vol. 140, pp. 183–196, May 2018.
[88] S. R. Ferreira, E. Martinelli, M. Pepe, F. de Andrade Silva, and R. D. Toledo Filho, “Inverse identification of the bond behavior for jute fibers in cementitious matrix,” *Compos. Part B Eng.*, vol. 95, pp. 440–452, Jun. 2016.
[89] O. Homoro, M. Michel, and T. N. Baranger, “Pull-out response of glass yarn from ettringite matrix: Effect of pre-impregnation and embedded length,” *Compos. Sci. Technol.*, vol. 170, pp. 174–182, Jan. 2019.
[90] A. Peled and A. Bentur, “Geometrical characteristics and efficiency of textile fabrics for reinforcing cement composites,” *Cem. Concr. Res.*, vol. 30, no. 5, pp. 781–790, May 2000.
[91] A. Peled and A. Bentur, “Fabric structure and its reinforcing efficiency in textile reinforced cement composites,” *Compos. Part Appl. Sci. Manuf.*, vol. 34, no. 2, pp. 107–118, Feb. 2003.

[92] A. Peled, A. Bentur, and D. Yankelevsky, “Effects of Woven Fabric Geometry on the Bonding Performance of Cementitious Composites: Mechanical Performance,” *Adv. Cem. Based Mater.*, vol. 7, no. 1, pp. 20–27, Jan. 1998.
[93] J. Hegger, S. Voss, and O. Bruckermann, “AR-Glass and Carbon Fibers for Textile Reinforced Concrete - Acomparison of Efficiency.” 2005.
[94] J. Hegger, S. Voss, M. di Prisco, and R. P. G. A Felicetti, “Textile reinforced concrete under biaxial loading,” in *6th International RILEM Symposium on Fibre reinforced Concretes*, 2004, pp. 1463–1472.
[95] J. Hegger, N. Will, O. Bruckermann, and S. Voss, “Load–bearing behaviour and simulation of textile reinforced concrete. Springer,” *Mater. Struct.*, vol. 39, no. 8, pp. 765–776, Oct. 2006.
[96] B. Mobasher, A. Peled, and J. Pahilajani, “Distributed cracking and stiffness degradation in fabric-cement composites,” *Mater. Struct.*, vol. 39, no. 3, pp. 317–331, Apr. 2006.
[97] B. Mobasher, J. Pahilajani, and A. Peled, “Analytical simulation of tensile response of fabric reinforced cement based composites,” *Cem. Concr. Compos.*, vol. 28, no. 1, pp. 77–89, Jan. 2006.
[98] B. Mobasher, V. Dey, Z. Cohen, and A. Peled, “Correlation of constitutive response of hybrid textile reinforced concrete from tensile and flexural tests,” *Cem. Concr. Compos.*, vol. 53, pp. 148–161, Oct. 2014.
[99] R. Contamine, A. Si Larbi, and P. Hamelin, “Contribution to direct tensile testing of textile reinforced concrete (TRC) composites,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 528, no. 29, pp. 8589–8598, Nov. 2011.
[100] R. Contamine, A. Junes, and A. Si Larbi, “Tensile and in-plane shear behaviour of textile reinforced concrete: Analysis of a new multiscale reinforcement,” *Constr. Build. Mater.*, vol. 51, pp. 405–413, Jan. 2014.
[101] I. Colombo, M. Colombo, A. Magri, G. Zani, and M. di Prisco, “Textile Reinforced Mortar at High Temperatures,” *Appl. Mech. Mater.*, 2011.
[102] I. G. Colombo, A. Magri, G. Zani, M. Colombo, and M. di Prisco, “Erratum to: Textile Reinforced Concrete: experimental investigation on design parameters,” *Mater. Struct.*, vol. 46, no. 11, pp. 1953–1971, Nov. 2013.
[103] E. Bertolesi, F. G. Carozzi, G. Milani, and C. Poggi, “Numerical modeling of Fabric Reinforce Cementitious Matrix composites (FRCM) in tension,” *Constr. Build. Mater.*, vol. 70, pp. 531–548, Nov. 2014.
[104] Z. Mesticou, L. Bui, A. Junes, and A. Si Larbi, “Experimental investigation of tensile fatigue behaviour of Textile-Reinforced Concrete (TRC): Effect of fatigue load and strain rate,” *Compos. Struct.*, vol. 160, pp. 1136–1146, Jan. 2017.
[105] Y. Du, M. Zhang, F. Zhou, and D. Zhu, “Experimental study on basalt textile reinforced concrete under uniaxial tensile loading,” *Constr. Build. Mater.*, vol. 138, pp. 88–100, May 2017.
[106] K. Kong, Z. Mesticou, M. Michel, A. Si Larbi, and A. Junes, “Comparative characterization of the durability behaviour of textile-reinforced concrete (TRC) under tension and bending,” *Compos. Struct.*, vol. 179, pp. 107–123, Nov. 2017.
[107] C. Caggegi, D. Sciuto, and M. Cuomo, “Experimental study on effective bond length of basalt textile reinforced mortar strengthening system: Contributions of digital image correlation,” *Measurement*, vol. 129, pp. 119–127, Dec. 2018.
[108] M. Saidi and A. Gabor, “Use of distributed optical fibre as a strain sensor in textile reinforced cementitious matrix composites,” *Measurement*, Apr. 2019.
[109] RILEM, “RILEM.” [Online]. Available: https://www.rilem.net/gene/main.php?base=500219&id_publication=100. [Accessed: 08-Apr-2019].

[110] F. Jesse, N. Will, M. Curbach, and J. Hegger, "Load bearing behaviour of textile reinforced behaviour," *ACI Spec. Publ. SP*, pp. 59–68, 2008.
[111] 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," *Cem. Concr. Compos.*, vol. 30, no. 3, pp. 174–183, Mar. 2008.
[112] M. Molter, "Load-bearing capacity and serviceability of textile reinforced cending beams," in *First Colloquium on Special Research Areas 528 and 532*, Aachen University, 2001, pp. 205–219.
[113] M. Saidi, X. H. Vu, and E. Ferrier, "Experimental and analytial analysis of the thermomechanical behaviour at elevated temperature of the textile reinforced concrete (TRC) Effet of the hydric state," presented at the 9th International Conference on Fibre-Reinforced Polymer (FRP) Composites in Civil Engineering, Paris, 2018, pp. 844–852.
[114] R. Barhum and V. Mechtcherine, "Effect of short, dispersed glass and carbon fibres on the behaviour of textile-reinforced concrete under tensile loading," *Eng. Fract. Mech.*, vol. 92, pp. 56–71, Sep. 2012.
[115] S. Xu, L. Shen, and J. Wang, "The high-temperature resistance performance of TRC thin-plates with different cementitious materials: Experimental study," *Constr. Build. Mater.*, vol. 115, pp. 506–519, Jul. 2016.
[116] D. Ehlig, F. Jesse, and M. Curbach, "High temperature tests on textile reinforced concrete (TRC) strain specimens," presented at the International RILEM Conference on Material Science - MATSCI, Aachen University, 2010, pp. 141–151.
[117] N. W. Portal, L. N. Thrane, and K. Lundgren, "Flexural behaviour of textile reinforced concrete composites: experimental and numerical evaluation," *Mater. Struct.*, vol. 50, no. 1, p. 4, Aug. 2016.
[118] N. W. Portal, K. Lundgren, A. M. Walter, J. O. Frederiksen, and L.N. Thrane, "Numerical modelling of textile reinforced concrete," presented at the the VIIIth international conference on fracture mechanics of concrete and concrete structures, Toledo, 2013.
[119] Z. I. Djamai, M. Bahrar, F. Salvatore, A. Si Larbi, and M. El Mankibi, "Textile reinforced concrete multiscale mechanical modelling: Application to TRC sandwich panels," *Finite Elem. Anal. Des.*, vol. 135, pp. 22–35, Nov. 2017.
[120] F. Schladitz, M. Frenzel, D. Ehlig, and M. Curbach, "Bending load capacity of reinforced concrete slabs strengthened with textile reinforced concrete," *Eng. Struct.*, vol. 40, pp. 317–326, Jul. 2012.
[121] M. El Kadi *et al.*, "A layered-wise, composite modelling approach for fibre textile reinforced cementitious composites," *Cem. Concr. Compos.*, vol. 94, pp. 107–115, Nov. 2018.
[122] P. Larrinaga, C. Chastre, J. T. San-José, and L. Garmendia, "Non-linear analytical model of composites based on basalt textile reinforced mortar under uniaxial tension," *Compos. Part B Eng.*, vol. 55, pp. 518–527, Dec. 2013.
[123] 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," *Mater. Des.*, vol. 55, pp. 66–74, Mar. 2014.
[124] K. J. William and E. P. Warnke, "Constitutive model for the triaxial behavior of concrete," 1975.
[125] J. Blom and J. Wastiels, "Modeling textile reinforced cementitious composites-Effect of elevated temperatures," presented at the The 19th International Conference on Composite Materials, 2013.

[126] J. Aveston, G. A. Cooper, and A. Kelly, “Single and multiple fracture. The properties of fiber composites,” in *Proceedings Conf. National Physical Laboratories*, London, UK, 1971, pp. 15–26.
[127] J. Aveston, R. A. Mercer, and J. M. Sillwood, “The mechanism of fibre reinforcement of cement and concrete,” *SI No 901198*, p. 142, 1975.
[128] J. Blom, H. Cuypers, P. Van Itterbeeck, and J. Wastiels, “Modelling the behaviour of Textile Reinforced Cementitious composites under bending,” in *Proceedings of the Fibre Concrete 4th International Conference*, Prague, 2007, pp. 205–210.
[129] C. Soranakom and B. Mobasher, “Correlation of tensile and flexural responses of strain softening and strain hardening cement composites,” *Cem. Concr. Compos.*, vol. 30, no. 6, pp. 465–477, Jul. 2008.
[130] B. T. Truong, A. Si Larbi, and A. Limam, “Numerical modelling of reinforced concrete beams repaired by TRC composites,” *Compos. Struct.*, vol. 152, pp. 779–790, Sep. 2016.
[131] X. Wang, B. Ghiassi, D. V. Oliveira, and C. C. Lam, “Modelling the nonlinear behaviour of masonry walls strengthened with textile reinforced mortars,” *Eng. Struct.*, vol. 134, pp. 11–24, Mar. 2017.
[132] 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,” *J. Build. Eng.*, vol. 17, pp. 183–195, May 2018.
[133] K. Stamm and H. Witte, *Sandwichkonstruktionen: Berechnung, Fertigung, Ausführung*. 2013.
[134] L. A. Bisby, M. F. Green, and V. K. R. Kodur, “Modeling the Behavior of Fiber Reinforced Polymer-Confined Concrete Columns Exposed to Fire,” *J. Compos. Constr.*, vol. 9, no. 1, pp. 15–24, Feb. 2005.
[135] V. K. R. Kodur and A. Ahmed, “Numerical Model for Tracing the Response of FRP-Strengthened RC Beams Exposed to Fire,” *J. Compos. Constr.*, vol. 14, no. 6, pp. 730–742, Dec. 2010.
[136] J. Dai, W. Gao and J. G. Teng, “Finite Element Modeling of Insulated FRP-Strengthened RC Beams Exposed to Fire,” *J. Compos. Constr.*, vol. 19, no. 2, p. 4014046, Apr. 2015.
[137] J. P. Firmo, M. R. T. Arruda, and J. R. Correia, “Numerical simulation of the fire behaviour of thermally insulated reinforced concrete beams strengthened with EBR-CFRP strips,” *Compos. Struct.*, vol. 126, pp. 360–370, Aug. 2015.
[138] E. Grande and G. Milani, “Interface modeling approach for the study of the bond behavior of FRCM strengthening systems,” *Compos. Part B Eng.*, vol. 141, pp. 221–233, May 2018.
[139] E. Grande, M. Imbimbo, and E. Sacco, “Numerical investigation on the bond behavior of FRCM strengthening systems,” *Compos. Part B Eng.*, vol. 145, pp. 240–251, Jul. 2018.
[140] A. Dalalbashi, B. Ghiassi, D. V. Oliveira, and A. Freitas, “Effect of test setup on the fiber-to-mortar pull-out response in TRM composites: Experimental and analytical modeling,” *Compos. Part B Eng.*, vol. 143, pp. 250–268, Jun. 2018.
[141] F. G. Carozzi, P. Colombi, G. Fava, and C. Poggi, “A cohesive interface crack model for the matrix–textile debonding in FRCM composites,” *Compos. Struct.*, vol. 143, pp. 230–241, May 2016.
[142] T. D’Antino, L. H. Sneed, C. Carloni, and C. Pellegrino, “Influence of the substrate characteristics on the bond behavior of PBO FRCM,” *Constr. Build. Mater.*, vol. 101, no. 1, pp. 838–850, Dec. 2015.
[143] ISO 9001, “Management de la qualité .” .

[144] European standard BS EN 196-2, "Methods of testing cement. Chemical analysis of cement." 2005.
[145] F. De Larrard, *Concrete mixture proportioning: a scientific approach*. CRC Press, 2014.
[146] T. Sedran, *Rheologie et rheometrie des betons. Application aux betons autonivelants*. Marne-la-vallée, ENPC, 1999.
[147] European standard BS EN 413-2, "Masonry cement - Part 2 : test methods, s.l.: s.n." 2005.
[148] French standard NF P15-437, "Hydraulic binders. Testing technics. Characterization of cements by fluidity measurement under mortar vibration, s.l.: s.n." 1987.
[149] European standard BS EN 196-1, "Methods of testing cement. Determination of strength, s.l.: s.n." 2005.
[150] B. Yu and V. Kodur, "Effect of temperature on strength and stiffness properties of near-surface mounted FRP reinforcement," *Compos. Part B Eng.*, vol. 58, pp. 510–517, Mar. 2014.
[151] J. P. Firmo, J. R. Correia, and L. A. Bisby, "Fire behaviour of FRP-strengthened reinforced concrete structural elements: A state-of-the-art review," *Compos. Part B Eng.*, vol. 80, pp. 198–216, Oct. 2015.
[152] L. A. Bisby, *Fire behaviour of fibre-reinforced polymer (FRP) reinforced or confined concrete*. Queen's university, 2003.
[153] K. Wang, B. Young, and S. T. Smith, "Mechanical properties of pultruded carbon fibre-reinforced polymer (CFRP) plates at elevated temperatures," *Eng. Struct.*, vol. 33, no. 7, pp. 2154–2161, Jul. 2011.
[154] C. A. Mahieux, K. L. Reifsnider, and S. W. Case, "Property Modeling across Transition Temperatures in PMC's: Part I. Tensile Properties," *Appl. Compos. Mater.*, vol. 8, no. 4, pp. 217–234, Jul. 2001.
[155] A. G. Gibson, Y. -S. Wu, J. T. Evans, and A. P. Mouritz, "Laminate Theory Analysis of Composites under Load in Fire," *J. Compos. Mater.*, vol. 40, no. 7, Apr. 2006.
[156] T. Tlaiji, X. H. Vu, E. Ferrier, and A. Si Larbi, "Experimental Approach to Identify the Thermomechanical Behaviour of a Textile Reinforced Concrete (TRC) Subjected to High Temperature and Mechanical Loading," in *Proceedings of the 4th Congrès International de Géotechnique - Ouvrages -Structures*, 2018, pp. 471–483.
[157] ISO 834-1, "Fire-resistance tests – Elements of building construction – Part 1: General requirements." .
[158] T. Tlaiji, X.H. Vu, E. Ferrier, and A. Si Larbi, "Influence of different charges in cement-based matrix of textile reinforced concrete (TRC) on its thermomechanical and thermal behaviours at different temperatures," in *Proceeding of the conference RUGC2018*, Saint Etienne, France, 2018.
[159] L. H. Nguyen, A.-L. Beaucour, S. Ortola, and A. Noumowé, "Experimental study on the thermal properties of lightweight aggregate concretes at different moisture contents and ambient temperatures," *Constr. Build. Mater.*, vol. 151, pp. 720–731, Oct. 2017.

ANNEXE 1. CALCUL DES PROPRIETES PHYSIQUES DE LA MATRICE DURCIE

- Densité

Tableau 1 : Calcul de la densité sur les éprouvettes cylindriques de la matrice

Echantillons	Diamètre - d (mm)				Hauteur - h (mm)				Volume V (cm^3)	Masse M (g)	Masse volumique ρ (g/cm^3)
	d_1	d_2	d_3	d_{moy}	h_1	h_2	h_3	h_{moy}			
1	27.37	27.48	27.35	27.40	53.46	53.45	53.71	53.54	31.55	78.80	2.50
2	27.62	27.83	27.6	27.68	53.78	53.36	53.62	53.59	32.24	80.30	2.49
3	27.55	27.54	27.48	27.52	53.78	54.04	53.95	53.92	32.07	80.80	2.52
4	27.33	27.14	27.14	27.20	51.56	51.3	51.98	51.61	29.98	77.00	2.57
5	27.71	27.69	27.67	27.69	53.05	54.03	53.4	53.49	32.20	79.70	2.48
6	27.21	27.19	27.13	27.18	52.6	52.53	52.57	52.57	30.48	78.70	2.58
7	27.47	27.51	27.37	27.45	52.46	52.07	52.24	52.26	30.91	78.90	2.55
8	27.13	27.12	27.17	27.14	54.38	54.37	54.74	54.50	31.51	80.80	2.56
9	27.48	27.37	27.32	27.39	54.72	54.77	54.36	54.62	32.16	81.00	2.52
Valeur moyenne											2.53

- Evolution de la perte de masse des échantillons de matrice réfractaire durcie (initialement saturés) (dans l'air)

Tableau 2 : Perte de masse des échantillons de matrice réfractaire durcie (initialement saturés) dans l'air en fonction du temps

Temps (jours)	Echantillon 1		Echantillon 2		Echantillon 3		Perte de masse moyenne (%)
	Poids (g)	Perte de masse %	Poids (g)	Perte de masse %	Poids (g)	Perte de masse %	
0	78.8	0.00	80.3	0.00	80.8	0.00	0.00
1	78.8	0.00	80.3	0.00	80.7	0.12	0.04
7	78.6	0.25	80.1	0.25	80.5	0.37	0.29
32	78..5	0..38	80	0..37	80.4	0..50	0.42
56	78.4	0.51	80	0.37	80.4	0.50	0.46
80	78.4	0.51	80	0.37	80.4	0.50	0.46

- Absorption d'eau des échantillons de matrice réfractaire durcie conservés dans l'eau

Tableau 3 : Absorption d'eau en fonction du temps des des échantillons de matrice réfractaire durcie conservés dans l'eau

Temps (jours)	Echantillon 4 (%)	Echantillon 5 (%)	Echantillon 6 (%)	Echantillon 7 (%)	Echantillon 8 (%)	Echantillon 9 (%)	Valeur moyenne d'absorption d'eau (%)
0	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
1	2.34	2.26	2.80	2.66	2.48	2.47	2.50
7	2.86	2.51	3.18	2.92	2.85	2.84	2.86
32	3.51	3.26	3.81	3.55	3.59	3.58	3.55
56	3.77	3.64	4.19	3.80	3.84	3.83	3.84
80	4.03	3.89	4.32	4.06	4.08	4.07	4.07

ANNEXE 2. ETUDE GRANULOMETRIQUE

La fonction de distribution d'Andreasen s'exprime de la manière suivante :

$$P_{AA}(d) = (\frac{d}{D_{max}})^{q}$$

Avec :

- D_{max} est la plus grosse taille de particule
- D est la taille de particule considérée
- P_{AA} (d) est la fraction des solides de tailles inférieures à d

Tableau 4 : Résultats de l'étude granulométrique sur des granulats de la matrice

Tamis (mm)	Echantillon 1		Echantillon 2		Echantillon 3		Moyenne (%)
	Passants (g)	Pourcentage %	Passants (g)	Pourcentage %	Passants (g)	Pourcentage %	
0	0	0.00	0	0.00	0	0.00	**0.00**
0.08	77	7.73	73	7.32	62	6.22	7.09
0.16	160	16.06	148	14.84	124	12.45	14.45
0.315	300	30.12	278	27.88	244	24.50	27.50
0.63	561	56.33	520	52.16	489	49.10	52.53
1.00	852	85.54	848	85.06	820	82.33	84.31
1.25	996	100.00	997	100.00	996	100.00	100.00

Liste des figures

Figure 1. 1 : Textile de renforcement à différentes natures 4
Figure 1. 2 Textile de renforcement avec le maillage bidimensionnel (a) et tridimensionnelle (b) 6
Figure 1. 3 : Mécanisme d'adhérence entre fibre et matrice à l'interface : (a) par enchevêtrement moléculaire ; (b) par attraction électrostatique; (c) par réaction chimique ; (d) par inter-diffusion d'éléments 9
Figure 1. 4 : Illustration de l'imprégnation d'un fil dans la matrice 10
Figure 1. 5 : Comportement mécanique des fibres à différentes natures [44] 11
Figure 1. 6: Evolution de la résistance des fibres différentes en fonction de la température, Green et al [48] .. 12
Figure 1. 7 : Résultats expérimentaux sur des éprouvettes du textile de carbone traité avec la résine époxy [49] 13
Figure 1. 8 : Influence des traitements de fibre sur le comportement en traction de la fibre 14
Figure 1. 9 : Résultats résiduels sur des éprouvettes du textile de basalte avec un revêtement de latex styrène-acrylique à température élevée, selon Rambo et al [33] 15
Figure 1. 10: Mode de rupture des éprouvettes de traitement de textiles en verre par une résine de polypropylène [50] 16
Figure 1. 11: Micrographies MEB d'un fil de basalte à différentes températures [31] [32] [33] 16
Figure 1. 12 : Mode de rupture des éprouvettes du textile de carbone avec un traitement par la résine époxydique 17
Figure 1. 13 : Evolution de la perte de masse du béton en fonction de la température 18
Figure 1. 14 : Résultats des analyses thermogravimétriques et thermogravimétries dérivées pour perte de masse des bétons réfractaires 19
Figure 1. 15 : Evolution de la porosité du béton fibré en fonction de la température ; (a) fibres de polypropylène ; (b) fibres métalliques, Selon [62] 20
Figure 1. 16: Déformations thermiques des bétons avec différents types de granulat 21
Figure 1. 17 : Evolution de la chaleur spécifique de béton en fonction de la température [63] 22
Figure 1. 18 : Influence des granulats sur la chaleur spécifique de béton à température élevée 22
Figure 1. 19: Evolution de la conductivité thermique du béton en fonction de la masse volumique 23
Figure 1. 20 : Evolution de la conductivité thermique du béton en fonction de la température 24
Figure 1. 21: Différents résultats concernant l'évolution de la résistance de matrice de béton en traction en fonction de la température, reportés par Fares [55] 25
Figure 1. 22 : Evolution de la résistance résiduelle en traction en fonction de la température [58] 25
Figure 1. 23 : Evolution de la résistance ultime (en flexion et compression) du béton en fonction de la température [70] 25
Figure 1. 24: Résultats résiduelles sur les éprouvettes du béton réfractaire à hautes température ; (a)(b)(c) Comportement en compression pour trois niveaux de teneur en alumine ; Evolution des propriétés en compression avec la température : (d)résistance ultime, (e) module d'Young. [23] 27
Figure 1. 25 : Comparaison des propriétés mécaniques du béton à base du ciment Portland et ciment CAC à différentes températures [24] 28
Figure 1. 26 : Certains tests micromécaniques utilisés pour caractériser le comportement de l'interface fibre / matrice ; (a) Micro-indentation ; (b) Fragmentation ;(c)Arrachement ;(d) Compression [Selon Teklal et al [76]] 29
Figure 1. 27 : Différentes configurations de test d'arrachement: (a) Selon Favre [81] (b) Selon Piggott et al [80](c) Selon Pitkethly et al [82]; (d)Courbe typique du comportement de l'interface selon Zhandarov et al [84] 30
Figure 1. 28 : Schéma de principe du test des microgouttelettes (a), courbe « force – déplacement »typique (b), Selon Baley et al [85] 30
Figure 1. 29 : Résultats expérimental et analytique dans le travail de Zhang et al [86] ; (a) Loi du comportement de l'interface avec différentes longueurs d'ancrage ; (b) Comparaison les deux résultats expérimental et analytique à la longueur d'ancrage de 10 cm 31

Figure 1. 30 : Trois types de réponses de l'interface entre fibre de jute et matrice cimentaire ; Selon Ferreira et al [88] 32
Figure 1. 31 : Influence du traitement de fibre sur le comportement de l'interface ; non traité (a) et traité par polymère, Selon Silva et al [43] 33
Figure 1. 32 : Evolution de la force d'arrachement et de l'énergie d'arrachement en fonction de la température, Selon Silva et al [43] 34
Figure 1. 33 : Images de MEB des fibres de sisal, Selon Ferreira et al [87] 35
Figure 1. 34 : Interface matrice-fibre de carbone revêtue: (a) dans son état naturel et (b) après exposition à des températures de (b) 150 °C, (c) de 200 °C et (d) de 400 °C, Selon Silva et al [43] 36
Figure 1. 35 : Influence des traitements de surface des fibres sur le comportement de l'interface fibres de sisal/matrice cimentaire, Selon Ferreira et al [39] 37
Figure 1. 36 : Courbes « force – déplacement » des fibres de carbone non traité (a,b) et traité par SiO_2 avec deux différentes méthode (c,d), Selon Lu et al [75] 38
Figure 1. 37 : Modification de la fibre de carbone dans un environnement de $Ca(OH)_2$ à différents âges, Selon Lu et al [75] 39
Figure 1. 38 : Modification de la fibre de sisal dans la matrice cimentaire (a) Image MEB de l'interface fibre-matrice ; (b) un modèle schématique utilisé pour expliquer la liaison chimique fibre – polymère – matrice cimentaire, Selon Ferreira et al [39] 40
Figure 1. 39 : Evolution de la force maximale en fonction des configurations étudiées (avec la longueur d'ancrage 5 cm), selon Homoro et al [89] 40
Figure 1. 40 : Influence de différentes longueurs d'ancrage sur le comportement de l'interface fibre de sisal non traitée/matrice cimentaire, selon Ferreira et al [39] 41
Figure 1. 41: Courbe typique du comportement des matériaux composites TRC 42
Figure 1. 42: Loi du comportement « contrainte – déformation » du composite TRC 43
Figure 1. 43: Illustration du comportement qualitatif contrainte – déformation en fonction du taux de renfort [19] 44
Figure 1. 44: Effet du renforcement de tissu basaltique sur le comportement en traction de TRC: (a) Relation contrainte-déformation et formation de fissuration pour les éprouvettes ; (b) sans renforcement ; (c) avec une couche de tissu ; (d) avec trois couches de tissu et ; (e) avec cinq couches de tissu. Selon Rambo et al [31] 44
Figure 1. 45 : Comportement résiduel du composite 3G.AR à différentes températures, Selon Tlaiji et al [35] . 46
Figure 1. 46: Influence de la température sur le comportement résiduel en traction des composites TRC : (a) courbes contrainte – déformation à différentes températures de préchauffage dans le régime de préchauffage-refroidissement; modes de rupture d'éprouvettes (préchauffées-refroidies) après essai mécanique en traction : (b) à température ambiante, (c) à 75 °C, (d) à 150 °C, (e) à 200 °C, (f) à 300 °C et (g) à 400 °C, selon Rambo et al [31] [32] [33] 47
Figure 1. 47: Courbe « contrainte-déformation » (a) et mode de rupture (b) des éprouvettes TRC (fibre de verre AR/ matrice à liant ciment portland), selon Colombo et al [101] 47
Figure 1. 48 : Evolution des propriétés résiduelles du composite en fonction de la température, (a) résistance ultime, (b) déformation ultime 49
Figure 1. 49 : Evolution des propriétés résiduelles à la première phase en fonction de la température 49
Figure 1. 50: Courbes « contrainte - déformation» et l'idéalisation du comportement en traction du composite CSM (« Chopped Strand Mat », composite renforcé par 5 couches de fibres en verre alkali-résistantes discontinues en MAT) (a) et GRI (composite renforcé par 5 couches de fibres en verre alkali-résistantes discontinues en MAT et 5 grilles continues en fibres de verre alkali-résistantes) (b) à différentes températures, Nguyen et al [34] 51
Figure 1. 51 : Comportement thermomécanique à différentes températures obtenu par Tlaiji et al [35] 52
Figure 1. 52 : Comparaison des comportements résiduel et thermomécanique du composite TRC de basalte à différentes températures, Rambo et al [32] 53
Figure 1. 53 : Evolution des propriétés thermomécaniques en fonction de la température (a) résistance ultime ; (b) déformation ultime 54

Figure 1. 54 : Evolution des propriétés thermomécaniques à la première phase dépendant de la température ; 54
Figure 1. 55: Comportement d'un TRC avec et sans fibres courtes 55
Figure 1. 56: Evolution des propriétés thermomécaniques en fonction de la température dans deux cas : sans et avec des fibres courtes [36] 56
Figure 1. 57 : Evolution des propriétés thermomécaniques en fonction de la température pour les TRC à deux conditions (a) presque sec et (b) saturé, Selon Saidi et al [113] 56
Figure 1. 58 : Comparaison du comportement thermomécanique de CSM avec trois durées d'exposition à la température de 100 °C [34] 57
Figure 1. 59: Effet de la durée d'exposition à température élevée sur le comportement thermomécanique de TRC de basalte ; (a) Courbes contrainte – déformation ; Modes de rupture d'éprouvettes de TRC correspondantes à une heure (b), trois heures (c) et six heures (d) d'exposition à température élevée [31] 58
Figure 1. 60: Effet de la vitesse de chargement thermique sur le comportement de TRC (a) l'évolution de la température à la rupture en fonction du niveau de force appliqué, (b) mode de rupture [116] 59
Figure 1. 61 : Modèle numérique en 2D du comportement en flexion de TRC, Selon Portal et al [118] 60
Figure 1. 62 : Modèle numérique à méso-échelle de composite TRC, selon Djamai et al [119] 61
Figure 1. 63 : Modèle numérique pour le composite TRM en traction, selon Larrinaga et al 2014 62
Figure 1. 64 : Influence du modèle de l'interface sur le comportement de TRC, selon Rambo et al [33] 63
Figure 1. 65 : Comparaison des résultats numérique et expérimental du TRC de basalte, selon Rambo et al [33] 63
Figure 1. 66 : Comparaison des résultats expérimentaux, analytiques et numériques pour des faisceaux sandwich profonds (a) et minces (b), selon [132] 64
Figure 1. 67 : Mode de rupture sur le renforcement de TRC, selon Colombo et al [132] 65
Figure 1. 68 : Modèles analytique et numérique dans le travail de Zhang et al [86] 66
Figure 1. 69 : Comparaison des résultats expérimental, analytique et numérique, selon Zhang et al 2013 [86] 67
Figure 1. 70 : Schéma du modèle des ressorts pour l'interface textile/matrice, selon Grande et al [138] 67
Figure 1. 71 : Comparaison des résultats numériques obtenus, selon Grande et al [138] 68

Figure 2. 1 : Textile de carbone GC1 73
Figure 2. 2 : Textile de carbone GC2 74
Figure 2. 3 : Textile de carbone GC3 74
Figure 2. 4 : Courbes granulométriques d'agrégats synthétiques silico-alumineux-calciques 75
Figure 2. 5 : Caractérisation des propriétés physiques de la matrice réfractaire à l'état frais 77
Figure 2. 6 : Caractérisation des propriétés mécaniques de la matrice réfractaire à l'état durci 78
Figure 2. 7 : Perte de masse dans l'air de l'éprouvette de matrice réfractaire (initialement saturée) 79
Figure 2. 8 : Cinétique de saturation dans l'eau de l'éprouvette de matrice réfractaire 79
Figure 2. 9: Machine thermomécanique, TM20kN-1200 °C (LMC2) 80
Figure 2. 10: Détail du four pour l'essai thermomécanique sur TRC 81
Figure 2. 11: Détails du capteur laser utilisé 81
Figure 2. 12 : Machine de traction et compression universelle Zwick-65kN 83
Figure 2. 13 : Utilisation de LVDT pour mesurer le glissement de l'interface textile/matrice 83
Figure 2. 14: Préparation d'éprouvettes de textiles de carbone 84
Figure 2. 15 : Préparation d'éprouvettes de la matrice du béton pour des essais en traction directe 85
Figure 2. 16 : Echantillons cylindrique de la matrice du béton pour des essais de transfert thermique 85
Figure 2. 17 : Préparation d'éprouvettes d'interface textile/matrice 87
Figure 2. 18: Schéma de chargement des essais thermomécaniques au régime TMTC. 88
Figure 2. 19: Comportement thermomécanique de trois textiles de carbone: courbes « contrainte-contrainte » à différentes températures (25 °C, 200 °C, 400 °C, 500 °C et 600 °C) 91

Figure 2. 20: Evolution des propriétés thermomécaniques normalisées obtenues pour les textiles de carbone étudiés en comparant avec les résultats expérimentaux sur les matériaux composites CFRP obtenus par Bisby et al. 2005 [47], par Yu et al [150] 93
Figure 2. 21: Modes de rupture des éprouvettes de trois textiles de carbone à différentes températures 94
Figure 2. 22: Comparaison de la résistance en traction prédite par le modèle analytique de Gibson avec des données expérimentales obtenues sur trois textiles de carbone étudiés (GC1, GC2, GC3) en fonction de la température. 97
Figure 2. 23: Modes de rupture des éprouvettes de textiles de carbone GC1 et GC2 sous charge de traction à la température ambiante 102
Figure 2. 24: Mode de rupture des éprouvettes de GC1 à température de 200 °C à 400 °C 103
Figure 2. 25: Mode de rupture des éprouvettes de GC2 à température de 200 °C à 400 °C 103
Figure 2. 26: Mode de rupture des éprouvettes de GC3 à température de 200 °C à 400 °C 104
Figure 2. 27: Mode de rupture des éprouvettes de GC1 à température supérieure à 400 °C 105
Figure 2. 28: Mode de rupture des éprouvettes de GC2 à température supérieure à 400 °C 105
Figure 2. 29: Mode de rupture des éprouvettes de GC3 à température supérieure à 400 °C 106
Figure 2. 30: Evolution de la résistance ultime normalisée obtenue pour les éprouvettes F.M en comparant avec les résultats de la littérature[23] [63] 108
Figure 2. 31 : Modes de rupture des éprouvettes de la matrice du béton à différentes températures 108
Figure 2. 32 : Augmentation de la température à l'extérieur et à l'intérieur de l'éprouvette cylindrique 109
Figure 2. 33 : Evolution de la vitesse d'augmentation de la température en fonction du temps 109
Figure 2. 34 : Images d'éprouvette après l'essai de transfert thermique 110
Figure 2. 35 : Idéalisation du comportement de l'interface textile de carbone/matrice cimentaire 111
Figure 2. 36 : Courbes « force – glissement » de l'interface textile GC1/matrice cimentaire avec différentes longueurs d'ancrage 113
Figure 2. 37: Courbes « force – glissement » de l'interface textile GC2/matrice cimentaire avec différentes longueurs d'ancrage 115
Figure 2. 38 : Mode de rupture des éprouvettes d'IN-F.GC1 avec 3 longueurs d'ancrage 118
Figure 2. 39 : Images du mode de rupture des éprouvettes d'IN-F.GC2 119
Figure 2. 40 : Evolution des forces à différentes phases en fonction de la longueur d'ancrage 120
Figure 2. 41 : Evolution de l'énergie de rupture dépendant de la longueur d'ancrage 121
Figure 2. 42 : Effet de la longueur d'ancrage sur le mode de rupture des éprouvettes de l'interface IN-F.GC1-5cm 122
Figure 2. 43 : Effet du traitement de textile sur le mode de rupture des éprouvettes d'interface textile/ matrice cimentaire 123

Figure 3. 1: Configuration d'essai thermomécanique sur l'éprouvette de TRC 126
Figure 3. 2: Moulage technique de la préparation d'éprouvettes du composite F.GC1 127
Figure 3. 3: Procédure de préparation de l'éprouvette de composite F.GC2 128
Figure 3. 4: Schéma de chargement des essais thermomécaniques au régime TMFC 130
Figure 3. 5 : Idéalisation du comportement en traction du TRC: définition des notations utilisées 132
Figure 3. 6: Courbes "contrainte – déformation" du comportement mécanique de F.GC1 à température ambiante 132
Figure 3. 7 : Comportement mécanique des éprouvettes F.GC2 avec une couche de textile à température ambiante 133
Figure 3. 8: Courbes "contrainte – déformation" de F.GC2 à température ambiante avec une et deux couches de renforcement 134
Figure 3. 9: Evolution des propriétés mécaniques du composite F.GC2 dépendant du taux de renfort, en comparant avec les résultats de TRC basalte (Rambo et al [31]) 135
Figure 3. 10: Comportement thermomécanique du composite F.GC1 à différentes température 137

Figure 3. 11 : Comportement thermomécanique des éprouvettes F.GC2: relation contrainte-déformation à différentes températures 139
Figure 3. 12: Modes de rupture d'éprouvettes de F.GC2 à différentes températures 141
Figure 3. 13: Modes de rupture 'd'éprouvettes de composite F.GC1 au régime TMTC 141
Figure 3. 14: Évolution de la contrainte ultime normalisée obtenue pour les composites F.GC1 et F.GC2, en comparant avec les résultats expérimentaux sur le TRC de basalte obtenus par Rambo et al [32] et sur le TRC de verre obtenu par Tlaiji et al [35] 143
Figure 3. 15: Evolution de la contrainte à la fissuration en fonction de la température pour deux TRC de carbone 144
Figure 3. 16: Evolution du module d'Young normalisé à la première phase dépendant de la température, en comparant avec les résultats expérimentaux sur le TRC de basalte obtenu par Rambo et al [32]et le TRC de verre obtenu par Tlaiji et al [35] 145
Figure 3. 17: Evolution du rapport de la résistance ultime $R_{1,T} = \sigma_{T,UTS}$ *(F.GC1)/* $\sigma_{T,UTS}$ *(F.M) et* $R_{2,T} = \sigma_{T,UTS}$ *(F.GC2)/* $\sigma_{T,UTS}$ *(F.M) en fonction de la température* 146
Figure 3. 18 : Evolution de la force ultime des matériaux utilisés en fonction de la température: textiles de carbone GC1 (2 fils) et GC2 (3 fils), composites F.GC1 et F.GC2 et la matrice F.M. 147
Figure 3. 19 : Coefficient d'efficacité du textile de carbone utilisé dans le composite TRC à différentes températures 149
Figure 3. 20: Augmentation de la température en fonction du temps à différents niveaux de force appliquée 154
Figure 3. 21 : Modes de rupture des éprouvettes de TRC au régime TMFC avec différents niveaux de force appliqués 155
Figure 3. 22: Evolution de la diffusivité thermique du composite F.GC2 en fonction de la température 157
Figure 3. 23: Evolution de la température de rupture (Tr) en fonction du niveau de charge appliqué. 158
Figure 3. 24: Evolution de la durée d'exposition à température élevée des TRC de carbone en fonction du niveau de force appliqué. 159
Figure 3. 25 : Evolution de la température de rupture (Tr) en fonction du niveau de charge appliqué en comparant avec les résultats expérimentaux des textiles de carbone 160

Figure 4. 1 : Eléments utilisés LINK180 dans le modèle numérique pour les textiles de carbone 164
Figure 4. 2: Loi du comportement mécanique des textiles de carbone GC1 et GC2 dans le modèle numérique à différentes températures 165
Figure 4. 3 : Configuration du maillage, des conditions aux limites et la charge imposée pour modèle d'un fil du textile 166
Figure 4. 4: Comportement du textile de carbone GC1 à différentes températures 167
Figure 4. 5 : Déplacement des points sur l'éprouvette dans le modèle du fil de GC2 168
Figure 4. 6 : Comportement du textile de carbone GC2 à différentes températures 168
Figure 4. 7: Eléments utilisés SOLID65 dans le modèle 3-D pour la matrice cimentaire 169
Figure 4. 8: Loi du comportement mécanique de la matrice 170
Figure 4. 9 : Configuration du modèle numérique pour l'éprouvette de la matrice cimentaire 171
Figure 4. 10 : Résultats numériques sur le modèle 3D de la matrice cimentaire à l'étape de calcul avant de la fissuration 172
Figure 4. 11 : Fissuration sur l'éprouvette dans l'expérimentation et le modèle numérique 3D pour la matrice cimentaire 173
Figure 4. 12 : Elément COMBIN39 pour modèle de l'interface 175
Figure 4. 13 : Relation « force – glissement » d'élément COMBIN 39 pour la liaison « fil – matrice » dans le modèle numérique 176
Figure 4. 14 : Configuration de la géométrie et du maillage dans le modèle numérique de l'interface 177
Figure 4. 15 : Conditions aux limites et charges pour le modèle numérique de l'interface 177
Figure 4. 16 : Effet de T_{max} *sur les résultats numériques obtenus pour IN-F.GC1-3cm* 179
Figure 4. 17 : Effet de T_{max} *sur les résultats numériques obtenus pour IN-F.GC2-2cm* 181

Figure 4. 18 : Comparaison des résultats expérimental et numérique sur le comportement d'arrachement des éprouvettes d'IN-F.GC1 182
Figure 4. 19 : Comparaison des résultats expérimentaux et numériques sur le comportement d'arrachement des éprouvettes d'IN-F.GC2 183
Figure 4. 20 : Mode de rupture des éprouvettes d'arrachement dans le modèle numérique 184
Figure 4. 21 : Distribution de la contrainte de traction des fils de textile dans les éprouvettes d'interface 185
Figure 4. 22 : Déplacement et déformation des points sur les fils de textile GC1 à l'étape correspondante à la force d'ancrage de 1433N pour IN-F.GC2-2cm 185
Figure 4. 23 : Elargissement des fissures avec l'augmentation de la force d'ancrage pour IN-F.GC2-2cm 186
*Figure 4. 24 : Elément SOLID87 (**3-D 10-Node Tetrahedral Thermal Solid**) pour l'analyse thermique* 187
Figure 4. 25 : Evolution des propriétés thermiques de la matrice réfractaire en fonction de la température 189
Figure 4. 26 : Maillage, conditions aux limites et charges pour le modèle de transfert thermique 189
Figure 4. 27 : Température sur l'éprouvette cylindrique à différentes étapes d'analyse 190
Figure 4. 28 : Evolution de la température et de la vitesse d'augmentation en fonction du temps aux plusieurs points d'éprouvette cylindrique 191
Figure 4. 29 : Gradient thermique de l'éprouvette de la matrice cimentaire 192
Figure 4. 30 : Comparaison entre les deux résultats expérimental et numérique 192
Figure 4. 31 : Configuration de maillage, conditions aux limites et charges pour le modèle de l'éprouvette de F.GC2 195
Figure 4. 32 : Comportement du composite F.GC2 à différentes températures 197
Figure 4. 33 : Comportement mécanique de la matrice cimentaire aux nœuds d'élément sur l'éprouvette 199
Figure 4. 34 : Développement de la fissure sur une section transversale de l'éprouvette 199
Figure 4. 35 : Saut de la contrainte sur les fils de carbone après l'apparition de première fissure 200
Figure 4. 36 : Mode de rupture des éprouvettes de F.GC2 à différentes températures 201

Liste des tableaux

Tableau 1. 1: Caractéristiques mécaniques des fibres reportes par Truong [6] et Tlaiji [7] 5
Tableau 1. 2 : Composition de mélanges de béton [23] 8
Tableau 1. 3 : Analyse chimique des bétons réfractaires [23] 8
Tableau 1. 4: Propriétés mécaniques des différentes fibres à température ambiante, Houhou [44] 11
Tableau 1. 5 : Résultats résiduels sur la résistance et déformation ultime dans la littérature 48

Tableau 2. 1: Propriétés physiques des trois textiles de carbone utilisés 73
Tableau 2. 2: Composition chimique du granulat synthétique d'aluminate de calcium 75
Tableau 2. 3: Composition chimique du ciment réfractaire 75
Tableau 2. 4: Composition de la matrice réfractaire 76
Tableau 2. 5: Propriétés physiques de la matrice réfractaire à l'état frais 77
Tableau 2. 6: Propriétés mécaniques de la matrice réfractaire à l'état durci après 28 jours 78
Tableau 2. 7 : Liste des essais effectués sur les éprouvettes de matériaux constitutifs (a, b, c: noms des essais effectués dans la même condition) 89
Tableau 2. 8: Résultats des essais en traction directe effectués sur le textile de carbone GC1 (valeurs d'écart-type sont en parallèle) 92
Tableau 2. 9: Résultats des essais en traction directe effectués sur le textile de carbone GC2 (valeurs d'écart-type sont en parallèle) 92
Tableau 2. 10: Résultats des essais en traction directe effectués sur le textile de carbone GC3 (valeurs d'écart-type sont en parallèle) 92
Tableau 2. 11: Paramètres du modèle analytique pour trois textiles de carbone 95
Tableau 2. 12: Comparaison entre les deux résultats: expérimentation et modèle analytique 98
Tableau 2. 13: Résultats du test effectué sur des éprouvettes F.M en condition TMTC (la valeur de l'écart-type en parallèle) 107

Tableau 2. 14 : Résultats obtenus à partir des essais d'arrachement sur les éprouvettes d'IN-F.GC1 avec différentes longueurs d'ancrage. 114
Tableau 2. 15 : Résultats obtenus à partir des essais d'arrachement sur les éprouvettes d'IN-F.GC2 avec différentes longueurs d'ancrage. 116

Tableau 3. 1: Liste des essais effectués sur les éprouvettes de TRC 130
Tableau 3. 2: Résultats des essais de traction directe effectués sur des éprouvettes de F.GC1 à température ambiante 133
Tableau 3. 3: Résultats de l'essai de traction directe effectué sur des éprouvettes F.GC2 à température ambiante 134
Tableau 3. 4: Résultats sur des éprouvettes de F.GC2 renforcé par deux couches de textile à température ambiante 135
Tableau 3. 5: Résultats de l'essai de traction directe sur des éprouvettes de F.GC1 à différentes températures (valeur de l'écart type en parallèle) 138
Tableau 3. 6: Résultats de l'essai en traction directe effectué sur des éprouvettes F.GC2 à différentes températures (la valeur de l'écart-type en parallèle) 139
Tableau 3. 7: Evolution des propriétés thermomécaniques normalisées des matériaux étudiés en fonction de la température 142
Tableau 3. 8 : Ratios entre la résistance ultime entre TRC de carbone et celle de la matrice cimentaire à différentes températures 146
Tableau 3. 9: Coefficient d'efficacité des textiles de carbone (GC1 et GC2) dans le TRC de carbone à différentes températures [V_f = 0,52% pour F.GC1 et V_f = 0,92% pour F.GC2: taux de renforcement dans le sens de la charge de traction] 148
Tableau 3. 10: Comparaison de la contrainte à la fissuration de deux composites F.GC1 et F.GC2 à différentes températures 150
Tableau 3. 11: Résultats du test effectué sur des éprouvettes de TRC au régime TMFC (la valeur de l'écart-type en parallèle) 153
Tableau 3. 12 : La durée réelle d'exposition à température élevée à suivant la courbe d'ISO-834 155
Tableau 3. 13: Résultats de la diffusivité thermique d'éprouvettes de F.GC2 à différentes températures 156

Tableau 4. 1: Paramètres calculés utilisés dans le modèle numérique des textiles de carbone 164
Tableau 4. 2 : Comparaison des résultats numérique et expérimental pour le textile de carbone GC1 à différentes températures 167
Tableau 4. 3 : Comparaison des résultats numérique et expérimental pour le textile de carbone GC2 à différentes températures 168
Tableau 4. 4: Paramètres calculés utilisés dans le modèle numérique à différentes températures pour la matrice du béton 171
Tableau 4. 5 : Comparaison des résultats expérimentaux et numériques sur l'éprouvette de la matrice cimentaire à différentes températures 173
Tableau 4. 6 : Paramètres du modèle de l'interface dans l'étude paramétrique pour IN-F.GC1 178
Tableau 4. 7: Paramètres du modèle de l'interface dans l'étude paramétrique pour IN-F.GC2 178
Tableau 4. 8: Variation de la force d'arrachement maximale dépendant de la valeur de T_{max} pour IN-F.GC1 - 3cm 179
Tableau 4. 9: Variation de la force d'arrachement maximale dépendant de la valeur de τ_{max} pour IN-F.GC2 - 2cm 180
Tableau 4. 10 : Comparaison de la force d'ancrage maximale des résultats expérimental et numérique pour des éprouvettes d'IN-F.GC1 182
Tableau 4. 11 : Comparaison de la force d'ancrage maximale des résultats expérimentaux et numériques pour des éprouvettes d'IN-F.GC2 183
Tableau 4. 12 : Propriétés thermiques de la matrice réfractaire à température ambiante 188

Tableau 4. 13: Paramètres calculés utilisés dans le modèle numérique de F.GC2 194
Tableau 4. 14 : Résultats numériques sur le comportement du composite F.GC2 à différentes températures ... 198
Tableau 4. 15: Comparaison entre les deux résultats numériques et expérimentaux sur le comportement du composite F.GC2 à différentes températures 202
Tableau 4. 16 : Comparaison des modes de rupture entre les deux résultats expérimentaux et numériques 203