



الجمهورية الجزائرية الديمقراطية الشعبية  
République Algérienne Démocratique et Populaire  
وزارة التعليم العالي والبحث العلمي  
Ministère de l'Enseignement Supérieur  
et de la Recherche Scientifique



جامعة عبد الحميد ابن باديس – مستغانم  
**Université Abdelhamid Ibn Badis - Mostaganem**

**Thèse en cotutelle**  
**Entre**  
**L'Université Abdelhamid Ibn Badis - Mostaganem**  
**Et**  
**L'Institut National des Sciences Appliqués de Rennes**

**Présentée pour obtenir le grade de Docteur en Science**  
**Spécialité : Génie Civil**  
**par Ezziane Mohammed**

**Sujet de thèse :**  
**FORMULATION ET TENUE AU FEU**  
**DES MATÉRIAUX CIMENTAIRES RENFORCÉS**  
**DE FIBRES DE DIFFÉRENTES NATURES**

Thèse soutenue publiquement le 30/09/2012

Devant le jury composé de :

Mr Missoum Hanifi : Professeur – Université de Mostaganem / Président  
Mr Sebaibi Yahya : Professeur – Université de Sidi Bel Abbes / Examineur  
Mr Khelafi Hamid : Professeur – Université USTO d'Oran / Examineur  
Mr Kadri Tahar : Maître de conférences rang A – Université de Mostaganem / Directeur de thèse  
Mr Jauberthie Raoul : Maître de conférences HDR – INSA de Rennes / Directeur de thèse  
Mr Buyle Bodin François : Professeur – Université de Lille / Examineur  
Mr Mounanga Pierre : Professeur – Université de Nantes / Examineur  
Mr Molez Laurent : Maître de conférences – INSA de Rennes / Co-directeur de thèse

## ملخص

إن إضافة الألياف الفولاذية في المونة العادية وفي درجة حرارة الغرفة، يوفر مقاومة ميكانيكية وليونة متزايدة. لكن المادة الأسمنتية المقواة بالألياف الحديدية، عندما تتعرض لدرجات حرارة عالية تخضع لأضرار متفاوتة الخطورة. التسخين يؤدي إلى تغييرات مختلفة في خصائصها، وعلى وجه الخصوص التغييرات في الهيكلة المجهرية يرافقه فقدان القوة والكتلة. تهدف دراستنا إلى اختبار تجريبي لمساهمة ألياف الفولاذ والألياف البولي بروبيلين والخليط (نصف الألياف الفولاذية + نصف ألياف البولي بروبيلين) حول مخاطر عدم الاستقرار الميكانيكية والحرارية للمواد الأسمنتية أثناء التعرض لدرجات حرارة عالية واختبارات اللهب. المونة المجربة هي مونة قياسية، وتتألف من ثلاثة أنواع مختلفة من المواد الرابطة: CEM I، CEM I+FS و CEM III من خلال اتخاذ وضعين من العلاج: علاج الجافة والرطبة. وتتغرز هذه المونة بالألياف بنسبة حجمية تقدر بـ 0,58%. وتعرض نماذج من هذه المؤلفات لدورات التدفئة والتبريد من درجة حرارة الغرفة إلى درجة حرارة مجموعة من 400 درجة مئوية، 500 درجة مئوية و 600 درجة مئوية، 700 درجة مئوية، 800 درجة مئوية و 1000 درجة مئوية مع ارتفاع سريع في درجات الحرارة من 2 درجة مئوية / دقيقة و 5 درجات مئوية / دقيقة. يتم تحليل هذه الخصائص الميكانيكية للمونة (قوة الشد في الانحناء ومعامل المرونة، والطاقة من الانشقاق، وعامل شدة الإجهاد، والرقم القياسي للصلاية ومقاومة الضغط) في الحالتين السليمة والساخنة. تم تطوير تجربة محددة لاختبار المونة اللهب البروبان. تم تنفيذ المعالجة الحرارية مع سرعة ارتفاع درجة الحرارة بسرعة كبيرة. تصل درجة الحرارة إلى 1000 درجة مئوية في الواجهة المعرضة للشعلة. بعد تحديد انتشار الحرارة من خلال حزم العناصر، تخضع المونة للثقب، مما سمح بمقارنة المقاومة المتبقية بعد عملية الترميم للحريق. كما تم تحليل وتوصيف المونة في حالتها الأصلية من خلال قياس الخصائص الفيزيائية والآثار المترتبة على درجة الحرارة المرتفعة على هذه الخصائص. تتناول اختبارات التقنيات لتوصيف الحالة الأولية للمادة والحالة المتدهورة تحت تأثير المعالجة الحرارية من خلال التدايبر: امتصاص الماء الشعري، التواصل المسامية والنفاذية للغاز، سرعة انتشار الموجات فوق الصوتية والتخفيف من آثارها. مكنت هذه الدراسة التجريبية من وضع صيغ مختلفة للمونة بحيث الاستقرار الحراري في درجات حرارة عالية لم يتأثر في ظل الظروف التجريبية والخصائص الميكانيكية المتبقية تطورت بشكل ملحوظ.

**المفاتيح:** المونة، الحرارة، اللهب، ألياف الفولاذ، الألياف البولي بروبيلين، الخصائص الميكانيكية المتبقية، الخصائص الفيزيائية المتبقية.

## Résumé

L'introduction de fibres d'acier dans un mortier ordinaire permet d'obtenir une augmentation de la résistance mécanique et de la ductilité à température ambiante. Lors d'expositions à des températures élevées, un matériau cimentaire renforcé par des fibres d'acier subit un endommagement plus ou moins important. Le chauffage induit différentes modifications de ses propriétés et, en particulier, des changements de microstructure accompagnés de perte de résistance mécanique et de masse. Notre étude consiste à tester d'une façon expérimentale la contribution de fibres d'acier, de fibres de polypropylène et un ensemble mixte (1/2 fibres d'acier + 1/2 fibres de polypropylène) sur les risques d'instabilités mécaniques et thermiques des matériaux cimentaires lors des expositions à températures élevées et à des essais à la flamme. Les mortiers testés sont des mortiers normalisés, composés de trois types de liants différents : CEM I, CEM I+FS et CEM III en considérant deux modes de cure : cure sèche et cure humide. Ces mortiers sont renforcés avec une portion volumique de 0,58% en fibres. Les échantillons, issus de ces compositions, ont été soumis à des cycles de chauffage refroidissement de la température ambiante à une température de consigne de 400°C, 500°C, 600°C, 700°C, 800°C et 1000°C avec des vitesses de montée de température de 2°C/min et 5°C/min. Les propriétés mécaniques de ces mortiers (la résistance en traction par flexion, le module d'élasticité, l'énergie de fissuration, le facteur d'intensité de contrainte, l'indice de ténacité, la résistance en compression) sont analysées à l'état sain et chauffé. Un essai spécifique est mis au point pour tester les mortiers à la flamme propane. Le traitement thermique a été réalisé avec une vitesse de montée en température très rapide. La température atteint 1000°C à la face exposée à la flamme. Après avoir déterminé la propagation de la chaleur à travers les éléments fibrés, ceux-ci sont soumis à un poinçonnement : ainsi cet essai a permis de comparer les résistances résiduelles après cette simulation d'incendie. La caractérisation non destructive de tous les mortiers dans leur état initial par la mesure de leurs propriétés physiques et les effets d'une élévation de température sur ces propriétés ont été également analysés. Le choix des techniques de caractérisation de l'état initial du matériau et l'état dégradé sous l'effet d'un traitement thermique est abordé par les mesures d'absorption d'eau par capillarité, la porosité communicante, la perméabilité au gaz, la vitesse de propagation des ondes ultrasonores et leur atténuation. Cette étude expérimentale aboutit à la formulation de mortiers dont à la fois la stabilité thermique à haute température n'a pas été mise à défaut dans les conditions expérimentales et les caractéristiques mécaniques résiduelles sont nettement améliorées.

**Mots clés :** mortiers, température, flamme, fibres d'acier, fibres de polypropylène, caractéristiques mécaniques résiduelles, propriétés physiques résiduelles.

## Abstract

At room temperature, the addition of steel fibres in mortar conducts to an increase of mechanical strength and ductility. Exposed to high temperatures, a cement based material undergoes deterioration to a greater or lesser extent. Heat induces various changes of material properties; in particular changes to the micro-structure which are accompanied by loss of strength and mass. The aim our study is an experimental contribution about behaviour under extreme conditions in terms of temperature (e.g. fire), of mortar reinforced by different fibres: steel fibres, polypropylene fibres and a hybrid fibre combination (1/2 steel fibres + 1/2 polypropylene fibres). Three types of standard mortar were studied, formulated with three different binders: CEM I, CEM I+SF and CEM III. Two types of cure were used: a dry cure and a wet cure. For the mortars with fibre addition, the fibre content was 0.58% by volume. The exposure temperatures were set at 400°C, 500°C, 600°C, 700°C, 800°C and 1000°C. The rate of temperature increase was set at 2°C/min and 5°C/min. The mechanical properties (flexure strength, Young modulus, cracking energy, stress intensity factor, toughness factor, compression strength) were analysed before and after heating. A specific test using propane flame was defined. The rate of temperature increase is very elevated; the exposed face rapidly reaches a temperature of 1000°C. Samples were equipped with thermocouples to measure the temperature changes within the sample at different depths. Subsequently, to enable a comparison between the mechanical strength of samples a punching shear strength test was performed. A non-destructive characterisation of all mortars before and after heating was conducted: water capillarity absorption, interconnected porosity, helium permeability, ultrasonic pulse velocity, ultrasonic attenuation. Finally, our experimental study proposes a mortar formulation giving a good behaviour under severe temperatures and giving better residual mechanical properties.

**Key words:** mortar, temperature, fire, steel fibres, polypropylene fibres, residual mechanical properties, residual physical properties.



## AVANT-PROPOS

Ce travail est le résultat d'une collaboration entre l'Université de Abdelhamid Ibn Badis de Mostaganem (Algérie) et l'Institut National des Sciences Appliquées de Rennes (France). Je voudrais donc tout d'abord remercier Monsieur M'Hamed Mohamed Salah Eddine SEDDIKI, Recteur de l'Université de Mostaganem et Messieurs Alain JIGOREL et M'hamed DRISSI respectivement, Ex-Directeur et Directeur de l'INSA-Rennes pour leurs efforts conjoints qui ont rendu possible la réalisation de ce doctorat en cotutelle.

Je voudrais exprimer toute ma reconnaissance à Messieurs Raoul JAUBERTHIE et Laurent MOLEZ, de l'INSA de Rennes respectivement, mon directeur de thèse et co-encadreur français, pour leur accueil chaleureux et pour m'avoir fait l'honneur de diriger mes travaux de thèse durant ma présence en France, ainsi que mon directeur de thèse Algérien, Monsieur Tahar KADRI de l'Université de Mostaganem, pour ses conseils judicieux. Je les remercie chaleureusement pour leurs confiances, leurs soutiens, leurs connaissances scientifiques ainsi que leurs encadrements.

Je remercie fortement Monsieur Yannick MELINGE de m'avoir permis d'utiliser son laboratoire thermique et je tiens à m'excuser des dégâts causés dans son laboratoire au cours d'une expérimentation « mal déroulée ».

Je remercie également le Professeur Christophe LANOS de m'avoir autorisé à utiliser son laboratoire aussi bien à l'INSA qu'à l'UIT de Rennes.

Je tiens également à remercier, Monsieur Hanifi MISSOUM de l'Université de Mostaganem, qui a accepté de présider mon jury de thèse et Messieurs Yahya SEBAIBI de l'Université de Sidi Bel Abbas, Hamid KHELAFI de l'Université USTO d'Oran, Pierre MOUNOUNGA de l'Université de Nantes et François Buyle BODIN de l'Université de Lille, qui ont accepté de faire partie de mon jury de thèse.

Mes remerciements s'adressent également aux professionnels de recherche, aux techniciens des laboratoires de génie civil (INSA-Rennes), en particulier à Messieurs Michel TRINQUARD, Christian GARAND, Alain BOURSICOT, Jean Luc MATAYER et Thomas ROUZO, au personnel administratif, en particulier Mesdames Odile MAZURET, Aurore GOUIN, Nathalie CHOLLET, Emmanuelle CARET et Jacqueline LE GUELLEC.

Je remercie aussi tous mes collègues enseignants au Département de Génie Civil de l'Université de Mostaganem, ainsi qu'à Messieurs Boumediene BENMEZROUA, Ibrahim MESSAOUDENE, Sid Ali AMAMRA, Baghdad KROUR, Cheikh ZEMRI et Miloud CHIKR EL-MEZOUAR, qui m'ont soutenu tout au long de ce travail durant mes séjours en France.

Enfin, je réserve une mention très spéciale à ma mère, ma femme et ma fille pour leur patience durant mes années de thèse, ainsi qu'à ma grande sœur, mes beaux-parents et toute ma famille pour leur soutien moral. Je leurs dédie cette thèse.



## GLOSSAIRE

$A_{105^{\circ}\text{C}}$ (volt)	Amplitude maximale du signal à 105°C
$A_r$	Amplitude relative du signal
$A_T$ (volt)	Amplitude maximale du signal à T°C
ATD	Analyse thermique différentielle
ATG	Analyse thermogravimétrique
BHP	Béton à hautes performances
BO	Béton ordinaire
C (kg/(m <sup>2</sup> ))	Coefficient d'absorption capillaire
CEM I	Ciment Portland CEM I 52,5N CE PM-ES-CP2
CEM I+FS	Ciment Portland CEM I 52,5NCE PM-ES-CP2 avec ajout 8% de fumée de silice
CEM III	Ciment CEM III/A 52,5LPM-ES CP1
Cure humide	Conservation des éprouvettes dans un bac d'eau pendant 28 jours
Cure sèche	Conservation des éprouvettes en salle humide (20°C, 95% HR) pendant 7 jours puis en salle sèche (T= 20°C, 50% HR) pendant 21 jours
Cycle chauffage refroidissement	composé d'une phase de montée en température, d'un palier à température constante et d'une phase de refroidissement
E (GPa)	Module d'élasticité statique
E/C	Rapport massique eau/ciment
E/L	Rapport massique eau/liant
$E_{20}$ (GPa)	Module d'élasticité à la température ambiante.
Essai résiduel	Essai effectué après le cycle d'échauffement jusqu'à la température d'essais et refroidissement jusqu'à la température ambiante
$E_T$ (GPa)	Module d'élasticité résiduel à la température T°C
$f_{c28}$ (MPa)	Contrainte de compression à 28 jours
$f_{t28}$ (MPa)	Contrainte traction par flexion 4 points à 28 jours
$G_f$ (J/m <sup>2</sup> )	Énergie de fissuration
HR (%)	Humidité relative, égale au rapport de la pression partielle de vapeur d'eau sur la pression saturante
$I_{10}$	Indice de ténacité correspond à 5,5 $\delta$
$I_{30}$	Indice de ténacité correspond à 15,5
$I_5$	Indice de ténacité correspond à 3,5 $\delta$
ISO 834	Courbe température-temps relative à un incendie normalisé
$K_{a105^{\circ}\text{C}}$ (m <sup>2</sup> )	Perméabilité apparente à 105°C
$K_{ar}$	Perméabilité apparente relative

$K_I$ (MPa.m <sup>1/2</sup> )	Facteur d'intensité de contrainte
$K_{v105^\circ\text{C}}$ (m <sup>2</sup> )	Perméabilité intrinsèque à 105°C
MEB	Microscope électronique à balayage
ML	Mortier normal à base CEM III sans fibres
MN	Mortier normal à base de CEM I sans fibres
MNA	Mortier normal à base de CEM I renforcé avec fibres d'aciers
MNAP	Mortier normal à base de CEM I renforcé avec fibres mixtes acier et polypropylène
MNP	Mortier normal à base de CEM I renforcé avec fibres polypropylène
Mortier (H)	Mortier ayant subi une cure humide
Mortier (S)	Mortier ayant subi une cure sèche
MS	Mortier normal à base de CEM I sans fibres
$P_{105^\circ\text{C}}$ (%)	Porosité accessible à l'eau à 105°C
Perte relative (%)	Égale au rapport (état sain - état chauffé)/ état sain
$P_r$	Porosité accessible à l'eau relative
$P_T$ (%)	Porosité résiduelle accessible à l'eau à température T
Taux de perte (%.C <sup>-1</sup> )	Perte relative/ $\Delta T^\circ\text{C}$
TFR	Transformée de Fourier Rapide
$V_{105^\circ\text{C}}$ (m/s)	Vitesse de propagation des ondes longitudinales à 105°C
$V_r$	Vitesse de propagation des ondes longitudinales relative
$V_T$ (m/s)	Vitesse de propagation des ondes longitudinales à T°C
$\delta$	Flèche correspondant à la première fissuration
$\rho_{105^\circ\text{C}}$ (kg/m <sup>3</sup> )	Masse volumique apparente à 105°C
$\rho_r$	Masse volumique relative
$\rho_T$ (kg/m <sup>3</sup> )	Masse volumique résiduelle apparente à T°C

# Sommaire

<b>INTRODUCTION GÉNÉRALE.....</b>	<b>5</b>
<b>CHAPITRE 1 ÉTUDE BIBLIOGRAPHIQUE.....</b>	<b>8</b>
1.1 COMPORTEMENT DES BÉTONS À HAUTE TEMPÉRATURE .....	9
1.1.1 Introduction .....	9
1.1.2. <i>Évolution de la microstructure des matériaux à matrice cimentaire en fonction de la température.....</i>	<i>9</i>
1.1.2.1. Rappels sur la microstructure des matériaux à matrice cimentaire .....	9
1.1.2.2. Comportement à hautes températures.....	12
1.1.2.3. Phénomènes d'éclatements .....	13
1.1.2.3.1. Écaillage par pressions internes et contraintes thermomécaniques .....	14
1.1.2.3.2. Écaillage par dilatation thermique empêchée .....	14
1.1.2.4. Influence de la température sur la pâte de ciment .....	15
1.1.2.5. Influence de la température sur les granulats .....	16
1.1.2.6. Influence de la température sur la microstructure du béton .....	18
1.1.2.6.1 Analyses thermiques différentielles et analyse thermogravimétriques de la microstructure .....	18
1.1.2.6.2 Interface pâte - granulats.....	19
1.1.2.6.3 Variation de la porosité.....	20
1.1.2.6.4 Variation de la perméabilité .....	21
1.1.3 <i>Évolution des caractéristiques thermiques du béton avec la température.....</i>	<i>22</i>
1.1.3.1 Évolution de la masse volumique .....	22
1.1.3.2 Conductivité thermique.....	22
1.1.3.3 Chaleur spécifique .....	23
1.1.4 <i>Évolution des caractéristiques mécaniques du béton avec la température.....</i>	<i>23</i>
1.1.4.1 Comparaison entre les essais à chaud et après refroidissement.....	23
1.1.4.2 Résistance en compression à hautes températures .....	24
1.1.4.3 Résistance en traction à hautes températures .....	25
1.1.4.4 Module d'élasticité à hautes températures.....	26
1.1.4.5 Énergie de fissuration à hautes températures.....	27
1.2. LES BÉTONS FIBRÉS .....	28
1.2.1 <i>Panorama des fibres existantes .....</i>	<i>28</i>
1.2.2 <i>Choix des fibres utilisées dans les mortiers et bétons .....</i>	<i>29</i>
1.2.2.1 Fibres d'amiante .....	29
1.2.2.2 Fibres métalliques.....	30
1.2.2.3 Fibres de polypropylène .....	31
1.2.2.4 Fibres de verre .....	31
1.2.2.5 Choix des fibres dans le béton .....	32
1.2.3 <i>Rôle des fibres dans le béton .....</i>	<i>33</i>
1.2.4 <i>Principe d'action des fibres dans le béton.....</i>	<i>35</i>
1.2.5 <i>Maniabilité des bétons renforcés de fibres métalliques.....</i>	<i>36</i>
1.2.6 <i>Comportement rhéologique des bétons renforcés de fibres métalliques.....</i>	<i>37</i>
1.2.6.1 Influence de la longueur et de dosage en fibres.....	37
1.2.6.2 Comportement mécanique de béton renforcé de fibres.....	38
1.2.6.3 Influence de l'orientation des fibres dans le béton .....	39
1.2.7 <i>Propriétés mécaniques des bétons renforcés de fibres .....</i>	<i>40</i>
1.2.7.1 Résistance en compression.....	41
1.2.7.2 Résistance en traction.....	41
1.2.7.3 Résistance en flexion .....	42
1.2.7.4 Résistance au cisaillement .....	42
1.2.7.5 Arrachement de la fibre «Pull Out» .....	43
1.3 INFLUENCE DES FIBRES D'ACIER ET DE POLYPROPYLENE SUR LE COMPORTEMENT DU BÉTON À HAUTE TEMPÉRATURE .....	45
1.3.1 <i>Instabilité thermique.....</i>	<i>45</i>
1.3.1.1 Comportement avec fibres d'acier .....	45
1.3.1.2 Comportement avec fibres de polypropylène .....	45
1.3.2 <i>Résistance en compression .....</i>	<i>47</i>
1.3.2.1 Comportement avec fibres d'acier .....	47
1.3.2.2 Comportement avec fibres de polypropylène .....	48
1.3.3 <i>Résistance en traction.....</i>	<i>49</i>

1.3.3.1 Comportement avec fibres d'acier .....	49
1.3.3.2 Comportement avec fibres de polypropylène .....	50
1.3.4 <i>Module d'élasticité</i> .....	51
1.3.4.1 Comportement avec fibres d'acier .....	51
1.3.4.2 Comportement avec fibres de polypropylène .....	52
1.4 CONCLUSION .....	53
<b>CHAPITRE 2 MATÉRIAUX ET MÉTHODES EXPÉRIMENTALES .....</b>	<b>55</b>
2.1 PROCÈDES DE FABRICATION DES MORTIERS .....	56
2.1.1 <i>Liants</i> .....	56
2.1.1.1 Ciment CEM I 52,5 N CE PM-ES-CP2 NF .....	56
2.1.1.2 Ciment CEM I 52,5 N avec ajout minéral fumée de silice .....	58
2.1.1.3 Ciment CEM III/A 52,5 L CE PM-ES-CP1 NF .....	59
2.1.2 <i>Sable normalisé</i> .....	60
2.1.3 <i>Fibres utilisés</i> .....	61
2.1.4 <i>Procédure de préparation des éprouvettes</i> .....	64
2.1.5 <i>Etape préliminaire</i> .....	64
2.1.6 <i>Mise en œuvre des éprouvettes de mortier fibré</i> .....	66
2.1.7 <i>Mode de conservation des échantillons</i> .....	66
2.2 CARACTÉRISATION DES MORTIERS À L'ÉTAT FRAIS .....	66
2.3 CARACTÉRISATION DU COMPORTEMENT THERMOMÉCANIQUE .....	68
2.3.1 <i>Essais mécaniques</i> .....	68
2.3.1.1 Essais de flexion 4 points .....	68
2.3.1.2 Essais de compression .....	69
2.3.1.3 Essais au poinçonnement .....	70
2.3.2 <i>Essais thermiques</i> .....	70
2.3.2.1 Essai au four électrique à moufle.....	71
2.3.2.2 Essai à la flamme.....	71
2.4 ABSORPTION D'EAU PAR CAPILLARITÉ .....	72
2.5 POROSITÉ ACCESSIBLE À L'EAU .....	73
2.5.1 <i>Protocole expérimental</i> .....	74
2.6 PERMÉABILITÉ AU GAZ.....	75
2.6.1 <i>Généralités</i> .....	75
2.6.2 <i>Percolation au gaz</i> .....	76
2.6.3 <i>Détermination de la perméabilité intrinsèque dans le cadre d'un écoulement laminaire</i> .....	78
2.6.4 <i>Protocole expérimental au laboratoire</i> .....	79
2.7 PROPAGATION DES ONDES ULTRASONORES.....	81
2.7.1 <i>Généralités</i> .....	81
2.7.2 <i>Types d'ondes</i> .....	81
2.7.3 <i>Propagation, absorption des ultrasons</i> .....	82
2.7.4 <i>Réflexion et réfraction des ultrasons</i> .....	83
2.7.5 <i>Principe du sondage non destructif par ultrasons</i> .....	83
2.7.6 <i>Protocole expérimental au laboratoire</i> .....	85
2.7.6.1 Équipements.....	85
2.7.6.2 Mesure de la vitesse d'onde ultrasonore.....	85
2.7.6.3 Mesure de l'atténuation d'onde ultrasonore.....	87
<b>CHAPITRE 3 ÉTUDE DU COMPORTEMENT MÉCANIQUE À TEMPÉRATURE AMBIANTE DES MORTIERS RENFORCÉS DE FIBRES DE NATURES DIFFÉRENTES .....</b>	<b>89</b>
3.1 COMPORTEMENT EN FLEXION 4 POINTS À 28 JOURS .....	90
3.1.1 <i>Influence de la nature des liants</i> .....	90
3.1.2 <i>Influence de la nature des fibres</i> .....	91
3.1.3 <i>Influence du mode de cure</i> .....	93
3.2 COMPORTEMENT EN COMPRESSION À 28 JOURS .....	94
3.2.1 <i>Influence de la nature des liants</i> .....	94
3.2.2 <i>Influence de la nature des fibres</i> .....	95
3.2.3 <i>Influence du mode de cure</i> .....	97
3.3 MODULE D'ÉLASTICITÉ .....	98

3.4 ÉNERGIE DE FISSURATION ET INDICE DE TÉNACITÉ.....	99
3.4.1 Énergie de fissuration .....	99
3.4.1.1 Définition .....	99
3.4.1.2 Résultats et discussion .....	100
3.4.2 Indice de ténacité.....	101
3.4.2.1 Définition .....	101
3.4.2.2 Résultats et discussion .....	102
3.5 CONCLUSION .....	106
<b>CHAPITRE 4 ÉTUDE DU COMPORTEMENT MÉCANIQUE DES MORTIERS RENFORCÉS DE FIBRES DE NATURES DIFFÉRENTES APRÈS CHAUFFAGE À HAUTE TEMPÉRATURE .....</b>	<b>107</b>
4.1 COMPORTEMENT MÉCANIQUE DU MORTIER À BASE DE CEM I SOUMIS À HAUTE TEMPÉRATURE .....	109
4.1.1 Mode de conservation sèche.....	109
4.1.1.1 Vitesse de chauffe 2°C/min.....	109
4.1.1.1.1 Comportement en flexion 4 points .....	110
4.1.1.1.2 Comportement en compression .....	118
4.1.1.1.3 Observations au MEB et microanalyses des fibres à différentes températures .....	120
4.1.1.1.4 Discussion .....	123
4.1.1.2 Vitesse de chauffe 5°C/min.....	123
4.1.1.2.1 Comportement en flexion 4 points .....	124
4.1.1.2.2 Comportement en compression .....	131
4.1.1.2.3 Observations au MEB des fibres à différentes températures .....	132
4.1.1.2.4 Discussion .....	133
4.1.2 Mode de conservation humide - Vitesse de chauffe 5°C/min .....	142
4.1.2.1 Comportement en flexion 4 points.....	142
4.1.2.2 Comportement en compression .....	149
4.1.2.3 Observations au MEB des fibres à différentes températures .....	150
4.1.2.4 Discussion .....	152
4.2 COMPORTEMENT MÉCANIQUE DES MORTIERS À BASE DE CEM I + FUMÉE DE SILICE ET CEM III SOUMIS À HAUTE TEMPÉRATURE .....	160
4.2.1 Comportement en flexion 4 points.....	160
4.2.2 Comportement en compression .....	167
4.2.3 Observations au MEB des fibres à différentes températures.....	169
4.2.4 Discussion.....	172
4.3 CONCLUSIONS .....	179
<b>CHAPITRE 5 ESSAIS À LA FLAMME DES MORTIERS RENFORCÉS DE FIBRES DE NATURES DIFFÉRENTES.....</b>	<b>181</b>
5.1 TRAITEMENT THERMIQUE À LA FLAMME.....	182
5.1.1 Vitesse de chauffe .....	182
5.1.2 Condition de chauffage.....	183
5.1.3 Propagation de la chaleur.....	184
5.1.4 Observations générales sur les essais .....	187
5.2 RÉSISTANCE AU POINÇONNEMENT APRÈS TRAITEMENT À LA FLAMME .....	190
5.2.1 Rupture par poinçonnement .....	190
5.2.2 Courbes de comportement mécanique .....	190
5.2.3 Résistance mécanique résiduelle .....	192
5.3 OBSERVATIONS AU MEB .....	193
5.4 CONCLUSIONS .....	195
<b>CHAPITRE 6 CARACTÉRISATION NON DESTRUCTIVE DES MORTIERS RENFORCÉS DE FIBRES DE NATURES DIFFÉRENTES .....</b>	<b>196</b>
6.1 ABSORPTION D'EAU PAR CAPILLARITÉ .....	197
6.2 POROSITÉ COMMUNICANTE.....	199
6.3 MASSE VOLUMIQUE APPARENTE .....	202
6.3 PERMÉABILITÉ AU GAZ.....	205
6.3.1 Perméabilité intrinsèque $K_v$ .....	205

6.3.1 Perméabilité apparente relative $K_{ar}$ .....	206
6.4 VITESSE DE PROPAGATION DES ONDES .....	208
6.5 ATTÉNUATION DES ONDES ULTRASONORES .....	209
6.6 CONCLUSION .....	212
<b>CONCLUSION GÉNÉRALE ET PERSPECTIVES .....</b>	<b>213</b>
<b>ANNEXES .....</b>	<b>218</b>
<b>LISTE DES FIGURES .....</b>	<b>226</b>
<b>LISTE DES TABLEAUX .....</b>	<b>233</b>
<b>RÉFÉRENCES BIBLIOGRAPHIQUES .....</b>	<b>235</b>

## INTRODUCTION GÉNÉRALE

Les fibres naturelles ont été utilisées depuis bien longtemps pour renforcer les matrices fragiles. La paille et le crin mélangés à l'argile ont servi à la conception de murs en torchis ou des briques. Depuis cette époque, le concept de fibres dispersées dans les matériaux à base cimentaire s'est considérablement développé et trouve des applications dans le bâtiment et le génie civil.

L'innovation dans les sciences de la construction passe en partie par le développement de nouveaux matériaux et la maîtrise de leurs propriétés. Le matériau cimentaire renforcé de fibres est l'un de ces matériaux. Les fibres augmentent la résistance mécanique, réduisent son retrait plastique, augmentent sa résistance aux impacts à température ambiante. Avec ce matériau, les ingénieurs sont capables de projeter de nouvelles structures originales par leur design et leur conception, mais aussi par leurs capacités à résister aux diverses sollicitations extérieures.

Les caractéristiques de ce type de matériaux reposent sur la présence de fibres qui peuvent être de différentes natures : métalliques, synthétiques, naturelles, fibres de verre ou fibres de carbone ...; dans cette étude seules les fibres d'acier et les fibres de polypropylène sont considérées.

Le matériau cimentaire est un matériau endommageable, au comportement non linéaire de type fragile ou quasi-fragile, dont les propriétés en traction sont les plus faibles. Le renforcement par des fibres apparaît de différentes manières selon les auteurs : par leur capacité à contrôler les fissures, comme des absorbeurs d'énergie, par leur capacité à transférer les charges, par leur résistance en traction afin de retarder, de limiter ou d'éviter la rupture quasi-fragile. Par leur capacité à modifier le comportement non linéaire en retardant la localisation de l'endommagement, elles augmentent la capacité de déformation du matériau, le niveau de contrainte au pic. Elles reprennent les charges après fissuration. Mais le comportement au feu du matériau cimentaire renforcé par des fibres présente une préoccupation majeure pour les chercheurs.

Les mortiers sont caractérisés par une microstructure dense et une faible perméabilité. La microstructure dense semble être un point faible pour la stabilité thermique lorsque ces matériaux sont soumis à une température élevée. Les incendies des tunnels St Gothard (Suisse 2001), Tauern (Autriche 1999), Mont-Blanc (France 1999), la tour de Windsor (Madrid 2005) et les essais expérimentaux ont révélé que le béton chauffé peut présenter des risques d'instabilité. Les paramètres comme les conditions liées au feu, la nature du béton, l'eau libre dans le béton, le type de grave, la vitesse de chauffage, la présence de charge mécanique ont une influence sur l'instabilité thermique.

Une méthode efficace pour réduire le risque d'instabilité thermique est l'ajout des fibres en polypropylène dans la composition du matériau cimentaire. Il est important que le matériau confère aux ouvrages de bonnes possibilités de restauration après incendie. Pour cela, les performances mécaniques résiduelles doivent être conservées à un niveau aussi proche que possible des performances initiales. L'ajout de fibres d'acier dans le mortier cimentaire soumis à une température élevée peut être une solution pour améliorer ses propriétés mécaniques résiduelles.

Les fibres d'acier, de par leur nature, doivent tenir jusqu'à des températures de l'ordre de 1000°C, bien que leurs caractéristiques mécaniques s'affaiblissent. Les fibres de polypropylène disparaissent à environ 200°C, donc n'ont plus aucune influence sur la résistance. Les fibres de polypropylène lorsqu'elles disparaissent, laissent une porosité qui devrait faciliter le départ de gaz de l'intérieur de la structure. Un système hybride permet-il d'associer ces deux avantages, ou bien à l'inverse est-il défavorable ?

Le but des travaux de cette thèse est de tester d'une façon expérimentale la contribution des fibres d'acier, des fibres de polypropylène et un ensemble de fibres d'acier et de polypropylène sur les risques d'instabilités mécaniques et thermiques des matériaux cimentaires lors des expositions à températures élevées et à des essais à la flamme.

Le premier objectif de cette thèse est d'étudier le comportement de différents mortiers fibrés de nature différentes soumis à différents cycles de chauffage refroidissement avec de vitesse de montée en température relativement lente et moyenne. A cet effet, nous avons considéré une formulation de référence d'un mortier témoin dans lequel est introduit 0,58% de volume de fibres métallique (acier), ou organique (polypropylène), ou un ensemble de fibres métallique et organique. A formulation identique, l'influence du type de liant et des conditions de cure sur la stabilité thermique sont aussi analysées. Les caractéristiques mécaniques telles que la résistance en traction par flexion en examinant notamment le comportement post-pic, le module d'élasticité, l'énergie de fissuration, le facteur d'intensité de contrainte, l'indice de ténacité, la résistance en compression ont été réalisées à la température ambiante et après traitement.

Un deuxième objectif est de mieux simuler un incendie en présence d'une flamme. Un test à la flamme propane est mis au point. Les différents matériaux sont soumis à cet échauffement brutal. L'évolution du gradient de température à l'intérieur des échantillons est suivie et en fin d'exposition, le comportement mécanique des mortiers est comparé à l'aide d'un essai de poinçonnement.

Le troisième objectif est de caractériser ces matériaux à l'état sain et dégradé par des techniques non destructives telles que : l'absorption d'eau par capillarité, la porosité communicante, la perméabilité au gaz, la vitesse de propagation des ondes ultrasonores et leur atténuation.

Cette thèse, structurée en six chapitres, synthétise les résultats obtenus dans le cadre de cette étude.

Le premier chapitre présente une analyse bibliographique des travaux de recherches sur le comportement du béton à haute température. Il comporte une description sommaire des constituants du béton et l'effet de la température sur le béton. Il en découle les différentes formes d'instabilité que peut présenter le béton chauffé. Ensuite une étude est faite sur le comportement de la matrice cimentaire, des granulats et des propriétés physiques et mécaniques sur le comportement des bétons sans fibres en fonction de la température. La partie suivante traite les propriétés physiques et mécaniques des bétons non chauffés renforcés de fibres de natures différentes. La dernière partie de ce chapitre est consacrée à l'influence des fibres d'acier et des fibres de polypropylène sur les propriétés physiques et caractéristiques mécaniques du béton chauffé.

Le second chapitre décrit la composition des mortiers étudiés et les techniques expérimentales employées dans cette thèse. Pour chacune de ces techniques, nous présentons les bases théoriques et le mode opératoire adopté.

Le troisième chapitre porte sur l'étude du comportement mécanique à température ambiante du mortier normalisé, en faisant varier trois paramètres : la nature du liant, la composition des fibres et le mode de conservation de l'échantillon. Leur influence sur les caractéristiques mécaniques est analysée.

L'étude du comportement mécanique du mortier normalisé fibré de natures différentes après chauffage à haute température fait l'objet du chapitre quatre. Les paramètres d'études sont : nature des fibres, type de liant, mode de conservation de l'échantillon, cycles de chauffage refroidissement et vitesse de montée en température. Dans ce chapitre, une importance particulière est accordée à l'établissement de relations entre les évolutions des comportements mécaniques en fonction de la température.

Dans le cinquième chapitre, nous étudions le comportement à la flamme des mêmes matériaux étudiés en chapitre quatre. Un système de chauffage à la flamme propane a été mis au point au laboratoire afin de compléter les essais de tenue en température précédemment réalisés dans un four électrique à moufle (chapitre 4). Les tests mécaniques n'étant pas applicables sur les échantillons chauffés, nous avons également confectionné un système de poinçonnement voisin du test CBR utilisé en mécanique des sols.

Le sixième chapitre est consacré à la caractérisation non destructive des mortiers renforcés de fibres d'acier, de polypropylène et un ensemble de fibres d'acier et de polypropylène dans leur état initial par la mesure de leurs propriétés physiques et d'étudier les effets d'une élévation de température sur ces propriétés. Le choix des techniques de caractérisation de l'état initial du matériau et l'état dégradé sous l'effet d'un traitement thermique est abordé par les mesures d'absorption d'eau par capillarité, la porosité communicante, la perméabilité au gaz, la vitesse de propagation des ondes ultrasonores et leur atténuation.

Finalement, une conclusion rappelle les principaux résultats obtenus puis développe quelques perspectives à poursuivre.



**CHAPITRE 1**  
**ÉTUDE BIBLIOGRAPHIQUE**



## Chapitre 1

# Étude bibliographique

**Préambule :** Cette étude bibliographique est structurée en trois parties principales. Une première partie est consacrée au rappel de généralités sur la microstructure des matériaux à matrice cimentaire puis un état de l'art de la connaissance du comportement microstructural et mécanique des matériaux cimentaires en fonction de la température. La seconde partie est une synthèse bibliographique sur le renforcement par fibres des bétons. Une troisième partie va permettre de présenter l'influence des fibres d'acier et de polypropylène sur le comportement du béton à haute température.

## 1.1 Comportement des bétons à haute température

### 1.1.1 Introduction

L'exposition du béton à une température élevée provoque des modifications physico-chimiques que subissent ses composants (la matrice cimentaire et les granulats), telles que la déshydratation par séchage du béton et la décarbonatation. Ces phénomènes peuvent produire de retrait et de pertes de résistance et de raideur des matériaux.

Pour comprendre le comportement de ce matériau à haute température, il est nécessaire de connaître les principales modifications physico-chimiques. L'interface pâte-granulats est plus ou moins affectée selon la nature du ciment et des granulats.

### 1.1.2. Évolution de la microstructure des matériaux à matrice cimentaire en fonction de la température

#### 1.1.2.1. Rappels sur la microstructure des matériaux à matrice cimentaire

Les bétons et les mortiers sont des matériaux hétérogènes multiphasiques constitués d'un mélange de granulats et d'une pâte de ciment durcie. La pâte de ciment représente 25 à 40% du volume total du béton. Chaque constituant joue un rôle bien défini, celui de liant hydraulique pour la pâte de ciment, et celui de remplissage atténuateur de variations volumiques (retrait) et source de résistance pour les granulats.

Les granulats occupent 60 à 75% du volume de béton. On distingue trois types de granulats dans les bétons ; le sable : particules de diamètre inférieur à 5 mm, les gravillons 5 et 10 mm et enfin, les cailloux dont le diamètre est compris entre 10 et 40 mm.

La prise et le durcissement de la pâte de ciment ou béton sont le résultat d'un certain nombre de réactions chimiques dont la principale est l'hydratation des silicates du clinker accompagnée d'un fort dégagement de chaleur. Les silicates de calcium tricalciques  $3\text{CaO}$ ,  $\text{SiO}_2$  (C3S), et bicalciques  $2\text{CaO}$ ,  $\text{SiO}_2$  (C2S) sont les constituants les plus importants du ciment portland pour les propriétés mécaniques de la pâte durcie.

L'hydratation de C3S et de C2S forme des produits hydratés composés de gel CSH (silicates de calcium hydratés) et de portlandite (hydroxyde de calcium)  $\text{Ca}(\text{OH})_2$ . Le CSH est un pseudocristal de forme spongieux, plus ou moins lamellaire. La liaison entre les particules de CSH (responsable de la résistance mécanique de la pâte de ciment durcie) repose sur des forces superficielles ioniques ou covalentes (force de Van Der Waals, forces électrostatiques ou interactions stériques). Le modèle de Feldman et Sereda [1], revu ensuite par Sierra [2], montre la structuration des particules de CSH (Figure 1.1).

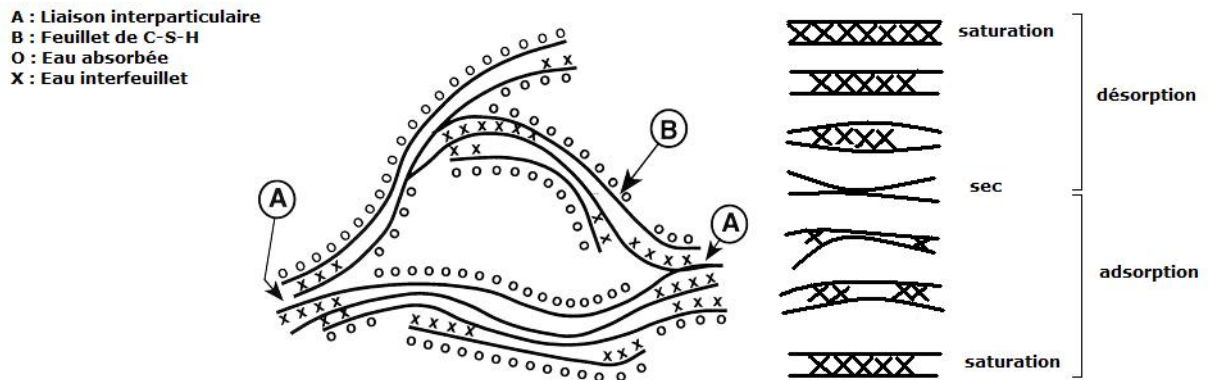


Figure 1.1 : Modèle de structuration des particules de CSH  
 Feldman et Sereda, revu par Sierra [2].

La pâte de ciment durcie est un matériau poreux. Les pores qui la composent sont de dimensions et d'origines différentes (voir pour illustration Figure 1.2 et Figure 1.3) :

- pores capillaires : ils sont formés durant la structuration de la pâte de ciment. Pour un rapport eau/ciment (E/C) donné, leur volume décroît au cours de l'hydratation. Leur diamètre s'échelonne entre 10 nm et 1  $\mu\text{m}$ . Plus E/C est faible, plus les dimensions et le nombre des pores capillaires sont faibles.

- pores des hydrates : ces pores sont généralement des caractéristiques intrinsèques aux hydrates et leur dimension et leur nombre ne dépendent pas du rapport E/C.

Concernant le gel CSH, l'espace poreux est constitué des pores inter-lamellaires (diamètre d'une dizaine d'Angströms) et les pores inter-feuillets qui sont extrêmement fins (diamètre de quelques Angströms).

Le réseau poreux du béton est également constitué :

- des vides d'air emprisonnés : d'un diamètre de l'ordre du micromètre, leur présence peut être due au malaxage du béton frais ou intentionnellement recherchée par l'ajout d'entraîneur d'air (pour la conception de bétons résistants aux cycles gel/dégel par exemple).

- des fissures : de quelques dizaines de micromètres (microfissures) jusqu'au millimètre (macro fissures), qui peuvent avoir des origines très différentes (plusieurs types de retraits, réactions chimiques internes, dilatations différentielles internes, sollicitations mécaniques, etc.).

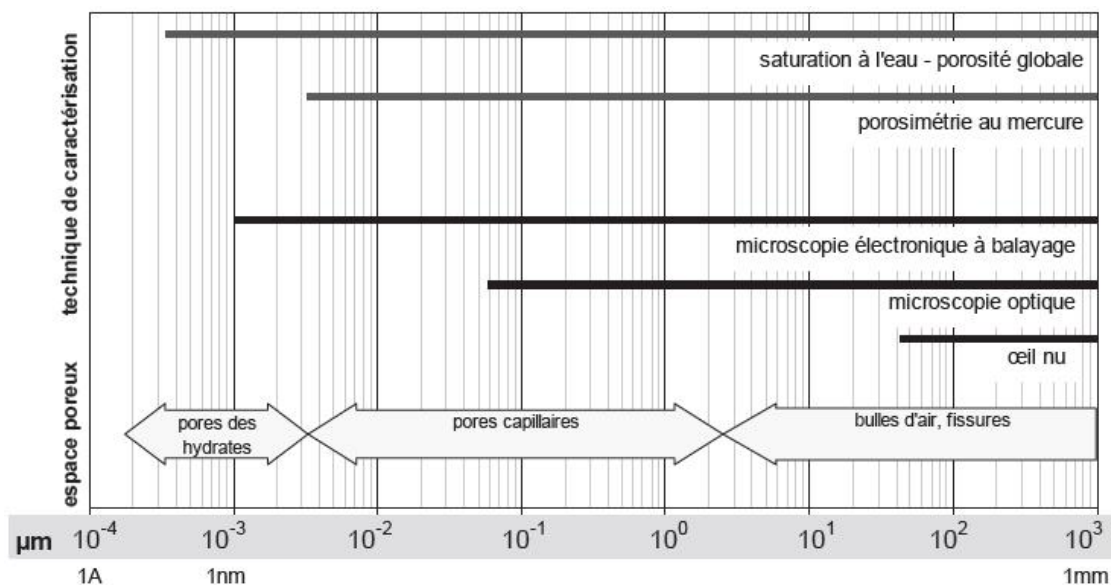


Figure 1.2 : Familles des vides dans le béton et domaine d'utilisation des principales techniques de caractérisation des milieux poreux [3].

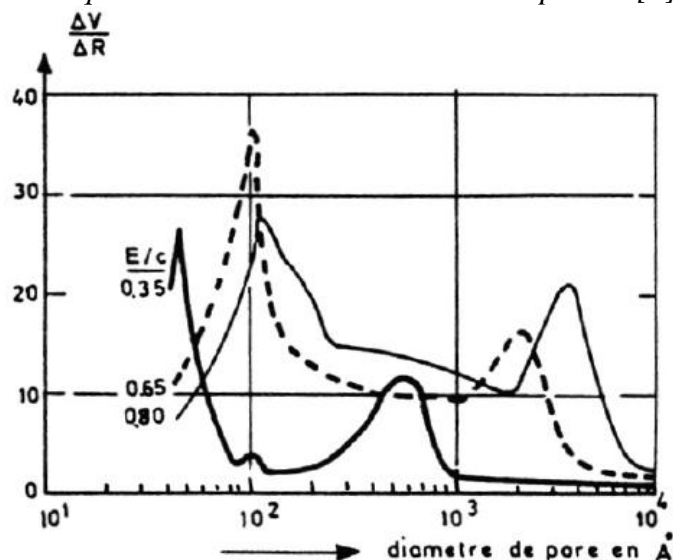


Figure 1.3 : Distribution porosimétrique d'un béton en fonction de son rapport E/C [4].

Il est intéressant de préciser les différentes catégories d'eau qui se trouve dans la pâte de ciment durcie car elle représente le moteur initial des réactions d'hydratation du ciment mais elle aussi garante de la bonne maniabilité du mortier ou béton frais :

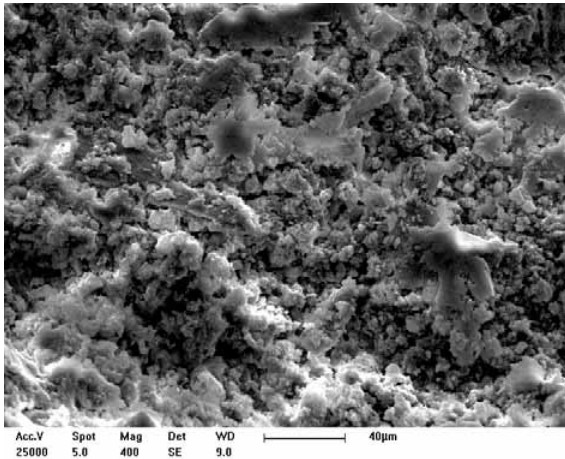
- l'eau chimiquement liée : cette eau s'est combinée avec d'autres espèces durant l'hydratation des grains de ciment pour former les hydrates.

- l'eau adsorbée : cette forme d'eau est liée à la surface des pores solides sous l'action de forces intermoléculaires de Van Der Waals et de forces électrostatiques, on parle alors d'adsorption. Les forces d'adsorption décroissent à mesure que l'on s'éloigne du solide.

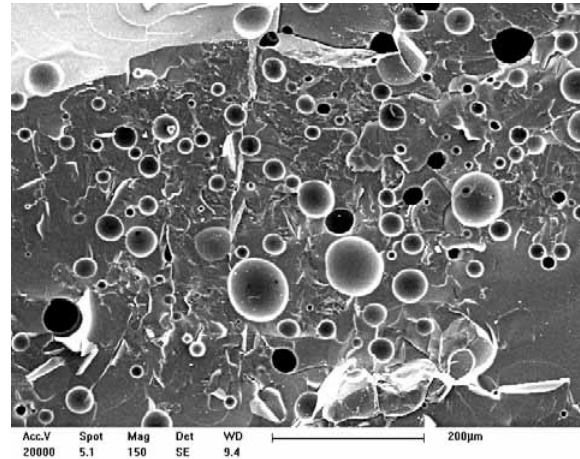
- l'eau libre (ou capillaire) : il s'agit de la forme condensée d'eau qui remplit le volume poreux dans les zones qui ne sont pas sous l'influence des forces d'adsorption. Cette forme d'eau peut être en équilibre avec la phase gazeuse par l'intermédiaire de surfaces planes ou de ménisques.

### 1.1.2.2. Comportement à hautes températures

L'élévation de température entraîne des phénomènes très complexes dans le béton, dont la prévision s'avère plutôt difficile, notamment à cause de son hétérogénéité et des changements de phases. Ces changements de phases sont dus, en particulier au départ de l'eau chimiquement liée, se traduisant par une augmentation considérable de la porosité du béton (Figure 1.4 et Figure 1.5) qui entraîne alors de forts changements de la microstructure du béton et donc un changement des propriétés mécaniques, thermiques, hydriques du celui-ci.



*Figure 1.4 : Aspect normal d'une pâte de ciment n'ayant pas subi d'échauffement (image obtenue par microscopie électronique avec un grossissement de 400).*



*Figure 1.5 : Matrice cimentaire vitreuse présentant une macroporosité très importante. Ce phénomène se produit au-delà de 1000°C et provient de la fusion puis du refroidissement de la pâte du ciment (image obtenue par microscopie électronique avec un grossissement de 150).*

Les principales réactions physico-chimiques dans le béton au cours de son échauffement sont regroupées dans le Tableau 1.1 [5].

Après refroidissement du béton, certaines phases minérales de la pâte de ciment, telles que la chaux vive ( $\text{CaO}$ ) ou l'anhydrite ( $\text{CaSO}_4$ ) peuvent se réhydrater lors d'un apport d'eau et produire éventuellement un gonflement.

Entre 30°C et 105°C	L'eau libre et une partie de l'eau adsorbée la moins liée s'échappent du béton. Elle est complètement éliminée à 105°C.
Entre 130°C et 170°C	Une double réaction endothermique peut avoir lieu correspondant à la décomposition du gypse $\text{CaSO}_4 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$ .
Autour de 180°C et jusqu'à environ 300°C	On a la première étape de la déshydratation. La chaleur brise le gel de ciment et arrache des molécules d'eau aux silicates hydratés. L'eau liée chimiquement commence à s'échapper du béton.
A environ 250°C et 370°C	On peut avoir de petits pics endothermiques indiquant des effets de décomposition et d'oxydation d'éléments métalliques (ferriques).
Entre 450°C et 550°C	Il y a décomposition de la portlandite en chaux libre : $\text{Ca}(\text{OH})_2 \rightarrow \text{CaO} + \text{H}_2\text{O}$
Autour de 575°C	Il y a transformation de structures du quartz $\alpha$ en quartz $\beta$ , accompagnée d'un gonflement pour les granulats quartziques.
Entre 600°C et 700°C	Il y a décomposition des phases de CSH et formation de $\beta\text{-C}_2\text{S}$ . C'est la seconde étape de la déshydratation des silicates de calcium hydratés qui produit une nouvelle forme de silicates bi-calciques.
Entre 700°C et 900°C	Il y a décomposition du carbonate de calcium. Le calcaire se décompose autour de 800°C en $\text{CaCO}_3 \rightarrow \text{CaO} + \text{CO}_2$ , réaction fortement endothermique qui libère du gaz carbonique.
A partir de 1100°C-1200°C	Formation de wollastonite $\beta$ ( $\text{CaO}$ , $\text{SiO}_2$ ). Début de la fusion de certains agrégats et de la pâte de ciment. Remplacement au cours de l'échauffement des liaisons hydrauliques par des liaisons céramiques (phénomène de frittage).

Tableau 1.1 : Principales réactions physico-chimiques dans le béton à haute température [5].

### 1.1.2.3. Phénomènes d'éclatements

Le comportement au feu des éléments de structure en béton est caractérisé par un risque d'éclatement et d'écaillage (Figure 1.6). Les premières mentions concernant cette dégradation datent des années soixante. Les observations du comportement des bétons à haute température menées par Harmathy, 1965 [6] ont montré que les matériaux chauffés pouvaient présenter, dans certains cas, un comportement explosif. Deux principales raisons de l'éclatement ont été attribuées premièrement aux effets du gradient thermique et la formation de pressions de vapeur d'eau dans le matériau. Il faut noter que ces observations et la théorie développée par Harmathy, 1965 [6] concernent les bétons ordinaires. Ce n'est qu'en 1984 que Hertz [7], en étudiant les propriétés de bétons à haute performance (120 MPa et 170 MPa) soumis aux températures élevées, a observé une forte sensibilité de ces bétons à l'éclatement. L'éclatement des bétons entre 300°C et 350°C a été observé et attribué aux pressions de vapeur d'eau dans ces bétons denses, de porosité limitée.



a) Tunnel sous la Manche : fort écaillage du béton.



b) Mont Blanc : éclatement du béton.

Figure 1.6 : Dommages du béton après l'incendie.

#### 1.1.2.3.1. Écaillage par pressions internes et contraintes thermomécaniques

L'éclatement de béton est sans doute dû à deux phénomènes : D'une part, l'échauffement du béton est souvent accompagné d'un gradient thermique élevé, ce qui entraîne des déformations différentes entre la surface et le cœur de l'échantillon. Ces déformations induisent des contraintes thermiques très élevées. D'autre part, lorsque la température augmente, l'eau qui se trouve dans le matériau que ce soit sous forme libre ou liée s'évapore. Une partie de cette eau vaporisée s'évacue vers la surface chauffée et une autre partie migre vers l'intérieur, où la température est encore faible et se condense. Elle forme ainsi une zone quasi-saturée qui joue le rôle d'une tranche étanche à la vapeur d'eau et c'est à proximité de cet endroit que la pression dans les pores atteint son maximum. Ce pic peut atteindre des valeurs très importantes et induit des contraintes hydriques importantes.

#### 1.1.2.3.2. Écaillage par dilatation thermique empêchée

Les auteurs Ulm, Coussy et Bazant [8] ont montré que la dilatation thermique empêchée, génère des contraintes internes en compression dans la direction parallèle à la surface soumise au feu (Figure 1.7). Selon Bazant [9], c'est cette compression qui provoque la fissuration, tandis que les pressions internes dans la structure ne jouent qu'un rôle secondaire en influençant l'éclatement après localisation des déformations. Cette hypothèse est cohérente dans le sens où les BHP présentent un risque d'écaillage plus élevé que le béton ordinaire à cause de leur faible ductilité en compression [8].

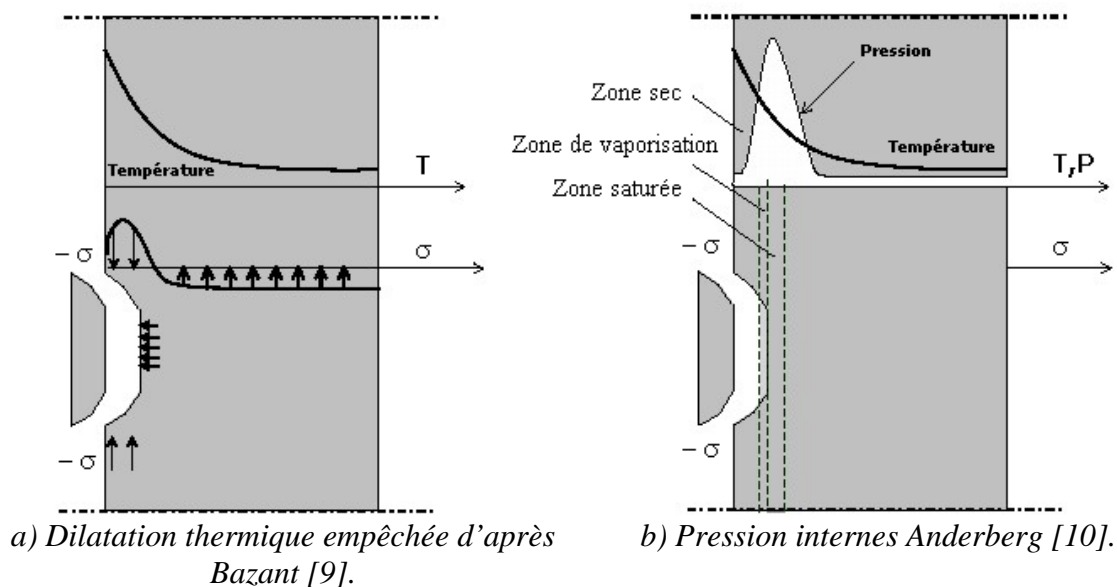


Figure 1.7 : Principales raisons d'apparition de l'écaillage.

#### 1.1.2.4. Influence de la température sur la pâte de ciment

Les principales modifications physico-chimiques se passent dans la pâte de ciment, en raison de la présence de l'eau sous différentes formes dans la structure. Dans la pâte de ciment chauffée, tous les changements commencent par l'évaporation de l'eau libre et de l'eau adsorbée entre 30°C et 120°C et, au-delà de 105°C, on observe les premiers signes de la décomposition des hydrates selon Hisldorf [11]. Cependant d'autres travaux, notamment ceux de Harmathy [12], montrent que la déshydratation de la pâte de ciment débute dès l'évacuation de l'eau évaporable.

La pâte de ciment hydratée subit une expansion jusqu'à environ 150°C, puis une contraction due à un fort retrait de dessiccation qui mène à la perte d'eau (Figure 1.8) [13].

Ensuite à partir de 180°C et jusqu'au-delà de 800°C, le gel de CSH se décompose essentiellement en silicate de calcium  $\beta\text{C}_2\text{S}$ ,  $\beta\text{CS}$  et en eau [14] et la portlandite donne  $\text{CaO}$ .

A l'aide de la diffraction X, Piasta et al. [15] ont observé un phénomène d'hydratation additionnelle entre 200°C et 300°C. Cette réaction se traduit par une diminution des phases  $\beta\text{C}_2\text{S}$  et  $\text{C}_3\text{S}$  ainsi qu'une faible augmentation de la quantité de  $\text{Ca}(\text{OH})_2$ .

La porosité de la pâte de ciment à haute température augmente d'une manière parabolique en fonction de la température. Cette augmentation est confirmée par les travaux de Bazant et al. [16], elle est accompagnée d'une évolution de la taille moyenne des pores et du volume poreux total. Ceci est dû en partie à la rupture interne de la structure du gel CSH lors du processus de déshydratation.

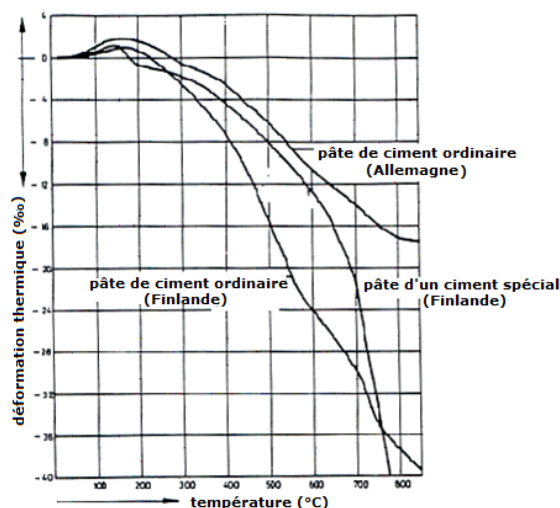


Figure 1.8 : Évolution de la déformation thermique des pâtes de ciment avec la température [13].

#### 1.1.2.5. Influence de la température sur les granulats

Les granulats constituent, en principe, le squelette inerte du béton aux températures ambiantes (sauf cas pathologique, comme d'une réaction alcali-granat) mais aux températures élevées, leur comportement est totalement différent. Sous haute température, les granulats se décomposent et subissent des transformations chimiques et minéralogiques importantes qui modifient les caractéristiques micro structurales du matériau. La majorité des granulats est généralement stable jusqu' à 600°C [17]. Par contre, les granulats non siliceux peuvent subir des transformations chimiques et des réactions de décomposition à des températures inférieures à 600°C. Une analyse thermique différentielle (ATD) permet de déterminer, par des pics endothermiques et exothermiques, les températures auxquelles une instabilité peut survenir dans les granulats. Les analyses thermogravimétriques (ATG) donnent des indicateurs de la progression des réactions de décomposition en mesurant les variations de masse des granulats au cours du chauffage. La Figure 1.9 montre les résultats de perte de masse de deux types de granulats (calcaire et siliceux).

Les résultats d'analyses montrent que les granulats calcaires et siliceux sont relativement stables jusqu'à 500°C. Une autre transformation cristalline est présente entre 500°C et 650°C (Figure 1.9). A ces températures, le quartz- $\alpha$  se transforme en quartz- $\beta$  sans changement de masse, en revanche cette transformation s'accompagne d'un gonflement significatif de l'ordre de 1 à 1,4% [14].

Pour les granulats calcaires, le comportement thermique est plus stable jusqu'à 700°C. Au-delà de cette température, on assiste à la décarbonatation ( $\text{CaCO}_3 \rightarrow \text{CaO} + \text{CO}_2$ ). En phase de refroidissement, la chaux libre (CaO) formée lors de la réaction de décarbonatation, se combine avec l'humidité atmosphérique sous forme de  $\text{Ca}(\text{OH})_2$  avec une augmentation de volume de 44%. Ceci cause la fissuration et l'endommagement des structures en béton [18] et [19].

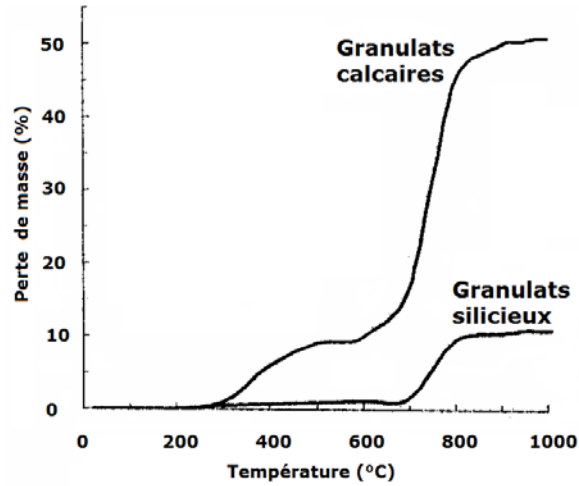


Figure 1.9 : Perte de masse de deux types de granulats (calcaire et siliceux) d'après Harmathy et Allen [20].

La Figure 1.10 présente la stabilité thermique minéralogique de divers granulats sous l'effet de sollicitations thermiques. Les granulats étudiés [21] peuvent présenter un caractère instable. Dans cette analyse, les granulats légers possèdent une bonne stabilité thermique jusqu'à 1000°C. Par contre, les granulats siliceux et silico-calcaire sont instables dès 550°C.

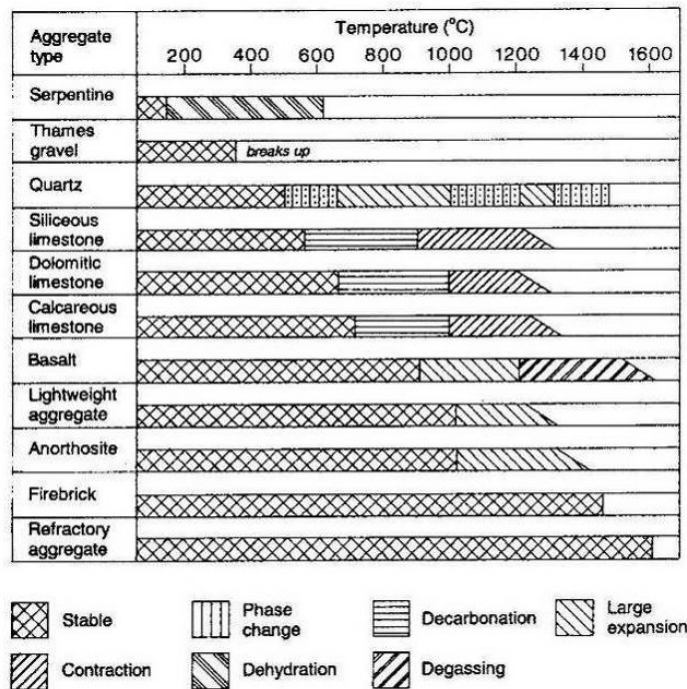


Figure 1.10 : Étude de la stabilité thermique et des transformations physico-chimiques de divers granulats en fonction de la température [21].

Il est aussi à noter que le cristal de calcite a un coefficient de dilatation thermique positif dans une direction et négatif dans la direction perpendiculaire d'où éclatement des calcaires à gros cristaux lors d'élévation de température.

Les granulats conditionnent en grande partie la dilatation thermique des bétons. Les propriétés d'un bon granulats pour son utilisation à haute température sont (Figure 1.11) :

- Un faible coefficient de déformation thermique.
- L'absence de déformations résiduelles après refroidissement.
- Une stabilité thermique, c'est-à-dire, un faible nombre de pics sur les courbes d'analyse thermique différentielle et d'analyse thermogravimétrique.
- Une structure monominérale de la roche composante du granulats.

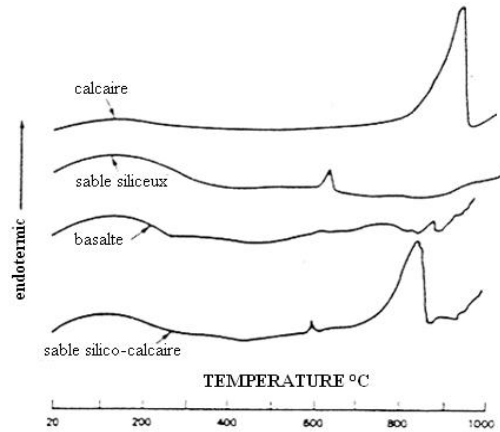


Figure 1.11 : Courbe ATD des différents granulats [22].

### 1.1.2.6. Influence de la température sur la microstructure du béton

#### 1.1.2.6.1 Analyses thermiques différentielles et analyse thermogravimétriques de la microstructure

L'étude des résultats d'analyses thermiques différentielles et d'analyses thermogravimétriques permet de mettre en évidence les réactions physico-chimiques se produisant au sein du béton porté à des températures élevées et de suivre leurs progressions. La Figure 1.12 montre les courbes ATD, où chaque réaction correspond un pic endothermique ou exothermique de trois bétons à hautes performances [13].

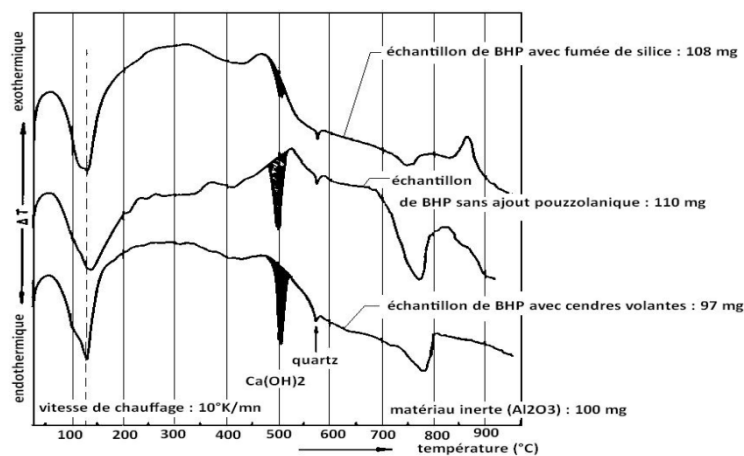


Figure 1.12 : Courbes déterminées par analyses thermiques différentielles sur 3 BHP Diederichs et al. [13].

On retrouve bien pour les trois bétons le pic endothermique entre 100°C et 200°C qui correspond à la déshydratation des CSH. En revanche, le pic endothermique correspondant à la déshydratation de la portlandite (vers 500°C) ne s'observe que pour deux des bétons. Cela peut être argumenté par la présence dans le troisième béton de fumée de silice, transformant la portlandite en CSH par réaction pouzzolanique.

### 1.1.2.6.2 Interface pâte - granulats

Dans les bétons ordinaires, l'interface pâte-granulats, appelée aussi l'auréole de transition, est la partie la plus fragile, la plus poreuse et mieux cristallisée que la matrice cimentaire. A haute température, cette partie se dégrade progressivement. Ceci est dû au départ de l'eau (libre, liée, adsorbée) contenue dans les pores et dans les hydrates. Le retrait de dessiccation favorise le développement des fissures et au-delà de 120°C, les phénomènes de déshydratation engendrent une détérioration rapide au niveau de cette zone à cause de la dilatation différentielle entre la pâte de ciment (retrait) et les granulats (expansion). Ces deux évolutions créent à l'interface pâte-granulats des incompatibilités de déformations induisant des contraintes de traction au sein de la pâte de ciment et de la compression au sein des granulats (Figure 1.13).

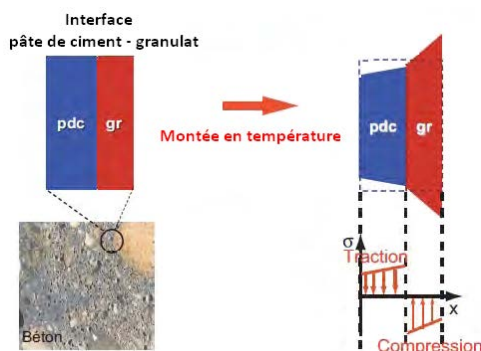


Figure 1.13 : Mécanismes liés aux incompatibilités pâte-granulat [23].

Les auteurs [24] constatent que les déformations thermiques des bétons composés de granulats légers sont plus faibles qu'avec des granulats siliceux (Figure 1.14). Donc, le type de granulat a une incidence sur la déformation thermique, et par suite, sur l'incompatibilité pâte-granulats.

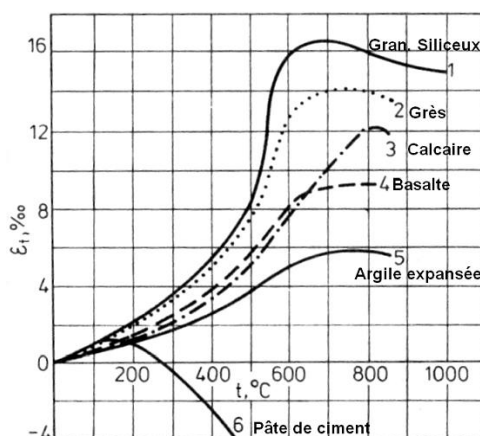


Figure 1.14 : Déformations thermiques de bétons formulés avec différents types de granulats [25].

### 1.1.2.6.3 Variation de la porosité

Pour étudier la porosité d'un matériau cimentaire, deux méthodes sont fréquemment utilisées :

**Porosité au mercure :** cette technique met en évidence la distribution de la porosité en fonction de la taille des pores, elle permet de détecter les pores capillaires, dont la taille varie entre 4 nanomètres et quelques microns (7500 nm). L'étude de la variation de la porosité en fonction de la température a été menée par plusieurs chercheurs [13], [26] et [27]. La Figure 1.15 présente les distributions des pores au sein d'un béton ordinaire chauffé jusqu'à 600°C par la technique de porosimétrie au mercure. La synthèse des résultats obtenus par différents auteurs indique que dans le cas du béton ordinaire, la température engendre une augmentation du volume total ainsi que la dimension des pores. Elle peut être due à la rupture des cloisons capillaires sous l'effet de la vaporisation de l'eau durant le chauffage, ainsi qu'à la microfissuration engendrée par les dilatations différentielles de la matrice cimentaire et des granulats [26].

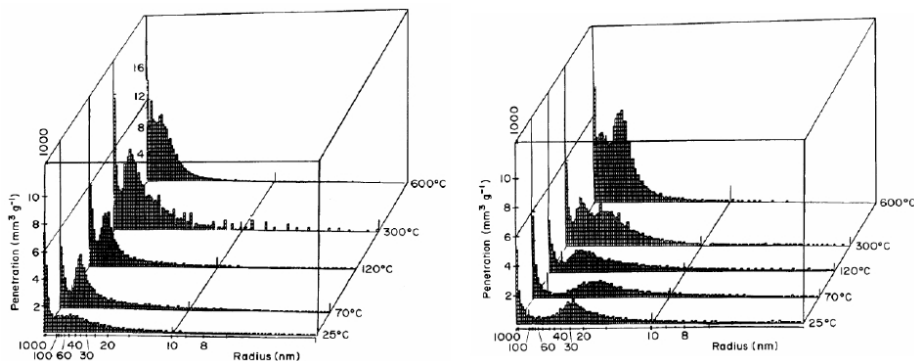


Figure 1.15 : Distribution des pores dans les bétons chauffés obtenus par porosimétrie au mercure. A gauche BO – à droite BHP [26].

**Porosité à l'eau :** cette technique permet de déterminer le volume de la porosité accessible à l'eau, donc la porosité capillaire. La méthode consiste en la réalisation d'une série des pesés du matériau saturé d'eau, à sec et par pesée hydrostatique. Les résultats des mesures de l'évolution de la porosité totale en fonction de la température réalisée par Kalifa et al. [28] par la méthode de saturation d'eau sur un béton ordinaire et un béton à haute performance sont représentés sur la Figure 1.16.

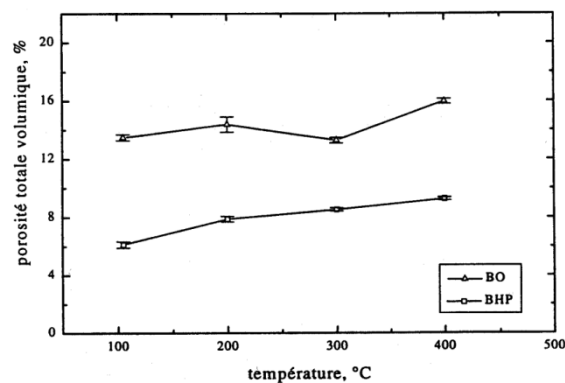


Figure 1.16 : Porosité totale à l'eau en fonction de la température de conditionnement [28].

Entre 105°C et 400°C, la porosité de BHP augmente de 3%. Cette croissance est associée au départ d'eau, qu'elle soit présente dans le réseau ou chimiquement liée.

Kalifa explique que la diminution de porosité du BO entre 200°C et 300°C est associée à la densification due à l'hydratation complémentaire et à une carbonatation de la portlandite en condition d'autoclavage interne, c'est-à-dire sous une pression supérieure à la pression atmosphérique. Par contre, cette densification n'est pas observable dans le BHP qui contient très peu de portlandite grâce à la présence de fumée de silice.

La comparaison des valeurs de la porosité totale déterminée par les techniques d'intrusion de mercure et porosité à l'eau, montre que cette dernière technique conduit aux valeurs de porosité les plus élevées.

#### 1.1.2.6.4 Variation de la perméabilité

En travaillant sur la pression de pores et leur évolution pendant le chauffage, Tsimbrovska [29] signale qu'une augmentation de la perméabilité du béton est observée seulement à partir de 300°C. Elle est attribuée à la création de microfissures et à l'élargissement des pores. Tsimbrovska a mené des essais de perméabilité au gaz et à l'eau sur des mortiers et des bétons ayant subi des cycles thermiques jusqu'à 400°C. La Figure 1.17 présente l'évolution de la perméabilité intrinsèque en fonction de la température de pré-fissuration (température atteinte lors du traitement thermique) pour un mortier à haute performance (MHP), un mortier ordinaire (MO), un béton à haute performance (BHP) et un béton ordinaire (BO).

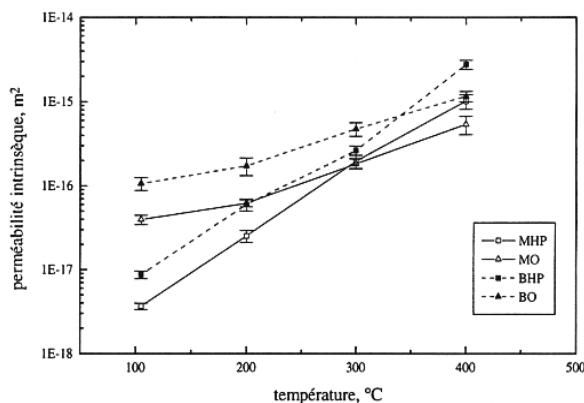


Figure 1.17 : Variation de la perméabilité intrinsèque en fonction des traitements thermiques pour des matériaux à matrice cimentaire [29].

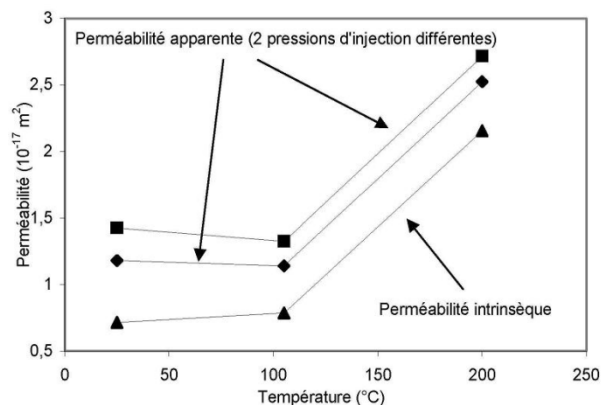


Figure 1.18 : Variation de la perméabilité apparente et de la perméabilité intrinsèque en fonction de la température d'un mortier [30].

La Figure 1.18 montre l'évolution de la perméabilité en fonction de la température sur des mortiers [30]. A 105°C, Lion [30] observe une invariabilité de la perméabilité intrinsèque. Par contre, dès 105°C, il note une évolution de la perméabilité. A cette température, il semble donc que seul un élargissement des pores dû au départ de l'eau intervient. A 200°C, une augmentation très nette de la perméabilité intrinsèque est observée. Elle est attribuée à la création de microfissures interconnectées entre 105°C et 200°C et montre que la morphologie des pores évolue avec la température ce qui tend à rendre prépondérant les modifications microstructurales.

### 1.1.3 Évolution des caractéristiques thermiques du béton avec la température

#### 1.1.3.1 Évolution de la masse volumique

La Figure 1.19 montre l'évolution de la masse volumique pour un béton ordinaire et trois bétons BHP. Sur cette figure, on remarque globalement une baisse légère de la masse volumique entre 100°C et 400°C pour le BO et le BHP. Kalifa et Tsimbrovska [28] expliquent que cette diminution est liée aux phénomènes d'hydratation complémentaire des anhydres et de carbonatation.

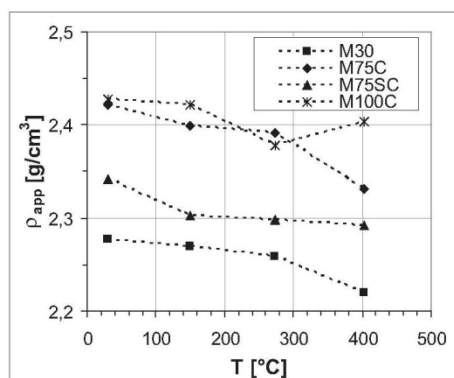


Figure 1.19 : Masse volumique de différents bétons en fonction de la température [28].

#### 1.1.3.2 Conductivité thermique

La conductivité thermique mesure l'aptitude d'un matériau à conduire la chaleur. Pour les bétons courants, la conductivité thermique diminue lorsque la température augmente du fait de la détérioration de la microstructure (Figure 1.20) : les microfissures limitent les transferts de chaleur. Les principaux paramètres de cette variation sont : la porosité, la température, la teneur en eau, le type de granulat, le type de ciment et la formulation du béton. L'évolution peut être marquée par une première légère augmentation d'environ 15% entre 50°C et 90°C (liée à l'augmentation de la conductivité thermique de l'eau) avant la diminution dès lors que le béton commence à perdre de l'eau par évaporation [31].

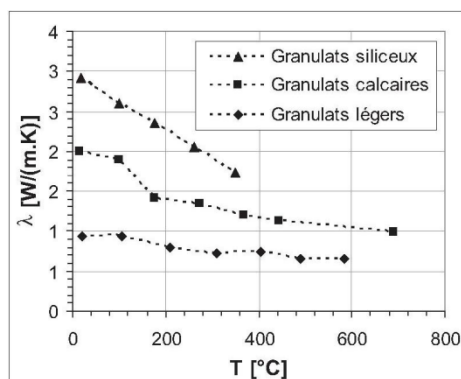


Figure 1.20 : Conductivité thermique de différents bétons [32].

### 1.1.3.3 Chaleur spécifique

La chaleur spécifique mesure la quantité d'énergie nécessaire pour faire monter de 1°C la température d'un kilogramme de matériau. Une estimation de la variation de la chaleur spécifique avec la température pour une pâte de ciment est donnée par Harmathy [12]. Avec les hautes températures, l'évolution de la chaleur spécifique semble être liée à la chaleur latente des différentes réactions induites durant le chauffage (départ d'eau, déshydratation, décarbonatation, transformations de quartz  $\alpha$ - $\beta$ ) où l'on distingue le pic dû vraisemblablement à la décomposition de la portlandite) (Figure 1.21).

L'évolution de la capacité calorifique du béton est principalement liée à celle de la pâte de ciment, le type de granulats ayant peu d'influence pour les températures considérées (inférieures à 800°C).

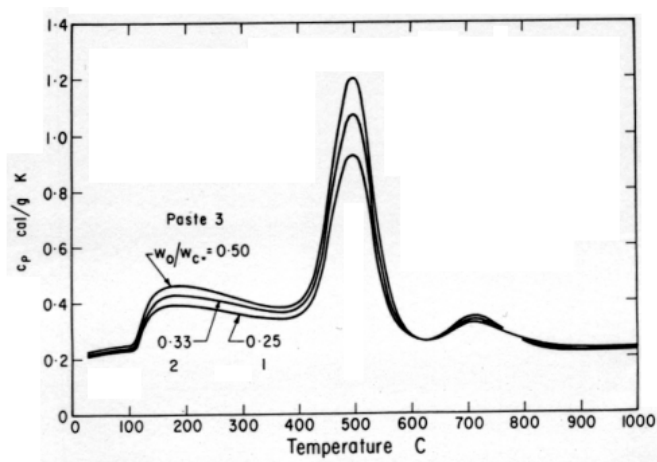


Figure 1.21 : Variation de la chaleur spécifique d'une pâte de ciment [12].

### 1.1.4 Évolution des caractéristiques mécaniques du béton avec la température

En absence de sollicitations thermiques, le béton se caractérise pour la partie mécanique par la résistance à la compression, la résistance à la traction, le module d'élasticité et son énergie de fissuration.

#### 1.1.4.1 Comparaison entre les essais à chaud et après refroidissement

On peut réaliser des essais à chaud en charge, à chaud non chargé, pendant ou après refroidissement (essais résiduels). Il est nécessaire donc de considérer le régime d'échauffement et de refroidissement, la présence de la charge et son application ainsi que l'état des éprouvettes au moment de la réalisation des essais.

**Les essais à chaud** contribuent à obtenir la résistance à une température donnée de l'état du béton. Mais, cet essai nécessite un dispositif expérimental complexe, car il requiert à la fois une presse et un dispositif de chauffage.

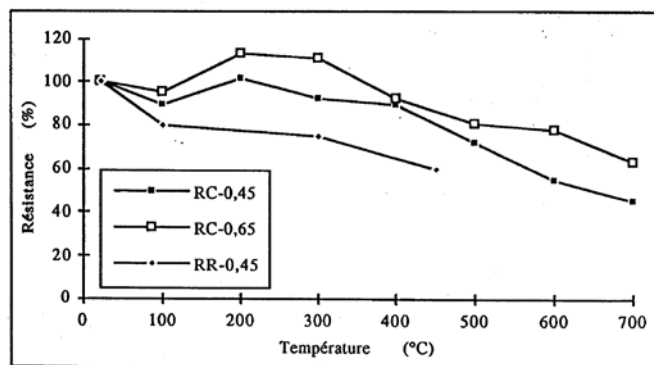
**Les essais durant la phase de refroidissement** permettent de suivre l'évolution de la propriété étudiée durant la phase de refroidissement. Ainsi l'influence des conditions de refroidissement, la vitesse de refroidissement ou l'effet d'un choc thermique peuvent être analysés.

**Les essais après refroidissement** sont aussi appelés «essais résiduels». Ce sont les essais les plus faciles à réaliser. Ils sont effectués après le cycle d'échauffement jusqu'à la température d'essai et refroidissement jusqu'à la température ambiante. Le fait de refroidir le matériau, peut entraîner l'apparition d'une fissuration supplémentaire et une re-humidification provoquant la réhydratation du gel CSH mais aussi la réaction de la portlandite avec l'eau présente dans l'environnement endommageant d'avantage la structure du béton. Mais, il existe une variante des essais après refroidissement : il s'agit des essais réalisés après un certain temps après le refroidissement. Ces essais sont menés après un temps défini qui suit le cycle de chauffe. Il a été rapporté [33] que le béton est capable de récupérer une partie de sa résistance. Ce phénomène d'autoréparation peut s'expliquer par la réhydratation des grains de ciment non hydratés présents dans les bétons de rapport E/C très faible.

#### 1.1.4.2 Résistance en compression à hautes températures

L'évolution de la résistance en compression du béton avec la température est affectée par de nombreux paramètres (nature du liant et des granulats, rapport E/C, vitesse du chauffage, ...). Plusieurs recherches ont été menées sur l'influence de la température sur la résistance à la compression [13] et [5].

On peut noter, lors des essais réalisés à chaud, pour des températures variant entre 100°C et 200°C, qu'une augmentation de résistance est observée. Ceci peut être expliqué par la rigidification de la microstructure de la pâte de ciment due au départ d'eau adsorbée. Signalons que lorsque le rapport E/C est faible, la résistance à chaud reste aussi faible et diminue avec la température [17] (Figure 1.22).



RC-0,45 ==> Résistance à chaud d'un béton avec E/C= 0,45  
 RC-0,65 ==> Résistance à chaud d'un béton avec E/C= 0,65  
 RR-0,45 ==> Résistance résiduelle du béton avec E/C= 0,45

Figure 1.22 : Rapport des résistances à chaud et des résistances résiduelles sur la résistance initiale (froid) en fonction de la température.

Au-delà de 350°C, le béton est complètement sec, la résistance en compression diminue progressivement en fonction de la température. Cela est expliqué par la décomposition des hydrates de ciment comme la portlandite, les CSH et enfin la transformation allotropique du quartz qui fragilise les granulats [34]. Mais également, l'apparition des fissures permet d'expliquer cette diminution [5]. D'autres recherches ont montré les mêmes variations de la résistance résiduelle à la compression en fonction de la température (Figure 1.23).

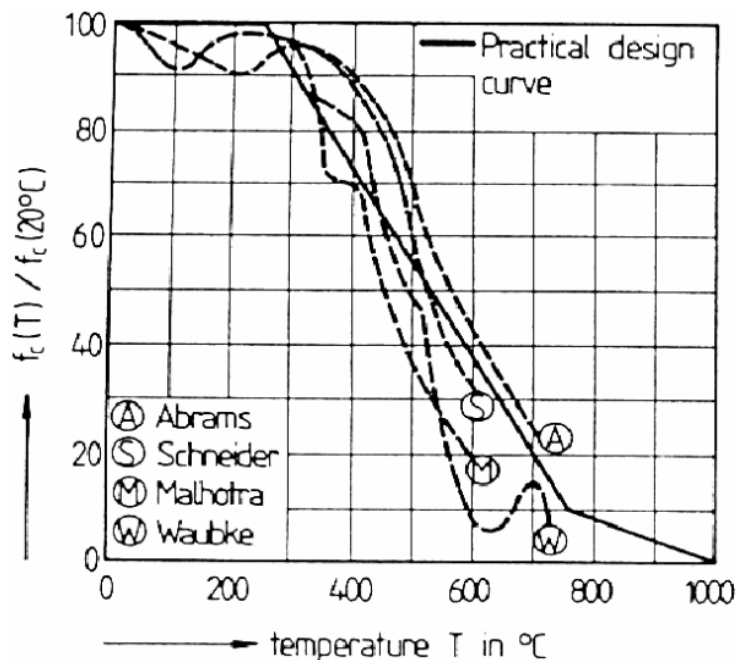


Figure 1.23 : Rapport de la résistance en compression sur la résistance initiale en fonction de la température.

#### 1.1.4.3 Résistance en traction à hautes températures

Dans la littérature, peu de recherches traitent de l'évolution de la résistance en traction en fonction de la température. Pourtant cette donnée est primordiale, la résistance en traction conditionne en partie la stabilité thermique des bétons (éclatements) [35].

La réalisation de l'essai de traction directe ou de flexion s'avère toujours difficile, compte tenu de la localisation de l'endommagement et du développement d'une macro fissure généralement instable, qui mène par la suite à la rupture brutale du matériau. Selon Bamonte et al. [36], la meilleure méthode de mesurer la résistance en traction est d'utiliser la traction directe avec encastrement des bords, pour éviter la rotation libre de l'éprouvette pour ne pas sous-estimer la résistance. L'essai par fendage (essai brésilien) présente une bonne alternative aux essais de traction. Par contre, la résistance à la traction par flexion est trop affectée par l'augmentation de la ductilité d'éprouvettes prismatiques d'épaisseur faible.

La Figure 1.24 regroupe les résistances en traction déterminées par différents auteurs (à chaud, à froid, en traction directe ou par fendage).

On observe en général, une diminution de la résistance à la traction avec l'augmentation de la température. On remarque sur cette figure que toutes les valeurs déterminées se situent au-dessous de celles de DTU.

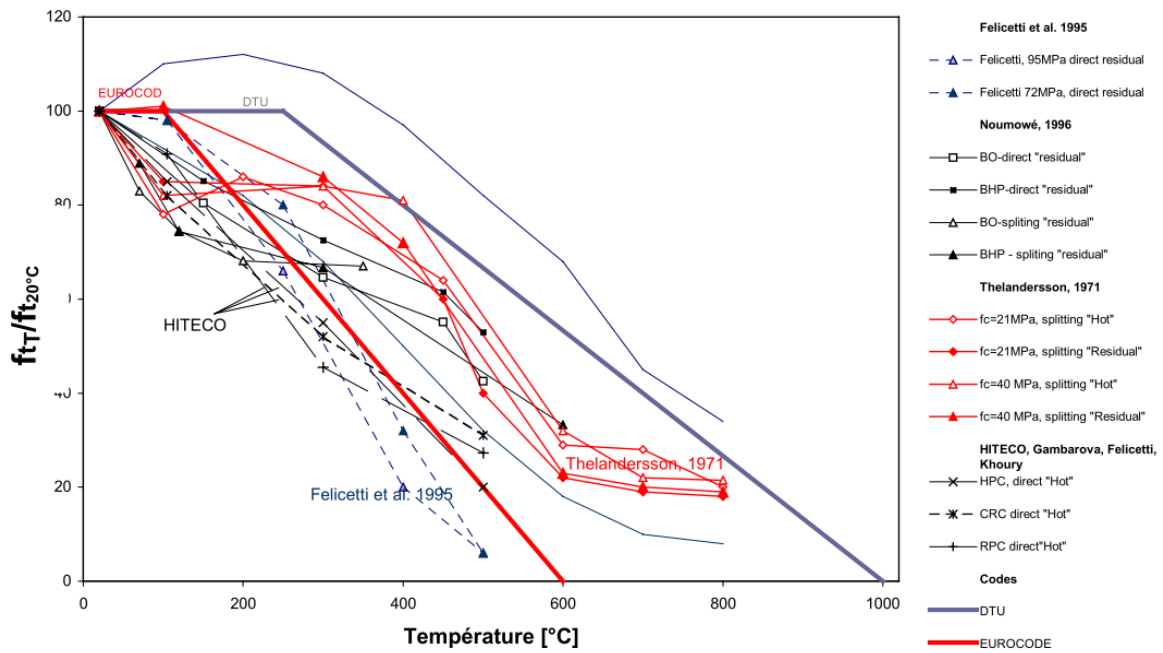


Figure 1.24 : Évolution de la résistance en traction en fonction de la température [37].

#### 1.1.4.4 Module d'élasticité à hautes températures

Le module élastique en fonction de la température est déterminé soit à partir des courbes contrainte-déformation lors d'un essai de compression ou de traction, soit à partir des courbes charges-flèches dans le cas d'un essai de flexion. Beaucoup d'auteurs ont étudiés l'influence de la température sur le module d'Young du béton à chaud et à froid [5], [18] et [37]. Tous ces auteurs s'accordent sur le fait que le module d'élasticité décroît avec l'élévation de la température. La Figure 1.25 présente à titre d'exemple les variations du module d'élasticité obtenues par Dias et al. [18].

Dias et al. [18] expliquent les variations du module d'élasticité par des phénomènes de condensation de la vapeur d'eau et à la contraction du matériau lors du chauffage. Ainsi, avec l'élévation de température, on assiste à la rupture de liaisons internes qui entraînent une diminution du module d'élasticité avec un matériau de plus en plus déformable.

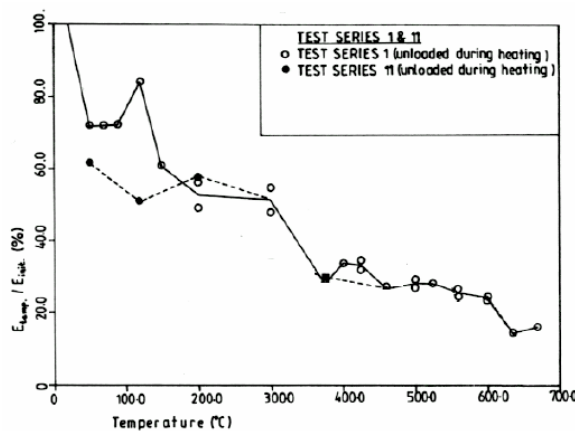


Figure 1.25 : Rapport du module d'élasticité (à chaud et à froid) sur le module initial en fonction de la température [18].

### 1.1.4.5 Énergie de fissuration à hautes températures

L'énergie de fissuration est définie comme l'énergie nécessaire pour créer une unité de fissure en premier mode de rupture.

L'évolution de l'énergie de fissuration est mal connue. Peu de recherches ont été entamées sur cet axe. Les travaux réalisés montrent des résultats divergents à cause de la sensibilité de l'énergie de fissuration à plusieurs paramètres physiques :

- Vitesse de chauffage et de refroidissement différente.
- Différents essais (à chaud ou à froid).
- Formulations différentes du béton (granulométrie, type de ciment ...).
- Géométries différentes des éprouvettes.
- Conditions différentes de conservations.

La Figure 1.26 regroupe les résultats de quelques travaux de Bazant et Prat [38], Heinfling et Baker [39].

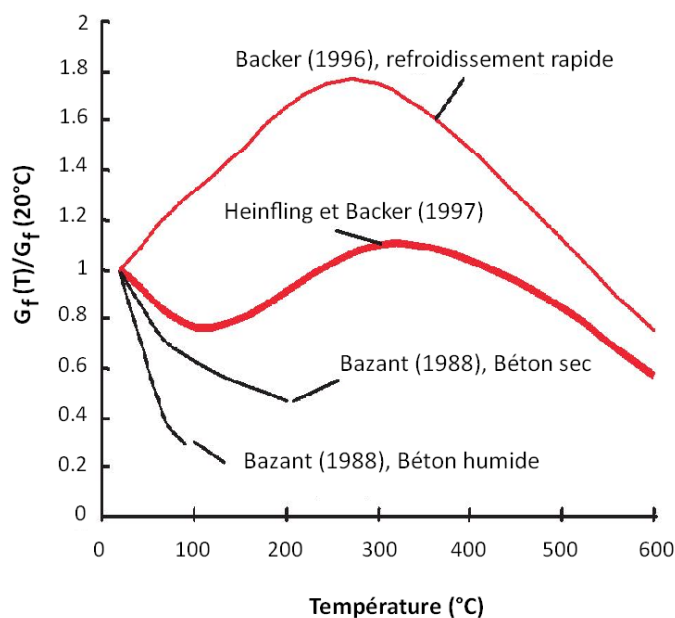


Figure 1.26 : Évolution de l'énergie de fissuration relative en fonction de la température [38] et [39].

On constate bien sur cette figure une dispersion des résultats obtenus, il n'y a pas de consensus sur le sens de la variation de l'énergie de fissuration  $G_f$ . Heinfling [39] a observé une augmentation de  $G_f$  en fonction de la température contrairement à Bazant et Prat [38].

## 1.2. Les bétons fibrés

On appelle béton de fibres, le mélange homogène d'une matrice minérale (mortier ou béton) et d'éléments de renforts discontinus présentés sous forme de fibres. L'incorporation de ces renforts se fait par l'inclusion directe de fibres isolées au moment de gâchage (béton de fibres) ou de projection (cas de béton de fibres projeté). Il peut contenir de la pouzzolane ou d'autres adjuvants généralement utilisés avec le béton ordinaire.

Dans la littérature, le béton de fibres n'est pas considéré comme un substitut aux bétons ordinaires, mais comme un matériau de type nouveau. Peu d'ouvrages sont consacrés à ce sujet.

Historiquement, ce n'est qu'à la fin des années soixante un grand nombre de chercheurs se sont dirigés vers l'application du béton de fibres dans les domaines de construction. A l'heure actuelle les travaux se multiplient et une multitude de types de fibres sont commercialisées. Le plus grand progrès dans ce domaine a commencé dans les années soixante-dix avec l'incorporation des fibres d'acier dans l'industrie réfractaire. Puis s'est produit une sorte de révolution dans le domaine de la technologie des bétons renforcés de fibres. La confiance acquise dans certaines propriétés spécifiques des bétons renforcés de fibres augmente de façon permanente par l'utilisation de ces bétons dans des applications industrielles. Mais, aujourd'hui, avec le développement des moyens expérimentaux, l'utilisation de ce type de matériau s'est orientée vers les structures présentant des phénomènes de fissuration avec des bétons traditionnels.

### 1.2.1 Panorama des fibres existantes

Au cours de ces vingt dernières années, de nombreuses fibres ont été testées, depuis les fibres naturelles végétales jusqu'aux fibres de carbone, de Kevlar, d'aramide, en passant par des fibres d'acier, de fonte, de verre ou de plastique.

Les fibres sont, en général, de quatre types :

**1- Fibres minérales** : elles regroupent plusieurs sortes de fibres (amiante, alumine, ...), et sont utilisées en grande quantité dans plusieurs applications traditionnelles.

**2- Fibres végétales** : il existe quatre sortes de fibres végétales : les fibres provenant des poils, les fibres du liber, les fibres vasculaires et les fibres extraites des troncs de certaines graminées. Elles sont souvent utilisées dans la fabrication du papier et dans les panneaux de construction (fibres de bois).

**3- Fibres synthétiques** : cette famille regroupe plusieurs types de fibres telles que les fibres de polypropylène, de nylon, d'acrylique, l'aramide, l'oléfine, polystyrène. Ces fibres ont été étudiées à des fins industrielles.

**4- Fibres artificielles** : cette catégorie regroupe les fibres de verre, de carbone, d'acier et d'autres. Elles sont répandues dans l'industrie de la construction en génie civil.

## 1.2.2 Choix des fibres utilisées dans les mortiers et bétons

Par ces nombreuses qualités, le béton se prête à de multiples conceptions nouvelles. Non seulement, il peut être moulé dans les formes les plus diverses mais il a une excellente résistance à la compression, une grande rigidité, une faible conductivité thermique et électrique. Il est peu combustible et peu toxique. Néanmoins, il présente deux caractéristiques qui limitent son utilisation, il est fragile et résiste mal à la traction. Cependant, la récente mise au point de produits composites renforcés de fibres dans les secteurs de l'aérospatiale et des plastiques a offert la possibilité de pallier ces lacunes [40].

Etant donné que les mortiers et bétons résistent mal aux efforts de flexion et de traction, on a pensé assez tôt à utiliser des armatures d'acier afin qu'elles supportent les contraintes de traction, le béton prenant en compte les contraintes de compression. Au lieu d'armer le béton et surtout les pièces de faible épaisseur qui posent des problèmes de dimensions et de protection des aciers et lorsque les charges appliquées à ces dernières s'approchent de la charge de rupture et qu'il y ait des fissures qui se propagent rapidement, on a songé à ajouter des fibres. Selon les cas, ces fibres noyées dans le béton seront bien réparties dans la masse ou au contraire orientées, ou encore placées à certains endroits de la pièce à renforcer.

Les barres d'armatures en acier jouent un rôle analogue, car elles agissent comme des fibres de grande longueur. Les fibres courtes et discontinues ont cependant l'avantage de se mélanger et de se disperser dans le béton de façon uniforme. Les fibres sont ajoutées à la gâchée, qui contient habituellement du ciment, de l'eau et des granulats fins et grossiers. Parmi les fibres les plus utilisées, citons les fibres d'acier, de polypropylène, de verre et d'amiante.

### 1.2.2.1 Fibres d'amiante

Ce sont des silicates hydratés de magnésium, parfaitement compatibles avec la pâte de ciment. Elles possèdent une excellente tenue au feu [41], une bonne résistance à la traction et un module d'élasticité élevé (Tableau 1.2). Elles sont aussi plus résistantes aux agressions chimiques et aux micro-organismes, ainsi que leur résistance électrique élevée. Les fibres d'amiante sont utilisées dans les applications suivantes : voiles, tuyaux, panneaux, matériaux d'isolation thermique et protection contre le feu, tuyaux d'égout, plaques de toitures plates et ondulées, revêtements de mur. Mais ces fibres ne conviennent pas pour renforcer des mortiers ou des bétons, car il est difficile de les répartir et nécessite beaucoup d'eau de gâchage.

Leur utilisation est de plus en plus délaissée compte tenu de la législation en matière de santé publique [42] et [43] interdisant l'utilisation de ce type de matériau (matériau cancérigène).

Caractéristiques	Diamètre d (µm)	Masse volumique ρ (kg/m <sup>3</sup> )	Résistance en traction σ (GPa)	Module de Young E (GPa)	Résistance au feu (°C)	Allongement à la rupture Δ (%)
Fibre amiante	0,02 ÷ 20	2400 ÷ 2600	3,1	60 ÷ 80	1500	2 ÷ 3

Tableau 1.2 : Propriétés mécaniques des fibres d'amiante.

### 1.2.2.2 Fibres métalliques

Ce type de fibres, qui regroupe les fibres d'acier et les fibres de fonte amorphe, a donné lieu à de nombreuses recherches pour développer leur emploi dans le béton. On se limite aux fibres d'acier qui sont les plus utilisées dans le domaine du génie civil.

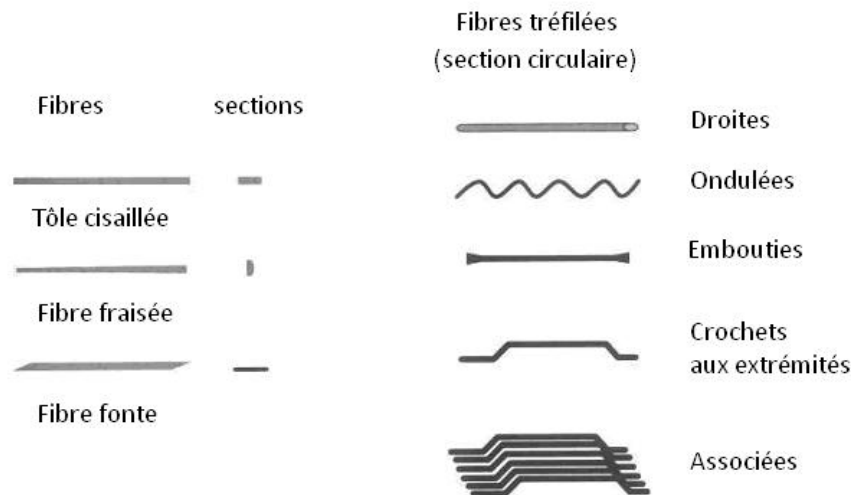


Figure 1.27 : Différentes formes géométriques de fibres métalliques [44].

La recherche de l'adhérence au béton a donné naissance à une grande variété de fibres susceptibles par leur forme ou leur état de surface, de mieux s'ancrer dans le béton. La Figure 1.27 représente les différentes formes des fibres d'acier utilisées comme renfort pour différents types de béton. Leur géométrie est très variable. Les fibres les plus utilisées sont les fibres droites. C'est l'adhérence de ces fibres avec la matrice cimentaire qui diminue la fragilité du béton par amélioration du comportement post-fissuration.

Il existe des fibres à crochets, leurs extrémités recourbées développent un ancrage et dissipent une énergie de fissuration par plastification de la fibre [44] et par frottement à l'interface avec la matrice.

On trouve aussi des fibres à ruban, des fibres à tête d'ancrage ou encore des fibres ondulées, dont les modes de fonctionnement sont les mêmes que ceux cités précédemment.

L'avantage des fibres à crochets ou ondulées réside dans le développement d'un ancrage supplémentaire en plus de l'adhérence avec la matrice les rendant plus efficaces. Cependant, ce type de fibres peut engendrer la formation de pelotes hérissées de fils (phénomène d'oursins) durant la fabrication entraînant une répartition non homogène dans le béton. C'est pourquoi, les fibres droites sont généralement utilisées pour pallier à ce problème mais, ne fonctionnant que par adhérence avec la matrice, leur efficacité s'en ressent.

Les diamètres de fibres d'acier varient généralement entre 0,1 et 0,7 mm, avec les longueurs de 10 à 70 mm. Leur résistance est comprise entre 700 et 2000 MPa, mais cette résistance est rarement atteinte dans le composite (phénomène pull-out des fibres). Les principales propriétés physiques et mécaniques sont données dans le Tableau 1.3 suivant :

Caractéristiques	Diamètre d (mm)	Longueur L (mm)	Masse volumique $\rho$ (kg/dm <sup>3</sup> )	Résistance en traction $\sigma$ (GPa)	Module d'élasticité E (GPa)	Résistance au feu (°C)	Coefficient de dilatation ( $\mu\text{m}/\text{m}/^\circ\text{C}$ )
Fibre d'acier	0,2 ÷ 0,5	20 ÷ 50	7,85	1 ÷ 3	200	1500	11

Tableau 1.3 : Propriétés mécaniques des fibres d'acier.

### 1.2.2.3 Fibres de polypropylène

Le polypropylène est un polymère cristallisable de la famille des polyoléfinés. Ces fibres sont obtenues par extrusion, étirage qui confère une orientation prépondérante aux molécules et qui engendre des propriétés mécaniques élevées. Les fibres se présentent en faisceaux qui se séparent lors du malaxage et se répartissent de façon multidirectionnelle. Si leurs caractéristiques mécaniques ont des valeurs plus faibles que celles des fibres métalliques, il faut cependant mentionner leur insensibilité chimique, leur souplesse, qui rend aisée leur incorporation au béton et leur allongement (15 à 20%), qui favorise la ductilité du béton. Les fibres de polypropylène améliorent la maniabilité du béton et sa cohésion. Ces propriétés sont intéressantes pour des pièces à démoulage immédiat (bordures, tuyaux) en même temps qu'elles améliorent l'aspect et la précision des angles, des tranches ou arêtes des pièces moulées ou dallage.

Le grand avantage des bétons de fibres de polypropylène est leur bonne résistance à la fissuration due au premier retrait, ainsi que leur résistance aux chocs. Comme la plupart des matières plastiques, les fibres de polypropylène sont peu résistantes au feu. Leur température de fusion est d'environ 170°C, mais leur fusion n'affecte pas la résistance du béton.

Les caractéristiques principales de ces fibres sont illustrées dans le Tableau 1.4 suivant :

Caractéristiques	Diamètre d (mm)	Longueur L (mm)	Masse volumique $\rho$ (Kg/dm <sup>3</sup> )	Résistance en traction $\sigma$ (MPa)	Module d'élasticité E (GPa)	Elongation à la rupture (%)	Volume typique à la composition (%)
Fibre de polypropylène	0,01 ÷ 0,2	5 ÷ 75	0,91	400 ÷ 800	4 ÷ 8	8	0,2 ÷ 1,2

Tableau 1.4 : Propriétés mécaniques des fibres de polypropylène.

### 1.2.2.4 Fibres de verre

Le verre est un matériau solide formé par refroidissement d'un liquide visqueux. Il est caractérisé par une très grande fragilité, attribué à une sensibilité élevée à la fissuration ; par contre, élaboré sous forme de fibre de faible diamètre, le verre perd cette fragilité.

Il existe trois types de verre :

- La fibre de verre de type C.
- La fibre de verre au zirconium (type AR).
- Les fibres de verre au borosilicate (type E).

Leur composition moyenne est donnée dans le Tableau 1.5 :

Composition	SiO <sub>2</sub> (%)	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (%)	CaO (%)	MgO (%)	Na <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (%)	B <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (%)	Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (%)	TiO <sub>2</sub> (%)	ZrO <sub>2</sub> (%)
Verre type E	53 - 55	14 - 15	17 - 23	1	0,8	0,8	0,3	0,5	-
Verre type C	60 - 65	3,5- 6	14	3	10	5	0,5	-	-
Verre type AR	61	-	5	-	17	-	0,3	-	10

Tableau 1.5 : Composition des fibres de verre.

Ces fibres sont généralement caractérisées par les propriétés suivantes :

- Bonne adhérence avec la matrice.
- Bonne résistance à l'humidité et à la corrosion.
- Bonne résistance à la traction jusqu'à 3000 MPa.
- Conductivité thermique relativement faible.
- Excellente résistance au feu jusqu'à 800°C.

Leur inconvénient rapporté par Bijen, Fordyce et al. [46] et [47] est que les caractéristiques mécaniques du béton renforcé de fibres de verre diminuent rapidement avec le temps. L'action corrosive des alcalins contenus dans le ciment sur les fibres provoque des microfissures dues au phénomène de fluage.

Les fibres «E» sont les fibres de verre classique à forte teneur en bore. Elles présentent de bonnes caractéristiques mécaniques, mais sont sensibles aux alcalins libérés par l'hydratation du ciment. Diverses études [48], [49] et [50] ont été menées pour pallier à ce problème de dégradation physico-chimique des fibres de verre «E» dans le béton. L'emploi de ces fibres dans le béton nécessite donc l'incorporation de polymères ou autres ajouts au mélange, au moment du gâchage [51]. Ces ajouts ont pour fonction d'envoyer la fibre et de la protéger de l'attaque alcaline. PERA et al. [50], ont montré que l'ajout de métakaolin permet d'améliorer la ductilité du composite ciment/verre «E».

Les fibres «AR» (alcali-résistantes) sont obtenues avec un verre riche en zirconium, elles sont moins sensibles aux alcalins.

Un traitement d'ensimage (dépôt d'un produit de protection) améliore encore leur tenue.

### 1.2.2.5 Choix des fibres dans le béton

La fibre utilisée doit être, avant tout, mécaniquement, physiquement et chimiquement compatible avec les constituants de la matrice et, en particulier, avec le ciment. Elle doit conserver ses propriétés dans le temps et être d'un coût acceptable, compte tenu des performances qu'elle confère à la matrice.

Le Tableau 1.6 récapitule les principales caractéristiques mécaniques des différentes fibres comme matériaux de renforcement de béton.

Nature de la fibre	Diamètre d (µm)	Masse volumique ρ (kg/dm <sup>3</sup> )	Module de Young E (GPa)	Résistance à la traction σ (GPa)	Allongement à la rupture (%)
Amiante	0,02 ÷ 20	2,55	165	3 ÷ 4,5	2 ÷ 3
Verre	9 ÷ 15	2,60	70 ÷ 80	2 ÷ 4	2 ÷ 3,5
Graphite	8 ÷ 9	1,90	240 ÷ 415	1,5 ÷ 2,1	0,5 ÷ 1
Acier	5 ÷ 500	7,85	200	1 ÷ 3	3 ÷ 4
Polypropylène	10 ÷ 200	0,91	5 ÷ 7	0,5 ÷ 0,75	20
Aramide	10	1,45	65 ÷ 133	3,6	2,1 ÷ 4

Tableau 1.6 : Principales caractéristiques mécaniques des différentes fibres.

Si le but recherché est uniquement d'améliorer la résistance à la traction de la matrice, les fibres utilisables doivent présenter une résistance à la traction importante, un module d'élasticité élevé, un allongement à la rupture satisfaisant et une adhérence convenable avec la matrice.

Si la performance recherchée est une amélioration de la résistance à l'impact ou à la ténacité, les fibres retenues sont celles d'une faible résistance et un allongement à la rupture important.

Le fait que les propriétés du composite doivent présenter une durée de vie acceptable, compte tenu de sa destination, élimine les fibres dont les propriétés iraient en se dégradant avec le temps par suite des réactions chimiques avec la matrice ou avec le milieu environnant.

### 1.2.3 Rôle des fibres dans le béton

L'introduction des fibres dispersées dans le béton a pour objectif de :

- Contrôler la fissuration du matériau. En effet, le rôle des fibres est de reprendre les efforts de traction dus au phénomène de retrait dans la matrice cimentaire afin de retarder l'initiation puis la propagation instable des fissures (*Figure 1.28*).
- Transformer le comportement fragile d'un matériau en un comportement ductile qui accroît la sécurité lors des états de chargement ultimes (*Figure 1.29*).

Les fibres ont généralement pour rôle de renforcer la structure en s'opposant au développement des fissures et à leur propagation. Selon le type, le dosage et les éléments en béton dans lesquels elles sont insérées, les fibres permettent :

- l'amélioration de la cohésion du béton frais,
- l'augmentation de la ductilité et le comportement post-fissuration,
- la réduction de la microfissuration due aux variations dimensionnelles et plus particulièrement au jeune âge,
- la réduction de la fissuration d'origine mécanique lors d'un chargement extérieur,
- l'augmentation de la résistance à la traction par flexion,
- l'amélioration de la résistance aux chocs, à la fatigue, à l'usure et à l'abrasion.

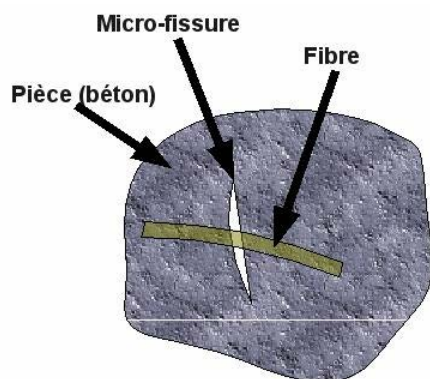


Figure 1.28 : Rôle de la fibre dans le béton.

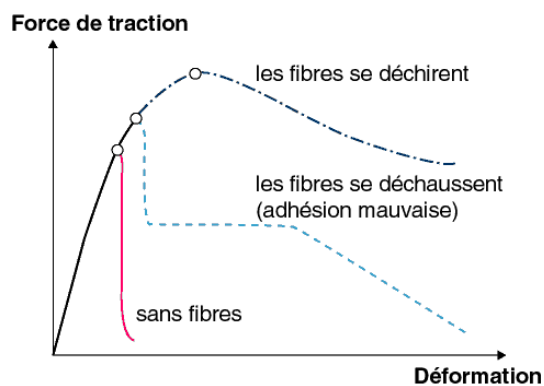


Figure 1.29 : Comportement charge - déformation de bétons non fibrés et fibrés.

Lors d'une traction sur un béton fissuré, les lignes de tension doivent s'infléchir, parce que la charge ne peut pas être transmise par la fissure. Ceci entraîne des tensions aux extrémités de la fissure. Ces dernières s'allongent sans empêchement et apparait une rupture fragile (Figure 1.30). Dans le cas d'un béton renforcé de fibres d'acier, une partie de la force de traction peut être transmise à travers cette fissure par les fibres qui assurent la couture entre les lèvres. Ces microfissures ne peuvent s'agrandir que lorsque la fibre qui forme le pontage permet par un écoulement plastique l'ouverture (Figure 1.31). Par analogie, on peut dire que les fibres jouent un rôle qui peut alors s'apparenter à celui des aciers passifs dans une structure en béton armé. Ceci peut être justifié par les études qui ont été menées, aussi bien sur les aspects expérimentaux, tels que les travaux de Swamy [52] que sur les aspects théoriques [53] concernant les problèmes d'espacement, d'orientation et de ségrégation des fibres.

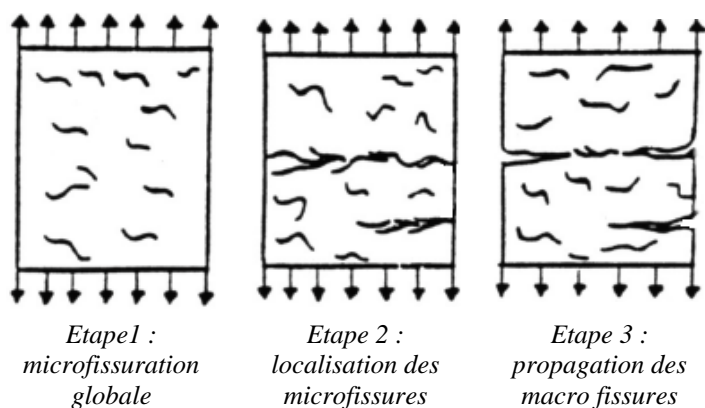


Figure 1.30 : Propagation de fissure (béton en traction).

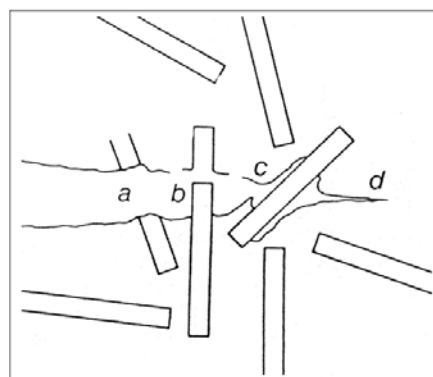


Figure 1.31 : Ruine d'un composite.

Le rôle d'une fibre apparaît généralement dans le cas de la ruine d'un composite suite à la propagation d'une fissure (Figure 1.31). L'utilisation du microscope à balayage sur des échantillons d'un composite à fibres courtes nous a permis de rapporter que l'augmentation de contrainte sur une fissure en croissance entraîne soit, la surcharge et la rupture des fibres de renforcement (a), soit tiré les fibres hors de la matrice (b), soit séparé la matrice des fibres (c). Lorsque la fissure se propage entre les fibres, elle force progressivement la matrice à se déformer et à céder (d).

Plus les fibres sont nombreuses et mieux elles sont ancrées dans le béton, plus grande sera leur efficacité. Un bon ancrage peut s'obtenir avec des fibres aussi longues que possible ou ayant une adhérence améliorée. En conservant un dosage massique constant, l'efficacité des fibres croît avec le rapport (longueur/diamètre) et avec une meilleure adhérence entre la fibre et le béton.

Enfin, on peut conclure que les fibres assurent le rôle principal dans la reprise des efforts dans les fissures, par conséquent elles rendent le matériau moins fragile (ductile). Cela se traduit par plus d'énergie pour faire progresser la fissure.

L'utilisation des fibres de polypropylène dans le béton est apparue récemment dans le but de maîtriser la fissuration due au retrait plastique. Ces fibres (résistance en traction de 600 MPa, module d'Young 3,5 GPa) sont utilisées en faible proportion (de l'ordre de 0,1% à 0,5% en volume). Elles réduisent le retrait dans des proportions qui ne sont pas très importantes tout au plus 10% [54], mais elles diminuent considérablement la fissuration associée au retrait plastique. Grzybowski et Shah [55] ont montré que les fibres de polypropylène retardent non seulement l'apparition des fissures mais aussi diminuent (jusqu'à un rapport de 10) l'ouverture des fissures.

Il est à noter que les efforts de traction repris par les fibres au sein du béton peuvent, dans certains cas, induire une déformation élastique des fibres. Cette déformation élastique des fibres peut toutefois laisser augmenter l'ouverture des fissures [56]. Ce dernier comportement des fibres va naturellement à l'encontre de l'objectif du contrôle des fissures. Les fibres doivent avoir un module d'élasticité élevé par rapport au module de la matrice [57], [58] et [59], ce qui conduit à préférer les fibres métalliques (par exemple la fibre d'acier qui a un module élastique de 200 GPa).

#### 1.2.4 Principe d'action des fibres dans le béton

Le principe d'action des fibres se manifeste à deux échelles : le matériau et la structure [60]. Considérons une pièce en béton renforcé de fibres, soumise à un effort de traction. On distingue deux principaux types de fibres : les microfibrilles et les macro fibres [61] et [62]. Ces fibres jouent deux rôles bien distincts dans le processus de fissuration du béton qui comporte trois étapes : la microfissuration, la localisation et la propagation des fissures menant à la rupture (Figure 1.32).

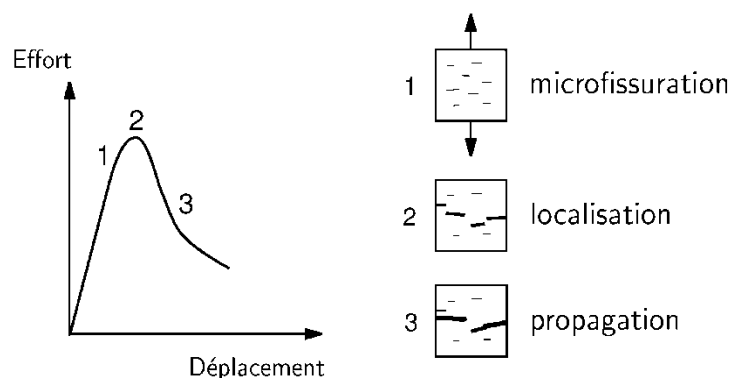


Figure 1.32 : Schématisation du processus de fissuration d'un bloc de béton soumis à une traction directe [60].

Une première étape de microfissuration diffuse au sein du corps de l'éprouvette, générée à partir des défauts initiaux et de l'hétérogénéité des caractéristiques locales du matériau.

Une deuxième étape au cours de laquelle les microfissures vont coalescer pour créer une ou plusieurs macro fissures. Seules les microfibrilles, parce qu'elles sont très petites et qu'elles peuvent être utilisées en grande quantité sans affecter la maniabilité, peuvent apporter une amélioration des caractéristiques intrinsèques du matériau en retardant cette coalescence des microfissures puis la localisation des fissures.

Une troisième étape qui correspond à la propagation d'une ou de plusieurs macro fissures. Le pontage de ces fissures ne peut être assuré que par des fibres longues. Les macro fibres, en mobilisant un ancrage efficace, permettent ainsi de contrôler la propagation des fissures. Leur effet se traduit alors par une augmentation de la ductilité des structures soumises à des efforts de traction.

### 1.2.5 Maniabilité des bétons renforcés de fibres métalliques

Le problème est plus complexe quand les fibres sont ajoutées dans un béton au lieu d'un mortier. Dans un mortier, les fibres sont séparées par un matériau granuleux fin qui peut se déplacer facilement entre elles. Dans le cas d'un béton, elles sont séparées par des particules de plus grande taille que l'espacement moyen des fibres. Cela conduit à un regroupement des fibres avec une grande interaction entre les fibres et les agrégats grossiers. Ce regroupement affecte d'une manière significative la maniabilité des bétons. La porosité du squelette granulaire est d'autant plus grande que le volume de fibres est important [63]. Pour que les fibres soient efficaces à l'état durci, il est recommandé de choisir des fibres plus longues que le diamètre du plus gros granulat (Figure 1.33).

Dans le béton, le volume occupé par les particules de diamètre inférieur à 5 mm est environ 54%, les agrégats de 10 mm de diamètre environ 20% et ceux de diamètre de 20 mm environ 25%. Le volume accessible aux fibres est d'environ 54% (disponibles pour le mouvement libre des fibres pendant la vibration). L'expérience [64] a montré que les fibres ont une efficacité optimale avec une composition de 70% de particules inférieures à 5 mm et uniquement 30% du volume en particules entre 5 mm et 10 mm de diamètre.

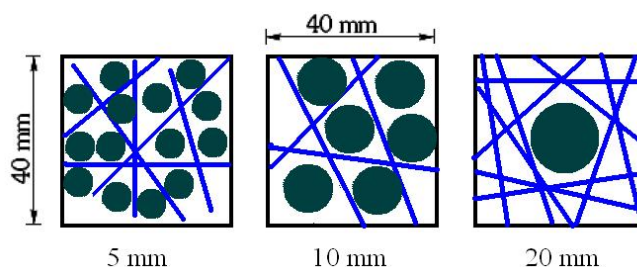


Figure 1.33 : Effet de la taille des granulats sur la distribution de fibres [64].

L'élancement ou le rapport longueur/diamètre est aussi un facteur prépondérant qui affecte la maniabilité de béton renforcé de fibres [65], [66] et [67]. Pour un dosage en fibres donné, plus l'élancement est important, plus la maniabilité du béton diminue. Rossi [68] explique ceci par deux constatations empiriques :

- Pour une longueur de fibre donnée et un volume de fibres fixe, plus le diamètre de la fibre sera faible, plus la surface spécifique sera grande. Ceci conduit à des frottements plus importants entre la fibre et la matrice, mais aussi à un nombre de fibres élevé qui augmente la probabilité de contact entre celles-ci. Ceci conduit à une diminution de la maniabilité quand le rapport longueur/diamètre augmente.

- Pour un rapport longueur/diamètre fixe et un dosage en fibres donné, si le diamètre diminue, la longueur va elle aussi diminuer. Selon le raisonnement précédent, ceci conduit à une diminution de la maniabilité ce qui est en décalage avec la réalité car dans ce cas, le poids unitaire de fibre intervient. Plus elles seront grandes, plus elles auront tendance à passer à travers le fluide visqueux constitué par la pâte de ciment pour entrer en contact avec les granulats, c'est-à-dire, à des frottements solides et donc à une diminution de maniabilité.

En résumé, pour une maniabilité donnée, on peut utiliser un dosage important de fibres courtes ou un dosage faible de fibres longues.

## **1.2.6 Comportement rhéologique des bétons renforcés de fibres métalliques**

### **1.2.6.1 Influence de la longueur et de dosage en fibres**

L'ajout de fibres dans un béton à l'état frais nécessite de nombreuses précautions notamment pour éviter la formation de pelotes et limiter le risque d'orientation préférentielle.

Le type de compactage (table vibrante, compactage à l'aiguille vibrante, compactage manuel et vibration interne) influe considérablement sur la distribution des fibres au sein du béton frais. Une étude réalisée [69] sur des bétons conventionnels ayant une densité de fibres de  $40 \text{ kg/m}^3$  a montré que pour les coffrages prismatiques, la table vibrante constitue le dispositif de vibration le plus performant pour obtenir l'alignement préférentiel horizontal des fibres. En revanche, dans les échantillons cylindriques, le compactage manuel apparaît comme la cause de non uniformité de la distribution des fibres. Le compactage à l'aiguille vibrante n'est généralement pas souhaitable lors de la mise en œuvre de béton renforcé de fibres afin d'éviter toute ségrégation.

De même, la durée de malaxage affecte la répartition des fibres au sein du béton frais. Si elle est trop courte, les fibres ne peuvent pas se répartir de manière homogène. Si, elle est trop longue, la répartition peut devenir hétérogène du fait de la ségrégation des fibres. La maniabilité du béton est diminuée par l'ajout de fibres. Plus la quantité de fibres et leur élancement seront importants, plus l'ouvrabilité du mélange sera affectée. Il est donc important d'utiliser des fibres de dimensions optimales et d'ajuster la composition de la matrice afin de permettre au béton de conserver une maniabilité correcte.

D'après la Figure 1.34, le rapport  $L/d$  a un effet crucial sur le volume de fibres à être incorporé dans le mélange avec une vibration modérée ( $VB < 20$  secondes). Pour améliorer la résistance à la traction, le volume critique est environ de 1,7% [70] et [71] avec un élancement de 100. Cependant, la résistance en flexion est améliorée facilement par un compactage acceptable.

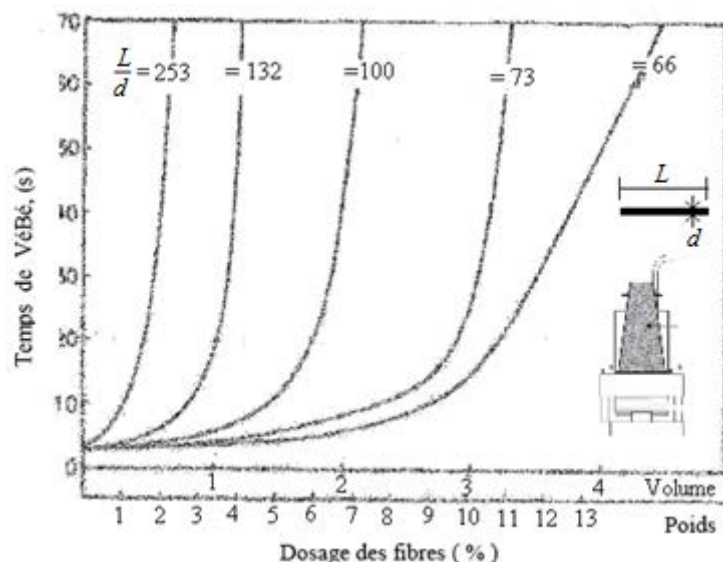


Figure 1.34 : Effet de l'élanement de fibre sur l'essai de VEBE d'un mortier renforcé de fibres [71].

### 1.2.6.2 Comportement mécanique de béton renforcé de fibres

Les fibres interviennent essentiellement dans la phase post-fissuration assurant un transfert de contraintes à travers la discontinuité du champ des déplacements. Avant fissuration, les fibres n'ont aucune, ou peu d'influence sur le comportement mécanique, que ce soit à la compression ou à la traction. Une fois la fissure ouverte, les fibres par leur action directe restreignent la propagation de la fissure. La Figure 1.35 montre le comportement global d'une éprouvette en béton fibré soumise à la traction directe.

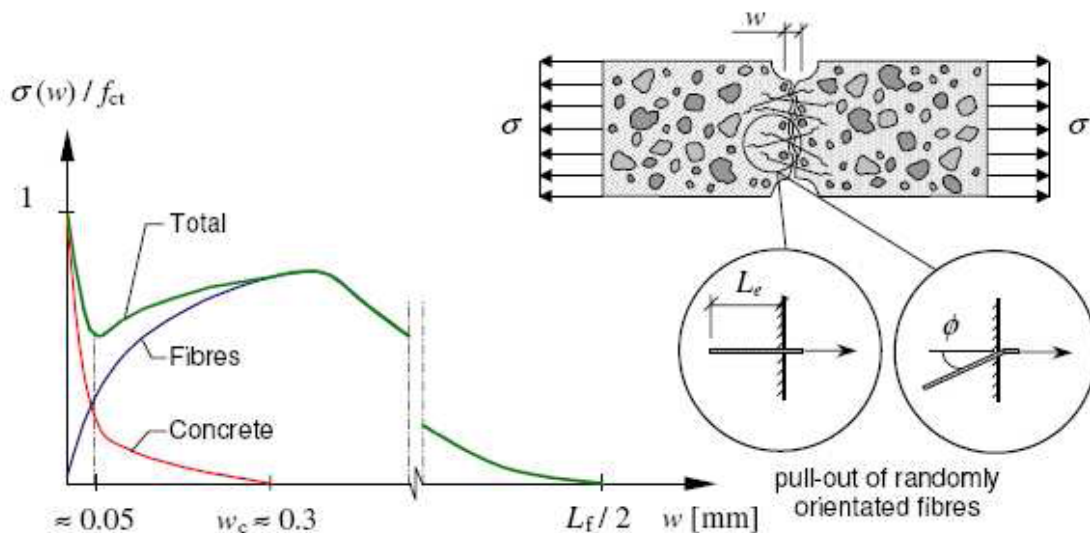


Figure 1.35 : Contribution des fibres dans le comportement à la traction [72].

Soit deux fibres, l'une perpendiculaire au plan d'une fissure, l'autre inclinée par rapport à cette fissure. Trois cas se présentent en fonction de leur position dans la matrice cimentaire :

1- Si les deux fibres sont suffisamment éloignées l'une de l'autre, elles agissent indépendamment vis-à-vis de la fissure, la fibre perpendiculaire étant plus efficace que la fibre inclinée. Le bilan du couple se résume alors à la somme de leurs actions individuelles.

2- En revanche, si la distance entre les deux fibres est telle que l'action de la fibre qui travaille le mieux conduit, en outre, à confiner la fibre qui fonctionne le moins bien (c'est-à-dire provoquer une étreinte autour de cette fibre), cette dernière verra donc son efficacité vis-à-vis de la fissure accrue. Le bilan devient alors la somme de leurs actions individuelles plus un effet qui est la conséquence de leur « entraide », qu'on peut également qualifier de synergie positive.

3- Au contraire, lorsqu'on rapproche de plus en plus les deux fibres, il arrive un moment où la quantité de pâte de ciment qu'il y a entre elles devient tellement faible que l'enrobage de chaque fibre devient insuffisant (même si l'on augmente la quantité de pâte de ciment avec le pourcentage de fibres pour des raisons de maniabilité) pour assurer un fonctionnement correct de l'interface pâte-fibre. Les fibres travailleront moins efficacement que si elles avaient travaillé sans interactions. Le bilan est alors la somme de leurs actions individuelles moins un effet qui est la conséquence de leur « promiscuité », qu'on peut également qualifier de synergie négative. A partir de ce seuil, plus on ajoute de fibres, moins elles seront efficaces individuellement, et on assistera, au mieux, à une très faible augmentation des caractéristiques mécaniques et, au pire, à une diminution.

Il est évident que le choix de la fibre est lié à la caractéristique mécanique que l'on désire améliorer, par exemple une fibre métallique pour augmenter les capacités portantes, ou une fibre synthétique pour améliorer le comportement post-fissuration ou la ductilité des bétons. Ces seuils de synergie dépendent tous deux du type de fibre, de ses dimensions, du fait que la fibre fonctionne par ancrage réparti le long de la fibre ou concentré à ses extrémités ou encore par adhérence, du type de matrice (plus ou moins compacte) ou de l'orientation des fibres vis-à-vis des fissures.

### **1.2.6.3 Influence de l'orientation des fibres dans le béton**

Pour bien appréhender le béton de fibres, il faut bien connaître ces spécificités par rapport à sa mise en œuvre. La plus importante particularité concerne l'orientation préférentielle des fibres qui dépend de deux paramètres, les techniques de mise en œuvre et le fait que le béton ait à s'écouler ou non dans les coffrages. Pour sa mise en œuvre, le béton soit coulé, soit projeté. Dans le cas du béton coulé, on peut utiliser une pompe ou une benne munie d'un manchon. Dans ces deux situations, il est clair que les fibres vont être orientées de façon préférentielle avant d'arriver dans le coffrage. Il est donc très important de retenir que le béton de fibres est structuré par la technique de mise en œuvre. Il faut aussi tenir compte de l'écoulement d'un béton de fibre à l'intérieur d'un coffrage. En effet les fibres s'orientent d'une manière préférentielle en fonction des directions d'écoulement. Ainsi on peut choisir une mise en œuvre avec peu d'écoulement ou au contraire avec beaucoup d'écoulement, ce qui va avoir une conséquence sur la structuration ultérieure du béton de fibres.

De même, la vibration du béton peut aussi conduire à la ségrégation et à une orientation préférentielle des fibres en fonctions des axes de vibrations, qui sous l'effet de leurs poids propre, vont avoir tendance à descendre dans le fond du coffrage. La vibration à l'aide d'une aiguille vibrante peut conduire à des effets de cheminée. Lorsque l'on retire

l'aiguille, le béton s'écoule afin de se remettre en place mais les fibres ne suivent pas. Ceci crée des zones sans fibres dans le béton.

Casanova [73] a étudié l'influence de l'orientation préférentielle des fibres sur le comportement mécanique des bétons. Il a effectué un carottage du bloc de béton dans trois directions, après avoir orienté les fibres verticalement, puis il a ensuite procédé à des essais de flexion 3 points. La Figure 1.36 présente les résultats ainsi obtenus.

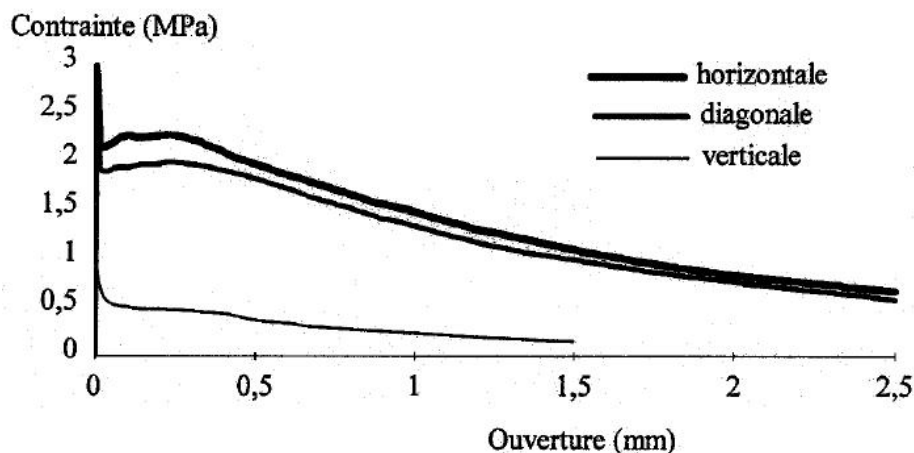


Figure 1.36 : Influence de l'orientation des fibres sur le comportement en flexion [73].

Lorsque les fibres sont orientées perpendiculairement à l'axe de la fissure (cas de l'orientation horizontale), les fibres jouent leur rôle de couture de la fissure et permettent d'obtenir des résistances résiduelles importantes pour de grandes ouvertures de fissures. A l'inverse, lorsqu'elles sont orientées parallèlement à l'axe de la fissure, il n'y a pas, ou peu, de fibres pour coudre la fissure, on retrouve donc un comportement post-fissuration semblable à celui d'un béton sans renfort. Le cas des fibres orientées en diagonales montrent que celles-ci cousent aussi la fissure et permettent d'avoir un comportement post-fissuration intéressant mais un peu moins important que celui des fibres orientées de façon optimale.

Les effets de cette orientation préférentielle des fibres sont généralement pris en compte à travers le facteur d'orientation  $\alpha$  qui correspond au rapport entre la longueur de la fibre projetée suivant la direction du chargement et la longueur réelle de cette même fibre. Il s'agit bien entendu d'un rapport moyen dans le sens où il faut balayer toutes les orientations possibles de la fibre. D'après de nombreux auteurs [74], [75] et [76], ce facteur d'orientation est compris entre 0,41 et 0,82.

### 1.2.7 Propriétés mécaniques des bétons renforcés de fibres

Les propriétés mécaniques des bétons renforcés de fibres dépendent de façon générale de :

- la distribution spatiale des fibres et leur orientation,
- la forme de la section dont dépend la surface adhérente,
- la nature des fibres (métalliques, synthétique, végétales, ...),
- la forme de la fibre (droite, ondulée, plate, à crochets, ...),
- la longueur de la fibre et son élancement ( $L/d$ ),
- la fraction volumique des fibres dans la matrice.

### 1.2.7.1 Résistance en compression

L'influence des fibres sur les résistances en compression est très peu sensible. Certains auteurs [77], [78] et [79] observent une légère augmentation de la contrainte ultime et d'autres notent une légère diminution [80].

Dans la matrice, la fibre peut avoir deux effets contradictoires : d'une part maintenir les fissures ce qui est favorable pour la phase post-pic, mais d'autre part créer des défauts supplémentaires à l'interface fibres-mortier. Ces défauts servent d'amorce à l'endommagement et donc limitent la charge maximale.

### 1.2.7.2 Résistance en traction

Il est bien connu que la réalisation d'un essai de traction digne de confiance pose de multiples problèmes et donc s'avère d'un coût élevé. D'après la bibliographie, les augmentations de résistance en traction dues aux fibres sont variables. D'une manière générale, on peut dire que les améliorations constatées dépendent essentiellement de la forme des éprouvettes, du type d'essais, de paramètres liés à la géométrie et au pourcentage volumique des fibres utilisées, et bien sûr au béton témoin retenu.

La Figure 1.37 force de traction - déformation présente trois zones de comportement :

- La première phase est liée au comportement pré-fissuration qui se caractérise par le processus de propagation de microfissures avant la formation d'un système de fissures continues au droit de la section critique au pic. Le comportement avant pic du composite cimentaire renforcé de fibres n'est plus linéaire lorsque la propagation des microfissures commence. Le transfert élastique du cisaillement est le mécanisme principal à considérer pour la prédiction de la limite de proportionnalité. A des stades de chargement plus avancés, le processus contrôlant le transfert de contrainte devient le glissement avec friction car la décohérence se produit : le transfert fibre-matrice ne se fait plus correctement. La contrainte de friction qui se développe est un cisaillement alors que des déplacements relatifs entre fibres et matrice ont lieu.

- La seconde phase correspond au comportement post-fissuration, qui est marqué par l'ouverture d'une seule fissure au niveau de la section critique qui transmet toutes les contraintes de traction aux fibres traversant la fissure. Puis, la décohérence apparaît et l'arrachement des fibres. La résistance à la traction après le pic est non négligeable.

- La troisième phase concerne la propagation de macro fissure qui se développe dans la section de l'éprouvette, normale à la direction principale de traction. A cette étape, la rupture du composite se fait soit par arrachement et glissement, soit par rupture des fibres reliant les lèvres des fissures.

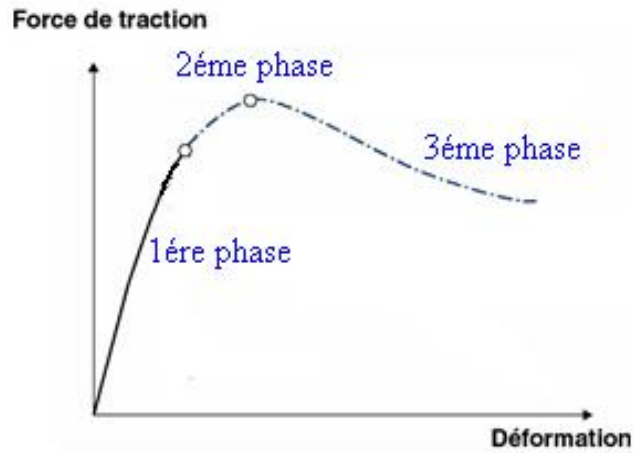


Figure 1.37 : Courbe force de traction - déformation.

### 1.2.7.3 Résistance en flexion

Le renforcement par des fibres métalliques est utilisé pour améliorer la ductilité et fournir un contrôle du mécanisme de fissuration. L'amélioration de la résistance de première fissuration est considérée comme un gain secondaire. A la différence de la traction directe, la structure fissurée peut reprendre des efforts nettement supérieurs.

### 1.2.7.4 Résistance au cisaillement

Le comportement au cisaillement des bétons renforcés de fibres a été étudié à travers des essais de cisaillement direct par plusieurs auteurs [81], [82], [83], [84], [85], [86] et [87]. Ces auteurs ont montré que les fibres améliorent le comportement au cisaillement du béton, tandis que le béton sans fibres a une rupture fragile (Figure 1.38).

De plus, ils ont constaté que les fibres métalliques ont un meilleur comportement au cisaillement que les fibres synthétiques, à cause de leur rigidité généralement plus faible que celle des fibres métalliques.

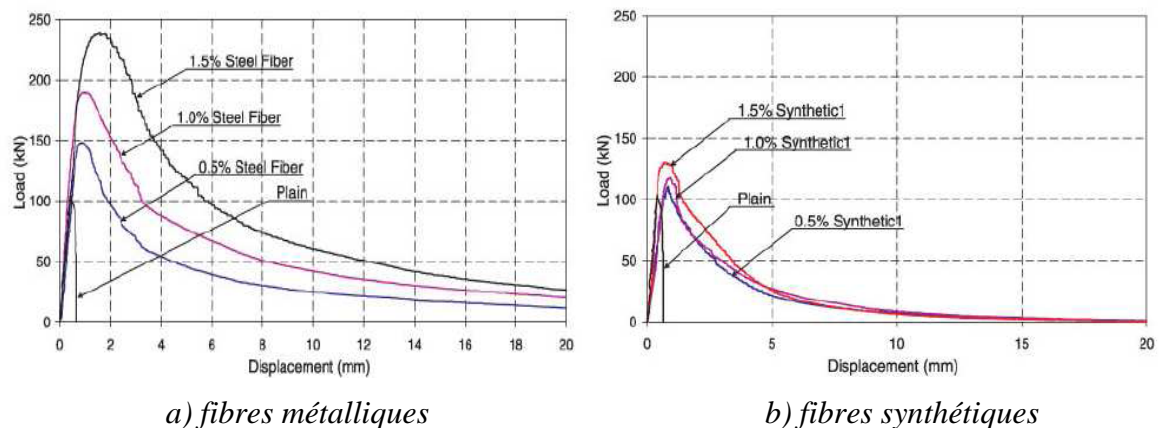


Figure 1.38 : Courbes charge en fonction du déplacement pour les essais de cisaillement direct [87].

### 1.2.7.5 Arrachement de la fibre «Pull Out»

De nombreux essais ont été effectués pour étudier le comportement de fibres d'acier à l'arrachement. Ce comportement est d'une importance majeure, car il détermine le comportement du béton renforcé de fibres d'acier après défaillance de la matrice. Les essais effectués ont révélé l'influence de l'adhésion fibre-matrice et mis en évidence la contribution de la géométrie de la fibre à la tension totale absorbée par celle-ci. Pour améliorer cette adhésion, plusieurs paramètres doivent être considérés : traitement de la surface de la fibre [88] et [89], modification de la forme de la fibre [90], [91] et [92] ou bien optimisation de la composition de la matrice. Par conséquent, les études réalisées dans ce domaine mènent à des résultats d'ordre général et dispersés.

Le principe de cet essai consiste à soumettre une seule fibre, dont une partie est enchâssée dans un bloc de matrice, à une contrainte de traction uni axiale (Figure 1.39), jusqu'à provoquer la décohé sion à l'interface, puis l'extraction complète de la fibre. Les principaux problèmes inhérents à l'essai d'arrachement de fibre sont :

- 1- la réalisation des éprouvettes avec une seule fibre insérée dans le béton ou le ciment,
- 2- la fixation de l'éprouvette sur la machine d'essai,
- 3- la co axialité de l'axe de la fibre et la direction d'arrachement.

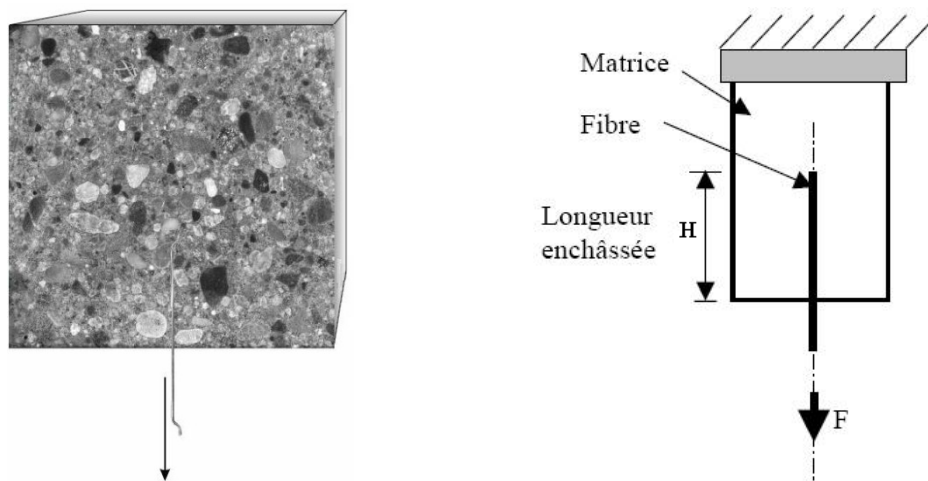


Figure 1.39 : Schéma du test de Pull Out.

La mesure continue de la force ( $F$ ) nécessaire à l'arrachement de la fibre, ainsi que son déplacement ( $d$ ) par rapport au bloc de matrice, permet de caractériser la cohésion et le frottement à l'interface fibre-matrice (Figure 1.40).

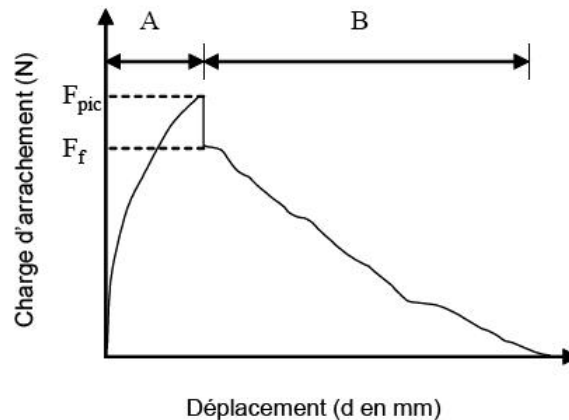


Figure 1.40 : Courbe typique charge d'arrachement - déplacement [93].

Cette courbe se compose de deux parties distinctes :

- La partie A correspond à la phase de décohésion progressive entre la fibre et la matrice.
- La partie B correspond à l'arrachement et donc au frottement dans la gaine de la matrice.

Les grandeurs extraites de cette courbe sont :

- La charge au pic ( $F_{pic}$ ), caractéristique de la cohésion fibre-matrice, ou charge de décohésion, correspond au point où la liaison fibre-matrice qui pouvait exister au commencement de l'essai est rompue sur toute la longueur enchâssée de la fibre.
- La charge de frottement ( $F_f$ ), caractéristique de la résistance à l'arrachement de la fibre. Elle est généralement inférieure à la charge de décohésion dans le cas des fibres droites. Elle correspond à la résistance au glissement de la fibre comprimée dans le bloc de ciment.

Ces deux grandeurs permettent de calculer en première approximation une contrainte de cisaillement uniforme au pic ( $\tau_{pic}$ ) et une contrainte de cisaillement en frottement ( $\tau_f$ ) juste après le pic.

D'autres essais réalisés par Tattersal et al. [94] ont donné des résistances à l'arrachement très différentes suivant le traitement de surface et la forme de la fibre. Ils ont constaté que pour les fibres lisses, la résistance à l'arrachement est proportionnelle à l'adhérence inter-faciale. Mais comme la plus grande partie de ces essais a été faite avec la pâte de ciment pure, fortement sujette au retrait, il est difficile de généraliser cette constatation sur d'autres matrices.

### **1.3 Influence des fibres d'acier et de polypropylène sur le comportement du béton à haute température**

#### **1.3.1 Instabilité thermique**

##### **1.3.1.1 Comportement avec fibres d'acier**

L'influence des fibres d'acier sur l'instabilité thermique demeure peu étudiée. Certains auteurs pensent que l'existence de micropores autour des fibres entraîne une diminution de la pression de vapeur d'eau au cours du chauffage [95]. Les fibres d'acier seraient donc capables de prévenir contre les risques d'éclatement du béton sous un feu. En revanche d'autres auteurs pensent le contraire. Peng et al. [96] ont observé des instabilités thermiques des bétons à hautes performances renforcés de  $100 \text{ kg/m}^3$  de fibres d'acier pour une chauffe de  $200^\circ\text{C}$  avec une vitesse de montée en température de  $10^\circ\text{C/min}$ . D'autres auteurs ont aussi noté des éclatements d'éprouvettes de béton à hautes performances contenant  $48 \text{ kg/m}^3$  à  $800^\circ\text{C}$ . La vitesse de chauffe était de  $10^\circ\text{C/min}$ .

L'instabilité thermique des bétons fibrés d'acier dépend de plusieurs paramètres : le mode de cure (cure sèche ou humide), la vitesse de montée en température et la teneur en fibres. Ce dernier paramètre semble être un facteur déterminant. Certes, plus la fraction volumique est élevée, plus le risque d'instabilité thermique augmente.

##### **1.3.1.2 Comportement avec fibres de polypropylène**

L'ajout de fibres de polypropylène confère au béton un bon comportement vis-à-vis des risques d'instabilité thermique. La majorité des auteurs attribue cet effet positif à un processus thermo-hydrique. Cette technique de prévention est d'ailleurs recommandée par l'Eurocode 2 [97]. L'analyse thermique différentielle (ATD) des fibres de polypropylène (Figure 1.41) indique des pics sur la courbe correspondent au point de fusion à  $170^\circ\text{C}$  environ (premier pic), à la température d'évaporation  $341^\circ\text{C}$  (second pic) et à la carbonatation à  $457^\circ\text{C}$  (troisième pic) [98]. Des expériences ont montré que les fibres ainsi fondues étaient absorbées par la pâte de ciment durcie (Figure 1.42). La fusion de la fibre crée des canaux dans la matrice cimentaire permettant l'évacuation de l'eau vers l'extérieur [99], [100] et [101]. La fonte des fibres s'accompagne également de fissures supplémentaires. Ceci peut s'expliquer par deux hypothèses : le fait que les fibres se dilatent de 10% en fondant, ce qui peut générer des contraintes locales et par la suite une nucléation des fissures, le lit de fibre favorise la formation locale de fissures et favorise le faïençage [100] et [102]. L'utilisation des fibres de polypropylène en quantité d'environ 0,2% du volume de béton permet de réduire efficacement les pressions internes.

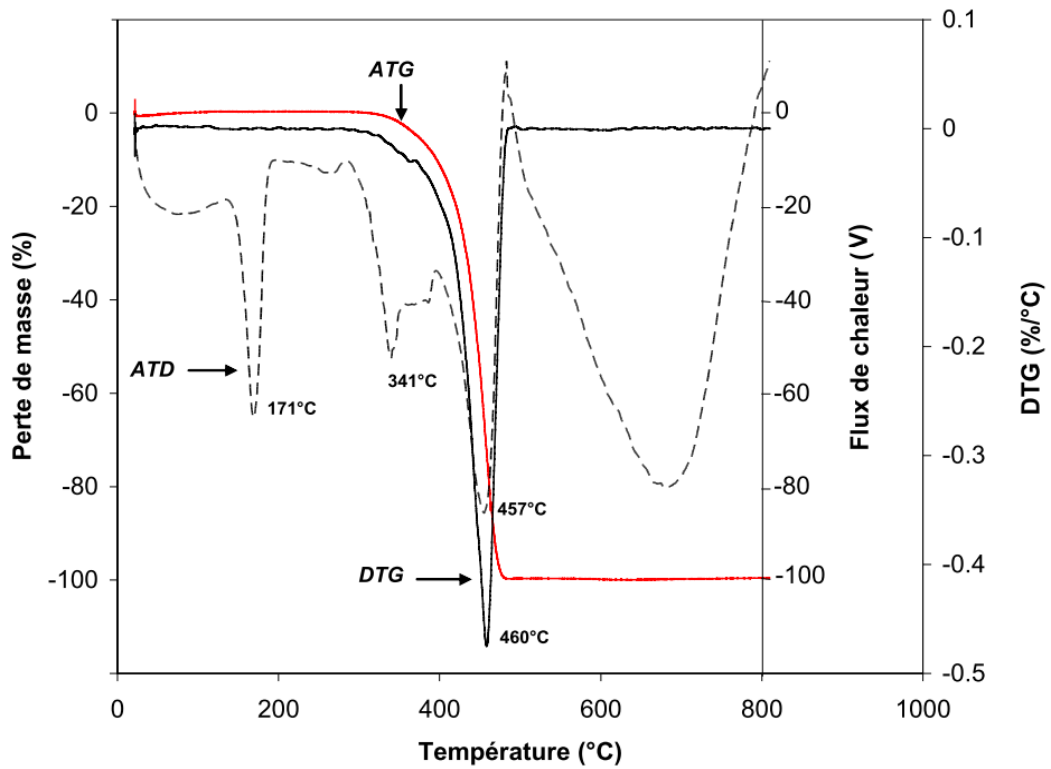


Figure 1.41 : Coubre ATD et ATG des fibres de polypropylène [98].

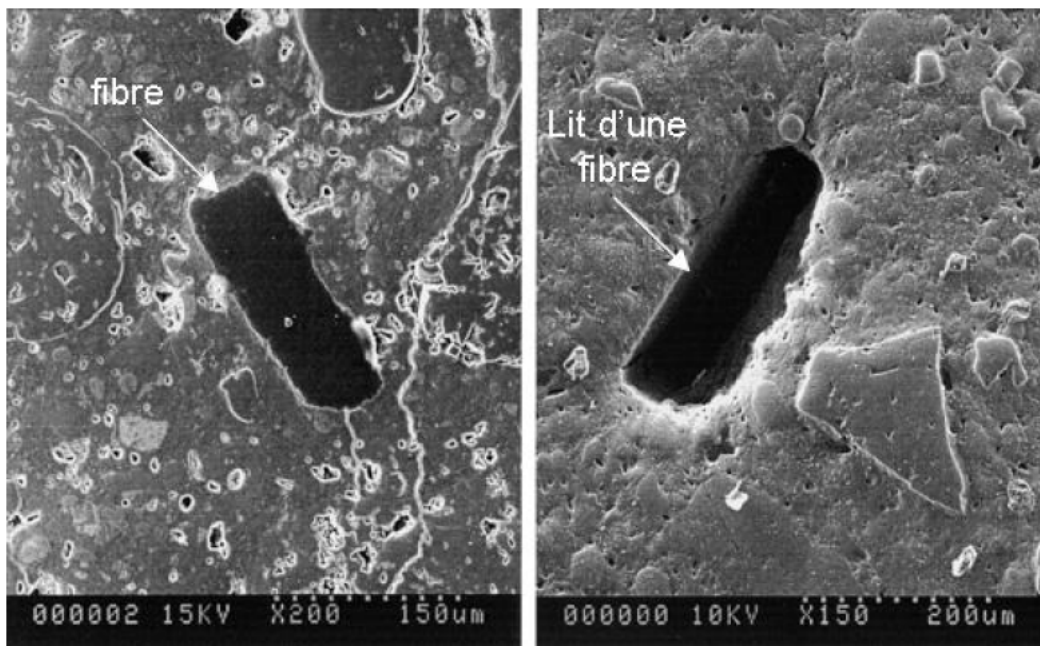


Figure 1.42 : Observations au MEB d'une fibre de polypropylène à 20°C (image de gauche) et après chauffage à 200°C (image droite) dans un échantillon de béton [101] et [102].

### 1.3.2 Résistance en compression

#### 1.3.2.1 Comportement avec fibres d'acier

La Figure 1.43 regroupe les études de plusieurs auteurs sur l'évolution de la résistance résiduelle et la résistance à chaud de bétons à hautes performances non renforcés et renforcés de fibres d'acier.

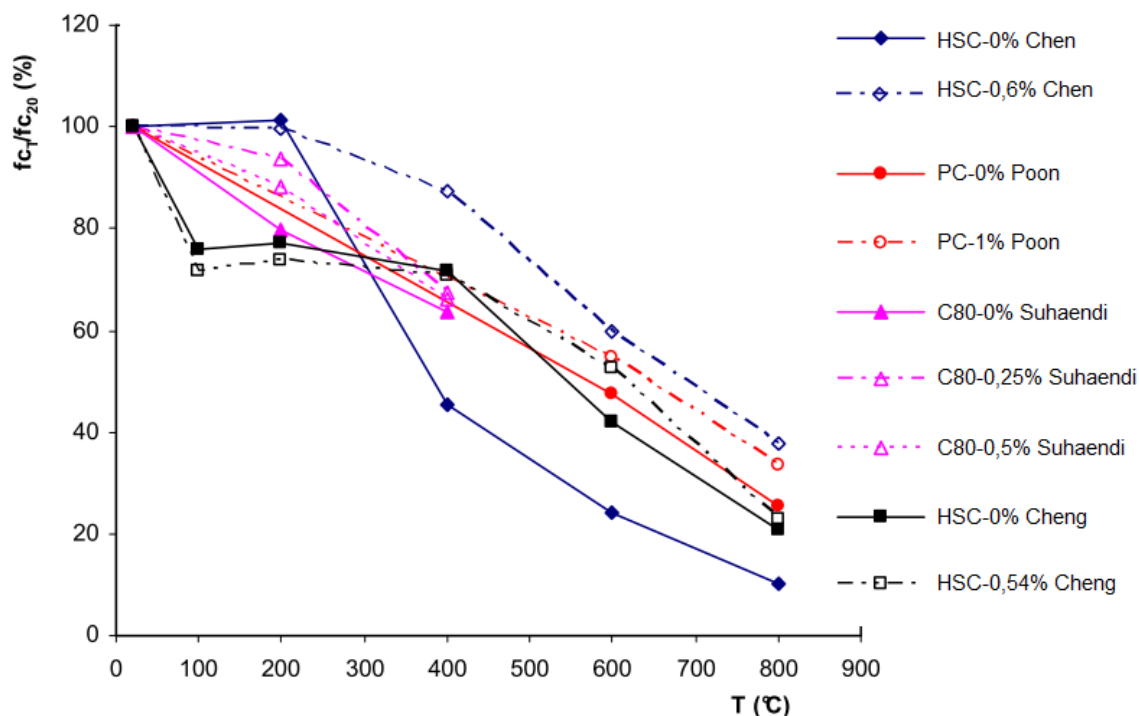


Figure 1.43 : Évolution de la résistance résiduelle et à chaud relative en compression en fonction de la température de bétons renforcés par différentes fractions volumiques en fibres d'acier.

L'ensemble des résultats indique une diminution progressive de la résistance avec l'élévation de la température. La Figure 1.43 révèle que l'introduction de fibres d'acier améliore nettement les résistances résiduelles ou à chaud en compression.

L'étude de Poon et al. [103] rapporte les résultats d'essais réalisés sur des bétons à hautes performances chauffés à des températures 600°C et 800°C avec une vitesse de montée en température de 2,5°C/min. Le dosage en fibres d'acier est de 1%. Cette étude montre une amélioration de la résistance résiduelle relative de l'ordre de 7%.

De même Suhaendi et al. [99] ont mené des essais sur des BHP renforcés avec deux fractions volumiques 0,25% et 0,5%. Le traitement est réalisé avec une vitesse de chauffe de 10°C/min jusqu'à 400°C. Les auteurs remarquent d'une part que les bétons fibrés accusent moins de perte de résistance résiduelle en comparaison avec les bétons non fibrés et d'autre part que le doublement de la fraction volumique n'a pas d'effet sur le comportement résiduel.

L'étude réalisée par Cheng et al. [104] porte aussi sur des BHP renforcés avec une fraction volumique de 0,54%. Les essais en compression sont effectués à chaud avec une vitesse de montée en température de 2°C/min. Les températures d'essais sont 100°C, 200°C, 400°C et 800°C. Les résultats indiquent que la présence des fibres dans le béton induit une légère influence sur la résistance de compression. Le gain n'est notable qu'à partir de 400°C.

### 1.3.2.2 Comportement avec fibres de polypropylène

De manière similaire à la Figure 1.43, la Figure 1.44 récapitule les études de plusieurs auteurs sur l'évolution de la résistance résiduelle et la résistance à chaud de bétons à hautes performances non renforcés et renforcés de fibres de polypropylène.

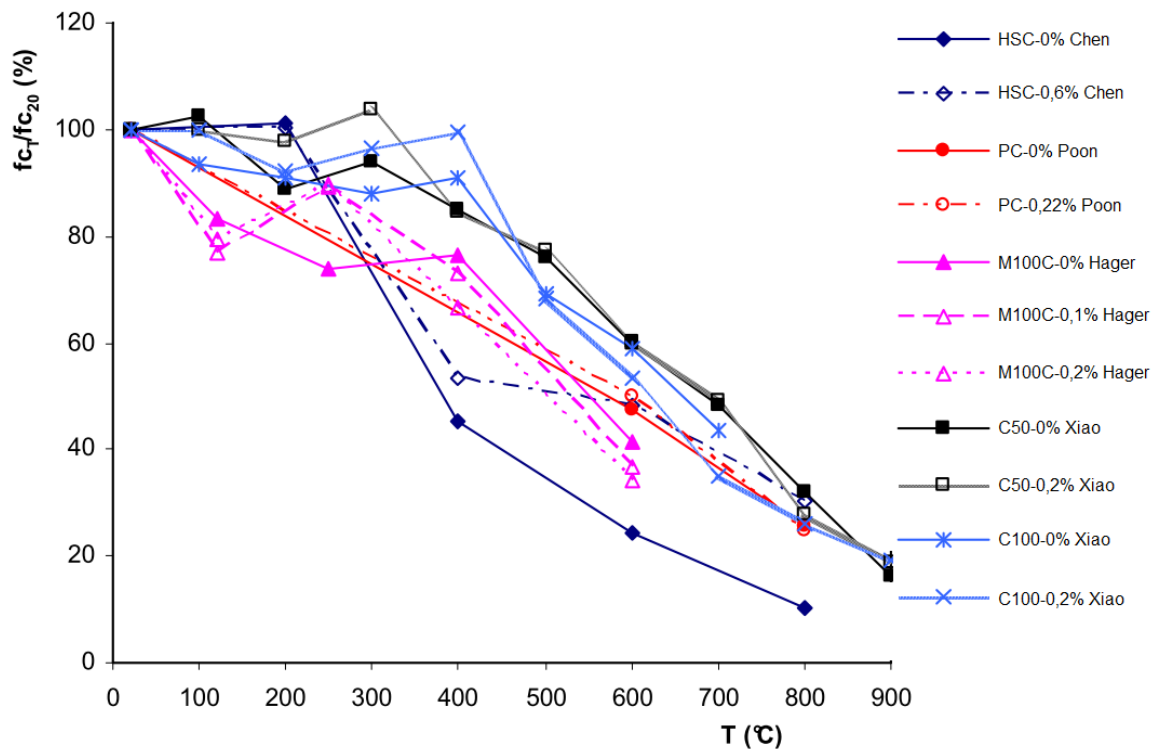


Figure 1.44 : Évolution de la résistance résiduelle et à chaud relative en compression en fonction de la température de bétons renforcés par différentes fractions volumiques en fibres de polypropylène.

Les travaux menés par Chen et ses collaborateurs [105] sur l'évolution de la résistance résiduelle des bétons fibrés de 0,6% de polypropylène montrent une augmentation plus significative après la température de 400°C (vitesse de montée en température 10°C/min).

L'étude de Poon et al. [103] est axée sur l'influence des fibres de polypropylène (0,22% en volume) dans les différentes compositions de béton avec ou sans fumée de silice. Deux cycles de chauffages 600°C et 800°C ont été réalisés avec une vitesse de chauffe de 2,5°C/min. Les résultats obtenus montrent, en présence de fumée de silice, une baisse de résistance résiduelle relative en compression de 4% et 7% après le chauffage à 600°C et 800°C (fibres de polypropylène).

Hager [106] a étudié l'influence des fibres de polypropylène sur la résistance en compression des bétons testés à chaud. La comparaison des résultats avec ceux déterminés sur le béton BHP non fibré montre que l'addition des fibres ne dégrade pas les résistances en compression des BHP à haute température. A 250°C, les résultats obtenus sur les bétons fibrés sont supérieurs à ceux obtenus sur les bétons non fibrés. Ceci peut s'expliquer par l'effet des fibres qui facilitent l'évaporation de l'eau tout en accélérant l'augmentation de la résistance.

A travers les travaux de Xiao et al. [107] sur la résistance résiduelle en compression des bétons de fibres de polypropylène, une légère amélioration de résistance est constatée. Les auteurs attribuent ce léger gain à la fusion de la fibre qui crée un canal poral permettant de réduire des pressions induites lors du chauffage. Cette baisse de pression limite ainsi la perte de résistance en compression.

L'étude comparative de la résistance à chaud et résiduelle réalisée par Hager [106] sur les bétons renforcés et non renforcés de fibres de polypropylène indique de meilleures performances à chaud.

### 1.3.3 Résistance en traction

#### 1.3.3.1 Comportement avec fibres d'acier

La Figure 1.45 rassemble les courbes de comportement en traction en fonction des températures d'essais.

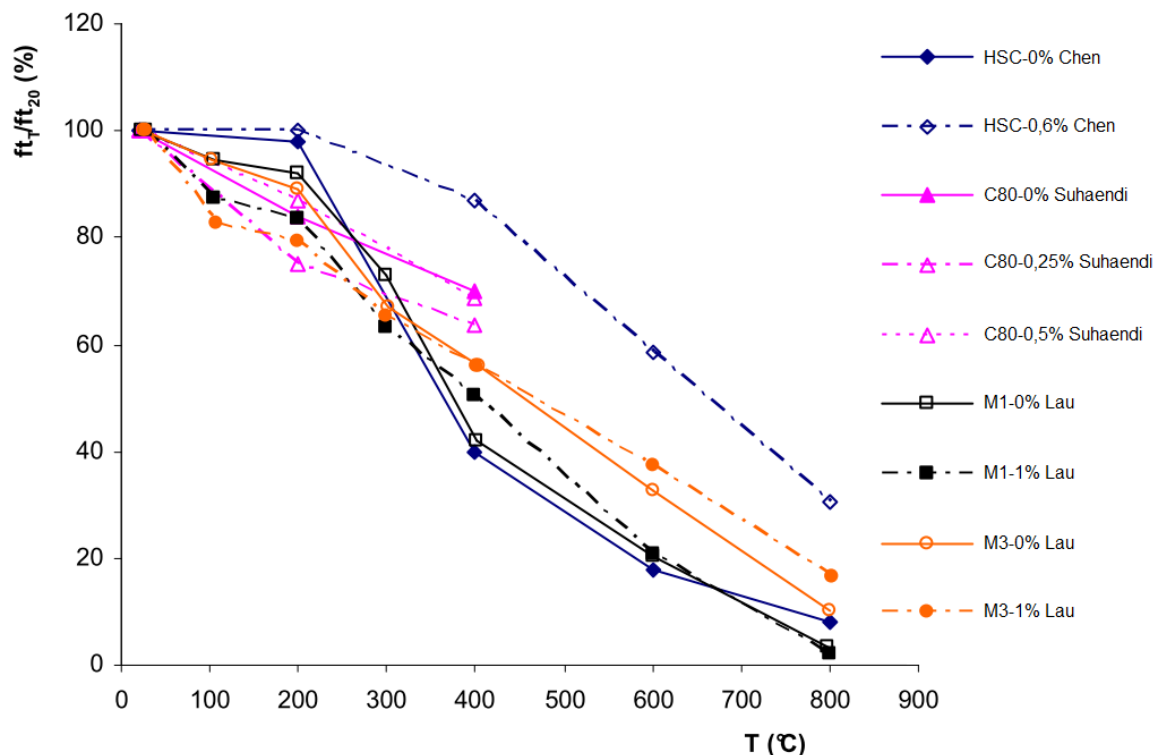


Figure 1.45 : Évolution de la résistance résiduelle relative en traction en fonction de la température de bétons renforcés par différentes fractions volumiques en fibres d'acier.

Les résultats montrent une diminution progressive avec la température de la résistance en traction avec fibres d'acier tout comme les bétons sans fibres. Les auteurs, à travers leurs études, ont montré que l'addition de fibres d'acier améliore nettement les résistances résiduelles.

Chen et al. [105] concluent que l'introduction d'une fraction volumique de 1% de fibres d'acier conduit à une augmentation de la résistance résiduelle relative en traction par fendage de 40% à la température de 400°C. A 800°C, elle est de 30%.

Cependant, les essais en traction par fendage menés par Suhaendi et al. [99] ne montrent pas d'amélioration notable de résistance résiduelle relative en traction avec les fractions volumiques de fibres d'acier de 0,25% et 0,5% pour un traitement thermique mené jusqu'à la température de 400°C.

Lau et al. [108] notent que la traction par flexion résiduelle des bétons fibrés d'acier à 1% n'est notable qu'à partir de 400°C. Cette amélioration s'atténue à 800°C pour les bétons ordinaires (M1) alors que les BHP (M3) affichent un gain de résistance résiduelle de l'ordre de 10%.

### 1.3.3.2 Comportement avec fibres de polypropylène

L'évolution de la résistance résiduelle relative à la traction obtenue par différents auteurs est illustrée par la Figure 1.46.

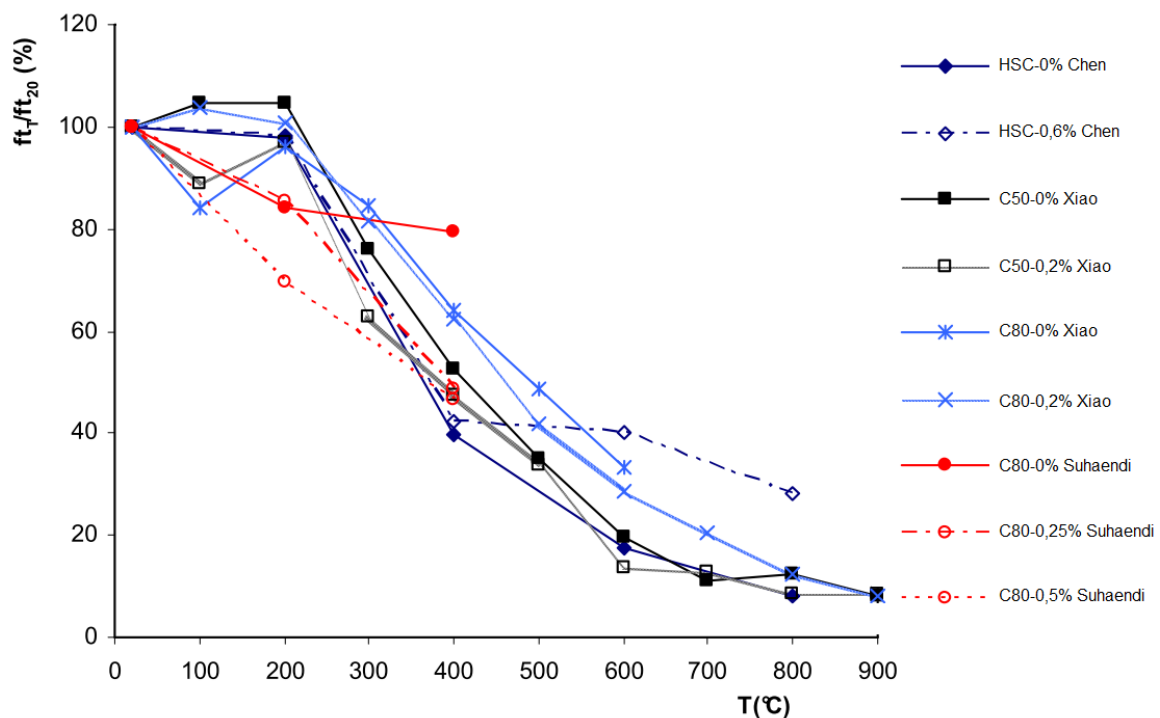


Figure 1.46 : Évolution de la résistance résiduelle relative en traction en fonction de la température de bétons renforcés par différentes fractions volumiques en fibres de polypropylène.

Sur un BHP renforcé de 0,6% de fibres de polypropylène, Chen et al. [105] n'observent pas d'influence significative des fibres jusqu'à la température de 400°C. Par contre, au-

delà de cette température, la résistance résiduelle relative augmente d'environ 20% par rapport aux bétons non fibrés pour des cycles de chauffage de 600°C et 800°C.

En revanche, les travaux de Xiao [107] montrent que l'influence de fibres de polypropylène sur la résistance en traction par flexion n'est pas significative.

La résistance résiduelle relative en traction par fendage obtenue après un cycle de chauffage de 400°C est pratiquement indépendante des longueurs ou du volume de fibres [99]. La perte de résistance est plus importante en comparaison aux bétons non fibrés. Les bétons sans fibres accusent une perte de résistance de 30% à 400°C, tandis que la perte pour le béton fibré est de l'ordre de 50% à cette même température [99].

### 1.3.4 Module d'élasticité

#### 1.3.4.1 Comportement avec fibres d'acier

La Figure 1.47 présente l'évolution du module d'élasticité résiduel [99] et à chaud [104] relatif des bétons fibrés et non fibrés d'acier.

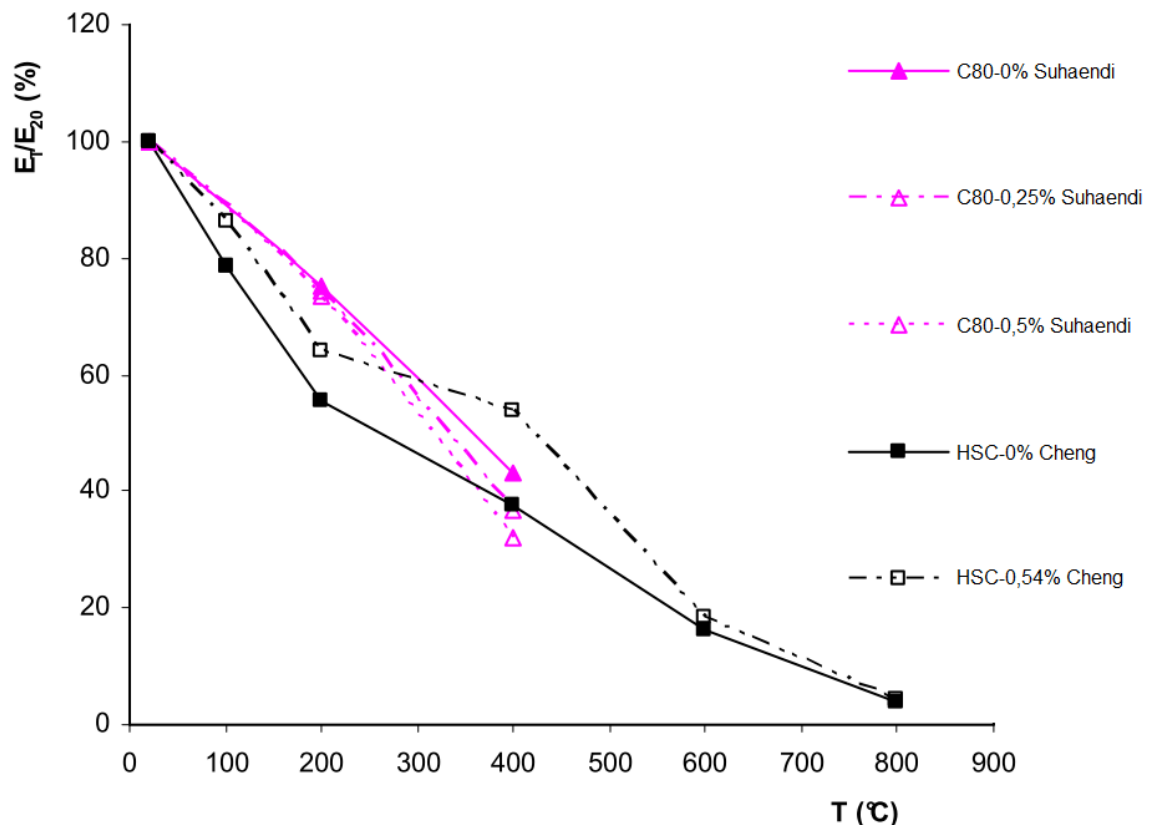


Figure 1.47 : Évolution du module d'élasticité résiduel et à chaud relatif en fonction de la température de bétons renforcés par différentes fractions volumiques en fibres d'acier.

Le module d'élasticité décroît de façon quasi-linéaire avec l'élévation de température. L'exemple de la Figure 1.47 montre que l'introduction des fibres d'acier ne modifie pas l'allure des courbes.

Les résultats des travaux de Suhaendi et al. [99] révèlent que l'ajout de fibres d'acier avec un dosage de 0,25% et 0,5% n'apportent pas d'amélioration appréciable sur le module d'élasticité résiduel. Cependant, Cheng et al. [104] constatent une influence positive des bétons contenant de 0,54% de fibres d'acier sur le module d'élasticité résiduel jusqu'à la température de 400°C. Au-delà de cette température, l'apport d'acier n'est plus significatif.

### 1.3.4.2 Comportement avec fibres de polypropylène

Les travaux de Hager [106] et Suhaendi [99] sur le module d'élasticité à chaud et résiduel sont synthétisés sur la Figure 1.48.

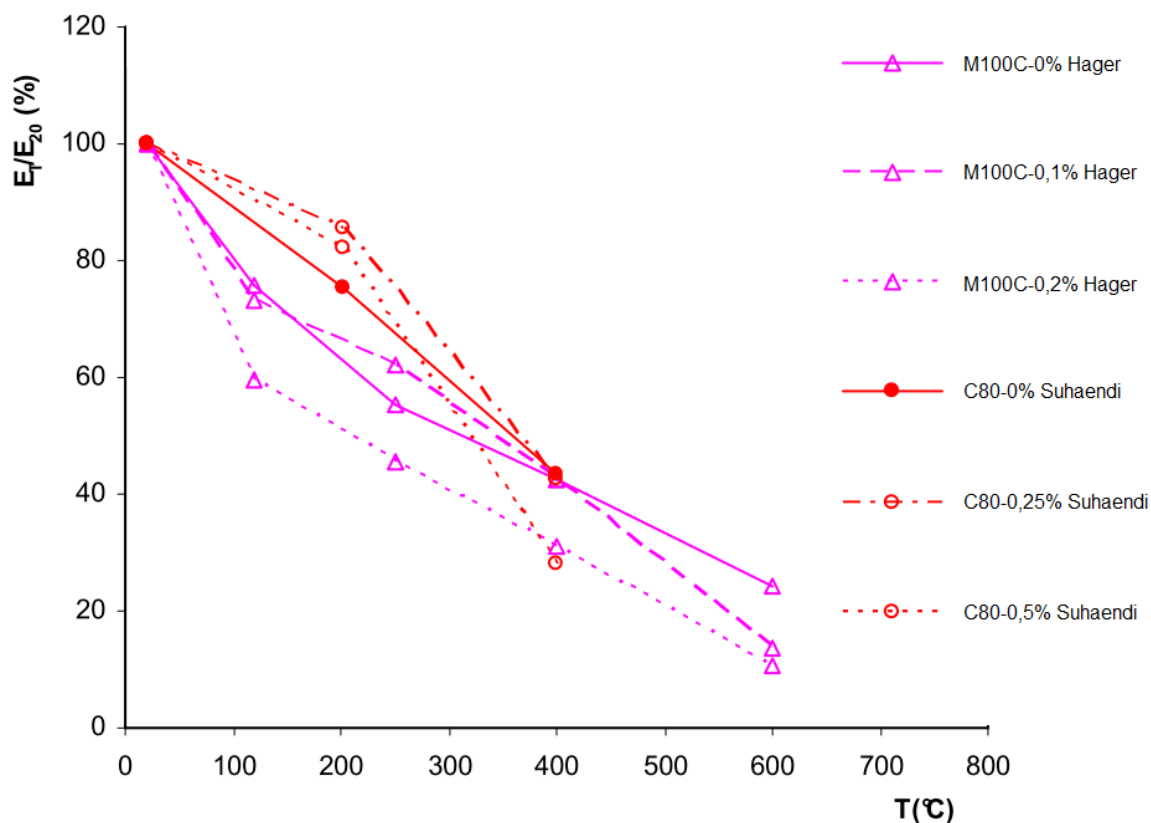


Figure 1.48 : Évolution du module d'élasticité résiduel et à chaud relatif en fonction de la température de bétons renforcés par différentes fractions volumiques en fibres de polypropylène.

Les travaux de Hager [106] portent sur l'évolution du module d'élasticité à chaud des bétons contenant de 0,1% et 0,2% de fibres de polypropylène. Les résultats montrent généralement une baisse de module d'élasticité des bétons fibrés par rapport aux non fibrés. Les travaux de Suhaendi [99] montrent aussi une baisse du module d'élasticité résiduel des bétons contenant de 0,25% et 0,5% de fibres de polypropylène soumis à une vitesse de chauffe de 10°C/min jusqu'aux températures de 200°C et 800°C.

La baisse du module d'élasticité est fortement corrélée au volume de fibres de polypropylène. Les comportements du module d'élasticité résiduel et du module d'élasticité à chaud sont identiques à ceux des bétons sans fibres.

## 1.4 Conclusion

L'étude bibliographique du comportement thermomécanique du béton nous permet de mettre en évidence certains phénomènes physiques qui peuvent apparaître notamment lors de la dégradation du matériau. Cette étude, dans sa première partie, a révélé que l'évolution des propriétés mécaniques est fortement liée à l'évolution de la microstructure, au départ de l'eau et aux réactions de déshydratation. Ceci se traduit par l'évolution de la microfissuration thermique, et par l'augmentation non négligeable de la perméabilité des matériaux à matrice cimentaire (que ce soit après traitement thermique ou sous température).

Parmi les principaux paramètres significatifs qui influencent le comportement du mortier ou du béton à haute température sont la présence et la quantité d'eau dans le matériau.

La quantité d'eau dans le béton dépend du rapport E/C. Cette eau présente dans la matrice cimentaire sous forme d'eau libre, eau capillaire, eau adsorbée et eau chimiquement liée aux hydrates de ciment. Durant l'augmentation de la température, l'eau a une tendance à partir du matériau en commençant par l'eau libre ou faiblement liée, puis progressivement à la déshydratation des hydrates du gel CSH. L'eau présente sous forme liquide et celle présente sous forme de vapeur modifie significativement les propriétés thermiques mais aussi mécaniques. Ceci est particulièrement marqué dans le cas des bétons à haute performance : l'augmentation de la pression de la vapeur contribue de façon significative dans l'apparition du phénomène d'écaillage. La microstructure du béton est modifiée et s'accompagne d'une perte de résistance mécanique et de masse.

Dans la deuxième partie de l'étude bibliographique, sont présentées la description du matériau de fibres et ses différentes réponses au comportement mécanique et à leurs mécanismes à température ambiante. Les fibres, dans le mortier ou béton, apportent de nombreux avantages, notamment sur le comportement mécanique sous sollicitation de traction. De plus, l'ajout des fibres dans une matrice cimentaire augmente la capacité à contrôler les fissures, comme des absorbeurs d'énergie, par leur capacité à transférer les charges, par leur résistance en traction.

L'influence des fibres d'acier et de polypropylène sur le comportement du béton à haute température est présentée dans sa troisième partie. Certains auteurs ont montré une instabilité thermique à température élevée des bétons contenant de fibres d'acier. L'état hydrique, la vitesse de montée en température, la teneur en fibres peuvent être des facteurs influençant de tels phénomènes. D'une façon générale, l'influence des fibres d'acier sur les propriétés mécaniques résiduelles est bénéfique. Cette amélioration apportée par les fibres d'acier varie suivant les auteurs.

Les fibres de polypropylène, en fondant dès 170°C, sont supposées créer une porosité permettant de limiter les pressions dues à l'évaporation de l'eau lors du traitement thermique, et ainsi de réduire le risque d'instabilité thermique du béton. L'analyse des propriétés mécaniques conduit à des avis divergents. Certains auteurs constatent une amélioration des propriétés qui semble être liée à l'évacuation rapide de l'eau du matériau et la réduction des pressions induites lors de la montée en température. En revanche, d'autres auteurs notent une influence négative. Néanmoins, les conditions expérimentales telles que la vitesse de montée en température, l'état hydrique du matériau varient suivant les auteurs.

Le comportement au feu des bétons renforcés par des fibres présente une préoccupation majeure pour les chercheurs. À notre connaissance peu d'études ont pris en compte les effets des températures élevées sur les caractéristiques physiques et mécaniques sur des bétons renforcés de fibres de différentes natures.

Dans le but de contribuer à la valorisation de ce type de matériau, classé comme un matériau de type nouveau, notre recherche va porter sur l'étude du comportement mécanique des matériaux cimentaires renforcés de fibres d'acier, de fibres de polypropylène et un ensemble de fibres d'acier et de fibres de polypropylène à la température ambiante et à haute température. L'influence des différentes fibres en fonction de la nature du liant, le mode de cure, la vitesse de chauffe et les cycles de chauffage refroidissement sur les caractéristiques physiques et mécanique sera étudiée.

**CHAPITRE 2**  
**MATÉRIAUX ET MÉTHODES EXPÉRIMENTALES**



Chapitre 2

**Matériaux et méthodes expérimentales**

**Préambule :** Ce chapitre présente les types de mortiers et les nuances de fibres utilisés durant cette étude. La fabrication de tels mortiers (mortiers fibrés) nécessite de prendre des précautions dans la mise en œuvre et notamment la dispersion des fibres. Dans la suite du chapitre, les techniques expérimentales mises en œuvre pour caractériser le comportement thermomécanique sont décrites. Les essais mécaniques de flexion quatre points, de compression et au poinçonnement sont présentés : géométries des éprouvettes, modes opératoires et techniques de mesures.

**2.1 Procèdes de fabrication des mortiers**

**2.1.1 Liants**

Les mortiers sont confectionnés avec trois types de liants :

- Un ciment Portland CEM I 52,5 N CE PM-ES-CP2 NF, noté CEM I.
- Un ciment Portland CEM I 52,5 N CE PM-ES-CP2 NF avec ajout de la fumée de silice, noté CEM I+FS.
- Un ciment CEM III/A 52,5 L CE PM-ES-CP1 NF, noté CEM III.

**2.1.1.1 Ciment CEM I 52,5 N CE PM-ES-CP2 NF**

Le ciment Portland utilisé est un CEM I 52,5 N de l’usine du Teil, commercialisé par Lafarge. Ce ciment est constitué principalement de 95% de clinker, dont le détail des compositions chimique et minéralogique (Bogue) est reporté sur le Tableau 2.1.

Eléments	SiO <sub>2</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	CaO	MgO	K <sub>2</sub> O	NaO <sub>2</sub>	SO <sub>3</sub>	RI	PAF	CaO <sub>l</sub>
%	22,40	2,96	2,33	66,60	0,95	0,15	0,10	2,13	0,20	1,59	0,50
	C <sub>3</sub> S = 65,3		C <sub>2</sub> S = 18,6		C <sub>3</sub> A = 4,35		C <sub>4</sub> AF = 7,14				

RI : résidus insolubles ; PAF : perte au feu ; CaO<sub>l</sub> : chaux libre.

*Tableau 2.1 : Compositions chimique et minéralogique du ciment CEM I 52,5 N.*

Le diffractogramme (Figure 2.1) réalisé sur le ciment anhydre montre bien la présence des différentes phases cristallines : les quatre minéraux essentiels (C<sub>3</sub>S, βC<sub>2</sub>S, C<sub>3</sub>A et C<sub>4</sub>AF) responsables de la prise et du durcissement du ciment et le gypse (CaSO<sub>4</sub>.2H<sub>2</sub>O) régulateur de prise. Les deux silicates de chaux C<sub>3</sub>S et βC<sub>2</sub>S ont un grand nombre de raies de diffractions superposées. Le silicate dicalcique présente une raie spécifique à 2,878 Å. Le silicate tricalcique est identifié par plusieurs raies dont les intensités montrent que sa quantité est très importante dans ce ciment.

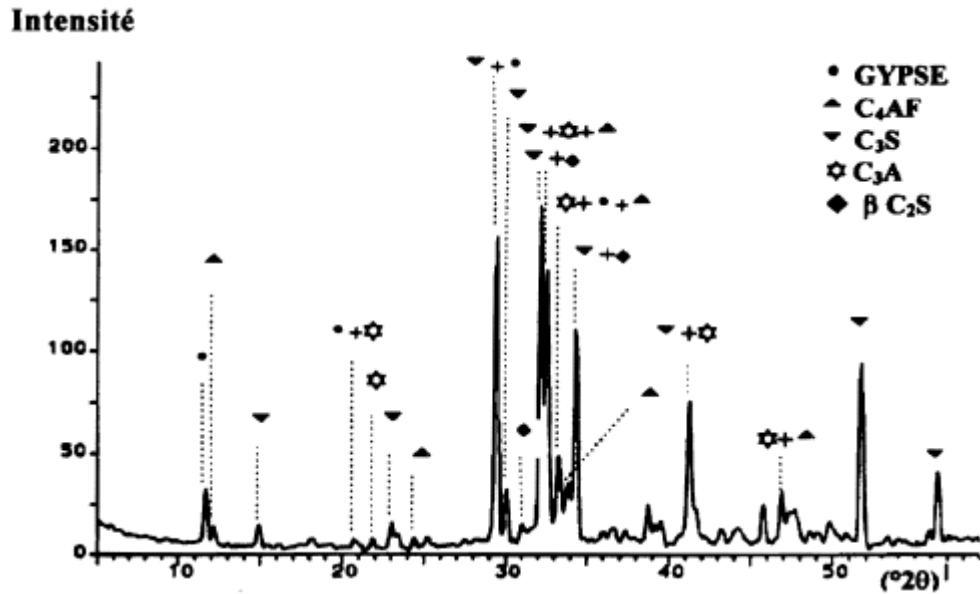


Figure 2.1 : Diffractogramme du ciment anhydre CEM I 52,5 N (rayonnement  $\text{ka. Cu}$  filtré).

Une analyse granulométrique a été réalisée à l'aide d'un granulomètre laser (CILAS 1180), fonctionnant en multitâches sous Windows. Il permet d'allier la puissance de traitement et la simplification d'utilisation (Figure 2.2).

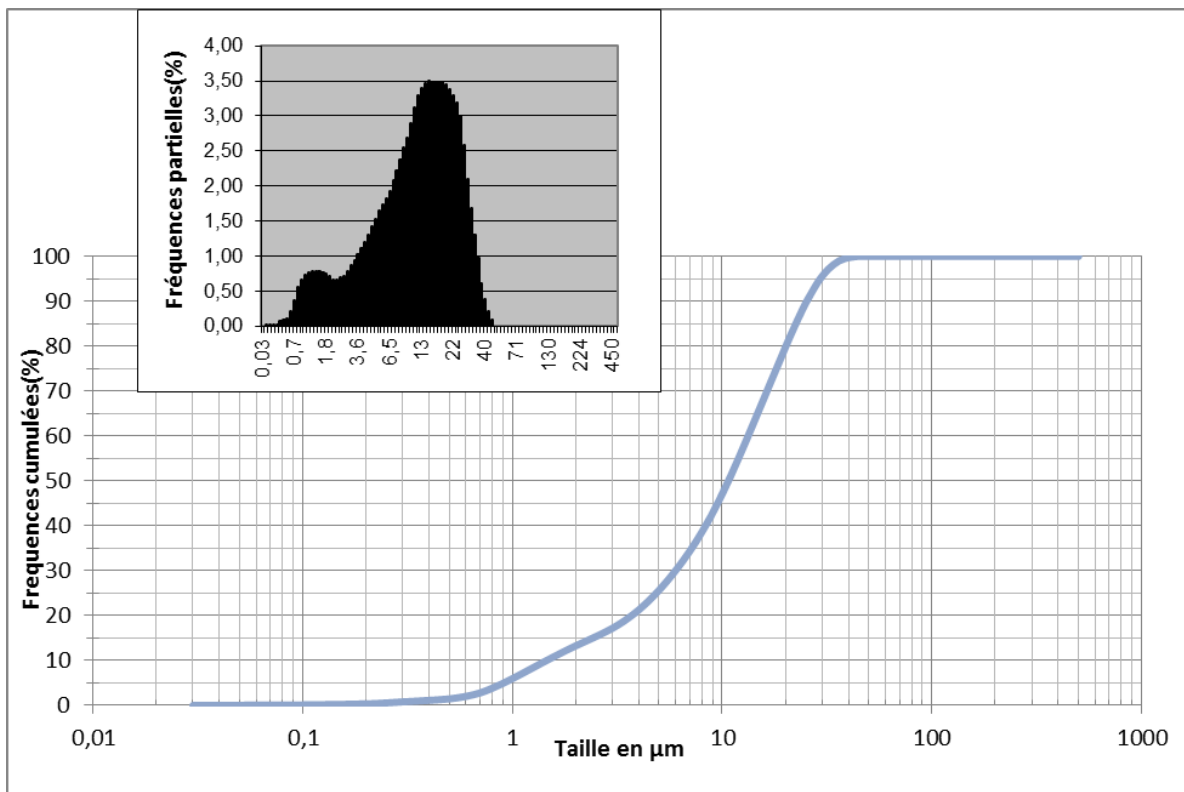


Figure 2.2 : Distribution granulométrique du ciment anhydre CEM I 52,5 N.

Sur les courbes granulométriques partielle et cumulée du ciment anhydre (Figure 2.2), on peut observer une granulométrie continue moyenne entre 0,03 et 45  $\mu\text{m}$ .

Le taux de particules de diamètre inférieur à 40  $\mu\text{m}$  (90%) reflète bien la finesse élevée du ciment, ce qui accroît la cinétique d'hydratation. La fréquence moyenne se situe autour de 10  $\mu\text{m}$ . La surface spécifique Blaine (SSB) est  $3600 \text{ cm}^2 \cdot \text{g}^{-1}$ .

### 2.1.1.2 Ciment CEM I 52,5 N avec ajout minéral fumée de silice

Le 2<sup>ème</sup> liant utilisé est obtenu par une substitution partielle du ciment CEM I 52,5 N avec la fumée de silice (Pechiney DM). Les mortiers sont réalisés à partir de mélanges comportant une teneur en fumée de silice fixée à 8%. Le dosage de 8% en fumée de silice est justifié par la norme NFP 18-502 qui, compte tenu de sa très grande finesse et de sa très grande réactivité avec la portlandite libérée par l'hydratation du ciment, limite la proportion à 10%. Le rapport eau/(ciment + fumée de silice) est fixé à 0,5.

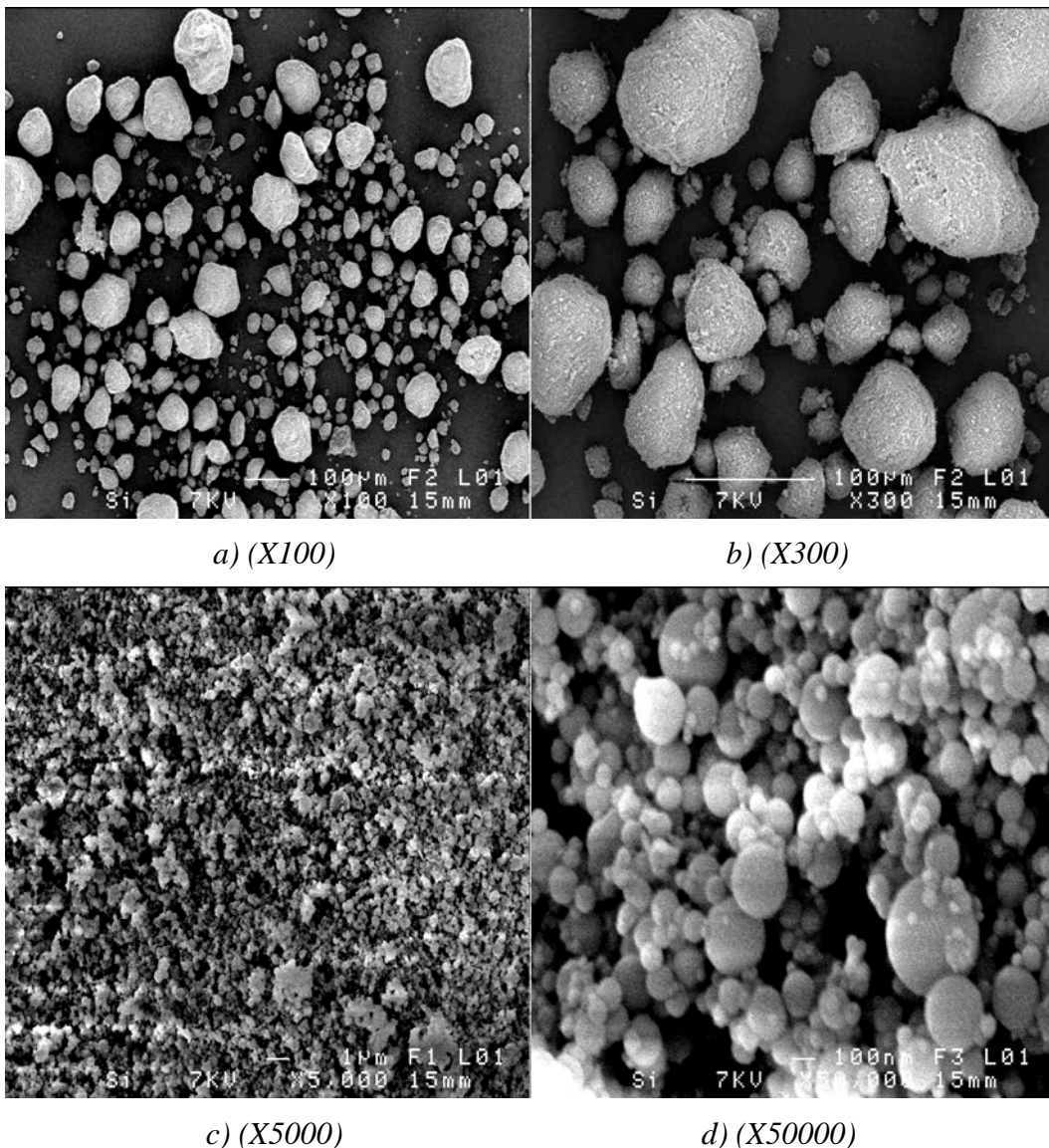


Figure 2.3 : Observations MEB de la fumée de silice.

Les observations au microscope électronique à balayage (MEB) montrent que les particules de fumée de silice présentent une forme sphérique assez régulière mais de taille

très variable (de 10 nm à 1 µm). Les particules élémentaires peuvent s'assembler pour former des agrégats ayant un diamètre de quelques dizaines de microns (Figure 2.3).

La Figure 2.4 montre que la granulométrie du liant CEM I+FS est semblable à celle du ciment CEM I seul. On peut dire que l'introduction de 8% des particules fines de fumée de silice n'a pas d'effet sur la granulométrie du liant (ciment + fillers siliceux).

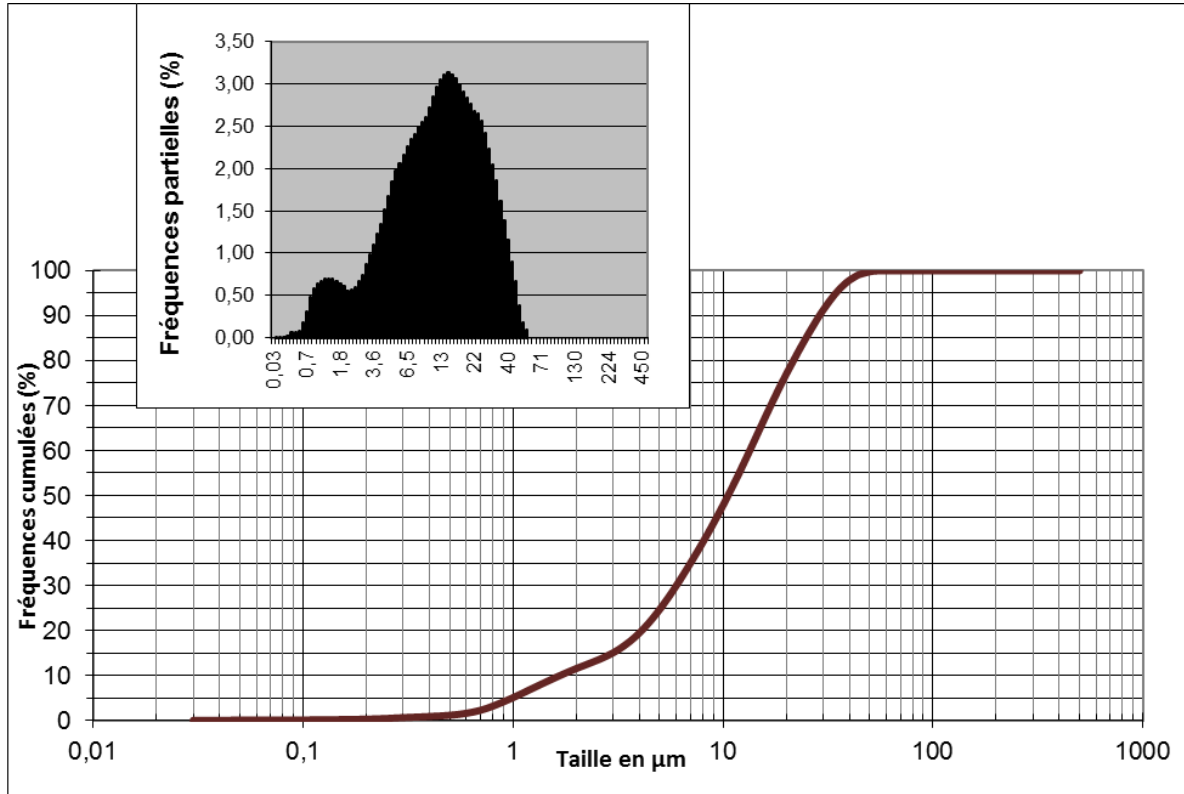


Figure 2.4 : Distribution granulométrique du ciment CEM I 52,5 N + FS.

### 2.1.1.3 Ciment CEM III/A 52,5 L CE PM-ES-CP1 NF

Le 3<sup>ème</sup> liant utilisé dans notre travail est un ciment CEM III/A 52,5 L de l'usine du Havre, commercialisé par Lafarge. C'est un ciment à base de laitier, il contient principalement 62% de laitier et 37% de clinker. Sa composition chimique et minéralogique est illustrée sur le Tableau 2.2.

Eléments	SiO <sub>2</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	CaO	MgO	K <sub>2</sub> O	NaO <sub>2</sub>	SO <sub>3</sub>
%	29,12	8,85	1,02	50,40	5,35	0,70	0,19	2,49
	C <sub>3</sub> S = 67,5		C <sub>2</sub> S = 10,7		C <sub>3</sub> A = 2,64		C <sub>4</sub> AF = 12,8	

Tableau 2.2 : Compositions chimique et minéralogique du ciment CEM III/A 52,5 L.

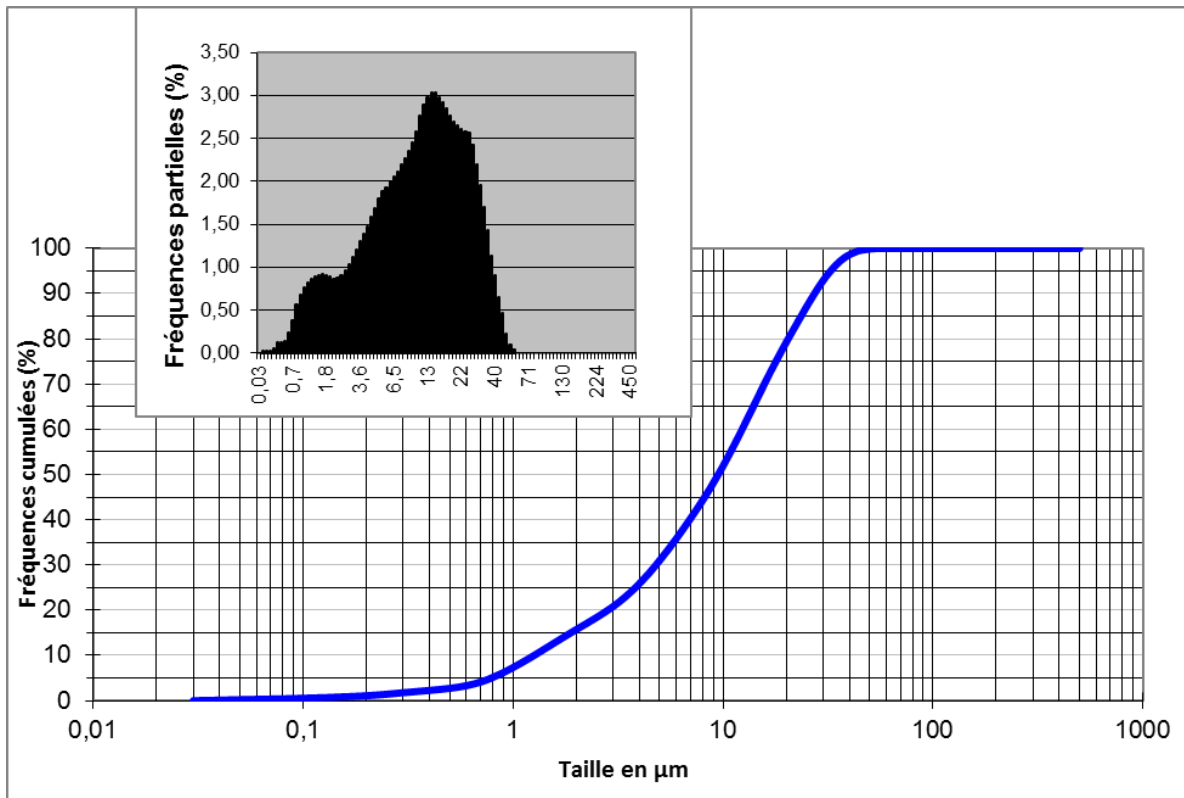


Figure 2.5 : Distribution granulométrique du ciment CEM III/A 52,5.L.

Le taux de particules de diamètre inférieur à 50 µm (90%) montre bien que le ciment est finement broyé. La fréquence moyenne se situe autour de 13 µm (Figure 2.5). La surface spécifique Blaine (SSB) est 4300 cm<sup>2</sup>.g<sup>-1</sup>.

### 2.1.2 Sable normalisé

Les mortiers sont confectionnés avec un sable normalisé CEN 196-1 conforme à la norme ISO 679. Ce sable naturel siliceux a une masse volumique réelle égale à 2640 kg/m<sup>3</sup>. Sa teneur en eau est inférieure à 0,2%. La composition granulométrie déterminée par tamisage est conforme aux exigences de la norme EN 196-1, elle est donnée par la Figure 2.6.

La dimension maximale du sable est  $d_{\max} = 2$  mm. Ce sable est inerte d'un point de vue chimique de par sa composition principalement siliceuse.

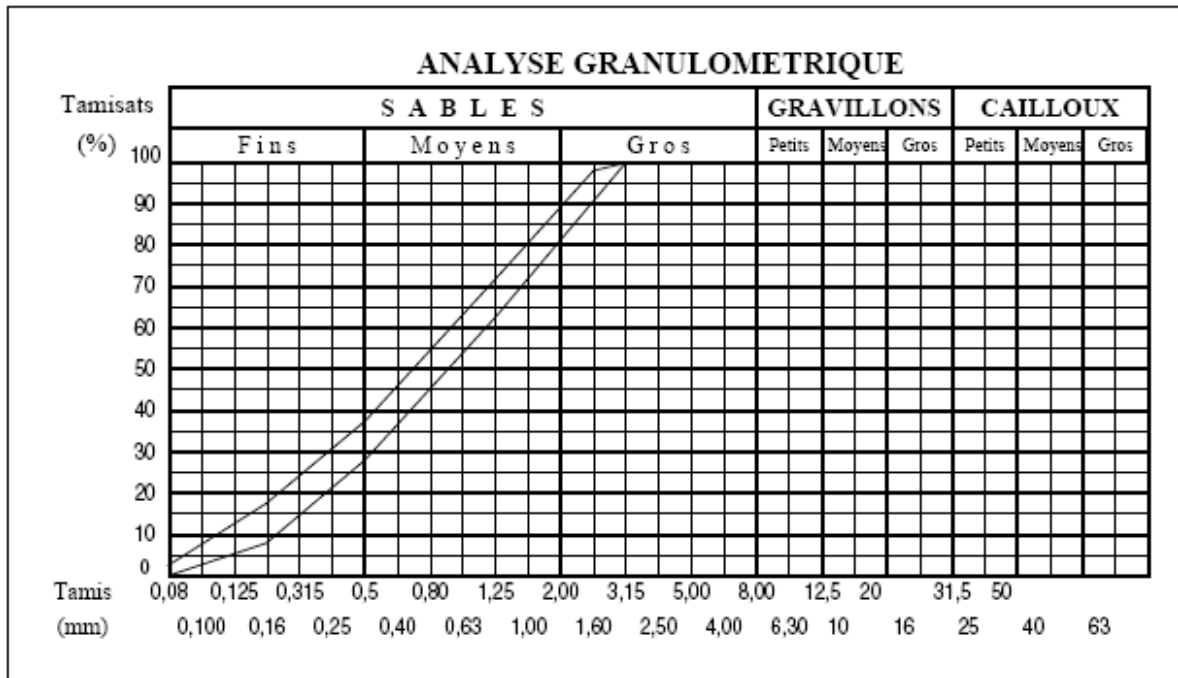


Figure 2.6 : Composition granulométrique du sable de référence CEN.

### 2.1.3 Fibres utilisés

Le choix des fibres de renforcement est effectué en tenant compte des données structurales et géométriques. Notre étude porte sur le comportement des mortiers fibrés en température : nous avons donc choisi des fibres de polypropylène et des fibres d'acier. La géométrie des fibres doit être sélectionnée en tenant compte de la taille des granulats. En effet, le pontage des fissures n'est efficace que si la longueur des fibres est plus importante que la taille maximale des granulats [54]. Les fibres d'acier (fibres métalliques) agissent dès les plus faibles ouvertures de fissures en conférant au matériau des résistances en traction et en flexion améliorées. Les fibres de polypropylène (fibres synthétiques), quant à elles, entrent en action de manière plus progressive en pontant les macro fissures et permettent de maintenir une résistance post-pic élevée jusqu'à des ouvertures très larges. Les caractéristiques de ces deux types de fibres sont détaillées dans le Tableau 2.3.

Fibre	Nature	Longueur L (mm)	Diamètre d (µm)	Rapport L/d	Masse volumique $\rho$ (Kg/m <sup>3</sup> )	Module d'élasticité E (GPa)	Fusion (°C)	Résistance en traction $\sigma$ (GPa)
Acier	Acier inoxydable	25	250	100	7850	200	1400	1 ÷ 3
Polypropylène	Organique haute résistance aux sels	12	18	667	910	6	170	0,55

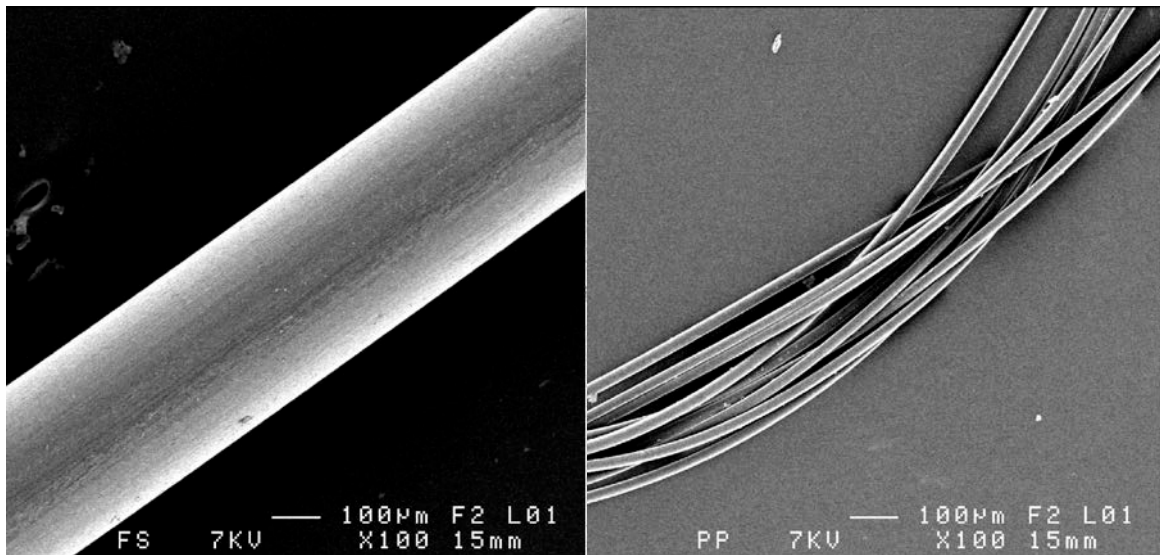
Tableau 2.3 : Caractéristiques des fibres utilisées comme renforts dans nos mortiers (données fournisseurs).

La Figure 2.7 présente les photographies de ces différents types de fibres.



a) Cliché de fibres d'acier.

b) Cliché de fibres de polypropylène.



c) Image de la fibre d'acier (MEB).

d) Image de la fibre de polypropylène (MEB).

Figure 2.7 : Types de fibres.

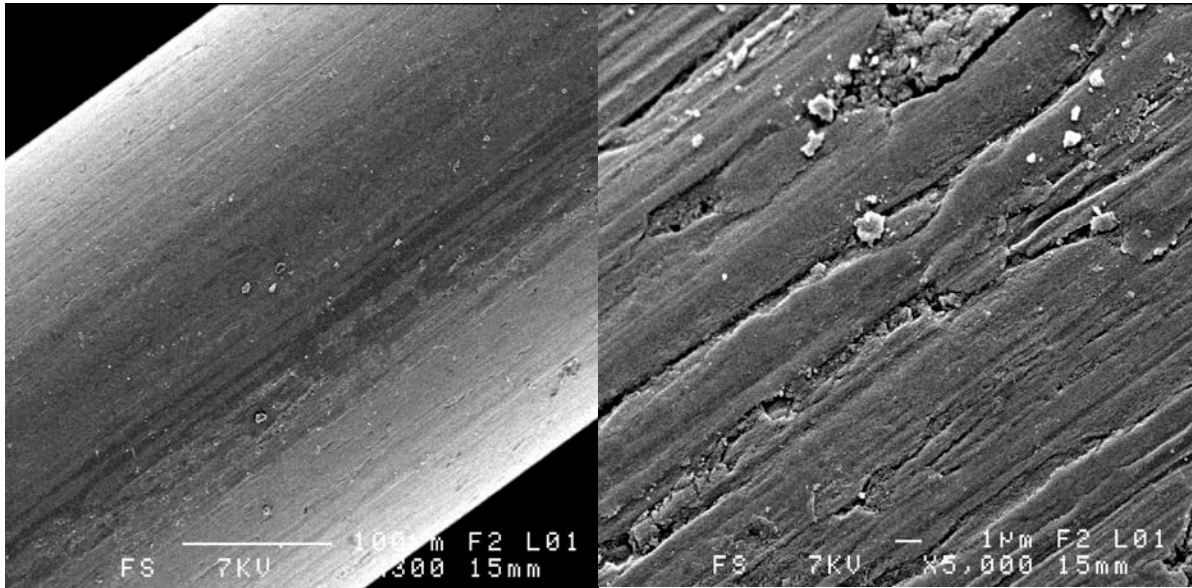


Figure 2.8 : Observations MEB des fibres d'acier.

Les observations au MEB des fibres d'acier sont présentées sur la Figure 2.8. Le diamètre ainsi mesuré est de l'ordre de 400 µm ; elles sont striées longitudinalement lors de leur conception.

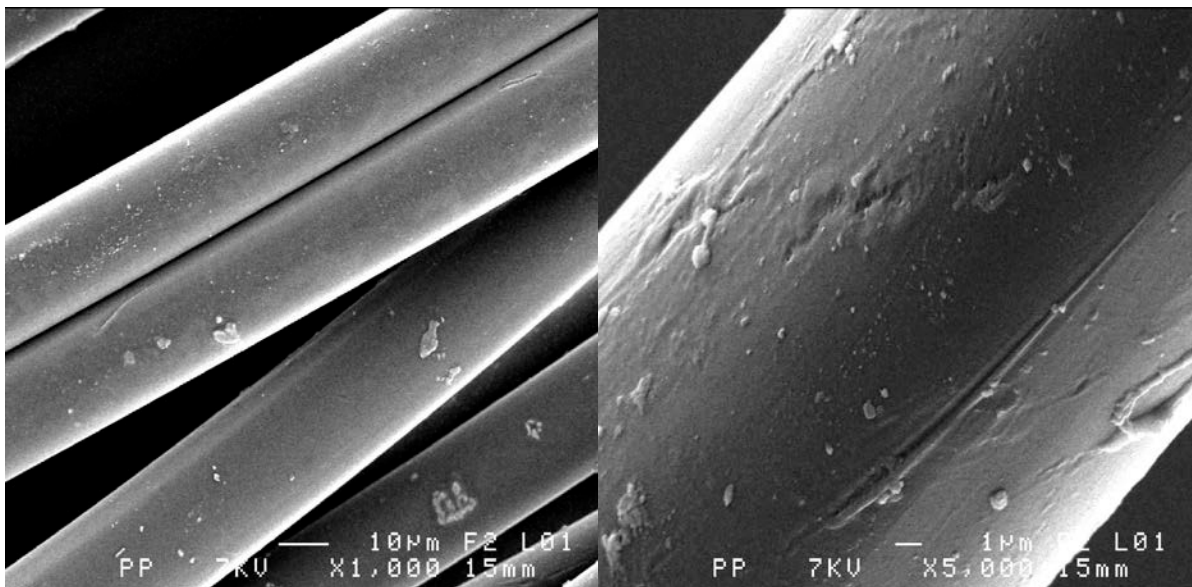


Figure 2.9 : Observations MEB des fibres de polypropylène.

Les observations des fibres de polypropylène sont reportées sur la Figure 2.9. Le diamètre ainsi mesuré est de l'ordre de 25 µm. La surface est relativement régulière, seules quelques stries apparaissent longitudinalement.

La Figure 2.10 et le Tableau 2.4 montrent que les fibres d'acier sont zinguées pour limiter l'oxydation.

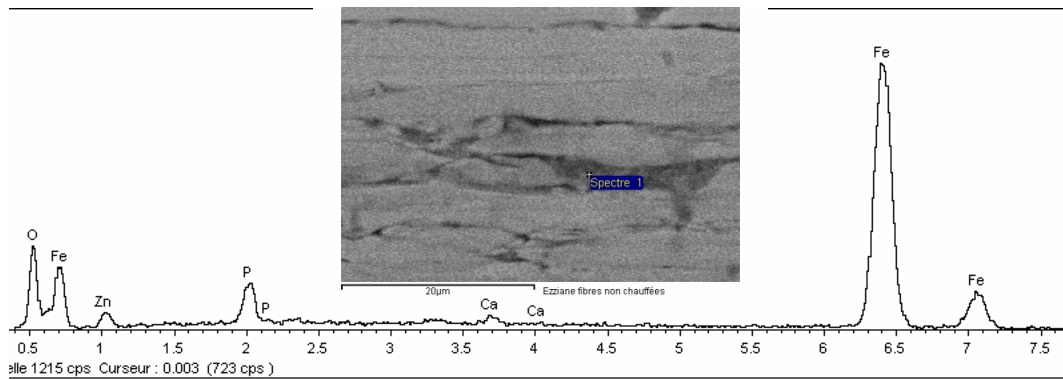


Figure 2.10 : Microanalyse EDS d'une fibre d'acier.

Elément	%Masse	%Atomique
O	12.38	32.32
P	4.05	5.46
Ca	0.74	0.77
Fe	78.02	58.37
Zn	4.81	3.07

Tableau 2.4 : Microanalyse EDS d'une fibre d'acier.

### 2.1.4 Procédure de préparation des éprouvettes

L'organigramme de la Figure 2.11 regroupe les étapes nécessaires à la mise en œuvre des éprouvettes d'essais par coulage sous vibration.

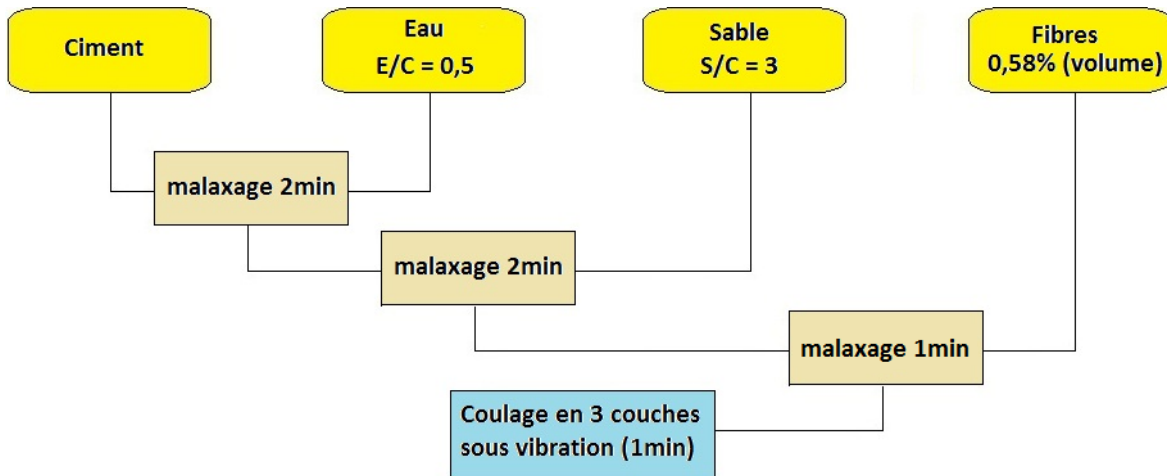


Figure 2.11 : Organigramme d'élaboration des éprouvettes en mortier fibré.

### 2.1.5 Etape préliminaire

L'étude de la composition d'un mortier de fibres est complexe car il ne s'agit pas d'ajouter des fibres à un mortier normal, il ne peut pas être abordé en termes d'équivalence [109]. C'est pourquoi les compositions ont été optimisées en vue de satisfaire à la fois un comportement rhéologique du mortier frais, mis en évidence par des tests d'ouvrabilité, conforme aux recommandations usuelles et un comportement mécanique du mortier à l'état durci, résistances en compression et en traction qui avoisinent le but visé.

Le choix de la quantité de fibres s'appuie sur différents critères. Une teneur élevée en fibres permet d'améliorer les performances mécaniques mais entraîne en contrepartie des problèmes d'ouvrabilité et de ségrégation à l'état frais.

Des essais préliminaires de mise en œuvre du mortier renforcé de fibres d'acier et de fibres de polypropylène avec différents dosages ont été réalisés. Les résultats ont montré qu'avec un dosage en fibres de 0,58% en volume permet de conserver des ouvrabilités correctes sans ajout de super plastifiant. Ce choix, très souvent utilisé, est dicté par un certain nombre d'auteurs pour éviter la formation de boules hérissées de fils «oursins » [40].

Le dosage de 0,58% équivaut à une masse respective de :

- 45 kg/m<sup>3</sup> pour les fibres d'acier (FA) seules.
- 5 kg/m<sup>3</sup> pour les fibres de polypropylène (FPP) seules.
- (22,5 FA+2,5 FPP) kg/m<sup>3</sup> pour un cocktail de fibres.

Quatre groupes de mortiers sont étudiés : un groupe sans fibres, un groupe contenant les fibres d'acier, un groupe contenant les fibres de polypropylène et un groupe de mortier hybride contenant des fibres d'acier et des fibres de polypropylène. Les mortiers fibrés ont pratiquement la même composition ; ils contiennent 0,58% en volume de fibres et diffèrent essentiellement par la nature des fibres incorporées et le type des liants (Tableau 2.5).

La nomenclature des différents mortiers est la suivante :

- 1- MN : mortier normal à base de CEM I sans fibres.
- 2- MS : mortier normal à base CEM I + FS sans fibres.
- 3- ML : mortier normal à base CEM III sans fibres.
- 4- MNA : mortier normal à base de CEM I renforcé avec fibres d'acier.
- 5- MSA : mortier normal à base de CEM I + FS renforcé avec fibres d'acier.
- 6- MLA : mortier normal à base de CEM III renforcé avec fibres d'acier.
- 7- MNP : mortier normal à base de CEM I renforcé avec fibres de polypropylène.
- 8- MNAP : mortier normal à base de CEM I renforcé avec fibres mixtes d'acier et de polypropylène.

Mortiers	% Massique								
	Types	Nature de liants			Sable normalisé	Nature de fibres		Eau efficace	E <sub>eff</sub> /C
		CEM I 52,5	92% CEM I 52,5+8% FS	CEM III		acier	polypropylène		
Sans fibres	MN	22,2			66,7			11,1	0,5
	MS		22,2		66,7			11,1	0,5
	ML			22,2	66,7			11,1	0,5
Avec fibres d'acier	MNA	21,8			65,4	2,0		10,9	0,5
	MSA		21,8		65,4	2,0		10,9	0,5
	MLA			21,8	65,4	2,0		10,9	0,5
Avec fibres de polypropylène	MNP	22,2			66,5		0,2	11,1	0,5
Hybride	MNAP	22,0			65,9	1,0	0,1	10,99	0,5

Tableau 2.5 : Composition des différents mortiers.

### 2.1.6 Mise en œuvre des éprouvettes de mortier fibré

Les éprouvettes sont préparées en mélangeant une quantité contrôlée de fibres, de mortier et d'eau. Plusieurs lots de mortiers ont été utilisés sur toute la durée de la thèse. Ainsi pour chaque nouveau lot, des éprouvettes de référence ont été coulées puis testées. C'est pourquoi les courbes de comportement du matériau de référence ne sont pas forcément identiques pour les mêmes conditions de températures d'essais, ceci met en évidence la variabilité des performances d'un même mortier fibré entre différents lots d'élaborations.

Le gâchage comme le malaxage sont des opérations délicates. Il faudrait, d'une part, s'assurer d'une qualité d'enrobage acceptable, une bonne dispersion des fibres et d'autre part, éviter la ségrégation des granulats. La durée du malaxage et la vitesse de malaxage sont des facteurs primordiaux dans l'homogénéité du mélange. De plus, l'ordre d'introduction des constituants dans le malaxeur peut éventuellement influencer les caractéristiques de la pâte.

Tous les mélanges ont été gâchés en suivant le même protocole, dans un malaxeur à axe vertical d'une capacité de 10 litres.

L'eau est ajoutée au ciment, puis l'ensemble est malaxé jusqu'à l'obtention d'une pâte. Ce premier malaxage dure deux minutes. Ensuite, le sable est ajouté graduellement à la pâte puis malaxé jusqu'à homogénéisation pendant deux minutes. Dans le cas des mortiers fibrés, les fibres sont ajoutées et dispersées manuellement dans une dernière étape. Les mélanges sont malaxés une minute après l'introduction du dernier constituant. Cette dernière étape permet d'assurer une meilleure dispersion des fibres dans le mortier et une bonne homogénéisation du mélange. Les moules sont remplis en trois couches d'égale épaisseur, chaque couche étant compactée par la mise en marche de la table vibrante pendant 20 secondes.

### 2.1.7 Mode de conservation des échantillons

Nous avons considéré deux modes de conservations des éprouvettes :

a- Cure sèche : Les moules pleins sont pesés et conservés en salle humide (20°C, 95% HR) pendant 24 h. Après démoulage, les éprouvettes sont pesées et stockées en salle humide pendant 6 jours puis en salle sèche où règnent une température de 20°C et une hygrométrie relative de 50%.

b- Cure humide : Les moules pleins sont pesés et conservés en salle humide (20°C, 95% HR) pendant 24 h. Après démoulage, les éprouvettes sont pesées et stockées dans un bain d'eau où règne une ambiance régulée de 20°C (100% HR).

Les éprouvettes ainsi préparées feront l'objet éventuellement d'un traitement thermique et d'essais appropriés à 28 jours.

## 2.2 Caractérisation des mortiers à l'état frais

L'ouvrabilité du mortier conventionnel peut être mesurée soit avec des méthodes à base d'écoulement statique (cône d'Abrams, Boule de Kelly, etc.) ou par des méthodes à base d'écoulement dynamique (Ve-Be, méthode du maniabilimètre LCPC, table à secousse, etc.). Mais, pour le béton de fibres, les chercheurs ont utilisé pratiquement les mêmes

appareils que ceux utilisés pour l'étude du béton et mortier frais, tout en essayant d'éliminer ou de modifier certains appareils qui paraissent mal adaptés pour l'étude du béton de fibres. Ils ont constaté que l'ouvrabilité d'un béton de fibres est fonction du dosage en volume de fibres, de l'élançement de la fibre, des dimensions des granulats et leur quantité relative, de la surface des fibres [110], [111] et [112].

Parmi ces essais, le plus utilisé est celui du cône d'Abrams car il est incontestablement un des plus simple et très facile à mettre en œuvre. Les propriétés rhéologiques sont mesurées par la mesure d'affaissement au mini-cône d'Abrams pour les différents mortiers (Figure 2.12). La procédure d'essai est réalisée conformément à la norme NFP 18-451.

Pour compléter la caractérisation à l'état frais, des mesures d'air occlus sont réalisées à l'aide d'un aéromètre selon la norme NF EN 12350-7 (Figure 2.13). L'essai consiste à appliquer à un volume connu de mortier, une pression donnée qui va comprimer l'air occlus (loi de Mariotte). La teneur en air du mortier est lue directement sur l'affichage de l'aéromètre.

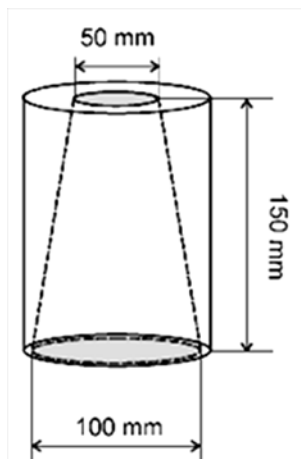


Figure 2.12 : Mini-cône d'Abrams.



Figure 2.13 : Aéromètre.

Les résultats des essais à l'état frais sont synthétisés dans le Tableau 2.6.

Mortiers	MN	MS	ML	MNA	MSA	MLA	MNP	MNAP
Affaissement (cm)	3,9	2,4	3,2	3,4	1,4	2,4	1,4	2,4
Air occlus (%)	3,2	3,5	3,2	3,5	5	3,1	5,2	4,6

Tableau 2.6 : Caractéristiques à l'état frais des mortiers.

Les affaissements mesurés pour les mortiers non fibrés sont compris entre 2,4 cm et 3,9 cm et pour les mortiers fibrés sont compris entre 1,4 cm et 3,4 cm. La présence de la fumée de silice augmente la consistance et diminue l'affaissement du mortier. De même, l'introduction de fibres de polypropylène, malgré un dosage faible, réduit l'ouvrabilité du matériau.

## 2.3 Caractérisation du comportement thermomécanique

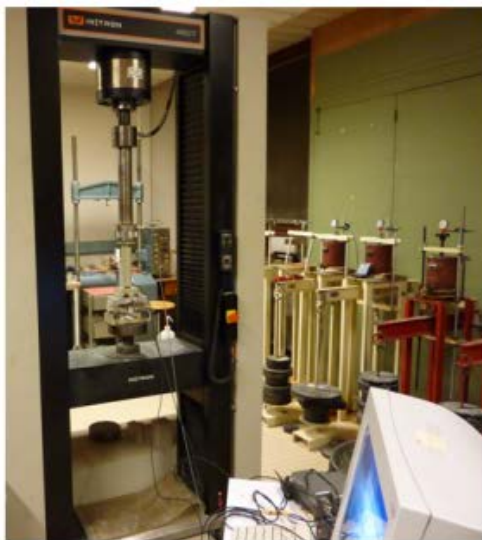
### 2.3.1 Essais mécaniques

#### 2.3.1.1 Essais de flexion 4 points

La machine utilisée pour réaliser les essais de flexion 4 points est une presse hydraulique INSTRON 4507, d'une capacité de 200 kN. Le pilotage, l'asservissement et l'acquisition des données se font à l'aide de l'environnement informatique (Figure 2.14). Les éprouvettes testées sont de forme parallélépipédique, de dimensions de  $4 \times 4 \times 16 \text{ cm}^3$ , conformément à la norme NF P 18407. De plus, les distances entre appuis supérieurs et inférieurs sont respectivement de  $\ell = 40 \text{ mm}$  et de  $L = 120 \text{ mm}$  (Figure 2.15). Le chargement est appliqué sur l'échantillon par l'intermédiaire de rouleaux. Le cardan qui relie le support des deux rouleaux supérieurs à la ligne de chargement permet une rotation libre des pièces, ce qui assure l'alignement et élimine les effets parasites provoqués par les défauts de parallélisme et de planéité des faces de l'éprouvette. De plus, cette rotation assure que la charge est bien appliquée à l'éprouvette par l'ensemble des deux rouleaux supérieurs.

Les essais de flexion 4 points ont été pratiqués avec un taux de chargement de 0,25 mm/min.

Il est intéressant de noter que les essais de flexion 4 points permettent de mieux caractériser la résistance intrinsèque du matériau, de réduire la dispersion des résultats puisqu'un grand volume de béton est soumis à l'effort. La rupture se produira donc toujours à l'endroit où le matériau présente la plus faible résistance. Les essais de flexion 4 points sont ainsi plus représentatifs des conditions réelles d'utilisation du matériau et contrairement aux essais de flexion 3 points, ils permettent d'évaluer correctement sa résistance caractéristique. Des études antérieures ont démontré que des essais de flexion 3 points où la charge est appliquée à mi-portée, donnent souvent des modules de ruptures supérieurs de 30% à ceux obtenus par des essais de flexion de 4 points [113].



a) Ligne de chargement.



b) Zoom sur la ligne de chargement une fois l'éprouvette est détruite.

Figure 2.14 : Banc d'essai 4 points.

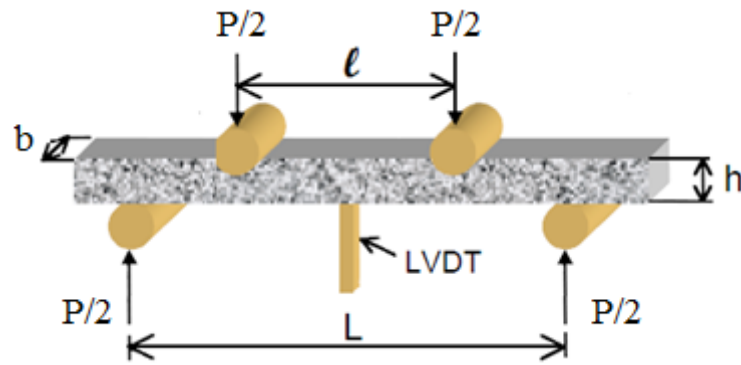


Figure 2.15 : Schéma du montage de l'essai de flexion 4 points.

Pour les essais de flexion 4 points, la théorie de l'élasticité des poutres permet de définir l'expression analytique de la contrainte de traction maximale  $\sigma_t$  sur la face inférieure de l'éprouvette, entre les deux rouleaux supérieurs :

$$\sigma_t = \frac{3P(L - \ell)}{2bh^2} \quad (2.1)$$

La mesure de la flèche s'effectue grâce aux deux capteurs LVDT ( $\pm 1\text{mm}$ ), placés à l'aide d'un dispositif à mi-portée de la travée. Ils sont en contact avec la face inférieure de l'éprouvette. Cette méthode de mesure permet de suivre l'évolution des déplacements en fonction de la charge jusqu'à la rupture. Cependant, plusieurs éléments peuvent influencer la mesure de la flèche :

- la mise en place de l'éprouvette sur le montage au début de l'essai,
- l'écrasement éventuel du dispositif qui maintient les capteurs LVDT.

A partir de la mesure de la flèche, un module d'élasticité statique peut être également déduit de l'équation suivante :

$$E_{stat} = \frac{P\ell}{4bh^3\Delta} (3L^2 - 4\ell^2) \quad (2.2)$$

Avec :

- $L$  : distance entre les rouleaux inférieurs,  $L = 120\text{ mm}$ ,
- $\ell$  : distance entre les rouleaux supérieurs,  $\ell = 40\text{ mm}$ ,
- $b$  : largeur de l'éprouvette,  $b = 40\text{ mm}$ ,
- $h$  : hauteur de l'éprouvette,  $h = 40\text{ mm}$ ,
- $\Delta$  : flèche maximale.

Afin de quantifier la reproductibilité des comportements, deux essais au minimum ont été réalisés pour chaque température.

### 2.3.1.2 Essais de compression

Les essais de compression ont été réalisés sur la même presse que pour la flexion, mais avec un montage approprié à la compression. Ces essais ont été pratiqués sur les deux morceaux d'éprouvettes qui découlent de la flexion. La vitesse de chargement est fixée à  $0,25\text{ mm/min}$ .

La contrainte de compression, considérée comme uniforme sur l'ensemble de la surface de charge ( $b \times h$ ) est donnée par la formule classique :

$$\sigma_c = \frac{P}{b \times h} \quad (2.3)$$

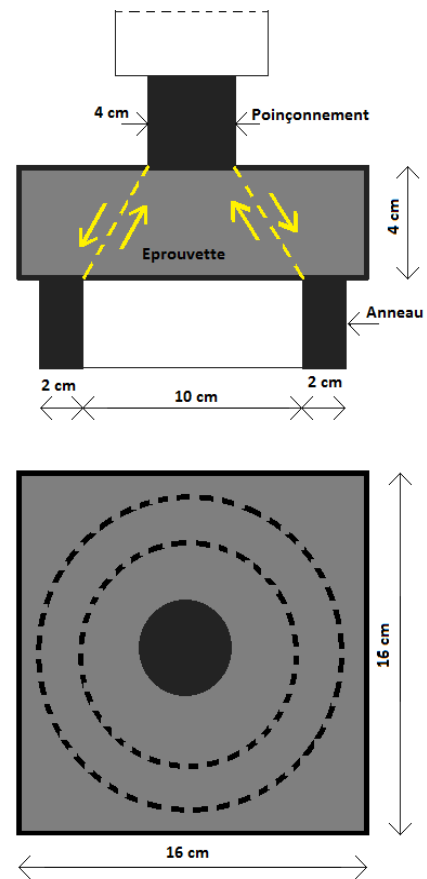
Où  $P$  représente la charge ultime de rupture.

### 2.3.1.3 Essais au poinçonnement

Cet essai consiste à caractériser l'efficacité de la reprise des efforts par les fibres dans un mortier. Ce test est réalisé sur des plaques, en mortiers renforcés par différentes fibres, de dimensions de  $16 \times 16 \times 4 \text{ cm}^3$  poinçonnées au centre. Pour cela, la presse a été équipée par un montage spécial de poinçonnement, voisin du test CBR utilisé en mécanique des sols, pour réaliser cette campagne d'essai (Figure 2.16).



a) Ligne de chargement.



b) Schéma de montage.

Figure 2.16 : Banc d'essai au poinçonnement.

### 2.3.2 Essais thermiques

Les caractéristiques mécaniques sont influencées notamment par la taille des échantillons et par la vitesse de montée en température. Le gradient de température à l'intérieur des échantillons peut engendrer, par dilatation thermique, des microfissures. En revanche, ce sont les températures atteintes et la durée d'exposition à ces températures qui importent pour obtenir les transformations chimiques et minéralogiques [114] et [115].

Deux types de traitements thermiques ont été réalisés : chauffage dans un four électrique à moufle et chauffage à la flamme.

### 2.3.2.1 Essai au four électrique à moufle

Ce mode de traitement peut être considéré comme un chauffage progressif. Un cycle de chauffage refroidissement est composé d'une phase de montée en température, d'un palier à température constante et d'une phase de refroidissement. La durée du palier est fixée à une heure. Le retour à la température ambiante est obtenu four éteint et fermé. La vitesse de refroidissement n'est pas régulée mais elle est de l'ordre de  $(-0,3) \text{ } ^\circ\text{C}/\text{min}$  (Figure 2.17).

Pour caractériser l'endommagement thermomécanique du matériau, dû uniquement à la température et pas au gradient thermique, avec la vitesse de montée en température, deux rampes de température ont été employées :

a- Chauffage lent : Les éprouvettes sont soumises à six cycles de chauffage refroidissement de la température ambiante jusqu'à  $400^\circ\text{C}$ ,  $500^\circ\text{C}$ ,  $600^\circ\text{C}$ ,  $700^\circ\text{C}$ ,  $800^\circ\text{C}$  et  $1000^\circ\text{C}$ , avec une rampe de chauffage de  $2^\circ\text{C}/\text{min}$ .

b- Chauffage moyen : Les éprouvettes sont soumises à trois cycles de chauffage refroidissement de la température ambiante jusqu'à  $400^\circ\text{C}$ ,  $500^\circ\text{C}$ , et  $800^\circ\text{C}$ , avec une rampe de chauffage de  $5^\circ\text{C}/\text{min}$ .

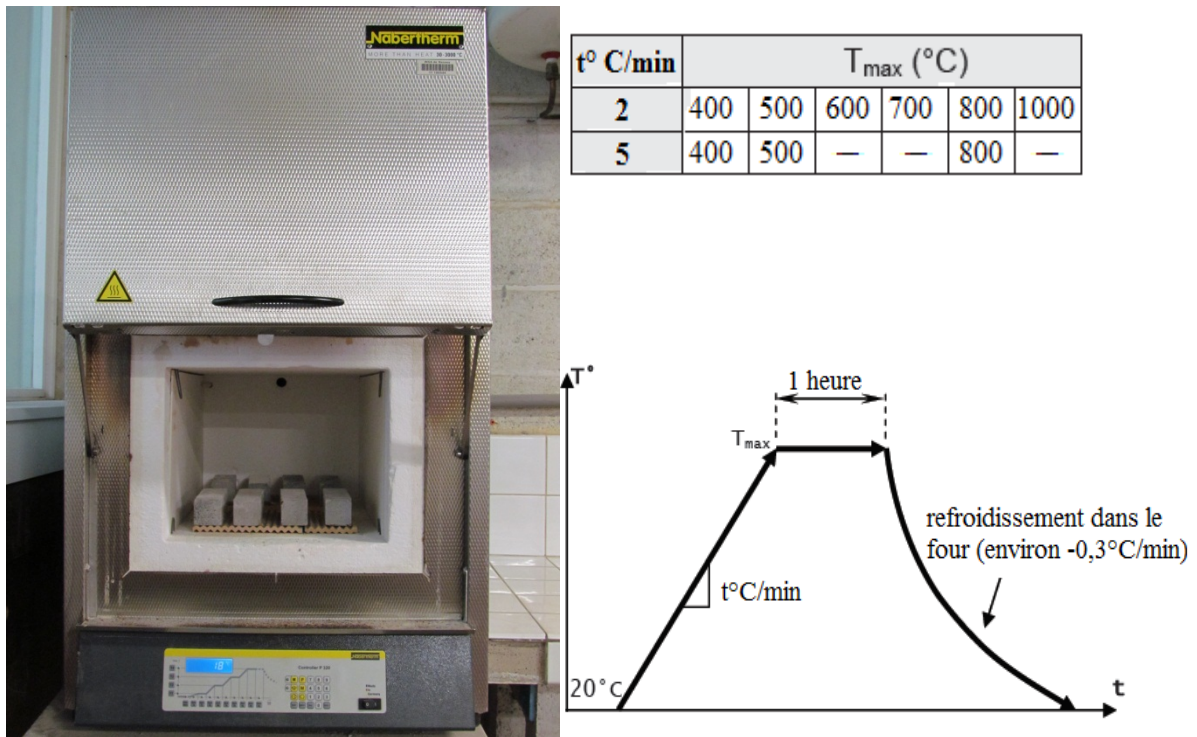


Figure 2.17 : Traitements thermiques des éprouvettes au four électrique à moufle.

### 2.3.2.2 Essai à la flamme

Des plaques de  $16 \times 16 \times 4 \text{ cm}^3$ , placées dans le four, ont été exposées à un chauffage rapide à la flamme provoquant une température de  $1000^\circ\text{C}$  sur la face exposée (Figure 2.18). Cette température est alors maintenue pendant une heure. La face externe reste en contact avec l'air ambiant. A la fin de l'essai, le refroidissement est effectué à l'air

ambiant. Une série d'éprouvettes a été équipée de thermocouples (face externe ; 1 cm ; 1,5 cm ; 2 cm ; 2,5 cm ; 3 cm et face interne) afin d'obtenir l'évolution des températures à différentes profondeurs. Par la suite, des essais mécaniques de poinçonnement ont été effectués.

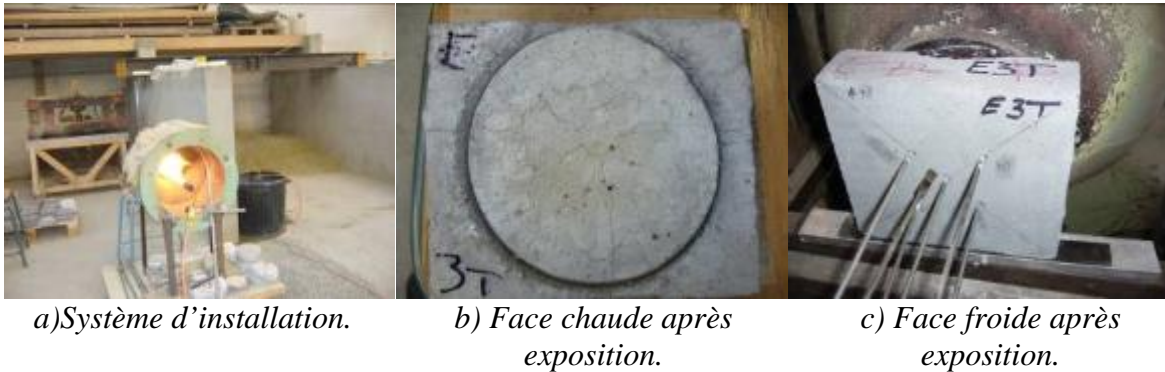


Figure 2.18 : Essai à la flamme.

## 2.4 Absorption d'eau par capillarité

Les remontées capillaires dans les bétons permettent à des espèces agressives contenues dans les sols d'envahir la structure poreuse. Ces remontées sont dues à un transfert sous gradient de pression, comme la perméabilité qui est décrite ci-dessous, mais la pression motrice est ici la pression capillaire.

En effet, le mortier est un matériau qui possède des pores capillaires dont la dimension varie suivant ses caractéristiques de composition. Lorsqu'un liquide se retrouve en contact avec ce type de pore, des tensions de surface font remonter ce liquide à l'intérieur du capillaire. Selon la loi Jurin, le liquide monte d'autant plus haut que le diamètre du capillaire est petit. Les pores capillaires ouverts sur le milieu extérieur vont donc conduire, dans certaines conditions (principalement d'humidité), à laisser s'infiltrer par succion des liquides pouvant contenir des espèces chimiques potentiellement préjudiciables au bon fonctionnement et à la durée de vie du matériau.

Les essais ont été réalisés en s'inspirant des recommandations AFPC-AFREM [116]. Les échantillons testés sont des éprouvettes cylindriques de diamètre 40 mm et de longueur 60 mm, préalablement séchées à 105°C jusqu'à la stabilisation de masse ( $\Delta m_{24h}/m \leq 0,1\%$ ). Ces essais ont été effectués sur des mortiers sains et des mortiers traités à différentes températures 400°C, 500°C et 800°C.

L'essai consiste à immerger dans l'eau la base de l'échantillon à une hauteur maximale de 3 mm et ceci à l'aide de cales (Figure 2.19).

Les faces latérales de l'éprouvette sont recouvertes d'une feuille d'aluminium auto-adhésive [117] qui force l'eau à adopter un cheminement axial et évite l'évaporation par ces mêmes faces latérales. A chaque échéance, les éprouvettes sont sorties du récipient, essuyées à l'aide d'une éponge humide afin d'éliminer la pellicule d'eau retenue à la face inférieure de l'échantillon, pesées puis replacées dans le récipient. Les échéances sont les

suivantes : 0,25 ; 0,5 ; 1 ; 2 ; 4 ; 8 et 24 heures. L'essai s'achève à la saturation des échantillons.

Le coefficient d'absorption capillaire est défini par la relation suivante :

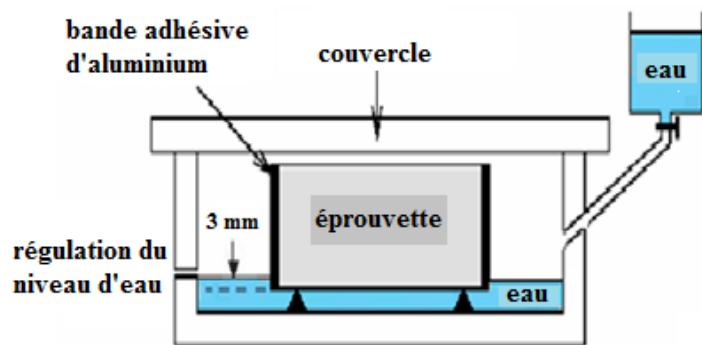
$$C = \frac{M_x - M_o}{A} \quad (2.4)$$

Où

- C : coefficient d'absorption capillaire (kg/m<sup>2</sup>),
- M<sub>x</sub> : masse de l'éprouvette à l'instant x (kg),
- M<sub>o</sub> : masse initiale de l'éprouvette (kg),
- A : section de l'éprouvette (m<sup>2</sup>).



a) Dispositif expérimental de mesure.



b) Schématisation de l'essai.

Figure 2.19 : Essai d'absorption d'eau par capillarité.

Les phénomènes d'absorption capillaire sont des phénomènes diffusifs. Hall [118] propose une modélisation du phénomène sous la forme d'une relation linéaire entre la masse d'eau absorbée et la racine carrée du temps. Chaque matériau est alors caractérisé par la pente de cette droite désignée par le terme absorptivité, il est donc d'usage de représenter l'évolution du coefficient d'absorption en fonction de la racine carrée du temps.

### 2.5 Porosité accessible à l'eau

Les mortiers possèdent un réseau poreux spécifique. Plusieurs types de pores peuvent être définis comme suit (Figure 2.20) :

- Pores interconnectés (a, c, et d) qui forment un espace dans le milieu poreux et participent au transport de matière à travers le matériau.
- Pores borgnes ou aveugles (b, e) qui sont connectés uniquement par une voie. Ils peuvent donc être accessibles à un fluide extérieur mais ne participent pas au transport de matière à travers le matériau.
- Pores fermés ou isolés (f) qui ne communiquent pas avec le milieu extérieur.

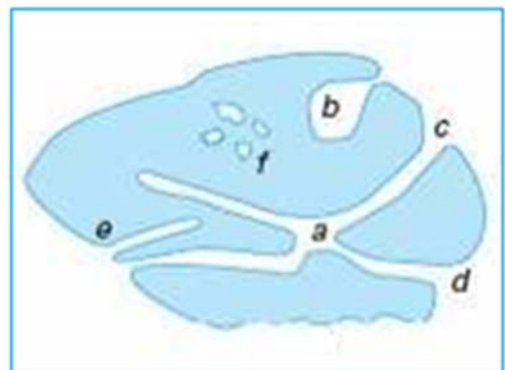


Figure 2.20 : Représentation schématique d'un solide poreux.

En fonction de la nature des pores, on définit alors trois types de porosité, la porosité accessible à l'eau ou porosité ouverte, la porosité fermée et la porosité totale. La porosité ouverte, notée  $P(\%)$ , correspond au rapport du volume total des pores ouverts dans un corps poreux à son volume apparent. La porosité fermée est le rapport du volume total des pores fermés dans un corps poreux à son volume apparent. La porosité totale correspond à la somme de la porosité ouverte et de la porosité fermée.

La densité et la porosité ouverte des différents mortiers sont étudiées. Ces propriétés sont mesurées avant et après traitements thermiques. La technique utilisée est une variante de la porosité à l'eau par pesée hydrostatique recommandée par L'AFREM [116]. Elle donne la valeur globale de la porosité totale mais ne permet pas de déterminer la distribution des pores. Les tests sont réalisés sur les mêmes échantillons que ceux sur lesquels a été mesurée l'absorption d'eau par capillarité.

### 2.5.1 Protocole expérimental

Il s'agit en réalité de peser les échantillons cylindriques de 40 mm de diamètre et de 60 mm de longueur, sous différents états. La première étape est de procéder à la saturation en eau des différentes éprouvettes. Pour ce faire, on les place dans une cloche à vide, sous une dépression de 25 mbars pendant 4 heures (Figure 2.21). Puis on introduit progressivement l'eau jusqu'à ce que les éprouvettes soient totalement immergées sur environ 2 cm de hauteur. Cette opération a pour but d'emprisonner le minimum d'air dans les pores du mortier lors de l'immersion de l'éprouvette. La pression de 25 mbars est maintenue durant 20 heures durant lesquelles l'eau est censée remplir tout le réseau poreux. Suite à cette période, l'éprouvette, considérée saturée d'eau, subit une pesée hydrostatique : elle est pesée immergée à l'aide d'une balance spécialement équipée (Figure 2.21). On obtient alors la masse du corps d'épreuve immergée  $M_{\text{eau}}$ .



Figure 2.21 : Pesée hydrostatique.

Toujours saturée, l'éprouvette est ensuite pesée à l'air, en veillant à l'essuyer avec un linge humide afin d'enlever le film d'eau superficiel. Cette opération doit être rapide afin d'éviter d'enlever l'eau des pores proches de la surface. On connaît alors la masse du corps d'épreuve imbibée dans l'air.

La troisième mesure est réalisée après passage dans un four à 105°C, pour les mortiers sains, jusqu'à stabilisation de la masse de l'échantillon : il est alors supposé sec si le poids connaît une variation relative inférieure à 0,01 sur 24 heures.

Pour les mortiers traités thermiquement, afin de pouvoir déterminer l'évolution de la porosité à l'eau en fonction de la température, nous avons fait subir aux éprouvettes différentes chauffées à des températures de 400°C, 500°C et 800°C avec une vitesse de montée en température 5°C/min. Elles sont maintenues à la température maximale durant une heure afin d'obtenir un état hydrique homogène. Les éprouvettes sont ensuite refroidies naturellement dans le four et sont sorties aux alentours de 60°C et déposées dans le dessiccateur. Une fois que le corps de l'éprouvette atteint la température ambiante, alors on procède à la pesée (troisième mesure).

On détermine finalement grâce à ces trois mesures la porosité accessible à l'eau  $P(\%)$  et la masse volumique apparente  $\rho(g/cm^3)$ .

## 2.6 Perméabilité au gaz

### 2.6.1 Généralités

La perméabilité définit la capacité d'un milieu poreux à se laisser traverser par des fluides sous un gradient de pression [119].

Bien que la perméabilité d'un milieu poreux dépende fortement de sa porosité, d'autres paramètres l'influencent également. Parmi ceux-ci, nous pouvons citer : la connectivité, la tortuosité, ainsi que la constrictivité du réseau poreux liée à la taille des pores. L'effet de ces paramètres vis-à-vis de la résistance au flux est montré sur la Figure 2.22 (d'après Scrivener, 2001 cité par Choinska, 2006 [120]).

La perméabilité du béton dépend de ses constituants (type, quantité) et est donc fonction :

- du rapport eau/ciment [121], directement lié à la porosité capillaire.
- de la nature et de la quantité des granulats, qui peuvent respectivement créer l'auréole de transition et modifier la tortuosité.

Par ailleurs, Abbas et al. [122] ont démontré expérimentalement que les relations empiriques, qui ont pu être établies par d'autres chercheurs pour certains bétons entre la perméabilité et la résistance mécanique, ne peuvent pas être généralisées. En effet, la résistance en compression est fonction de la porosité totale du matériau, tandis que la perméabilité dépend pour l'essentiel de la porosité connectée.

Lors d'un écoulement d'un gaz à travers un béton d'ouvrage fissuré, le flux peut se produire dans le réseau poreux, comportant des pores initiaux (cavités volumiques) ainsi que dans des fissures (cavités surfaciques) induites par le retrait au jeune âge, le séchage, les effets de sollicitations mécaniques, thermiques, environnementales (chimiques),

différées, etc. subies au cours de la vie de l'ouvrage. Ces fissures augmentent et interconnectent généralement les chemins de percolation et diminuent ainsi la résistance du milieu au flux, provoquant une augmentation de la perméabilité. Par conséquent, la mesure de perméabilité du béton nous donne des informations sur sa microstructure à un état quelconque. Ainsi l'évolution de la perméabilité entre différents états du béton traduit les modifications de microstructures à l'intérieur de celui-ci.

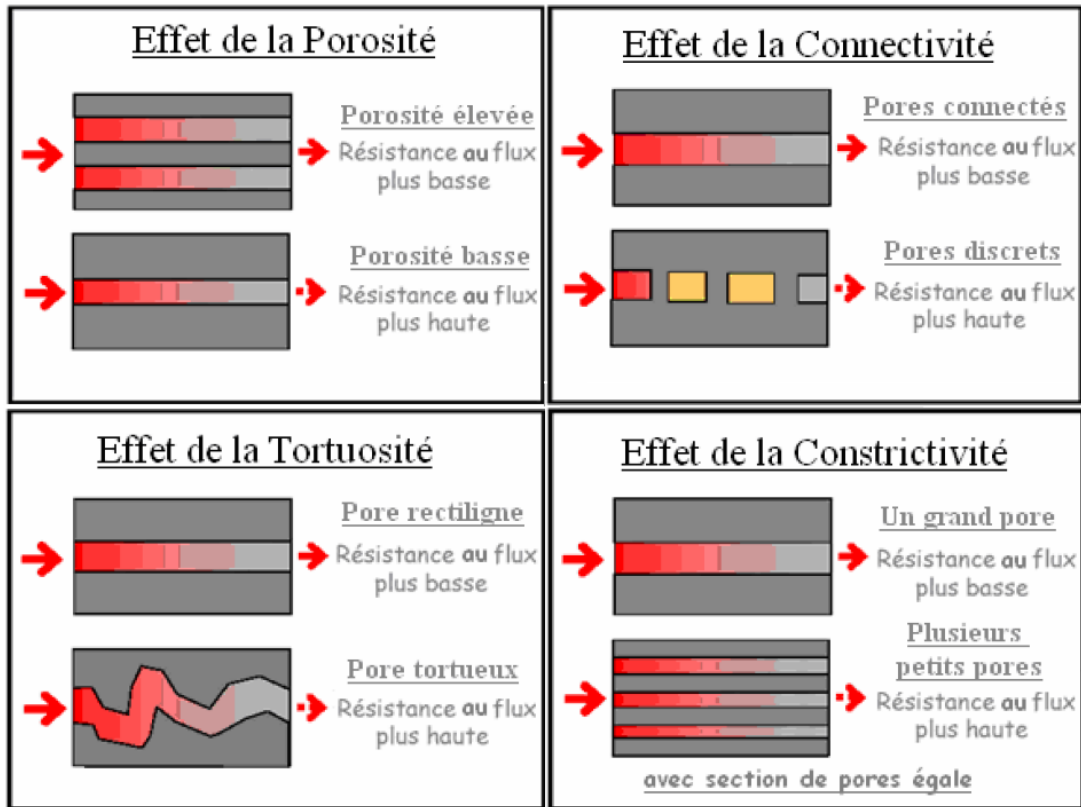


Figure 2.22 : Effet des paramètres influençant la perméabilité [120].

### 2.6.2 Percolation au gaz

Le gaz utilisé dans les mesures de perméabilité d'un milieu poreux doit être parfaitement inerte. De plus, il doit être parfaitement sec [123].

Dans le cas d'écoulement d'un gaz, fluide compressible, les vitesses d'écoulement et le débit volumique varient en tout point avec la pression. Le débit massique  $\rho V$  reste toutefois constant. Par conséquent, l'application du principe de conservation de la masse en amont et en aval de l'écoulement (Figure 2.23), permet d'écrire :

$$\rho_1 V_1 = \rho_2 V_2 \quad (2.5)$$

Où  $\rho$  ( $kg / m^3$ ) est la masse volumique du gaz et  $V$  la vitesse d'écoulement unidirectionnelle du gaz.

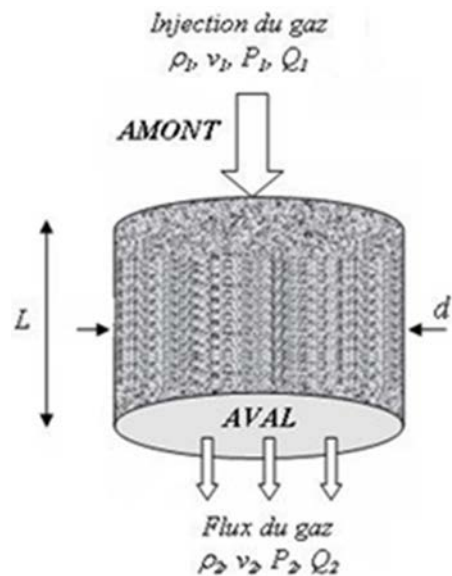


Figure 2.23 : Percolation d'un gaz à travers un échantillon.

L'application de la loi de Darcy donne :

$$\rho V = -\rho \frac{k_a}{\mu} \frac{dP}{dx} \quad (2.6)$$

Où  $k_a$  (m<sup>2</sup>) est la perméabilité apparente du milieu poreux,  $\mu$  (Pa.s) est la viscosité dynamique du gaz et  $\frac{dP}{dx}$  est le gradient de pression.

Sachant que le gaz est considéré comme parfait à des pressions ne dépassant pas 10 MPa, la densité volumique du gaz  $\rho$  dans les conditions isothermes est proportionnelle à sa pression  $P$  [124] :

$$\rho = \frac{M}{RT} P \quad (2.7)$$

Où  $M$  est la masse molaire du gaz,  $R$  est la constante du gaz parfait et  $T$  est la température du gaz exprimée en Kelvin.

A partir de l'équation (2.6), on peut écrire [123] :

$$PV = -\frac{1}{2} \frac{k_a}{\mu} \frac{d(P)^2}{dx} \quad (2.8)$$

L'intégration sur la longueur du parcours donne :

$$PVL = -\frac{k_a}{\mu} \frac{(P_2^2 - P_1^2)}{2} \quad (2.9)$$

En considérant que les mesures de débits soient effectuées en aval, à la pression  $P_2$ , la relation (2.9) s'écrit :

$$V_2 = -\frac{k_a}{\mu} \frac{(P_1^2 - P_2^2)}{2LP_2} \quad (2.10)$$

Posons :

- $P_m = \frac{(P_1 + P_2)}{2}$  : pression moyenne du gaz au sein de l'échantillon,
- $\Delta P = P_1 - P_2$  : différence de pression.

L'équation (2.10) s'écrit de nouveau :

$$V_2 = -\frac{k_a}{\mu} \frac{P_m}{P_2} \frac{\Delta P}{L} \quad (2.11)$$

Sachant que  $Q_2 = V_2 S$ , où  $Q_2$  représente le débit volumique de sortie dans la section  $S$  de l'échantillon à la pression  $P_2$ , alors la perméabilité apparente peut être obtenue par des essais avec un perméamètre à charge constante en appliquant directement la relation suivante :

$$k_a = -\frac{Q_2}{S} \frac{2\mu LP_2}{(P_1^2 - P_2^2)} \quad (2.12)$$

### 2.6.3 Détermination de la perméabilité intrinsèque dans le cadre d'un écoulement laminaire

Dans le cas d'un écoulement laminaire d'un gaz en milieu poreux, deux types d'écoulement, visqueux et par glissement (lié au phénomène de non-adhérence du gaz au contact de la paroi des capillaires), peuvent coexister (Figure 2.24).

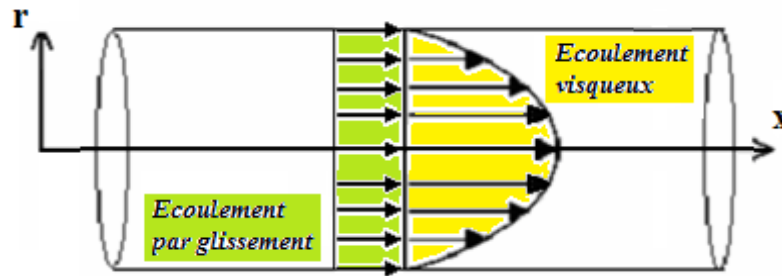


Figure 2.24 : Profil de vitesse d'un gaz dans un tube capillaire lors d'un écoulement visqueux et par glissement.

Par contre, un écoulement turbulent peut se produire lorsque les vitesses d'écoulement sont élevées. Par conséquent, l'application de la relation (2.12), établie dans les conditions d'un écoulement visqueux laminaire, ne permet pas de déterminer directement la perméabilité intrinsèque ; c'est pourquoi elle est appelée perméabilité apparente  $k_a$ .

Plusieurs méthodes existent pour calculer l'écoulement par glissement. L'approche de Klinkenberg (1941), établie dans le cadre de la mesure de la perméabilité du sable, est la plus souvent utilisée pour la détermination de la perméabilité intrinsèque  $k_v$ , relative uniquement aux écoulements visqueux, à partir de plusieurs mesures de perméabilités apparentes à différentes pressions de percolations.

Klinkenberg a élaboré une équation qui permet de dissocier la valeur du coefficient de perméabilité absolue du milieu, indépendante de la nature du fluide, de valeur apparente qui englobe les effets combinés des écoulements visqueux (gaz et liquide) et de glissement (gaz). A partir de l'observation selon laquelle les écarts entre la perméabilité mesurée avec un liquide et la perméabilité (apparente) mesurée avec un gaz sont de plus en plus faibles lorsque la pression augmente, Klinkenberg propose une relation générale de l'écoulement des gaz à travers un milieu poreux, reliant le coefficient de perméabilité intrinsèque  $k_v$ , en fonction du coefficient de perméabilité apparente  $k_a$  et de l'inverse de la pression moyenne :

$$k_a = k_v \left( 1 + \frac{\beta_k}{P_m} \right) \quad (2.13)$$

Le coefficient  $\beta_k$ , appelé coefficient de Klinkenberg (Pa), est fonction de la porosité du milieu et du gaz infiltré. Il augmente avec la perméabilité du milieu.

Par conséquent, la perméabilité intrinsèque du mortier soumis à un écoulement laminaire d'un gaz peut être déterminée, graphiquement (Figure 2.25), par une régression linéaire des perméabilités apparentes  $k_a$  (calculées selon la loi de Darcy) à une pression moyenne infinie. L'interprétation physique de cette approche est la suivante : la perméabilité intrinsèque  $k_v$  est la valeur limite de la perméabilité apparente  $k_a$  lorsque le gaz tend vers une phase condensée (liquide).

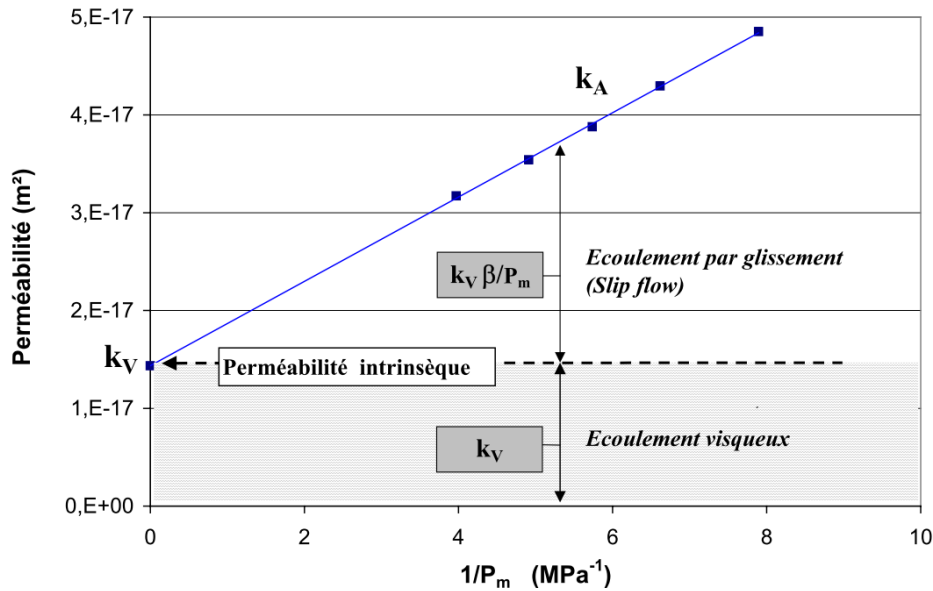


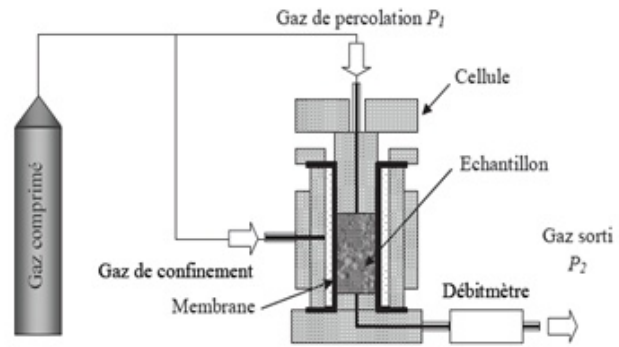
Figure 2.25 : Perméabilité en fonction de l'inverse de la pression moyenne d'essai.

### 2.6.4 Protocole expérimental au laboratoire

La méthode de mesure de la perméabilité au gaz consiste à appliquer une pression relative constante du gaz  $\Delta P$  (différence entre la pression injectée absolue  $P_i$  et la pression atmosphérique  $P_{atm}$ ) jusqu'à la stabilisation de l'écoulement du gaz à travers le matériau (régime permanent). Le gaz utilisé est de l'hélium (He) sec, car il reste inerte vis-à-vis des constituants du mortier, contrairement à l'eau. Il présente en outre, une très faible masse atomique, une très faible teneur en eau (de l'ordre de 3 ppm à 0,3 MPa), et son très faible rayon atomique par rapport aux autres gaz. Le dispositif expérimental est représenté sur la Figure 2.26 suivante :



a) Perméamètre à gaz.



b) Schéma du dispositif.

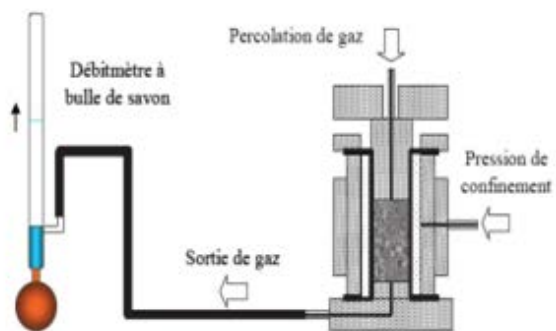
Figure 2.26 : Mesure de la perméabilité statique au gaz d'un échantillon.

L'échantillon cylindrique ( $40 \times 60 \text{ mm}^2$ ) est placé dans la cellule en PVC du perméamètre. Le gaz de percolation est injecté au niveau de la face supérieure de la cellule à une pression  $P_1$  (réglée par le régulateur maintenant le niveau de pression, puis mesurée par le capteur de pression). La pression est produite par une bouteille d'alimentation en gaz, munie d'un détendeur et d'un régulateur. Cette bouteille délivre le gaz de confinement (8 bars en pression absolue) qui plaque la membrane entre la surface latérale de l'échantillon et en assure l'étanchéité. En sortie de cellule, le débit gazeux est mesuré à l'aide d'un débitmètre massique mis en contact avec la pression de sortie  $P_2$  égale à la pression atmosphérique (1 bar en pression absolue). Les débits mesurés sont enregistrés grâce à un système d'acquisition de données de LABVIEW.

La capacité maximale des débitmètres massiques utilisés est de  $500 \text{ m}_l/\text{min}$ . Pour des débits supérieurs à  $500 \text{ m}_l/\text{min}$  (matériau très poreux) nous utilisons un débitmètre à bulle de savon (Figure 2.27).



a) Dispositif expérimental de mesure.



b) Schématisation de montage de l'essai.

Figure 2.27 : Débitmètre à bulle de savon.

## 2.7 Propagation des ondes ultrasonores

### 2.7.1 Généralités

Les techniques ultrasoniques sont basées sur la propagation d'ondes mécaniques mettant en jeu de très faibles déformations. Ce sont des techniques capables de caractériser en continu et d'une manière non destructive l'évolution de l'état de texturation du réseau solide d'un matériau réactif (plâtre [125], ciment et mortier [126] et [127],...).

Les ultrasons sont des ondes acoustiques ou élastiques dont la fréquence est supérieure à celle des sons audibles par l'oreille humaine et inférieure aux vibrations thermiques des atomes (Figure 2.28). Les fréquences utilisées lors d'examen aux ultrasons ne comprennent pas toute la gamme des ultrasons, mais varient entre 0,5 à 12 MHz. Pour un solide ayant une vitesse du son  $c$  de 5000 m/s, ceci correspond à l'intervalle des longueurs d'ondes  $\lambda = c / \nu$  de 1 cm à 0,4 mm. La limite inférieure de 0,5 MHz est déterminée par la perte totale en résolution des défauts qui ont une taille inférieure à la longueur d'onde. Dans les solides (vitesse du son  $c \approx 5000$  m/s), une onde d'une fréquence de 0,5 MHz ne permet que de percevoir les défauts qui sont supérieurs à 1 cm. Pour détecter les défauts beaucoup plus petits, l'augmentation de la fréquence s'impose, mais cette augmentation entraîne une augmentation de l'absorption et par suite limite la profondeur accessible aux ultrasons.

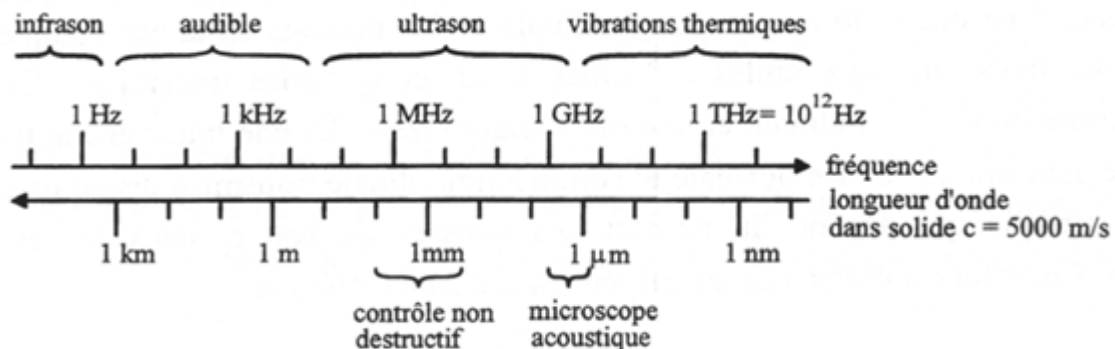


Figure 2.28 : Echelle des ondes élastiques. Les longueurs d'ondes sont données pour un solide ayant une vitesse de son de 5000 m/s.

### 2.7.2 Types d'ondes

On peut distinguer différents types d'ondes caractérisées par le mode de vibration des particules au cours de la propagation de l'onde. Parmi lesquelles, on cite trois ondes principales :

- **Ondes longitudinales ou de compression** : ces ondes sont caractérisées par le fait que la direction de la vibration est parallèle à la direction de propagation de l'onde (Figure 2.29 (a)). Ces ondes ont la particularité de ne se propager que dans les solides et les liquides. Cela est due au fait que les fréquences des ondes ultrasonores sont très élevées et que l'atténuation de l'onde ultrasonore est extrêmement élevée dans les gaz dans ce domaine de fréquence.

- **Ondes transversales ou de cisaillement** : lorsque la direction de vibration des particules est perpendiculaire à la direction de propagation de l'onde (c'est le cas par exemples des cordes du violon) (Figure 2.29 (b)). Les ondes ultrasonores ne se propagent que dans les solides et les liquides très visqueux. Généralement les ondes transversales sont polarisées cela venant du mode de production utilisé.

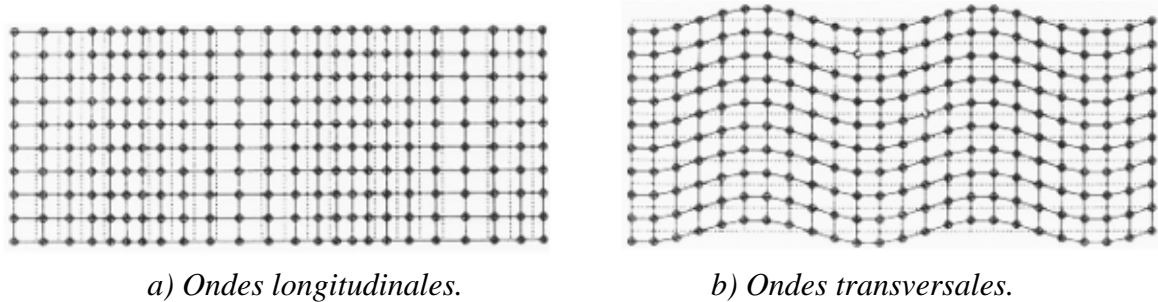


Figure 2.29 : Ondes longitudinales et transversales dans un milieu étendu [128].

- **Ondes de surface** : elles se propagent à la surface de solide ou de liquide sur une épaisseur de l'ordre d'une longueur d'onde. Ces ondes ainsi que les vibrations des particules sont très complexes, les plus connues sont les ondes de Rayleigh où les particules se déplacent perpendiculairement à la surface (Figure 2.30) et les ondes de Lamb qui sont deux ondes planes synchronisées symétriquement ou anti symétriquement (Figure 2.31).

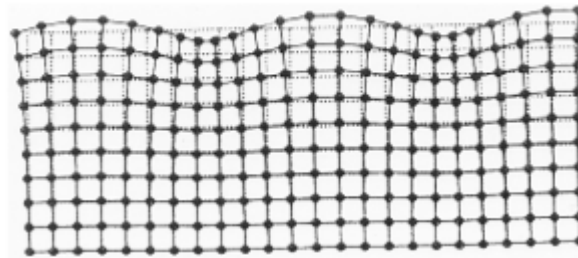


Figure 2.30 : Ondes de Rayleigh [128].

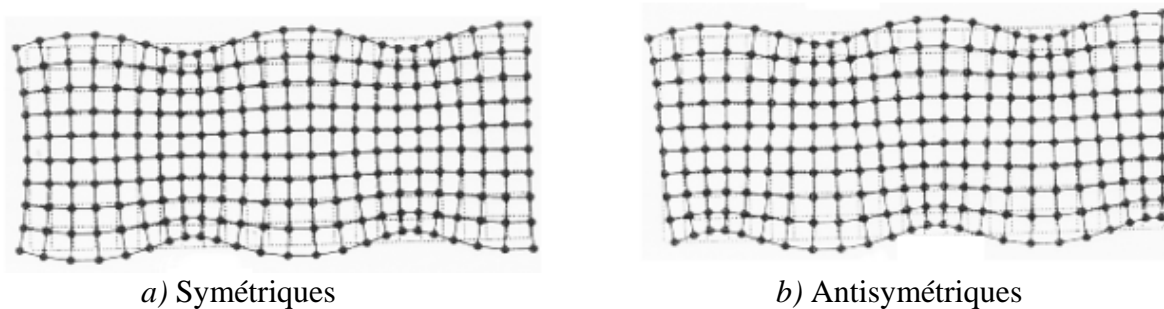


Figure 2.31 : Ondes de Lamb [128].

### 2.7.3 Propagation, absorption des ultrasons

Dans un milieu homogène, les ultrasons se propagent de manière rectiligne. La vitesse de propagation  $c$  (vitesse du son) dépend du milieu traversé (densité, module élastique) et des dimensions géométriques si celles-ci sont du même ordre de grandeur que la longueur d'onde. De plus, elle n'est pas la même pour les ondes longitudinales que pour les ondes

transversales (ondes de cisaillement). Dans les solides, la vitesse des ondes transversales est approximativement la moitié de celle des ondes longitudinales.

Le Tableau 2.7 ci-dessous donne quelques valeurs de vitesse d'ondes. Il est à noter les grandes différences entre les gaz, les liquides et les solides.

	Ondes longitudinales $C_L$ (m/s)	Ondes transversales $C_T$ (m/s)
Air	340	Non transmise en raison de l'absorption excessive
Eau	1480	
Aluminium	6300	3080
Fer et aciers	5900	3220
Laiton	4400	2120

Tableau 2.7 : Vitesse d'ondes de quelques matières.

L'atténuation des ondes ultrasonores suit la même loi que celle de l'absorption des rayons X lorsqu'on substitue l'intensité par l'amplitude de l'onde. Le coefficient d'absorption dépend des propriétés anélastiques et viscoélastiques du matériau et augmente généralement avec la fréquence. L'atténuation des ultrasons, dans la gamme de fréquence utilisée pour le contrôle non destructif, est nettement moins forte que celles des rayons X ou  $\gamma$ .

### 2.7.4 Réflexion et réfraction des ultrasons

La réflexion et la réfraction des ultrasons, lors d'un changement de milieu (interface ou surface), sont plus complexes que celles des ondes uniquement transversales. Une onde ultrasonore longitudinale incidente sous un angle oblique  $\theta$  sur une interface se divise en deux ondes réfléchies et en deux ondes transmises (Figure 2.32). Chaque paire comprend une onde longitudinale et une onde transversale. L'onde transversale transmise est supprimée pour une incidence normale et l'onde longitudinale transmise disparaît si  $\theta$  dépasse un angle critique qui dépend du rapport des vitesses du son  $C_L$  dans les deux milieux considérés. Cet effet est utilisé par les palpeurs à incidence oblique. Pour le contrôle par ultrason, on utilise normalement les ondes longitudinales en incidence normale et les ondes transversales en incidence oblique.

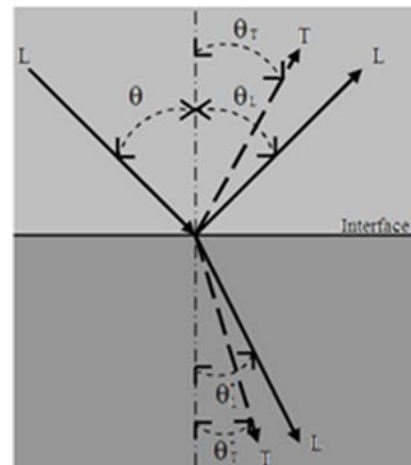


Figure 2.32 : Réfraction et réflexion des ondes ultrasoniques.

### 2.7.5 Principe du sondage non destructif par ultrasons

L'utilisation des ultrasons permet de sonder la matière sans altérer les pièces inspectées. Ce type d'ondes est sensible à bon nombre de caractéristiques mécaniques. De la même manière qu'en imagerie médicale où on peut détecter des tissus de structure différente, on peut en sondage non destructif facilement repérer des fissures voir des inclusions dans des métaux.

Lorsqu'une onde ultrasonore émise par un transducteur atteint une singularité, la mesure du temps de réception du signal permet de repérer les différents défauts éventuels et à vitesse de phase constante, de les localiser puis de les dimensionner. Le contrôle peut être réalisé avec le même transducteur qui émettra l'onde ultrasonore et recevra les échos provoqués par cette onde sur les éventuels défauts. On peut aussi utiliser deux transducteurs séparés pour effectuer des contrôles en tandem ; on utilise alors un premier transducteur pour l'émission et un second en réception sur la même face de la pièce inspectée. D'autres contrôles sont réalisés en transmission (ou en transparence), d'une manière analogue aux radiographies, en plaçant les deux transducteurs sur les faces opposées de la pièce.

Une des principales difficultés pour réaliser ce type de contrôle est de transmettre l'onde ultrasonore dans le matériau. En effet, l'air constitue un très mauvais milieu de propagation et les réflexions à l'interface air-acier sont trop importantes. On utilise donc un matériau qu'on qualifiera de couplant pour améliorer cette transmission. Ce problème peut être contourné en utilisant de l'eau entre l'émetteur et la pièce inspectée. Il s'agit d'un contrôle en immersion. Pour des pièces qu'on ne peut pas immerger, on utilise des transducteurs montés sur un sabot incliné en polymère. On parle alors de traducteurs contact, lesquels nécessitent toutefois un ajout de couplant fluide entre le sabot et la pièce inspectée. Le couplant peut aussi contribuer à corriger les éventuelles imperfections de la surface de la pièce inspectée, dans la mesure où ces irrégularités sont de faible dimension par rapport à la longueur d'onde. Mais si on a à faire à des surfaces dont le rayon de courbure local devient significatif, on peut avoir un décollement du sabot de la pièce inspectée.

En synthèse, le sondage par ultrasons permet :

- Détection de défauts de toutes sortes (fissures, inclusions, porosités).

- Mesure des constantes élastiques : en supposant que le système étudié est suffisamment isotrope et homogène et selon le type d'onde, il est possible d'avoir une estimation continue des modules élastiques du matériau [129] :

- Module élastique (module de Young dynamique) :

$$E_{dyn} = \rho V_T^2 \left( \frac{3V_L^2 - 4V_T^2}{V_L^2 - V_T^2} \right) \quad (2.14)$$

- Module d'incompressibilité :

$$K = \left( V_L^2 - \frac{4}{3} V_T^2 \right) \quad (2.15)$$

- Module de cisaillement :

$$G = \rho V_T^2 \quad (2.16)$$

- Coefficient de Poisson :

$$\nu = \frac{1 - 2 \frac{V_T^2}{V_L^2}}{2 \left( 1 - \frac{V_T^2}{V_L^2} \right)} \quad (2.17)$$

Où  $V_T$  est la vitesse de l'onde transversale ultrasonore,  $V_L$  est la vitesse de l'onde longitudinale ultrasonore et  $\rho$  est la masse volumique du matériau étudié.

Les différents paramètres mesurés de l'onde ultrasonore ne peuvent généralement pas être utilisés directement. C'est une technique comparative. On étudie, généralement, l'évolution de la vitesse de propagation des ondes (mesure de modules) ainsi que l'atténuation du signal à travers le matériau au cours d'un essai. L'évolution de ces paramètres donne une information sur l'endommagement du matériau.

Cette technique a notamment été utilisée pour suivre l'endommagement de bétons en génie civil soumis à des cycles de gel/dégel [130], pour suivre l'endommagement par chocs thermiques successifs [131] ou pour suivre la variation du module d'Young en fonction de la température [132] et [133]. Des mesures de vitesse de propagation ainsi que des mesures de l'atténuation du signal ont permis à Akhras [130] de suivre l'endommagement d'un béton, soit par mesure de la variation du module d'Young ou par le suivi de l'atténuation du signal.

## 2.7.6 Protocole expérimental au laboratoire

### 2.7.6.1 Équipements

Le système de mesure d'onde ultrasonore est constitué d'un générateur-récepteur d'impulsion SOFRANEL mode 5800 PR. On dispose de part et d'autre de l'échantillon deux transducteurs piézoélectriques, d'ondes longitudinales P de 25 mm de diamètre et de fréquence nominale de 0,5 MHz, l'un faisant office d'émetteur, l'autre récepteur. Un microordinateur permet l'acquisition et le traitement des signaux, développé sous un environnement LABVIEW, équipé d'une carte d'oscilloscope numériseur de 20 MHz de fréquence d'échantillonnage (Figure 2.33 (a)).

### 2.7.6.2 Mesure de la vitesse d'onde ultrasonore

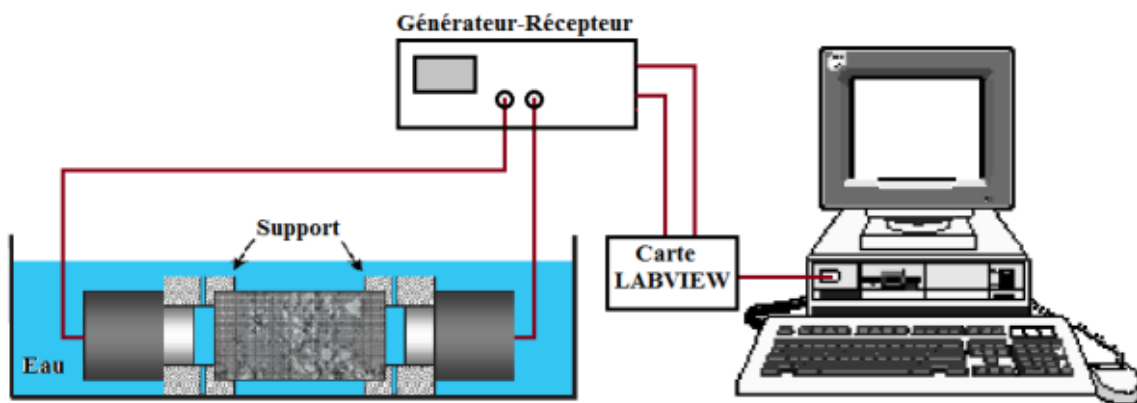
La mesure de la vitesse d'onde ultrasonore peut être réalisée sur un échantillon sec dans l'air (mode sec) ou sur un échantillon immergé dans un bain d'eau (mode immersion). Pour un échantillon sain, la mesure de la vitesse sur l'échantillon en mode sec ou en mode immersion est quasi-identique. Par contre, pour des échantillons endommagés par des sollicitations extérieures (traités thermiquement comme le cas de notre étude), le grand volume des vides (par exemple fissures) qui en résulte, rend difficile la mesure de la vitesse de l'onde ultrasonore sur des échantillons secs. En effet, l'impédance acoustique de l'air est quasiment nulle. La présence des vides dans l'échantillon accroît énormément les phénomènes de diffusion et d'absorption de l'onde ultrasonore, de sorte que l'onde perd trop d'énergie et n'arrive pas à traverser les échantillons. C'est pourquoi nous avons décidé d'adopter la mesure de la vitesse de l'onde ultrasonore en mode immersion sur les échantillons sains et endommagés préalablement saturés. Sachant que l'impédance acoustique de l'eau est plus élevée que celle de l'air, alors le passage de l'onde à travers l'échantillon sera facile. Plusieurs études ont prouvé que les méthodes d'immersion sont plus faciles à appliquer et donnent généralement de meilleurs résultats [134] et [135].

Pour assurer un bon positionnement du transducteur piézoélectrique, nous avons procédé au surfacage des faces de contact de chaque échantillon pour les rendre planes, parallèles et normales à la génératrice de l'éprouvette.

Le montage expérimental qui a servi pour la mesure de vitesse d'onde ultrasonore sur les échantillons est présenté dans la Figure 2.33 suivante :



a)



b)

Figure 2.33 : Mesure de la vitesse de l'onde ultrasonore en mode d'immersion sur les échantillons saturés. a) Dispositif expérimental de l'essai ; b) Schématisation de montage de l'essai.

Les mesures en immersion s'effectuent dans une cuve remplie d'un liquide couplant (généralement de l'eau) et dans laquelle on dispose le (ou les) transducteur(s) ainsi que

l'échantillon à caractériser. Cette technique consiste à envoyer une onde ultrasonore intense de courte durée (10  $\mu$ s) et de fréquence de 1 kHz à travers le matériau. L'analyse de l'énergie ultrasonore transmise à travers la pièce à contrôler, et réfléchiée par des discontinuités internes, constitue la base de la méthode.

La mesure du temps de transit des ondes longitudinales est réalisée à l'aide de la carte LABVIEW. Le principe de mesure de temps ( $t$ ) de parcours de l'onde ultrasonore par passage à zéro (zero crossing method) entre l'impulsion d'entrée ( $t_0$ ) et le signal de sortie à l'instant ( $t_1$ ) est montré par les diagrammes (Figure 2.34). Pour trouver la vitesse de l'onde ultrasonore  $V$  dans cet échantillon, il suffit d'introduire la longueur de l'échantillon  $\ell$  et le temps  $t$  dans la formule  $V = \ell / t$ .

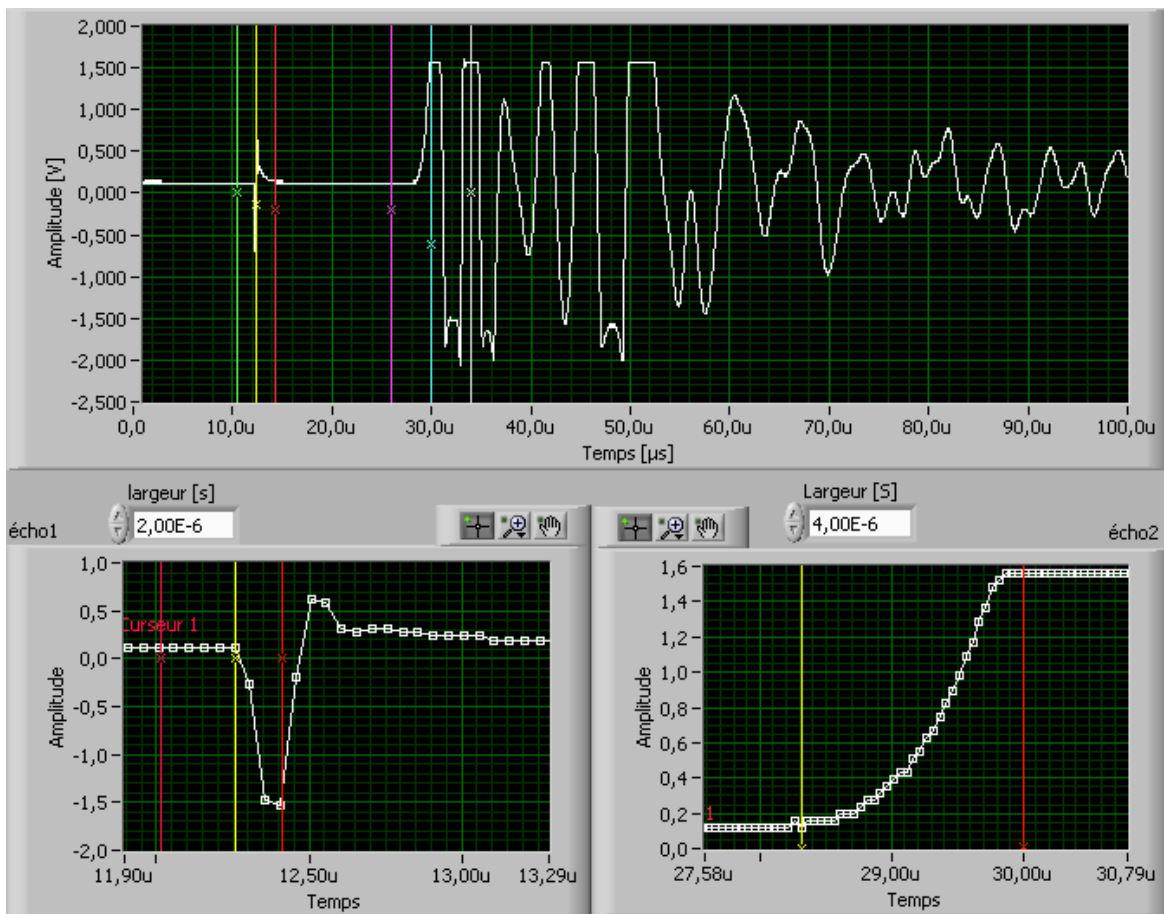


Figure 2.34 : Méthode de mesure du temps de passage d'onde ultrasonore dans un échantillon.

### 2.7.6.3 Mesure de l'atténuation d'onde ultrasonore

Une onde ultrasonore perd de l'énergie au cours de sa propagation dans un échantillon. La mesure de l'atténuation permet de caractériser l'endommagement interne du matériau [136]. Cette mesure a été réalisée, dans le laboratoire, en mode immersion sur des échantillons saturés afin de contourner les problèmes de contact des transducteurs avec l'échantillon. Le système expérimental est identique à celui de la mesure de la vitesse d'onde ultrasonore sur des échantillons immergés. Dans ce type de mesure, l'eau joue le rôle de couplant.

En considérant que la longueur de chaque échantillon est identique, l'énergie des signaux dans l'échantillon est constante, alors, la mesure de l'amplitude maximale des signaux en sortie permet d'évaluer l'atténuation de l'onde ultrasonore dans l'échantillon considéré [137].

Enfin, pour l'obtention de l'atténuation, l'enregistrement des données se fait sous l'environnement LABVIEW où l'amplitude maximale des signaux en sortie est mesurée avec l'application de la Transformée de Fourier Rapide (TFR ou FFT) (Figure 2.35).

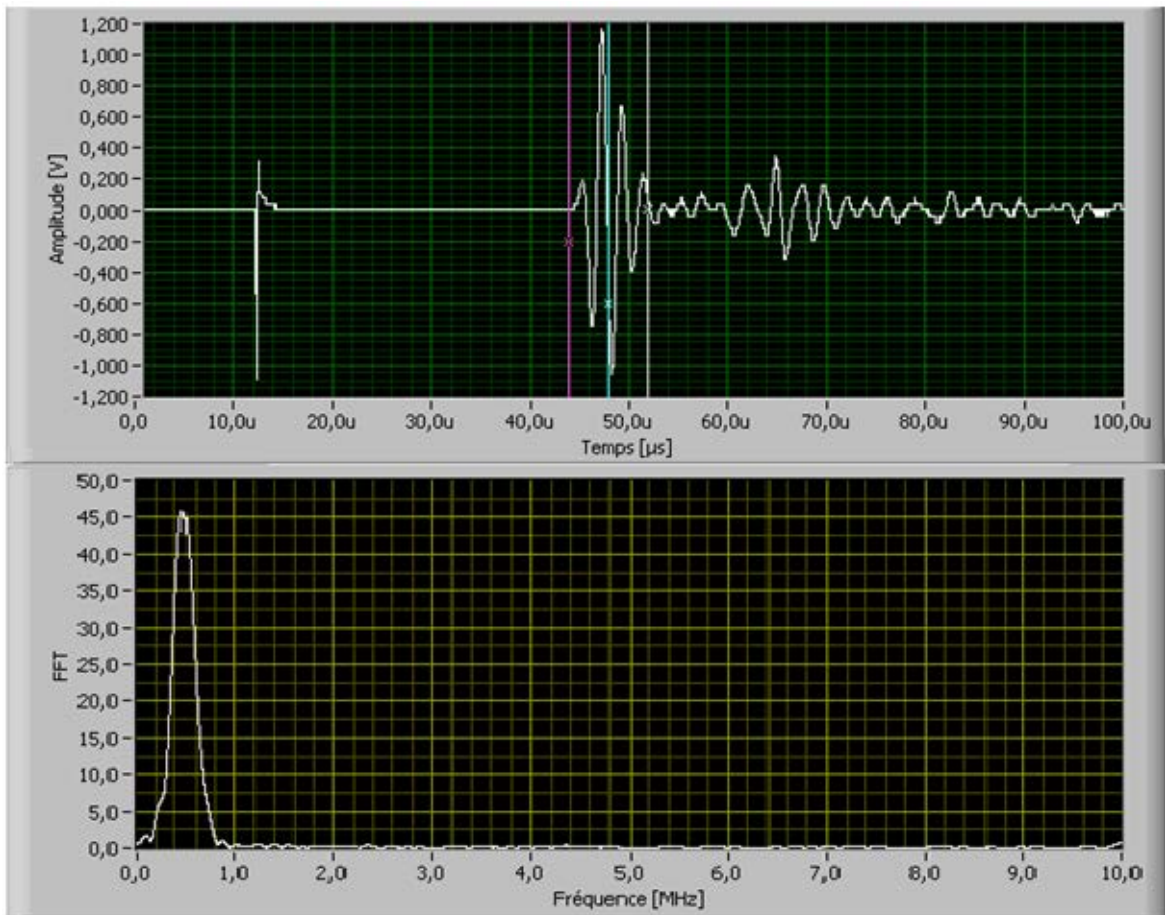


Figure 2.35 : Méthode pour mesurer l'atténuation de l'onde ultrasonore.



**CHAPITRE 3**  
**ÉTUDE DU COMPORTEMENT MÉCANIQUE À**  
**TEMPÉRATURE AMBIANTE DES MORTIERS**  
**RENFORCÉS DE FIBRES DE NATURES DIFFÉRENTES**



## Chapitre 3

# Étude du comportement mécanique à température ambiante des mortiers renforcés de fibres de natures différentes

**Préambule** : Ce chapitre est consacré à l'étude du comportement mécanique à température ambiante du mortier normalisé composé de liants différents et renforcé de fibres métalliques (acier) et organiques (polypropylène). Les matériaux renforcés sont caractérisés en flexion 4 points et en compression, lors d'essais monotones. Une synthèse des résultats des caractéristiques mécaniques (résistance en traction par flexion, résistance en compression et module de Young) obtenus est présentée dans ce chapitre. Nous avons successivement évalué l'énergie de fissuration et le facteur de ténacité pour chaque composition de mortier. Pour chaque condition opératoire, trois essais au moins ont été réalisés pour caractériser la reproductibilité et la dispersion des résultats obtenus. Les essais de flexion ont été effectués sur des échantillons prismatiques de dimensions ( $4 \times 4 \times 16 \text{ cm}^3$ ) et ceux de compression ont été réalisés sur des cubes équivalents ( $4 \times 4 \text{ cm}^2$ ) comme déjà mentionné dans le chapitre 2.

L'étude du comportement mécanique du matériau, en flexion 4 points et en compression, a été réalisée en faisant varier trois paramètres à savoir la nature de liant, la composition de fibres et le mode de conservation de l'éprouvette. Les courbes de comportement sont présentées et analysées en parallèle pour chaque variante.

### 3.1 Comportement en flexion 4 points à 28 jours

#### 3.1.1 Influence de la nature des liants

La Figure 3.1 présente l'évolution relative des résistances en flexion avec différentes natures de liants. Les contraintes relatives en flexion sont obtenues en comparant les résistances des différents mortiers avec la résistance du mortier de référence composé de liant CEM I. L'examen de cette figure nous montre que le ciment contenant de la fumée de silice et du ciment CEM I (CEM I+FS) a enregistré à 28 jours des résistances en flexion supérieures aux autres mortiers. Elle est même supérieure au mortier de référence. La fumée de silice améliore légèrement la résistance en flexion. La nature du liant modifie considérablement le comportement mécanique des mortiers.

En effet, les résultats obtenus indiquent que la résistance du mortier non fibré et fibré composé de liant CEM III représentent respectivement 63% et 69% de la valeur de la résistance du mortier non fibré et fibré du liant de CEM I. Ce résultat est tout à fait logique car la différence entre les deux mortiers fibrés ou non fibrés réside dans la différence des caractéristiques de liants utilisés. Certes, dans les mêmes conditions, le ciment CEM I développe une résistance mécanique meilleure que celui de CEM III.

En conclusion, l'introduction de la fumée de silice utilisée contribue au développement de la résistance mécanique comme l'ont indiqués Manai [138] et Köksal et al. [139]. Pour

le mortier composé (CEM I+FS), on n'enregistre qu'une légère augmentation de résistance respectivement de 4 et 5% pour le mortier fibré et non fibré. Cette légère augmentation est due au maintien du rapport eau sur liant de 0,5 sans recours aux réducteurs d'eau et de superplastifiants.

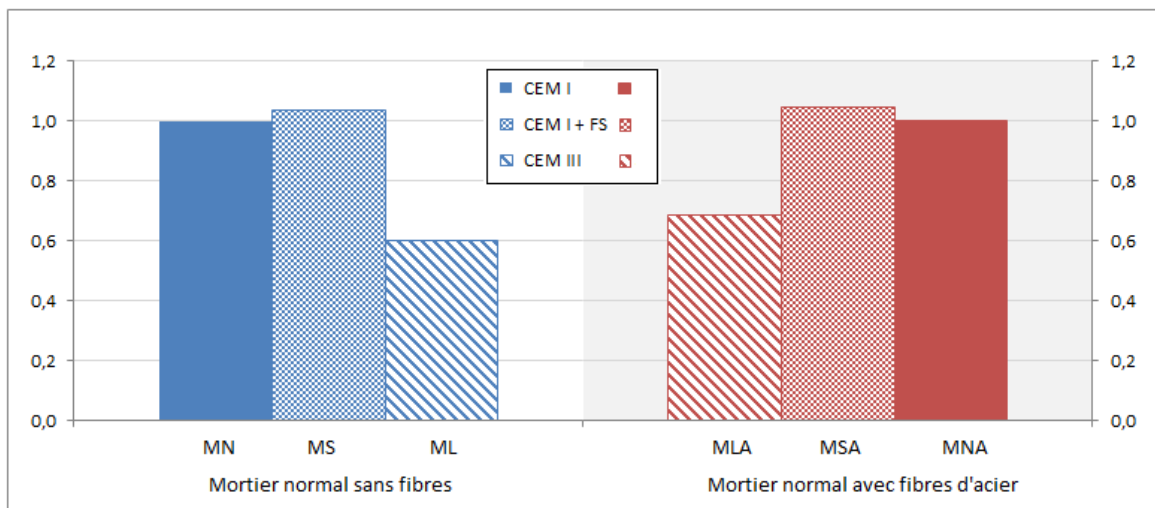


Figure 3.1 : Évolution des contraintes relatives en flexion avec la nature des liants.

### 3.1.2 Influence de la nature des fibres

Dans les utilisations courantes des bétons ou mortiers, il est bien connu que l'ajout des fibres d'acier a des conséquences très marquées notamment sur la microfissuration et la propagation des fissures sous charge. Cette constatation est confirmée par nos résultats et visualisée sur la Figure 3.2 représentant la courbe charges-flèches d'une poutre soumise en flexion 4 points.

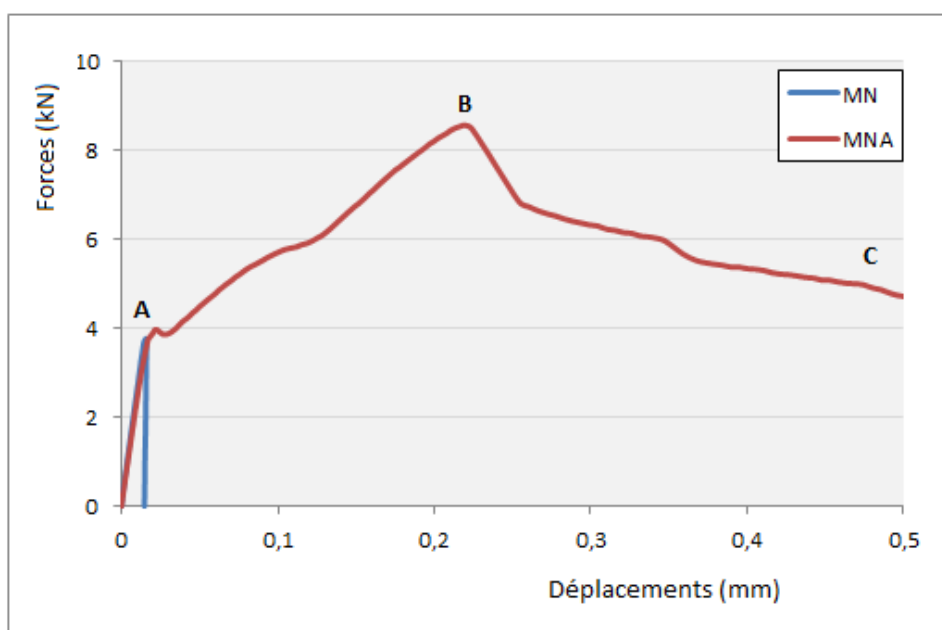


Figure 3.2 : Diagramme charges-flèches de mortiers avec et sans fibres d'acier.

Ce diagramme se caractérise par deux points :

- 1- Un point 'A' correspondant à la limite de la partie linéaire, nommée limite d'élasticité. Il correspond en fait à la première fissure.
- 2- Un point 'B' correspondant à la rupture du composite. La contrainte correspondante au point B est appelée contrainte ultime ou contrainte de rupture.

Entre O et A, les mortiers fibrés et non fibrés ont le même comportement. Dans cette zone, la matrice cimentaire joue un rôle primordial.

Cependant, les fibres en apportant un soutien aux zones faibles, ont pour effet de redistribuer et d'homogénéiser la répartition des efforts internes : ceci augmente légèrement le domaine linéaire (domaine élastique). Au-delà de A, la première fissure se propage et un écoulement important apparaît. Les fibres jouent un rôle important pour la reprise des efforts sur les lèvres des microfissures. Leur présence confère à la matrice une certaine ductilité et modifie considérablement le comportement fragile en limitant le phénomène de propagation rapide et instable de la rupture. Les fibres rendent non seulement la propagation de la fissure plus lente et progressive, mais autorisent un transfert de contrainte. Ceci permet au composite d'avoir une résistance post-fissuration et de supporter des déformations beaucoup plus grandes que la matrice seule. Au point B, la contribution des fibres inférieures tendues est maximale. Au-delà de ce point, les fibres inférieures se déchargent (arrachement ou rupture).

Les essais de flexion sont réalisés à vitesse de déformation faible et constante, une transformation très significative de la courbe efforts-déformations est généralement constatée. Elle fait apparaître un accroissement faible ou nul de la résistance à la première fissure et une résistance parfois supérieure après cette première fissure. La déformation peut être de grande ampleur.

La Figure 3.3 présente l'ensemble des résultats du comportement mécanique en flexion des matériaux non renforcés et renforcés de fibres de natures différentes à température ambiante. Sur toute la gamme de fibres de renforcement, l'allure des histogrammes montre un accroissement des contraintes de rupture en flexion. Le mortier au laitier renforcé de fibres d'acier affiche une amélioration de contrainte de rupture de 230% par rapport au mortier au laitier non renforcé. Le mortier normal fibré et le mortier normal à la fumée de silice fibré présentent une augmentation de 210%. Par contre, le mortier hybride a développé la plus faible augmentation, de l'ordre de 190%. Ces résultats semblent logiques si l'on se réfère aux travaux de Sernas R. [140], Edgington J. [141], Jonhston C.D. [80], Sivakumar A. et al. [142], Hsie M. et al. [143].

Cependant, on observe que le mortier normal renforcé de fibres de polypropylène n'accuse aucune augmentation de contrainte de rupture. La présence de fibres de polypropylène à un dosage de 0,58% en volume n'influe pas sur le comportement mécanique en flexion à température ambiante. Ce résultat est conforme avec les travaux d'Alhozaimy A. M. et al. [144].

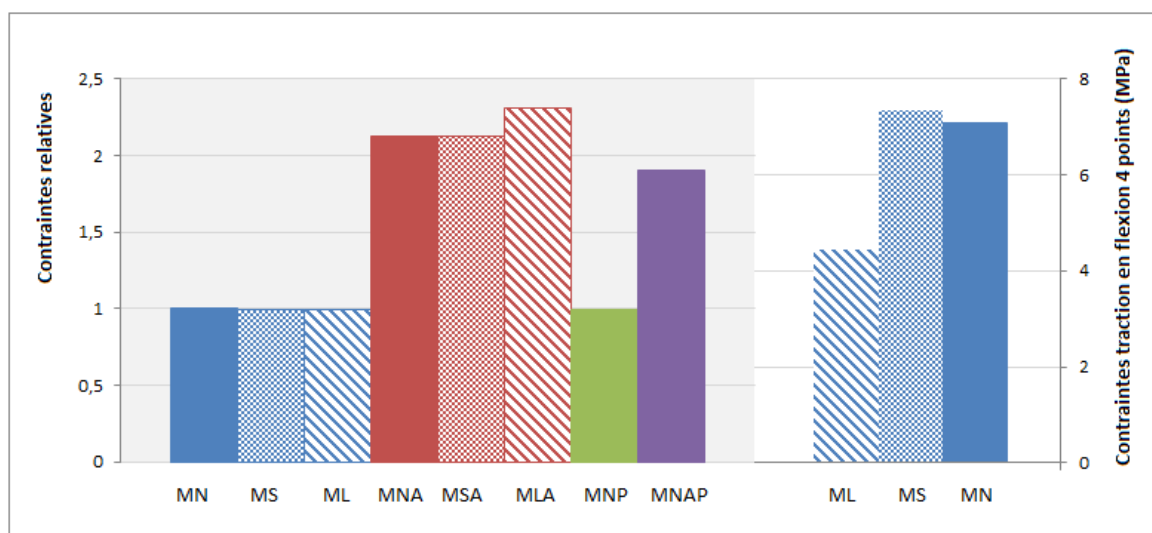


Figure 3.3 : Évolution des contraintes relatives en flexion avec la nature des fibres.

### 3.1.3 Influence du mode de cure

La Figure 3.4 suivante met en évidence l'influence du mode de conservation des mortiers sur le comportement mécanique en flexion. Les résultats montrent que la cure humide améliore la résistance caractéristique du matériau. La cure sèche provoque l'évaporation rapide d'une quantité d'eau des couches superficielles, ce qui diminue la cinétique ou arrête le processus d'hydratation. En conséquence la résistance n'évolue plus.

A l'inverse, la cure humide favorise le développement du processus d'hydratation d'une manière continue. L'eau peut pénétrer les corps d'éprouvettes jusqu'à saturation, ce qui est nécessaire aux réactions d'hydratation du ciment et au développement de la réaction pouzzolanique (certains auteurs signalent la présence de nodules non hydratés après plusieurs années de conservation).

Les points forts tirés des résultats obtenus à 28 jours sont les suivants :

1- Les mortiers non fibrés affichent une légère différence de résistance entre les deux cures. En effet, les rapports entre les contraintes des mortiers CEM I, CEM I +FS et CEM III cure humide sur cure sèche sont respectivement égaux à 1,01 ; 1,04 et 1,08. On peut donc conclure que la cure humide améliore légèrement la résistance en traction des mortiers avec fumée de silice et les mortiers au CEM III.

2- Ce phénomène est fortement accentué avec la présence de fibres. Le rapport des contraintes cure humide sur cure sèche est compris entre 1,14 et 1,79. Ce résultat peut être expliqué par le cumul de deux effets favorables au développement des résistances en traction : l'environnement climatique favorise l'hydratation de la matrice cimentaire et le contact fibre-matrice est amélioré par une meilleure compacité de la matrice.

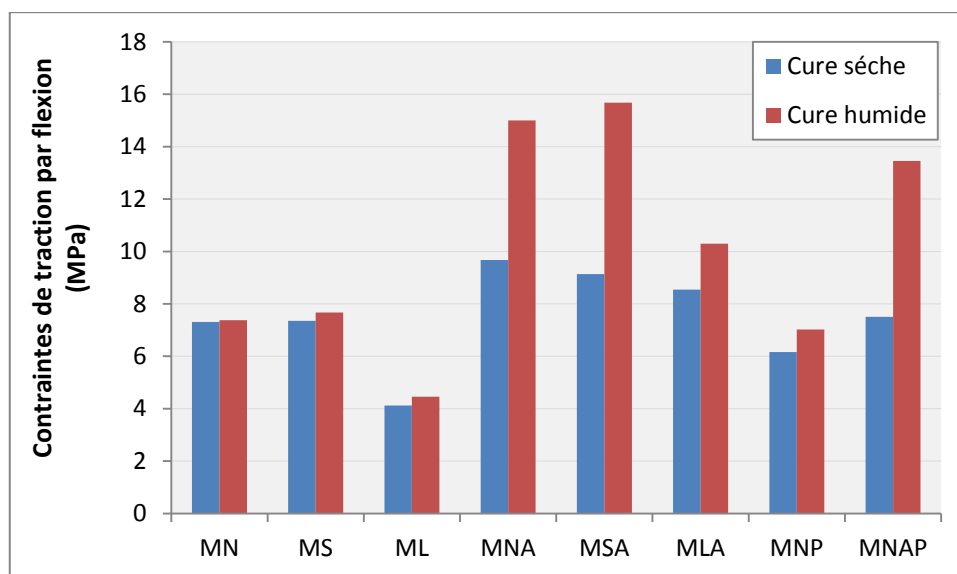


Figure 3.4 : Influence du mode de cure sur le comportement mécanique en flexion.

## 3.2 Comportement en compression à 28 jours

### 3.2.1 Influence de la nature des liants

L'influence de la nature du liant sur la résistance en compression du mortier, pour une proportion du mélange donné, est déterminée par sa finesse et sa composition chimique à travers le processus d'hydratation. La résistance du mortier croît lorsque la finesse des particules du ciment augmente [145].

La composition chimique du ciment joue un rôle dans le développement de la résistance de la matrice cimentaire. Les ciments contenant un pourcentage relativement élevé de silicate tricalcique ( $C_3S$ ) développent une résistance plus grande et avec une cinétique plus rapide que les ciments riches en silicates dicalciques ( $\beta C_2S$ ) [146].

La Figure 3.5 illustre les résistances relatives obtenues avec les trois types de ciment pour un rapport eau sur liant constant, pris égal à 0,5.

Le mortier au liant CEM I servant de référence, l'ajout de fumée de silice améliore très légèrement la contrainte en compression du mortier non fibré et diminue légèrement la contrainte en compression du mortier fibré. Les écarts sont toutefois très faibles. De façon similaire, Duval et al. [147] ont montré que l'ajout de fumée de silice en remplacement partiel du ciment joue un rôle bénéfique jusqu'à des teneurs de 20% environ avec un effet optimum pour des pourcentages de l'ordre de 10 à 15%. Dans notre expérimentation, le rapport eau/liant est constant. Avec le ciment CEM I et les fibres d'acier, selon toutes vraisemblances le déficit en eau se traduit par des résistances plus faibles. Ce déficit se trouve amplifié par l'ajout de fumée de silice.

Avec le liant CEM III, les résistances sont plus faibles qu'avec les deux premiers liants : ceci est en accord avec les observations de Demirboga [148]. A noter que le laitier granulé de haut fourneau engendre une diminution de la résistance en compression à 28 jours mais une amélioration à 120 jours [148].

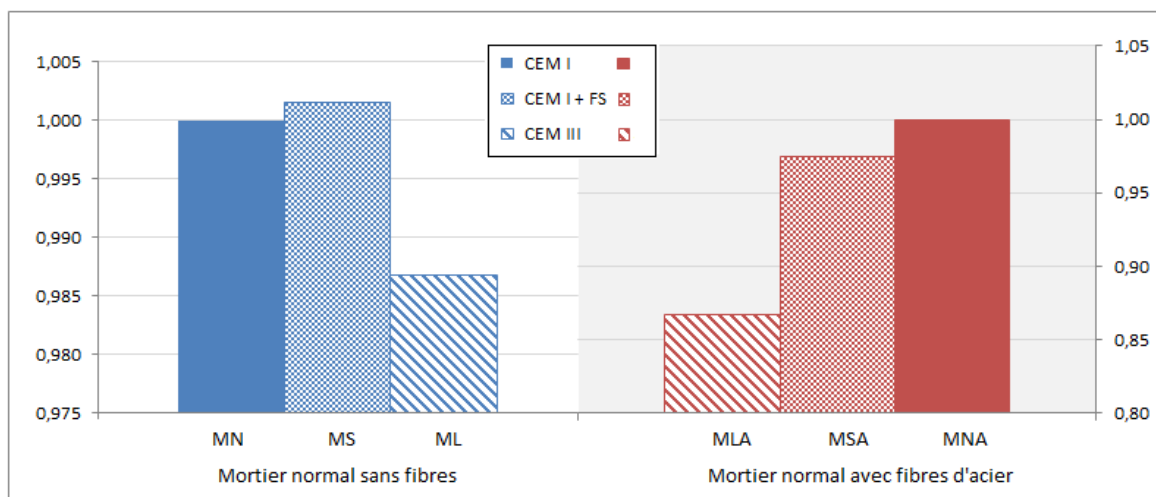


Figure 3.5 : Évolution des contraintes relatives en compression avec la nature des liants.

En conclusion, il en découle que les résistances en compression comme les résistances en flexion sont fortement corrélées au type du liant.

### 3.2.2 Influence de la nature des fibres

La Figure 3.6 trace la relation entre la contrainte de compression et la déformation pour les mortiers de références renforcés ou non renforcés par de fibres d'acier.

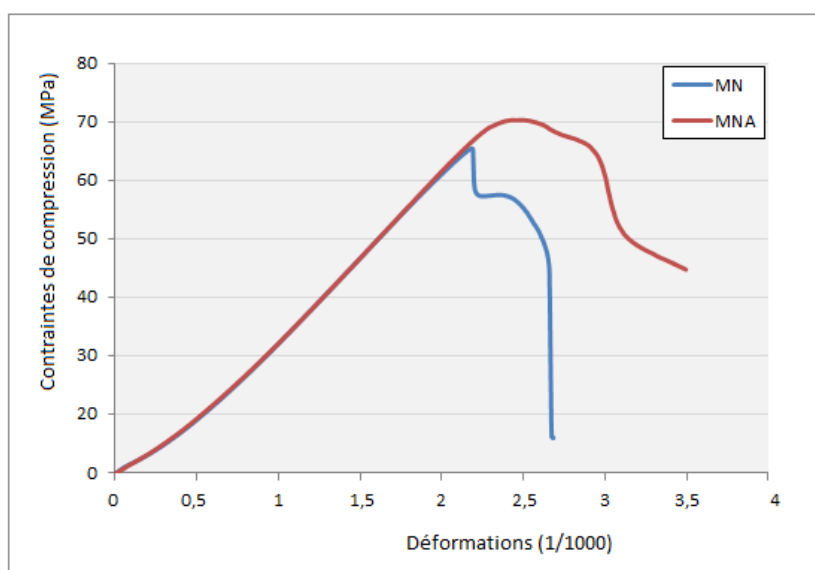


Figure 3.6 : Courbe contraintes-déformations en compression de mortiers de références.

Cette courbe montre bien l'influence de l'addition des fibres sur le comportement du mortier. Cette influence n'est pas toujours positive comme l'ont montré un certain nombre d'études [77] et [79]. D'autres auteurs sont en désaccord et parlent soit d'une augmentation de 15 à 20% ou quelques fois d'une légère diminution [149]. L'opinion généralement admise étant que la résistance du béton ou mortier n'est pas modifiée d'une façon significative par l'ajout de fibres d'acier. L'unanimité s'accorde à dire que l'addition des fibres rend le béton ou le mortier plus ductile. Les fibres ne jouent un rôle significatif

qu'après la rupture de la matrice cimentaire : l'énergie dissipée, caractérisée par l'aire sous la courbe contraintes-déformations est très nettement augmentée.

La Figure 3.7 regroupe les résultats des différents mortiers renforcés de fibres de natures différentes. Les résultats montrent que la présence de fibres d'acier améliore la résistance mécanique de 11% à 26% pour les mortiers contenant CEM III, CEM I+FS et CEM I.

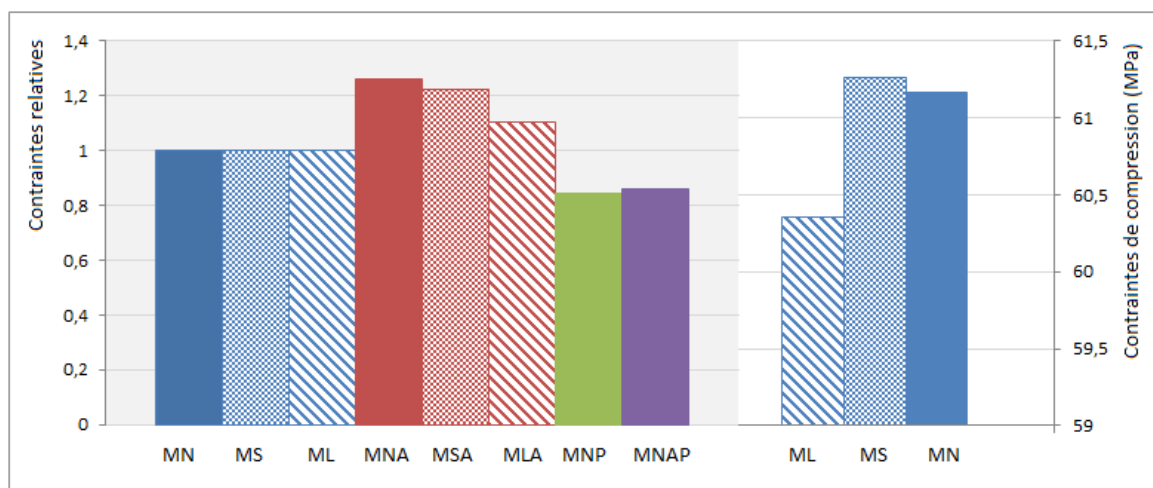
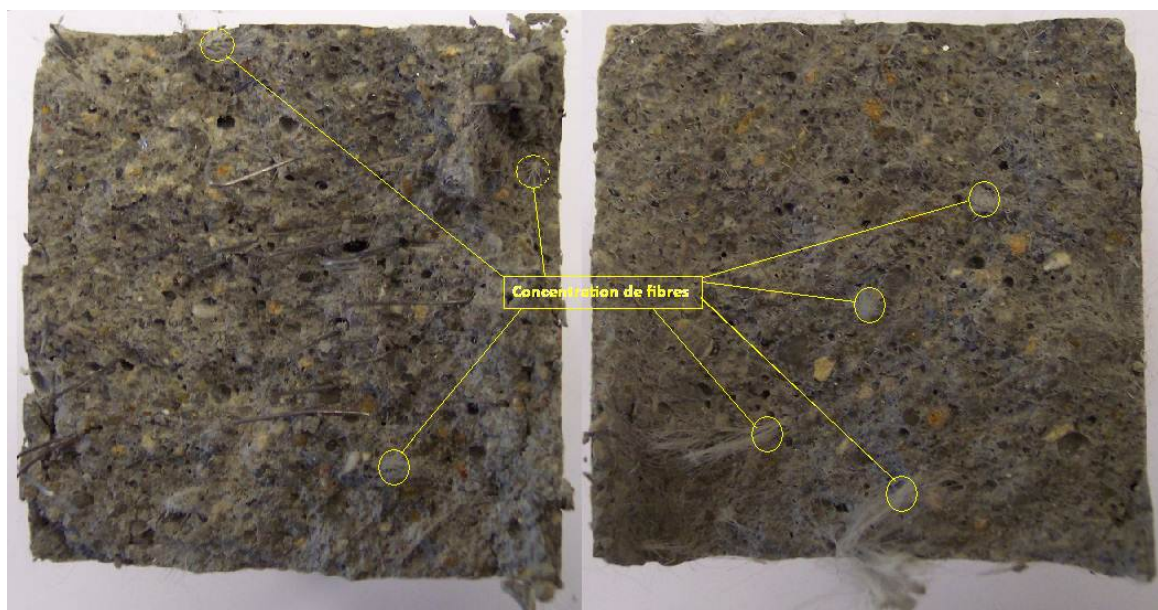


Figure 3.7 : Évolution des contraintes relatives en compression avec la nature des fibres.

L'influence des fibres de polypropylène n'a été testée que sur le mortier au liant CEM I. Le même mortier a été fibré avec une association de fibres de polypropylène et de fibres d'acier. Une perte de résistance de 15% pour le mortier renforcé de fibres de polypropylène est constatée. Comme noté précédemment, l'ajout de fibres ne joue pleinement son rôle que si le rapport eau/liant est modifié (ou bien par utilisation d'un plastifiant).

La perte est de 14% pour le mortier hybride. La raison invoquée précédemment est atténuée par la quantité de fibres de polypropylène réduite. Avec les fibres d'acier ce phénomène est moins visible : ces fibres se dispersent plus aisément (Figure 3.8). La présence des amas de fibres dans le mortier entraîne une augmentation du volume poreux. La résistance en compression dépend du volume de vide présent. On peut dire que la perte de résistance mécanique en compression, par rapport au mortier de référence est fortement corrélée par la présence des amas qui sont liés aux conditions de mise en œuvre des éprouvettes. Le même constat a été relevé par Bencardino F. et al. [150] lors de ces travaux expérimentaux sur les propriétés mécaniques de bétons renforcés par des fibres de polypropylène. Avec 1% et 2% en volume, la perte de contrainte respectivement est de 25% et 35% de la contrainte du béton de référence.



a) Hybride

b) Polypropylène

Figure 3.8 : Concentration des fibres de polypropylène dans la matrice cimentaire.

### 3.2.3 Influence du mode de cure

Une comparaison directe du développement des résistances mécaniques par rapport aux conditions de maturation conduit aux remarques suivantes (Figure 3.9) :

- Pour les éprouvettes conservées dans l'eau (HR = 100%, T = 20°C), l'évolution des résistances est très significative et varie entre 52 et 77 MPa à 28 jours. L'hydratation du mortier normal est améliorée en salle humide. A ce phénomène s'ajoute l'effet pouzzolanique de la fumée de silice dans le mortier au CEM I+ FS. L'augmentation est similaire pour le mortier au CEM III (cumul d'une meilleure hydratation et effet pouzzolanique du laitier).

- Pour les éprouvettes conservées en salle climatisée (HR = 50%, T = 20°C), les performances mécaniques des différents mortiers sont systématiquement inférieures à celles des mortiers conservés dans l'eau. Leur résistance mécanique à 28 jours est comprise entre 41 et 67 MPa. Ceci peut s'expliquer par un assèchement trop rapide de la matrice cimentaire (avant réaction totale d'hydratation). Le phénomène est amplifié par la présence de fibres d'acier. Celles-ci sont mieux enrobées par la matrice cimentaire plus dense lors de la conservation dans l'eau.

On peut conclure que la résistance d'une matrice cimentaire est fonction de son degré de saturation durant l'hydratation. Par conséquent, les conditions de mûrissement ont une grande influence sur le processus d'hydratation et en conséquence sur l'évolution des résistances mécaniques. Ainsi, les conditions humides sont plus favorables. Le gain de résistance en compression observé entre les deux modes de cure pour les différents mortiers est de 10 à 35%.

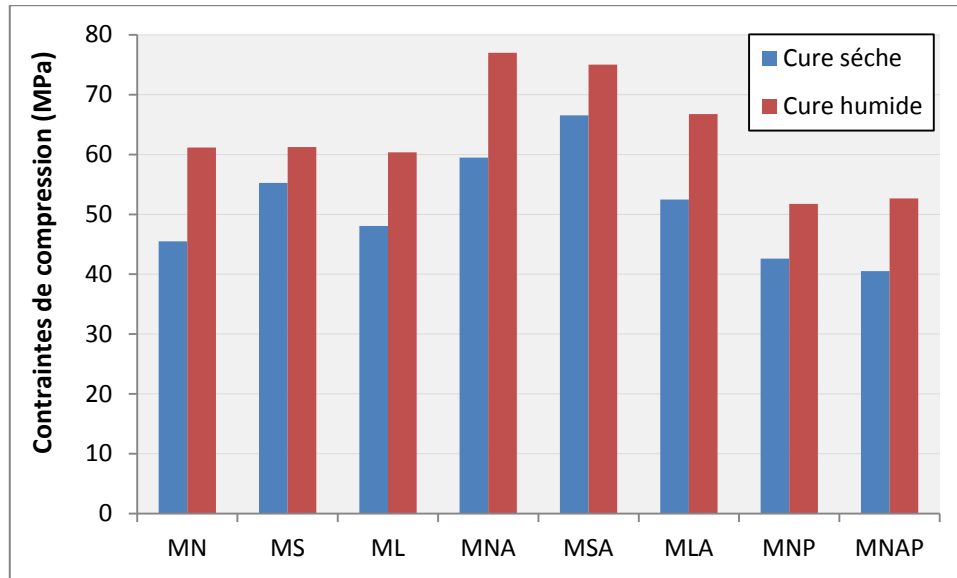


Figure 3.9 : Influence du mode de cure sur le comportement mécanique en compression.

### 3.3 Module d'élasticité

Le module d'élasticité représente une constante mécanique importante des matériaux, il est estimé par la pente de la première phase du diagramme en flexion c'est-à-dire dans la partie élastique. Pour calculer ces modules, nous prenons la pente de la droite située entre 2 points situés à 5 et à 30% de la force de rupture (maximum) [151].

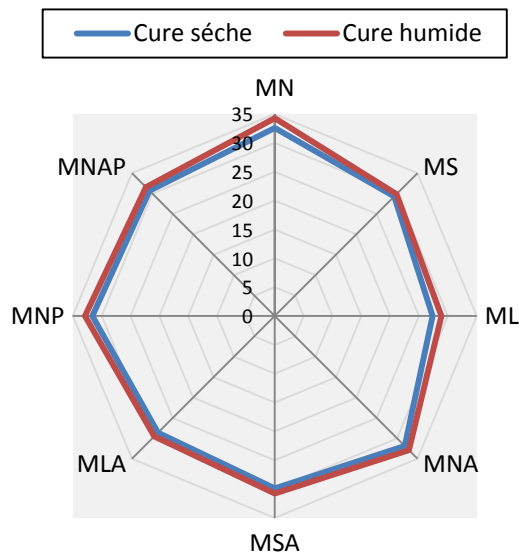


Figure 3.10 : Module d'élasticité E (GPa) des différents mortiers.

Les résultats (Figure 3.10) montrent que l'écart entre les mortiers fibrés et non fibrés n'est pas important, il n'excède pas 8%. On peut donc penser que l'introduction des fibres ne modifie pas d'une façon significative le module d'élasticité. Dans la partie élastique de la déformation, les fibres ne participent pas encore à la résistance, la matrice cimentaire

contrôle le comportement du matériau. Les études antérieures sur l'influence des fibres sur le module d'élasticité [152] confirment ce résultat.

### 3.4 Énergie de fissuration et indice de ténacité

#### 3.4.1 Énergie de fissuration

##### 3.4.1.1 Définition

L'énergie de fissuration est définie comme l'énergie nécessaire pour créer une unité de fissure en mode I de rupture : la contrainte de traction est normale au plan de fissure. Les surfaces de la fissure se déplacent dans les directions opposées et perpendiculaires au plan de fissure (Figure 3.11).

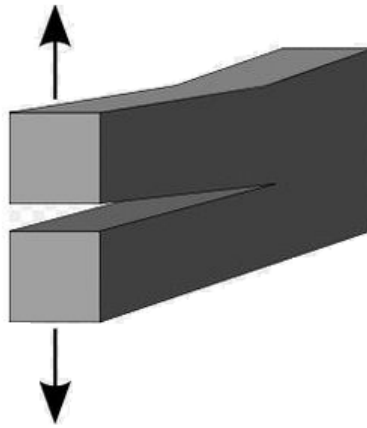


Figure 3.11 : Mode I de rupture.

L'énergie de fissuration est calculée selon la formulation, recommandée par Guo [153] :

$$G_f = \frac{1}{b.h} \left( W_o + 2W_1 + P_{inflexion} \delta_{inflexion} - \frac{P_{inflexion}^2}{2k} \right) \left( \frac{N}{m} \right) \text{ ou } \left( \frac{J}{m^2} \right) \quad (3.1)$$

Avec

$W_o = \int_0^{\delta_{inflexion}} P d\delta$  : travail dû par la charge d'inflexion.

$\delta_{inflexion}$  : déplacement correspondant à la rupture. Géométriquement, ce travail représente l'aire limité par la courbe (F,  $\delta$ ) en (N/m).

$W_1 = \left( \frac{m_1 g}{2} + m_2 g \right) \delta_{inflexion}$  : travail dû par le poids propre  $m_1 g$  de la poutre et le poids  $m_2 g$ .

$m_1$  : masse de l'éprouvette (kg) ( $m_1/2$  demi-poutre créant une déflexion propre, si la poutre dépasse de chaque côté, cette part diminue).

$m_2$  : masse de ce qui appuie sur l'éprouvette et qui n'est pas solidaire du bâti (kg).

$g$  : accélération de la pesanteur (9,81 m/s<sup>2</sup>).

$k = \frac{1296 EI}{23\ell^3}$  : coefficient de rigidité en flexion 4 points.

$EI$  : rigidité flexionnelle (N.m<sup>2</sup>) ;  $\ell$  : longueur de l'éprouvette (m).

### 3.4.1.2 Résultats et discussion

La détermination de l'énergie de fissuration par un essai de flexion 4 points nécessite une bonne lecture de la phase post-pic de la courbe efforts-déplacements. Ceci implique tout d'abord d'avoir un essai stable, c'est-à-dire une évolution suffisamment lente de l'effort en fonction du déplacement pour pouvoir enregistrer des points sur la partie décroissante de la courbe. La mesure de déplacement doit être précise pour réduire au maximum l'incertitude sur la flèche. Ces deux points sont déterminants quant à la qualité des résultats.

Le Tableau 3.1 regroupe les résultats de l'énergie de fissuration des huit mortiers testés lors de cette étude à température ambiante. Pour chaque composition, l'énergie est calculée jusqu'à une flèche de 2 mm.

Cure	MN	MS	ML	MNA	MSA	MLA	MNP	MNAP
Sèche	1234	1069	1301	11097	8121	11048	3531	10550
Humide	1214	1115	1356	10177	11436	13878	3687	11422

Tableau 3.1 : Énergie de fissuration  $G_f$  (J/m<sup>2</sup>) de différents mortiers.

On constate que l'énergie de fissuration des mortiers fibrés est bien supérieure à celle des mortiers non fibrés. D'autre part, la présence de fibres dans une matrice cimentaire induit un comportement ductile marqué.

Les résultats montrent que l'écart entre les énergies de fissuration dans les composites renforcés par des fibres d'acier et le composite hybride n'est pas significatif. Ceci laisse supposer que, lorsque le rapport eau/liant est conservé, la quantité de fibres d'acier du premier cas peut être réduite sans trop d'influence sur cette énergie. Les fibres de polypropylène jouent un rôle beaucoup moins important. Cette différence d'énergie est due à la différence entre les modules d'élasticité de fibres d'acier et de fibres de polypropylène.

De façon systématique, l'énergie de fissuration des différents mortiers obtenus en cure humide marque un léger avantage par rapport à la cure sèche.

La Figure 3.12 traduit bien l'énergie de fissuration lors de la rupture de 2 éprouvettes renforcées par de fibres d'acier et un cocktail de fibres d'acier et de polypropylène.



Figure 3.12 : Clichés de 2 éprouvettes fibrées après rupture.

### 3.4.2 Indice de ténacité

#### 3.4.2.1 Définition

La ténacité représente la quantité d'énergie nécessaire pour produire la rupture totale d'un composite, lorsque celui-ci est soumis à des contraintes statiques ou à des charges dynamiques. A la différence de l'énergie de fissuration, elle est égale au rapport (aire A + aire B)/aire A (Figure 3.13). Cette ténacité dépend de la taille de l'échantillon (hauteur, largeur et longueur), de la configuration de l'essai, du type de mesure (charge, charge-flèche, déplacement du sommier, etc.) et de la vitesse de chargement.

Plusieurs méthodes sont élaborées pour caractériser la ténacité du matériau. Parmi lesquelles, on cite les plus utilisées :

1- La méthode de l'ACI COMMITTEE 544 [154] recommande l'essai de flexion pour mesurer la ténacité des bétons de fibres. Cette méthode fixe les conditions de chargement pour des applications pratiques. L'indice est égal au rapport entre l'énergie totale absorbée avant l'obtention d'une flèche au centre de 1,9 mm et l'énergie absorbée jusqu'à l'apparition de la première rupture. Il est adimensionnel (Figure 3.13).

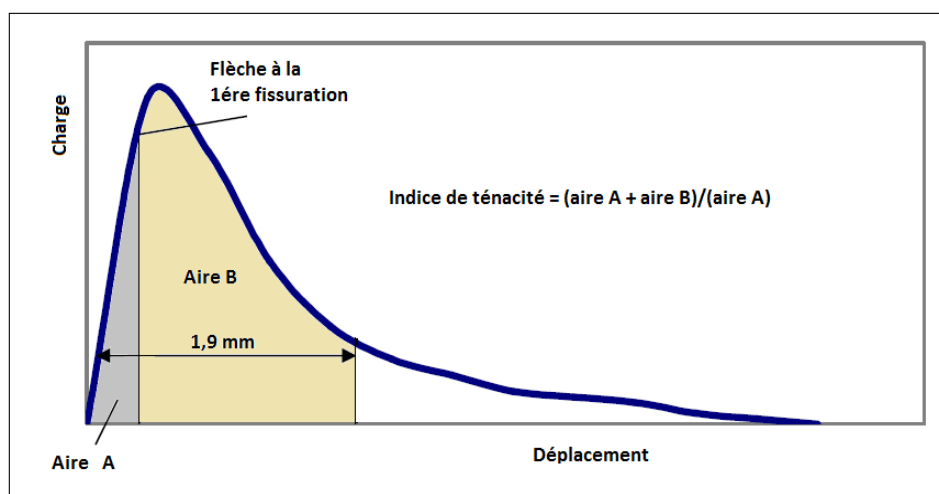


Figure 3.13 : Indice de ténacité – ACI COMMITTEE 544 [154].

2- La définition de l'indice de ténacité suivant BARR et al. [155] est basée sur la courbe charges-flèches en tenant compte de la première fissure et deux fois la première fissure (Figure 3.14).

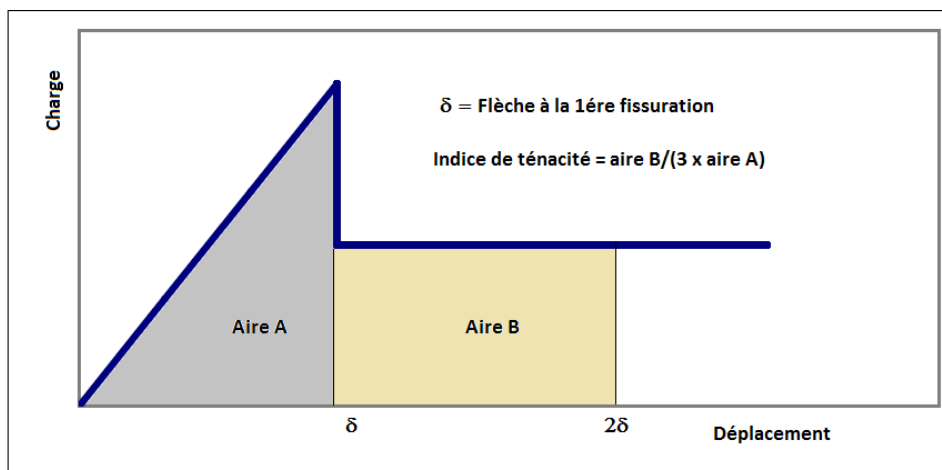


Figure 3.14 : Indice de ténacité proposé par Barr et al. [155].

3- Selon la norme ASTM C108 [156], on évalue l'aire située sous la courbe efforts-déformations pour des valeurs particulières de la déformation. On relève l'aire mesurée jusqu'à la valeur de déflexion " $\delta$ " entraînant la première fissure. Les rapports entre les valeurs des énergies représentées par ces points particuliers et l'énergie consommée jusqu'au point de première fissure donnent l'indice de ténacité " $I_n$ ". Les valeurs qui sont préconisées par la norme ASTM C 108 sont :  $3\delta$  pour  $I_5$  ;  $5,5\delta$  pour  $I_{10}$  et  $15,5\delta$  pour  $I_{30}$  (Figure 3.15).

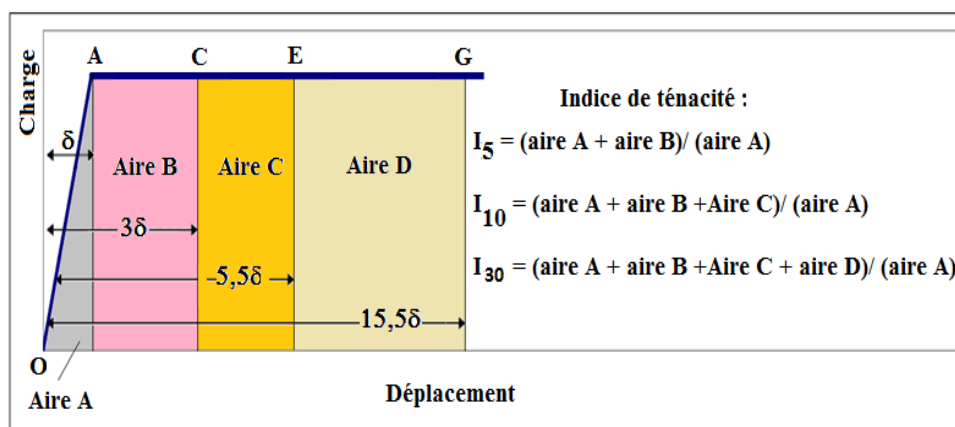


Figure 3.15 : Indice de ténacité – ASTM C 1018 [156].

### 3.4.2.2 Résultats et discussion

**Identification de la première fissuration :** L'évaluation de l'indice de ténacité est fortement corrélée à la mesure de la flèche à la première fissuration. L'identification du point de déflexion correspondant à la première fissure pose souvent un problème de précision : la courbe charges-déplacements n'est plus linéaire. La localisation de ce point, en pratique, est très ambiguë et dépend, entre autres, de la résolution de l'appareil d'acquisition des données et l'appréciation de l'opérateur. Cela est particulièrement vrai pour les mortiers renforcés.

De nombreuses normes adoptent une définition plus objective de la première fissure analogue à la spécification pour la limite d'élasticité de l'acier [157].

Nous avons opté, dans le calcul de flèche à la première fissuration, une autre méthode d'identification du point de déflexion. Le principe de calcul se base sur la comparaison entre la force élastique ( $F_e$  : force issue de la droite portée par la partie linéairement élastique) et la force  $F_c$  issue de la courbe charges-déplacements (Figure 3.16). La flèche  $\delta$  correspondant à la première fissuration est considérée lorsque la différence des forces entre

$F_e$  et  $F_c$  atteint un seuil de 10%, c'est-à-dire  $\frac{|F_e - F_c|}{F_c} \approx 10\%$ . Cette méthode de calcul paraît

très logique si on se réfère à d'autres méthodes qui limitent, pour le calcul de ce point, la flèche sur un intervalle de 0,05 à 0,1mm [157].

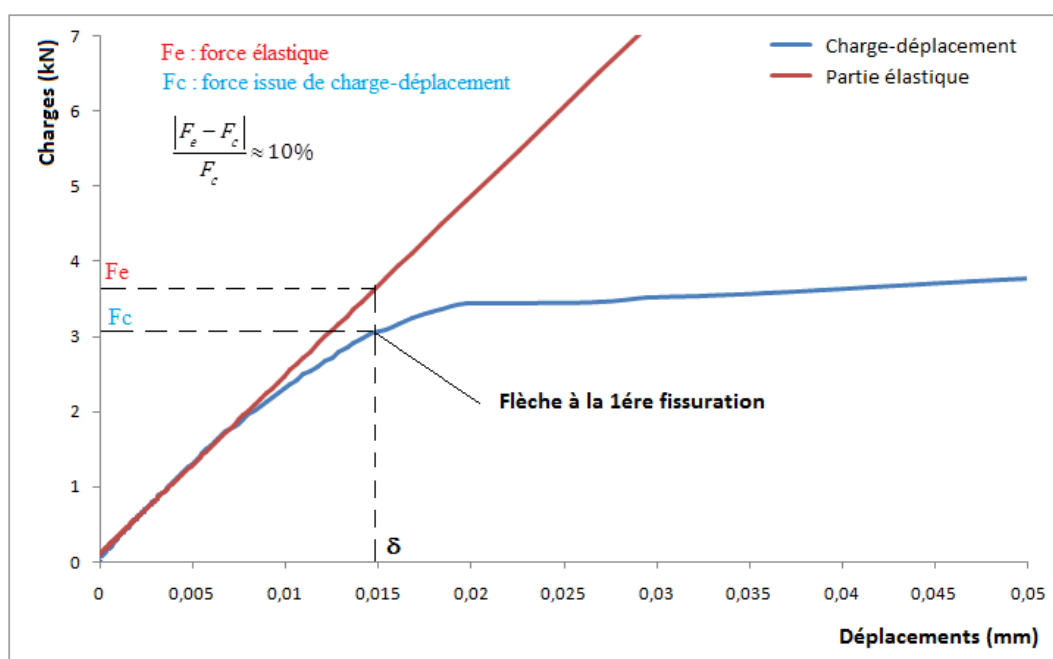


Figure 3.16 : Évaluation de la flèche à la 1ère fissuration.

Les résultats issus de cette méthode de calcul sont résumés sur le Tableau 3.2 suivant :

Types de mortiers	Cure sèche		Cure humide	
	Flèche (mm)	Force (kN)	Flèche (mm)	Force (kN)
MN	0,019	3,900	0,010	3,270
MS	0,011	2,508	0,015	3,189
ML	0,009	2,040	0,009	1,856
MNA	0,018	3,919	0,012	3,181
MSA	0,012	2,521	0,015	3,294
MLA	0,011	2,101	0,011	2,198
MNP	0,013	2,830	0,009	2,595
MNAP	0,014	3,006	0,011	2,604

Tableau 3.2 : Force et flèche à la 1ère fissuration.

La force élastique, dans les deux cures, de la matrice cimentaire renforcée par les fibres d'acier dans les différents mortiers reste pratiquement identique à la force de la matrice non renforcée. Ce résultat corrobore le rôle de la matrice cimentaire dans la zone élastique.

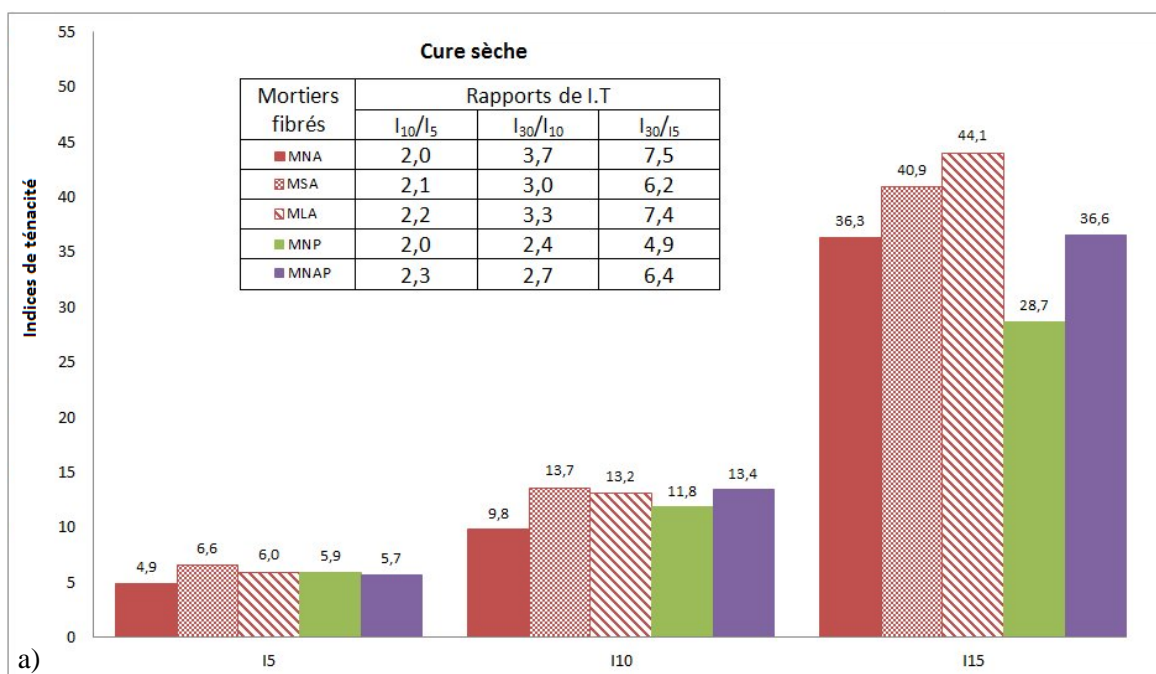
Les mortiers hybrides et les mortiers renforcés par les fibres de polypropylène affichent un écart relatif avec la matrice cimentaire de 23% et 27% respectivement. Ceci confirme les résultats déjà discutés sur l'influence de la présence de fibres de polypropylène dans une matrice cimentaire à température ambiante.

L'évaluation de l'**indice de ténacité (I.T)** a été menée selon la norme ASTM C 1018. Cette méthode est recommandée par ACI COMMITTEE 544 parce qu'elle peut être utilisée pour le béton ou mortier de fibres ayant une grande ténacité (indices grands  $I_{50}$ ,  $I_{100}$ ).

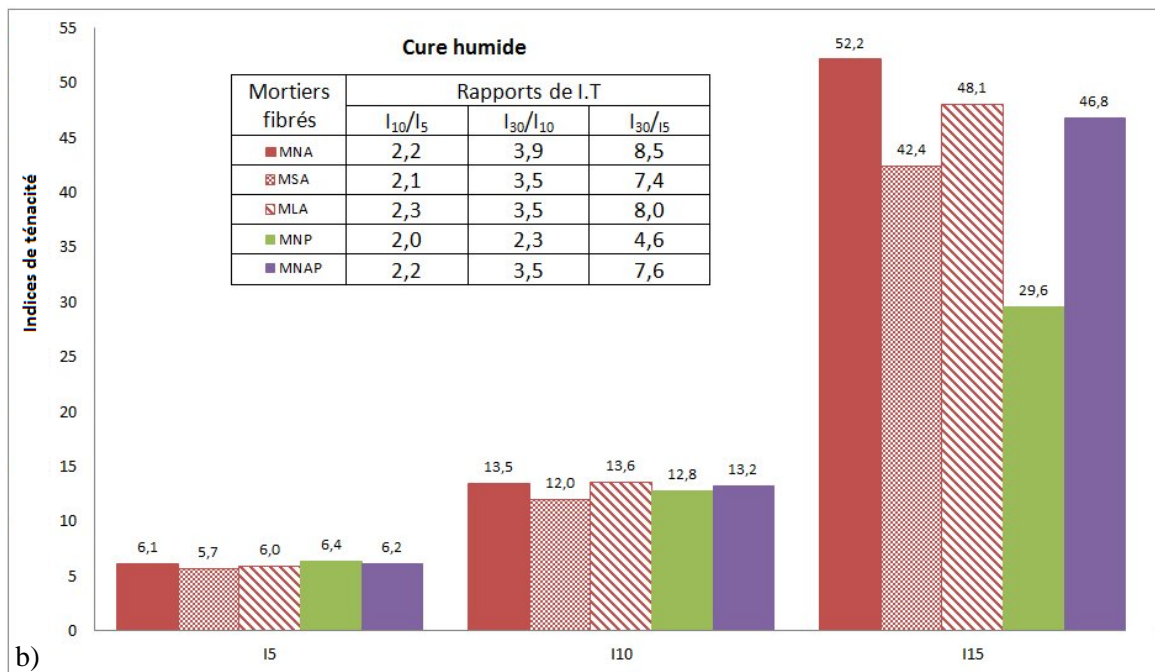
Une première observation globale des résultats présentés en Figure 3.17 permet de faire un constat positif concernant les évolutions de ténacité en fonction de la nature des fibres. En effet une augmentation de ténacité est remarquée, dans les deux modes de cure et dans tous les mortiers fibrés mais avec des amplitudes différentes :

**Cure sèche :** le mortier MLA a une meilleure ténacité que le mortier MNA, son  $I_{30}$  est égal à 44,1 contre 36,3 pour MNA mais leur rapport d'évolution de  $I_{30}/I_5$  est pratiquement le même. Le MSA présente une ténacité supérieure à MNA avec un rapport de  $I_{30}/I_5$  moins que le MNA et égale à 6,2. L'évolution de ténacité du mortier hybride MNAP est similaire au MNA : l'évolution de leur rapport est différente. Le mortier renforcé avec le polypropylène MNP donne la plus faible évolution de ténacité.

**Cure humide :** à l'exception de MNA qui présente une meilleur ténacité avec un rapport d'évolution de I.T supérieur aux autres, les mêmes tendances que dans la cure sèche sont observées pour les autres mortiers fibrés avec une augmentation de ténacité due aux conditions de mûrissement qui jouent un rôle favorable.



*ÉTUDE DU COMPORTEMENT MÉCANIQUE À TEMPÉRATURE AMBIANTE DES MORTIERS RENFORCÉS DE FIBRES DE NATURES DIFFÉRENTES*



*Figure 3.17 : Indices de ténacité des mortiers renforcés de fibres en flexion.  
(a) Cure sèche ; (b) Cure humide.*

### **3.5 Conclusion**

Cette campagne d'essais mécaniques, à température ambiante, sur des mortiers normalisés renforcés de fibres de natures différentes (fibres d'acier, fibres de polypropylène et cocktail de fibres d'acier et de fibres de polypropylène) a permis de corroborer un certain nombre de travaux de recherche dans ce domaine.

L'étude a été menée en considérant trois paramètres : nature de liant, nature des fibres et mode de cure. Leur influence sur le comportement mécanique est analysée et en découlent les résultats suivants :

**1- Influence de la nature de liant :** La contribution de liant à base de CEM I avec ajout de 8% de fumée de silice est plus notable sur la contrainte de traction en flexion en comparaison avec les autres liants CEM I et CEM III. Par contre en compression, ce liant ne contribue pas d'une façon bénéfique sur la contrainte de compression, il présente pratiquement le même comportement que le CEM I. L'influence de liant CEM III sur la résistance en compression reste similaire à celle en flexion avec une contribution moindre que les autres liants.

**2- Influence de la composition des fibres :** Il est logique que l'influence des fibres soit nette sur les résistances en flexion. Les fibres d'acier sont plus influentes que les fibres de polypropylène. Le renforcement en fibres d'acier avec pour fraction volumique 0,58% n'est que légèrement supérieur au renforcement avec 0,29% acier et 0,29% polypropylène. Le rôle bénéfique du renforcement concerne le domaine pré-pic des courbes de comportement, conduisant le plus souvent à une légère extension de l'étendue du domaine linéaire. L'extension est beaucoup plus importante dans le domaine non linéaire (post-pic). Les fibres modifient donc majoritairement le développement de l'endommagement mécanique. Elles le ralentissent et retardent les phénomènes de localisation, donc l'amorçage de macro fissures. Les capacités en contrainte et en déformation du matériau sont ainsi le plus souvent améliorées par l'introduction des fibres. La rupture passe du caractère fragile au caractère ductile. Les effets bénéfiques du renforcement dans le domaine pré-pic conduisent à une augmentation de l'énergie de fissuration emmagasinée dans les éprouvettes au moment de l'amorçage d'une ou plusieurs macro fissures.

**3- Influence du mode de cure :** Le comportement mécanique du matériau renforcé ou non renforcé en fonction du mode de conservation des éprouvettes est différent. La cure humide favorise le développement de la réaction pouzzolanique de la matrice cimentaire. La cure sèche freine ou arrête le processus de l'hydratation du liant. La différence entre les deux comportements aux deux modes de cure se traduit par un accroissement ou une diminution de résistance mécanique. La matrice cimentaire est modifiée par la nature de la cure mais ceci a une conséquence importante sur la liaison matrice-fibre ce qui amplifie le rôle de la fibre. C'est dans ce contexte que s'inscrivent nos résultats expérimentaux, en affichant une augmentation de 14 à 79% de contraintes de traction par flexion et de 10 à 35% de contraintes de compression.

Le chapitre suivant va être consacré à l'étude du comportement mécanique des mêmes matériaux mais à haute température (1000°C). Les conclusions tirées du comportement mécanique de ces matériaux à température ambiante seront-elles reconduites pour ces mêmes matériaux à températures élevées?



**CHAPITRE 4**  
**ÉTUDE DU COMPORTEMENT MÉCANIQUE DES**  
**MORTIERS RENFORCÉS DE FIBRES DE NATURES**  
**DIFFÉRENTES APRÈS CHAUFFAGE À HAUTE**  
**TEMPÉRATURE**



## Chapitre 4

# Étude du comportement mécanique des mortiers renforcés de fibres de natures différentes après chauffage à haute température

**Préambule** : Ce chapitre a pour l'objet l'étude du comportement mécanique du mortier normalisé composé de liants différents et renforcé de fibres d'acier et de fibres de polypropylène après chauffage à haute température. Les matériaux renforcés sont caractérisés en flexion 4 points et en compression, lors des essais monotones. Le chapitre précédent a montré que l'introduction des fibres influençait le comportement mécanique du matériau à température ambiante. Dans ce chapitre, une importance particulière est accordée à l'établissement de relations entre les évolutions des comportements mécaniques en fonction de la température.

Dans une première partie, sont présentés les résultats des essais mécaniques réalisés seulement sur le mortier composé de CEM I, en mode de cure sèche et humide, renforcé de fibres d'acier, fibres de polypropylène et un mélange de fibres d'acier et de polypropylène. Ils sont soumis à des paliers de températures de 400°C à 1000°C avec des vitesses de montée en température de 2°C/min et 5°C/min.

La deuxième partie est consacrée à l'étude du comportement mécanique des mortiers composés successivement de liants CEM I+FS et CEM III, renforcés seulement par de fibres d'acier, en considérant le mode de cure humide, soumis à des températures de 400°C, 500°C et 800°C avec une rampe de chauffage 5°C/min.

À l'issue de ces deux parties, une synthèse globale est proposée ; elle s'appuie sur des résultats d'observations en microscopie électronique.

Dans la continuité des démarches présentées au chapitre 3, nous avons successivement évalué l'énergie de fissuration et le facteur de ténacité pour chaque composition de mortier en fonction de la température. Les essais mécaniques ont été reproduits trois fois au moins pour chaque condition opératoire, afin de caractériser la dispersion des résultats obtenus. Les résultats des essais effectués à température ambiante, déjà présentés au chapitre 3, seront à nouveau considérés. Ils constitueront une forme de comportement de référence, permettant de visualiser et de commenter les évolutions de comportement mécanique liées à l'élévation de température.

Les courbes de comportement en flexion 4 points présentées dans ce chapitre ont été choisies dans la base contenant l'ensemble des courbes expérimentales, de telle sorte que leurs allures ou évolutions soient représentatives de l'ensemble des essais mécaniques, pour une même nuance et pour des conditions d'essais données.

## 4.1 Comportement mécanique du mortier à base de CEM I soumis à haute température

### 4.1.1 Mode de conservation sèche

Nous rappelons que le mode de conservation des mortiers fibrés et non fibrés a été réalisé en conservant les échantillons en salle humide (20°C, 95% HR) pendant 7 jours, puis en salle sèche (20°C, HR 50%) pendant 21 jours. Pour faciliter leur nomination dans le texte, on les repère par (S).

#### 4.1.1.1 Vitesse de chauffe 2°C/min

L'étude du comportement mécanique du matériau a été réalisée, en mode de conservation sèche, en considérant les températures de chauffe suivantes : 400°C, 500°C, 600°C, 700°C, 800°C et 1000°C. Le traitement thermique a été réalisé dans un four électrique à moufle, avec une vitesse de montée en température de 2°C/min. La durée de palier est d'une heure. Afin de limiter les effets d'une ré-humidification à l'hygrométrie ambiante sur les propriétés résiduelles du mortier, le refroidissement des éprouvettes jusqu'à la température ambiante est obtenu four éteint et fermé. La vitesse de refroidissement n'est pas régulée mais elle est de l'ordre de (-0,3) °C/min.

La Figure 4.1 traduit la différence de vitesse de montée en température entre les courbes expérimentales et la courbe standard ISO 834. La vitesse de montée en température choisie (2°C/min) permet d'obtenir un chauffage lent, homogène des échantillons et d'éviter une fissuration induite par l'établissement de fort gradient thermique au sein des échantillons.

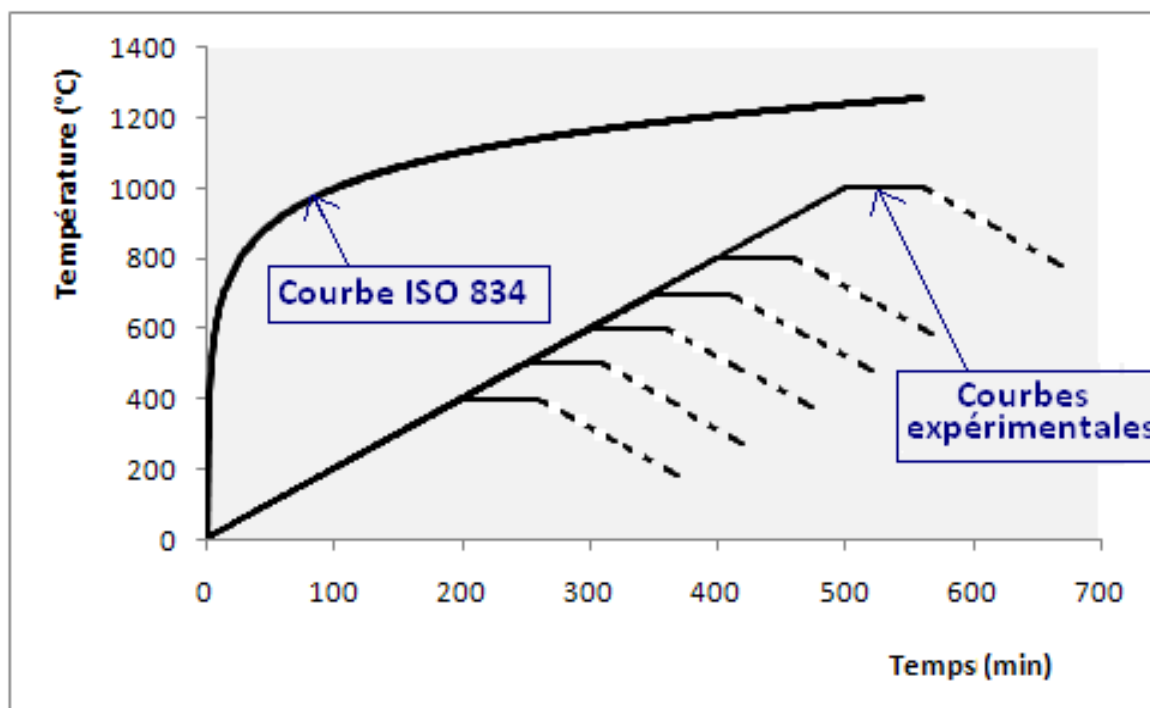


Figure 4.1 : Comparaison entre courbes expérimentales temps- températures avec courbe standard ISO 834.

#### **4.1.1.1.1 Comportement en flexion 4 points**

##### **a) Évolution de l'effort résiduel en fonction de la température**

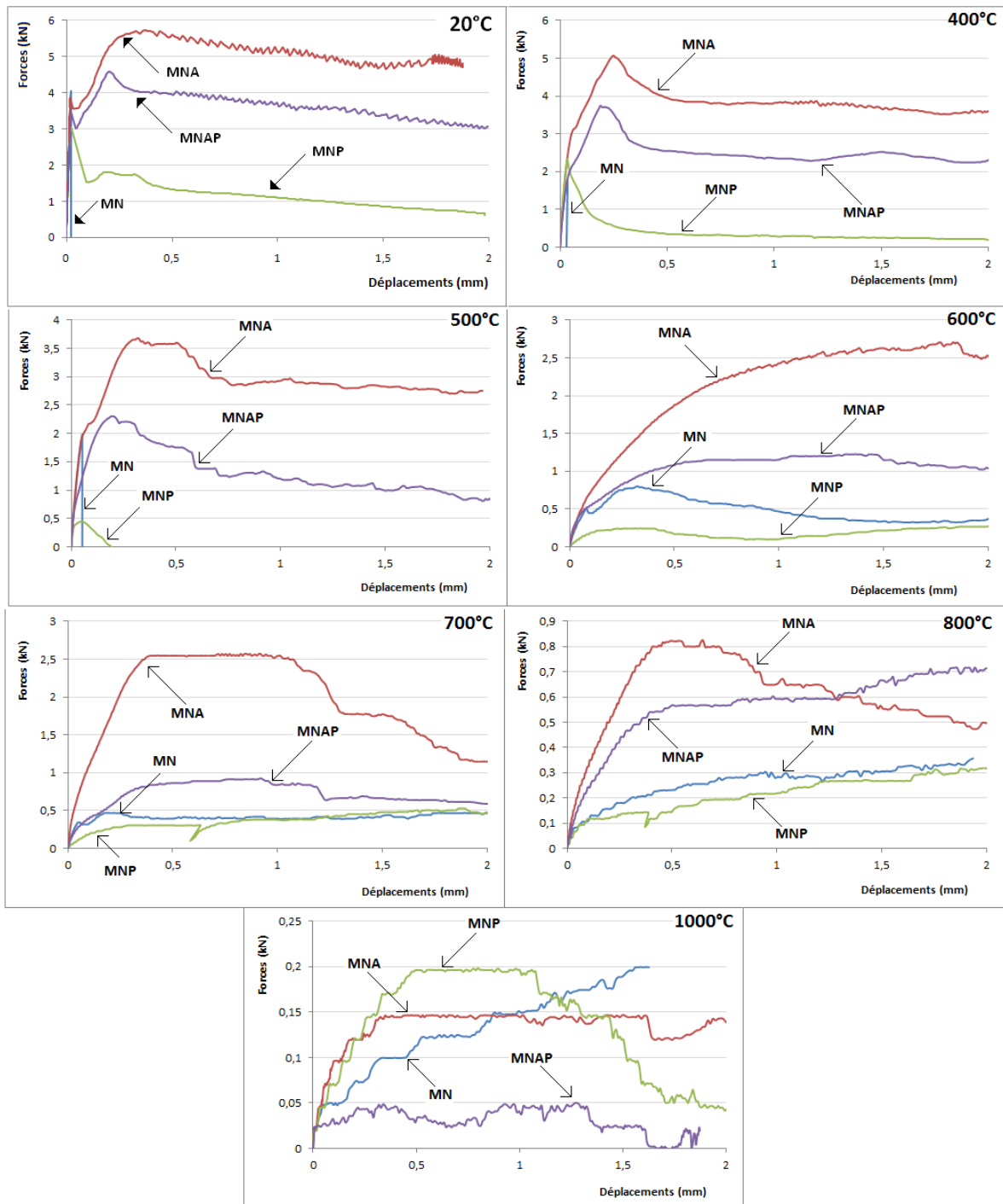
Des résultats d'essais de flexion monotone effectués sur le mortier non renforcé (MN) et sur les mortiers renforcés de fibres d'acier (MNA), de fibres de polypropylène (MNP) et de fibres mixtes (MNAP) sont présentés sur la Figure 4.2. Les courbes de comportement présentées ont été choisies dans la base contenant l'ensemble des courbes expérimentales, de telle sorte que leurs allures ou évolutions soient représentatives de l'ensemble des essais mécaniques, pour une même nuance et pour des conditions d'essais données.

A la température ambiante, concernant la phase élastique, pour les deux natures de fibres, on observe un comportement linéaire avec une pente relativement semblable pour les 4 échantillons. Avant macro fissuration de la matrice, les fibres n'interviennent pas ou peu dans le comportement du composite, qui est principalement gouverné par les propriétés de cette matrice. Dans le comportement post-pic, l'effet des fibres et l'écart de performance en fonction de leur nature sont très nettement mis en évidence. L'incorporation des fibres conduit à l'amélioration du comportement post-pic du composite, en augmentant sa ductilité par rapport au comportement fragile de la matrice seule.

Sur toute la gamme des températures de chauffe, un comportement non linéaire est observé et le comportement mécanique du matériau évolue avec la température. Certes, exposé à de hautes températures, le mortier subit un endommagement en fissuration et accompagné d'importantes modifications physico-chimiques qui influencent son comportement en flexion. De nombreux auteurs [115], [158], [159] et [160] s'accordent sur le fait que la résistance décroît avec l'augmentation de la température d'exposition.

L'observation de l'ensemble de ces courbes, après chauffage, permet également de constater le rôle des fibres dans le comportement ductile du composite, mais des écarts significatifs existent entre les matériaux fibrés. En effet, le mortier renforcé de fibres d'acier (MNA) présente un comportement nettement supérieur à celui du mortier normalisé (MN), du mortier avec fibres de polypropylène (MNP) ou du mortier hybride (MNAP) jusqu'à la température de 800°C. Le mortier mixte MNAP présente un comportement intermédiaire entre le mortier renforcé de fibres d'acier et le mortier renforcé de fibres de polypropylène.

*ÉTUDE DU COMPORTEMENT MÉCANIQUE DES MORTIERS RENFORCÉS DE FIBRES DE NATURES DIFFÉRENTES APRÈS CHAUFFAGE À HAUTE TEMPÉRATURE*



*Figure 4.2 : Courbes de comportement du mortier (S) non renforcé (MN) et renforcé de 0,58%<sub>volumique</sub> de fibres d'acier (MNA), de fibres de polypropylène (MNP) et mixte (MNAP), en flexion 4 points (chauffage préalable à haute température, avec une vitesse de montée en température de 2°C/min).*

Pour commenter plus en détail les évolutions observées en fonction de la température de chauffe, nous présentons la Figure 4.3 et le Tableau 4.1 permettant ainsi de visualiser les évolutions de la contrainte au pic pour chaque température et chaque type de renfort.

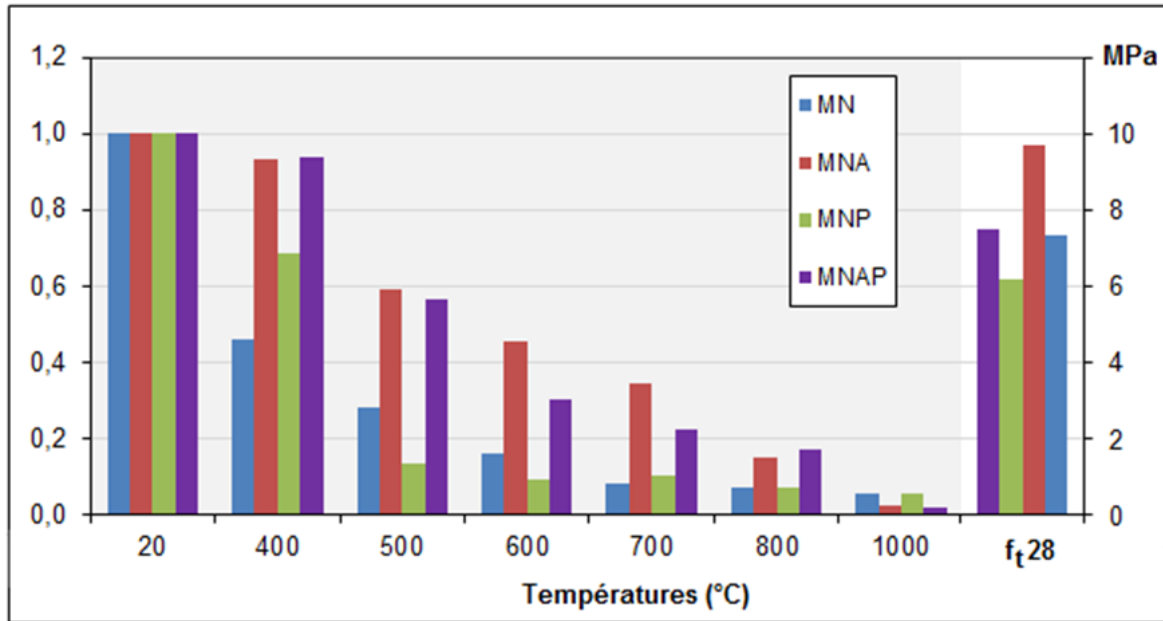


Figure 4.3 : Évolution des résistances à la traction par flexion 4 points des mortiers (S) en fonction de la température du traitement thermique avec une rampe de 2°C/min. A gauche valeurs normalisées, à droite résistance à 28 jours.

Température (°C)	Contrainte maximale relative (%)			
	MN	MNA	MNP	MNAP
20	100	132	84	103
400	46	123	58	96
500	28	78	12	58
600	16	60	8	31
700	8	46	9	23
800	7	20	6	18
1000	6	3	5	2

Tableau 4.1 : Variation relative de la contrainte maximale en traction (avec une rampe de 2°C/min), calculée par rapport au mortier (S) de référence non fibré MN.

Il est clair, que l'endommagement thermique du mortier MNA est plus faible que celui du mortier MN. En effet à 400°C, on enregistre une perte relative de 7%, alors que le mortier MN accuse une perte de 54%, les fibres d'acier ne limitent pas les modifications physico-chimiques mais contrôlent la fissuration d'origine thermique puis limitent la propagation de cette fissuration lors du chargement mécanique.

Le mortier MNP se dégrade moins que le mortier MN. Cet effet positif s'affaiblit très rapidement en température. Les fibres de polypropylène permettent de réduire la fissuration en contrôlant les suppressions de vapeur, mais n'influencent pas les modifications physico-chimiques. Il semblerait donc que la résistance en traction est plus sensible à la fissuration qu'aux modifications physico-chimiques.

L'effet positif des fibres de polypropylène agit aussi pour les mortiers hybrides. A 400°C, la résistance du mortier MNAP est supérieure à 96% de la résistance initiale à 20°C. L'endommagement thermique à 400°C est donc plus faible pour le mortier hybride

que pour le mortier renforcé de fibres d'acier. Au-delà de 400°C, la dégradation du mortier hybride devient plus importante : seul l'effet de « couture » des fibres d'acier agit encore, mais cet effet est plus faible car le dosage en fibres d'acier est plus faible pour le mortier MNAP.

Les résultats permettent de mettre en évidence l'impact des fibres d'acier sur le comportement des mortiers de fibres mixtes et de fibres de polypropylène. Ces résultats corroborent les travaux de Suhaendi et al. [99] et Peng et al. [96] qui concluent que les bétons de fibres d'acier maintiennent leur résistance élevée, tandis que les bétons de fibres mixtes et de fibres de polypropylène subissent une baisse de résistance liée à la fusion du polypropylène et du canal ainsi formé.

### b) Évolution du module d'élasticité résiduel en fonction de la température

La Figure 4.4 révèle que, lorsque le mortier est renforcé par de fibres, les valeurs du module élastique sont globalement peu influencées par la présence des fibres au sein du mortier à la température élevée (en accord avec le constat du chapitre 3).

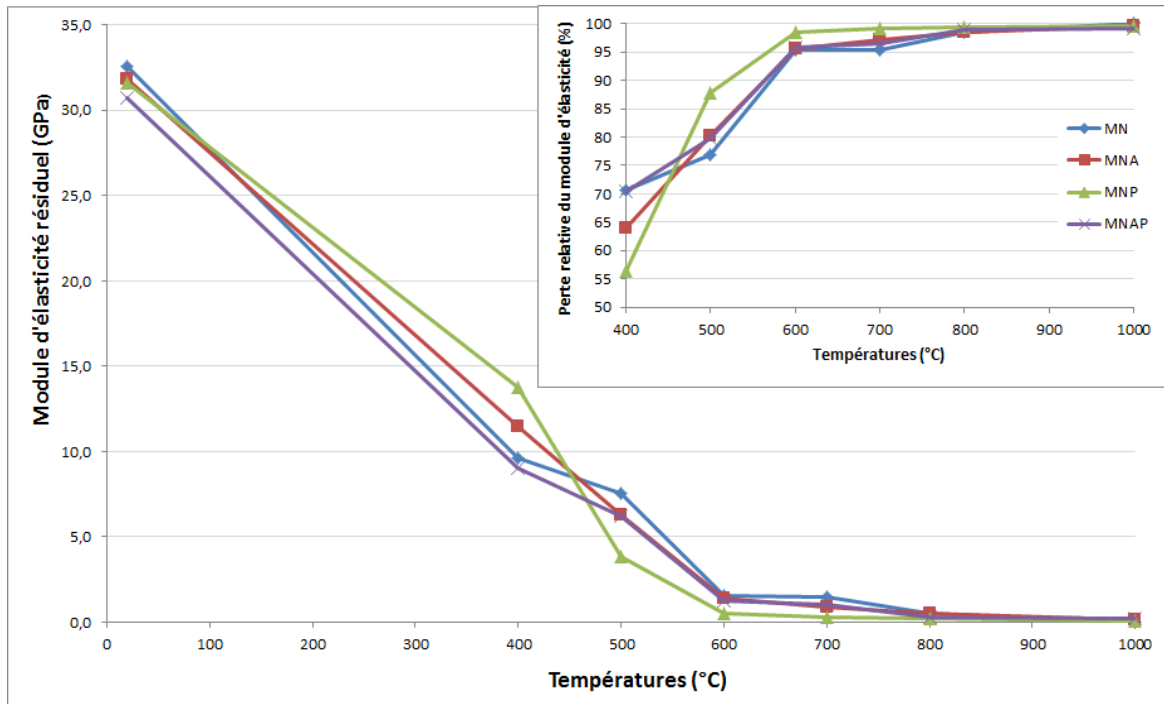


Figure 4.4 : Évolution du module d'élasticité résiduel en flexion 4 points des mortiers (S) en fonction de la température du traitement thermique avec une rampe de 2°C/min.

Le module élastique résiduel du mortier MNA diminue avec la montée en température, avec un comportement similaire à celui du mortier sans fibres, la courbe se partageant en deux domaines de pentes distinctes. Entre 20°C et 400°C, le taux de perte du module d'élasticité du MNA ( $0,17\%C^{-1}$ ) est inférieur à celui du MN ( $0,19\%C^{-1}$ ), ce qui est équivalent à une perte relative de 65% pour MNA et 70% de MN. Entre 400°C et 500°C, le module du mortier MNA diminue plus rapidement que celui du MN. Au-delà de 800°C, le module résiduel est quasi-nul pour les deux mortiers (Tableau 4.2).

Cependant, le module d'élasticité résiduel est peu influencé par l'ajout de fibres de polypropylène. De légers gains sur le module d'élasticité résiduel sont à noter à la température de 400°C. Le module d'élasticité résiduel du MNP est de 13,8 GPa, tandis que celui du MN 9,6 GPa après chauffage à 400°C. Entre 400°C et 500°C, le module d'élasticité résiduel du MNP chute très rapidement, le taux de perte de MNP (0,32% $C^{-1}$ ) devient plus important que ceux des autres mortiers. Au-delà de 800°C, le module est pratiquement nul.

Entre 20°C et 400°C, le module d'élasticité résiduel du mortier hybride MNAP diminue plus que ceux des autres mortiers, mais avec un taux de perte (0,19% $C^{-1}$ ) équivalent à celui du mortier de référence. Après chauffage à 500°C, le module d'élasticité de MNAP, voisin de MNA, devient supérieur à MNP. Au-delà de ce seuil de température, le module est réduit.

Entre 20°C et 400°C, le taux de perte du module d'élasticité résiduel des mortiers MN et MNAP (0,19% $C^{-1}$ ) est plus élevé que celui des mortiers MNA (0,17% $C^{-1}$ ) et MNP (0,15% $C^{-1}$ ). Entre 400°C et 500°C, le taux de perte de module d'élasticité du MNP (0,32% $C^{-1}$ ) double et devient plus important que ceux des autres mortiers. Au-delà de 800°C, le module est pratiquement nul.

Perte relative du module d'élasticité résiduel (%)				
Température °C	MN	MNA	MNP	MNAP
400	70,6	64,0	56,4	70,5
500	76,9	80,3	87,9	79,7
600	95,3	95,5	98,4	95,8
700	95,4	97,3	99,1	96,6
800	98,4	98,5	99,4	99,0
1000	100,0	99,7	99,7	99,2
Taux de perte du module d'élasticité résiduel (% $C^{-1}$ )				
20-400	0,19	0,17	0,15	0,19
400-500	0,06	0,16	0,32	0,02
500-1000	0,05	0,04	0,02	0,04

Tableau 4.2 : Perte relative et taux de perte du module d'élasticité résiduel avec une rampe de 2°C/min, calculés par rapport au mortier (S) initial.

Le module d'élasticité diminue sous l'effet du traitement thermique. Le comportement est similaire pour tous les matériaux. Certains auteurs comme Noumowé [5], Phan [161], Tolentino [162], Hager [106] et Kanema [163] ont déjà observé une évolution similaire du module d'élasticité pour différents bétons.

Ces résultats montrent l'influence favorable des fibres de polypropylène sur le module d'élasticité résiduel sur le mortier MNP jusqu'à 400°C. Avec les fibres d'acier, une faible baisse du module d'élasticité résiduel par rapport au mortier MNP est observée à ce niveau de température. Le gain du module relatif entre MNP et MNA est environ 20%. Cependant, après chauffage à 500°C, le module résiduel de MNP chute très rapidement, dû à la fusion totale des polypropylènes, et devient très inférieur aux ceux des mortiers MN, MNA et MNAP dont leurs modules sont voisins. Au-delà de 500°C, l'apport des fibres, quelle que soit leur nature, n'est plus significatif.

c) Évolution de l'énergie de fissuration, facteur d'intensité de contrainte résiduelle et indice de ténacité résiduel en fonction de la température

c<sub>1</sub>) Énergie de fissuration résiduelle  $G_f$

La Figure 4.5 montre les résultats de  $G_f$  des 4 groupes de mortiers testés en fonction de la température.

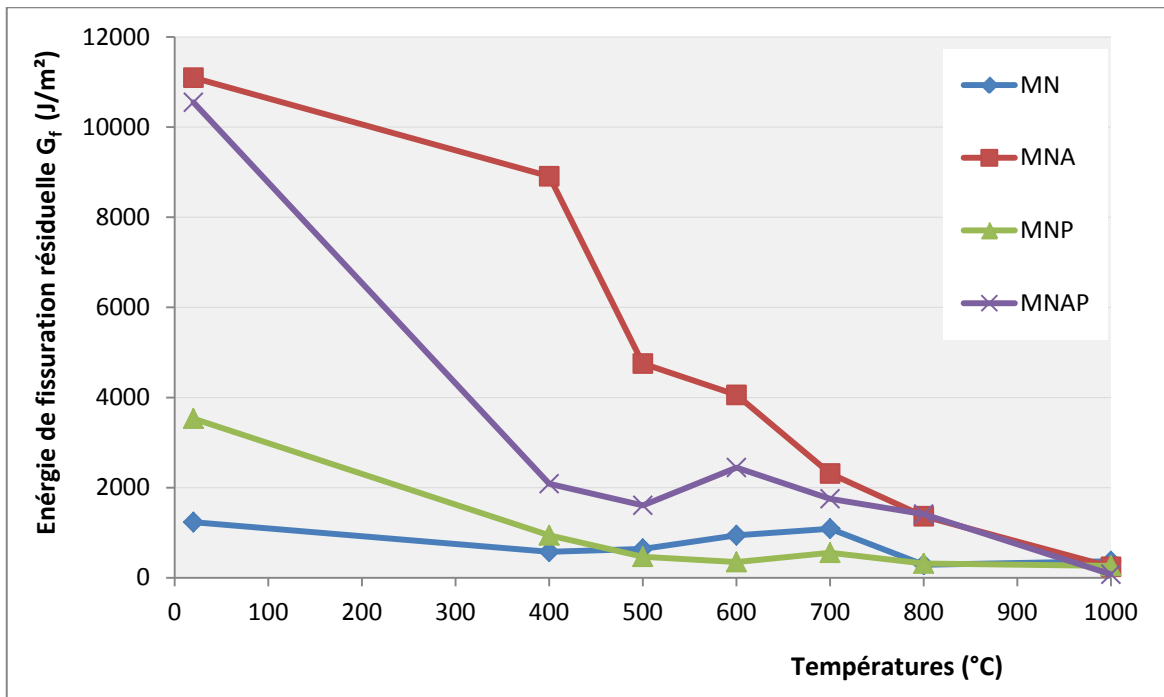


Figure 4.5 : Évolution de l'énergie de fissuration résiduelle  $G_f$  en fonction de la température des mortiers (S) avec une rampe de 2°C/min.

A l'exception du mortier MNA qui présente une évolution décroissante monotone avec l'augmentation de température, les mortiers MN, MNP et MNAP affichent une faible variation des résultats à partir de 600°C. Cette variation de l'énergie de fissuration en fonction de la température, précédemment discutée dans l'étude bibliographique, est due aux effets de la température, de la taille des granulats et du degré d'hétérogénéité du matériau. Malgré cette faible variation, nos résultats approchent la loi de l'évolution de l'énergie de fissuration en fonction de température proposée par Bazant et Prat [38].

La tendance de ces courbes montre clairement les effets bénéfiques du renforcement du mortier normal par les fibres sur la ductilité du matériau. Certes, les amplitudes de ces effets varient fortement avec la nature des fibres. Les gains de l'énergie de fissuration  $G_f$  obtenus, comparativement à l'énergie de fissuration du mortier de référence, sur la plage de température comprise entre 400°C et 800°C, varient alors entre 110% à 1450% pour le cas d'un renforcement par les fibres d'acier et entre 60% à 260% pour le cas d'un renforcement par les fibres mixtes.

L'énergie de fissuration du mortier MNP devient moindre que celle du mortier MN à partir de 400°C. Cette perte importante de ductilité est certainement due à la fusion complète des fibres de polypropylène. Cette disparition des fibres laisse des vides qui

contribuent à diminuer l'énergie de fissuration et donc à augmenter l'endommagement thermique.

### c<sub>2</sub>) Facteur d'intensité de contrainte résiduelle $K_I$

Le facteur d'intensité de contrainte résiduelle  $K_I$  caractérise la résistance du matériau à la propagation de la fissure et à l'endommagement. Ce paramètre peut être déduit du calcul de l'énergie de fissuration résiduelle  $G_f$  et du module de Young  $E$ . Il est défini par la relation suivante [164], [165] et [166] :

$$K_I = \sqrt{G_f \cdot E} \quad (4.1)$$

Ce paramètre prend ainsi en compte une dégradation de la matrice cimentaire plutôt quantifiable par le module de Young et une dégradation des fibres (modification des caractéristiques des fibres, endommagement de l'adhérence) plutôt quantifiable par l'énergie de fissuration. On a ainsi un paramètre représentatif de l'endommagement global du matériau fibré.

Les évolutions des facteurs d'intensité des contraintes des mortiers en fonction de la température sont tracées sur la Figure 4.6 et regroupées sur le Tableau 4.3.

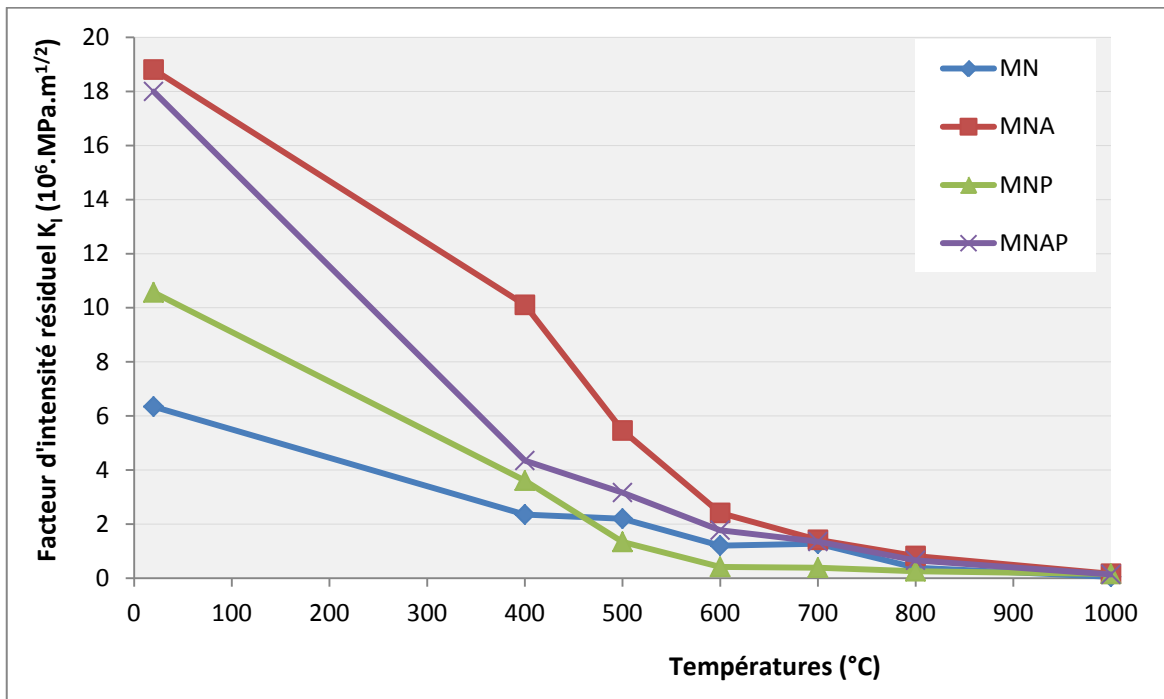


Figure 4.6 : Évolution du facteur d'intensité résiduel  $K_I$  des mortiers (S) en fonction de la température avec une rampe de 2°C/min.

Facteur d'intensité résiduel $K_I$ relatif (%)				
Température °C	MN	MNA	MNP	MNAP
20	100	297	167	284
400	37	159	57	69
500	35	86	21	50
600	19	38	7	28
700	20	22	6	21
800	6	13	4	10
1000	1	3	2	2

Tableau 4.3 : Facteur d'intensité résiduel relatif  $K_I$  avec une rampe de 2°C/min, calculé par rapport au mortier (S) de référence non fibré MN à la température ambiante.

Nous observons les mêmes tendances que celles constatées pour l'énergie de fissuration. Les résultats confirment que le mortier renforcé de fibres d'acier présente un facteur d'intensité  $K_I$  élevé sur toute la plage de la chauffe.

Si on devait tenter un classement des mortiers à base de fibres suivant le critère de facteur d'intensité, il serait dans l'ordre :

- A température ambiante : MNA, MNAP, MNP et MN.
- A haute température : MNA, MNAP, MNP (jusqu'à 450°C), et MN (à partir de 500°C).

### c3) Indice de ténacité résiduel

Le Tableau 4.4 regroupe les valeurs des indices de ténacité en fonction du type de fibres et de la température de chauffe.

Le mortier normal de référence, non renforcé, non traité, présente des indices de ténacité  $I_5$ ,  $I_{10}$  et  $I_{30}$  unitaires. Ceci représente le comportement purement élastique de ce mortier MN.

A haute température, l'aire sous la courbe (Figure 4.2) devient plus importante, quelle que soit la nature de la fibre par rapport au mortier non fibré. Le changement radical dans le comportement du matériau peut être causé par des réactions chimiques qui se produisent à haute température au sein de la pâte cimentaire (déshydratation) qui conduit à la création d'un micro réseau de défauts. Ceci induit une hétérogénéité supplémentaire. L'introduction des fibres doit permettre de palier à ces défauts. Les résultats montrent une augmentation importante de la ductilité de tous les matériaux fibrés à l'exception des fibres de polypropylène testées au-delà de 400°C.

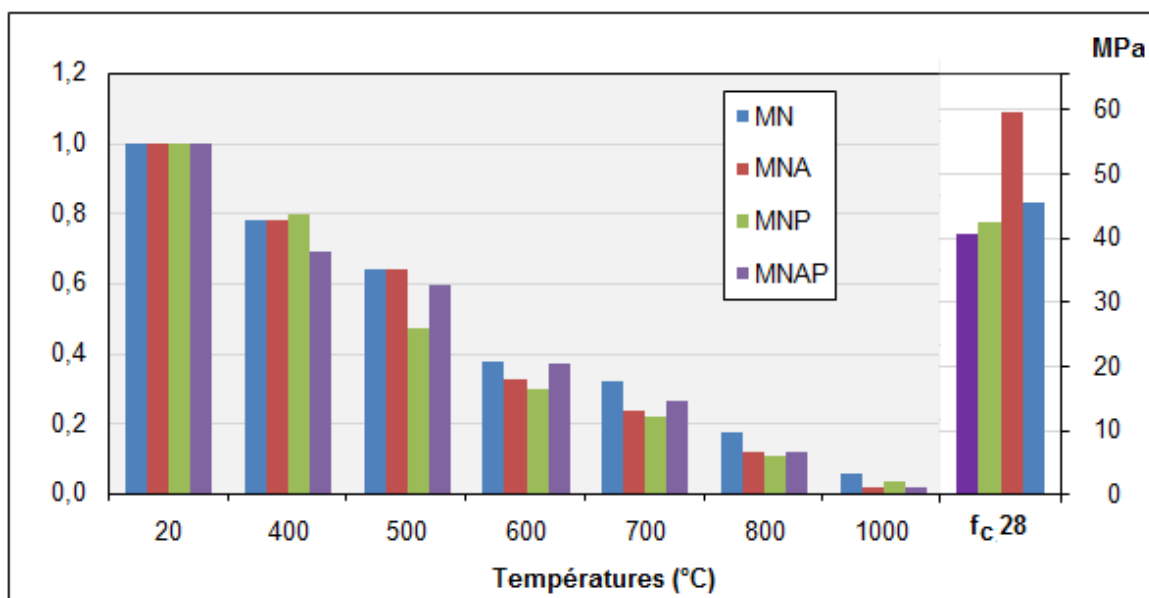
De plus, les résultats révèlent que le mortier renforcé de fibre d'acier et le mortier mixte présentent des valeurs des indices les plus importantes sur l'ensemble de la plage de températures. Une fois de plus, ils confirment les tendances bénéfiques de l'introduction de ces fibres dans une matrice cimentaire.

T °C	I <sub>5</sub>				I <sub>10</sub>				I <sub>30</sub>			
	MN	MNA	MNP	MNAP	MN	MNA	MNP	MNAP	MN	MNA	MNP	MNAP
20	1,0	4,9	5,9	5,7	1,0	9,8	11,8	13,4	1,0	36,3	28,7	36,6
400	4,1	6,4	6,4	5,3	5,9	14,9	12,5	11,7	9,5	58,8	25,1	45,1
500	5,5	5,7	4,3	5,2	8,1	12,3	8,4	12,6	14,8	52,1	19,8	59,8
600	5,2	5,8	4,3	5,3	12,0	14,9	7,8	13,0	40,2	56,3	-	51,4
700	4,9	5,6	4,2	5,3	11,2	14,7	8,0	13,0	36,2	58,3	-	47,6
800	4,2	6,0	3,5	6,0	9,3	14,5	7,2	14,0	39,6	42,8	-	-
1000	4,8	4,4	4,6	3,4	-	8,5	-	6,9	-	-	-	-

*Tableau 4.4 : Indice de ténacité résiduel de différents mortiers (S) en fonction de la température avec une rampe de 2°C/min.*

#### 4.1.1.1.2 Comportement en compression

La Figure 4.7 et le Tableau 4.5 présentent l'évolution de la résistance en compression des mortiers ordinaires fibrés et non fibrés, en fonction de la température à laquelle ils ont été exposés.



*Figure 4.7 : Évolution des résistances à la compression des mortiers (S) en fonction de la température du traitement thermique avec une rampe de 2°C/min.  
A gauche valeurs normalisées, à droite résistance à 28 jours.*

Température (°C)	Contrainte maximale relative (%)			
	MN	MNA	MNP	MNAP
20	100	131	94	89
400	78	102	75	61
500	64	84	44	53
600	37	42	28	33
700	32	31	20	24
800	17	13	10	10
1000	5	2	3	2

Tableau 4.5 : Variation relative de la contrainte maximale en compression (avec une rampe de 2°C/min), calculée par rapport au mortier (S) de référence non fibré MN.

Après un traitement thermique à 400°C, la résistance à la compression du mortier renforcé de fibres d'acier représente 78% de sa résistance initiale à 20°C. La résistance du mortier normalisé est tout à fait similaire. Au-delà de 600°C, la perte de résistance en compression du mortier renforcé de fibres d'acier est supérieure à celle du mortier normalisé. Par conséquent, au-delà de ce seuil, les fibres n'apportent aucune amélioration vis-à-vis de l'endommagement thermique. Cette différence de comportement peut être attribuée au phénomène d'écaillage qui est important sur les mortiers renforcés. Cet écaillage est fonction de la sollicitation thermique (vitesse d'échauffement et température atteinte), de la forme de l'élément, de la densité des fibres et de la porosité du mortier [5]. La Figure 4.8 est un exemple de l'écaillage visible sur les mortiers renforcés de fibres d'acier à partir de 800°C. Ce phénomène n'apparaît pas pour les mortiers non fibrés et fibrés de polypropylène seules. On peut noter, qu'avec une vitesse de chauffe de 2°C/min, l'introduction de fibres d'acier n'a pas d'effet sur l'endommagement thermique lors d'expositions entre 100°C et 600°C.

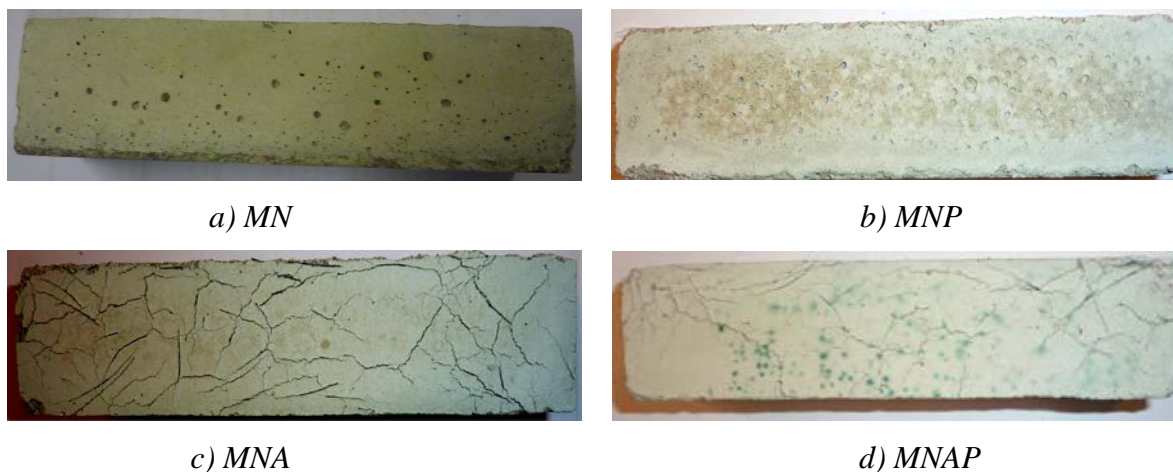


Figure 4.8 : Exemples d'écaillages observés sur les éprouvettes de mortier sec renforcé de fibres d'acier et mixtes traitées à 1000°C.

Tel qu'attendu, l'ajout de fibres de polypropylène permet de limiter l'endommagement thermique du mortier [107]. Les résultats présentés dans la Figure 4.7 montrent en effet que, à 400°C, le mortier avec fibres de polypropylène se dégrade moins rapidement que le mortier normal. A 170°C environ, les fibres de polypropylène fondent et créent une porosité communicante qui contribue à abaisser la pression de vapeur et à réduire la

fissuration [167] et [168]. Par contre, au-delà de 400°C, lorsque toutes les fibres de polypropylène ont fondues, l'endommagement thermique devient plus important.

Le mortier hybride, quant à lui, se dégrade aussi rapidement que le mortier normalisé. On ne constate pas d'effet positif ou négatif de l'ajout de fibres d'acier et de polypropylène. Le phénomène d'écaillage constaté sur le mortier renforcé de fibres d'acier est fortement réduit pour le mortier hybride.

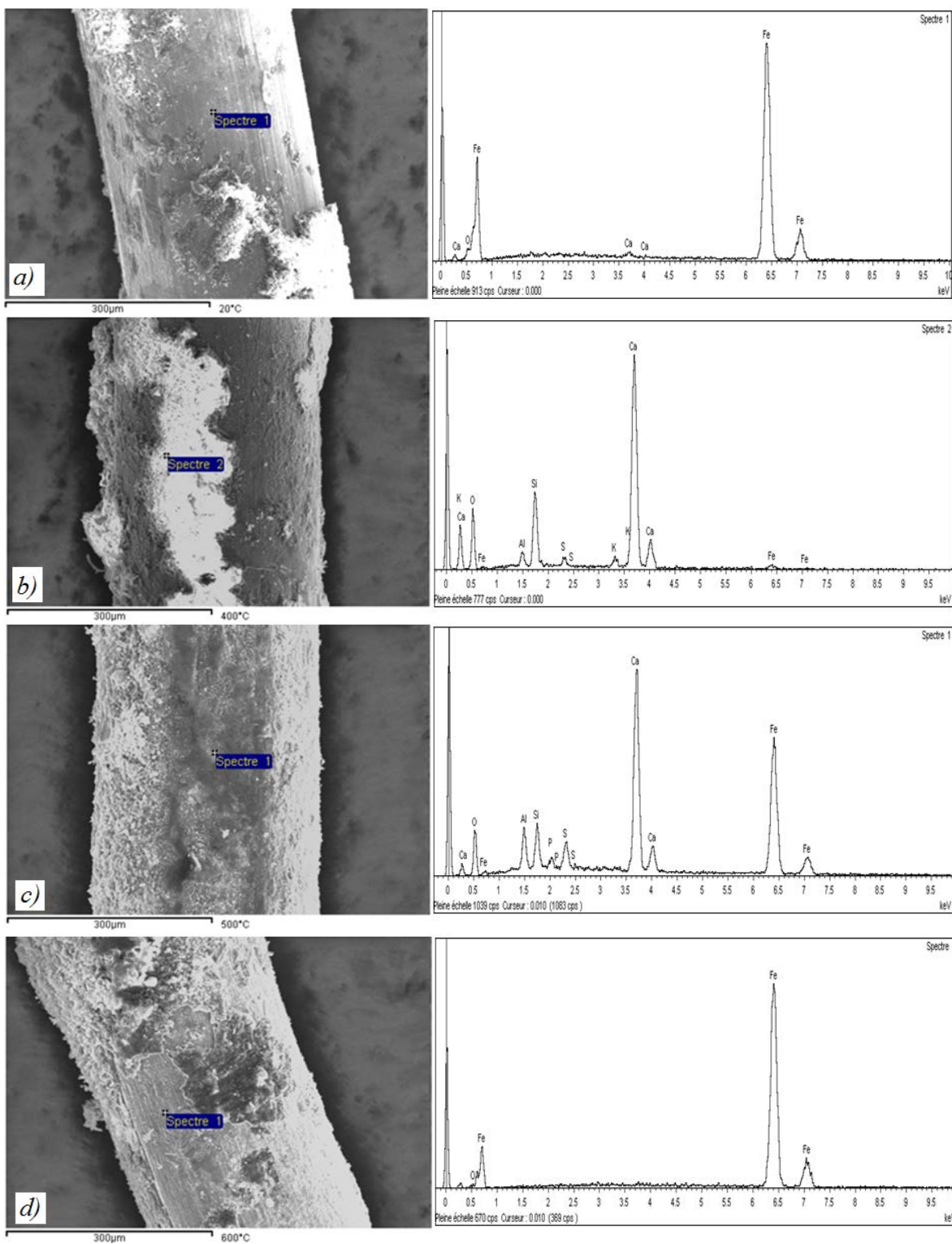
#### **4.1.1.1.3 Observations au MEB et microanalyses des fibres à différentes températures**

Les dégradations physico-chimiques des matériaux cimentaires dues aux hautes températures ont de nombreuses fois été étudiées [115] et [114]. Nous nous sommes intéressés ici aux transformations des fibres d'acier. Les fibres de polypropylène, qui fondent environ à 170°C [98], n'ont donc pas été observées.

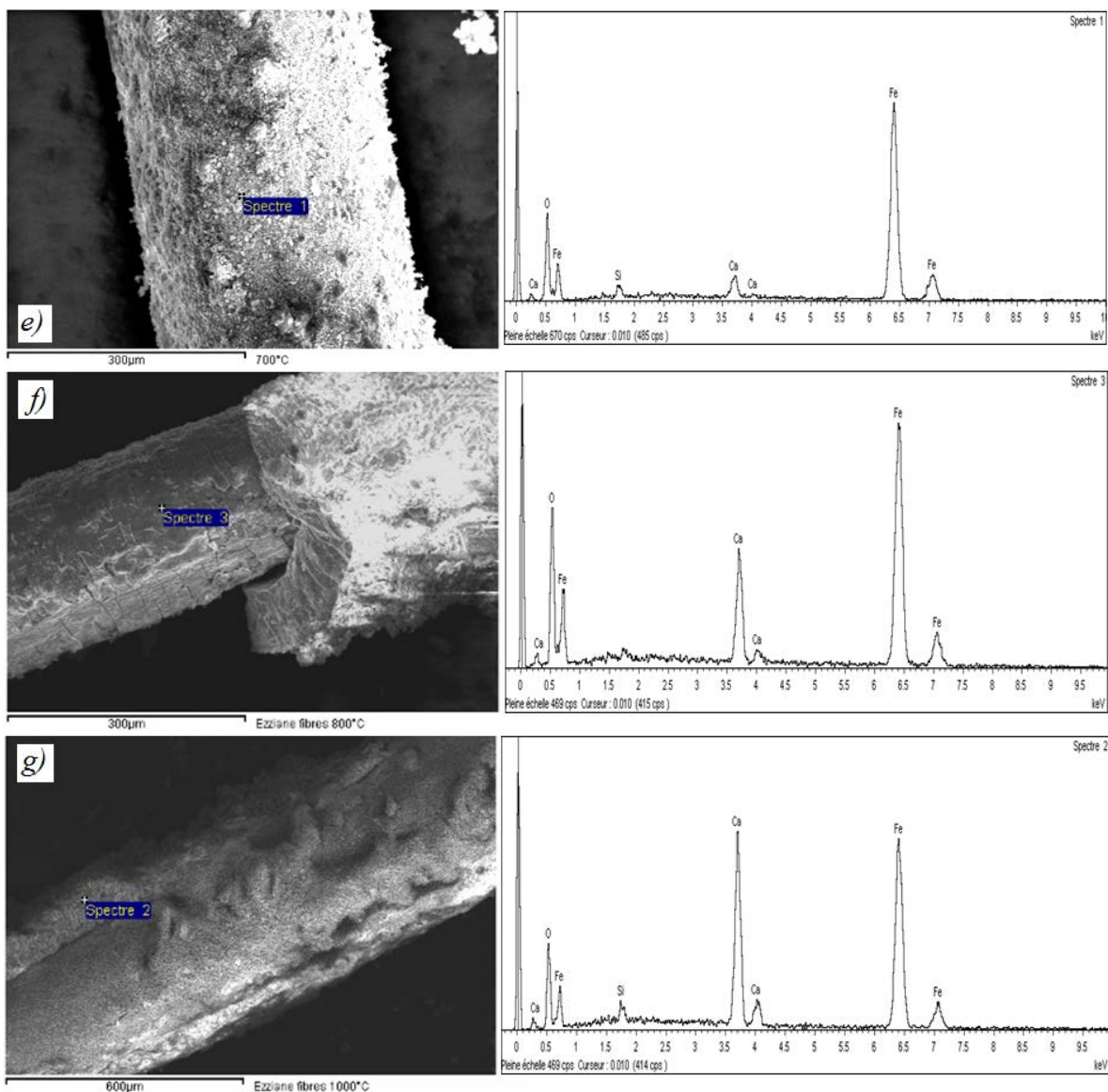
L'observation au microscope électronique à balayage et les microanalyses, menées sur des faciès d'éprouvettes à haute température, observés à température ambiante (Figure 4.9), indiquent que :

- A la température de 20°C, la fibre n'est pas altérée (traces de la filière). Les cristaux de la pâte de ciment adhèrent à la fibre.
- A 400°C, la fibre est peu altérée. On observe moins de fer dans le dosage et un peu plus d'oxygène (oxyde de fer). La surface de la fibre est un peu ondulée. Par contre, l'adhérence semble correcte entre la fibre et la pâte de ciment. On observe en effet sur la fibre un dépôt constitué de Ca, O, Si et Al provenant des hydrates du ciment.
- A 500°C, la fibre est nettement recouverte par la pâte de ciment. On observe des zones qui deviennent de plus en plus sombre, dues probablement à la migration du fer vers la pâte de ciment.
- A 600°C, on remarque des zones plus attaquées, la pâte de ciment commence à se détacher de la fibre.
- A 700°C, la fibre est fortement attaquée. Le dosage d'oxyde de fer semble important.
- A 800°C, on observe une décohésion de la matrice cimentaire ainsi que des craquelures à la surface de la fibre. La microanalyse de ces craquelures indique une composition fortement majoritaire de Fe et O qui laisse penser à une oxydation à haute température de l'acier.
- A 1000°C, le phénomène est encore accentué. Un zoom à la surface de la fibre montre la présence de formations « douces » (Figure 4.10). Vourlias et al. [169] ont observé des formations similaires sur des aciers chauffés à 950°C durant 15h. Cette oxydation à haute température expliquerait la perte importante de résistance et de ductilité des mortiers renforcés de fibres d'acier à partir de 800°C.

*ÉTUDE DU COMPORTEMENT MÉCANIQUE DES MORTIERS RENFORCÉS DE FIBRES DE NATURES DIFFÉRENTES APRÈS CHAUFFAGE À HAUTE TEMPÉRATURE*



*ÉTUDE DU COMPORTEMENT MÉCANIQUE DES MORTIERS RENFORCÉS DE FIBRES DE NATURES DIFFÉRENTES APRÈS CHAUFFAGE À HAUTE TEMPÉRATURE*



*Figure 4.9 : Observations des fibres d'acier extraites des éprouvettes de mortier (S) à température ambiante (a) et chauffées à 400°C (b), 500°C (c), 600°C (d), 700°C (e), 800°C (f) et 1000°C (g) avec une rampe de 2°C/min.*

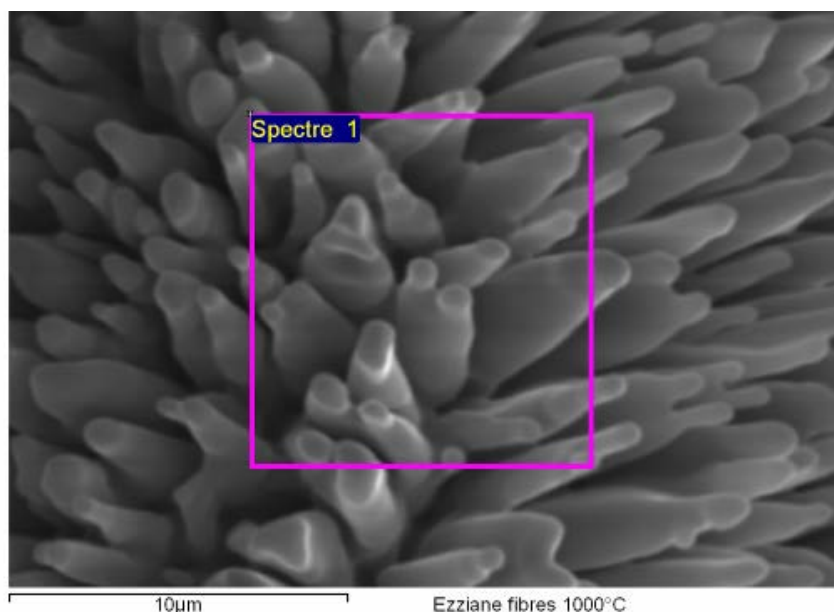


Figure 4.10 : Observation des oxydes formés à la surface d'une fibre d'acier extraite d'un mortier chauffé à 1000°C.

#### 4.1.1.1.4 Discussion

Après avoir considéré et analysé l'ensemble des résultats des essais mécaniques et des observations microstructurales à différentes températures de chauffe de 400°C, 500°C, 600°C, 700°C, 800°C et 1000°C, l'objectif de cette discussion est de préciser les cycles de chauffage refroidissement intéressants pour la suite de l'étude.

L'observation des résultats nous montre que le comportement mécanique des mortiers fibrés est fortement corrélé aux différentes températures. L'ensemble de ces résultats prouve qu'à une température de 400°C, le mortier fibré enregistre un endommagement thermomécanique faible. A 500°C, la perte de résistance mécanique du mortier fibré atteint les 30%. Cette perte est considérée comme acceptable car elle ne cause pas de désordre gênant. A cette température, les observations au MEB et les compositions atomiques montrent le début de migration de fer de la fibre vers la pâte de ciment. Par contre, l'adhérence semble correcte entre la fibre et la pâte de ciment. Au-delà de 500°C, la perte de résistance mécanique devient considérable et crée une instabilité de la structure qui peut conduire à la ruine.

C'est pourquoi, nous avons opté de mener la suite de l'étude avec seulement 3 paliers de températures, 400°C, 500°C et 800°C, qui nous paraissent importants vis-à-vis du risque des ouvrages et de stabilité thermique.

#### 4.1.1.2 Vitesse de chauffe 5°C/min

L'étude du comportement mécanique du matériau a été réalisée, en mode de conservation sèche, en considérant seulement trois cycles de chauffage refroidissement cibles suivantes : 400°C, 500°C et 800°C. Le traitement thermique a été mené, en conservant les mêmes conditions d'essais que celles réalisées pour la vitesse de chauffe 2°C/min, avec une vitesse de montée en température de 5°C/min. En comparaison avec la

courbe ISO 834 et la courbe expérimentale établie pour une vitesse de chauffe de 2°C/min, le taux de chauffage de 5°C/min s'inscrit dans la gamme de chauffage moyen (Figure 4.11).

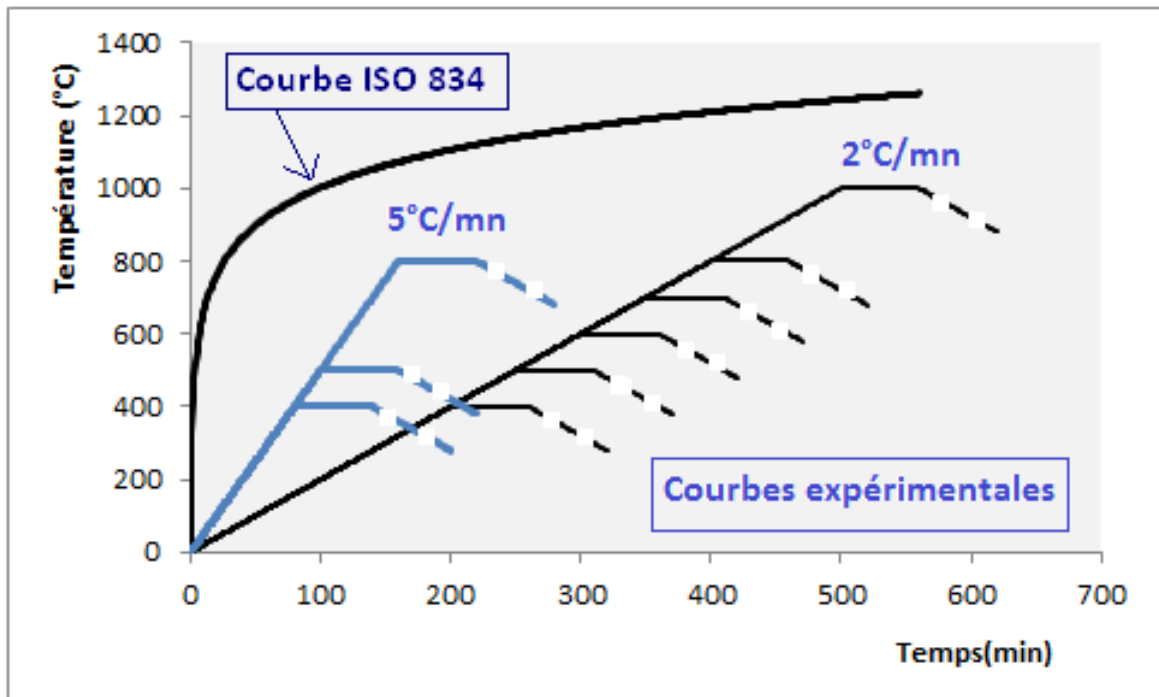


Figure 4.11 : Comparaison entre courbes expérimentales temps-températures de rampes différentes et courbe standard ISO 834.

#### 4.1.1.2.1 Comportement en flexion 4 points

##### a) Évolution de l'effort résiduel en fonction de la température

La Figure 4.12 présente les résultats d'essais de flexion monotone effectués sur les mortiers (S) renforcés de fibres de natures différentes, soumis un traitement thermique de 400°C, 500°C et 800°C avec une vitesse de montée en température de 5°C/min.

Les résultats obtenus montrent que le comportement thermomécanique présente des variations similaires à la résistance en traction indirecte par rapport aux mortiers fibrés traités avec une vitesse de montée en température de 2°C/min. La seule différence à relever réside dans l'évolution de contrainte au pic pour chaque température et chaque de type de renfort.

## ÉTUDE DU COMPORTEMENT MÉCANIQUE DES MORTIERS RENFORCÉS DE FIBRES DE NATURES DIFFÉRENTES APRÈS CHAUFFAGE À HAUTE TEMPÉRATURE

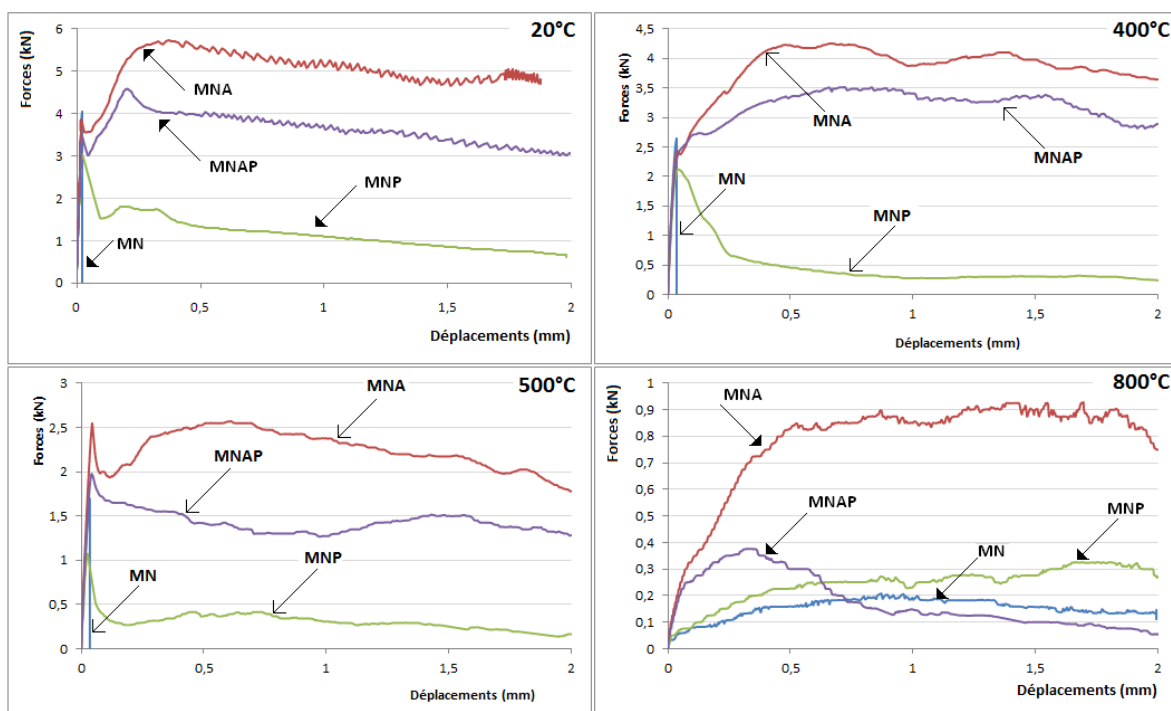


Figure 4.12 : Courbes de comportement du mortier (S) non renforcé (MN) et renforcé de 0,58%<sub>volumique</sub> de fibres d'acier (MNA), de fibres de polypropylène (MNP) et mixte (MNAP), en flexion 4 points à haute température avec une vitesse de montée en température de 5°C/min.

L'analyse des évolutions des valeurs de contrainte maximale en flexion 4 points, présentées à la Figure 4.13 et au Tableau 4.6, confirme que l'allure du comportement mécanique est peu influencée par la variation de la vitesse de montée en température, bien que les valeurs de contraintes maximales au pic soient différentes.

Certes, avec une rampe de 5°C/min, le mortier normal renforcé avec fibres d'acier affiche un comportement mécanique meilleur que les autres mortiers fibrés et ceci sur toute la gamme de température. A la température 400°C, la résistance résiduelle relative du mortier MNA est 108% de la résistance initiale du mortier de référence non fibré et non traité. Ces résultats de l'étude de l'influence des fibres d'acier sur le comportement mécanique sont en accord avec Chen et al. [105]. Ces auteurs ont observé un effet positif des fibres d'acier pour des températures allant de 20°C à 400°C. Et Au-delà de 600°C, l'apport des fibres d'acier n'est plus significatif.

Le mortier hybride, avec l'ajout des fibres de polypropylène, présente une meilleure résistance à la traction par flexion que le mortier renforcé de fibres de polypropylène et le mortier normal. A 400°C, la résistance résiduelle relative de MNAP est égale à 88% de la résistance initiale de MN.

L'impact des fibres de polypropylène sur la résistance résiduelle en traction avec les mortiers MNP diffère en fonction des cycles de chauffage refroidissement. On observe une baisse de résistance relative de 49% et de 74% respectivement aux températures de 400°C et 500°C, alors que le mortier normal MN accuse une perte relative de 35% et de 63% aux

mêmes températures. Après chauffage à 800°C, la perte de résistance moyenne relative en traction du mortier MNP est similaire à celle du mortier de référence MN.

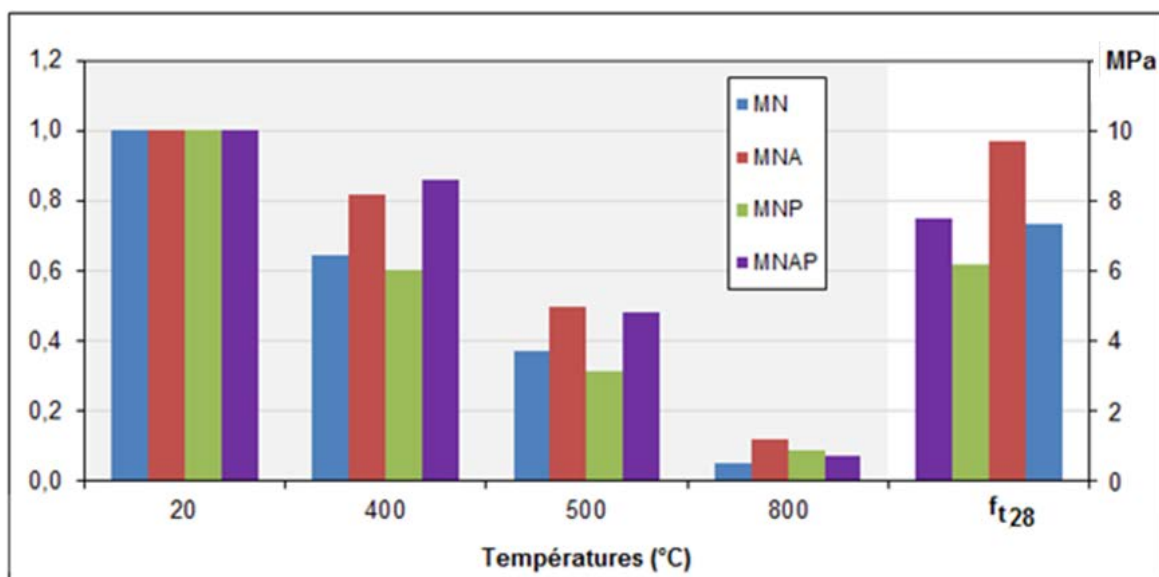


Figure 4.13 : Évolution des résistances à la traction par flexion 4 points des mortiers (S) en fonction de la température du traitement thermique avec une rampe de 5°C/min. A gauche valeurs normalisées, à droite résistance à 28 jours.

Température (°C)	Contrainte maximale relative (%)			
	MN	MNA	MNP	MNAP
20	100	132	84	103
400	65	108	51	88
500	37	66	26	49
800	5	16	7	8

Tableau 4.6 : Variation relative de la contrainte maximale en traction (avec une rampe de 5°C/min), calculée par rapport au mortier (S) de référence non fibré MN.

### b) Évolution du module d'élasticité résiduel en fonction de la température

Les résultats présentés en Figure 4.14 permettent de faire un constat relativement similaire concernant les évolutions du module d'élasticité résiduel en fonction de la température de traitement, du type de renfort considéré et de la vitesse de montée en température. En effet, une diminution rapide du module d'élasticité est généralement observée après un traitement thermique des mortiers fibrés et non fibrés. A nouveau, l'amplitude de la diminution est croissante avec l'augmentation de température d'exposition.

Le Tableau 4.7 permet de prendre connaissance des pertes relatives de ce module résiduel en fonction des paramètres de l'étude.

*ÉTUDE DU COMPORTEMENT MÉCANIQUE DES MORTIERS RENFORCÉS DE FIBRES DE NATURES DIFFÉRENTES APRÈS CHAUFFAGE À HAUTE TEMPÉRATURE*

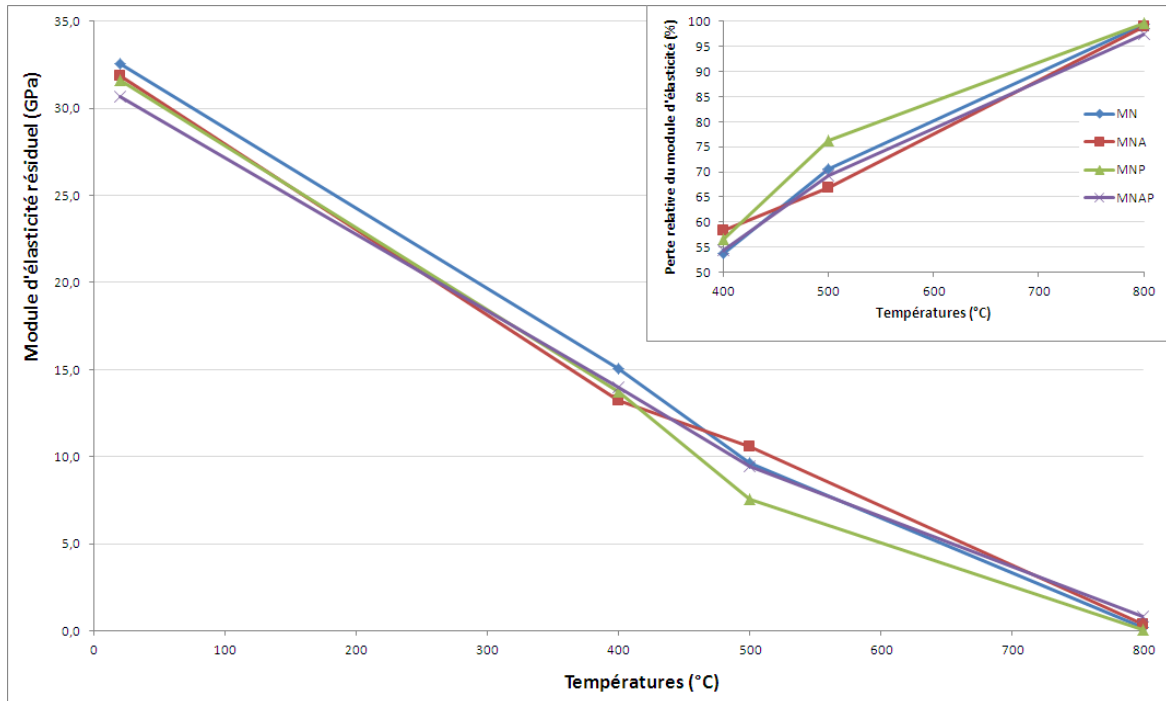


Figure 4.14 : Évolution du module d'élasticité résiduel en flexion 4 points des mortiers (S) en fonction de la température du traitement thermique avec une rampe de 5°C/min.

Perte relative du module d'élasticité résiduel (%)				
Température °C	MN	MNA	MNP	MNAP
400	53,8	58,4	56,5	54,4
500	70,5	66,8	76,2	69,2
800	99,5	98,9	99,7	97,4
Taux de perte du module d'élasticité résiduel (%C <sup>-1</sup> )				
20-400	0,14	0,15	0,15	0,14
400-500	0,17	0,08	0,20	0,15
500-800	0,10	0,11	0,08	0,09

Tableau 4.7 : Perte relative et taux de perte du module d'élasticité résiduel avec une rampe de 5°C/min, calculés par rapport au mortier (S) de référence non fibré MN.

De légères variations sont à noter, avec une vitesse de chauffe de 5°C/min, à 400°C et 500°C. A la température 800°C, le module d'élasticité résiduel est presque le même pour tous les groupes de mortiers.

En comparant le taux de perte du module d'élasticité résiduel des quatre groupes de mortiers, on constate qu'entre 20°C et 400°C, les mortiers ont pratiquement le même taux de perte de 0,15% C<sup>-1</sup>. Ce résultat est visible sur la Figure 4.14 où les courbes ont la même pente entre 20°C et 400°C. On peut dire que dans cet intervalle, l'effet des fibres est négligeable. Entre 400°C et 500°C, le taux de perte du module d'élasticité du mortier MNA est le plus faible. Dans cet intervalle de température, le mortier MNP accuse le taux de perte plus élevé que les autres groupes, ceci est dû certainement à la fusion totale des fibres de polypropylène à cette température. Entre 500°C et 800°C, le taux de perte du

module d'élasticité du mortier MNA est le plus élevé. Ce taux de perte est attribué au phénomène d'écaillage.

**c) Évolution de l'énergie de fissuration résiduelle, facteur d'intensité de contrainte résiduelle et l'indice de ténacité résiduel en fonction de la température**

**c<sub>1</sub>) Énergie de fissuration résiduelle  $G_f$**

La Figure 4.15 regroupe les évolutions de l'énergie de fissuration résiduelle en fonction de la température d'essai, en considérant la vitesse en montée de température de 5°C/min.

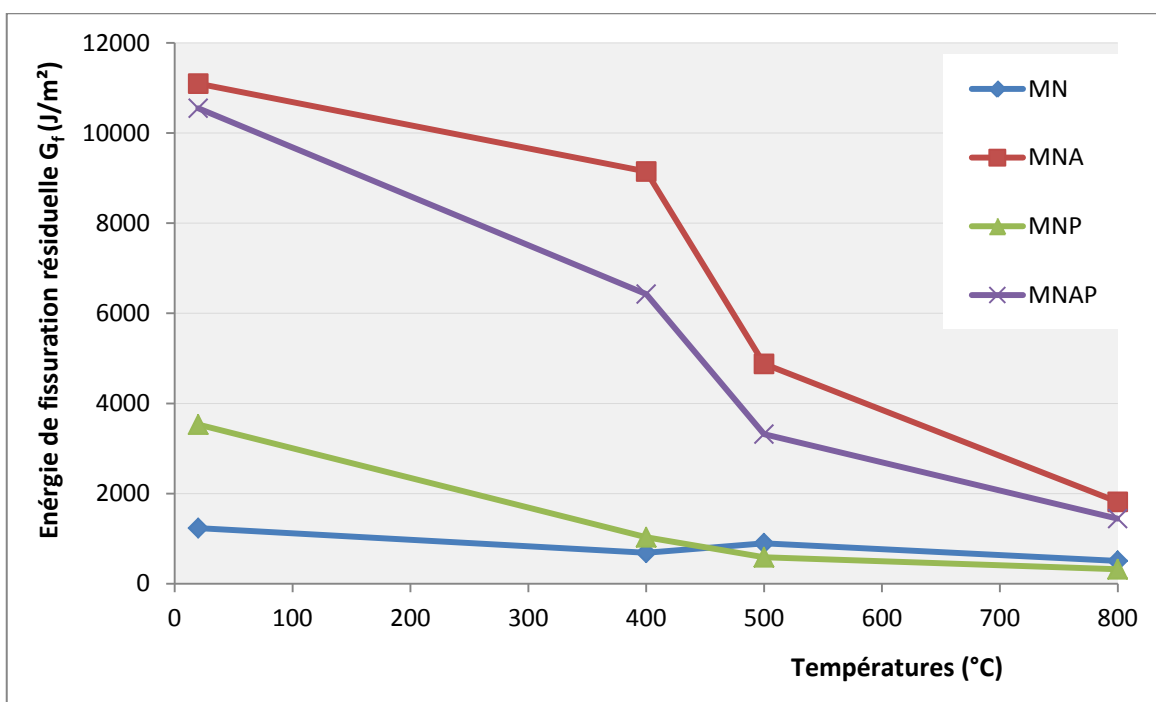


Figure 4.15 : Évolution de l'énergie de fissuration résiduelle  $G_f$  des mortiers (S) en fonction de la température avec une rampe de 5°C/min.

Les résultats confirment à nouveau les effets bénéfiques du renforcement du mortier de base par des fibres d'acier et des fibres de polypropylène à température élevée. D'une façon systématique, le mortier MNA donne une énergie de fissuration  $G_f$  plus marquée que celle des autres mortiers. Elle présente un gain relatif variant de 260% à 1230%, par rapport à l'énergie de fissuration du mortier de référence MN, sur l'intervalle de température 400°C et 800°C. La plus forte augmentation de gain est obtenue à 400°C.

La courbe de l'évolution de l'énergie de fissuration résiduelle de mortier normal hybride MNAP suit la même allure que celle du mortier MNA, mais avec une amplitude moindre. L'énergie de fissuration mesurée du MNAP présente un gain relatif de 190% à 840% par rapport à l'énergie de la fissuration du mortier de référence MN sur toute la plage de température.

Le gain apporté par les fibres de polypropylène reste faible pour l'énergie de fissuration. A la température 400°C, le mortier MNP présente un gain de 50% de  $G_f$ . Au-delà de ce

niveau de température, l'énergie de fissuration devient plus faible que celle de l'échantillon non fibré. Ce résultat a déjà été constaté au sous-chapitre 4.1.1.1, lors du traitement thermique avec une vitesse de rampe de 2°C/min.

## c<sub>2</sub>) Facteur d'intensité de contrainte résiduelle $K_I$

L'allure des courbes (Figure 4.16) montre une décroissance des facteurs d'intensité  $K_I$  continue avec la montée de la température d'exposition, mais sans changement dans l'ordre de classement des différents mortiers.

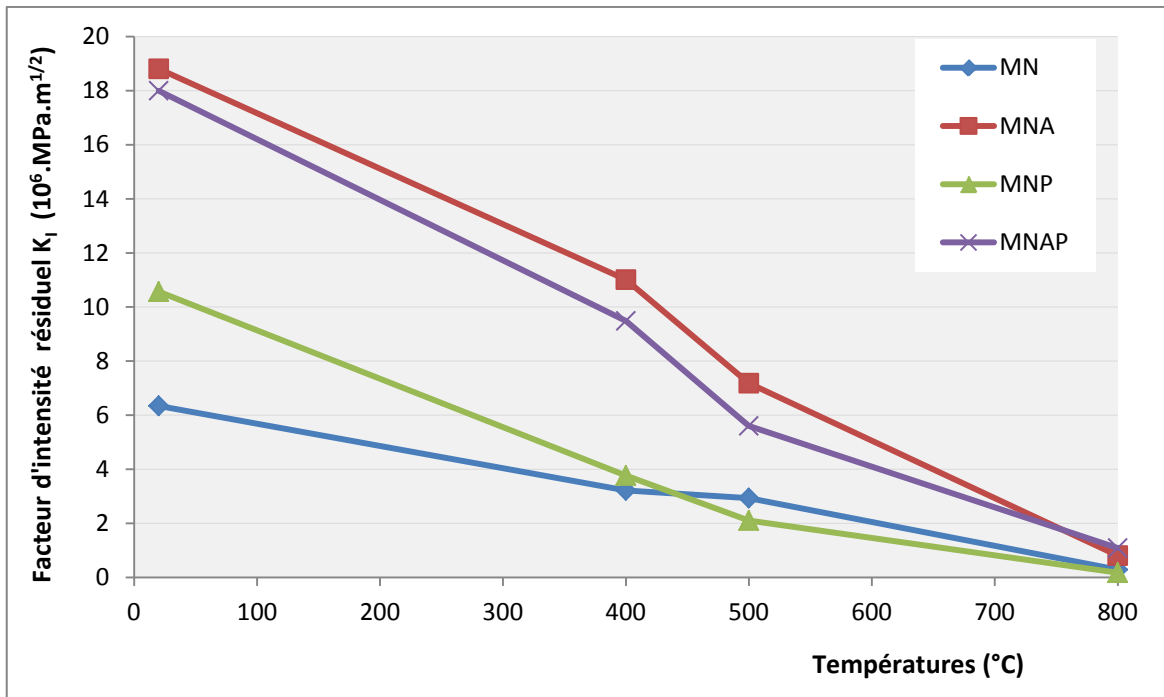


Figure 4.16 : Évolution du facteur d'intensité résiduel  $K_I$  des mortiers (S) en fonction de la température avec une rampe de 5°C/min.

Facteur d'intensité résiduel $K_I$ relatif (%)				
Température °C	MN	MNA	MNP	MNAP
20	100	297	167	284
400	51	174	59	150
500	46	113	33	88
800	5	13	3	17

Tableau 4.8 : Facteur d'intensité résiduel relatif  $K_I$  avec une rampe de 5°C/min, calculé par rapport au mortier de référence sec non fibré MN à la température ambiante.

La présence de fibres dans les mortiers contribue d'une façon plus marquée à l'augmentation des facteurs d'intensité à la température ambiante. Les augmentations relatives de  $K_I$  des mortiers MNA, MNP et MNAP représentent respectivement 297%, 167%, et 284% de  $K_I$  du mortier de référence non fibré (Tableau 4.8).

L'observation des évolutions des facteurs d'intensité  $K_I$  en fonction de la température d'essai permet de constater que le renforcement par les fibres d'acier et les fibres mixtes permet une augmentation importante de cette caractéristique, sur l'ensemble de la plage de température considérée. Le gain relatif, par rapport au mortier MN sur toute la plage de température, varie ainsi de 5% à 123% pour le cas de renforcement par les fibres d'acier et entre 12% à 99% pour le cas de renforcement des fibres mixtes. Le gain le plus élevé est obtenu à la température de 400°C (Tableau 4.8).

Dans le cas d'un renforcement par les fibres de polypropylène, on observe un gain de 8% à la température de 400°C. Par contre, on enregistre une perte de 13% à 500°C et 2% à 800°C. Un comportement similaire est constaté dans le cas des traitements thermiques avec une vitesse de montée en température de 2°C/min.

### **c<sub>3</sub>) Indice de ténacité résiduel**

L'analyse des résultats montre une augmentation de la ductilité des 4 groupes de mortiers en fonction de la température, mais l'ampleur de cette augmentation diffère en fonction du renfort (Tableau 4.9). Cette évolution est liée essentiellement à la nature hétérogène du matériau due à l'élévation de température d'une part et à la présence des fibres d'autre part.

Pour le matériau non renforcé et le matériau renforcé par des fibres de polypropylène, on observe une augmentation conséquente de l'indice de ténacité à 400°C par rapport aux mortiers non traités. Puis, cette augmentation diminue de plus en plus entre 500°C et 800°C. Par contre, le mortier renforcé par les fibres d'acier et les fibres mixtes, l'indice de ténacité croît jusqu'à 500°C. On peut affirmer que l'introduction des fibres augmente la ténacité du matériau à haute température.

A titre d'exemple, à 400°C, les indices  $I_{30}$  de MNA (51,3) et de MNAP (58,9) sont supérieurs à ceux de MN (26,7) et MNP (36,7), ceci témoigne que les matériaux fibrés d'acier et mixtes présentent une capacité de déformation plus meilleure que les mortiers non fibrés et fibrés de polypropylène.

T °C	I <sub>5</sub>				I <sub>10</sub>				I <sub>30</sub>			
	MN	MNA	MNP	MNAP	MN	MNA	MNP	MNAP	MN	MNA	MNP	MNAP
20	1,0	4,9	5,9	5,7	1,0	9,8	11,8	13,4	1,0	36,3	28,7	36,6
400	7,1	6,6	7,0	6,8	14,7	14,3	15,7	16,0	26,7	51,3	36,7	58,9
500	6,5	7,0	5,1	7,0	11,8	14,3	10,9	16,9	17,8	52,3	18,2	46,1
800	4,7	5,1	4,8	4,6	10,2	11,6	8,5	10,1	-	44,5	-	28,8

*Tableau 4.9 : Indice de ténacité résiduel de différents mortiers (S) en fonction de la température avec une rampe de 5°C/min.*

#### 4.1.1.2.2 Comportement en compression

Le comportement mécanique en compression des mortiers obtenus par cure sèche puis chauffés est représenté sur la Figure 4.17 et le Tableau 4.10. La vitesse de chauffe est ici de 5°C/min. Des effets sont plus ou moins perceptibles, d'amplitude plus ou moins marquée en fonction du type de renfort et de la vitesse de chauffage.

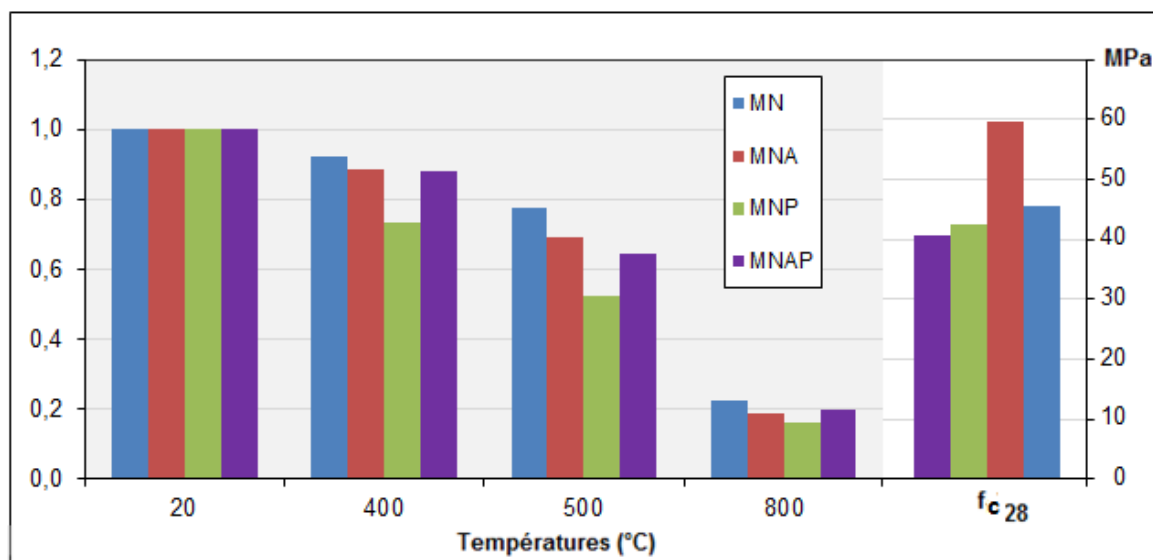


Figure 4.17 : Évolution des résistances à la compression des mortiers (S) en fonction de la température du traitement thermique avec une rampe de 5°C/min. À gauche valeurs normalisées, à droite résistance à 28 jours.

Contrainte maximale relative (%)				
Température °C	MN	MNA	MNP	MNAP
20	100	131	94	89
400	92	116	69	79
500	77	91	49	57
800	23	24	15	18

Tableau 4.10 : Variation relative de la contrainte maximale en compression (avec une rampe de 5°C/min), calculée par rapport au mortier (S) de référence non fibré MN.

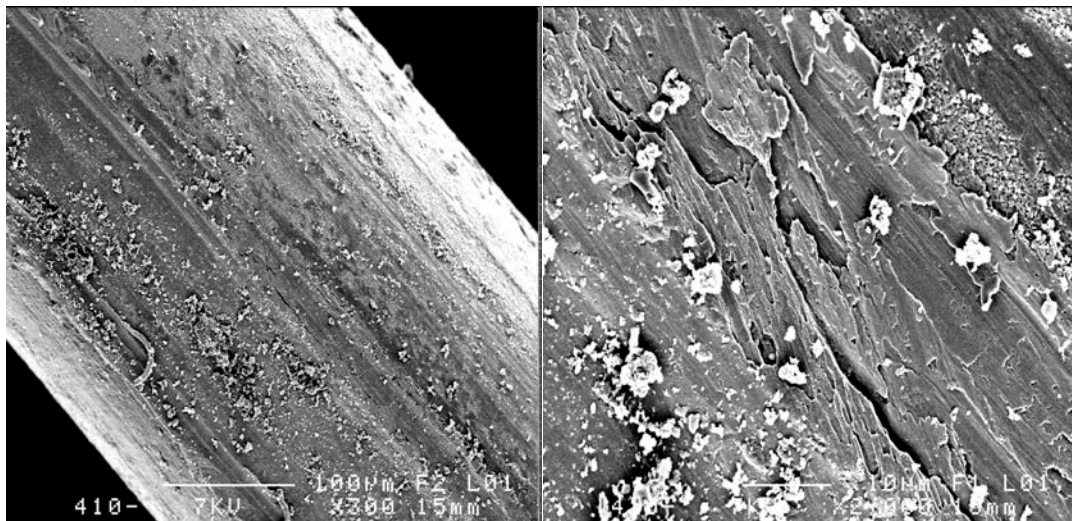
Sur le plan endommagement thermique, on peut dire, qu'avec une vitesse de chauffe de 5°C/min, que l'ajout des fibres n'a pas d'influence positive sur les mortiers lors d'expositions entre 400°C et 800°C. Ainsi, après un traitement thermique à 400°C, la perte relative de la résistance à la compression du mortier renforcé de fibres d'acier, celle du mortier renforcé avec de fibres de polypropylène et celle du mortier hybride représentent respectivement 12%, 27% et 12% de leur résistance initiale à 20°C. Par contre, la perte pour le mortier normalisé n'est que de 8% de sa résistance initiale. Après chauffage à 500°C, l'endommagement thermique évolue d'avantage et la perte de résistance relative des mortiers MN, MNA, MNP et MNAP sont respectivement 23%, 31%, 48% et 36%. On remarque que l'endommagement triple pour les mortiers MN, MNA et MNAP, alors que pour le MNP il double. Après traitement à 800°C, le MNP accuse le taux

d'endommagement le plus faible. Ceci est sans doute, attribué à l'amélioration de la stabilité thermique du mortier avec les fibres de polypropylène [171].

Sur le plan mécanique, les effets sont plus marqués pour les fibres d'acier dans la plage 400°C - 500°C. La résistance résiduelle relative à la compression du mortier MNA vaut 116% à 400°C et 91% à 500°C de la résistance initiale du mortier MN à température ambiante. La faible résistance du mortier MNP par rapport au mortier MN est liée à la dégradation supplémentaire du mortier due à la fusion des fibres de polypropylène.

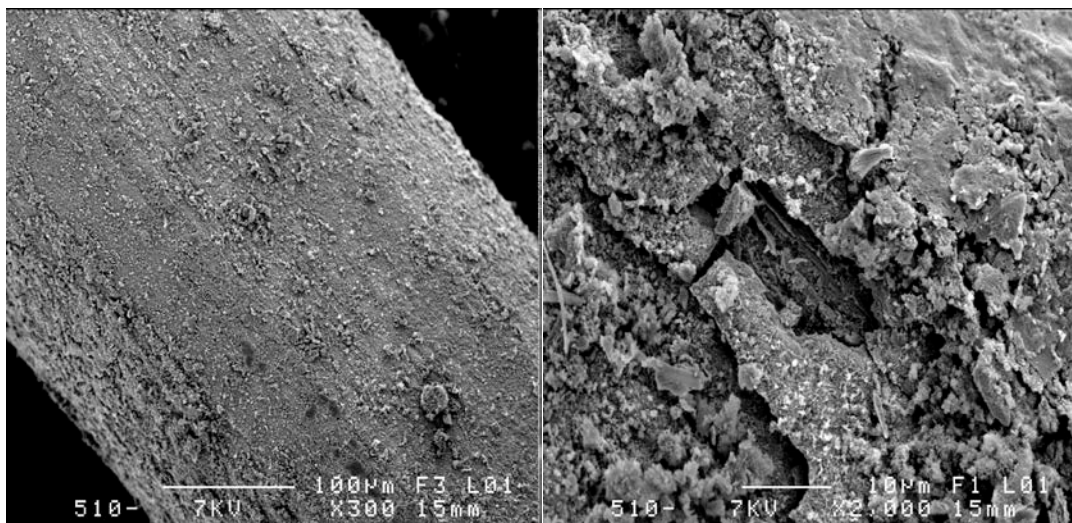
#### **4.1.1.2.3 Observations au MEB des fibres à différentes températures**

Pour améliorer d'avantage la compréhension des mécanismes de renforcement à haute température, avec une vitesse de montée en température de 5°C/min, du mortier renforcé par des fibres d'acier, des investigations microstructurales ont été menées par microscopie électronique à balayage. Les résultats de ces observations microscopiques sont présentés sur la Figure 4.18.



*a<sub>1</sub>) 400°C (X300)*

*a<sub>2</sub>) 400°C (X2000)*



*b<sub>1</sub>) 500°C (X300)*

*b<sub>2</sub>) 500°C (X2000)*

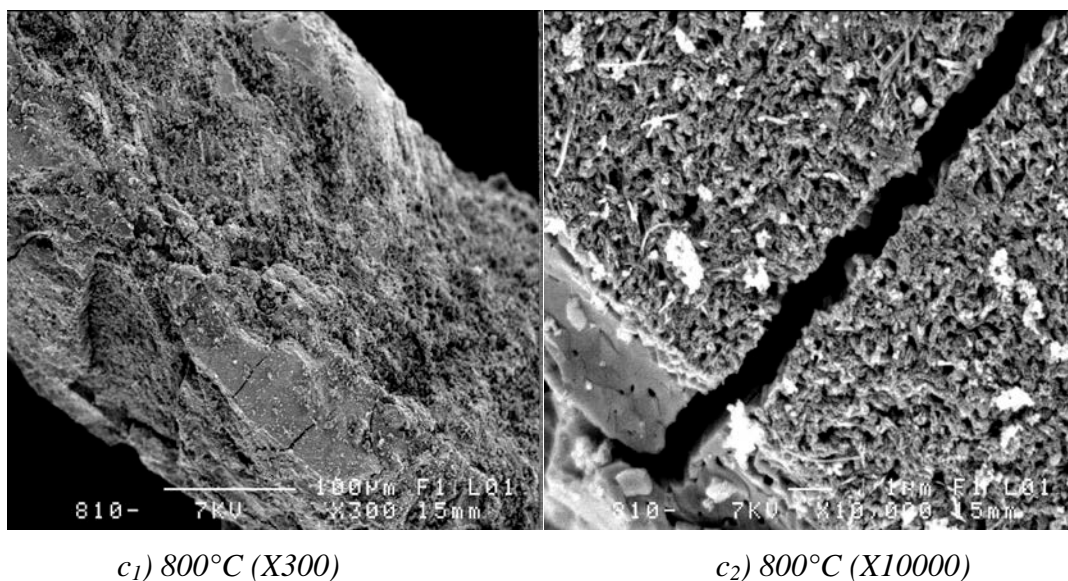


Figure 4.18 : Observations des fibres d'acier extraites des éprouvettes de mortier (S) à température de 400°C (a), 500°C (b) et 800°C (c) avec une rampe de 5°C/min.

Pour la température de chauffe de 400°C (Figure 4.18 (a)), la fibre conserve une forme régulière, peu altérée et il n'y a pas de formation de fissures sur la surface de la fibre. A fort grossissement (image a<sub>2</sub>), la microstructure du matériau apparaît très peu modifiée. L'adhérence semble correcte entre la fibre et la pâte de ciment.

Pour la température de chauffe de 500°C (Figure 4.18 (b)), on observe une forme peu ondulée de la fibre sans réduction de la section. A plus fort grossissement (image b<sub>2</sub>), on observe de petites surfaces de décollement de la pâte cimentaire sur la surface de la fibre, mais sans créer de désordres sur la liaison fibre-matrice cimentaire. A cette température, la matrice conserve sa morphologie classique.

Cependant, avec l'élévation de température (800°C) (Figure 4.18 (c)), on observe une décohésion de la matrice cimentaire ainsi que des fractures clairement visibles sur la fibre (image c<sub>2</sub>). A cette température, la fibre est totalement altérée par le phénomène d'oxydation, ce qui conduit aux pertes de ses caractéristiques physico-mécaniques. Des particules cimentaires sont encore visibles, mais une partie de ces particules a commencé à se vitrifier.

#### 4.1.1.2.4 Discussion

Pour les deux vitesses de montée en températures 2°C/min et 5°C/min, après avoir synthétisé et analysé l'ensemble des résultats des essais mécaniques et les observations au MEB, l'objectif de cette discussion est de préciser laquelle des deux vitesses de montée en température sera prise pour la suite de l'étude. Pour cela, il est intéressant de reconsidérer les résultats d'études antérieures, concernant le comportement mécanique à haute température des quatre groupes de mortiers.

- La Figure 4.19 regroupe les résultats de comportement en traction par flexion 4 points à haute température. Il s'agit d'essais mécaniques réalisés à 400°C, 500°C et 800°C, avec deux vitesses de chauffe de 2°C/min et 5°C/min.

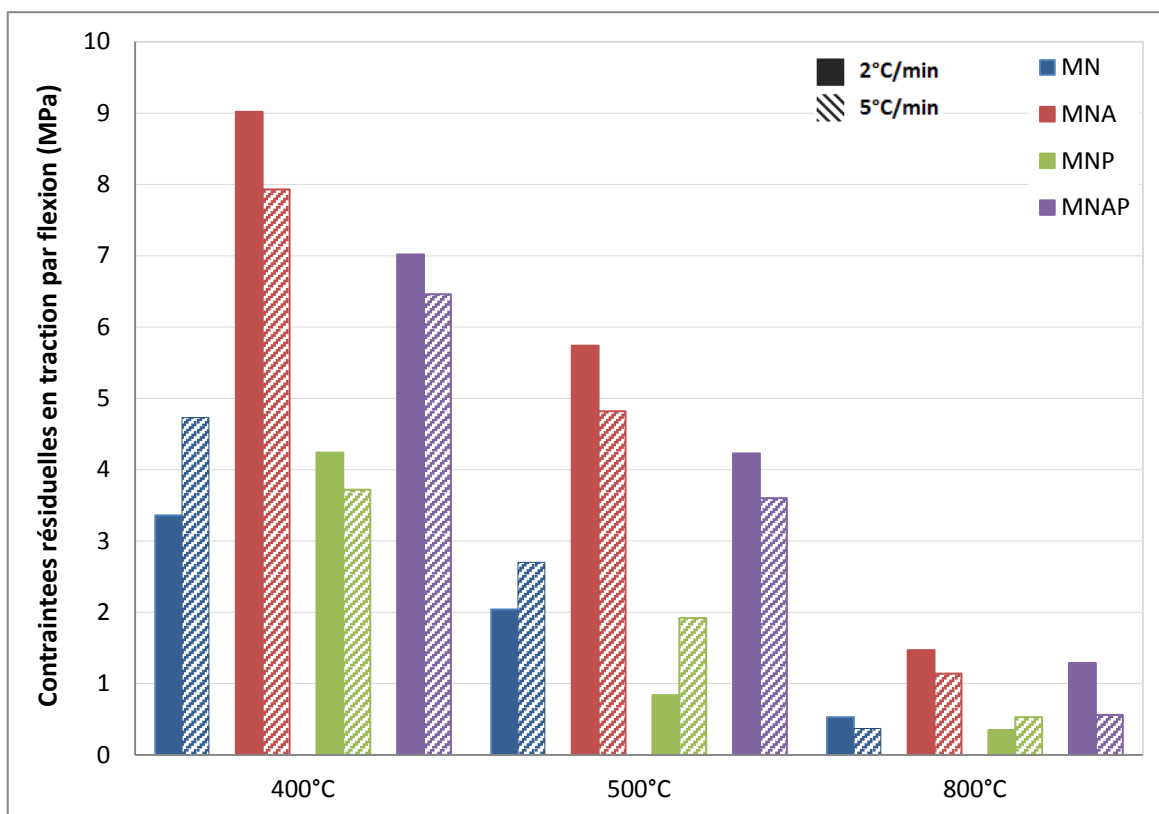


Figure 4.19 : État comparatif de contraintes résiduelles en traction par flexion des mortiers (S) en fonction de la température entre les deux vitesses de chauffe.

Les résultats montrent que le mortier MN soumis à un cycle de 2°C/min accuse une perte relative de 41% et de 32%, en comparaison au même mortier soumis à un cycle de 5°C/min, respectivement aux températures de 400°C et 500°C. Par contre, les mortiers fibrés MNA et MNAP présentent respectivement un gain relatif de 12%, 8% à 400°C et 16%, 15% à 500°C. Pour le mortier renforcé de fibres de polypropylène MNP révèle une augmentation relative de 12% à 400°C et une perte très importante de 129% à 500°C. Cette perte est argumentée par la fusion totale de fibres à cette température. A la température de 800°C, on n’observe pas une différence de comportement des quatre mortiers entre les deux cycles de chauffage. Leurs caractéristiques physico-mécaniques sont anéanties à cette température.

La résistance à la traction résiduelle des mortiers non fibrés est plus faible après une vitesse de chauffe de 2°C/min en comparaison de leur résistance à la traction après une vitesse de chauffe de 5°C/min. Ce résultat est en accord avec les travaux de recherches de Kanema [170], qui explique, que ce résultat dépend du rapport E/C. Il a observé que la résistance à la traction résiduelle des bétons à fort rapport E/C est plus faible après un cycle de 0,1°C/min en comparaison de leur résistance à la traction après un cycle de chauffage de 1°C/min. De même, il a constaté que le béton à faible rapport E/C présente une résistance à la traction comparable après les cycles de chauffage de 0,1°C/min et 1°C/min. Lorsque l’on expose des bétons à des cycles de chauffage dont la vitesse de montée est de 0,1°C/min, on limite le gradient de température entre le centre et la surface des éprouvettes. Ceci a pour conséquence de limiter la formation des contraintes d’origine thermique et de favoriser le départ plus rapide de l’eau libre présente dans le matériau. Il

semble que lorsque la vitesse de chauffage est lente le béton à fort rapport E/C subit déshydratation de la matrice cimentaire plus marquée que le béton à faible rapport E/C. Ceci sans doute à cause de la différence de la microstructure des deux bétons.

Les mortiers fibrés révèlent, à un cycle de 2°C/min, un comportement en traction meilleur que celui de 5°C/min. Ce résultat semblerait avoir un aspect contradictoire au premier cas. Non, c'est le rôle des fibres qui contrebalancent les effets. Une augmentation de la vitesse de chauffe provoque un gradient thermique plus important entre l'extérieur et le cœur de l'échantillon. Ce gradient induit des déformations différentielles gênées pouvant provoquer la fissuration de la matrice. De plus, la pression interstitielle qui se développe à l'intérieur du corps, dépend elle aussi de la vitesse de chauffe. Elle crée des contraintes de traction qui favorise l'évolution des fissures et entraîne par conséquent la perte de résistance. Les fibres jouent alors leur rôle en limitant cette fissuration, mais cette fissuration est certainement plus difficile à limiter pour une vitesse de chauffe à 5°C/min qu'à 2°C/min. Il est évident qu'avec un cycle de chauffage de 2°C/min, la perte de résistance est moins importante qu'avec un cycle de 5°C/min. Par contre, le comportement de MNP rejoint le comportement de MN au-delà de 500°C.

Les deux phénomènes expliqués précédemment, déshydratation plus importante pour de faibles vitesses de chauffe et fissuration plus importante pour de grandes vitesses de chauffe ont lieu simultanément, mais avec des effets inverses. La présence de fibres met plus en évidence le second phénomène.

A titre comparatif, pour les deux vitesses de chauffe, nous présentons une superposition des courbes de comportement en traction par flexion de mortiers chauffés à 400°C, 500°C et 800°C. Cette représentation rend davantage compte des évolutions du comportement du matériau avec l'élévation de température. Les états comparatifs de ces mortiers sont représentés par Figure 4.20, Figure 4.21 et Figure 4.22. Il en sort que :

- La variation de la vitesse de chauffe ne change pas l'allure des courbes forces-déplacements sur les toutes températures.
- L'impact de la vitesse de chauffe sur la ductilité du matériau diffère en fonction du renfort et de la température du cycle de chauffage. On observe, après chauffage à 400°C et à 500°C, que les mortiers MNA et MNAP sont plus ductiles à la vitesse de chauffe de 5°C/min qu'à celle de 2°C/min. En revanche, pour les mortiers MN et MNP, leurs ductilités ne sont pas influencées. Cependant, après chauffage à 800°C, les ductilités des différents mortiers sont similaires pour les deux rampes.

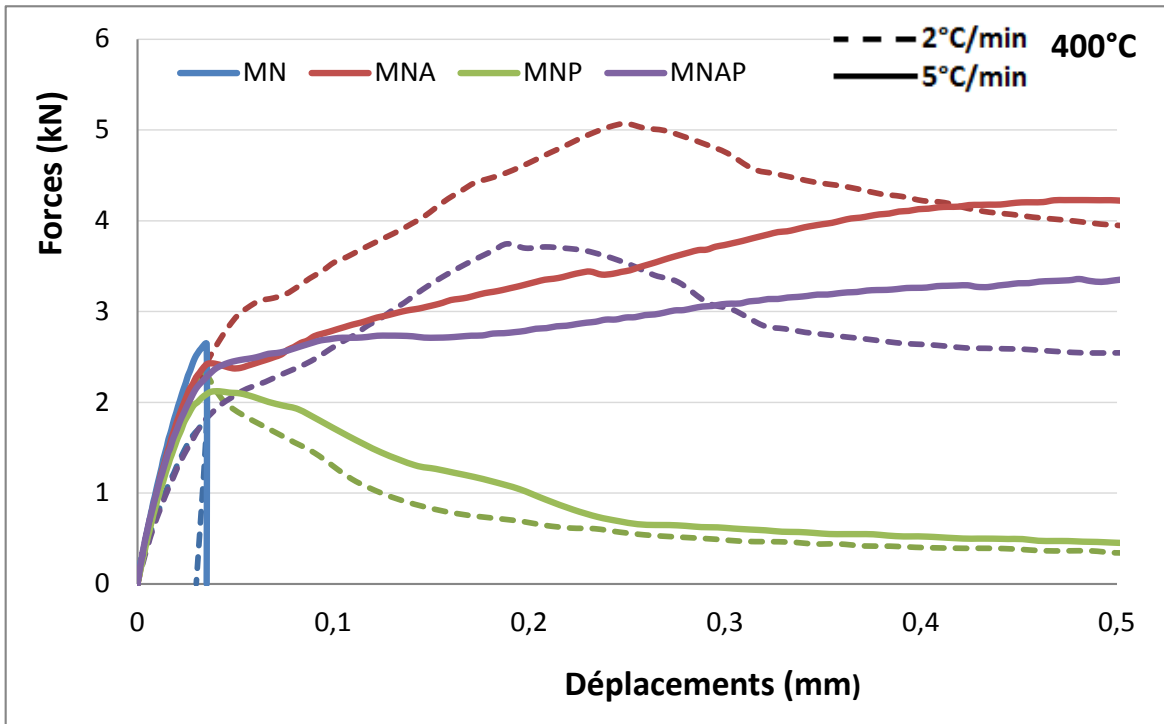


Figure 4.20 : Superposition de courbes forces-déplacements des mortiers (S) à la température de 400°C avec les vitesses de chauffe de 2°C/min et 5°C/min.

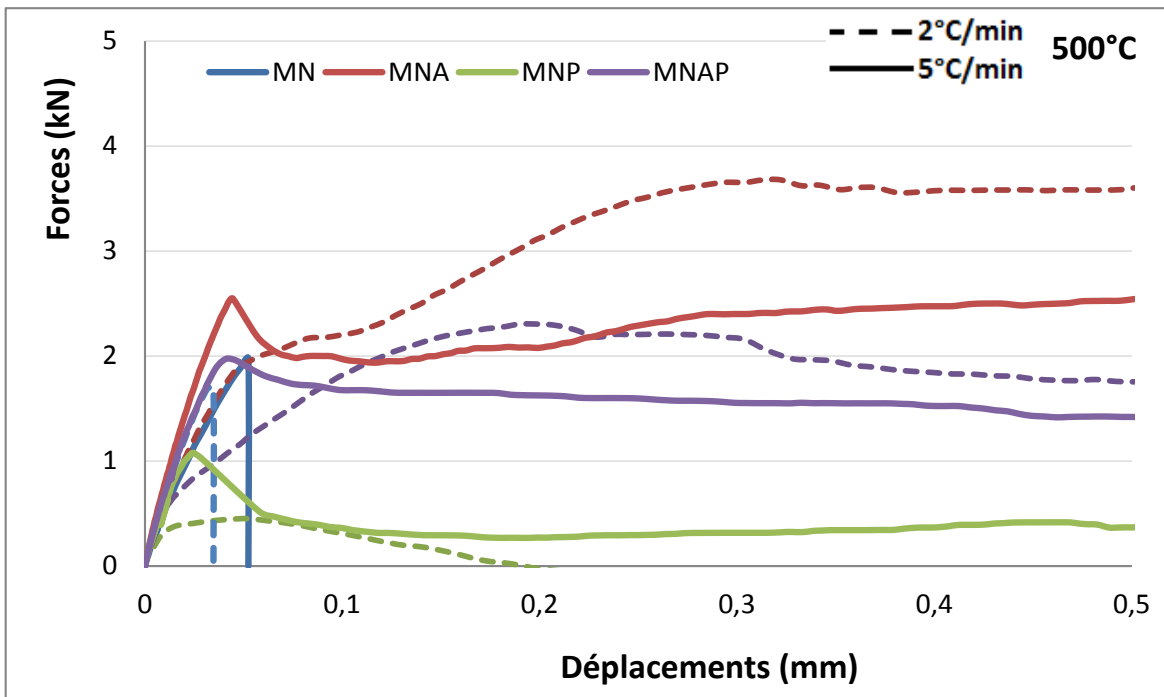


Figure 4.21 : Superposition de courbes forces-déplacements des mortiers (S) à la température de 500°C avec les vitesses de chauffe de 2°C/min et 5°C/min.

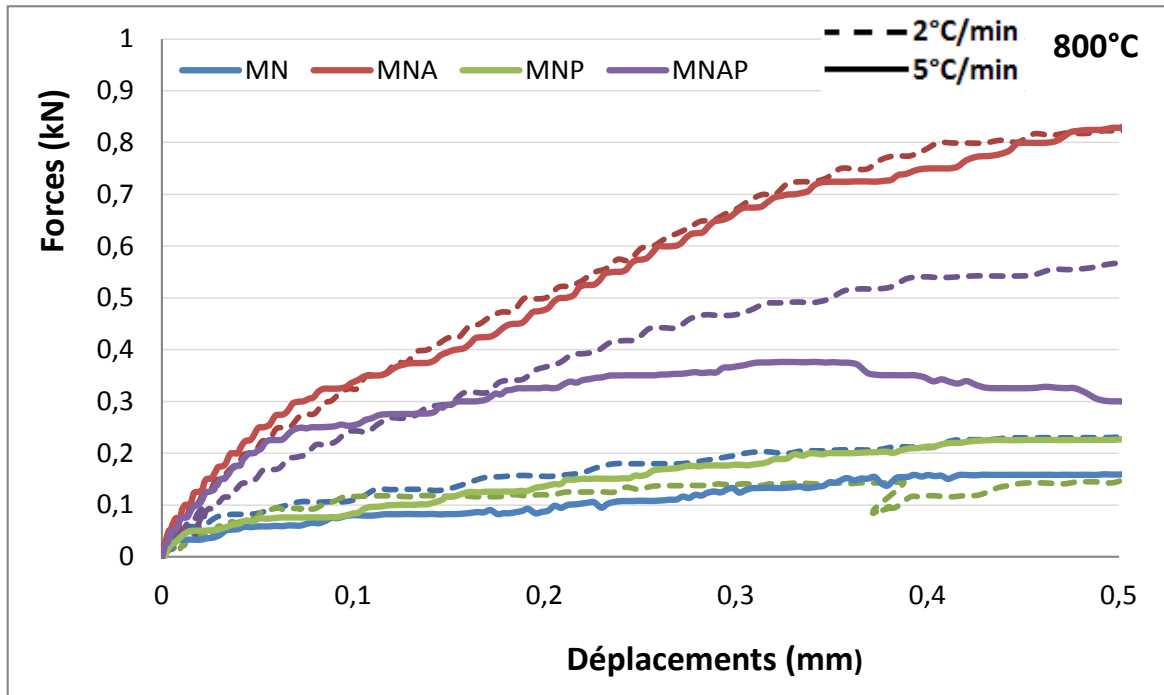


Figure 4.22 : Superposition de courbes forces-déplacements des mortiers (S) à la température de 800°C avec les vitesses de chauffe de 2°C/min et 5°C/min.

▪ La comparaison des évolutions du module d'élasticité résiduel en fonction de la température avec les deux cycles de chauffage permet de constater que les amplitudes du module d'élasticité, pour chaque type de matériau, obtenues pour les températures 400°C et 500°C, issues du cycle de chauffage de 5°C/min sont visiblement supérieures à celles obtenues du cycle de chauffage de 2°C/min (Figure 4.23). Nous observons que les formulations MN, MNA, MNP et MNAP soumises à un cycle de chauffage de 2°C/min présentent une réduction du module d'élasticité relatif, en comparaison aux éprouvettes de mêmes compositions soumises à un cycle de 5°C/min, respectivement de 57%, 16%, 0% et 54% à la température 400°C, et 28%, 69%, 97% et 52% à la température de 500°C. Ces résultats confirment à nouveau les travaux de Kanema [163]. On note que les modules d'élasticité des quatre mortiers à la température de 800°C sont quasiment nuls pour les deux cycles de chauffage. Ces observations confirment donc l'hypothèse concernant le phénomène de déshydratation plus important à faible vitesse de chauffe.

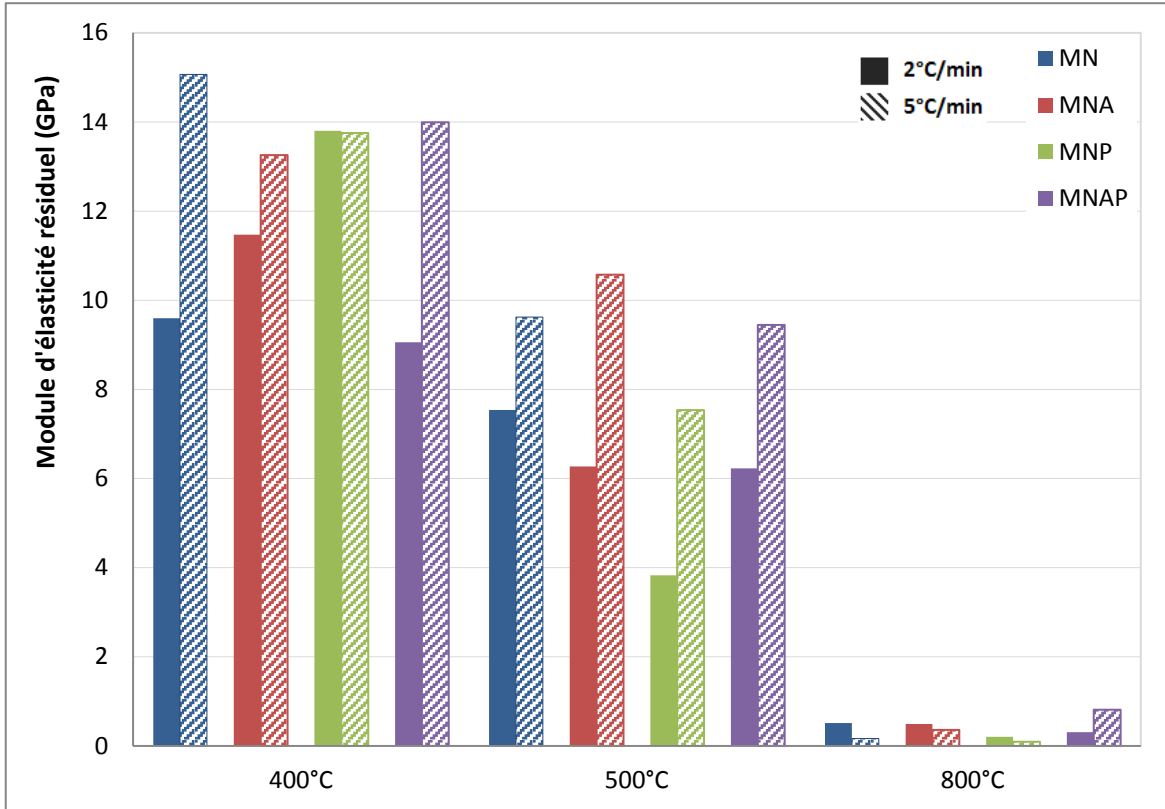


Figure 4.23 : État comparatif du module d'élasticité résiduel des mortiers (S) en fonction de la température entre les deux vitesses de chauffe.

De même, l'évolution de l'énergie de fissuration résiduelle en fonction de la température pour les deux vitesses de chauffe (Figure 4.24) révèle les mêmes tendances que celles observées pour le module d'élasticité. Certes, nous constatons que les mortiers MN, MNA, MNP et MNAP soumises à un cycle de chauffage de 2°C/min présentent une diminution de l'énergie de fissuration résiduelle relative, en comparaison aux échantillons de mêmes compositions soumises à un cycle de 5°C/min, respectivement de 19%, 3%, 9% et 208% à la température 400°C et 40%, 3%, 26% et 107% à la température de 500°C. A 800°C, la perte d'énergie du mortier MNA est 33%, cependant la perte pour les autres mortiers n'excède pas 2%.

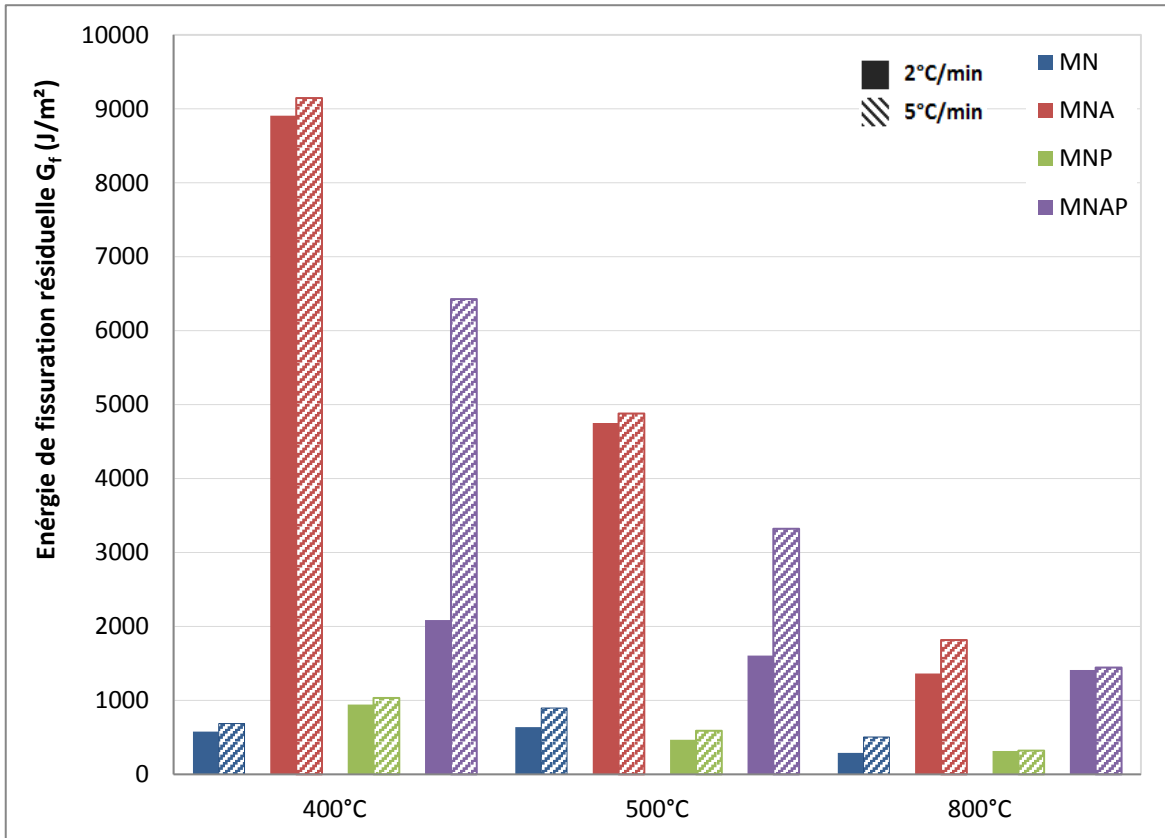


Figure 4.24 : État comparatif de l'énergie de fissuration résiduelle  $G_f$  des mortiers (S) en fonction de la température entre les deux vitesses de chauffe.

▪ Les résultats de facteur d'intensité, regroupés sur la Figure 4.25, confirment une nouvelle fois l'influence de la vitesse de chauffe sur les mortiers fibrés et non fibrés. Avec la vitesse de chauffe de 5°C/min, une amélioration nette du facteur d'intensité est notée pour les cycles de chauffage 400°C et 500°C. L'augmentation la plus marquée est celle du mortier hybride sur tous les cycles appliqués. Elle est environ 2 fois plus importante par rapport à la vitesse de chauffe de 2°C/min. A 800°C, on note une faible variation des facteurs d'intensité des mortiers MN, MNA et MNP.

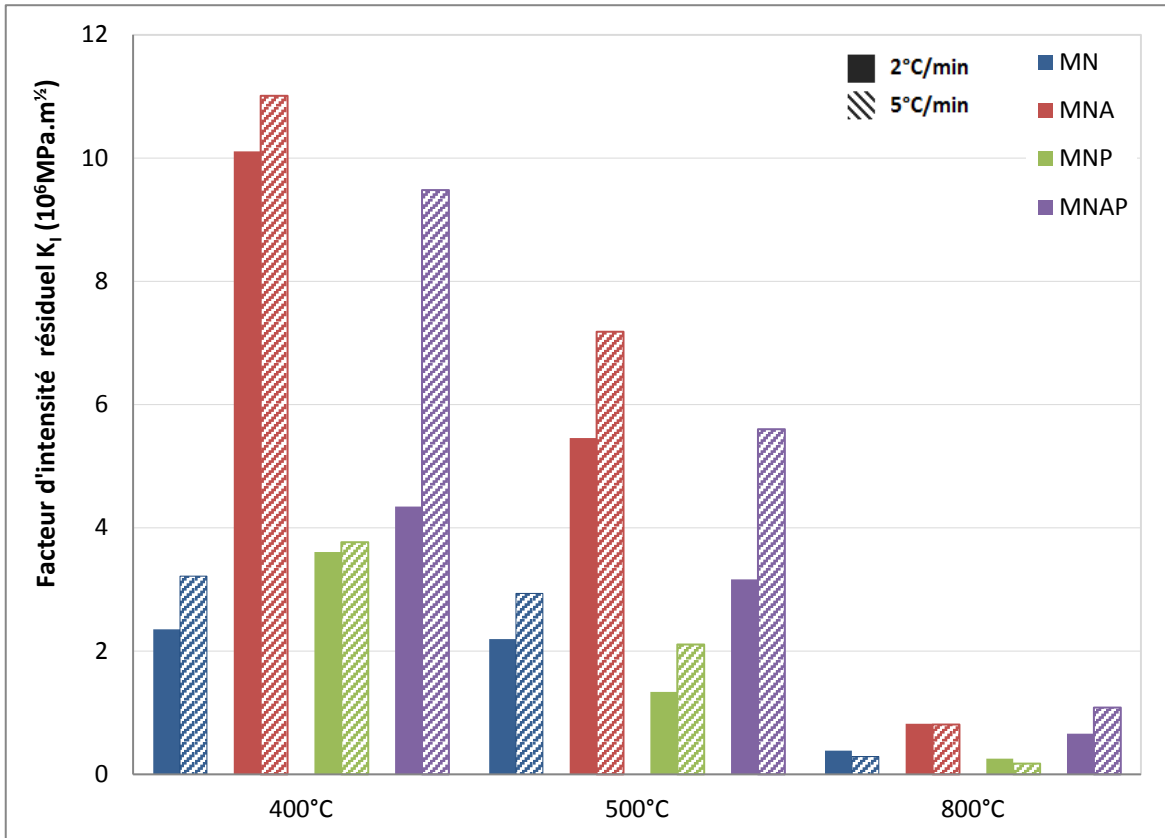


Figure 4.25 : État comparatif de facteur d'intensité résiduel  $K_I$  des mortiers (S) en fonction de la température entre les deux vitesses de chauffe.

▪ Khoury [22] a noté que les résistances résiduelles d'un béton chauffé avec une vitesse de  $1^\circ\text{C}/\text{min}$  étaient plus importantes que celle d'un béton chauffé avec une vitesse lente de  $0,1^\circ\text{C}/\text{min}$ . Les mesures des contraintes résiduelles de compression obtenues pour les vitesses de chauffe de  $2^\circ\text{C}/\text{min}$  et  $5^\circ\text{C}/\text{min}$  confirment cette observation (Figure 4.26). Les augmentations de contraintes sont plus marquées pour les quatre groupes de mortiers et sur toute la plage de température à la vitesse de chauffe de  $5^\circ\text{C}/\text{min}$ . Les augmentations relatives mesurées varient de 20% à 50%.

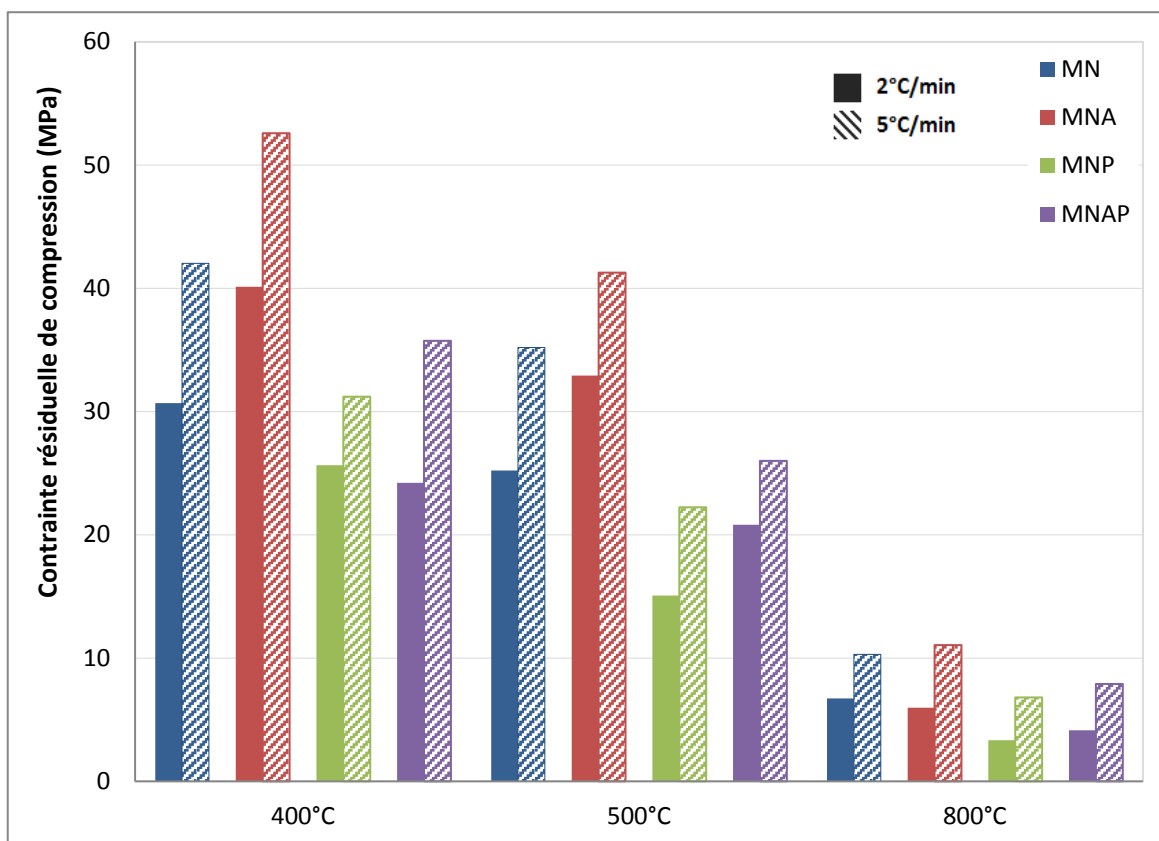


Figure 4.26 : État comparatif de contraintes résiduelles de compression des mortiers (S) en fonction de la température entre les deux vitesses de chauffe.

A l'issue de cette synthèse globale qui s'appuie sur des évolutions des comportements mécaniques à haute température en fonction de vitesse de chauffe de 2°C/min et 5°C/min, les résultats révèlent qu'avec le cycle de chauffage de 5°C/min, comparativement au cycle de chauffage de 2°C/min :

- Une perte de contrainte résiduelle pour les mortiers fibrés et un gain pour le mortier normal en traction.
- Un comportement ductile meilleur pour les mortiers renforcés de fibres d'acier et hybride.
- Un gain plus marqué du module d'élasticité résiduel, de l'énergie de fissuration résiduelle et du facteur d'intensité résiduel pour les quatre groupes de mortiers.
- Un gain important de contrainte résiduelle en compression pour les différents échantillons.

Nous pensons que la vitesse de chauffe de 5°C/min présente une influence plus marquée sur le comportement thermomécanique que celle de 2°C/min, c'est pourquoi, elle est retenue pour la suite de l'étude.

#### **4.1.2 Mode de conservation humide - Vitesse de chauffe 5°C/min**

Le sous-chapitre précédent a montré les évolutions mécaniques des mortiers (S) (mode de conservation sèche) fibrés et non fibrés après chauffage à haute température. Le cycle de chauffe de 5°C/min influence le comportement mécanique d'une façon plus marquée que le cycle chauffage de 2°C/min. Ce sous-chapitre traite, comme le sous-chapitre précédent, des évolutions de comportement mécanique à haute température des mortiers fibrés et non fibrés ayant subi une cure humide (mode de conservation humide : les échantillons sont conservés dans un bain d'eau pendant 28 jours). Les températures d'exposition sont 400°C, 500°C et 800°C avec la vitesse de montée en température retenue de 5°C/min.

Nous avons testé les mortiers avec les deux vitesses 2°C/min et 5°C/min afin de vérifier leurs influences sur le comportement thermomécanique des mortiers de cure humide. Les résultats obtenus confirment la synthèse annoncée. Nous présentons, dans ce sous-chapitre, les résultats expérimentaux issus du cycle de chauffage de 5°C/min, ceux du cycle de 2°C/min sont détaillés en annexe.

Dans le but de faciliter le repérage des mortiers de cure humide, nous nommons ces derniers par mortiers (H).

##### **4.1.2.1 Comportement en flexion 4 points**

###### **a) Évolution de l'effort résiduel en fonction de la température**

La Figure 4.27 présente les courbes forces-déplacements en flexion sur les mortiers (H) renforcés de fibres de natures différentes, soumis un traitement thermique de 400°C, 500°C et 800°C avec une vitesse de montée en température de 5°C/min.

L'effet des fibres d'acier dans le mortier MNA s'observe bien à travers les courbes d'évolutions de la charge de flexion en fonction du déplacement. On remarque une augmentation de l'intensité du pic de la charge de flexion de MNA par rapport aux autres mortiers pour tous les chauffages. Nous retenons, pour les mortiers avec fibres de polypropylène, une baisse de l'intensité du pic par rapport au mortier sans fibres sur toute la plage. Il est logique que le système hybride présente un comportement intermédiaire. Le fibrage a des effets perceptibles sur le comportement mécanique à haute température, mais d'amplitude différente. Sur toute la gamme de températures de chauffe, un comportement non linéaire est observé et les courbes forces-déplacements amorcent une évolution vers un comportement ductile. Cela se traduit notamment par une augmentation du caractère non linéaire des courbes de comportement et par une augmentation importante de la capacité de déformation. Seul le fibrage de polypropylène présente dès 400°C un comportement fragile similaire au mortier non fibré.

## ÉTUDE DU COMPORTEMENT MÉCANIQUE DES MORTIERS RENFORCÉS DE FIBRES DE NATURES DIFFÉRENTES APRÈS CHAUFFAGE À HAUTE TEMPÉRATURE

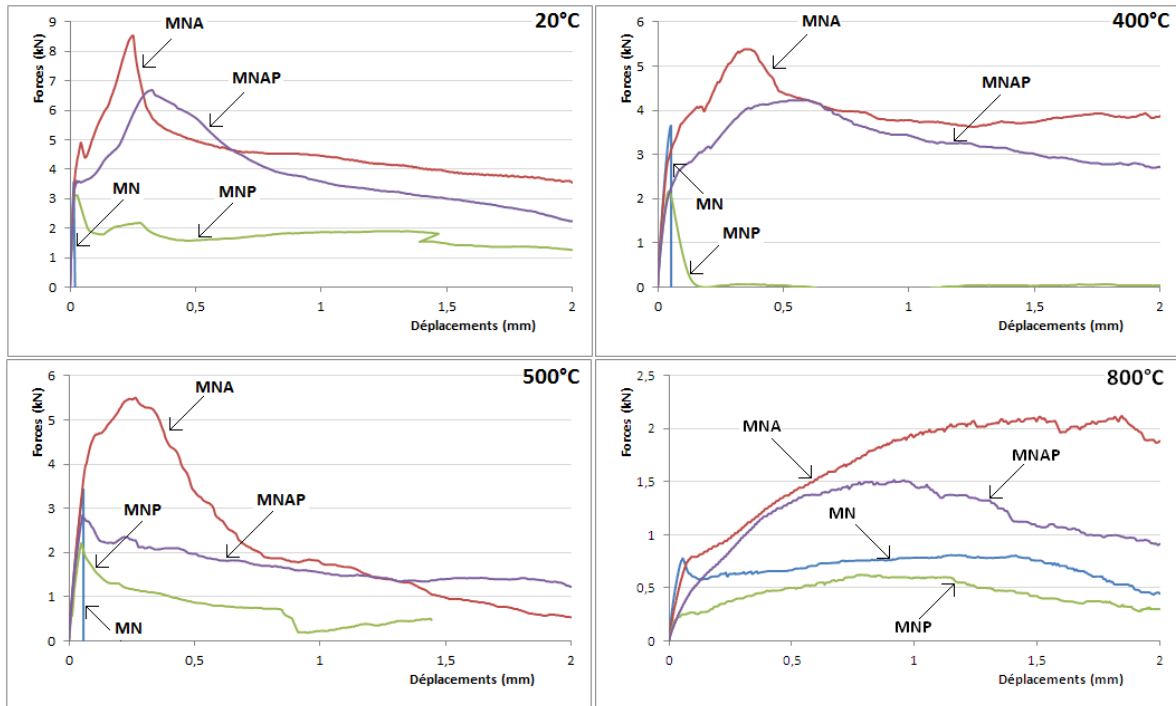


Figure 4.27 : Courbes de comportement du mortier (H) non renforcé (MN) et renforcé de 0,58%<sub>volumique</sub> de fibres d'acier (MNA), de fibres de polypropylène (MNP) et mixte (MNAP), en flexion 4 points à haute température avec une vitesse de montée en température de 5°C/min.

L'observation de l'ensemble des évolutions de contrainte au pic de traction en flexion 4 points présentées à la Figure 4.28 et au Tableau 4.11 permet de constater l'influence que peut avoir la cure sur le comportement thermomécanique des mortiers fibrés et non fibrés chauffés à un cycle de 5°C/min.

On note que la résistance résiduelle relative du mortier MNA représente respectivement 136% et 126% de la résistance initiale du mortier MN de référence aux températures 400°C et 500°C. Après chauffage à 800°C, la résistance résiduelle relative moyenne ne représente que la moitié du mortier sans fibres. Les effets des fibres d'acier sont très marqués pour le mortier MNA sur l'intervalle de température 400°C et 500°C. Ce résultat est similaire à celui de la cure sèche à la même vitesse de montée en température, mais d'envergure plus importante. L'amélioration du comportement en traction des mortiers MNA semble lier à la cure humide.

La résistance de MNP représente respectivement 61%, 63% et 19% de la résistance initiale de MN aux températures 400°C, 500°C et 800°C. La diminution de contrainte est constatée sur toute la plage de température d'exposition. L'impact des fibres de polypropylène dans le mortier MNP sur la résistance résiduelle en traction est négatif par rapport à la résistance initiale du mortier de référence.

La résistance résiduelle en traction des mortiers avec fibres de polypropylène et fibres d'acier (MNAP) montre une amélioration de cette propriété par rapport au mortier de référence à 400°C. En effet, la résistance résiduelle relative est de 105% de la résistance initiale du mortier de référence. Après chauffage à 500°C, sa résistance relative est 80% de

la résistance initiale de MN. Au-delà de cette température, on observe une baisse de résistance. Cependant, le système hybride garde son avantage de résistance sur le polypropylène seul sur toute la gamme de température.

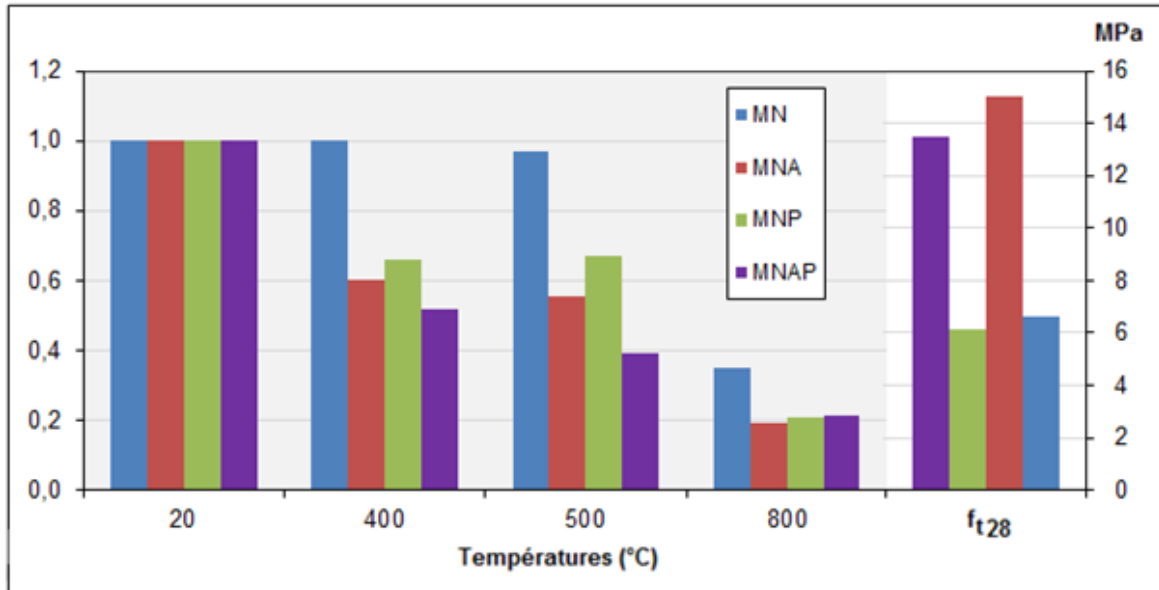


Figure 4.28 : Évolution des résistances à la traction par flexion 4 points des mortiers (H) en fonction de la température du traitement thermique avec une rampe de 5°C/min. A gauche valeurs normalisées, à droite résistance à 28 jours

Température (°C)	Contrainte maximale relative (%)			
	MN	MNA	MNP	MNAP
20	100	227	93	203
400	100	136	61	105
500	97	126	63	80
800	35	44	19	44

Tableau 4.11 : Variation relative de la contrainte maximale en traction (avec une rampe de 5°C/min), calculée par rapport au mortier (H) de référence non fibré MN.

#### b) Évolution du module d'élasticité résiduel en fonction de la température

La Figure 4.29 illustre l'évolution du module d'élasticité résiduel à la flexion des mortiers avec et sans fibres tandis que le Tableau 4.12 présente la perte et le taux de perte du module d'élasticité résiduel. L'allure des courbes est la même quelle que soit la nature de la fibre. L'effet de la cure apparaît sur l'évolution des courbes en fonction de la température.

*ÉTUDE DU COMPORTEMENT MÉCANIQUE DES MORTIERS RENFORCÉS DE FIBRES DE NATURES DIFFÉRENTES APRÈS CHAUFFAGE À HAUTE TEMPÉRATURE*

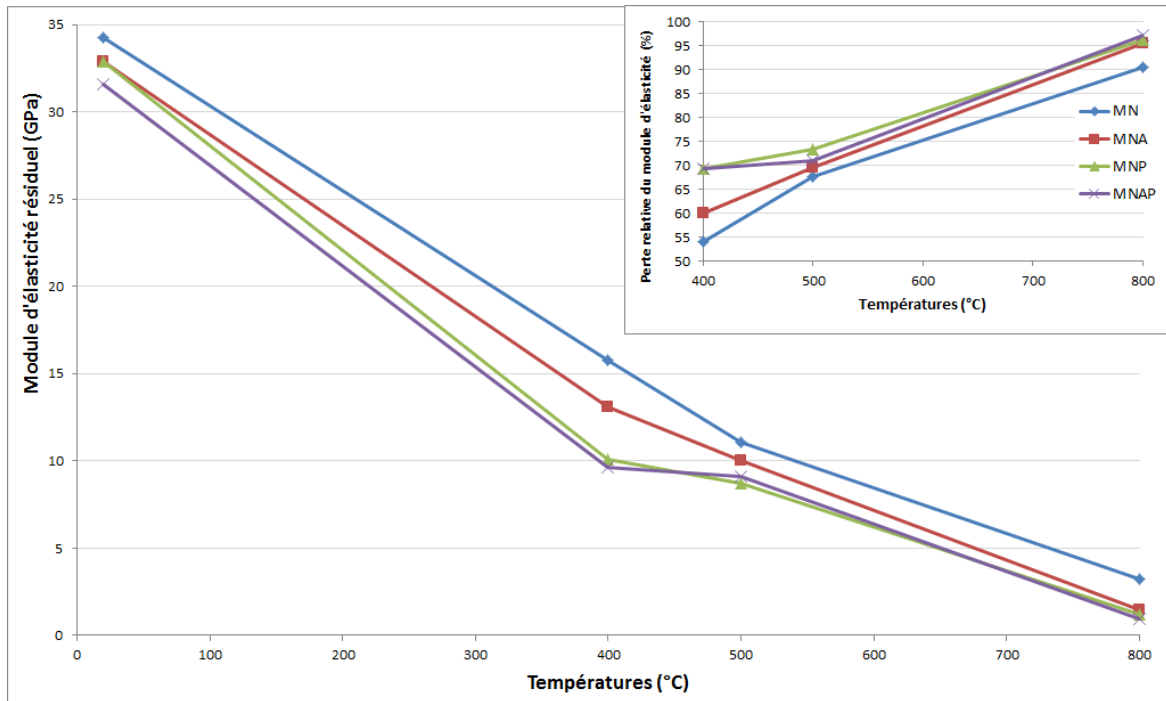


Figure 4.29 : Évolution du module d'élasticité résiduel en flexion 4 points des mortiers (H) en fonction de la température du traitement thermique avec une rampe de 5°C/min.

Perte relative du module d'élasticité résiduel (%)				
Température °C	MN	MNA	MNP	MNAP
400	54,0	60,1	69,4	69,4
500	67,8	69,5	73,5	71,0
800	90,6	95,6	96,3	97,1
Taux de perte du module d'élasticité résiduel (%C <sup>-1</sup> )				
20-400	0,14	0,16	0,18	0,18
400-500	0,14	0,09	0,04	0,02
500-800	0,08	0,09	0,08	0,09

Tableau 4.12 : Perte relative et taux de perte du module d'élasticité résiduel avec une rampe de 5°C/min, calculés par rapport au mortier (H) initial.

On distingue trois domaines de pentes pour les mortiers fibrés :

- Entre 20°C et 400°C, le taux de perte du module d'élasticité résiduel des mortiers MNP et MNAP (0,18% C<sup>-1</sup>) est plus élevé que celui des mortiers MNA (0,16% C<sup>-1</sup>) et MN (0,14% C<sup>-1</sup>). En comparant ces taux pour les mortiers secs traités à la même vitesse de chauffe, il en résulte que ce domaine est caractérisé par une baisse très rapide du module d'élasticité. Cette baisse rapide est en relation avec les contraintes dues au gradient hydrique. Pour la cure humide, le cœur de l'échantillon est proche de la saturation et ainsi le gradient hydrique est plus élevé que celui pour la cure sèche. On peut penser que la cure humide favorise l'endommagement thermique dans cet intervalle de température.

- Entre 400°C et 500°C, les taux de perte du module d'élasticité diminuent considérablement, ils valent  $0,09\%C^{-1}$ (MNA),  $0,04\%C^{-1}$ (MNP) et  $0,02\%C^{-1}$ (MNAP). Cependant, la courbe de MN a la même pente. On constate que ces taux de perte sont inférieurs à ceux des mortiers secs avec la même vitesse de chauffe. Cette différence de perte est liée au degré de déshydratation de la matrice cimentaire. La matrice cimentaire qui se développe dans un milieu humide, sous l'effet de la température, se déshydrate moins que celle qui évolue dans un milieu sec, ce qui laisse penser que la cure humide stabilise l'endommagement thermique dans cet intervalle.

- Entre 500°C et 800°C, les taux de perte des modules d'élasticité résiduels des mortiers MN, MNA, MNP et MNAP sont respectivement  $0,08\%C^{-1}$ ,  $0,09\%C^{-1}$ ,  $0,08\%C^{-1}$ , et  $0,09\%C^{-1}$ . Les taux de perte des mortiers fibrés sont supérieurs à ceux du 2<sup>ème</sup> palier de température mais ils restent inférieurs au 1<sup>er</sup> palier. Par contre le taux de perte de MN diminue. A 800°C, les modules d'élasticité des différents mortiers sont équivalents et représentent moins de 10% de leurs valeurs initiales. Ce constat est confirmé quelle que soit la nature de la cure.

**c) Évolution de l'énergie de fissuration résiduelle, facteur d'intensité de contrainte résiduelle et indice de ténacité résiduel en fonction de la température**

**c<sub>1</sub>) Énergie de fissuration résiduelle  $G_f$**

La Figure 4.30 présente l'évolution de l'énergie de fissuration résiduelle en fonction de la température des mortiers (H) renforcés et non renforcés par différentes natures de fibres.

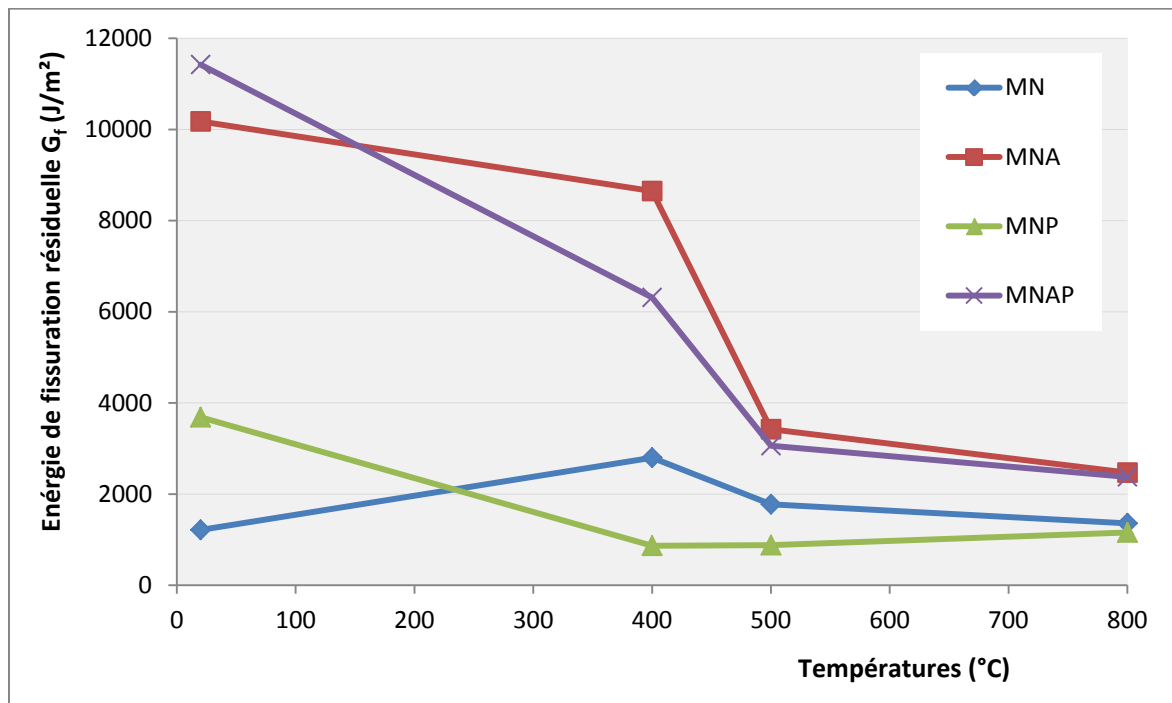


Figure 4.30 : Évolution de l'énergie de fissuration résiduelle  $G_f$  des mortiers (H) en fonction de la température du traitement thermique avec une rampe de  $5^{\circ}C/min$ .

De cette figure, il en sort que l'énergie de fissuration, à la température ambiante, des mortiers (H) est très proche à celle des mortiers (S). Par contre l'évolution de leur énergie résiduelle en fonction de la température est bien différente pour les deux cures.

Avec l'ajout de fibres d'acier et de polypropylène, nous constatons l'influence favorable de ces renforcements sur les énergies de fissuration des mortiers (H) MNA et MNAP à température élevée. Le gain relatif mesuré, par rapport au mortier MN, après les différents cycles de chauffage varie de 80% à 210% pour le MNA et de 75% à 130% pour le mortier MNAP. Le gain relatif le plus marqué est mesuré à 400°C et vaut 209% pour MNA et 126% pour MNAP. Contrairement à la cure sèche, le mortier MNP accuse un déficit de l'énergie de fissuration sur la plage de 400°C à 800°C, bien qu'il présente une énergie à la température ambiante supérieure à celle de mortier de référence MN.

Pour le mortier MN, on constate une augmentation relative de l'énergie de fissuration sur toutes les températures d'exposition, allant jusqu'à 130% à 400°C. Comme il a été montré dans le chapitre 1, il n'y a pas de consensus sur le sens de variation de l'énergie de fissuration. Certains auteurs ont constaté une augmentation [172], [39], [173] et d'autres montrent des résultats contradictoires [38]. Nos résultats sont en accord avec les travaux de Menou [174] qui relate une augmentation relative de 200% de l'énergie de fissuration pour un mortier HP.

## c<sub>2</sub>) Facteur d'intensité de contrainte résiduelle $K_I$

La Figure 4.31 et le Tableau 4.13 traduisent l'évolution du facteur d'intensité  $K_I$  des différents mortiers en fonction de la température de chauffage.

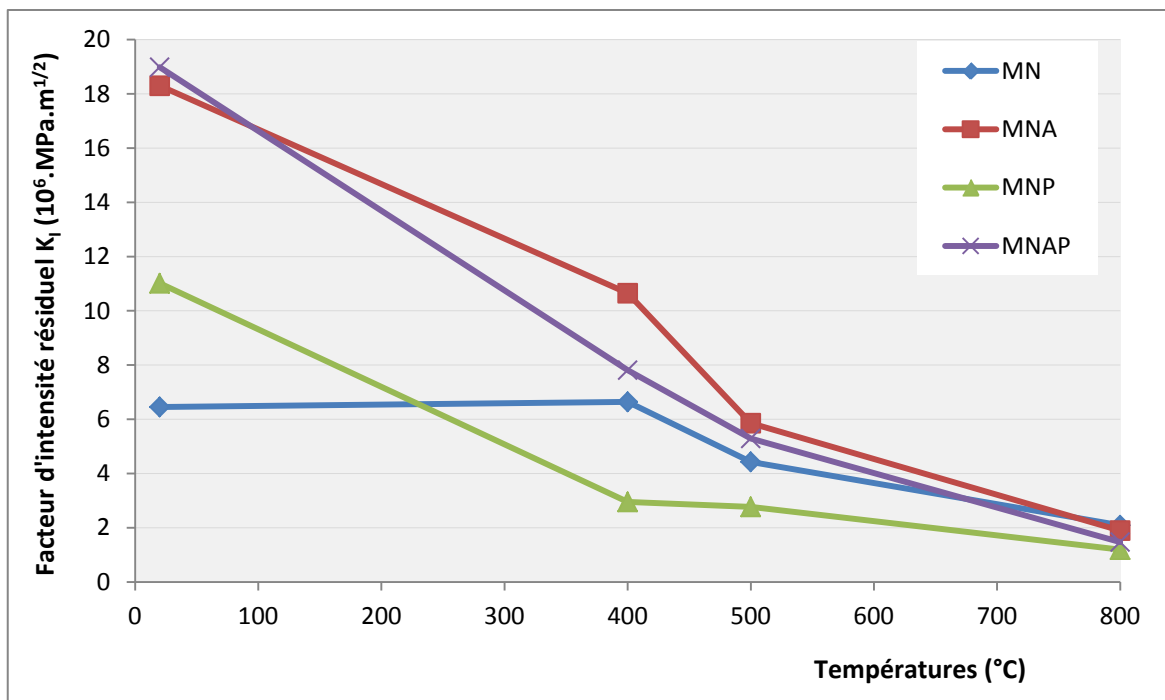


Figure 4.31 : Évolution du facteur d'intensité de contrainte résiduelle  $K_I$  des mortiers (H) en fonction de la température du traitement thermique avec une rampe de 5°C/min.

Facteur d'intensité résiduel $K_I$ relatif (%)				
Température °C	MN	MNA	MNP	MNAP
20	100	284	171	294
400	103	165	46	121
500	69	94	43	82
800	32	29	18	23

Tableau 4.13 : Facteur d'intensité résiduel relatif  $K_I$  avec une rampe de 5°C/min, calculé par rapport au mortier (H) de référence non fibré MN à la température ambiante.

Nous retenons pour les mortiers avec fibres que le facteur d'intensité baisse de façon progressive avec la montée en température. Comparativement au mortier de référence, ces renforcements se traduisent par des effets positifs sur les mortiers MNA et MNAP sur toute la plage de température. Des effets similaires à ceux vus au sous-chapitre 4.1.1, concernant les résultats du facteur d'intensité de mortiers (S) fibrés, sont donc retrouvés, mais d'amplitude néanmoins inférieure. On constate qu'à la température ambiante, le mortier MNAP présente un facteur d'intensité relatif le plus élevé (294%). Par contre, entre 400°C et 800°C, le mortier MNA présente des facteurs d'amplitudes supérieures aux autres. Cependant, dans cet intervalle de température, le mortier MNP développe des facteurs d'intensité globalement plus faibles que le mortier de référence. Une amélioration de 3% du facteur  $K_I$  est constatée à 400°C pour le mortier MN. Au-delà de cette température le facteur  $K_I$  décroît rapidement.

### c<sub>3</sub>) Indice de ténacité résiduel

L'observation de ces résultats révèle l'effet positif de la cure sur l'évolution de l'indice de ténacité des mortiers fibrés (Tableau 4.14). Comparativement à la cure sèche, la cure humide favorise la ténacité du matériau sur toute la plage de température.

L'indice de ténacité augmente progressivement de la température ambiante jusqu'à la température de 500°C. Au-delà de seuil, on remarque une faible variation. De nouveau, on constate que les mortiers MNA et MNAP présentent des indices de ténacité plus marqués que les mortiers MNP et MN.

T °C	$I_5$				$I_{10}$				$I_{30}$			
	MN	MNA	MNP	MNAP	MN	MNA	MNP	MNAP	MN	MNA	MNP	MNAP
20	1,0	6,1	6,4	6,2	1,0	13,5	12,8	13,2	1,0	52,2	29,6	46,8
400	7,2	6,9	6,8	6,4	18,3	16,1	13,3	14,5	38,2	59,5	20,4	54,1
500	7,4	7,3	6,9	7,2	15,8	17,4	13,2	16,2	36,7	58,9	29,7	49,0
800	5,8	4,9	4,3	6,0	10,9	11,1	9,4	15,4	33,3	43,7	38,0	53,9

Tableau 4.14 : Indice de ténacité résiduel de différents mortiers (H) en fonction de la température du traitement thermique avec une rampe de 5°C/min.

#### 4.1.2.2 Comportement en compression

Ces résultats donnent les indications sur les effets que peuvent avoir les fibres d'acier et de polypropylène, la cure humide et la vitesse de chauffe de 5°C/min sur le comportement en compression du mortier (Figure 4.32 et Tableau 4.15).

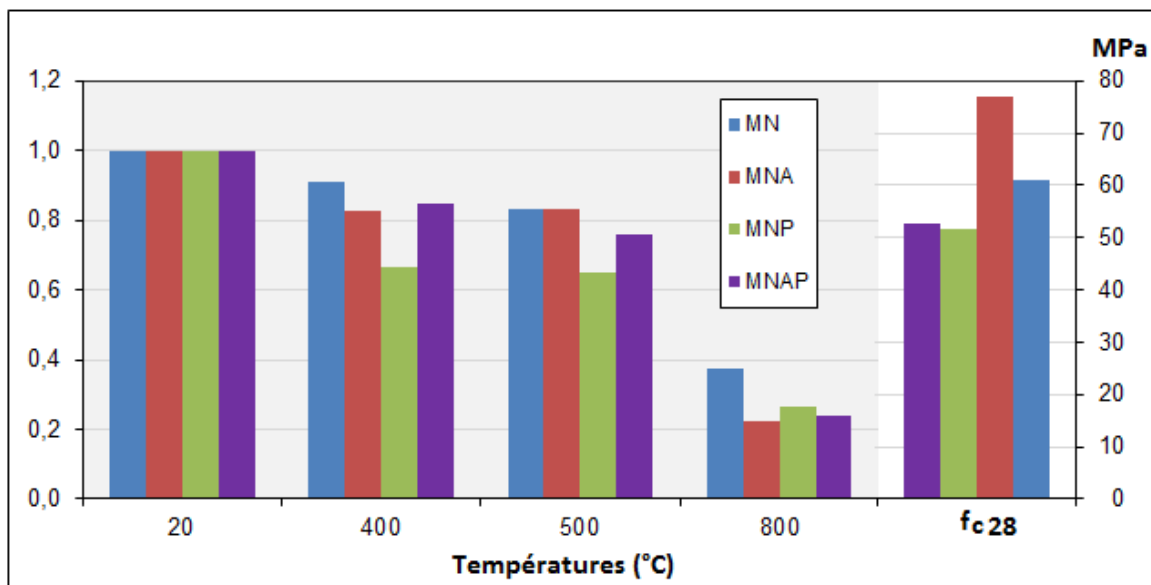


Figure 4.32 : Évolution des résistances à la compression des mortiers (H) en fonction de la température du traitement thermique avec une rampe de 5°C/min. A gauche valeurs normalisées, à droite résistance à 28 jours.

Température (°C)	Contrainte maximale relative (%)			
	MN	MNA	MNP	MNAP
20	100	126	85	86
400	91	104	56	73
500	83	105	55	65
800	38	28	22	20

Tableau 4.15 : Variation relative de la contrainte maximale en compression (avec une rampe de 5°C/min), calculée par rapport au mortier (H) de référence non fibré MN.

On constate, pratiquement, le même scénario d'endommagement thermique que celui du mortier sec chauffé à la même vitesse de chauffe, mais de niveau d'endommagement bien différent. Après le chauffage à 400°C, la perte de résistance relative des mortiers MN, MNA, MNP et MNAP sont respectivement de 9%, 17%, 33% et 15%. A ce niveau de température, le mortier de référence présente un endommagement thermique le plus faible. A 500°C, l'endommagement se stabilise pour les mortiers MNA et MNP. Par contre, il double pour le mortier MN et MNAP. A 800°C, le mortier MNP présente un taux d'endommagement plus faible et ceci s'accorde avec l'hypothèse de la stabilité thermique des mortiers renforcés par de fibres de polypropylène. On remarque que le mortier normal présente la perte relative de résistance en compression la plus faible sur toute la plage de température. Ce résultat concrétise, une nouvelle fois, que les fibres n'apportent aucune amélioration vis-à-vis de l'endommagement thermique.

Mécaniquement, le mortier MNA offre un comportement meilleur jusqu'à 500°C, avec une résistance résiduelle relative de 105% de la résistance initiale du mortier de référence. Au-delà de cette température, sa résistance s'amenuise et devient inférieure à celle de MN. Le mortier hybride MNAP offre un comportement intermédiaire entre le mortier renforcé de fibres d'acier MNA et le mortier renforcé de fibres de polypropylène MNP.

#### **4.1.2.3 Observations au MEB des fibres à différentes températures**

Pour vérifier la cohérence avec la démarche retenue dans le sous-chapitre 4.1.1, des observations au MEB sont réalisées sur des fibres d'acier extraites des éprouvettes après rupture. Elles devraient permettre d'appréhender les mécanismes de renforcement par les fibres d'acier à température élevée.

La Figure 4.33 (a) permet de visualiser la surface de la fibre, après traitement à 400°C. La fibre apparaît relativement saine, sans réduction de section. Des zones de matrice cimentaire adhérente sont observées, témoignant ainsi d'une bonne liaison entre la fibre et cette matrice. A un plus fort grandissement (image a<sub>2</sub>), on ne constate aucune zone d'endommagement au niveau de la fibre, ce qui laisse penser que la fibre n'est pas altérée.

Des micrographies réalisées sur des fibres testées à 500°C sont présentées en Figure 4.33 (b). Ces images montrent clairement des zones sombres sur la surface de la fibre. Ces zones sont les conséquences d'un probable début de mobilisation du fer vers la matrice cimentaire (sous forme d'oxyde). On n'observe aucun décollement de la pâte cimentaire sur la fibre, ce qui permet d'affirmer que la cohésion fibre-matrice est conservée. A plus fort agrandissement (image b<sub>2</sub>), on n'observe pas de fissures visibles sur la fibre et la morphologie de la matrice cimentaire semble correcte.

La Figure 4.33 (c) visualise des images au MEB, réalisées sur des fibres après chauffage à 800°C. On observe une courbure importante accompagnée d'une forte réduction de section de la fibre. Des zones d'endommagement sont nettement visibles au niveau de la fibre. Ces images révèlent également des décohésions fibres-mortier de ciment assez nettes, donc l'absence de transfert de charge entre les fibres et la matrice cimentaire. L'ensemble de ces observations est ainsi cohérent avec le phénomène d'oxydation qui altère la fibre à cette température. A fort grossissement (image c<sub>2</sub>), on constate les transformations microstructurales de la fibre, en particulier, la formation d'oxydes de fer d'aspect moutonneux.

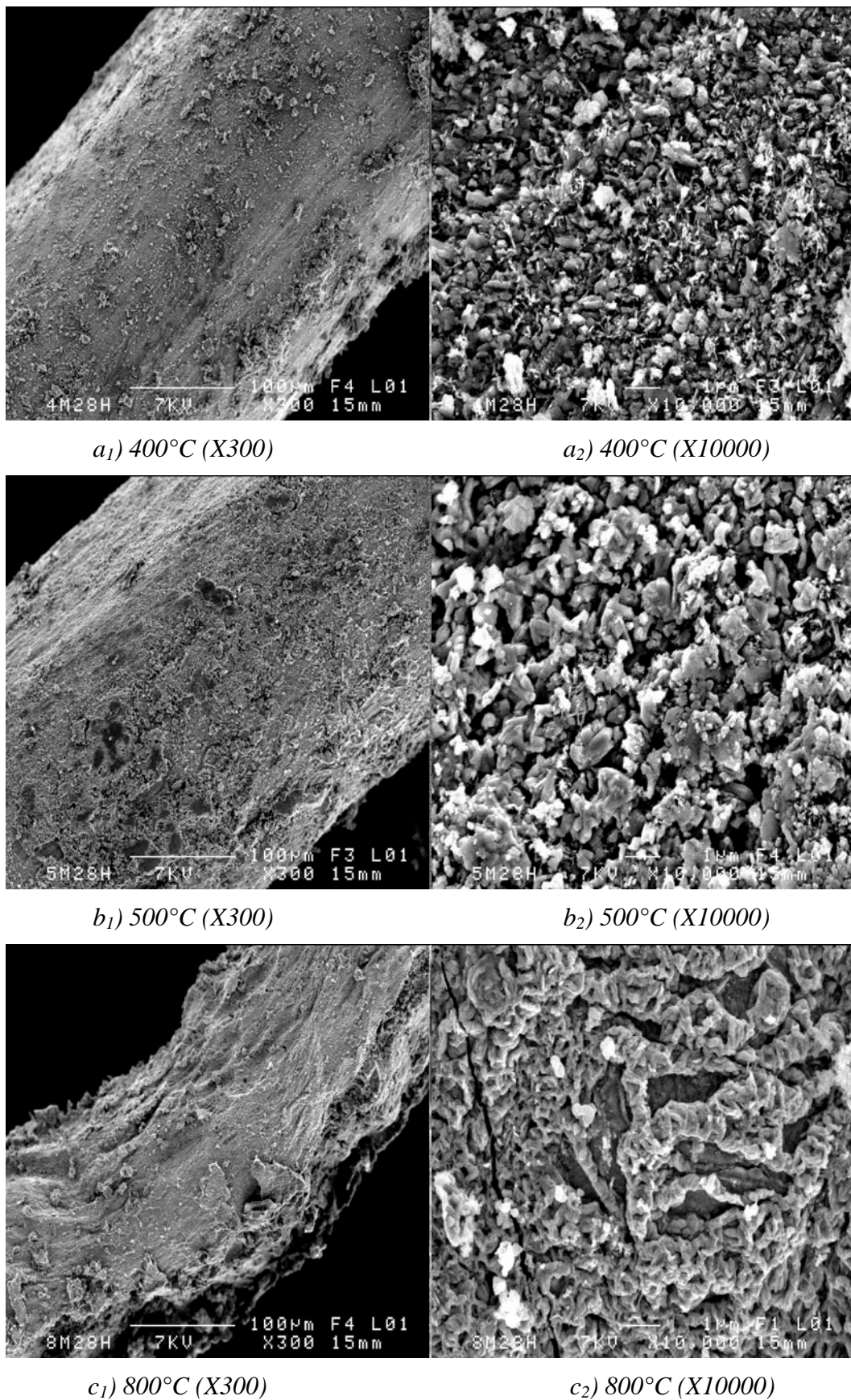


Figure 4.33 : Observations des fibres d'acier extraites des éprouvettes de mortier (H) à température à 400°C (a), 500°C (b) et 800°C (c) avec une rampe 5°C/min.

#### 4.1.2.4 Discussion

Pour préciser le choix entre les deux cures pour la suite de l'étude, nous allons établir un état comparatif des résultats d'études thermomécaniques obtenus sur des mortiers (S) et (H) en considérant trois cycles de chauffage 400°C, 500°C et 800°C, avec une vitesse de montée en température 5°C/min.

- La Figure 4.34 regroupe les résultats de contraintes résiduelles en traction par flexion 4 points des mortiers (S) et (H) à température élevée.

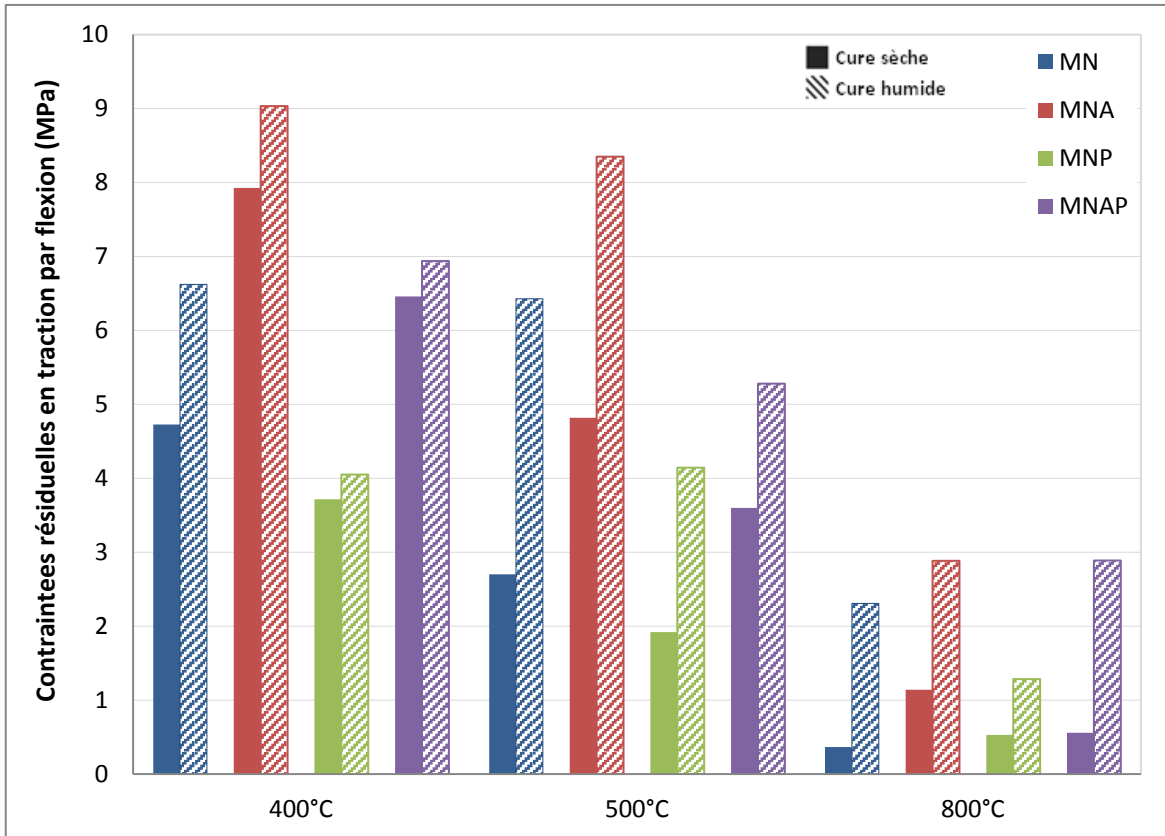


Figure 4.34 : État comparatif de contraintes résiduelles en traction par flexion des mortiers en fonction de la température avec une vitesse de chauffe de 5°C/min entre les 2 cures.

L'évolution des valeurs au pic de contraintes de traction des mortiers (S) et (H), en fonction de la température est fortement influencée par le mode de cure des mortiers. Certes, la cure humide permet une amélioration très nette de la valeur de la contrainte maximale en traction sur toute la plage de température. Elle peut atteindre des rapports de contraintes (cure humide/cure sèche) compris entre 1,1 et 6,3 en fonction de la nature de fibre et du cycle de chauffage. Ainsi les niveaux de gain observés ici sont nettement supérieurs à ceux obtenus à la température ambiante.

Pour les deux cures, les courbes forces-déplacements des différents mortiers sont superposées par cycle de chauffage 400°C, 500°C et 800°C (Figure 4.35, Figure 4.36 et Figure 4.37).

ÉTUDE DU COMPORTEMENT MÉCANIQUE DES MORTIERS RENFORCÉS DE FIBRES DE NATURES DIFFÉRENTES APRÈS CHAUFFAGE À HAUTE TEMPÉRATURE

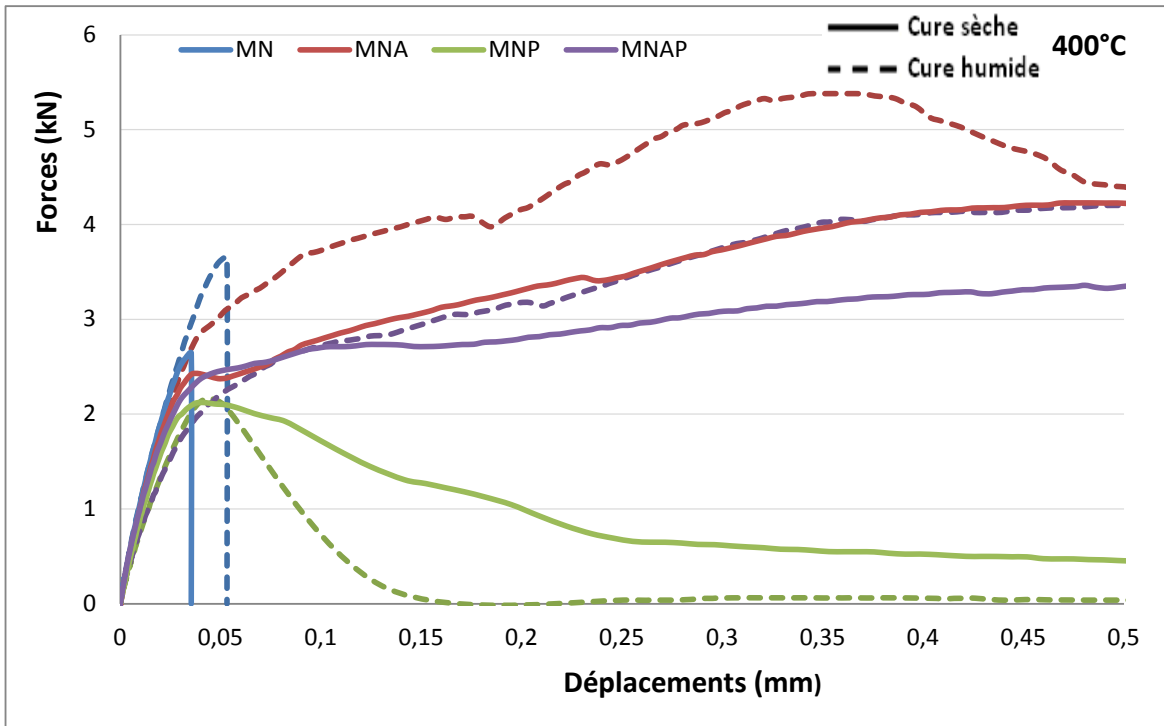


Figure 4.35 : Superposition de courbes forces-déplacements des mortiers (S) et (H) à la température de 400°C avec une vitesse de chauffe de 5°C/min.

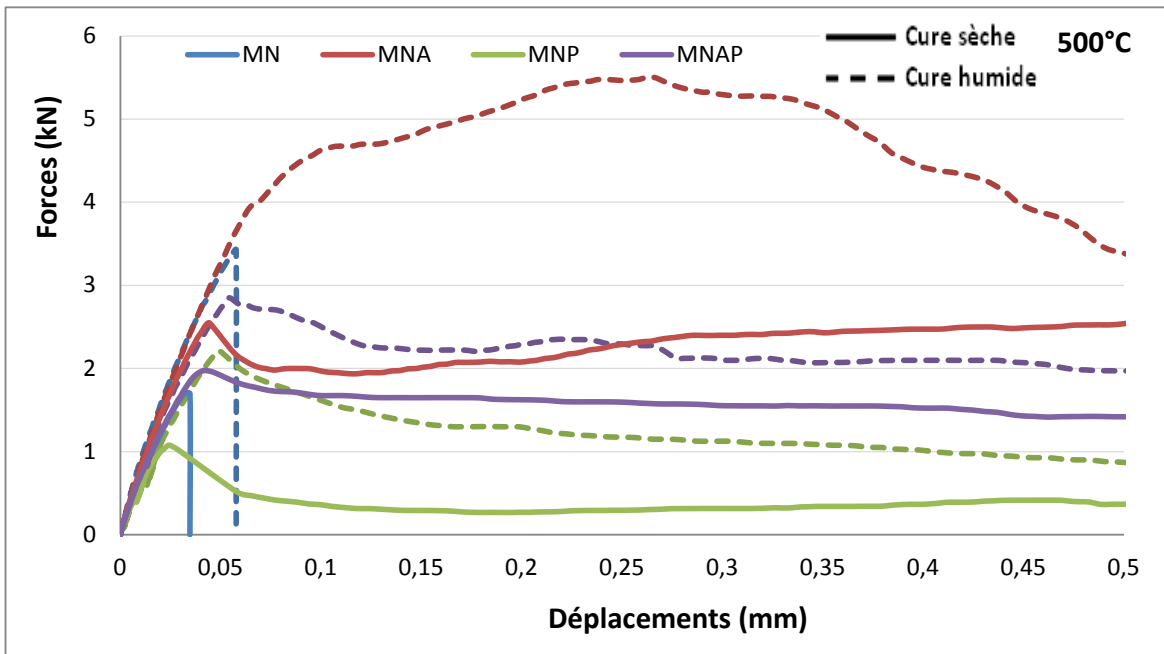


Figure 4.36 : Superposition de courbes forces-déplacements des mortiers (S) et (H) à la température de 500°C avec une vitesse de chauffe de 5°C/min.

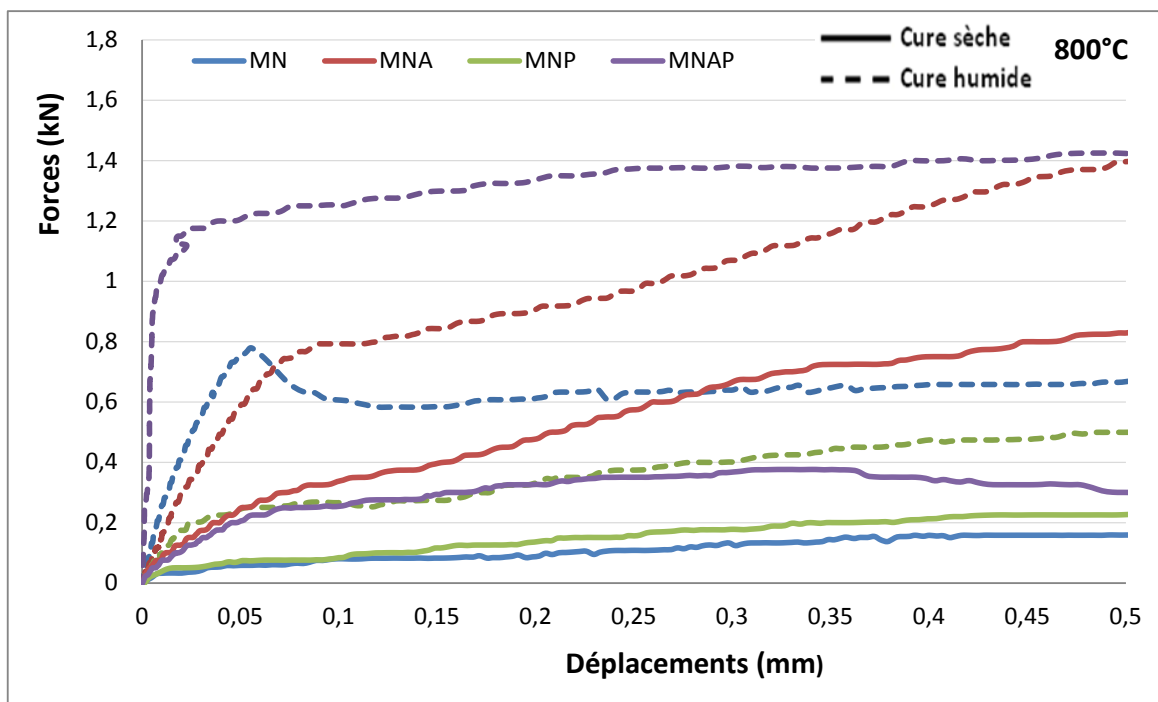


Figure 4.37 : Superposition de courbes forces-déplacements des mortiers (S) et (H) à la température de 800°C avec une vitesse de chauffe de 5°C/min.

De ces courbes, il en découle que :

- Le mode de cure ne modifie pas l'allure des courbes forces-déplacements sur toutes les températures.

- L'impact de la cure sur la ductilité du matériau est montré, et diffère en fonction du renfort et de la température du cycle de chauffage. On observe que la cure humide a un effet favorable sur la ductilité des différents matériaux, à tous les niveaux de température. Cela se traduit par une augmentation importante de la capacité de déformation. Cette différence de ductilité entre la cure humide et la cure sèche est probablement liée au degré de déshydratation de la matrice cimentaire due à un départ d'eau plus important lors du traitement thermique.

- La Figure 4.38 regroupe les résultats des modules d'élasticité résiduels, issus de la cure sèche et humide, de tous les mortiers pour tous les cycles de température. On note que le module d'élasticité résiduel de mortier renforcé de fibres d'acier (MNA) est peu influencé par la nature de la cure entre 400°C et 500°C, mais avec une très légère amélioration pour la cure sèche. Le module d'élasticité résiduel du mortier renforcé de fibres de polypropylène (MNP) affiche une influence défavorable pour la cure humide à 400°C, le rapport de module d'élasticité (cure humide/cure sèche) est 0,73. Cependant, on observe à 500°C, un effet positif de la cure humide sur le module résiduel de ce mortier, le rapport de module résiduel vaut 1,16. Pour le système hybride, on constate pratiquement les mêmes influences de la cure sur le module d'élasticité que celles observées pour le mortier MNA aux mêmes niveaux de températures, mais d'amplitudes notables, avec des rapports de module 0,69 à 400°C et 0,97 à 500°C. A la différence des mortiers fibrés, le mortier de référence MN présente un comportement élastique meilleur pour la cure

humide. Après chauffage de 800°C, les modules résiduels de tous les mortiers sont améliorés par la cure humide.

Les évolutions des mortiers fibrés, en fonction de la nature de la cure et de la température, seraient liées à la présence des fibres. Nous avons bien constaté que les mortiers fibrés MNA et MNAP sont influencés par la cure sèche dans l'intervalle 400°C et 500°C, par contre à 800°C, l'influence de la cure s'inverse. Les fibres freinent d'une façon indirecte le départ de l'eau et l'emprisonnent dans le corps du matériau, développant ainsi une pression à l'intérieur du corps. Cette pression génère des contraintes de traction favorisant l'évolution des fissures. Comme la pression dans le corps de l'échantillon est plus importante avec la cure humide alors le matériau (H) sera plus sollicité à la fissuration que le matériau (S). Ceci expliquerait la différence du module d'élasticité entre les deux cures. Par contre, à 800°C, la fibre d'acier perd ses caractéristiques mécaniques, d'où les évolutions de MNA et MNAP suivent l'évolution du mortier non fibré. L'évolution du mortier MNP rejoint les deux autres mortiers fibrés à 400°C. Cependant à 500°C, la fibre de polypropylène a totalement disparue, alors l'évolution du MNP suit l'évolution du mortier de référence.

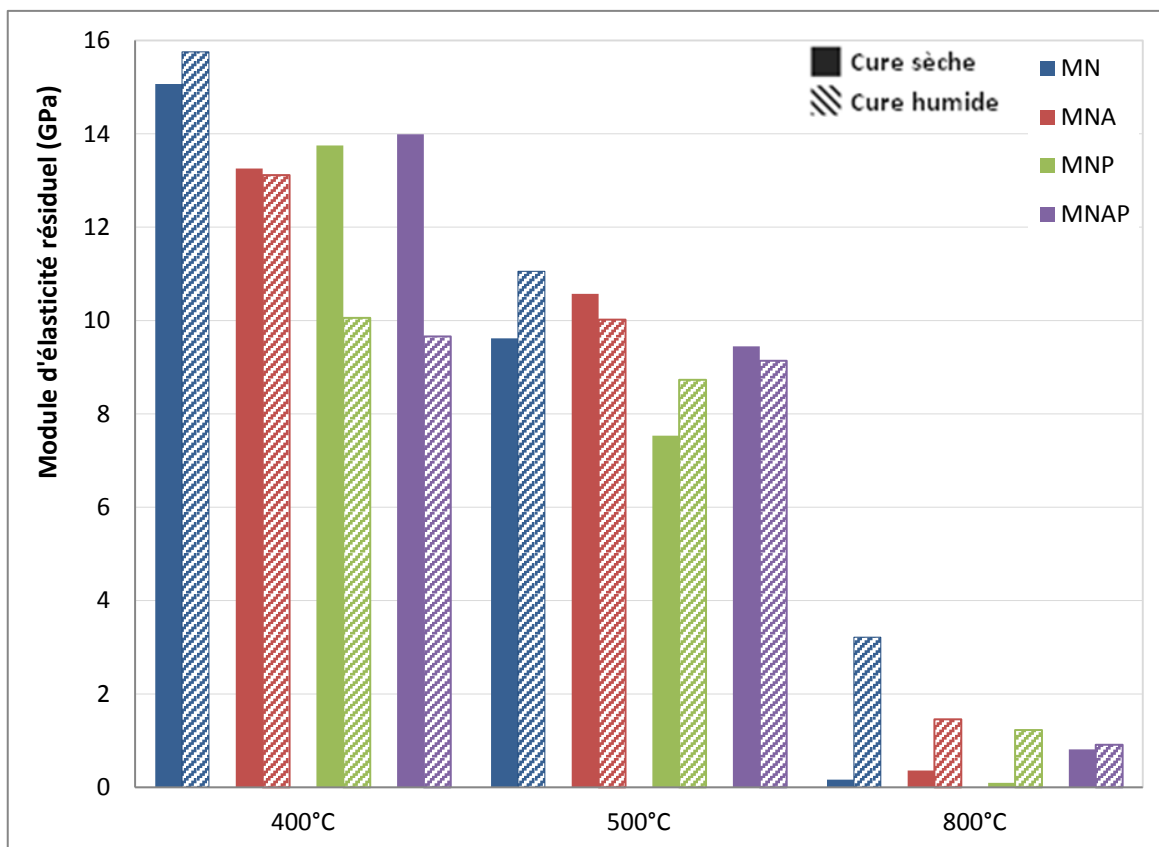


Figure 4.38 : État comparatif de module d'élasticité résiduel des mortiers en fonction de la température avec une vitesse de chauffe de 5°C/min entre les 2 cures.

La Figure 4.39 dresse un état comparatif de l'énergie de fissuration des mortiers (S) et (H) en fonction de la température, à un cycle de chauffage de 5°C/min. Nous observons exactement les mêmes tendances que celles de l'évolution des modules d'élasticité résiduels des mortiers (S) et (H) en fonction de la température. La cure sèche favorise

l'évolution de l'énergie de fissuration des mortiers fibrés à la température de 400°C. Par contre, pour le mortier non fibré, à ce niveau de température, l'énergie de fissuration est influencée par la cure humide. A 500°C, les énergies de fissuration de mortiers MNA et MNAP conservent les mêmes tendances qu'à la température 400°C. En revanche, l'influence de la cure sur l'énergie de fissuration du mortier MNP s'inverse à 500°C. Après chauffage à 800°C, les énergies de fissuration des quatre mortiers sont influencées favorablement par la cure humide.

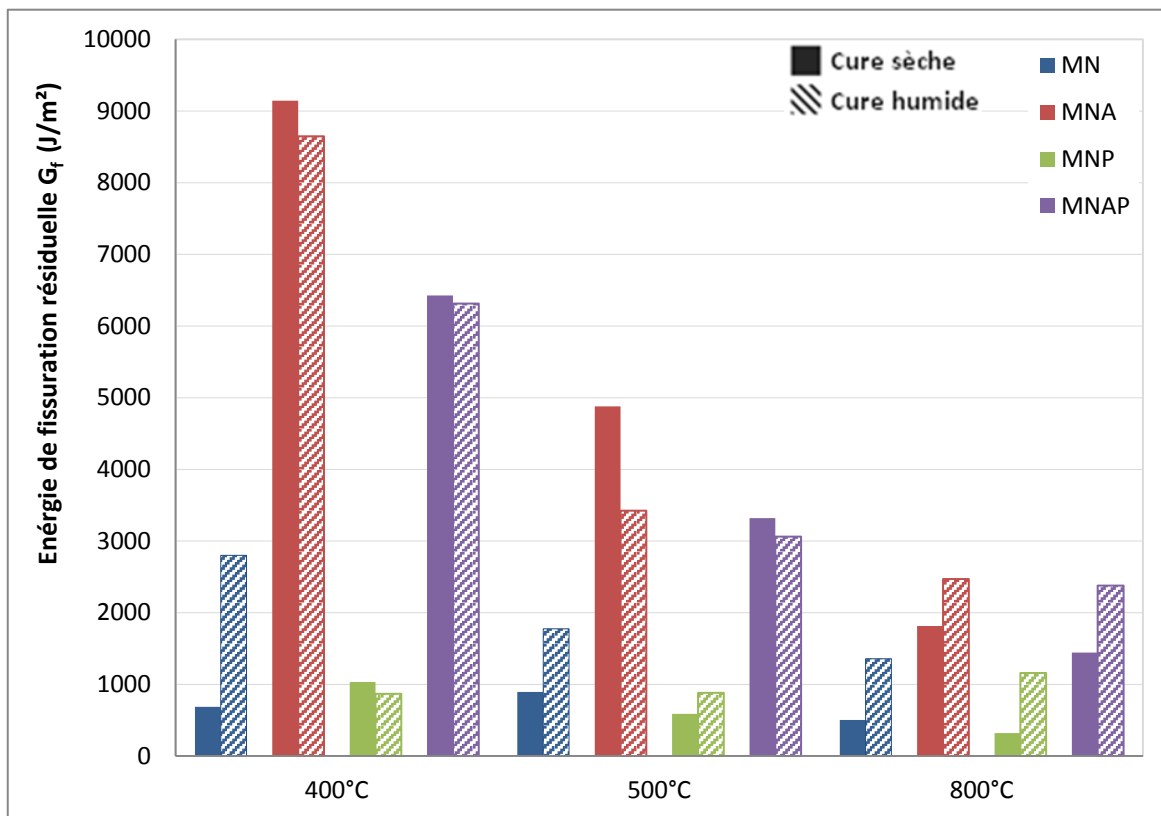


Figure 4.39 : État comparatif de l'énergie de fissuration résiduelle  $G_f$  des mortiers en fonction de la température avec une vitesse de chauffe de 5°C/min entre les 2 cures.

La Figure 4.40 compare les facteurs d'intensités résiduelles  $K_I$  des mortiers (S) et (H) en fonction de la température avec une vitesse de montée en température de 5°C/min. L'observation de cette figure révèle des évolutions assez similaires à celles constatées sur Figure 4.38 et Figure 4.39. Ainsi les rapports de  $K_I$  entre la cure humide sur la cure sèche varient en fonction du cycle de chauffage. Nous enregistrons des rapports  $K_I$  de 0,97 ; 0,82 pour le MNA, et 0,82 ; 0,94 pour le MNAP respectivement aux températures 400°C et 500°C. Ces rapports montrent que la cure humide a un effet négatif sur  $K_I$ . Cependant, des rapports de  $K_I$  supérieurs 1, pour le mortier sans fibres MN, traduisant l'impact bénéfique de la cure humide sur le facteur d'intensité résiduel sur toute la plage de chauffe. Le mortier MNP développe un rapport de  $K_I$  égal à 0,82 après traitement de 400°C, montrant ainsi l'influence défavorable de la cure humide sur  $K_I$ , par contre, son rapport  $K_I$  vaut 1,32 après chauffe de 500°C, signalant l'apport positif de la cure humide sur  $K_I$ . Nous constatons pour tous les mortiers fibrés que leurs rapports sont au-dessus 1, traduisant l'avantage de la cure humide sur la cure sèche à la température de 800°C.

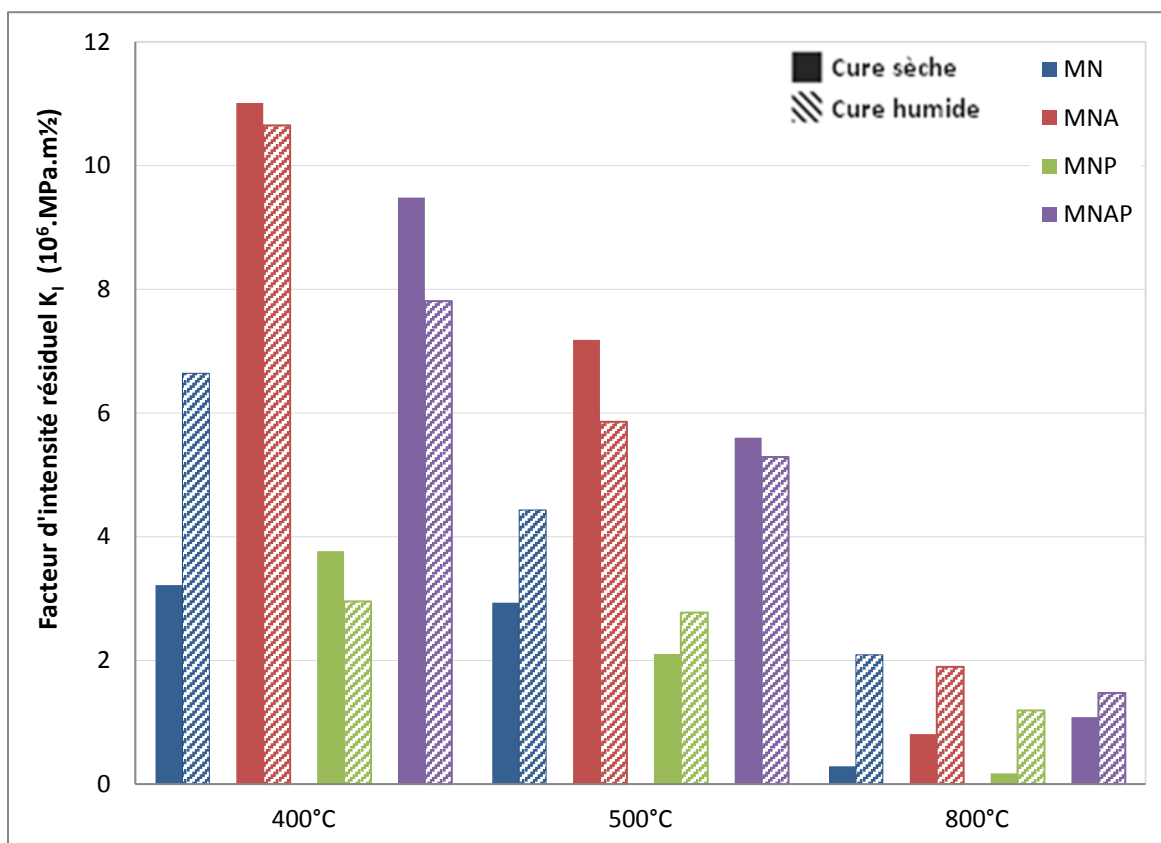


Figure 4.40 : État comparatif du facteur d'intensité résiduel  $K_I$  des mortiers en fonction de la température avec une vitesse de chauffe de  $5^\circ\text{C}/\text{min}$  entre les 2 cures.

La Figure 4.41 traduit un état comparatif de contraintes résiduelles de compression en fonction de la température entre la cure humide et la cure sèche des mortiers renforcés et non renforcés. A chacun des cycles thermiques, une amélioration appréciable des résistances résiduelles se remarque à la cure humide. Après chauffage à  $400^\circ\text{C}$ , les rapports de contraintes résiduelles entre les deux cures (cure humide/cure sèche) des mortiers MN, MNA, MNP et MNAP sont respectivement 1,32 ; 1,21 ; 1,10 et 1,25. Nous constatons que ces rapports évoluent avec la température. Certes, après chauffage à  $500^\circ\text{C}$ , ces rapports évoluent en moyenne de 124% relativement à  $400^\circ\text{C}$ . De même, on note une évolution similaire à  $800^\circ\text{C}$  par rapport à  $500^\circ\text{C}$ . Cela veut dire que l'influence de la cure humide sur la résistance résiduelle croît avec l'augmentation de la température. Nous pensons que cette évolution est liée au degré de déshydratation du mortier cimentaire entre la cure humide et la cure sèche lors de traitement thermique.

Ce constat est tout à fait similaire à celui observé en traction (Figure 4.34). La différence réside dans leur rapport de contraintes (cure humide/cure sèche). On note que le rapport de contraintes en traction est bien supérieur à celui de contraintes en compression. Cela veut dire, que la cure humide favorise plus l'évolution des contraintes en traction que celles en compression.

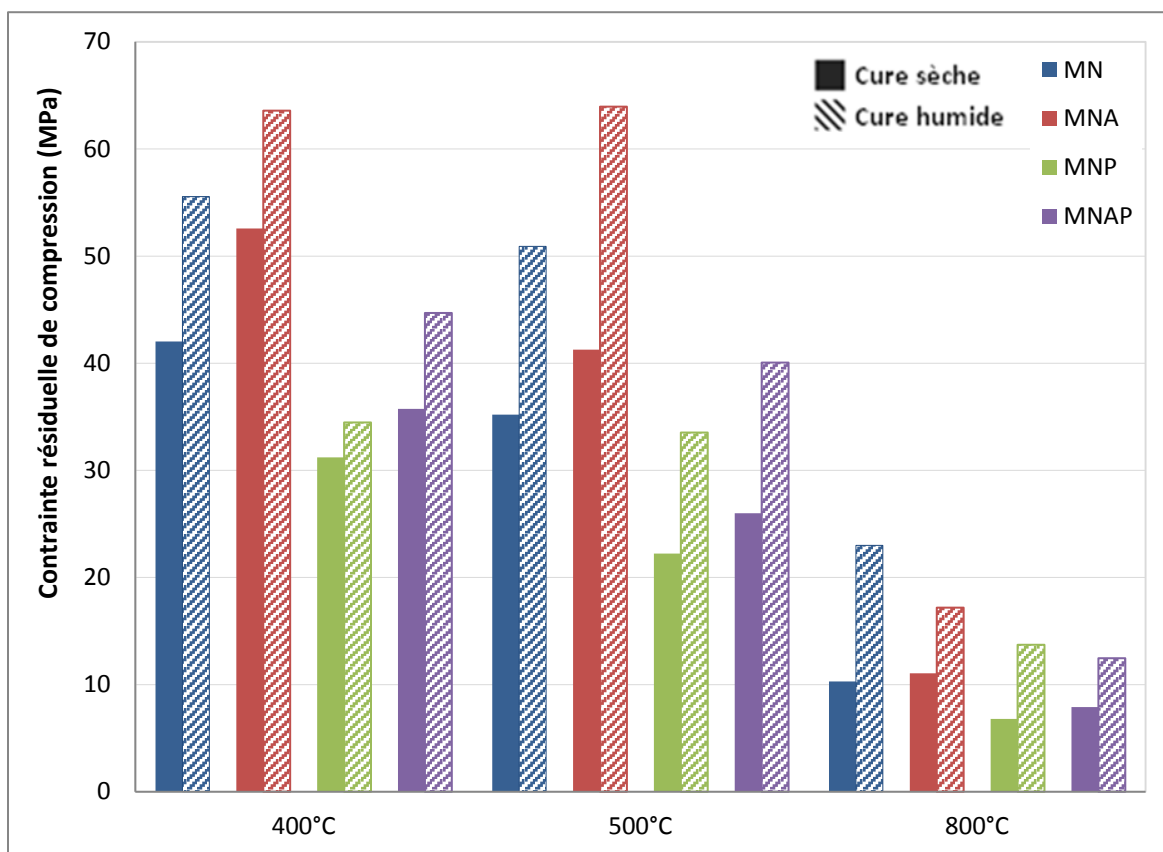


Figure 4.41 : État comparatif de contraintes résiduelles de compression des mortiers en fonction de la température avec une vitesse de chauffe de 5°C/min entre les 2 cures.

Compte tenu de ces résultats de comparaison des évolutions des propriétés mécaniques résiduelles et de courbes de comportement forces-déplacements en fonction du chauffage des mortiers fibrés et non fibrés après cure sèche ou cure humide, il est nécessaire de bien rappeler les avantages retenus pour chaque nature de cure :

- La cure humide favorise l'évolution des résistances résiduelles en traction de tous les mortiers et sur toute la plage de température.
- L'impact de la cure humide sur les courbes de comportement de différents matériaux est observé sur tous les cycles de chauffage.
- Les effets de la cure sur le module d'élasticité résiduel, énergie de fissuration résiduelle et le facteur d'intensité résiduel dépendent du cycle de chauffage :
  - Entre 400°C et 500°C, les mortiers renforcés de fibres d'acier et de fibres mixtes, leurs propriétés sont influencées favorablement par la cure sèche. Par contre, au-delà de 500°C, l'effet de la cure humide devient bénéfique.
  - A 400°C, les propriétés de mortiers renforcés de fibres de polypropylène sont influencées positivement par une cure sèche. En revanche, au-delà de cette température, l'effet de la cure humide devient favorable.

- L'effet de la cure humide favorise clairement les propriétés du mortier de référence sur toute la plage de température.
- L'effet de la cure humide est bénéfique sur l'évolution de la résistance résiduelle en compression de tous les mortiers et sur toute la plage de température.

Finalement, après confrontation des effets de la cure sèche et de la cure humide sur l'évolution des propriétés mécaniques résiduelles en fonction de la température, nous pensons que la cure humide exerce un effet plus marqué que celle de la cure sèche. Par conséquent, la cure humide est retenue comme mode de conservation favorable sur les caractéristiques des différents matériaux pour la suite de l'étude.

## **4.2 Comportement mécanique des mortiers à base de CEM I + Fumée de Silice et CEM III soumis à haute température**

Dans la continuité des démarches présentées au sous-chapitre précédent, les essais mécaniques ont été menés après chauffage à haute température sur les mortiers à base de CEM I + Fumée de Silice et CEM III.

Les études antérieures permettent de fixer les paramètres suivants :

- Cycles de chauffages : 400°C, 500°C et 800°C.
- Vitesse de chauffe : 5°C/min.
- Mode de conservation : cure humide.

Dans ce sous-chapitre, l'étude est menée seulement sur les mortiers non renforcés MS et ML, et renforcés seulement avec les fibres d'acier MSA et MLA. Cette importance particulière accordée aux fibres d'acier s'appuie sur les résultats antérieurs, qui mettent en évidence l'impact de ces fibres en comparaison aux mortiers de fibres de polypropylène et mixtes.

### **4.2.1 Comportement en flexion 4 points**

#### **a) Évolution de l'effort résiduel en fonction de la température**

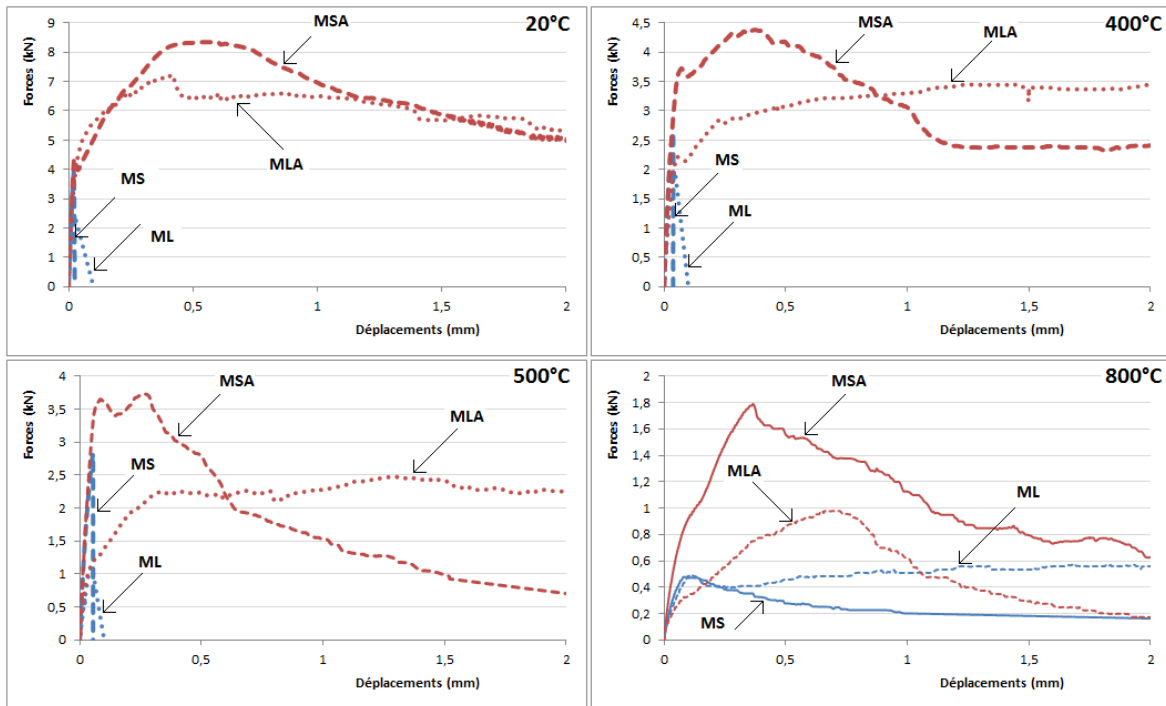
La Figure 4.42 présente l'ensemble des courbes de comportement en flexion des matériaux non renforcés et renforcés de fibres d'acier après différentes températures de chauffe.

A la température ambiante, les matériaux MS et ML sont caractérisés par un comportement élastique quasi-fragile. Ainsi, pour chaque matériau, le comportement élastique est différent, et dépend de la nature du liant. Le mortier MS présente un domaine élastique plus étendu que le mortier ML. Ceci peut être partiellement lié à l'effet pouzzolanique de la fumée de silice et la lenteur de la cinétique de l'hydratation du laitier [175] et [176]. La présence de fibres d'acier dans le matériau modifie considérablement son comportement mécanique en flexion. En effet, le mortier MLA présente une contrainte au pic supérieure au témoin ML. Le phénomène observé sur les mortiers non fibrés signalé précédemment se trouve accentué avec la présence des fibres. Le mortier MSA présente un domaine linéaire prolongé par rapport à celui de MS. Puis les deux matériaux fibrés amorcent l'évolution non linéaire post-pic.

Après chauffage suivant différents cycles, les fibres augmentent systématiquement l'étendue du domaine linéaire des matériaux fibrés par rapport aux matériaux non fibrés. Le domaine post-pic diminue lorsque la température d'exposition augmente.

Le renforcement par des fibres permet donc une augmentation nette de la capacité de déformation quel que soit le cycle de chauffe des mortiers à base de CEM I+FS et CEM III. L'amplitude de la contrainte au pic de la matrice renforcée par les fibres d'acier est plus forte dans le cas de la matrice CEM I+FS sur toute la plage de température. Ce constat est similaire à celui observé avec le mortier à base de CEM I.

*ÉTUDE DU COMPORTEMENT MÉCANIQUE DES MORTIERS RENFORCÉS DE FIBRES DE NATURES DIFFÉRENTES APRÈS CHAUFFAGE À HAUTE TEMPÉRATURE*



*Figure 4.42 : Courbes de comportement des mortiers non renforcés (MS, ML) et renforcés de 0,58%<sub>volumique</sub> de fibres d’acier (MSA, MLA) en flexion 4 points à haute température.*

La Figure 4.43 et le Tableau 4.16 permettent de visualiser les valeurs de la variation relative de contrainte au pic pour chaque mortier.

A la température ambiante, la résistance moyenne en traction du mortier MS (7,36 MPa) est meilleure que celle du mortier ML (4,45 MPa), ceci représente une fraction de 61% de la résistance initiale du mortier non fibré MS. Avec l’ajout de fibres d’acier, on note des améliorations de la contrainte maximale pour les matériaux renforcés MSA (15,68 MPa) et MLA (10,30 MPa), l’effet pouzzolanique du liant CEM I+FS est plus important dans le cas du liant CEM III.

Après chauffage à 400°C, 500°C et 800°C, les résistances résiduelles relatives moyennes en traction du mortier MSA sont respectivement de 112%, 96% et 34% de la résistance initiale du mortier non traité MS. Ceci correspond à un gain moyen de résistance relative de 66%, 32% et 181% par rapport au mortier sans fibres MS traité au même niveau de température.

De même, le mortier à base CEM III renforcé montre le bénéfice apporté par l’ajout des fibres. A chacun des cycles thermiques, on note un gain moyen de résistance relative de 94%, 76% et 171% par rapport au mortier sans fibres ML exposé au même niveau de température.

En revanche, la perte relative de résistance est plus rapide pour les mortiers fibrés comparativement aux mortiers non fibrés entre 20°C et 500°C. La perte relative de résistance en traction des mortiers sans fibres MS et ML est de 27% et 41% de leur résistance initiale, alors que la perte relative de résistance pour les deux mortiers fibrés est 55% de leur résistance initiale. Au-delà de 500°C, leurs pertes relatives de résistances sont

voisines et elles valent respectivement pour les mortiers MS, MSA, ML et MLA : 88%, 84%, 86% et 84%.

Malgré la perte de résistance un peu élevée des mortiers de fibres d'acier après chauffage à 500°C, la résistance en traction des mortiers fibrés demeure plus grande que celle des mortiers non fibrés. Les fibres d'acier conservent leur effet favorable sur la résistance en traction même après les cycles de chauffage refroidissement.

On note que l'effet positif de fibres d'acier sur la résistance résiduelle en traction est plus marqué sur le mortier à base de CEM I+FS que le mortier à base de CEM III, et ceci quelle que soit la température. Le rapport de contraintes de mortier MSA sur MLA est compris entre 1,14 et 1,52. On peut dire que l'effet des fibres d'acier sur le mortier est fortement corrélé à la nature du liant, même après chauffage.

Avec l'ajout des fibres d'acier, on confirme une amélioration du comportement résiduel en traction du mortier, quelle que soit sa nature et quelle que soit la température d'exposition. Ces résultats vont dans le même sens que ceux de Chen [105] et Lau [108].

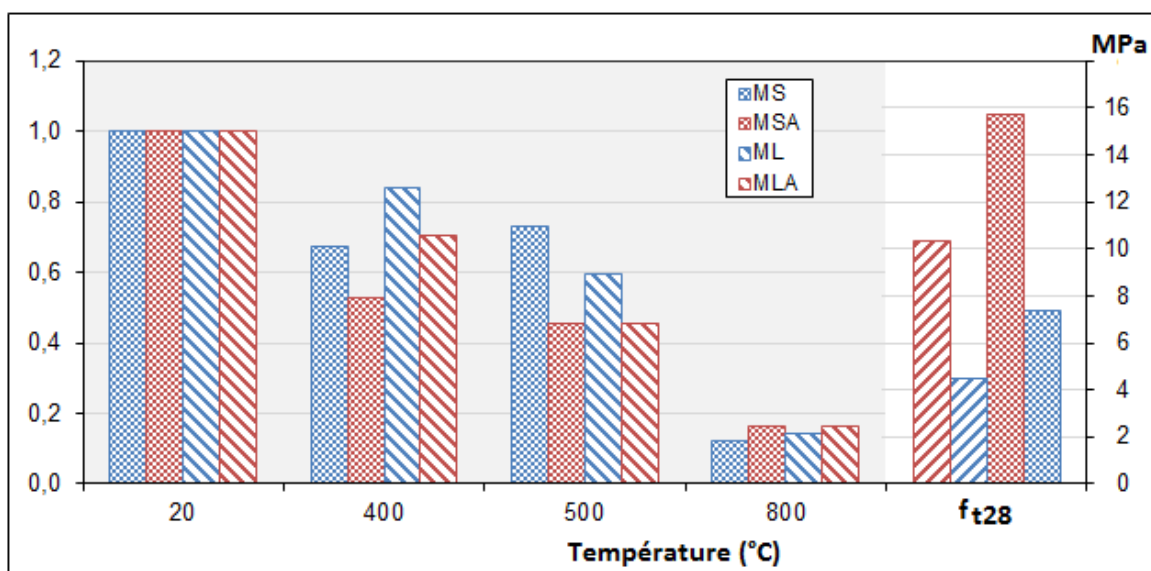


Figure 4.43 : Évolution des résistances à la traction par flexion 4 points des mortiers non fibrés et fibrés à base de CEM I+FS et CEM III en fonction de la température du traitement thermique. A gauche valeurs normalisées, à droite résistance à 28 jours.

Température (°C)	Contrainte maximale relative (%)			
	MS	MSA	ML	MLA
20	100	213	61	140
400	67	112	51	98
500	73	96	36	63
800	12	34	8	23

Tableau 4.16 : Variation relative de la contrainte maximale en traction des mortiers à base de CEM I+FS et CEM III, calculée par rapport au mortier initial non fibré MS.

**b) Évolution du module d'élasticité résiduel en fonction de la température**

L'évolution du module d'élasticité résiduel en fonction de la température des mortiers non fibrés et fibrés à base de CEM I+FS et à base de CEM III est montrée à travers la Figure 4.44. Leurs pertes relatives et leurs taux de perte du module d'élasticité résiduel sont résumés dans le Tableau 4.17.

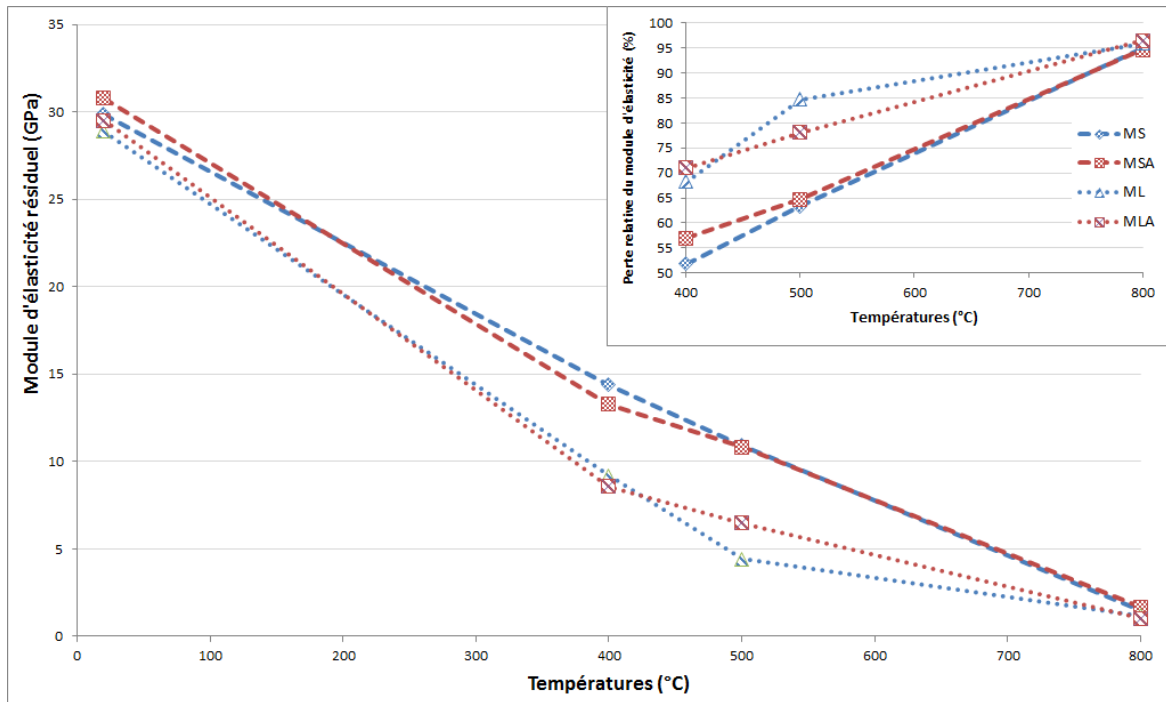


Figure 4.44 : Évolution du module d'élasticité résiduel en flexion 4 points des mortiers non fibrés et fibrés à base de CEM I+FS et CEM III en fonction de la température du traitement thermique.

Perte relative du module d'élasticité résiduel (%)				
Température °C	MS	MSA	ML	MLA
400	51,8	56,9	68,2	71,0
500	63,4	64,8	84,7	78,1
800	94,9	94,6	95,9	96,5
Taux de perte du module d'élasticité résiduel (%C <sup>-1</sup> )				
20-400	0,14	0,15	0,18	0,19
400-500	0,12	0,08	0,17	0,07
500-800	0,11	0,10	0,04	0,06

Tableau 4.17 : Perte relative et taux de perte du module d'élasticité résiduel des mortiers à base de CEM I+FS et CEM III, calculés par rapport au mortier initial.

A la température ambiante, on observe une faible influence des fibres d'acier sur le module d'élasticité des deux liants. Le module d'élasticité des mortiers MS, MSA, ML et MLA est respectivement 29,9 GPa, 30,8 GPa, 28,9 GPa et 29,5 GPa. Soit une différence relative de 2 à 3%. Ceci confirme le résultat connu selon lequel, avant macro fissuration de la matrice, les fibres n'interviennent pas ou peu dans le comportement du composite

principalement gouverné par les propriétés de cette matrice. A 28 jours, on peut donc dire que le module d'élasticité est faiblement influencé par la présence des fibres dans ces deux matrices.

En revanche, avec la montée de température, le module d'élasticité baisse rapidement. Ceci est dû à l'endommagement du matériau par la déshydratation et la fissuration de la matrice. Le taux de perte de module est différent et dépend du cycle de chauffage refroidissement.

- Entre 20°C et 400°C, le taux de perte du module d'élasticité résiduel du mortier MS ( $0,14\%C^{-1}$ ) est moins élevé que celui du mortier MSA ( $0,15\%C^{-1}$ ). De même, le taux de perte du module d'élasticité résiduel ML ( $0,18\%C^{-1}$ ) est inférieur à celui du mortier MLA ( $0,19\%C^{-1}$ ). Le module d'élasticité relatif du mortier renforcé de fibres d'acier pour les deux nuances diminue plus rapidement que celui de mortier sans fibres. Après chauffage à 400°C, on observe une perte de module d'élasticité des mortiers MS (52%), MSA (57%), ML (68%) et MLA (71%). Ces résultats montrent que la rigidité du matériau à base CEM III se dégrade d'avantage que le mortier à base CEM I+FS.

- Entre 400°C et 500°C, le taux de perte du module d'élasticité résiduel du mortier MS ( $0,12\%C^{-1}$ ) est plus élevé que celui du mortier MSA ( $0,08\%C^{-1}$ ), tandis que le mortier ML ( $0,17\%C^{-1}$ ) présente un taux supérieur à celui du mortier fibré MLA ( $0,07\%C^{-1}$ ). Contrairement au premier palier, le module d'élasticité de mortier fibré diminue moins rapidement que celui de mortier non fibré. Suite à un chauffage à 500°C, le module d'élasticité relatif des mortiers MS, MSA, ML et MLA est égal respectivement à 37%, 35%, 15% et 22% du module d'élasticité avant chauffage.

- Entre 500°C et 800°C, les deux courbes du mortier à base de CEM I+FS sont confondues et diminuent à peu près avec la même intensité avec la température. Les valeurs des taux de perte obtenues sont respectivement de  $0,11\%C^{-1}$  et  $0,10\%C^{-1}$  pour les mortiers non fibrés et fibrés. Par contre, les courbes du mortier à base de CEM III affichent un écart de pente (ML :  $0,04\%C^{-1}$  ; MLA :  $0,06\%C^{-1}$ ), bien que leur taux de perte soit faible en comparaison avec le taux du mortier à base de CEM I+FS. A 800°C, les éprouvettes des deux nuances ne présentent plus une rigidité significative, elles accusent une perte relative du module d'élasticité résiduel de plus de 94% de sa valeur initiale.

Globalement, nous retenons que l'évolution du module d'élasticité résiduel de la matrice à base de CEM I+FS, non fibrée et fibrée, est meilleur que la matrice à base de CEM III. Nous pensons que ce constat est en relation directe avec l'efficacité de l'effet pouzzolanique de la fumée de silice sur le laitier. Il semblerait que cet avantage soit conservé après chauffage.

### c) Évolution de l'énergie de fissuration résiduelle, facteur d'intensité de contrainte résiduelle et l'indice de ténacité résiduel en fonction de la température

#### c<sub>1</sub>) Énergie de fissuration résiduelle $G_f$

La Figure 4.45 présente l'évolution de l'énergie de fissuration avec la température des mortiers à base de CEM I+FS et CEM III non renforcés et renforcés par des fibres d'acier.

Les valeurs «résiduelles» sont obtenues après cycle d'échauffement et refroidissement jusqu'à la température ambiante.

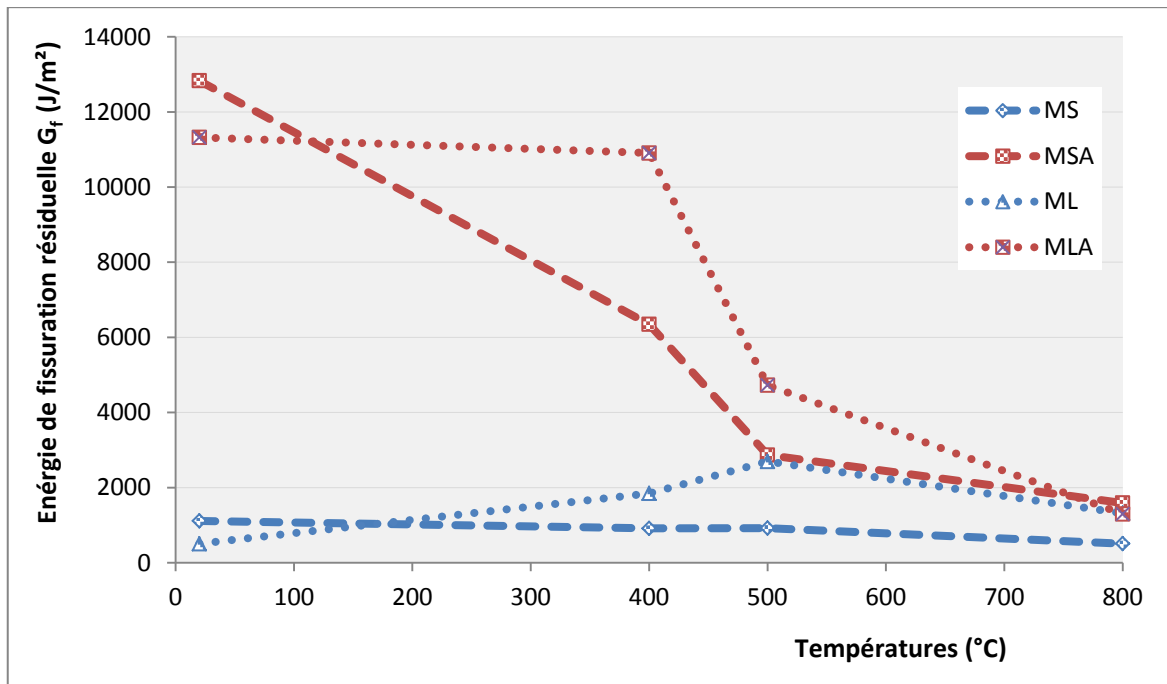


Figure 4.45 : Évolution de l'énergie de fissuration résiduelle  $G_f$  des mortiers non fibrés et fibrés à base de CEM I+FS et CEM III en fonction de la température du traitement thermique.

On peut noter la forte influence des fibres d'acier sur cette caractéristique. Certes, à la température ambiante, l'énergie de fissuration de MSA est 12 fois supérieure à celle de MS, et l'énergie de MLA représente 22 fois de celle de ML.

Sous l'effet des traitements thermiques, l'énergie de fissuration des mortiers fibrés diminue aux différents cycles de chauffe. L'évolution de l'énergie de fissuration résiduelle  $G_f$  peut être scindée en trois domaines :

Jusqu'à 400 $^{\circ}C$ , on note une diminution progressive de l'énergie de fissuration, le mortier MSA a pu conserver 50% de son énergie initiale, mais l'énergie du mortier MS est 82% de celle du mortier initial. En revanche, l'énergie de fissuration de MLA est quasi-stable entre 20 $^{\circ}C$  et 400 $^{\circ}C$ , alors que l'énergie de ML montre une augmentation relative allant jusqu'à 365% de l'énergie de fissuration initiale.

Entre 400 $^{\circ}C$  et 500 $^{\circ}C$ , le second domaine est caractérisé par une forte baisse de l'énergie de fissuration des mortiers fibrés. Les énergies de fissuration résiduelle des mortiers MSA et MLA atteignent respectivement 22% et 42% de leurs énergies initiales à 500 $^{\circ}C$ . Mais leur matrice seule affiche une évolution différente, l'énergie du mortier MS est quasi-stable (83% de  $G_f$  initiale) et celle de ML augmente de 530% de l'énergie initiale.

Au-delà de 500 $^{\circ}C$ , on note que l'énergie de fissuration résiduelle baisse pour tous les mortiers non fibrés et fibrés. A 800 $^{\circ}C$ , l'énergie de fissuration résiduelle des mortiers MS, MSA, ML et MLA est respectivement 46%, 12%, 260% et 11% de son énergie initiale, mais l'énergie du mortier ML demeure toujours supérieur au celle du mortier initial.

L'évolution globale de la courbe  $G_f$  en fonction de température de la matrice CEM I+FS a été comparée avec la matrice CEM III dans les mêmes conditions. La tendance des courbes montre clairement la diminution de ce paramètre avec la température pour les matrices renforcées de fibres d'acier. Cette confrontation permet d'illustrer l'influence de la nature du liant et de l'ajout des fibres sur l'évolution globale de l'énergie de fissuration résiduelle comme le montre la Figure 4.45.

### c<sub>2</sub>) Facteur d'intensité de contrainte résiduelle $K_I$

La Figure 4.46 et le Tableau 4.18 illustrent l'évolution du facteur d'intensité  $K_I$  des deux matrices en fonction de la température de chauffage.

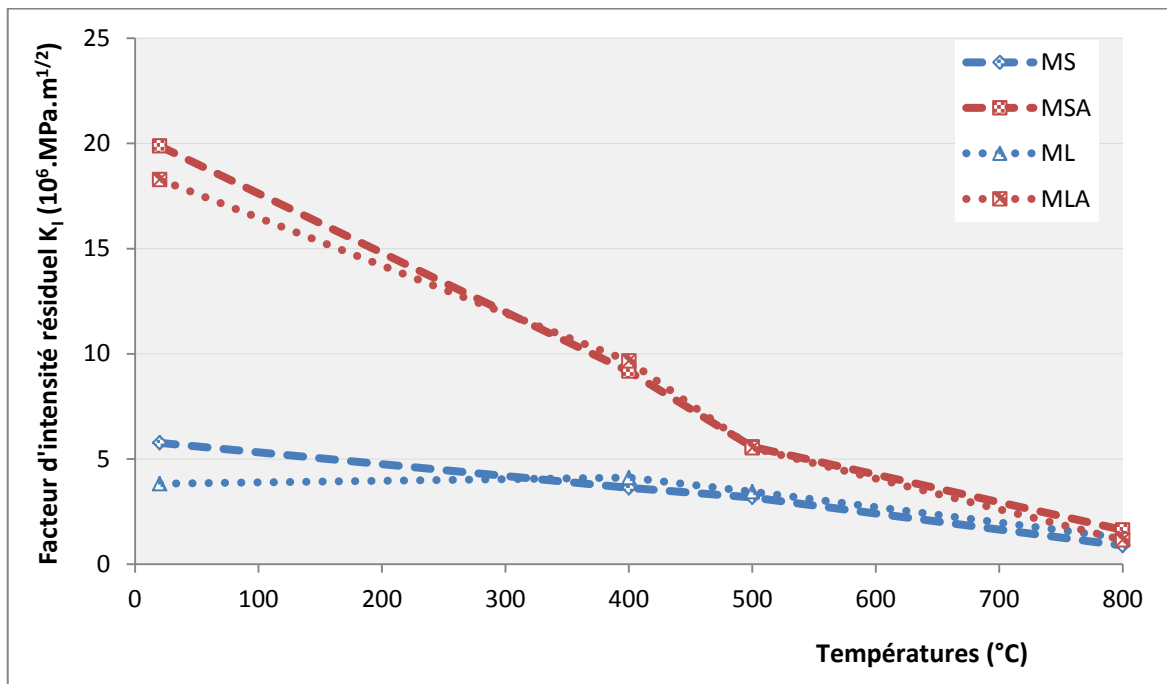


Figure 4.46 : Évolution de facteur d'intensité de contrainte résiduelle  $K_I$  des mortiers non fibrés et fibrés à base de CEM I+FS et CEM III en fonction de la température du traitement thermique.

Température (°C)	Facteur d'intensité résiduel relatif (%)			
	MS	MSA	ML	MLA
20	100	344	66	317
400	63	159	71	167
500	55	97	60	96
800	15	28	22	20

Tableau 4.18 : Facteur d'intensité résiduel relatif  $K_I$  à base de CEM I+FS et CEM III, calculé par rapport au mortier non fibré MS à la température ambiante.

De la Figure 4.46 et du Tableau 4.18, on observe que :

- Le facteur d'intensité diminue progressivement avec la température.
- L'évolution du facteur d'intensité relatif en fonction de la température des deux matrices renforcées est similaire.

- Le facteur d'intensité relatif du mortier fibré est supérieur à celui du mortier non fibré, ceci est pour les deux matrices.
- le rapport de facteurs d'intensité  $K_I$  entre le mortier fibré et non fibré est de l'ordre de 4 pour la matrice à base de CEM I+FS et pour le CEM III à 20°C, elle passe à 2 pour 400°C, 1,5 pour 500°C et quasiment 1 à 800°C.

### c<sub>3</sub>) Indice de ténacité résiduel

Le Tableau 4.19 regroupe les indices de ténacité résiduels des mortiers non renforcés et renforcés de fibres d'acier des deux matrices en fonction de la température. Les résultats montrent, avec l'ajout de fibres d'acier, une augmentation importante de la ductilité du matériau sur toute la plage de température. Ces résultats corroborent l'effet positif des fibres d'acier sur la ductilité du matériau quelle que soit la température de chauffe. Globalement, les indices de ténacité augmentent de la température ambiante jusqu'à 500°C. Au-delà de ce seuil, une légère baisse est constatée.

T °C	I <sub>5</sub>				I <sub>10</sub>				I <sub>30</sub>			
	MS	MSA	ML	MLA	MS	MSA	ML	MLA	MS	MSA	ML	MLA
20	1,0	5,7	1,0	6,0	1,0	12,0	1,0	13,6	1,0	42,4	1,0	48,1
400	6,3	7,1	6,4	5,9	13,4	17,2	11,4	13,1	31,1	62,2	18,9	55,5
500	7,2	7,4	6,3	6,4	15,6	17,7	11,4	14,4	31,6	57,7	23,2	55,8
800	5,8	5,8	5,7	5,1	12,2	14,3	11,3	12,3	30,8	48,2	35,4	37,7

*Tableau 4.19 : Indice de ténacité résiduel de mortiers à base de CEM I+FS et CEM III en fonction de la température du traitement thermique.*

### 4.2.2 Comportement en compression

Les évolutions de la résistance en compression résiduelle relative des mortiers non renforcés et renforcés de fibres d'acier sont récapitulées sur la Figure 4.47 et le Tableau 4.20.

Des gains de résistance en compression des mortiers fibrés sont notés par rapport aux mortiers sans fibres de la température ambiante jusqu'à la température de 800°C.

A la température ambiante, on note que le rapport de contraintes en compression du mortier fibré MSA sur le mortier non fibré MS est 1,22 et celui du MLA sur ML est 1,11. Ceci est équivalent à un gain, induit par les fibres d'acier, sur la résistance en compression de 22% pour la matrice à base de CEM I+FS et de 11% pour la matrice à base de CEM III. Cependant, le meilleur comportement en compression est bien plus important pour la matrice à base de CEM I+FS que pour la matrice à base de CEM III.

Suite aux cycles chauffage refroidissement, les résistances résiduelles des mortiers fibrés décroissent avec la température de chauffe, selon la même cinétique que pour les mortiers non fibrés. Le rapport de contraintes résiduelles du mortier fibré chauffé à 400°C, 500°C et 800°C sur le mortier non fibré initial de la matrice à base de CEM I+FS est respectivement égal à 0,95 ; 0,82 et 0,27. Ceci correspond à un gain partiel respectivement de 30%, 37% et 10% par rapport à la résistance du mortier MS chauffé. De même, le

rapport de contraintes résiduelles du mortier fibré sur le mortier non fibré de la matrice à base de CEM III vaut respectivement 0,66 ; 0,58 et 0,23 ; ceci équivaut à un gain partiel respectivement de 6%, 24% et 20% par rapport à la résistance du mortier ML chauffé.

La perte relative de la résistance résiduelle en compression de la matrice, non fibrée et fibrée, à base de CEM I+FS est moins rapide que celle de la matrice CEM III sur toute la plage de chauffe. De plus, le comportement mécanique en compression à température élevée de la matrice CEM I+FS est meilleur que celle de la matrice CEM III.

Comme pour la traction, l'effet des fibres d'acier sur la résistance résiduelle en compression est plus efficace sur le mortier CEM I+FS que sur le mortier CEM III. Nous pensons que la différence de résistance mécanique (en traction et en compression) entre les deux matrices fibrées est liée à la présence de la fumée de silice. L'action pouzzolanique permet, en réagissant très vite avec la chaux libérée lors de l'hydratation, de produire un CSH très dense qui conduit à des gains de résistances en compression entre 7 et 28 jours [138]. La fumée de silice améliore aussi l'adhérence entre le mortier et les fibres d'acier par diminution du ressuage interne au niveau de l'interface mortier-fibre. Il y a formation d'une zone de transition dense. L'amélioration de l'adhérence est significative pour des additions de fumée de silice supérieures à 20% [177].

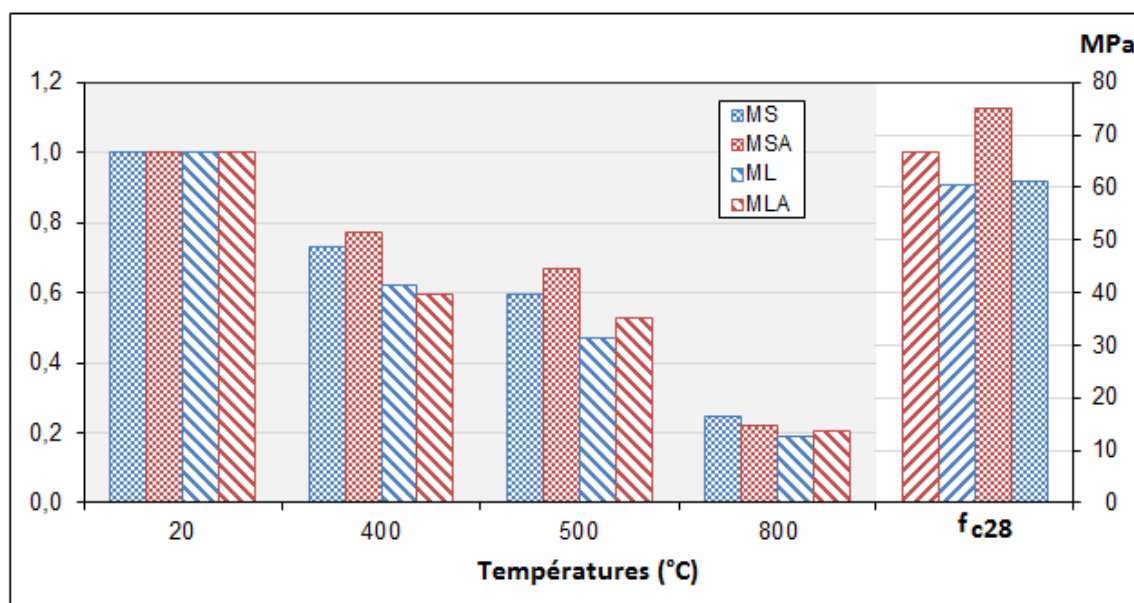


Figure 4.47 : Évolution des résistances à la compression des mortiers non fibrés et fibrés à base de CEM I+FS et CEM III en fonction de la température du traitement thermique. A gauche valeurs normalisées, à droite résistance à 28 jours.

Température (°C)	Contrainte maximale relative (%)			
	MS	MSA	ML	MLA
20	100	122	99	109
400	73	95	61	65
500	60	82	46	57
800	25	27	18	22

Tableau 4.20 : Variation relative de la contrainte maximale en compression des mortiers, à base de CEM I+FS et CEM III, calculée par rapport au mortier initial non fibré MS.

### 4.2.3 Observations au MEB des fibres à différentes températures

Suivant une démarche analogue à celle mise en œuvre pour les matériaux renforcés de fibres d'acier, des observations en microscopie électronique à balayage sont menées sur des fibres d'acier, extraites des éprouvettes de rupture à base de CEM I +FS et CEM III, afin de visualiser l'évolution de la dégradation des fibres d'acier en fonction de l'élévation de température.

La Figure 4.48 présente les fibres d'acier dans les deux matrices, après chauffage à 400°C. La fibre présente une structure saine, sans aucune réduction de section, non altérée par le gradient thermique. De petites particules de pâte cimentaire sont agglomérées à la surface des fibres, témoignant ainsi la bonne adhérence entre la fibre et la pâte de ciment. A plus fort grossissement, la matrice cimentaire conserve sa morphologie de type cimentaire. Il semblerait que la matrice à base de CEM I +FS présente des CSH plus denses, comparativement à celle de CEM III.

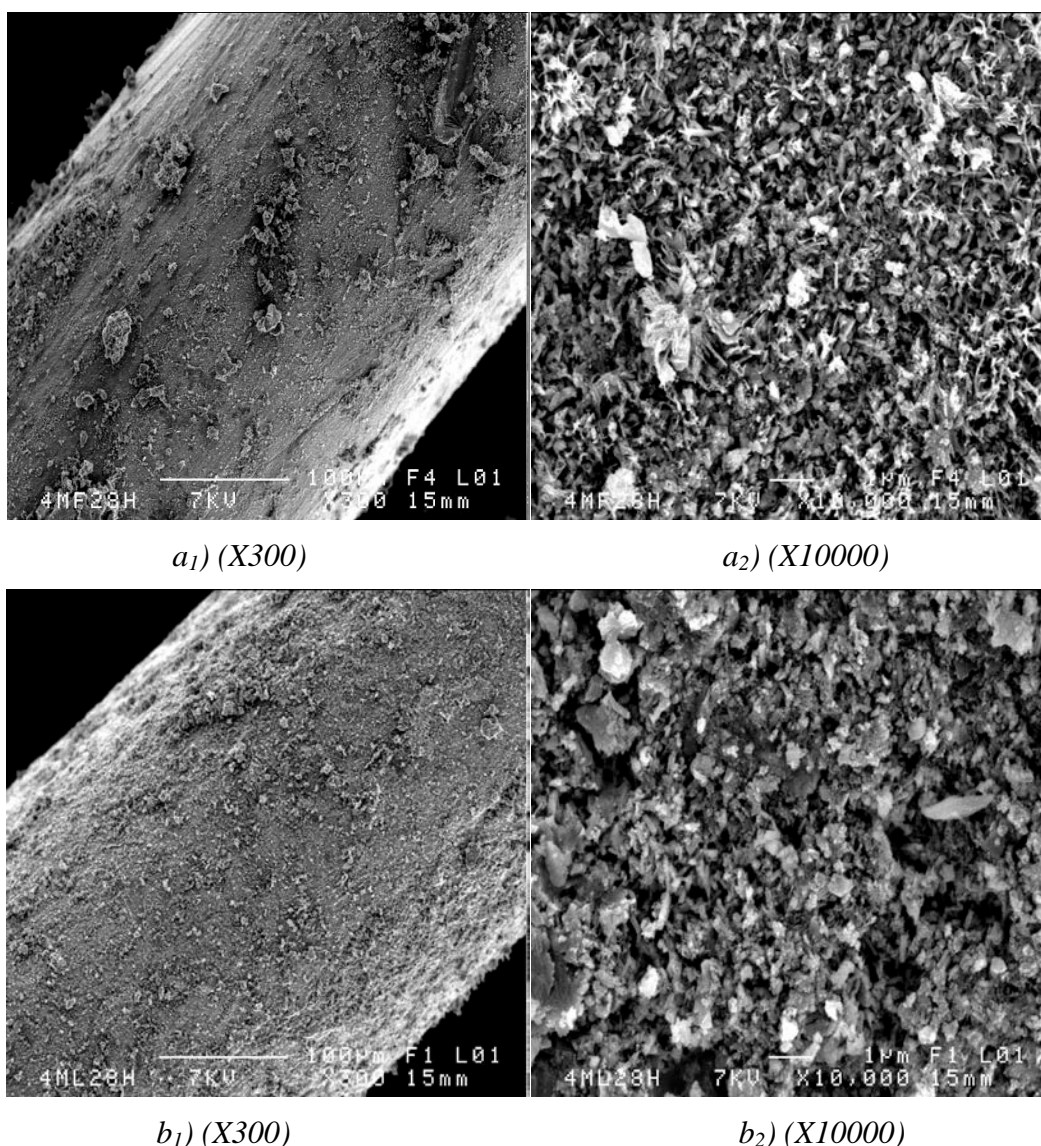


Figure 4.48 : Observations des fibres d'acier extraites des éprouvettes de mortier à base de : CEM I +FS (a), CEM III (b) à température 400°C (rampe 5°C/min).

Suite à un cycle de chauffage à 500°C, on observe que la fibre, qui renforce la matrice à base de CEM I+FS (Figure 4.49 (c)), est nettement recouverte par la pâte de ciment, témoignant ainsi que la liaison fibre/matrice est conservée. On note des petites zones sombres causées probablement par la migration du fer vers la pâte de ciment et un début d'oxydation. A plus fort grossissement, on ne constate aucune fissure visible sur la surface de la fibre.

En revanche, la fibre, qui renforce la matrice cimentaire CEM III (Figure 4.49 (d)) présente des décollements visibles des particules de la pâte cimentaire sur la surface de la fibre d'acier, affectant ainsi l'adhérence entre la fibre et la pâte cimentaire. A fort grossissement, la matrice semble modifiée chimiquement. La micrographie révèle que des particules cimentaires sont encore visibles, mais une partie de ces particules a commencé à se vitrifier.

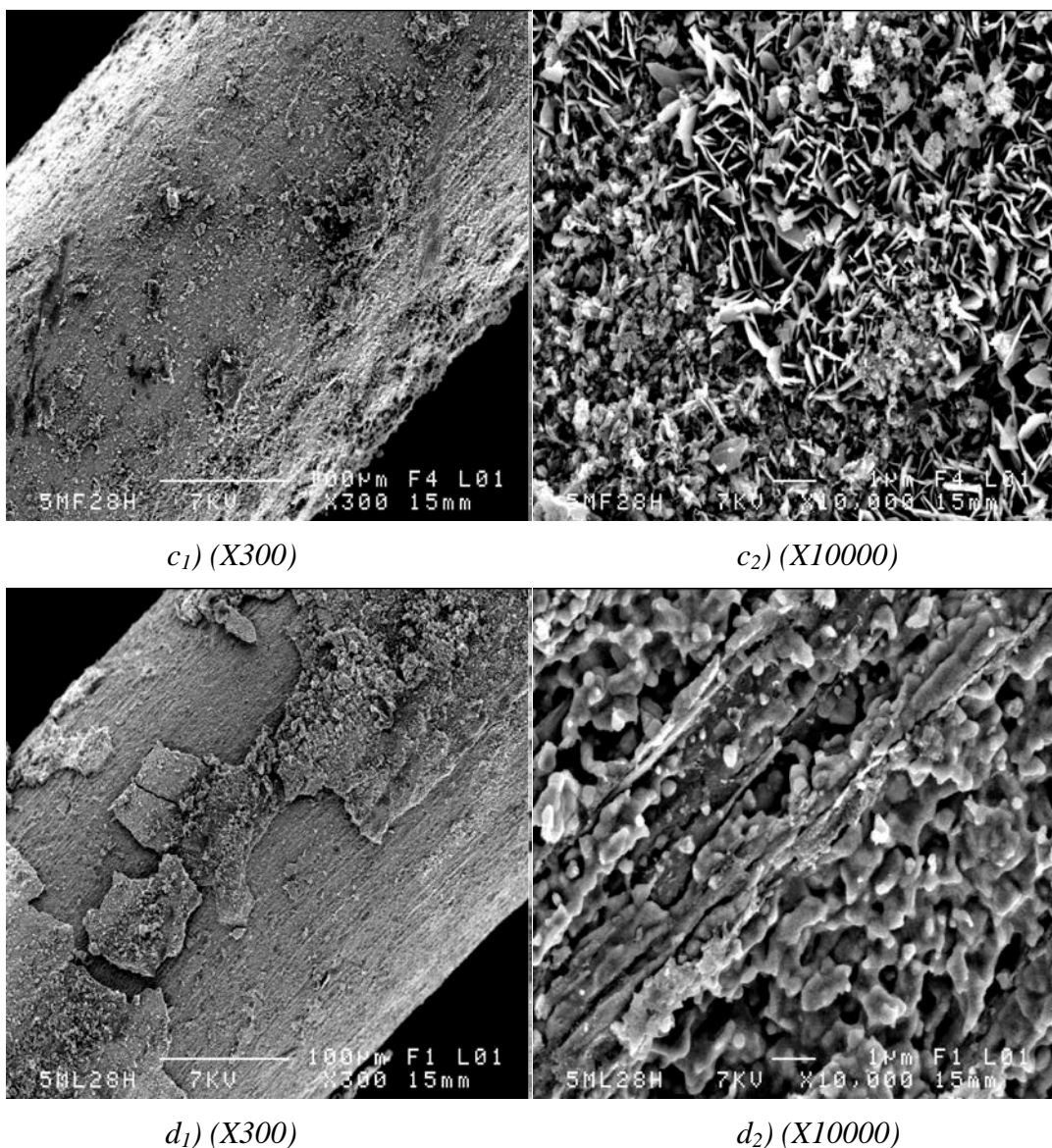


Figure 4.49 : Observations des fibres d'acier extraites des éprouvettes de mortier à base de : CEM I +FS (c), CEM III (d) à température 500°C (rampe 5°C/min).



#### 4.2.4 Discussion

Le but de cette discussion est de dresser un état comparatif sur le comportement mécanique après chauffage à haute température entre les différents mortiers non renforcés et renforcés seulement par les fibres d'acier, à base de CEM I, CEM I+FS et CEM III, en considérant les paramètres retenus : cycles de chauffage refroidissement 400°C, 500°C et 800°C, vitesse de montée en température 5°C/min et mode de cure humide.

▪ La Figure 4.51 regroupe l'évolution de la résistance résiduelle en traction par flexion en fonction de la température de chauffage des mortiers, non renforcés et renforcés par des fibres d'acier, à base de CEM I, CEM I+FS et CEM III.

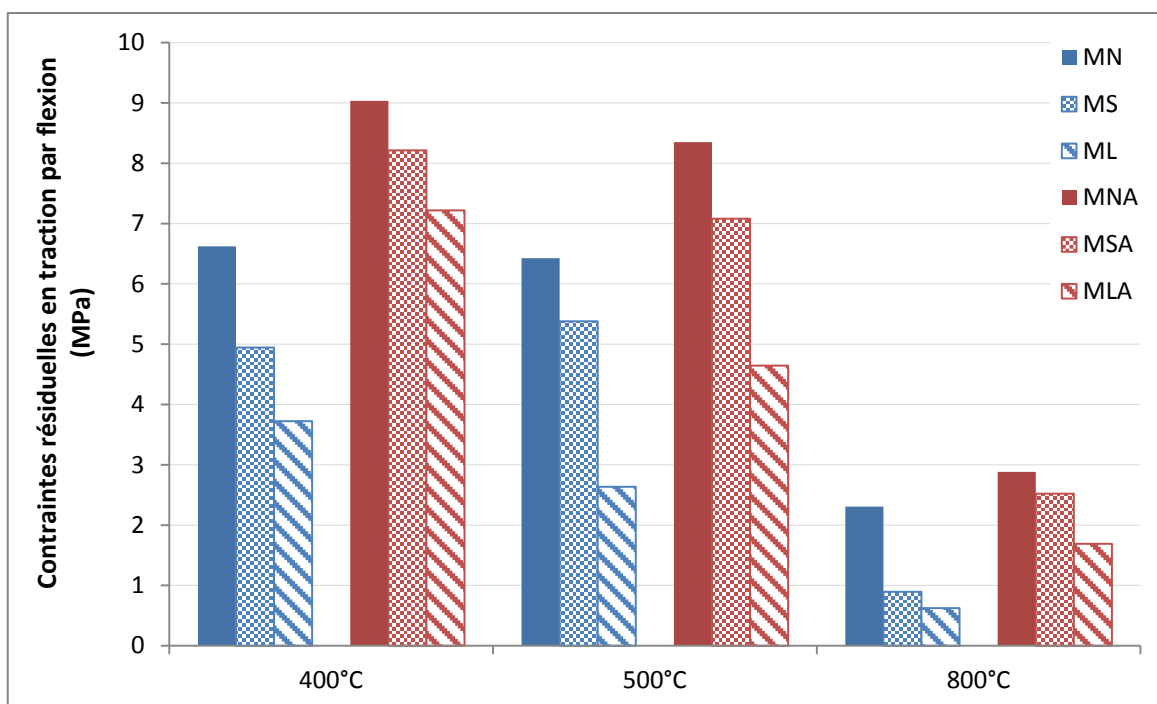


Figure 4.51 : Contraintes résiduelles en traction par flexion des mortiers à base de CEM I (MN, MNA), CEM I+FS (MS, MSA) et CEM III (ML, MLA) en fonction de la température.

De la Figure 4.51, il en sort que le mortier normal, à base de CEM I, non fibré et fibré présente un comportement mécanique résiduel en traction meilleur que celui des autres matrices sur toute la plage de chauffe. Le rapport de contraintes résiduelles du mortier MS/MN est compris entre 39% ÷ 75%, celui de ML/MN varie entre 27% ÷ 56%. De même le rapport de contraintes résiduelles du mortier renforcé entre MSA/MNA est compris entre 85% ÷ 91% et celui de MLA/MNA varie entre 56% ÷ 80%. L'action de la fumée de silice sur le comportement des mortiers non fibrés et fibrés ayant le rapport E/C égale à 0,50 est moins évidente. Pour les mortiers fibrés, l'ajout de fumée de silice entraîne une baisse de la résistance de 10% à 400°C, 18% à 500°C et 14% à 800°C. D'après les résultats obtenus par Malhotra et al. [178], l'influence de l'ajout de fumée de silice sur la résistance relative des mortiers devient favorable avec E/C=0,71.

Afin de comparer les performances obtenues avec l'ajout des fibres d'acier dans les matrices de natures différentes, nous avons récapitulé les courbes forces-déplacements des

différents mortiers sur Figure 4.52, Figure 4.53 et Figure 4.54 pour différents cycles de chauffage refroidissement. Concernant la phase élastique, on observe, pour les deux matrices non renforcées et renforcées à base de CEM I et CEM I+FS un comportement linéaire relativement semblable sur les trois cycles de chauffe. Par contre, le domaine élastique de la matrice à base de CEM III est moins tendue que les deux autres matrices. En revanche la contrainte au pic (limite élastique) est différente. En effet, le mortier MNA présente une contrainte au pic supérieur à celle de MSA et MLA. Le Tableau 4.21 ci-dessous donne les résultats des forces élastiques des différents mortiers en fonction de la température d'exposition.

Dans le comportement post-pic, l'incorporation des fibres d'acier conduit systématiquement à l'amélioration du comportement post-pic du composite, en augmentant sa ductilité par un comportement fragile de la matrice seule, mais des écarts significatifs existent entre les trois composés fibrés. Le mortier MNA révèle un comportement plus ductile que celui de MSA et MLA entre l'intervalle de température 400°C et 800°C. Le mortier MLA présente un comportement durcissant le plus faible de l'ensemble.

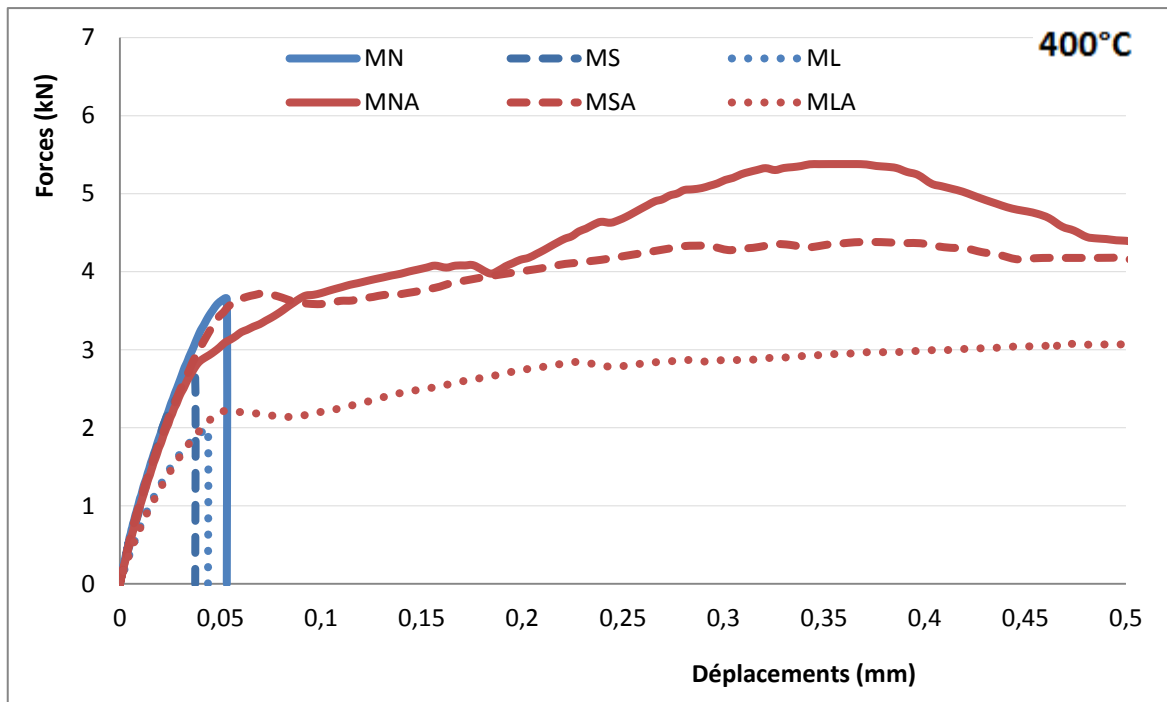


Figure 4.52 : Superposition de courbes forces-déplacements des mortiers à base de CEM I (MN, MNA), CEM I+FS (MS, MSA) et CEM III (ML, MLA) à la température 400°C.

ÉTUDE DU COMPORTEMENT MÉCANIQUE DES MORTIERS RENFORCÉS DE FIBRES DE NATURES DIFFÉRENTES APRÈS CHAUFFAGE À HAUTE TEMPÉRATURE

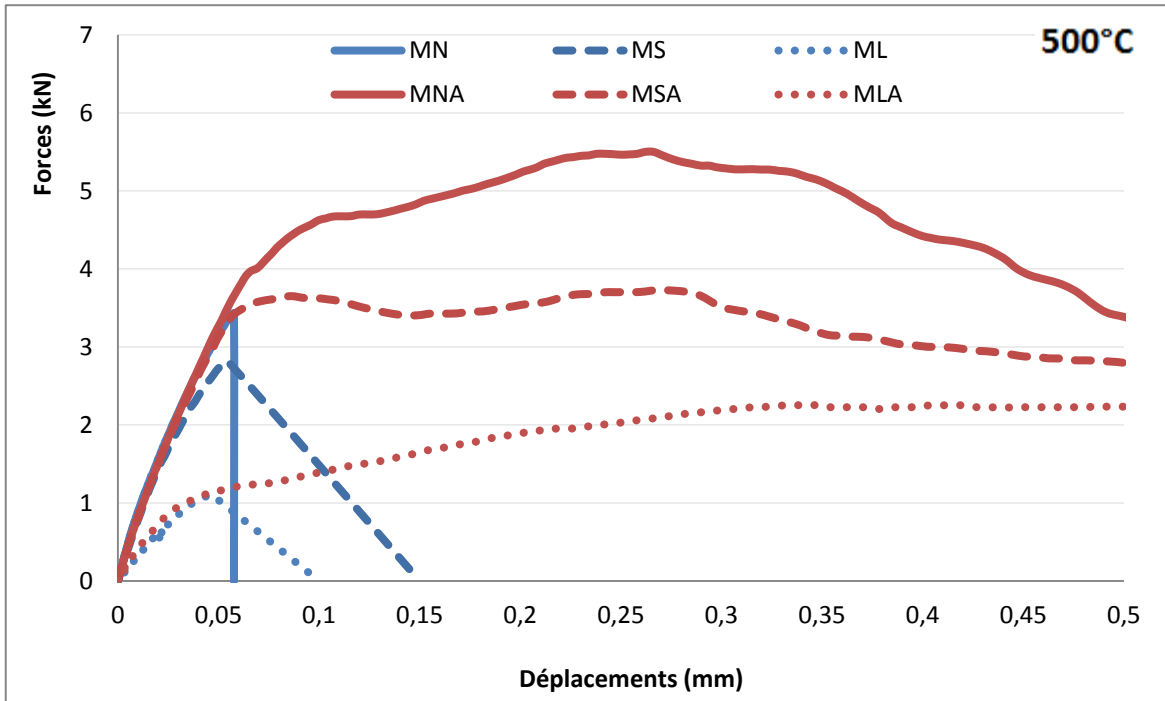


Figure 4.53 : Superposition de courbes forces-déplacements des mortiers à base de CEM I (MN, MNA), CEM I+FS (MS, MSA) et CEM III (ML, MLA) à la température 500°C.

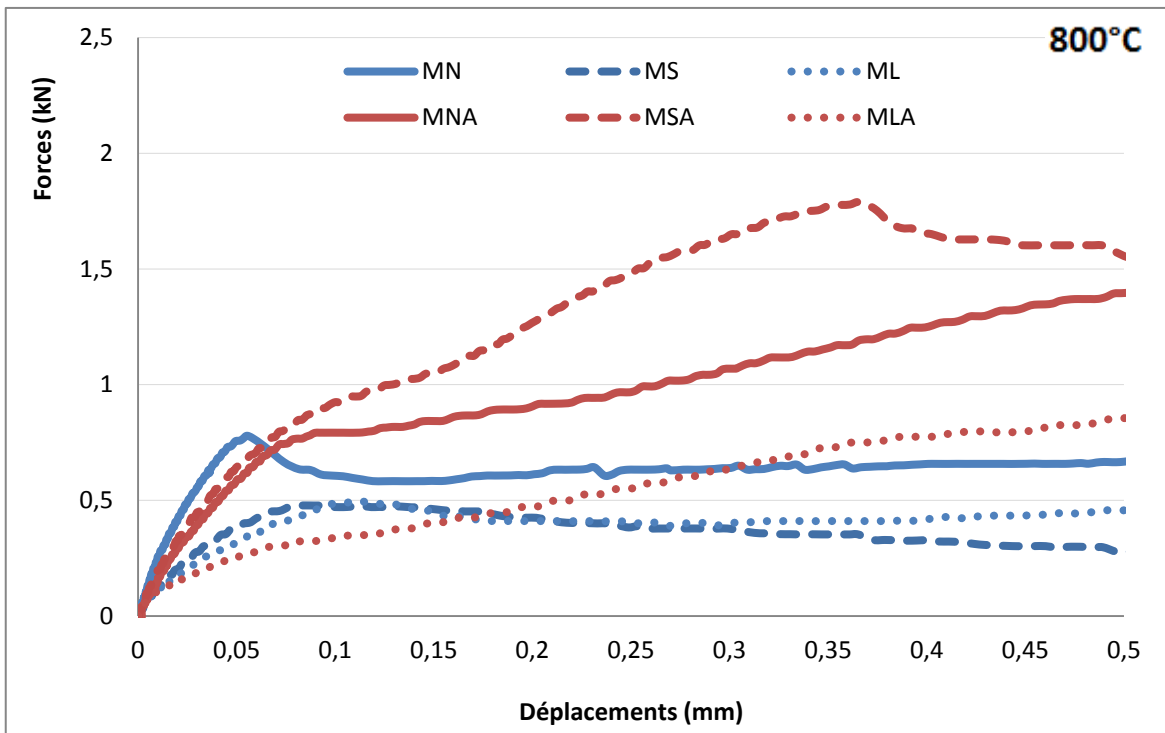


Figure 4.54 : Superposition de courbes forces-déplacements des mortiers à base de CEM I (MN, MNA), CEM I+FS (MS, MSA) et CEM III (ML, MLA) à la température 800°C.

Température (°C)	Forces élastiques (kN)					
	MN	MS	ML	MNA	MSA	MLA
400	1,362	1,502	1,125	1,730	1,468	1,688
500	1,366	1,268	0,776	1,836	1,654	0,834
800	0,552	0,309	0,310	0,612	0,563	0,374

Tableau 4.21 : Forces élastiques des mortiers à base de CEM I+FS et CEM III.

▪ L'évolution des modules d'élasticité résiduels relatifs des matrices CEM I, CEM I+FS et CEM III, non fibrées et fibrées est présentée sur la Figure 4.55. Avec la montée de la température, le module d'élasticité résiduel baisse de façon progressive. L'allure de la courbe est la même pour les trois compositions de mortiers avec et sans fibres d'acier. Tous les composites ont accusé des pertes de modules d'élasticité à partir de 400°C. On note, à ce niveau de température des pertes variant de 52% à 71% en fonction de la nature du composite. Au-delà de 500°C, les résultats de la Figure 4.55 montrent que les matériaux ont perdu presque la totalité de leur rigidité.

On distingue des écarts faibles dans l'évolution du module d'élasticité résiduel des mortiers non fibrés et fibrés entre la matrice CEM I et CEM I+FS sur toute la plage de chauffe. En revanche, des écarts considérables sont observés entre la matrice CEM III et les deux autres matrices. On peut dire que les matrices CEM I et CEM I+FS présentent un comportement meilleur que la matrice CEM III au vue de cette caractéristique lors de l'élévation de température.

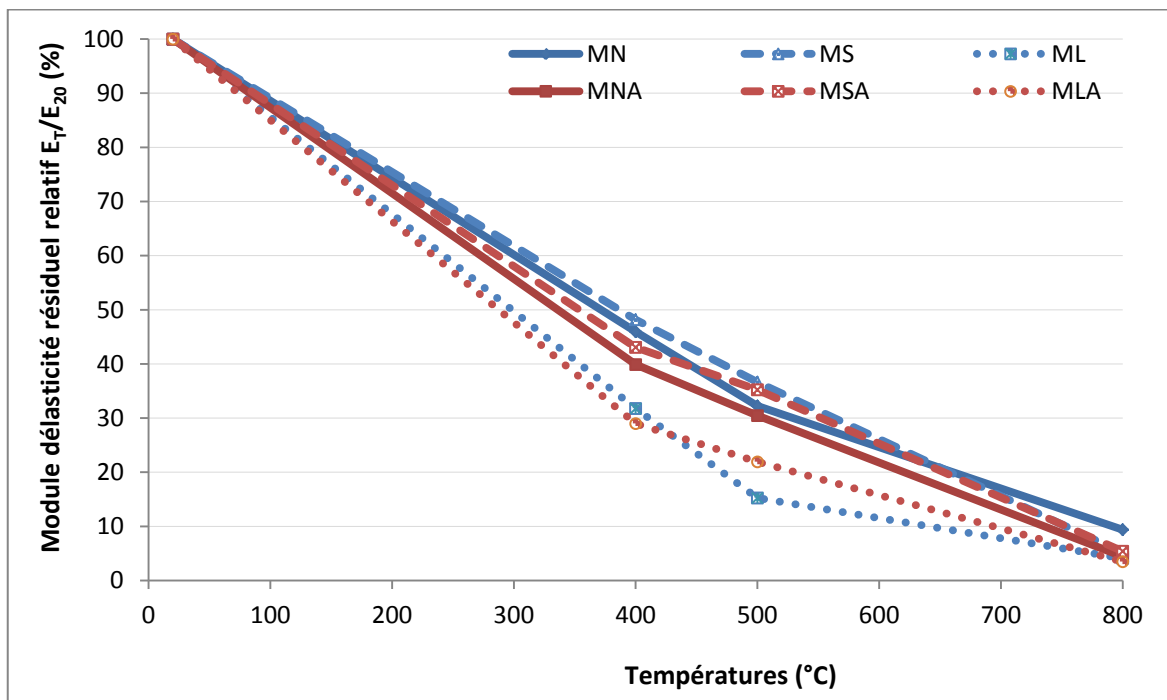


Figure 4.55 : Modules d'élasticité résiduels relatifs  $E_T/E_{20^\circ C}$  des mortiers à base de CEM I (MN, MNA), CEM I+FS (MS, MSA) et CEM III (ML, MLA) en fonction de la température.

La Figure 4.56 regroupe les résultats de l'évolution de l'énergie de fissuration résiduelle des différents mortiers en fonction de la température.

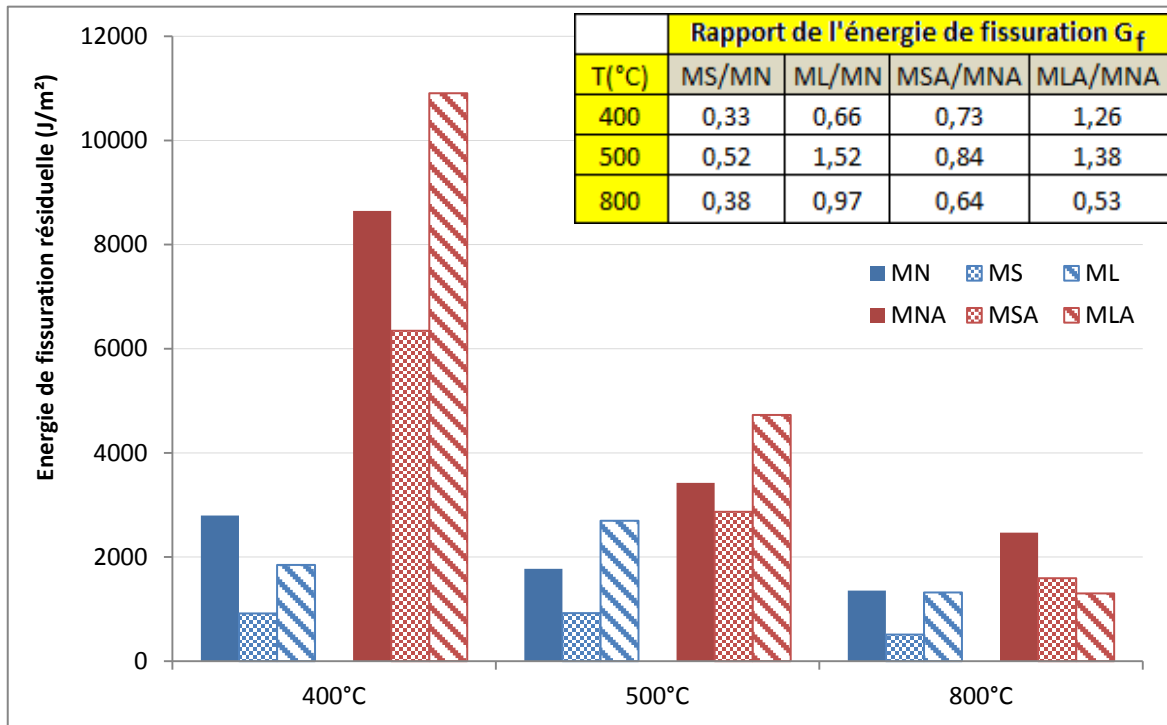


Figure 4.56 : Énergie de fissuration résiduelle  $G_f$  des mortiers à base de CEM I (MN, MNA), CEM I+FS (MS, MSA) et CEM III (ML, MLA) en fonction de la température.

Contrairement à la résistance en traction du mortier fibré à base de CEM III, le mortier MLA présente une énergie de fissuration plus grande que celle de MNA et MSA dans l'intervalle de température 400°C÷500°C. La dégradation de la structure affecte la propagation des fissures, donc, elle affecte systématiquement la mesure de l'énergie de fissuration. Par conséquent, une faible résistance engendre une faible énergie de fissuration.

L'identification du module élastique et l'énergie de fissuration permet de déterminer ainsi un des paramètres de la mécanique de la rupture en fonction de la température, à savoir le facteur d'intensité de contrainte résiduelle  $K_I$ . L'évolution des facteurs d'intensité des contraintes résiduelles en fonction de la température est tracée sur la Figure 4.57 ci-dessous. La tendance des courbes montre clairement la baisse de ce paramètre dans l'intervalle de température 400°C÷800°C. Tel qu'attendu, ce comportement est meilleur pour les mortiers non fibrés et fibrés à base de CEM I.

ÉTUDE DU COMPORTEMENT MÉCANIQUE DES MORTIERS RENFORCÉS DE FIBRES DE NATURES DIFFÉRENTES APRÈS CHAUFFAGE À HAUTE TEMPÉRATURE

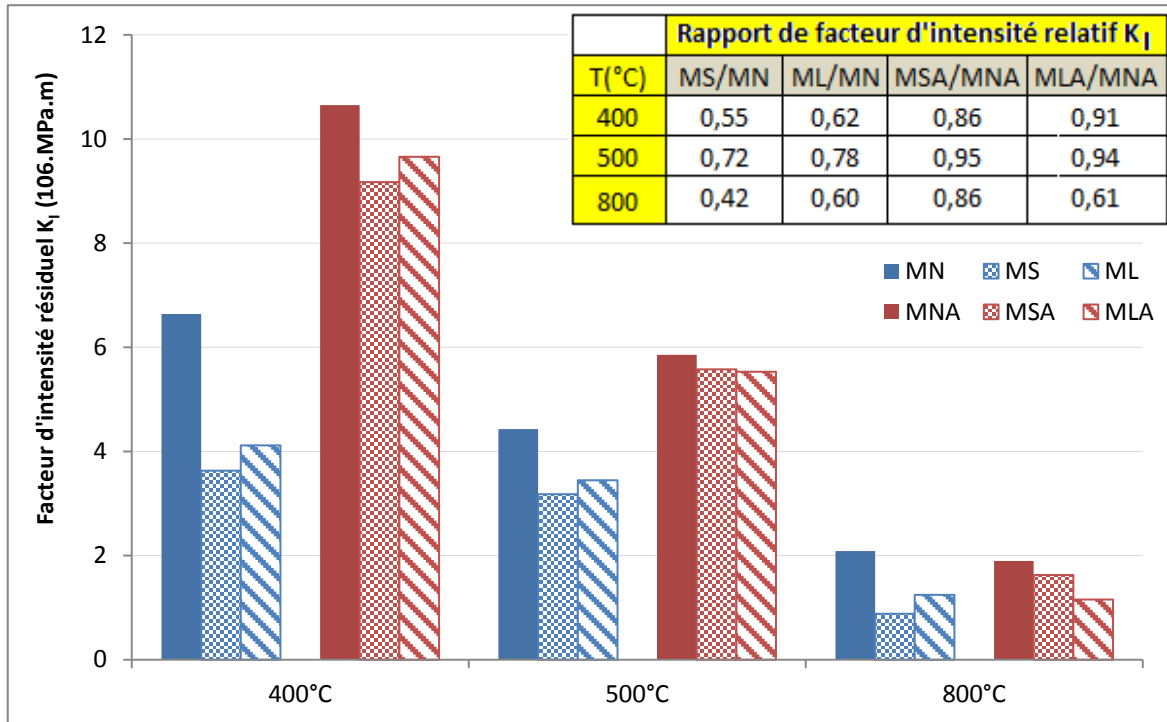


Figure 4.57 : Facteur d'intensité résiduel  $K_I$  des mortiers à base de CEM I (MN, MNA), CEM I+FS (MS, MSA) et CEM III (ML, MLA) en fonction de la température.

La Figure 4.58 récapitule les résultats de l'évolution de contrainte résiduelle en compression en fonction de la température de chauffage des mortiers, non renforcés et renforcés par des fibres d'acier, à base de CEM I, CEM I+FS et CEM III.

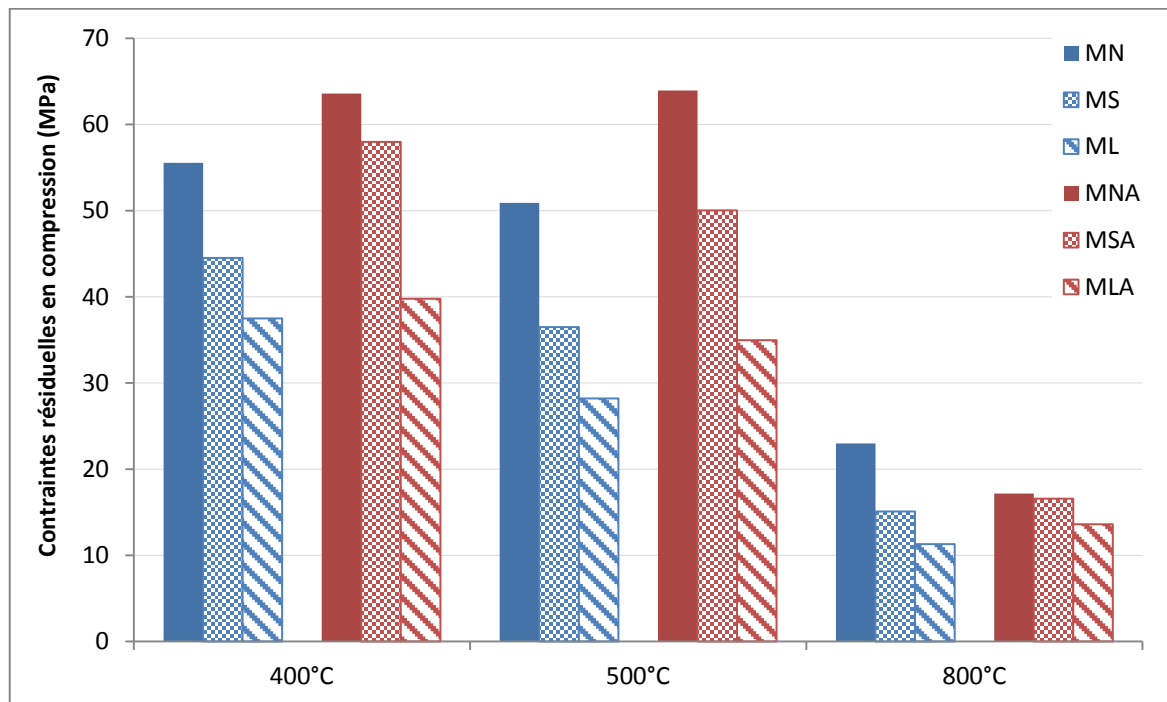


Figure 4.58 : Contraintes résiduelles en compression des mortiers à base de CEM I (MN, MNA), CEM I+FS (MS, MSA) et CEM III (ML, MLA) en fonction de la température.

L'évolution de la résistance en compression est similaire à celle en traction. En effet, le mortier normal non renforcé et renforcé, à base de CEM I présente une évolution mécanique en compression plus marquée que celles des autres matrices. Ceci est vérifié quel que soit le cycle de chauffage. A titre de comparaison, nous présentons le Tableau 4.22 qui donne le rapport de contraintes résiduelles entre les différents mortiers.

Température (°C)	Rapport de contraintes résiduelles en compression (%)			
	MS/MN	ML/MN	MSA/MNA	MLA/MNA
400	80	68	91	63
500	72	55	79	55
800	66	49	97	79

Tableau 4.22 : Rapport de contraintes résiduelles en compression entre les différents mortiers.

Le premier constat important qui apparaît à l'analyse de ces résultats montre un effet défavorable de la fumée de silice sur la résistance résiduelle en compression pour les mortiers à base de CEM I+FS. Cette perte de résistance, par rapport à la matrice CEM I, peut être liée aux deux facteurs : le dosage en fumée de silice (8%) et le rapport E/L (0,50). Les travaux de Malhotra [178] montrent que l'influence de l'ajout de la fumée de silice devient significative sur la résistance des bétons si le rapport E/C est faible (0,23 et 0,35). Il conclut que l'action de la fumée de silice sur le comportement mécanique avec un rapport E/C élevé est moins évidente. Dans la gamme de température testée, entre 150°C et 450°C, il a constaté que l'ajout de fumée de silice entraîne une baisse de résistance en compression de l'ordre de 10%.

Le second constat concerne l'inefficacité du laitier granulé de haut fourneau sur la résistance en compression pour les mortiers à base CEM III entre 400 et 800°C. Nous pensons que la différence de résistance en compression entre les liants CEM I et CEM III serait liée à la différence dans leur processus d'hydratation. Le laitier présent à 62% dans le ciment CEM III présente une hydratation lente et par conséquent incomplète à 28 jours alors que le clinker portland présent à 95% dans le ciment CEM I s'hydrate de manière quasi-complète à cette échéance. Ceci est confirmé par les travaux de Demirboga [179], qui a montré que le laitier engendrait une diminution de la résistance en compression à 28 jours.

### **4.3 Conclusions**

Ce chapitre a été consacré à l'étude du comportement mécanique après chauffage à haute température du mortier renforcé de fibres d'acier, de polypropylène et un ensemble de fibres d'acier et de polypropylène. Les éprouvettes issues de ces compositions ont été soumises à différents cycles de chauffage refroidissement puis les caractéristiques mécaniques résiduelles ont été déterminées. Durant les différents cycles de chauffage refroidissement avec différentes vitesses de montée en température, dans les deux cures, aucun éclatement d'éprouvettes de mortier n'a été enregistré.

De la même manière que pour l'étude menée à température ambiante, la présence des fibres a un effet bénéfique sur le comportement non linéaire du mortier. Les courbes de comportement thermomécanique voient leur domaine post-pic amélioré grâce à une extension du domaine non linéaire. Les essais à haute température ont révélé que les caractéristiques mécaniques résiduelles sont fortement corrélées à la nature du renfort, au type de liant, au mode de cure, aux cycles de chauffage refroidissement et à la vitesse de montée en température.

La première campagne d'essais est menée avec des mortiers à base de CEM I, non renforcés et renforcés avec des fibres d'acier, des fibres de polypropylène et des fibres mixtes, en mode cure sèche, avec six cycles chauffage refroidissement (400°C, 500°C, 600°C, 700°C, 800°C et 1000°C). La vitesse de montée en température est fixée à 2°C/min. Les résistances sont directement liées à la quantité de fibres d'acier ce qui correspond au classement : la résistance la plus élevée est obtenue avec les fibres d'acier seules, elle est nettement plus faible avec les fibres de polypropylène (sans fibres d'acier) et a une valeur intermédiaire pour le fibrage mixte. L'ensemble des résultats prouve qu'à partir de 500°C, la perte de résistance mécanique devient importante et crée une instabilité de la structure. Par conséquent, les six cycles de chauffe ont été réduits seulement à trois cycles : 400°C, 500°C et 800°C. Ces cycles nous paraissent suffisants pour visualiser les risques d'instabilité thermomécanique des ouvrages.

Dans le but de mettre en évidence l'effet de la vitesse de chauffe sur le comportement mécanique des mortiers, est menée la deuxième campagne d'essais. Elle est réalisée avec les mêmes paramètres que la première, avec la vitesse de chauffe fixée à 5°C/min et les cycles de chauffage refroidissement 400°C, 500°C et 800°C. Les résultats révèlent pour les mortiers fibrés, hormis les résistances résiduelles en traction, que toutes les caractéristiques mécaniques (ductilité, module d'élasticité résiduel, énergie de fissuration résiduelle, facteur d'intensité résiduel et contrainte résiduelle en compression) sont nettement favorisées par le cycle de chauffe de 5°C/min, comparativement aux résultats issus du cycle de chauffe de 2°C/min.

La troisième campagne d'étude concerne l'influence du mode de conservation sur les caractéristiques mécaniques à température élevée. Les essais sont réalisés sur des mortiers, à base de CEM I, non renforcés et renforcés par des fibres d'acier, fibres de polypropylène et un mélange de fibres d'acier et de polypropylène, en considérant les paramètres suivants : cure humide ; cycles de chauffage refroidissement 400°C, 500°C et 800°C ; vitesse de montée en température 5°C/min. Après une cure humide, les valeurs de la contrainte maximale, en traction et en compression, pour les matériaux renforcés et non renforcés sont nettement augmentées, comparées aux valeurs des mortiers ayant subi une

cure sèche. De la même manière, la cure humide favorise le comportement ductile de tous les matériaux. En revanche, les effets de la cure sur le module d'élasticité résiduel, l'énergie de fissuration résiduelle et le facteur d'intensité résiduel dépendent de la température du cycle : les mortiers renforcés de fibres d'acier et les mortiers hybrides sont influencés positivement par la cure sèche jusqu'à la température de 500°C. Au-delà de ce niveau de température, l'effet de la cure humide devient bénéfique. L'effet de la cure humide favorise clairement les propriétés de mortier de référence sur toute la plage de température.

La quatrième campagne traite de l'influence des liants à base de CEM I+FS et CEM III, sur le comportement mécanique à haute température, en retenant les paramètres fixés lors de la 3<sup>ème</sup> campagne. Dans cette partie, l'étude a porté sur les mortiers renforcés seulement avec fibres d'acier. Cette importance particulière accordée aux fibres d'acier s'appuie sur les résultats des campagnes antérieures, menées sur le liant à base de CEM I, qui mettent en évidence l'impact de ces fibres. Les résultats du comportement mécanique des matrices, non fibrées et fibrées, sont classés dans l'ordre décroissant : CEM I, CEM I+FS, CEM III.

A travers ce chapitre, les résultats montrent que les fibres d'acier permettent de limiter l'endommagement des mortiers lors du traitement thermique. En effet, même si ces fibres ne modifient pas les dégradations physico-chimiques, elles permettent de limiter la fissuration lors du traitement thermique et de contrôler la propagation de ces fissures lors du chargement mécanique.

Les fibres de polypropylène, en fondant, créent une porosité qui permet de limiter les pressions dues à l'évaporation de l'eau lors du traitement thermique, et ainsi de réduire la fissuration lors de ce traitement.

Les mortiers hybrides semblent un bon compromis : les fibres de polypropylène permettant de limiter les pressions à l'origine de la fissuration lors du traitement thermique et les fibres d'acier limitant la fissuration lors du traitement thermique et lors du chargement mécanique.

Les observations au MEB et les analyses à la microsonde montrent une oxydation des fibres d'acier aux hautes températures. Cette oxydation provoque une perte de résistance et de ductilité importante au-delà de 800°C, et peut limiter l'intérêt d'un ajout de fibres d'acier, par exemple, vis à vis du risque incendie et du renforcement de la sécurité des ouvrages.

Après avoir étudié le comportement mécanique des mortiers après chauffage à température élevée, dans un four électrique, aux vitesses de chauffe 2°C/min (chauffage lent) et 5°C/min (chauffage moyen), le chapitre suivant va être consacré à l'étude de l'évolution de la résistance au poinçonnement d'un matériau cimentaire à base de CEM I, renforcé de fibres de natures différentes, soumis à la flamme (chauffage rapide).



**CHAPITRE 5**  
**ESSAIS À LA FLAMME DES MORTIERS RENFORCÉS DE**  
**FIBRES DE NATURES DIFFÉRENTES**



## Chapitre 5

# Essais à la flamme des mortiers renforcés de fibres de natures différentes

**Préambule** : Ce chapitre a pour l'objet l'étude du comportement au poinçonnement du mortier normalisé, à base de CEM I. Les mortiers testés sont des mortiers fibrés avec des fibres de différentes natures : échantillon témoin non fibré, mortier fibré d'acier, mortier fibré de polypropylène, mortier fibré d'acier/polypropylène. Après avoir testé, dans le chapitre précédent, ces matériaux au four en faisant varier le paramètre température, nous nous sommes intéressés au comportement en présence d'une flamme propane dans le but de mieux simuler un incendie.

Un système de chauffage à la flamme propane a été mis au point au laboratoire afin de compléter les essais de tenue en température précédemment réalisés dans un four. Les tests mécaniques n'étant pas applicables sur les échantillons chauffés, nous avons également confectionné un système de poinçonnement voisin du test CBR utilisé en mécanique des sols.

L'étude est menée sur des plaques prismatiques de dimensions ( $16 \times 16 \times 4 \text{ cm}^3$ ) en mode humide. Pour chaque condition opératoire, deux essais au moins ont été réalisés pour caractériser la reproductibilité et la dispersion des résultats obtenus.

Les courbes de comportement présentées dans ce chapitre ont été choisies dans la base contenant l'ensemble des courbes expérimentales, de telle sorte que leurs allures ou évolutions soient représentatives de l'ensemble des essais thermiques et mécaniques, pour une même nuance et pour des conditions d'essais données.

## 5.1 Traitement thermique à la flamme

### 5.1.1 Vitesse de chauffe

Le traitement thermique a été réalisé avec une vitesse de montée en température très rapide, en quelques secondes (environ 10 secondes) la température atteint  $1000^\circ\text{C}$  à la face exposée à la flamme (Figure 5.1). Cette température est maintenue pendant une heure. A la fin de l'essai, le refroidissement est effectué à l'air ambiant.



Figure 5.1 : Flamme de propane.

La Figure 5.2 compare la vitesse de montée en température entre la courbe expérimentale (flamme propane) et la courbe standard ISO 834 dite d'incendie conventionnel. La vitesse de montée en température de la flamme est similaire à celle de ISO 834 jusqu'à 1000°C. Cette montée en température engendre un fort gradient thermique au sein des échantillons.

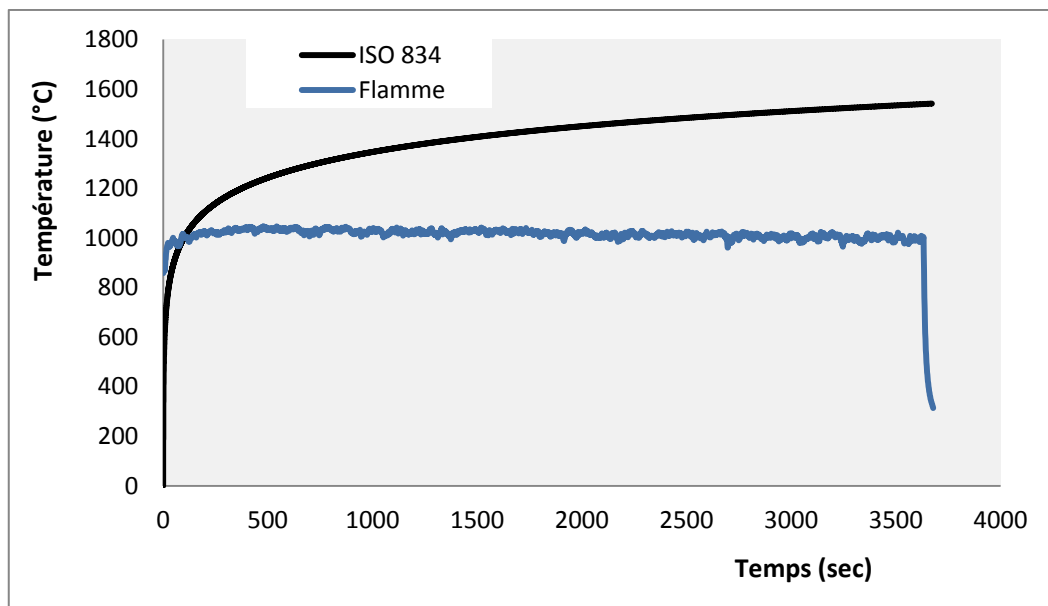


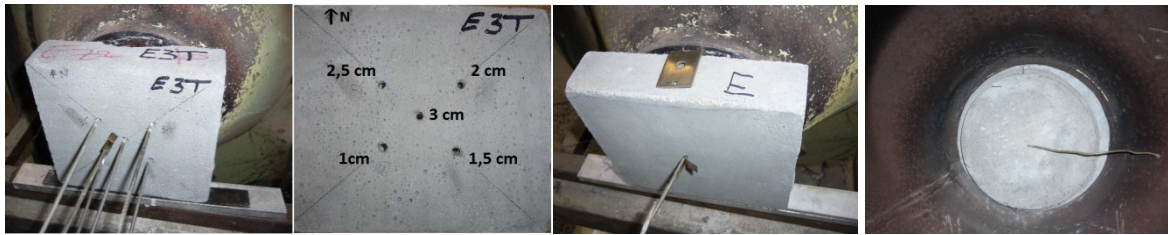
Figure 5.2 : Comparaison entre courbe expérimentale (flamme de propane) et courbe standard ISO 834.

### 5.1.2 Condition de chauffage

Des éprouvettes prismatiques de mortiers fibrés ou non fibrés ( $16 \times 16 \times 4 \text{ cm}^3$ ) sont chauffées sur une face dans un four à gaz propane (Figure 5.1). Les dimensions de la face exposée au feu sont de  $16 \times 16 \text{ cm}^2$ . Ces dimensions sont considérées suffisantes pour observer l'instabilité thermique de nos mortiers. Le flux de chaleur est considéré unidirectionnel (l'éprouvette est isolée sur ses bords et un épaulement pénètre dans le four). La position de la flamme permet de régler de façon précise la température de la surface.

Deux séries de corps d'épreuve sont testées :

- Éprouvettes percées pour positionner des thermocouples à différentes profondeurs, comme illustré sur la Figure 5.3 (a) et un thermocouple placé à la face interne (Figure 5.3 (c)).
- Éprouvettes non percées : cette série est équipée de 2 thermocouples placés à la face externe (face non exposée) (Figure 5.3 (b)) et à la face interne (face exposée) (Figure 5.3 (c)).



a) Face externe percée. b) Face externe non percée. c) Face interne.

Figure 5.3 : Position des thermocouples dans le corps d'épreuve lors du chauffage.

### 5.1.3 Propagation de la chaleur

Les Figure 5.4, Figure 5.5, Figure 5.6 et Figure 5.7 récapitulent la propagation de la chaleur à travers les échantillons non renforcés et renforcés avec les fibres d'acier, avec les fibres de polypropylène et avec le fibrage mixte.

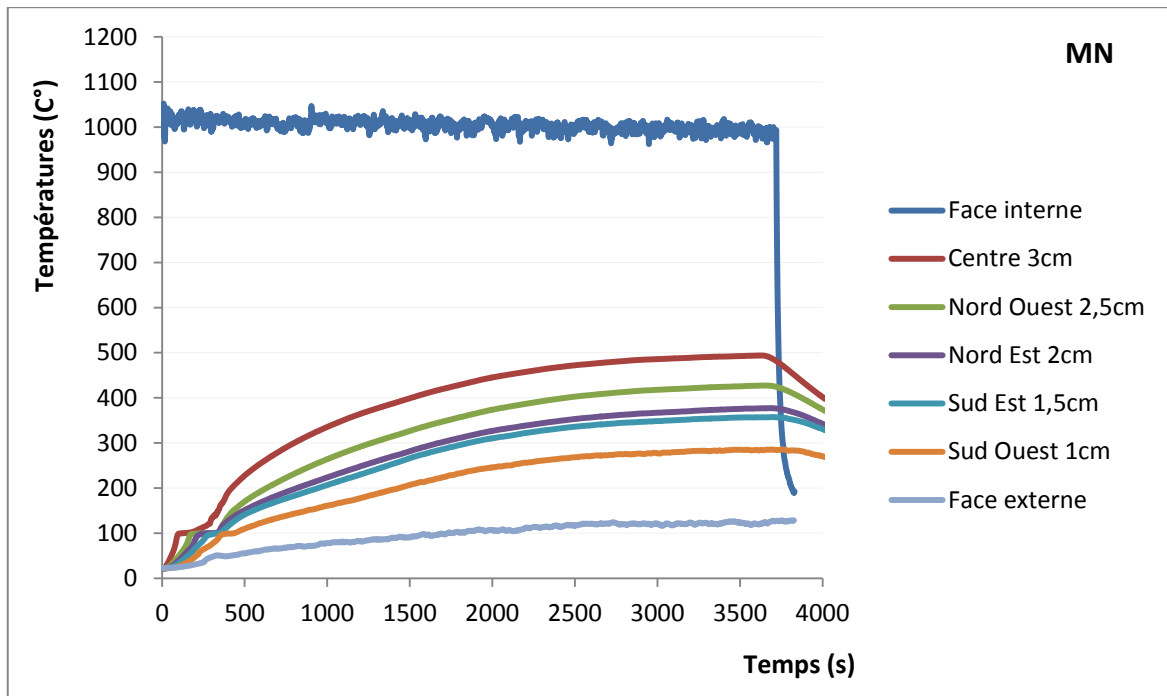


Figure 5.4 : Évolution de la température dans le mortier normal.

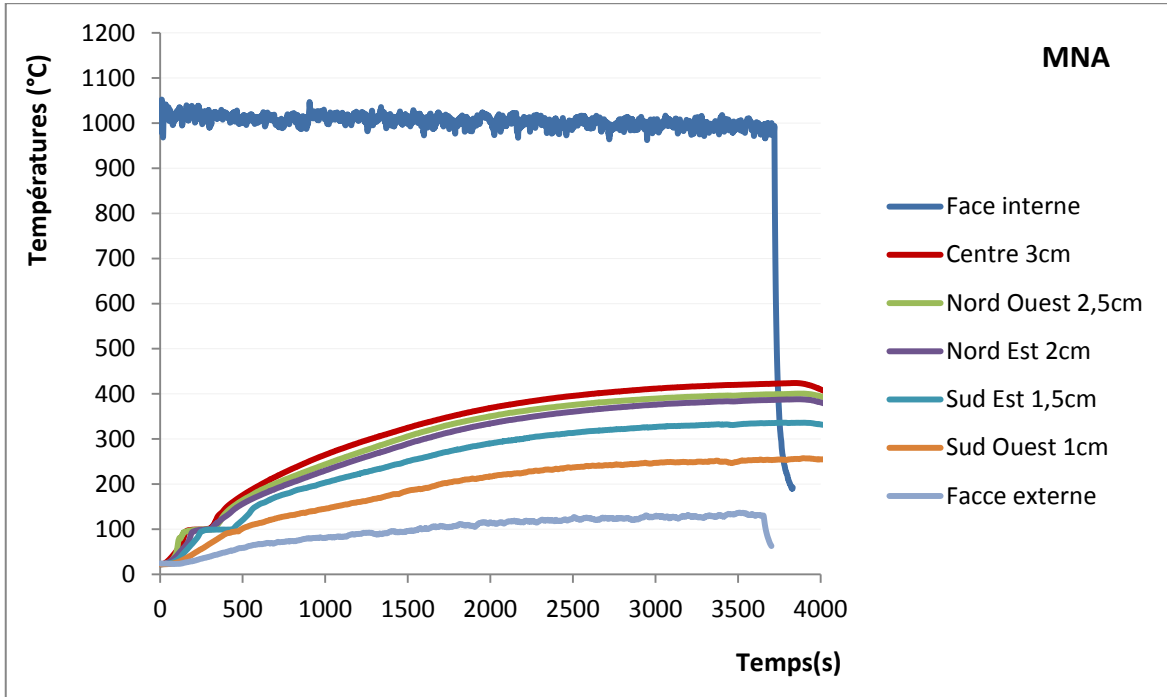


Figure 5.5 : Évolution de la température dans le mortier avec fibres d'acier.

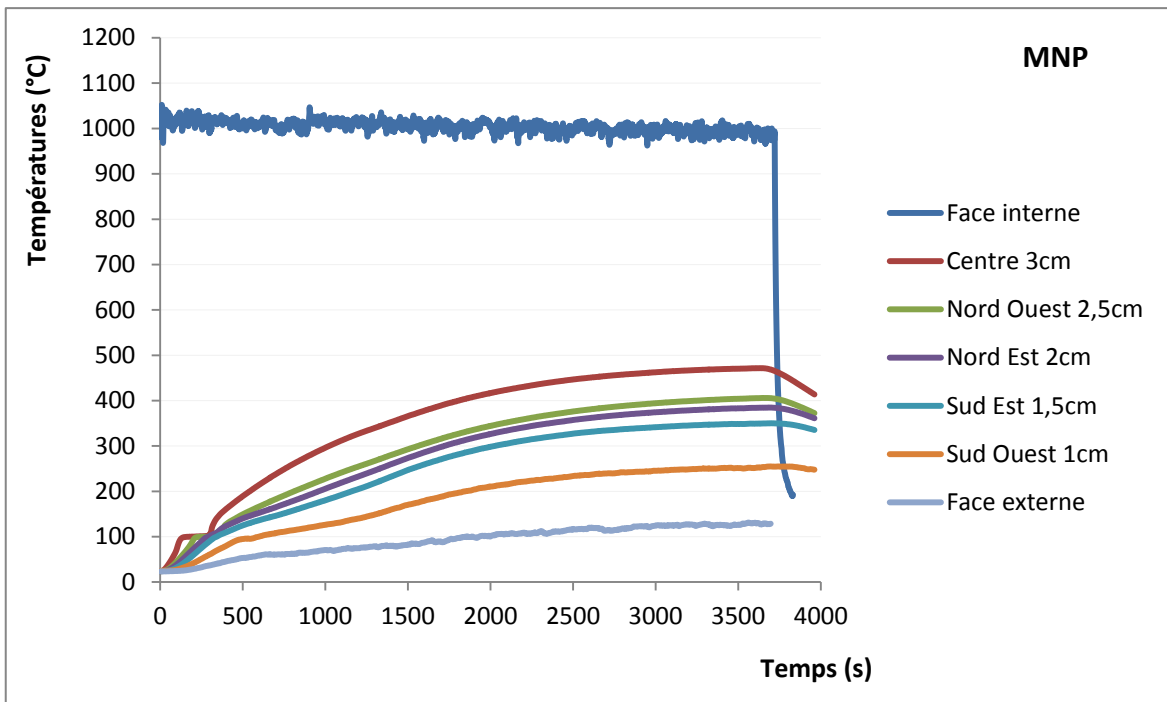


Figure 5.6 : Évolution de la température dans le mortier avec fibres de polypropylène.

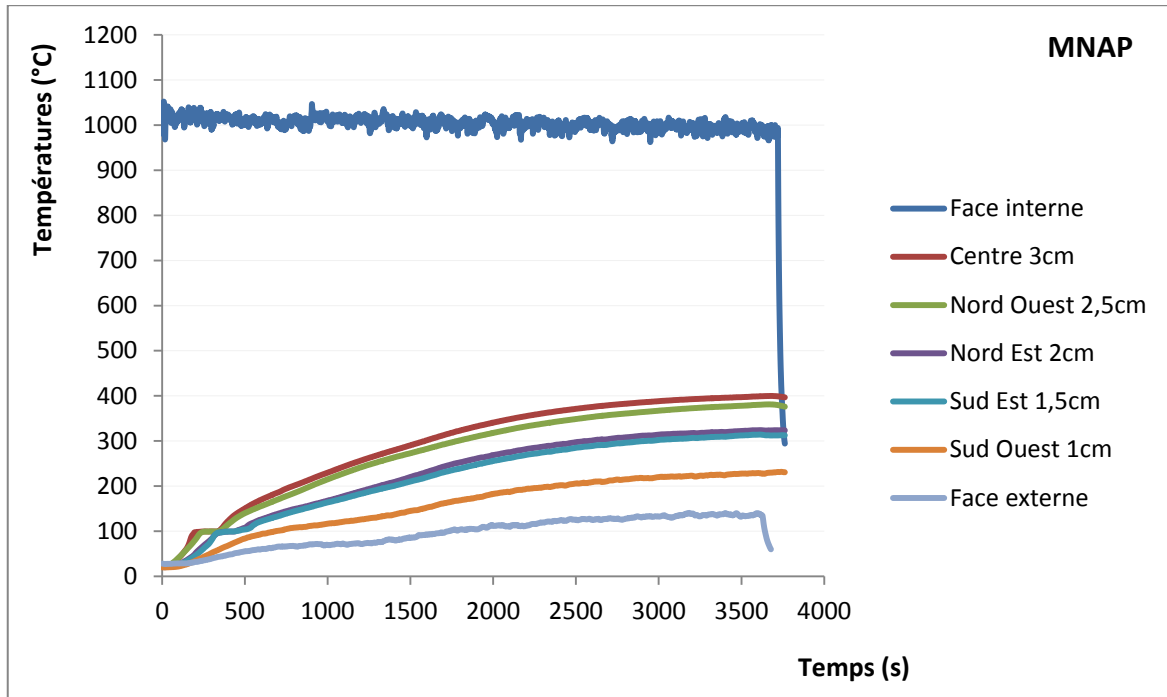


Figure 5.7 : Évolution de la température dans le mortier avec fibres mixtes.

L'analyse de ces figures montre que les plateaux à 100°C que l'on peut observer au début de l'essai correspondent à l'évaporation de l'eau libre aux différentes profondeurs. Plus on s'éloigne de la face interne (face à la flamme), plus ces plateaux apparaissent tardivement. On peut ainsi quantifier la propagation de la chaleur dans le mortier.

Concernant les mesures de température dans les profondeurs (plaque avec percement) et sur les surfaces extérieures (plaque sans percement) de l'éprouvette, nous n'observons pas d'écarts significatifs entre les différents mortiers (Figure 5.8). Ceci est attribué aux propriétés thermiques relativement proches des différents mortiers. On peut dire que la présence ou la nature des fibres ne modifient pas la propagation de la chaleur dans le mortier. Il est noté que la température, à 3 cm de profondeur c'est-à-dire à 1cm de la face chaude, ne dépasse pas 500°C. En face externe, c'est-à-dire à 4 cm de la face chaude, la température atteint environ 140°C après une heure d'exposition.

La perte de masse à la fin de l'essai est quasi-identique pour toutes les compositions. Le taux de perte de masse est compris entre 6,3% et 6,6% (Figure 5.9). On peut donc dire que les fibres incorporées au mortier, du moins dans cette étude, n'ont pratiquement pas d'influence sur l'évaporation de l'eau du mortier et des OH durant ce chauffage.

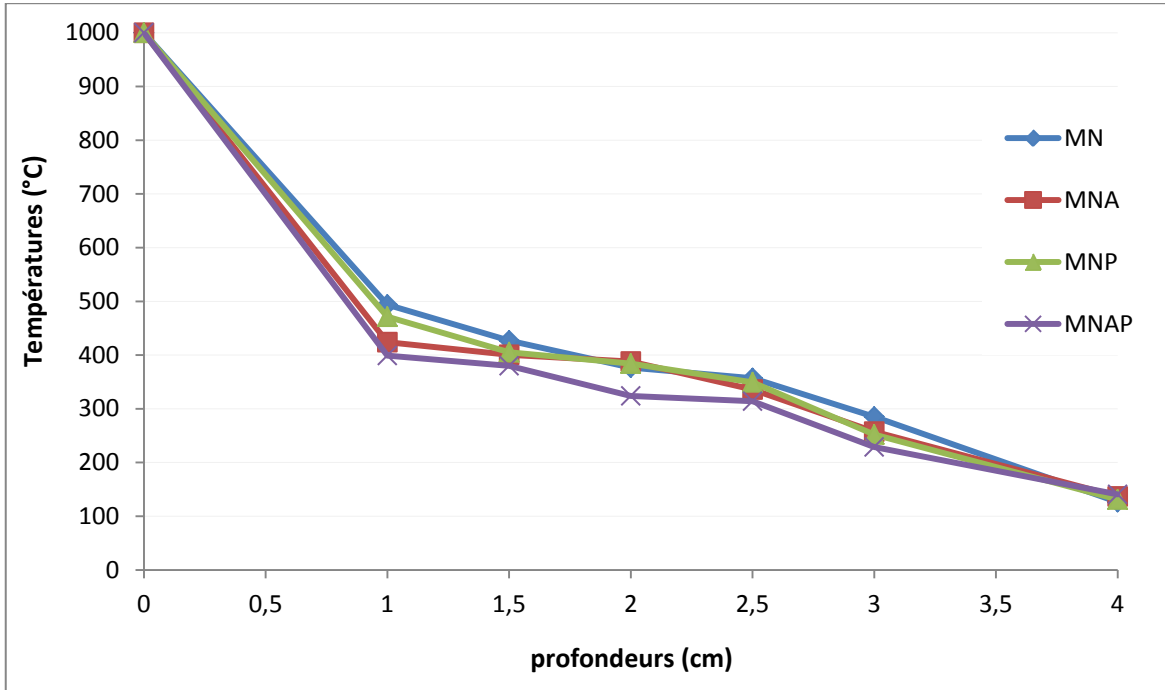


Figure 5.8 : Propagation de la chaleur dans les différents mortiers.

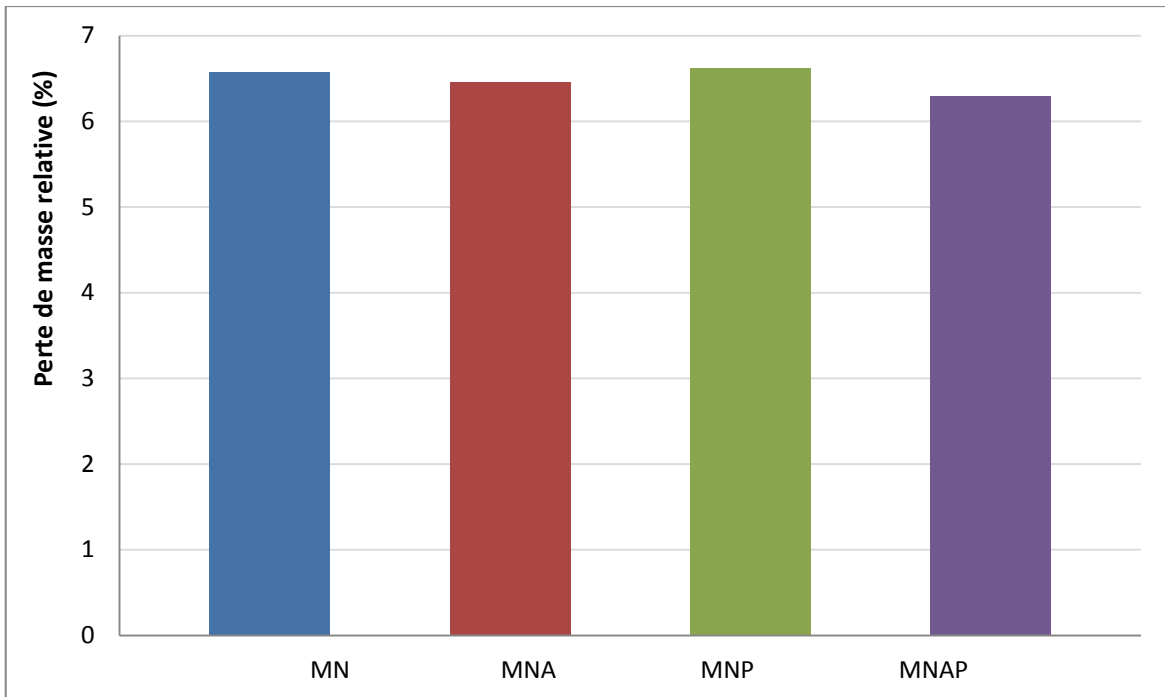


Figure 5.9 : Perte de masse relative des différents mortiers.

#### 5.1.4 Observations générales sur les essais

Durant les essais, nous avons observé, après 3 min de traitement, des gouttelettes d'eau ainsi que de la vapeur s'échapper au niveau des thermocouples de la surface non exposée de mortier normal et de mortier avec fibres d'acier. Le départ d'eau se fait donc de façon préférentielle au niveau de la porosité générée ici par le perçage. Les trous ainsi pratiqués

dans l'élément de mortier fonctionnent comme des drains, évacuant l'eau des pores proches de la surface exposée vers l'extérieur. Par contre, ce constat est atténué pour les fibrages de polypropylène et mixtes (Figure 5.10).

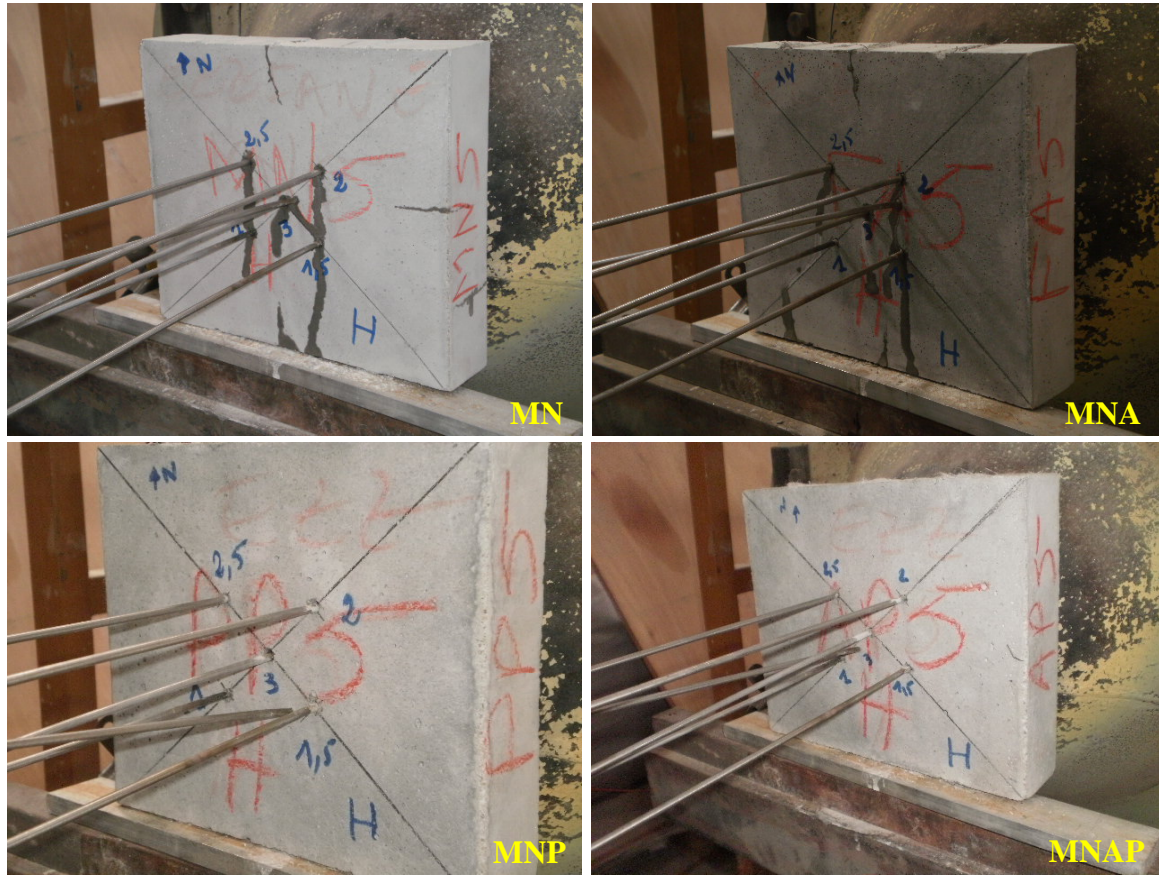


Figure 5.10 : Clichés des différents mortiers durant chauffage à la flamme (photos de la face non exposée prises après 4 min de chauffe).

Après 4 min de traitement, nous avons observé l'apparition des fissures importantes au nord, à l'est et au sud du mortier normal et du mortier avec fibres d'acier. Cet état d'endommagement n'est observé qu'au bout de 7 min pour les mortiers avec fibres de polypropylène et fibres mixtes.

Lors des cycles de chauffage, aucun éclatement de mortier n'a été enregistré. La stabilité thermique des éprouvettes de mortier fibré ou non fibré n'a pas été mise en défaut dans ces conditions expérimentales.

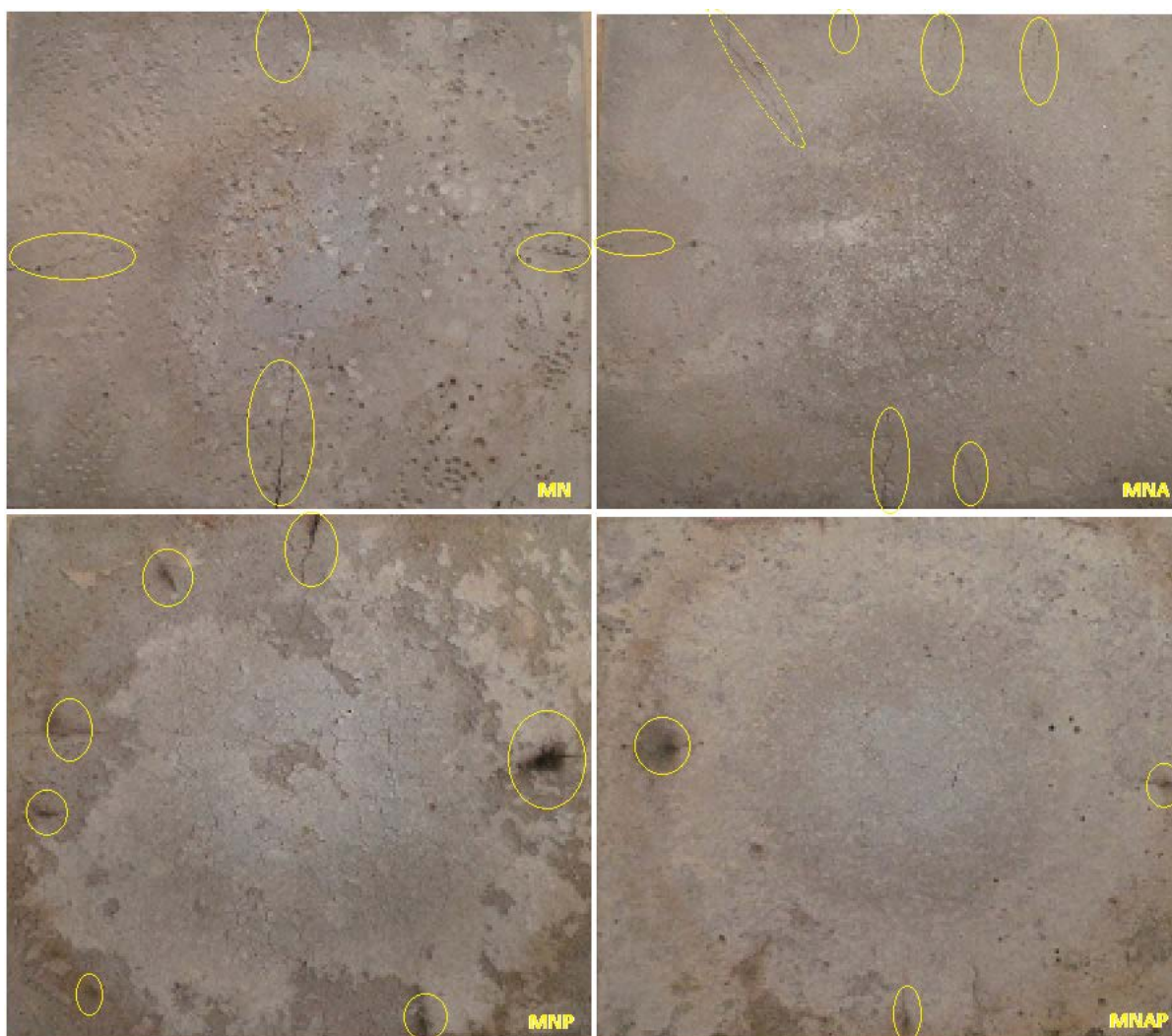
Après chauffage refroidissement (Figure 5.11), nous observons deux échelles de fissuration dans les différents mortiers :

- Les fissurations larges sur les extrémités des éprouvettes qui se propagent en s'affinant vers l'intérieur du corps d'épreuve. Ces fissures ne sont pas connectées entre elles.
- Les fissurations courtes, qui peuvent correspondre à la fissuration du type «faïençage», sont localisées au cœur du corps d'épreuve. Ces fissures sont sans directions privilégiées.

L'endommagement des mortiers peut être supposé dû aux contraintes d'origine thermique ou/et au gradient hydrique dû à l'eau contenue dans la structure. Néanmoins, on ne peut pas exclure l'apparition de phénomènes de fissurations au cours du refroidissement.

Les taches noires qu'on observe sur les mortiers MNP et MNAP correspondent aux traces de calcinations des fibres de polypropylène.

Le mortier MN est le plus endommagé. En revanche le mortier mixte présente une structure moins dégradée que le mortier avec fibres de polypropylène et le mortier avec fibres d'acier.



*Figure 5.11 : Clichés des différents mortiers après chauffage à la flamme (face exposée).*

## 5.2 Résistance au poinçonnement après traitement à la flamme

### 5.2.1 Rupture par poinçonnement

Le terme de poinçonnement est utilisé pour définir une rupture localisée d'une connexion entre une plaque et un poinçon (Figure 5.12). La plaque se rompt le long d'une surface inclinée qui s'étend du feuillet en compression au nu du poinçon jusqu'au feuillet en traction à une certaine distance du poinçon. La rupture est matérialisée par une fissure de traction inclinée d'un angle de  $53^\circ$  par rapport au feuillet moyen de la plaque. Lorsque la charge verticale est transmise à la plaque, la surface inclinée prend la forme d'un cône tronqué. La Figure 5.13 montre une rupture par poinçonnement. Des fissures radiales apparaissent au niveau du poinçon et s'éloignent progressivement avec l'augmentation de la charge verticale. Ces fissures superficielles sont suivies par des fissures inclinées progressant à l'intérieur du mortier. Ces fissures inclinées finissent par se localiser en une fissure principale, dite fissure de poinçonnement. Cette fissure n'est visible en surface que lorsque la plaque atteint sa charge ultime. Le cône du mortier est alors arraché et il est hérissé de fibres désolidarisées de la matrice.

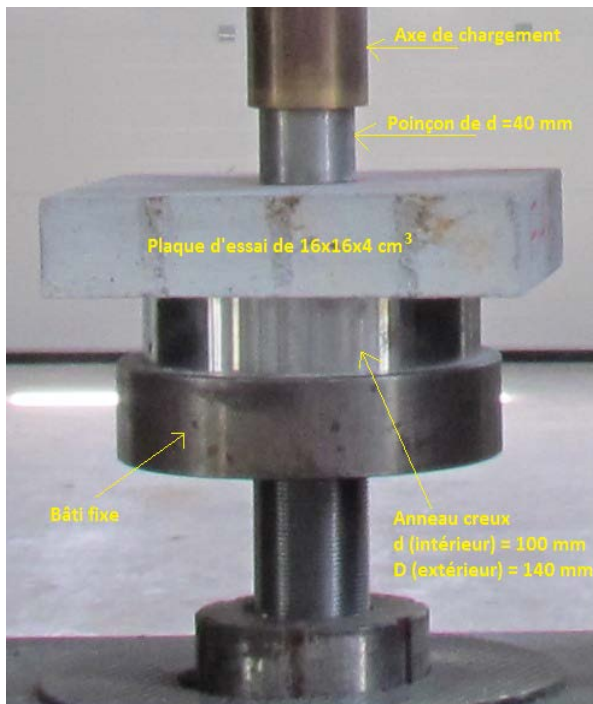


Figure 5.12 : Poinçonnement d'une plaque.

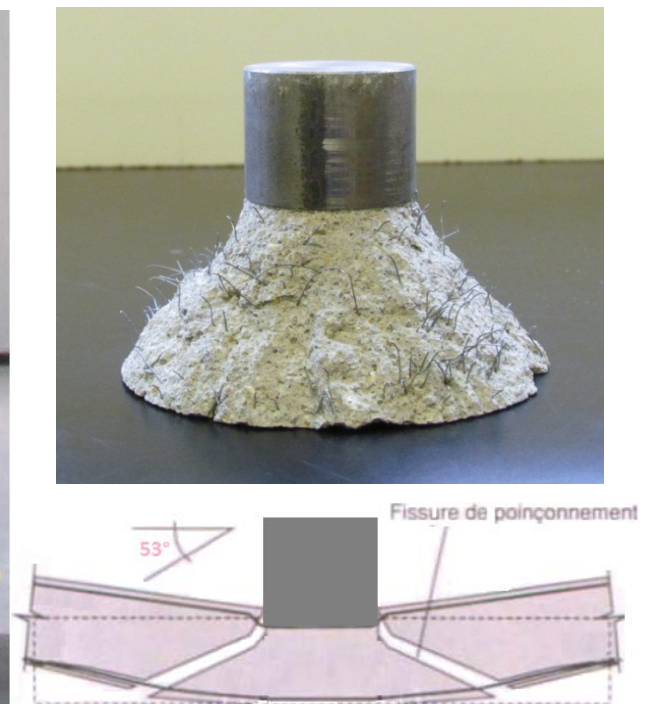


Figure 5.13 : Photo et coupe schématique d'une rupture d'une plaque fibrée saine.

### 5.2.2 Courbes de comportement mécanique

La Figure 5.14 présente l'évolution de la force en fonction du déplacement lors des essais au poinçonnement réalisés avec un anneau support de diamètre intérieur de 100 mm et un poinçon de 40 mm de diamètre. Des éprouvettes non endommagées ont également été testées jusqu'à rupture afin de servir de référence.

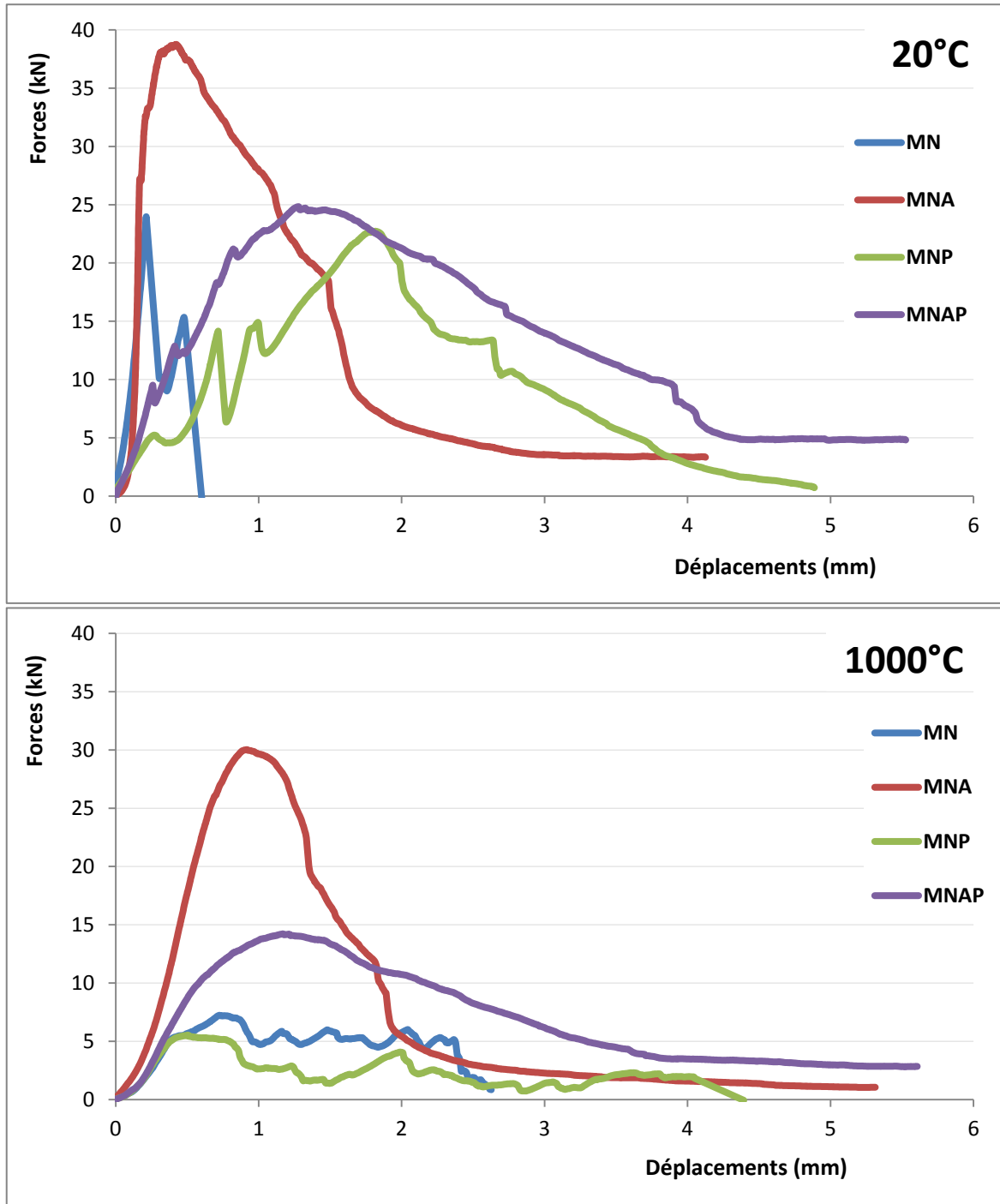


Figure 5.14 : Diagrammes forces-déplacements sous sollicitation de poinçonnement.

Sans traitement thermique l'ensemble des résultats obtenus pour la fraction volumique de fibres égale à 0,58%, a montré des effets perceptibles et d'amplitudes différentes, en fonction de la nature de fibre. Les résultats donnent des indications sur le rôle que peuvent avoir les fibres sur le comportement au poinçonnement. En effet, les fibres permettent des phénomènes de reprises de charge suffisants pour éviter une rupture quasi-fragile. Cependant, les effets sont plus marqués pour le mortier avec fibres d'acier. Le mortier mixte révèle un comportement intermédiaire entre le mortier renforcé de fibres d'acier et le mortier renforcé de fibres de polypropylène. Le mortier normal révèle une charge au pic

voisine de celle de MNP, mais après le pic, une décroissance très rapide de la force est observée, due à l'absence de fibres.

Après traitement à la flamme, on observe pratiquement les mêmes allures de courbes de comportement mécanique qu'à température ambiante. Sur toute la gamme de fibrage, un comportement ductile est constaté. L'impact des fibres d'acier sur le comportement mécanique au poinçonnement est conservé. Contrairement au mortier avec fibres mixtes, le comportement mécanique du mortier fibré de polypropylène diminue par rapport au mortier sans fibres.

### 5.2.3 Résistance mécanique résiduelle

Les charges maximales atteintes lors des essais de poinçonnement sur les plaques avant et après chauffage sont récapitulées dans le Tableau 5.1 et la Figure 5.15.

$F_{max}$ (kN)	MN	MNA	MNP	MNAP
Non chauffés	20,3	39,9	20,9	26,6
Chauffés	7,2	30,0	5,5	14,2

Tableau 5.1 : Effort de poinçonnement sur les plaques avant et après tests à la flamme.

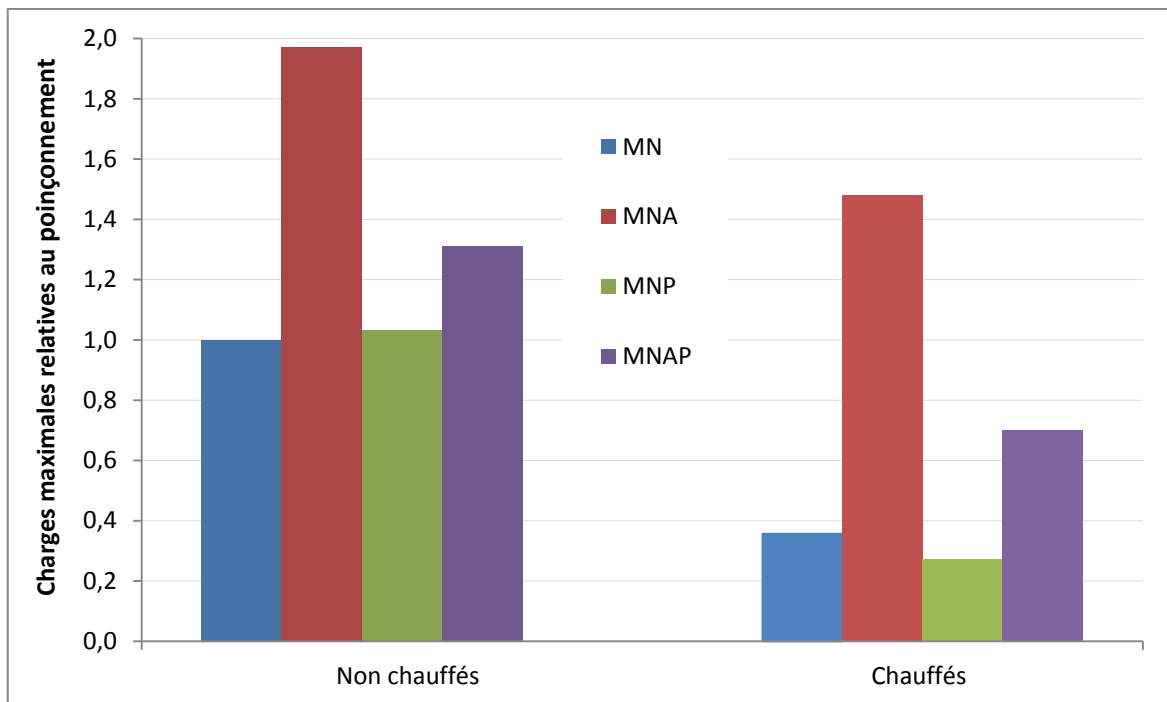


Figure 5.15 : Charges maximales relatives au poinçonnement des mortiers non chauffés et chauffés. Les valeurs sont normalisées au mortier normal à 20°C.

Le comportement le meilleur, au sens résistance résiduelle est obtenu avec les fibres d'acier, leur quantité jouant également un rôle favorable. Les fibres de polypropylène améliorent elles aussi les résistances au poinçonnement mais avec une faible ampleur. Après chauffage, tous les mortiers montrent une baisse de résistance au poinçonnement. L'endommagement thermique du mortier fibré d'acier est moins important que le mortier

normal. La résistance au poinçonnement du mortier renforcé de fibres d'acier est égale à 75% de sa résistance initiale à 20°C. La résistance résiduelle du mortier normal n'excède pas 40%. Le mortier hybride, avec une résistance résiduelle de 54%, présente un comportement intermédiaire. Il est logique que le mortier fibré de polypropylène ait une résistance résiduelle au poinçonnement la plus faible.

### 5.3 Observations au MEB

Nous avons observé l'endommagement, au microscope électronique à balayage, des plaques renforcées seulement par des fibres d'acier sur trois faciès : faciès externes non exposés, faciès du milieu et faciès internes exposés. Les fibres de polypropylène qui fondent relativement à basse température 170°C [98], n'ont pas été observées dans le cadre de cette étude.

La Figure 5.16 présente des micrographies réalisées sur des faciès externes non exposés directement à la flamme, après rupture au poinçonnement. La micrographie 5.16 (a) montre clairement que la fibre n'est pas altérée, sa section est totalement conservée. On n'observe pas de zones d'endommagement visibles au niveau de fibres. En revanche l'image 5.16 (b) révèle des décohésions fibres/mortier assez nettes. A plus fort grandissement (image 5.16 (c)), on constate l'absence de cohésion entre les fibres et la matrice cimentaire.

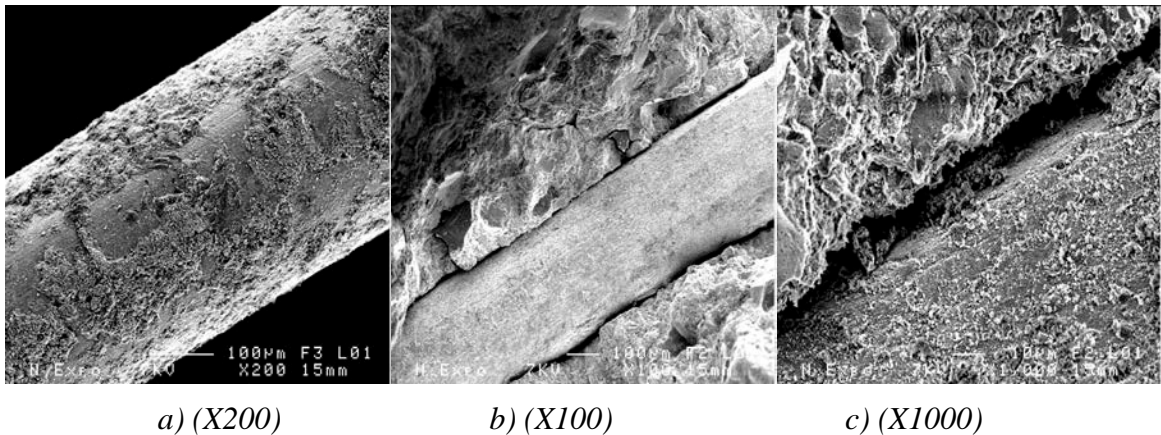
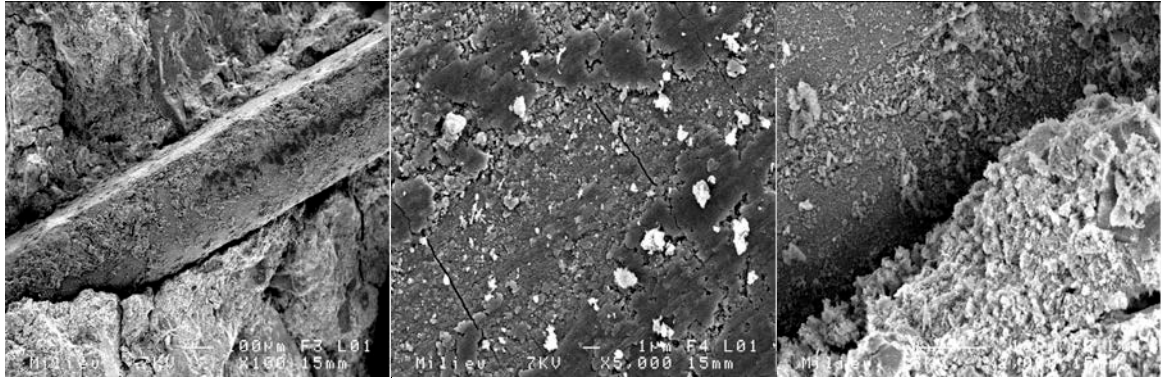


Figure 5.16 : Micrographies de faciès externes non exposées.

Des micrographies réalisées sur des faciès (milieu de plaque) après rupture au poinçonnement sont regroupées en Figure 5.17. L'image 5.17 (a) montre que la fibre accuse une légère réduction de section. Des zones sombres sur la surface de la fibre sont observées, dues à une probable migration du fer vers la matrice cimentaire. Un zoom réalisé sur la surface de fibre (image 5.17 (b)) révèle des fissures transversales nettement lisibles témoignant de la dégradation de la fibre d'acier. Un autre zoom sur l'interface fibre/mortier (image 5.17 (c)) montre clairement que la liaison est totalement détruite entre la fibre et la pâte cimentaire.



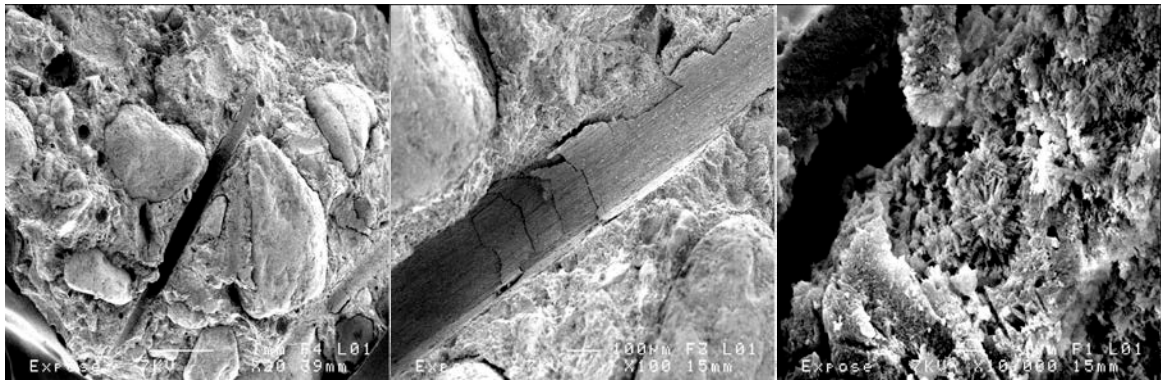
a) (X100)

b) (X5000)

c) (X10000)

Figure 5.17 : Micrographies de faciès de milieu de plaque.

La Figure 5.18 représente des images au MEB, réalisées sur des faciès internes après exposition à la flamme. Sur l'ensemble des images, des fibres totalement détruites sont observées, indiquant du fait qu'une forte oxydation à haute température a probablement lieu (image 5.18 (a)). La micrographie 5.18 (b) révèle des traces de fibres d'acier, témoignant que la température n'est cependant pas suffisante pour détruire totalement les fibres. L'image 5.18 (c) montre des cavités entre l'interface fibre/pâte de ciment. On peut conclure que le mécanisme de renforcement a totalement disparu.



a) (X20)

b) (X100)

c) (X10000)

Figure 5.18 : Micrographies de faciès internes exposées.

## 5.4 Conclusions

Le comportement mécanique de mortiers normalisés, de mortiers renforcés de fibres d'acier, de mortiers avec fibres de polypropylène et mortiers hybrides, traités thermiquement à 400°C, 500°C, 600°C, 700°C, 800°C et 1000°C a été étudié précédemment au chapitre 4.

Ce chapitre rapporte l'influence du comportement à la flamme des mêmes matériaux. Le chauffage est réalisé à la flamme propane à 1000°C. Le gradient de température est mesuré dans les mortiers : il s'avère que, après une heure d'exposition, la température n'excède pas 500°C à 1 cm de la flamme. En face externe, c'est-à-dire à 4 cm de la face chaude, la température est environ 140°C. On n'observe pas de corrélation entre ces températures et la présence ou la nature des fibres.

Après exposition à la flamme, les échantillons sont testés par poinçonnement. Les résultats confirment l'efficacité du fibrage en comparaison au matériau non fibré. Les fibres de polypropylène sont encore présentes à environ 200°C et jouent leur rôle. Les fibres d'acier améliorent nettement ce comportement suivant leur dosage. Les mortiers hybrides semblent jouer un rôle intermédiaire.

Les tendances observées pour les essais de compression et de traction par flexion du chapitre 4 sont confirmés par les résultats des essais de poinçonnement effectués sur les plaques après refroidissement.

L'étude du comportement à la flamme a été complétée par des observations au MEB des faciès de rupture au poinçonnement. L'observation révèle que l'endommagement des fibres s'amplifie en se rapprochant de la flamme. Toutefois cette dégradation n'empêche pas le déroulement du mécanisme de renforcement dans les faciès externes et celles du milieu du mortier. En revanche, dans les faciès internes, les fibres sont totalement détruites lorsque la température de l'ordre de 1000°C est atteinte.

Les résultats confirment que la présence de fibres d'acier modifie le mécanisme de déformation de la matrice lors d'exposition à la flamme, notamment en ralentissant voir en bloquant les déplacements entre les particules solides de la matrice.

Après avoir étudié le comportement des matériaux fibrés à un chauffage brutal et suivi en fin d'exposition d'un test au poinçonnement, le chapitre suivant va traiter de la caractérisation non destructive des mortiers renforcés de fibres de natures différentes.

**CHAPITRE 6**  
**CARACTÉRISATION NON DESTRUCTIVE DES**  
**MORTIERS RENFORCÉS DE FIBRES DE NATURES**  
**DIFFÉRENTES**



## Chapitre 6

# Caractérisation non destructive des mortiers renforcés de fibres de natures différentes

**Préambule** : L'objectif de ce chapitre est de déterminer les caractéristiques des mortiers normalisés, composés de liants différents (CEM I, CEM I+FS et CEM III) et renforcés de fibres d'acier et de fibres de polypropylène. Des mesures d'absorption d'eau par capillarité, de porosité communicante, de perméabilité au gaz, de vitesse de propagation des ondes ultrasonores et leur atténuation sont réalisées sur des matériaux sains (l'état sain du matériau est considéré comme étant celui obtenu après séchage à 105°C) et des matériaux après chauffage à haute température (400°C, 500°C et 800°C avec une vitesse de montée en température de 5°C/min).

L'étude est menée sur des mortiers cylindriques de 40 mm de diamètre et de 60 mm de longueur conservés en mode humide. Pour chaque condition opératoire, deux essais au moins ont été réalisés pour caractériser la reproductibilité et la dispersion des résultats.

### 6.1 Absorption d'eau par capillarité

Au cours de l'essai d'absorption, seule la quantité d'eau globale ayant pénétré dans l'échantillon est mesurée et non la hauteur maximale atteinte par le liquide.

L'absorption d'eau par capillarité et la cinétique de ce phénomène sont examinées pour tous les matériaux sains et traités.

On définit la cinétique d'absorption capillaire, exprimée en  $\text{kg}/(\text{m}^2 \cdot \text{s}^{1/2})$ , par le coefficient directeur de la droite d'évolution d'absorption en fonction de la racine carrée du temps. Pour ce faire, nous utiliserons l'équation de la droite des moindres carrés en éliminant si nécessaire les points expérimentaux correspondant au palier lié à l'arrivée du front capillaire en haut de l'éprouvette. Nous n'imposons pas le passage par l'origine en raison des phénomènes perturbateurs qui interviennent au moment des premiers millimètres : l'éprouvette est partiellement immergée et les phénomènes diffusifs ne sont pas purement capillaires et ascendants.

Les résultats d'absorption capillaire obtenus pour ces mortiers sont représentés sur la Figure 6.1. La stabilisation est visible sur les courbes des différents mortiers, la limite physique intervient lorsque le front de l'ascension capillaire atteint le haut de l'éprouvette.

Pour faciliter la comparaison entre ces mortiers, la cinétique de cette absorption est calculée et reportée sur le Tableau 6.1.

CARACTÉRISATION NON DESTRUCTIVE DES MORTIERS RENFORCÉS DE FIBRES DE NATURES DIFFÉRENTES

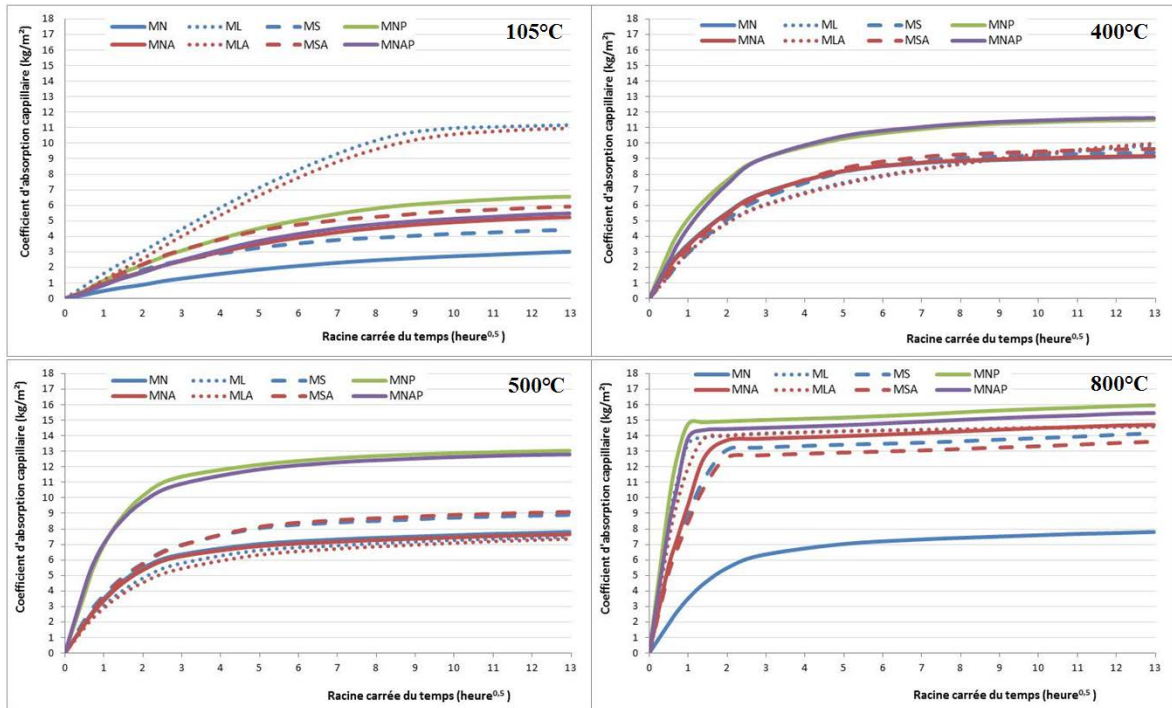


Figure 6.1 : Absorption d'eau par capillarité des mortiers sains et chauffés.

Cinétique d'absorption capillaire ( $10^{-2} \cdot \text{kg}/(\text{m}^2 \cdot \text{s}^{1/2})$ )		Mortiers							
		MN	MS	ML	MNA	MNP	MNAP	MSA	MLA
Sains	105°C	0,63	1,12	2,38	1,18	1,53	1,26	1,52	2,26
	400°C	3,79	3,73	3,49	3,80	5,00	5,17	3,81	3,44
Chauffés	500°C	3,79	4,73	3,96	4,43	8,35	7,86	4,74	3,73
	800°C	5,92	15,10	22,87	16,07	25,24	23,29	14,22	20,26

Tableau 6.1 : Caractéristiques d'absorption d'eau par capillarité des mortiers sains et chauffés.

A partir de ces résultats, les commentaires suivants peuvent être énumérés :

- Pour les mortiers sains, on constate tout d'abord, que le mortier normal à base de CEM I présente la plus faible absorption capillaire en comparaison avec les autres mortiers. Au même rapport E/L = 0,5 ; le mortier normal avec la fumée de silice (180%) et le mortier au laitier (380%) absorbent d'avantage d'eau que le mortier MN. Il est possible, comme il a été mentionné dans les chapitres précédents, que ces résultats soient liés à des différences d'évolutions de microstructures.

En comparant les résultats entre les mortiers non fibrés et les mortiers fibrés, il ressort que l'introduction de la fibre, quelle que soit sa nature se traduit par une augmentation plus ou moins prononcée du volume des vides. Ces résultats corroborent les travaux de [180] et [181].

- Après chauffage à 400°C, la variation d'absorption capillaire ou de cinétique d'absorption entre les mortiers non fibrés et les mortiers fibrés d'acier est faible quelle que soit la nature du liant. Les mortiers fibrés de polypropylène et les mortiers hybrides ont un comportement similaire et présentent une absorption capillaire et une cinétique d'absorption plus élevées que les autres mortiers. Cette augmentation d'absorption est en relation directe avec la fusion de la fibre de polypropylène.

- Après chauffage à 500°C, on retrouve la même tendance sur la variation d'absorption capillaire qu'à 400°C, mais avec une légère augmentation de l'indice d'absorption capillaire.

- L'absorption capillaire des mortiers est nettement augmentée après traitement à 800°C, témoignant ainsi des dommages causés par ce niveau de température. On peut remarquer sur la courbe, que la saturation des mortiers est rapidement atteinte en comparaison avec les courbes à 400°C et 500°C. Le mortier MN, à base de CEM I, présente l'indice d'absorption capillaire le plus faible. Le mortier fibré de polypropylène révèle d'une façon systématique une grande absorption d'eau. Le mortier mixte présente une absorption d'eau intermédiaire entre le MNA et le MNP.

L'ensemble des résultats obtenus sur les différents mortiers non fibrés et fibrés nous permet de dire que la cinétique d'absorption capillaire augmente avec l'augmentation de la température, l'amplitude est fortement corrélée avec le type de renfort. A l'état sain, pour un même type de liant, on remarque que l'absorption d'eau, en fonction du temps, est plus rapide avec le fibrage de polypropylène qu'avec le fibrage d'acier. A l'état dégradé, le phénomène d'absorption s'amplifie, dû à la fusion de la fibre de polypropylène à 170°C. Par conséquent, les pores qui en découlent, favorisent la cinétique d'absorption.

## 6.2 Porosité communicante

La mesure de la porosité à l'eau est un moyen de caractériser le réseau poreux des mortiers à l'état sain et à l'état dégradé.

Le Tableau 6.2 présente les valeurs moyennes de la porosité à l'eau mesurée sur les mortiers de l'étude.

Porosité (%)		Mortiers							
		MN	MS	ML	MNA	MNP	MNAP	MSA	MLA
Sains	105°C	17,37	18,12	19,68	17,13	17,82	17,33	17,76	19,41
Chauffés	400°C	21,54	21,94	23,39	20,33	23,98	22,71	21,85	23,19
	500°C	21,88	23,27	24,54	21,35	24,13	23,89	23,13	24,32
	800°C	27,75	26,47	26,02	28,10	31,41	30,71	26,24	26,32

Tableau 6.2 : Porosité à l'eau des mortiers sains et chauffés.

A l'état de référence (105°C), la porosité varie entre 17,1 à 19,7%. Ce résultat est en accord avec les résistances en compression présentées au chapitre 3 (résistance élevée équivaut à une porosité faible). Pour tous les mortiers, et de façon logique, nous notons une

augmentation de la porosité avec l'élévation de température. A l'exception des mortiers contenant les fibres de polypropylène, le classement de l'état de référence des autres mortiers est conservé jusqu'à 500°C.

La Figure 6.2 présente l'évolution de la porosité à l'eau absolue et relative avec la température. La porosité relative est définie comme étant le rapport entre la valeur obtenue à haute température (400°C, 500°C et 800°C) et la valeur de référence (valeur mesurée à 105°C).

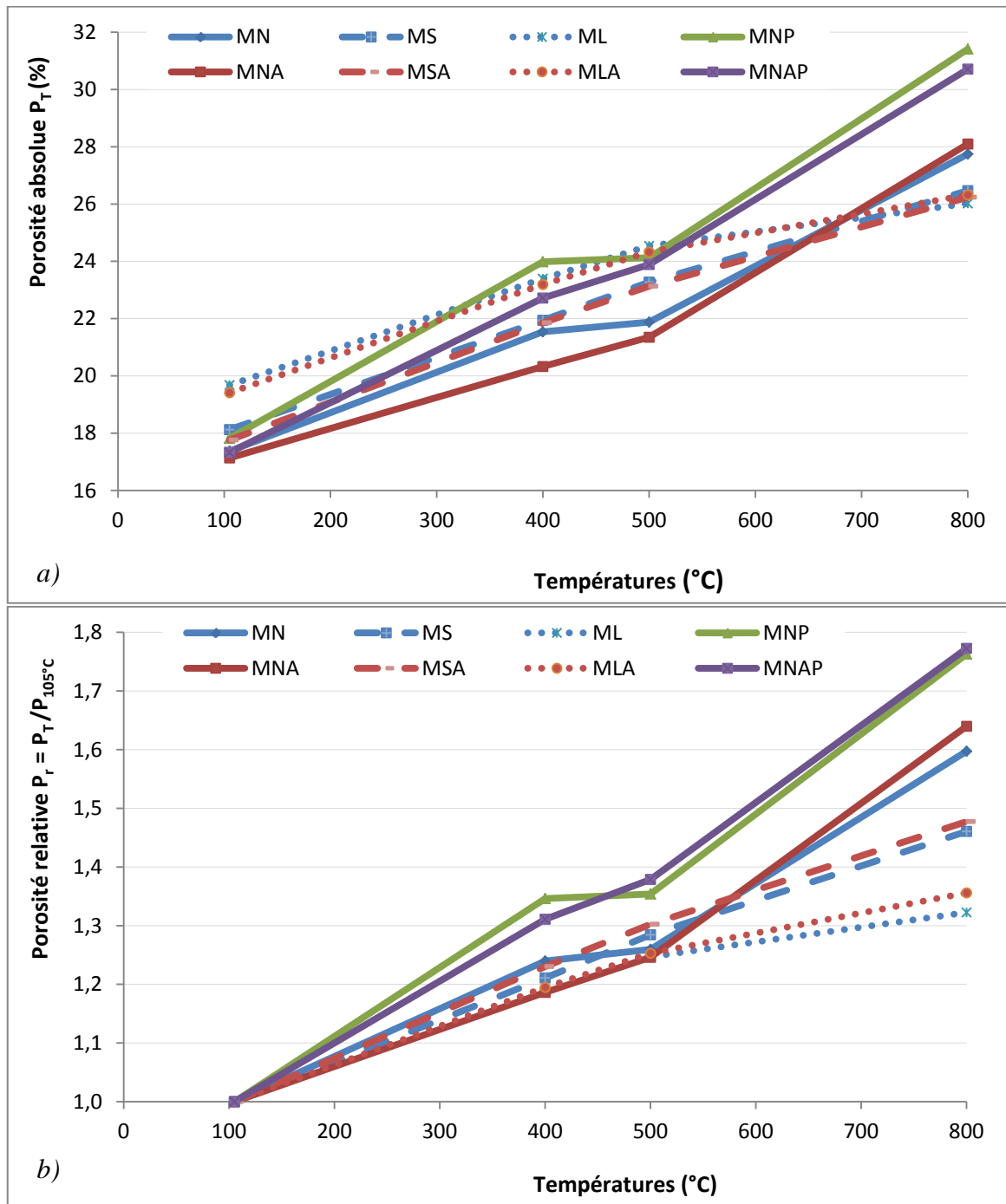


Figure 6.2 : Évolution de la porosité d'eau absolue (a) et relative (b) des mortiers en fonction de la température du cycle de chauffage refroidissement.

A l'état sain, la porosité des différents mortiers non fibrés et fibrés est équivalente. Seul le mortier à base de CEM III a augmenté de 12% en comparaison au mortier normal à base de CEM I. L'addition des fibres (0,58%) n'a pas affecté la porosité. Les auteurs pensent que les fibres jouent un rôle important dans le comportement du mortier frais en limitant la fissuration de retrait à jeune âge [182].

Entre l'état de référence et 400°C, la porosité relative augmente de 21% en moyenne pour les mortiers non fibrés. La même augmentation est observée pour les mortiers fibrés d'acier. En revanche, pour le mortier fibré de polypropylène et le mortier hybride, cette augmentation est plus importante : 35% pour le MNP et 31% pour le MNAP. Il est certain que la présence de fibres de polypropylène dans le mortier chauffé entraîne une augmentation du volume poreux et modifie la cinétique d'apparition de la porosité. A 500°C, on remarque une faible augmentation pour toutes les formulations par rapport à 400°C. Au-delà de cette température, tous les mortiers voient leur porosité augmenter rapidement. A 800°C, nous distinguons trois gammes de porosité : 31% pour le MNP et MNAP, 28% pour le MN et MNA et 26% pour le MS, MSA, ML et le MLA.

Ces résultats montrent que, lors du chauffage, la microstructure du mortier est modifiée et le matériau devient plus poreux. Cette porosité ouverte facilite le transport de flux de vapeur, réduisant ainsi l'effet du bouchon (front de vaporisation) décrit par certains auteurs comme facteur d'instabilité thermique. Avec l'augmentation de température, la porosité des mortiers de fibres de polypropylène s'accroît plus vite que celle des mortiers sans fibres et des mortiers fibrés d'acier. Cette augmentation de porosité est liée à la microfissuration générée par dilatation du polypropylène (porosité supplémentaire) et aussi aux canaux formés après la fusion des fibres [183], [184], [106] et [185]. L'accroissement de la porosité des mortiers de fibres d'acier est similaire à celle des mortiers non fibrés. Nous pensons que l'addition d'une fraction volumique de 0,58% de fibres d'acier n'a pas d'impact sur la porosité des mortiers chauffés. Avec les mortiers mixtes (acier + polypropylène), la porosité croît avec la température moins rapidement que celle de mortier renforcé de fibres de polypropylène seules mais elle est supérieure à celle des mortiers non fibrés. Il semblerait que la présence de fibres d'acier limite l'apparition de porosité supplémentaire induite par les fibres de polypropylène.

**Relation entre porosité et résistance en compression** : la résistance en compression du mortier est fonction du volume de vide présent. Certains auteurs ont établi une relation entre la porosité et la résistance en compression. Nous citons ici quelques exemples, notamment celle de Balshin (Eq. 6.1), Ryshkevitch (Eq. 6.2), Schiller (Eq. 6.3) et Hasselemann (Eq.6.4) [186].

$$\sigma = \sigma_o(1 - p)^n \quad (6.1)$$

$$\sigma = \sigma_o e^{-kp} \quad (6.2)$$

$$\sigma = k_s \ln\left(\frac{p_o}{p}\right) \quad (6.3)$$

$$\sigma = \sigma_o - k_n \cdot p \quad (6.4)$$

Avec :

- $\sigma$  : résistance en compression pour une porosité  $p$ ,
- $\sigma_o$  : résistance en compression pour une porosité nulle,
- $p_o$  : porosité pour une résistance en compression nulle,
- $n, k, k_s, k_h$  : valeurs à déterminer.

Les valeurs expérimentales de la porosité et de la résistance en compression testées à différentes températures ont été approchées par ces équations. Seuls les résultats de l'équation proposée par Ryshkevitch sont présentés en Figure 6.3 et Tableau 6.3, elle représente le mieux de cette corrélation.

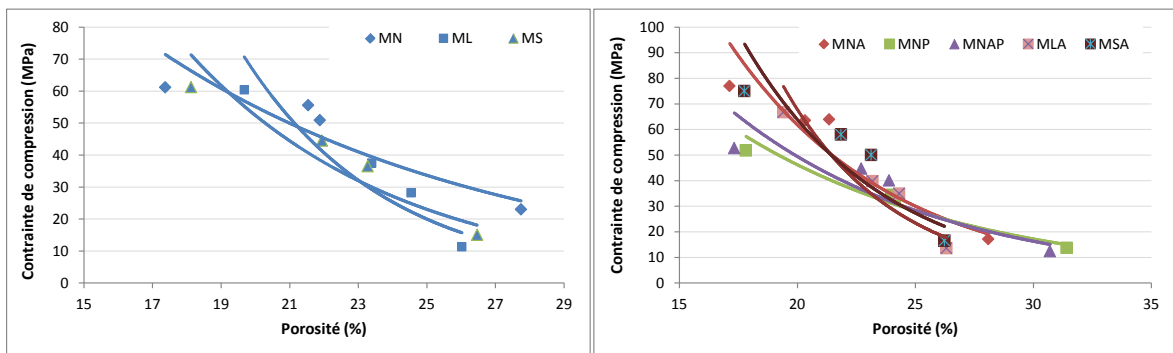


Figure 6.3 : Évolution de la résistance résiduelle en fonction de la porosité des mortiers non fibrés et fibrés. Approximation proposée par Ryshkevitch.

Types de mortiers	Equation $\sigma(p)$	Coefficient de détermination
MN	$\sigma = 396,59e^{-0,099p}$	$R^2 = 0,8794$
MS	$\sigma = 1405,9e^{-0,164p}$	$R^2 = 0,8966$
ML	$\sigma = 7568,4e^{-0,238p}$	$R^2 = 0,8331$
MNA	$\sigma = 1113,8e^{-0,145p}$	$R^2 = 0,9249$
MNP	$\sigma = 333,42e^{-0,099p}$	$R^2 = 0,9620$
MNAP	$\sigma = 454,74e^{-0,111p}$	$R^2 = 0,8615$
MSA	$\sigma = 1907,7e^{-0,17p}$	$R^2 = 0,8033$
MLA	$\sigma = 4762,7e^{-0,213p}$	$R^2 = 0,8668$

Tableau 6.3 : Équations exprimant la relation  $\sigma(p)$  selon l'approximation de Ryshkevitch.

### 6.3 Masse volumique apparente

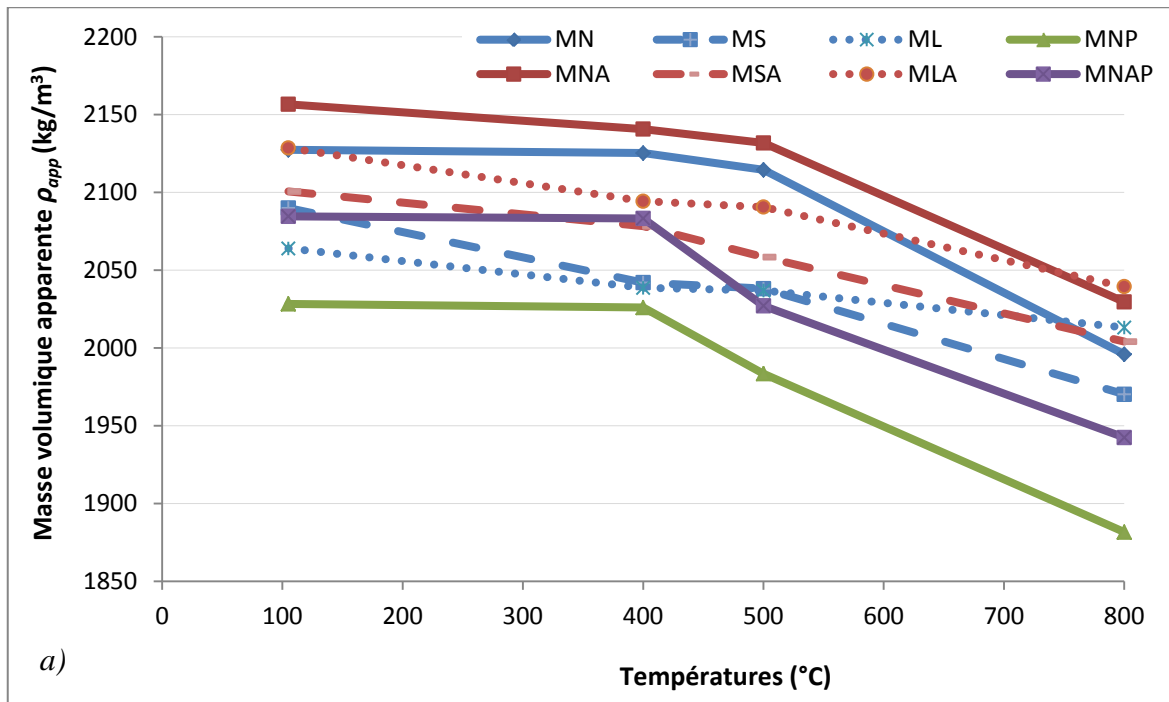
Le Tableau 6.4 rassemble les valeurs moyennes des masses volumiques apparentes obtenues sur les mortiers de l'étude en fonction du traitement thermique. La Figure 6.4 présente l'évolution de la masse volumique apparente moyenne et relative des mortiers en fonction de la température. La masse volumique relative est définie comme étant le rapport entre la valeur de la masse volumique ( $\rho_{appT}$ ) obtenue à haute température (400°C, 500°C et 800°C) et la valeur de référence  $\rho_{app105^\circ\text{C}}$  (valeur mesurée à 105°C).

Masse volumique apparente $\rho_{app}$ (kg/m <sup>3</sup> )		Mortiers							
		MN	MS	ML	MNA	MNP	MNAP	MSA	MLA
Sains	105°C	2127	2090	2064	2157	2028	2085	2101	2129
Chauffés	400°C	2125	2042	2039	2141	2026	2083	2078	2094
	500°C	2114	2038	2037	2132	1983	2027	2058	2091
	800°C	1996	1970	2013	2030	1882	1942	2004	2039

Tableau 6.4 : Masse volumique apparente des mortiers sains et chauffés.

L'évolution de la masse volumique apparente en fonction de la température est liée au type du liant et à la nature de la fibre. Pour tous les mortiers, nous notons une faible diminution de la masse volumique entre l'état de référence et 500°C (de 0,6% pour le MN jusqu'à 2,8% pour le MNAP). En revanche, la perte de la masse volumique s'amplifie au-delà de 500°C. A 800°C, la perte relative de la masse volumique apparente du mortier fibré de polypropylène est supérieure aux autres mortiers et atteint 7,2% par rapport à l'état de référence.

La perte de la masse volumique apparente en fonction de la température est attribuée au départ de l'eau (par déshydratation des CSH principalement). La vaporisation totale des fibres de polypropylène, qui représentent 5kg/m<sup>3</sup> du mortier semblerait influencer d'une façon significative la diminution de la masse volumique.



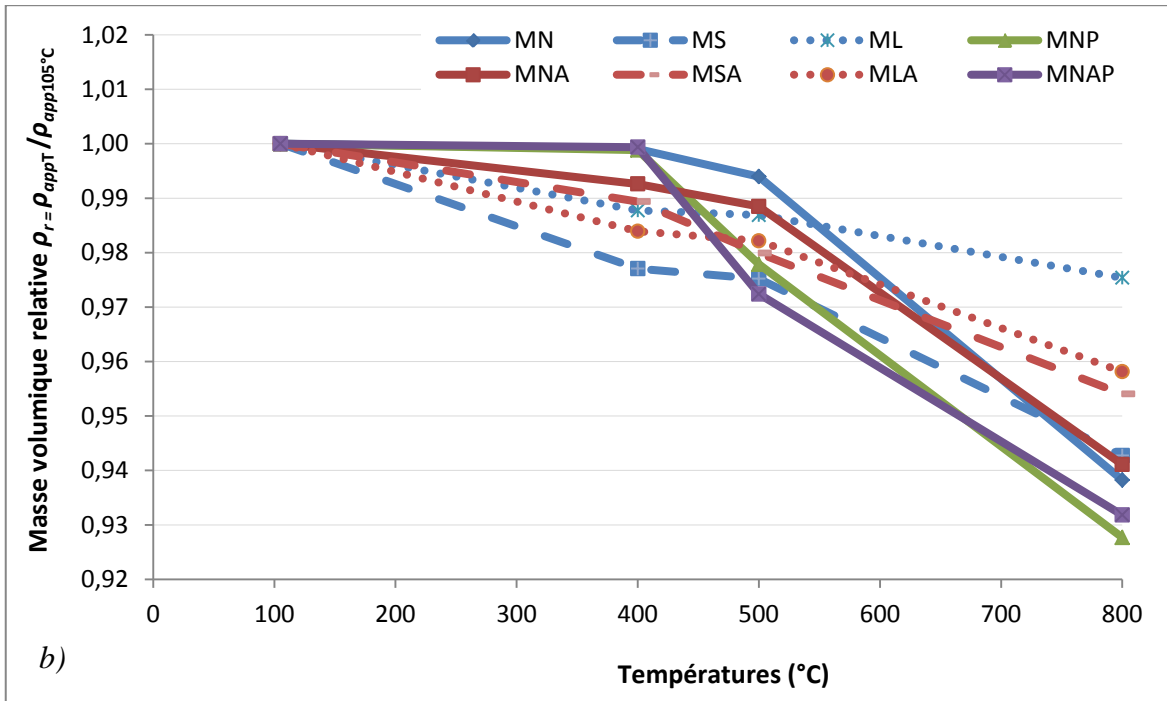


Figure 6.4 : Évolution de la masse volumique apparente (a) et relative (b) des mortiers en fonction de la température du cycle de chauffage refroidissement.

**Relation entre porosité et masse volumique :** La Figure 6.5 lie la porosité relative à la masse volumique apparente pour différentes formulations testées. Généralement, la porosité accessible à l'eau diminue lorsque la masse volumique croît. Cette tendance est observée pour tous les matériaux avec une faible dispersion (Tableau 6.5). Cette dispersion est la conséquence probable d'une évolution différente du matériau, du fait par exemple d'une carbonatation plus ou moins importante au bout de 28 jours et/ou après cycle chauffage refroidissement. Cette différence de profondeur carbonatée est susceptible de modifier le lien entre la porosité à l'eau et la masse volumique apparente.

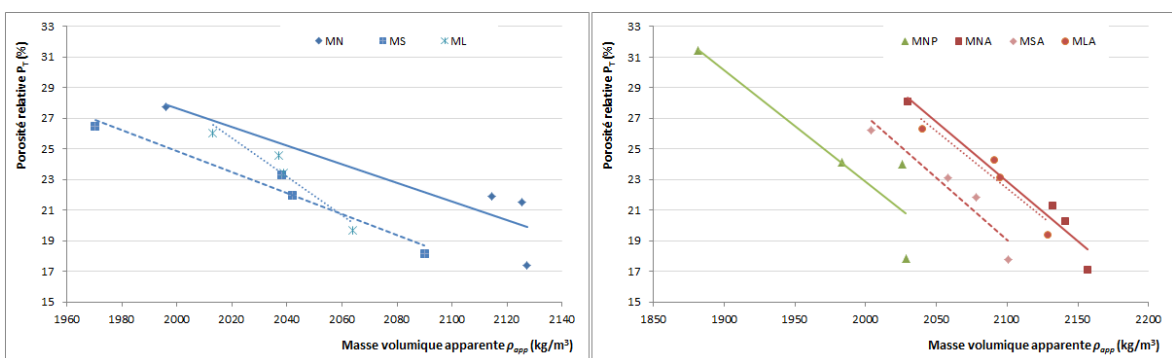


Figure 6.5 : Relation entre porosité à l'eau et masse volumique apparente des mortiers non fibrés et fibrés.

Types de mortiers	Equation $P(\rho)$	Coefficient de détermination
MN	$P = -0,0607\rho + 148,95$	$R^2 = 0,8143$
MS	$P = -0,0686\rho + 162,11$	$R^2 = 0,9560$
ML	$P = -0,1261\rho + 280,41$	$R^2 = 0,9332$
MNA	$P = -0,078\rho + 186,66$	$R^2 = 0,9509$
MNP	$P = -0,0727\rho + 168,26$	$R^2 = 0,8060$
MNAP	$P = -0,0756\rho + 177,44$	$R^2 = 0,8444$
MSA	$P = -0,081\rho + 189,09$	$R^2 = 0,9061$
MLA	$P = -0,0747\rho + 179,32$	$R^2 = 0,8927$

Tableau 6.5 : Équations exprimant la relation  $P(\rho)$ .

### 6.3 Perméabilité au gaz

La perméabilité d'un matériau à matrice cimentaire est fonction principalement de son système de pores (taille des pores, volume des pores, connectivité, tortuosité), lui-même fonction du type de liant utilisé, de la présence de granulats (auréole de transition) et de fines, réactives ou non.

Le mode de séchage et le degré de saturation de l'échantillon ont une influence directe sur la perméabilité au gaz des mortiers, celle-ci diminue avec le degré de saturation du mortier [123]. Pour faciliter la reproductibilité des résultats, nous avons fixé l'état de référence de tous les échantillons à la température 105°C jusqu'à la stabilisation de leurs masses. Ce traitement modifie légèrement certains hydrates (ettringite) et altère partiellement la microstructure. Cependant, il permet d'éviter une trop grande dispersion des résultats due aux variations du séchage.

#### 6.3.1 Perméabilité intrinsèque $K_v$

Cette caractéristique est mesurée seulement pour les mortiers à l'état de référence. Nous présentons sur le Tableau 6.6 les résultats de la perméabilité intrinsèque obtenue à partir de cinq mesures de perméabilité apparente.

Perméabilité intrinsèque	Mortiers à l'état de référence							
	MN	MS	ML	MNA	MNP	MNAP	MSA	MLA
$K_{v105^\circ C} (\times 10^{-17}) (m^2)$	3,25	3,33	3,26	3,12	6,55	5,19	3,75	3,31

Tableau 6.6 : Perméabilité intrinsèque des mortiers à l'état de référence.

Tous les mortiers à l'état de référence présentent une perméabilité relativement faible de l'ordre  $10^{-17} m^2$ . On observe que les mortiers sans fibres et les mortiers fibrés d'acier ont dans l'ensemble des perméabilités plus faibles que celles qui contiennent des fibres de polypropylène et des fibres mixtes. Cette différence peut être liée à la qualité de l'interface entre les fibres de polypropylène et la pâte cimentaire. En effet, ces fibres présentent une interface plus poreuse et elles induisent un effet de pontage qui facilite l'interconnexion

[182] (Figure 6.6). Les résultats de l'étude de perméabilité intrinsèque des mortiers à l'état de référence sont en accord avec les travaux de Bian [168].

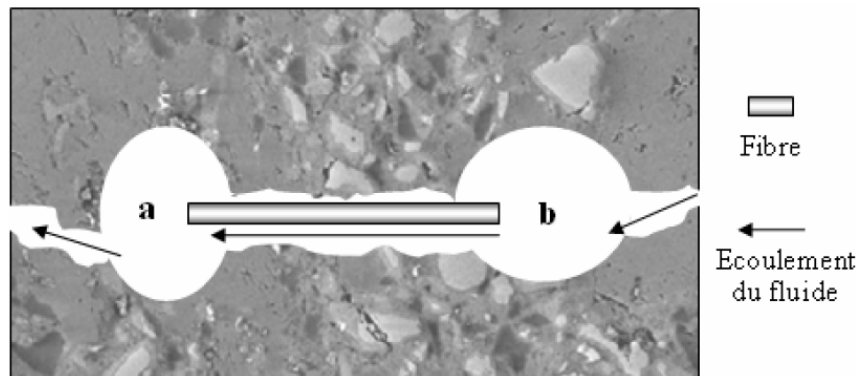


Figure 6.6 : Effet de pontage sur la perméabilité du mortier fibré.

### 6.3.1 Perméabilité apparente relative $K_{ar}$

Les perméabilités des échantillons à l'état de référence sont différentes et le chauffage induit des évolutions très différentes suivant le type de liant et la nature des fibres. Aussi nous avons opté de caractériser les dégradations par des mesures relatives des perméabilités apparentes, en exprimant les résultats par rapport aux valeurs obtenues à l'état de référence.

$$K_{ar} = \frac{K_{aT}}{K_{a105^{\circ}C}} \quad (6.5)$$

La perméabilité apparente relative  $K_{ar}$  est d'autant plus élevée que la dégradation est sévère.

Le Tableau 6.7 regroupe les valeurs de la perméabilité apparente relative  $K_{ar}$  obtenues sur les mortiers en fonction du traitement thermique. La Figure 6.7 présente l'évolution de la perméabilité apparente relative en fonction de la température.

Perméabilité apparente relative $K_{ar}$		Mortiers							
		MN	MS	ML	MNA	MNP	MNAP	MSA	MLA
Sains	105°C	1	1	1	1	1	1	1	1
	400°C	8	8	9	8	59	98	8	9
Chauffés	500°C	13	18	17	14	120	153	17	19
	800°C	275	283	221	369	429	534	375	333

Tableau 6.7 : Perméabilité apparente relative des mortiers à l'état chauffé.

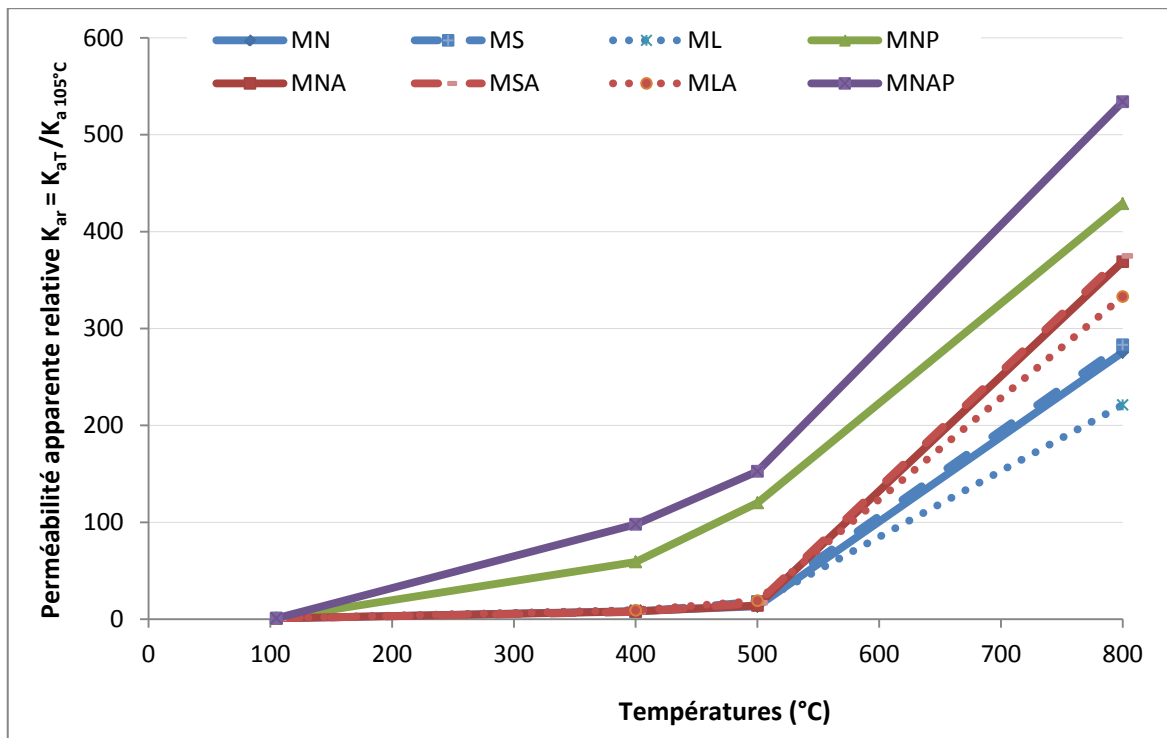


Figure 6.7 : Évolution de la perméabilité apparente relative des mortiers en fonction de la température du cycle de chauffage refroidissement.

Nous observons une augmentation plus ou moins importante de la perméabilité apparente relative avec l'élévation de température (Tableau 6.7). Sur la Figure 6.7, nous pouvons voir que la perméabilité relative des mortiers augmente progressivement avec l'accroissement de la température jusqu'à 500°C. Au-delà de cette température, la perméabilité augmente très rapidement. Conformément aux mesures de porosité, les mortiers fibrés de polypropylène et les mortiers mixtes ont les perméabilités les plus élevées.

L'examen de la Figure 6.7 nous conduit aux observations suivantes :

- La perméabilité apparente des mortiers non fibrés et fibrés d'acier est semblable jusqu'à la température de 500°C. Au-delà de cette température, l'augmentation de la perméabilité des mortiers fibrés d'acier est plus importante que les mortiers non fibrés. Nous attribuons cette différence à l'hétérogénéité supplémentaire liée à la présence des fibres d'acier. Les interfaces nouvelles qu'elles apportent, rendent les mortiers plus aptes à la création de discontinuités sous l'effet du chauffage.

- L'effet de la température sur la perméabilité apparente du mortier fibré de polypropylène et du mortier fibré mixte est différent sur toute la plage de température. Le mortier fibré mixte présente une perméabilité supérieure à celle du mortier fibré de polypropylène. Nous expliquons cette différence de comportement par la nature des fibres incorporées dans le mortier. Dans le cas où le mortier est renforcé de fibres de polypropylène, ces fibres ont des coefficients de dilatation différents de celui de la matrice du mortier. Au cours du chauffage ( $T < 150^{\circ}\text{C}$ ), apparaît des décohésions entre la fibre et la pâte cimentaire qui accroissent la perméabilité. A partir de 170°C, la décomposition des fibres de polypropylène renforce l'interconnexion du réseau des pores et induit une augmentation conséquente de la perméabilité. Dans le cas des fibres mixtes, on observe un cumul des effets de fibres de polypropylène et de fibres d'acier sur la perméabilité.

### 6.4 Vitesse de propagation des ondes

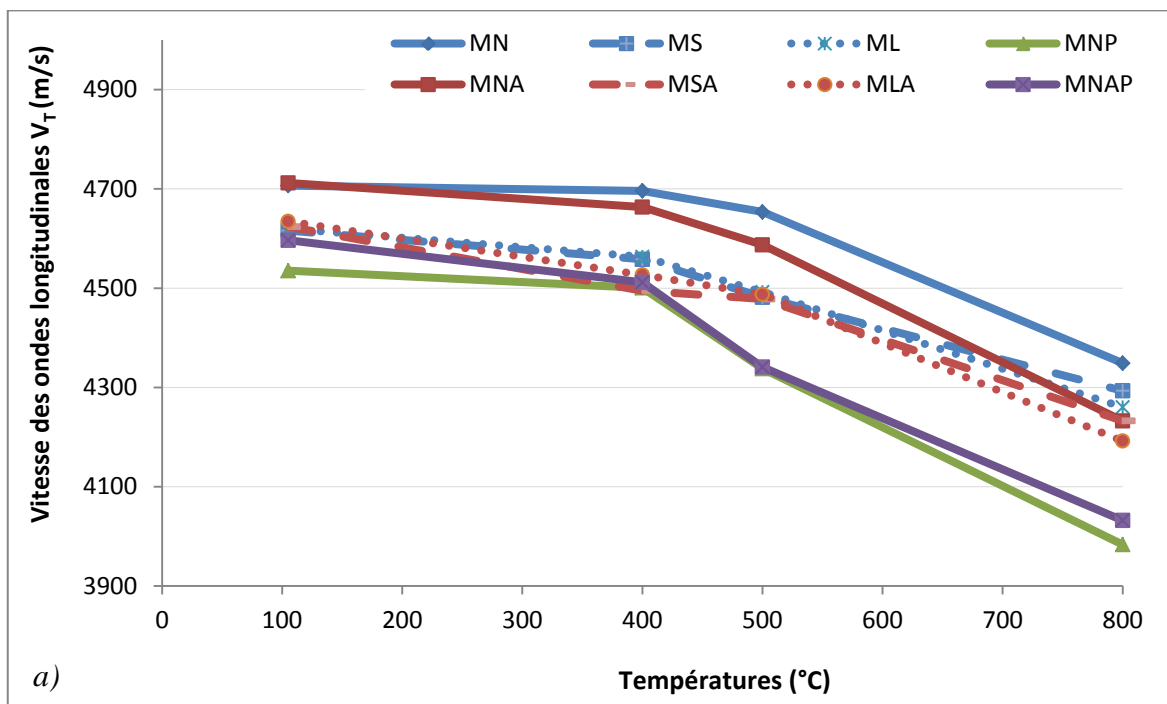
Les mesures des vitesses sont effectuées en mode immersion sur des échantillons saturés sains et traités thermiquement, suivant le mode opératoire décrit dans le chapitre 2. Les résultats de ces mesures sont synthétisés dans le Tableau 6.8.

Vitesse des ondes longitudinales V (m/s)		Mortiers							
		MN	MS	ML	MNA	MNP	MNAP	MSA	MLA
Sains	105°C	4707	4616	4620	4712	4535	4597	4624	4635
Chauffés	400°C	4696	4558	4563	4663	4501	4512	4495	4527
	500°C	4654	4482	4492	4587	4338	4341	4478	4488
	800°C	4349	4293	4260	4232	3983	4032	4233	4192

Tableau 6.8 : Vitesse de propagation des ondes longitudinales des mortiers sains et chauffés.

A l'état de référence, les vitesses moyennes de propagation s'échelonnent entre 4535 et 4712 m/s. Les mortiers fibrés d'acier présentent des vitesses légèrement plus élevées que les mortiers non fibrés de même type de liant. Les mortiers fibrés de polypropylène et fibrés mixtes révèlent des vitesses moindres. On pense que les écarts entre les vitesses de propagation des ondes entre les différents mortiers sont liés à la nature de la fibre, au type de liant, à l'évolution de leur microstructure et leurs caractéristiques mécaniques (module d'élasticité, résistance en compression).

L'évolution avec la température des vitesses moyennes de propagation des ondes longitudinales est portée sur la Figure 6.8.



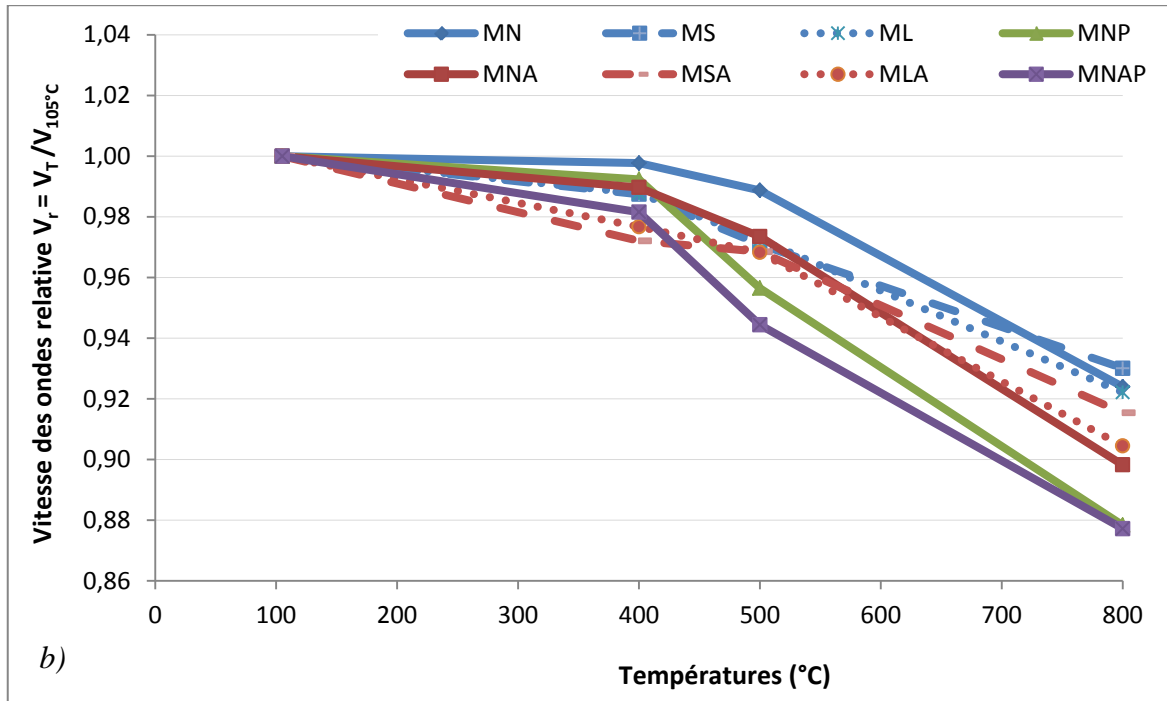


Figure 6.8 : Évolution de la vitesse des ondes longitudinales (a) et relative (b) des mortiers en fonction de la température du cycle de chauffage refroidissement.

Pour tous les mortiers, nous observons une diminution plus ou moins importante de la vitesse des ondes avec l'élévation de température (Figure 6.8 (a)). Cette diminution est attribuée aux discontinuités qui se créent dans la pâte cimentaire au cours du chauffage et aux décohésions qui se produisent aux interfaces fibre-pâte de ciment et granulats-pâte de ciment en raison de leurs dilatations thermiques différentes.

La Figure 6.8 (b) présente l'évolution de la vitesse relative en fonction de la température. Cette vitesse relative est définie comme étant le rapport entre la vitesse déterminée à haute température par rapport à celle déterminée à l'état de référence (105°C) :

$$V_r = \frac{V_T}{V_{105^\circ\text{C}}} \quad (6.6)$$

La vitesse relative de propagation d'onde ultrasonore  $V_r$  est d'autant plus faible que l'échantillon est endommagé.

La vitesse diminue progressivement jusqu'à 500°C. Au-delà de cette température, la diminution est plus importante. Elle indique que le traitement thermique induit des transformations irréversibles qui modifient le chemin parcouru par l'onde.

### 6.5 Atténuation des ondes ultrasonores

Les longueurs des échantillons sont identiques, l'énergie des signaux est constante, alors, la mesure de l'amplitude maximale des signaux en sortie permet de caractériser l'endommagement interne de l'échantillon considéré [137].

L'analyse des spectres fréquences-amplitudes permet de qualifier l'importance relative de l'amortissement des ondes dans le matériau dû à la porosité, à l'hétérogénéité et aux éléments diffusifs (présence des fibres) ou à faible impédance acoustique (pores, fissures).

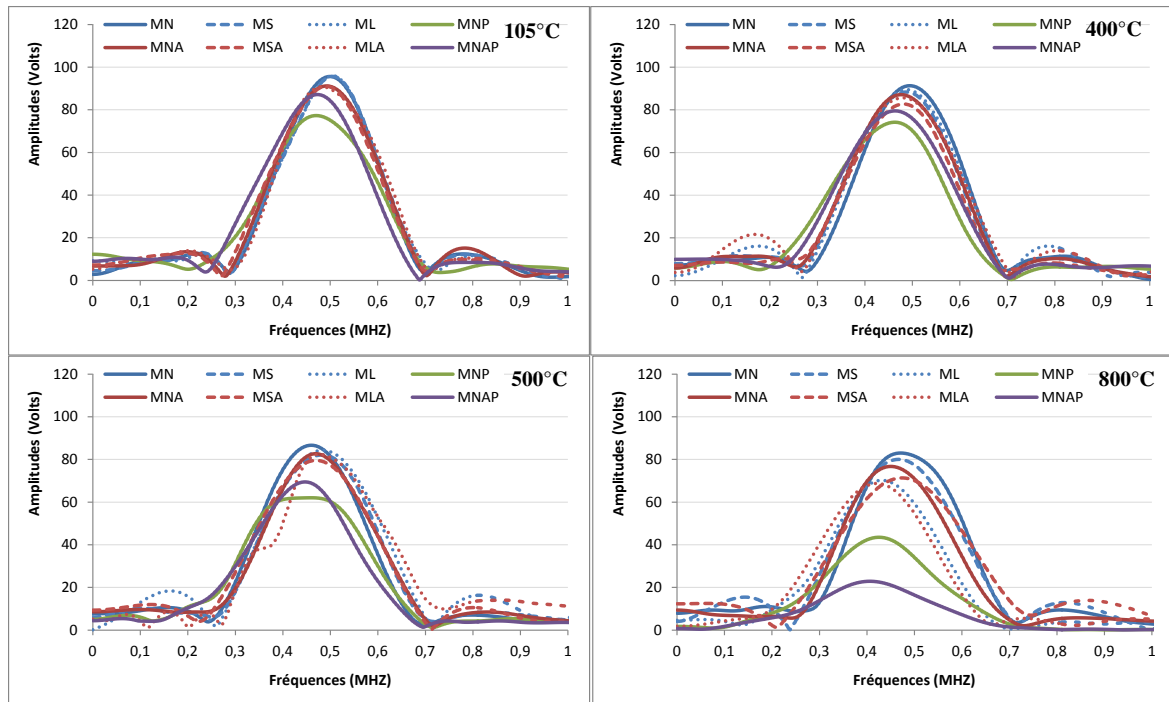


Figure 6.9 : Spectre fréquences-amplitudes des mortiers sains et chauffés.

La Figure 6.9 présente l'évolution du spectre fréquentiel en fonction de la température. L'endommagement du matériau peut être observé sur ces courbes. Deux conséquences nettes peuvent être identifiées : l'atténuation de l'amplitude du signal due à l'accroissement des vides dans le matériau et le décalage vers les basses fréquences. Les courbes deviennent plus larges témoignant du niveau de dégradation.

L'atténuation de l'amplitude du signal signifie que les ondes ont plus de mal à se propager dans le mortier. Une partie de l'énergie de l'onde est dissipée sur les défauts (fissures, porosité, décohésion...) qui apparaissent dans les mortiers suite au traitement thermique. Le décalage vers les basses fréquences signifie que les hautes fréquences (petite longueur d'onde) sont plus atténuées que les basses fréquences (grande longueur d'onde). En effet, les hautes fréquences ont plus de mal à « franchir » des défauts tels que des fissures que les basses fréquences.

Pour mieux visualiser l'évolution de l'atténuation de l'amplitude du signal en fonction de la température est donnée la Figure 6.10.

De la Figure 6.10, on observe que les amplitudes maximales mesurées sur les mortiers fibrés sont plus faibles que celles mesurées sur les mortiers non fibrés de même type de liant. Le mortier contenant les fibres de polypropylène présente une atténuation plus grande que les mortiers fibrés d'acier. On peut dire que les fibres jouent un rôle de constituants diffusifs qui amortit l'amplitude de l'onde. Cette atténuation est très corrélée à la nature de la fibre, à sa dégradation lors du chauffage, à la liaison pâte-fibre, et à la

dégradation de la matrice cimentaire. Les résultats des mesures de perméabilité sembleraient montrer que la fibre de polypropylène adhère moins à la pâte de ciment que la fibre d'acier.

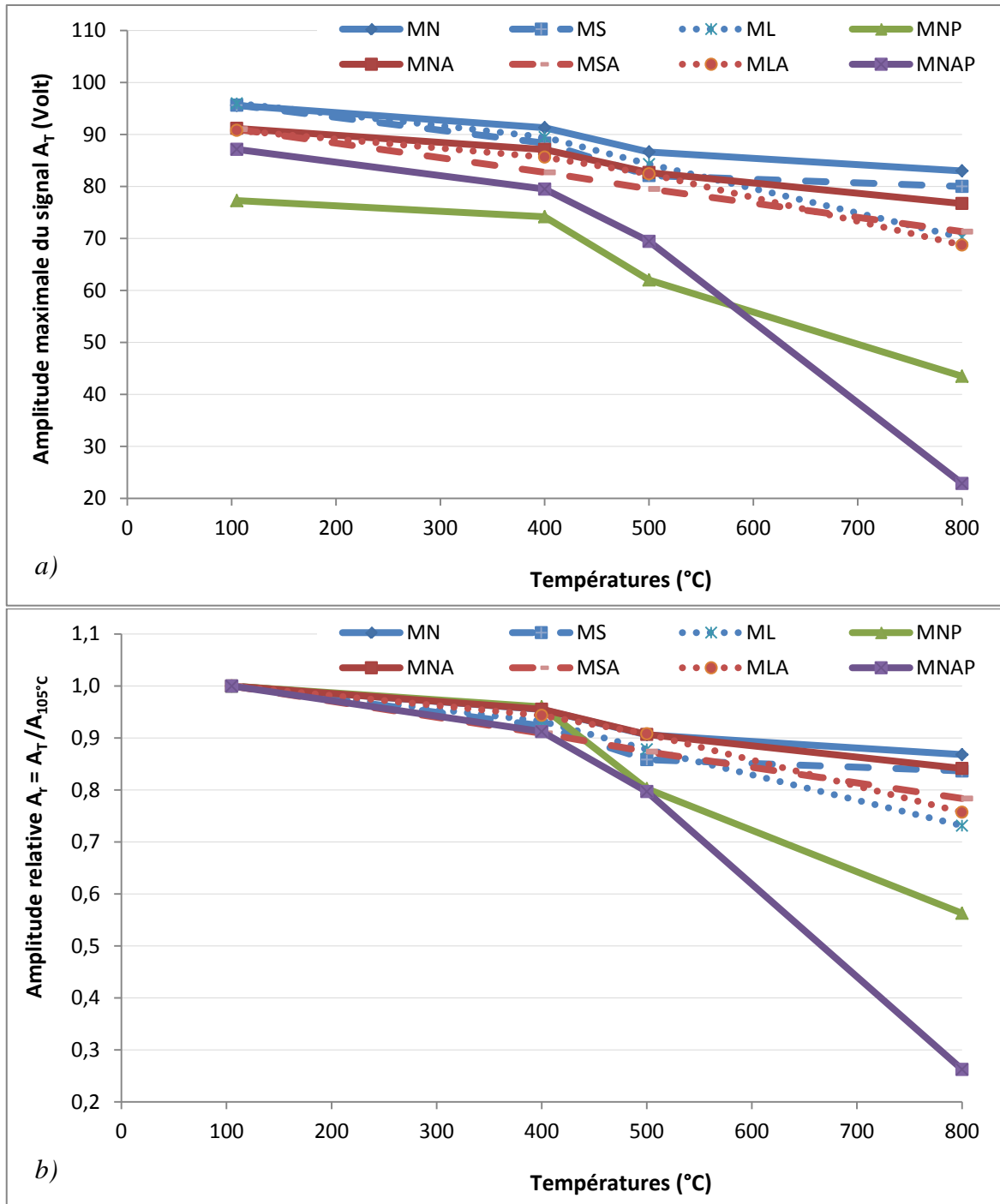


Figure 6.10 : Évolution de l'atténuation de l'amplitude maximale du signal (a) et relative (b) des mortiers en fonction de la température du cycle de chauffage refroidissement.

## 6.6 Conclusion

Ce chapitre est consacré à la caractérisation des mortiers renforcés de fibres d'acier, de polypropylène et un ensemble de fibres d'acier et de polypropylène dans leur état initial par la mesure de ses propriétés physiques et d'étudier les effets d'une élévation de température sur ces propriétés.

Nous avons choisi de caractériser l'état initial du matériau et suivre son endommagement sous l'effet d'un traitement thermique par les mesures d'absorption d'eau par capillarité, la porosité communicante, la perméabilité au gaz, la vitesse de propagation des ondes ultrasonores et leur atténuation.

Les conclusions tirées de cette étude se résument comme suit :

- A l'état sain, pour un même type de liant, on note que l'absorption d'eau, en fonction du temps, du mortier fibré de polypropylène est plus rapide que le mortier fibré d'acier. A l'état dégradé, le phénomène d'absorption s'amplifie, dû à la fusion de la fibre de polypropylène à la température de 170°C. Par conséquent, les canaux qui en découlent, favorisent la cinétique d'absorption capillaire.

- Si l'on excepte le cas du mortier à base de CEM III, tous les mortiers étudiés ont des porosités communicantes du même ordre de grandeur à l'état de référence. Sous l'effet du chauffage, la porosité relative évolue d'une façon similaire pour les mortiers non fibrés et mortiers fibrés d'acier. En revanche, pour les mortiers contenant de fibres de polypropylène, leur porosité augmente plus rapidement avec la température que les autres mortiers.

- Les mortiers fibrés de polypropylène semblent plus perméables que les mortiers fibrés d'acier à l'état de référence. Cela peut être argumenté par l'interface relativement plus poreuse ou moins adhérente des fibres de polypropylène et au rôle de pontage qu'elles établissent entre les pores de la pâte de ciment. On observe une augmentation conséquente de la perméabilité apparente avec la température. Le chauffage crée des discontinuités qui s'interconnectent et augmentent le débit gazeux et donc la perméabilité. La perméabilité apparente des mortiers fibrés dépend de la nature de la fibre. Pour les mortiers de polypropylène, la perméabilité augmente très rapidement dès que la température de fusion est atteinte, tandis que l'accroissement de la perméabilité pour les mortiers fibrés d'acier est progressive jusqu'à 500°C et au-delà de cette température, l'augmentation s'amplifie.

- La mesure de la vitesse moyenne de propagation des ondes des différents mortiers à l'état sain est comprise entre 4535 et 4712 m/s. Les mortiers avec les fibres d'acier présentent des valeurs élevées comparativement aux mortiers contenant les fibres de polypropylène. Avec la température, on note que la vitesse diminue d'une façon graduelle jusqu'à 500°C. Au-delà de cette température, la vitesse décroît très rapidement.

- L'atténuation de l'amplitude de l'onde est nettement plus marquée pour les mortiers fibrés. Ceci quelle que soit la température. Les fibres constituent des obstacles diffusifs qui dévient une partie de l'énergie incidente.

## **CONCLUSION GÉNÉRALE ET PERSPECTIVES**



## Conclusion générale et perspective

L'objectif de ce travail de thèse est d'approfondir la connaissance du comportement d'un mortier normalisé fibré porté à une température élevée. L'étude a porté sur des voies de caractérisation du mortier vis-à-vis de ses performances mécaniques résiduelles et de son instabilité thermique. Deux types de fibres sont considérés : fibres d'acier et fibres de polypropylène. Nous avons étudié l'influence de chacune d'entre elles, en faisant varier le type du liant (CEM I, CEM I + fumée de silice, CEM III), le mode de conservation (cure sèche, cure humide), le cycle de chauffage refroidissement (400°C, 500°C, 600°C, 700°C, 800°C et 1000°C) et la vitesse de montée en température (2°C/min, 5°C/min). Puis l'influence couplée des deux types de fibres est envisagée. Des mortiers sans fibres, des mortiers contenant des fibres d'acier, des fibres de polypropylène et des mortiers contenant un ensemble de fibres d'acier et de fibres de polypropylène sont confectionnés et conservés dans des conditions bien définies. Le dosage en fibres est fixé à 0,58% en volume pour toutes les formulations. Ce dosage est équivalent à une masse de 45 kg/m<sup>3</sup> pour les fibres d'acier seules, 5 kg/m<sup>3</sup> pour les fibres de polypropylène seules et 22,5 kg/m<sup>3</sup> de fibres d'acier + 2,5 kg/m<sup>3</sup> de fibres de polypropylène pour un cocktail de fibres. Les caractéristiques mécaniques telles que la résistance en traction par flexion, le module d'élasticité, l'énergie de fissuration, le facteur d'intensité de contrainte, l'indice de ténacité, la résistance en compression et la résistance au poinçonnement sont comparés pour les différentes compositions ; les propriétés physiques telles que l'absorption d'eau par capillarité, la porosité communicante, la perméabilité au gaz, la vitesse de propagation des ondes ultrasonores et leur atténuation sont étudiées. Ces propriétés sont déterminées à la température ambiante et après traitement thermique.

L'étude du comportement mécanique à température ambiante du mortier normalisé a été réalisée en faisant varier trois paramètres : la nature du liant, la composition de fibres et le mode de conservation de l'éprouvette. Leur influence sur les caractéristiques mécaniques est analysée. Les résultats principaux sont les suivants :

- La résistance en flexion des mortiers à base de CEM I avec une substitution partielle de 8% de fumée de silice est plus grande que les autres liants CEM I et CEM III en flexion. En revanche, ce liant n'a pas d'impact sur la contrainte de compression, il présente pratiquement le même comportement que le CEM I. Les résistances aussi bien en flexion qu'en compression sont les plus faibles avec le CEM III.

- L'influence des fibres est nette sur les résistances en flexion. Les fibres d'acier conduisent à des résistances plus élevées que les fibres de polypropylène. De façon logique, une valeur intermédiaire est obtenue pour le fibrage mixte. Le rôle bénéfique du renforcement concerne le domaine pré-pic des courbes de comportement, conduisant le plus souvent à une légère extension de l'étendue du domaine linéaire. L'extension est beaucoup plus importante dans le domaine non linéaire (post-pic). Les fibres modifient donc majoritairement le développement de l'endommagement mécanique. Elles le ralentissent et retardent les phénomènes de localisation, donc l'amorçage de macro fissures. Les capacités en contrainte et en déformation du matériau sont ainsi le plus souvent améliorées par l'introduction des fibres. La rupture passe du caractère fragile au caractère ductile. Les effets bénéfiques du renforcement dans le domaine pré-pic conduisent à une

augmentation de l'énergie de fissuration emmagasinée dans les éprouvettes au moment de l'amorçage d'une ou plusieurs macro fissures.

L'étude du comportement mécanique du mortier normalisé composé de liants différents et renforcé de fibres d'acier et de fibres de polypropylène après chauffage à haute température a également été réalisée. Sur la base des résultats obtenus, nous pouvons établir des conclusions concernant le comportement mécanique à haute température des mortiers fibrés en mettant en évidence l'influence des paramètres suivants : nature des fibres, type des liants, mode de cure, cycles de chauffage refroidissement et la vitesse de montée en température.

- Les essais menés avec des mortiers à base de CEM I, non renforcés et renforcés avec des fibres d'acier, des fibres de polypropylène et des fibres mixtes, en mode cure sèche, avec six cycles de chauffage refroidissement (400°C, 500°C, 600°C, 700°C, 800°C et 1000°C) en considérant la vitesse de montée en température de 2°C/min, montrent que la résistance la plus élevée est obtenue avec les fibres d'acier seules, elle est nettement plus faible avec les fibres de polypropylène (sans fibres d'acier) et a une valeur intermédiaire pour le fibrage mixte. L'ensemble des résultats prouve qu'à partir de 500°C, la perte de résistance mécanique devient importante et crée une instabilité de la structure.

- Cette campagne d'essais est réalisée avec les mêmes paramètres que la précédente, avec la vitesse de chauffe fixée à 5°C/min, en occurrence les cycles de chauffages ont été réduits à trois cycles : 400°C, 500°C et 800°C. Si on excepte les résultats de résistances résiduelles en traction, les mortiers fibrés révèlent que toutes les caractéristiques mécaniques sont nettement favorisées par le cycle de chauffe de 5°C/min, comparativement aux résultats issus du cycle de chauffe de 2°C/min.

- L'effet de la cure sur les caractéristiques mécaniques à température élevée a été testé sur des mortiers à base de CEM I, non fibrés et fibrés de natures différentes en considérant les paramètres suivants : cure humide, cycles de chauffage refroidissement 400°C, 500°C et 800°C, vitesse de montée en température 5°C/min. Après une cure humide, les valeurs de la contrainte maximale en traction et en compression pour les matériaux renforcés et non renforcés sont nettement augmentées, comparées aux valeurs des mortiers ayant subi une cure sèche. De la même manière, la cure humide favorise le comportement ductile de tous les matériaux. Cependant, les effets de la cure sur les autres caractéristiques dépendent du cycle de chauffe : les mortiers fibrés d'acier et les mortiers hybrides sont influencés positivement par la cure sèche jusqu'à la température de 500°C. Au-delà de cette température, l'effet de la cure humide devient bénéfique. Par contre, L'effet de la cure humide favorise clairement les propriétés de mortier de référence sur toute la plage de température.

- L'influence des liants à base de CEM I+FS et CEM III sur le comportement mécanique à température élevée est étudiée, en fixant les mêmes paramètres de l'étude précédente. En se basant sur les résultats des campagnes antérieures, menées sur le liant à base de CEM I qui mettent en évidence l'impact de fibres d'acier sur le comportement mécanique, seules les fibres d'acier ont été testées dans ces mortiers. Les résultats du comportement mécanique des matrices, non fibrées et fibrées, sont classés dans l'ordre décroissant : CEM I, CEM I+FS, CEM III.

Les fibres d'acier permettent de limiter l'endommagement des mortiers lors du traitement thermique. En effet, même si ces fibres ne modifient pas les dégradations physico-chimiques, elles permettent de limiter la fissuration lors du traitement thermique et

de contrôler la propagation de ces fissures lors du chargement mécanique. Les fibres de polypropylène, en fondant, créent une porosité qui permet de limiter les pressions dues à l'évaporation de l'eau lors du traitement thermique et ainsi de réduire la fissuration lors de ce traitement. Les mortiers hybrides semblent un bon compromis : les fibres de polypropylène permettant de limiter les pressions à l'origine de la fissuration lors du traitement thermique et les fibres d'acier limitant la fissuration lors du traitement thermique et lors du chargement mécanique. Les observations au MEB et les micro analyses montrent une oxydation des fibres d'acier aux hautes températures. Cette oxydation provoque une perte de résistance et de ductilité importante au-delà de 800°C et peut limiter l'intérêt d'un ajout de fibres d'acier, par exemple, vis à vis du risque incendie et du renforcement de la sécurité des ouvrages.

Après avoir testé, dans l'étude précédente, ces matériaux au four en faisant varier le paramètre température, nous nous sommes intéressés au comportement en présence d'une flamme propane dans le but de mieux simuler un incendie. Le chauffage est réalisé à la flamme propane et la température en face chaude est fixée à 1000°C. Le gradient de température est mesuré dans les mortiers : il s'avère que, après une heure d'exposition, la température n'excède pas 500°C à 1 cm de la face chaude. En face froide la température est environ 140°C. On ne note pas de corrélation entre ces températures et la présence ou la nature des fibres. Après cette exposition, les échantillons sont poinçonnés. Le fibrage est efficace en comparaison au matériau non fibré. Les fibres de polypropylène sont encore présentes à 200°C et jouent leur rôle. Les fibres d'acier améliorent nettement ce comportement suivant leur dosage. Leur présence modifie le mécanisme de déformation de la matrice lors de l'exposition à la flamme, notamment en ralentissant voir en bloquant les déplacements entre les particules solides de la matrice. Les mortiers hybrides semblent jouer un rôle intermédiaire.

Nous avons également caractérisé l'état initial de ces matériaux et suivi leurs endommagements sous l'effet d'un traitement thermique par les mesures d'absorption d'eau par capillarité, la porosité communicante, la perméabilité au gaz, la vitesse de propagation des ondes ultrasonores et leurs atténuations.

Les principales observations sont les suivantes :

- A l'état de référence, pour un même type de liant, on observe que l'absorption d'eau, en fonction du temps, du mortier fibré de polypropylène est plus rapide que le mortier fibré d'acier. A l'état dégradé, le phénomène d'absorption s'amplifie. Ceci est dû à la fusion de la fibre de polypropylène à la température de 170°C, ce qui crée une capillarité supplémentaire.

- Hormis le cas du mortier à base de CEM III, tous les mortiers étudiés ont des porosités communicantes équivalentes à l'état de référence. Sous l'effet du chauffage, la porosité relative évolue d'une façon similaire pour les mortiers non fibrés et mortiers fibrés d'acier. En occurrence, pour les mortiers contenant de fibres de polypropylène, leur porosité augmente plus rapidement avec la température en comparaison avec les autres mortiers.

- A l'état sain, les mortiers fibrés de polypropylène semblent plus perméables que les mortiers fibrés d'acier. L'interface fibre-pâte de ciment serait plus poreuse. A l'état dégradé, la perméabilité augmente très rapidement dès que la température de fusion est atteinte, tandis que l'accroissement de la perméabilité, pour les mortiers fibrés d'acier, est progressive jusqu'à 500°C et au-delà de cette température, l'augmentation devient conséquente.

- Les mortiers avec les fibres d'acier présentent des vitesses moyennes élevées comparativement aux mortiers contenant les fibres de polypropylène à l'état sain. Avec la température, on note que la vitesse diminue d'une façon graduelle jusqu'à 500°C. Au-delà de cette température, la vitesse décroît très rapidement. Les ondes ultrasonores sont atténuées plus nettement dans les mortiers fibrés en comparaison avec le mortier témoin. Les fibres constituent des obstacles diffusifs qui dévient une partie de l'énergie incidente.

Quelques perspectives à ce travail peuvent être dégagées. L'une d'entre elles réside dans la compréhension des comportements aux interfaces fibre-pâte de ciment. Il s'agira de mener une étude microstructurale en approfondissant le comportement spécifique de chaque type de fibre et l'effet de température pour mieux étayer nos conclusions.

Le dosage en fibres d'acier utilisé dans le cadre de cette thèse (45 kg/m<sup>3</sup>) n'a pas conduit à en aucun cas à une instabilité thermique du mortier. Certains auteurs ont observé des éclatements des éprouvettes avec un dosage de 100 kg/m<sup>3</sup>. L'optimisation d'une fraction volumique en fibres d'acier en fonction de la stabilité thermique serait-elle possible ? Des travaux complémentaires sur le dosage en fibre et le suivi de l'état hydrique du mortier permettront de visualiser l'impact des fibres d'acier sur le comportement à température élevée du mortier.

Une voie de recherche concerne la simulation numérique d'un élément de volume, il pourrait être intéressant d'améliorer la connaissance précise des champs de contraintes fibre-pâte de ciment générés par l'élévation de température.

## **ANNEXES**



## Annexes

## Annexe 1 : Fiche technique du ciment CEM I



## CEM I 52,5 N CE PM-ES-CP2 NF

NF EN 197-1 NF P 15-317 XP P15-319 NF P 15-311

NF EN 196-10

## Fiche produit technique



N° de certificat CE : 0333-CPD-1203

## \* Constituants et composition du ciment

Principaux (%)		Secondaires (%)		Sulfate de calcium (%)		Additifs (g/t)	
Clinker	97	Calcaire (LL)	3	Gypse	2,7	Agent de mouture	AMA 14 1300
C3S	65,3	C4AF	7,14				
C3A	4,35	C2S	18,6				

## \* Caractéristiques physiques et mécaniques

	Valeur usine moyenne	Limites applicables à chacun des résultats (Réf : NF EN 197-1)		Limites applicables à chacun des résultats (Réf : annexe 1 du règlement de certification NFD02)	
		minimum	maximum	minimum	maximum
■ Résistance à la compression 1 jour (MPa)	19,6				
■ Résistance à la compression 2 jours (MPa)	31,9	18		18	
■ Résistance à la compression 28 jours (MPa)	66,0	50		50	
Retrait à 28 jours (µm/m)	560				
Début de prise (min)	175	40		60	
Stabilité (mm)	0,5		5		5
■ Masse volumique (g/cm <sup>3</sup> )	3,16				
■ Surface spécifique Blaine (cm <sup>2</sup> /g)	3690				
■ Q12h (J/g)	183				
■ Q41h (J/g)	288				
■ L*	61,7				

## \* Caractéristiques chimiques (%)

MAXI : Valeurs limites applicables à chacun des résultats (Réf : NF EN 197-1, NF P 15-318, NF P 15-317, XP P 15-319)

	Valeur usine moyenne	MAXI		Valeur usine moyenne	MAXI		Valeur usine moyenne	MAXI
■ SiO <sub>2</sub>	22,40		S--	< 0,10	0,20	■ Insolubles	0,20	0,75
■ Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	2,96	8,00	Cl-	< 0,10	0,10	■ CO <sub>2</sub>	1,00	
■ Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	2,33		Perte au feu	1,59	3,00	■ CaO libre	0,50	
■ CaO	66,60		TiO <sub>2</sub>	ND			Valeur usine moyenne	Coef var (%)
■ MgO	0,95	3,00	Cr VI	< 2 PPM	2 PPM	■ Alcalins actifs	0,20	0,1
■ K <sub>2</sub> O	0,15		P <sub>2</sub> O <sub>5</sub>	0,20		■ Na <sub>2</sub> OEq	0,20	
■ Na <sub>2</sub> O	0,10		Non dosé	0,39				
■ SO <sub>3</sub>	2,13	2,50	IS	< 23,5	23,50			
<b>Total : 100</b>								

Ces valeurs, extraites de notre autocontrôle, permettent de vérifier la conformité de notre produit aux spécifications normatives et donnent une indication pour les caractéristiques complémentaires. Elles ne constituent pas un engagement sur les résultats à venir.

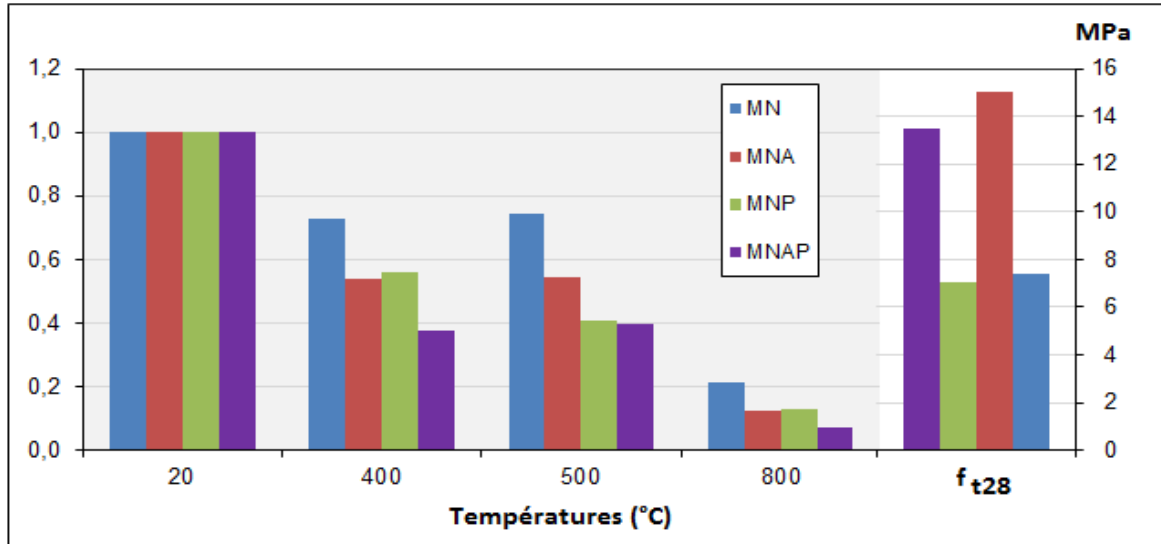
■ : Caractéristique modifiée / fiche précédente    ND : non dosé    Révision N° : 17    du 15/03/2010

Le Teil : livraison en sac et en vrac

**Annexe 2 : Comportement mécanique du mortier à base de CEM I après chauffage à haute température avec les paramètres suivants :**

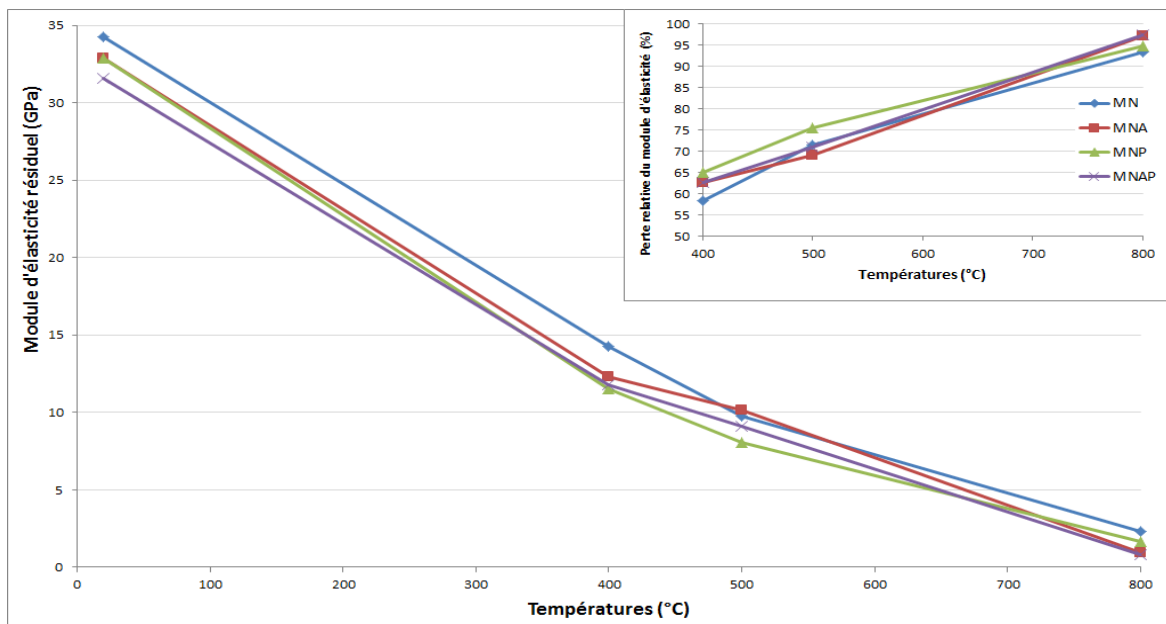
- Mode de conservation : cure humide.
- Cycles de chauffage refroidissement : 400°C, 500°C, 800°C.
- Vitesse de montée en température : 2°C/min.

**a) Évolution de l'effort résiduel en traction par flexion en fonction de la température**



*Figure annexe 2.1 : Évolution des résistances à la traction par flexion 4 points des mortiers (H) en fonction de la température du traitement thermique avec une rampe de 2°C/min. A gauche valeurs normalisées, à droite résistance à 28 jours.*

**b) Évolution du module d'élasticité résiduel en fonction de la température**



*Figure annexe 2.2 : Évolution du module d'élasticité résiduel en flexion 4 points des mortiers (H) en fonction de la température du traitement thermique avec une rampe de 2°C/min.*

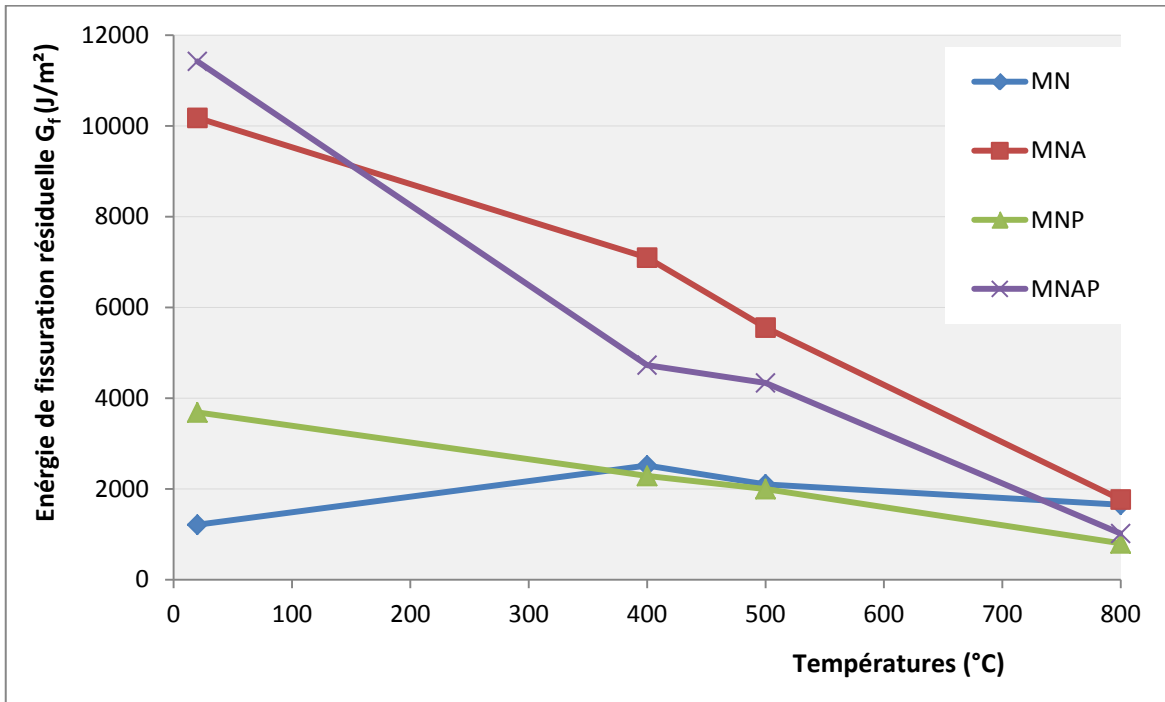
c) Énergie de fissuration résiduelle  $G_f$ 

Figure annexe 2.3 : Évolution de l'énergie de fissuration résiduelle  $G_f$  des mortiers (H) en fonction de la température du traitement thermique avec une rampe de  $2^{\circ}C/min$ .

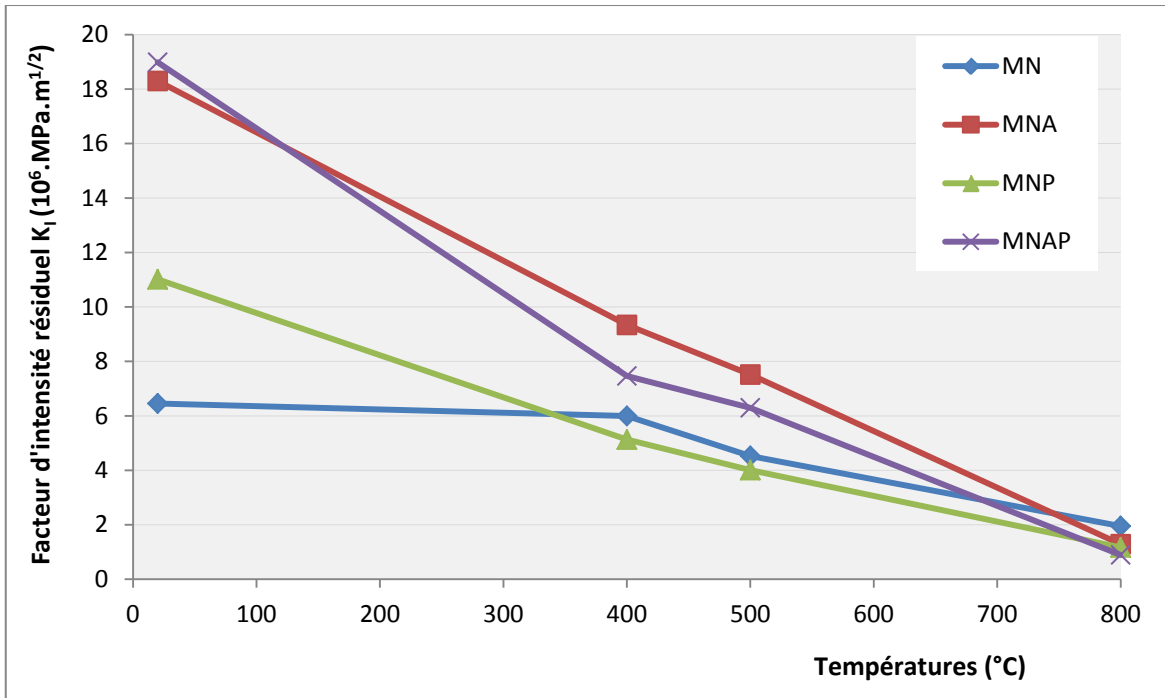
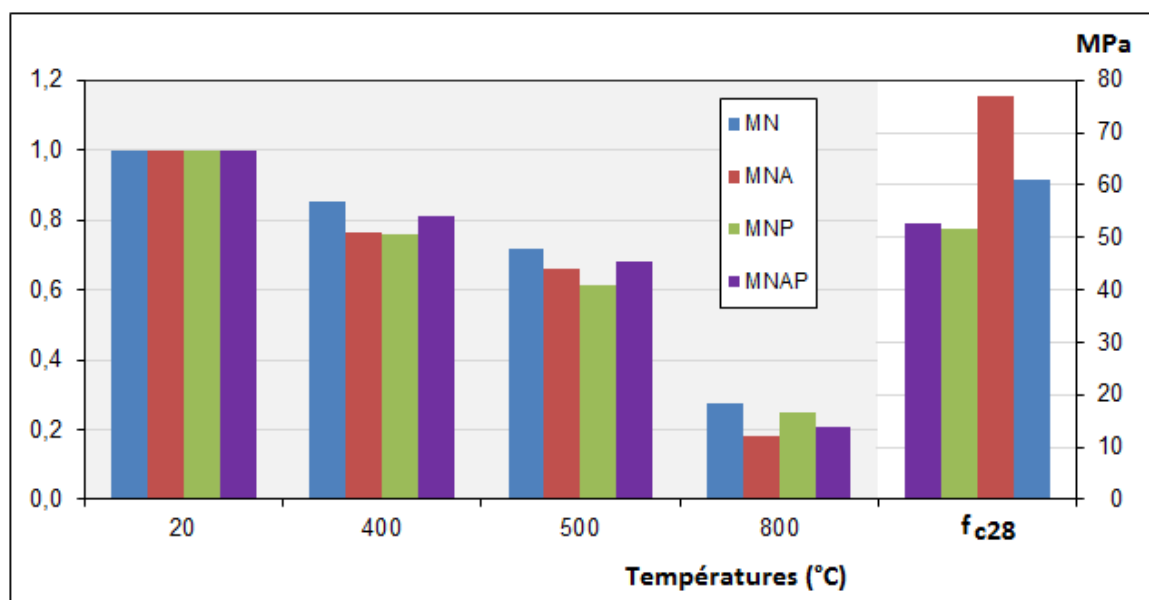
d) Facteur d'intensité de contrainte résiduelle  $K_I$ 

Figure annexe 2.4 : Évolution du facteur d'intensité de contrainte résiduelle  $K_I$  des mortiers (H) en fonction de la température du traitement thermique avec une rampe de  $5^{\circ}C/min$ .

T °C	I <sub>5</sub>				I <sub>10</sub>				I <sub>30</sub>			
	MN	MNA	MNP	MNAP	MN	MNA	MNP	MNAP	MN	MNA	MNP	MNAP
20	1,0	6,1	6,4	6,2	1,0	13,5	12,8	13,2	1,0	52,2	29,6	46,8
400	6,9	6,9	6,8	6,7	18,4	18,0	17,1	16,1	44,4	61,2	43,1	58,2
500	6,9	7,4	5,7	7,3	14,3	18,5	11,4	17,4	33,2	59,5	33,1	55,5
800	4,5	5,7	5,3	5,7	7,7	13,3	10,8	13,5	24,1	44,5	28,7	44,2

**Tableau annexe 2.1** : Indice de ténacité résiduel de différents mortiers (H) en fonction de la température du traitement thermique avec une rampe de 2°C/min.

e) Évolution de l'effort résiduel en compression en fonction de la température

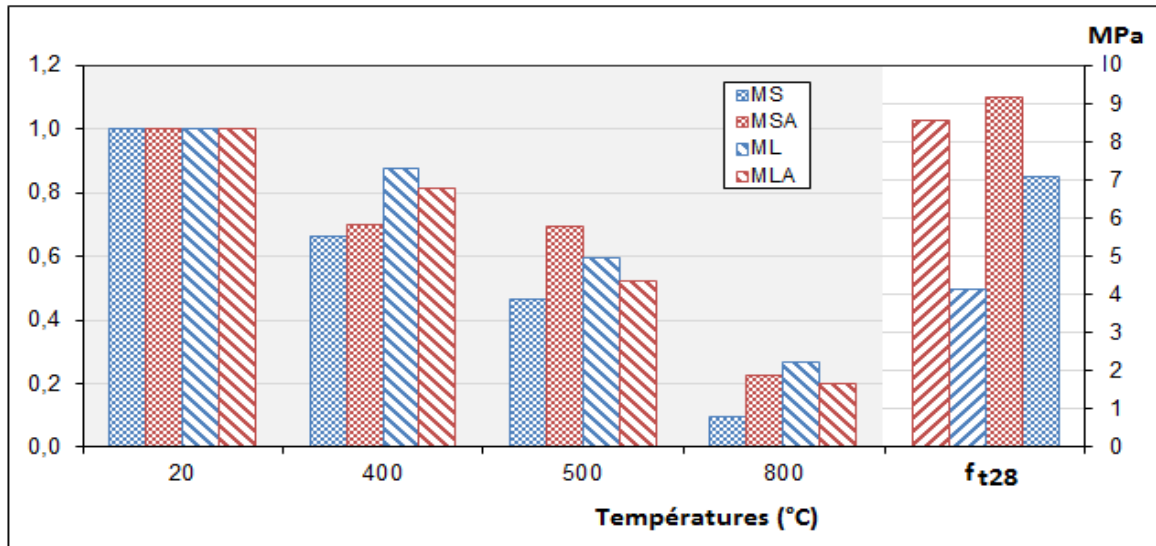


**Figure annexe 2.5** : Évolution des résistances à la compression des mortiers (H) en fonction de la température du traitement thermique avec une rampe de 2°C/min. A gauche valeurs normalisées, à droite résistance à 28 jours.

**Annexe 3 : Comportement mécanique des mortiers à base de CEM I + Fumée de silice et CEM III après chauffage à haute température avec les paramètres suivants :**

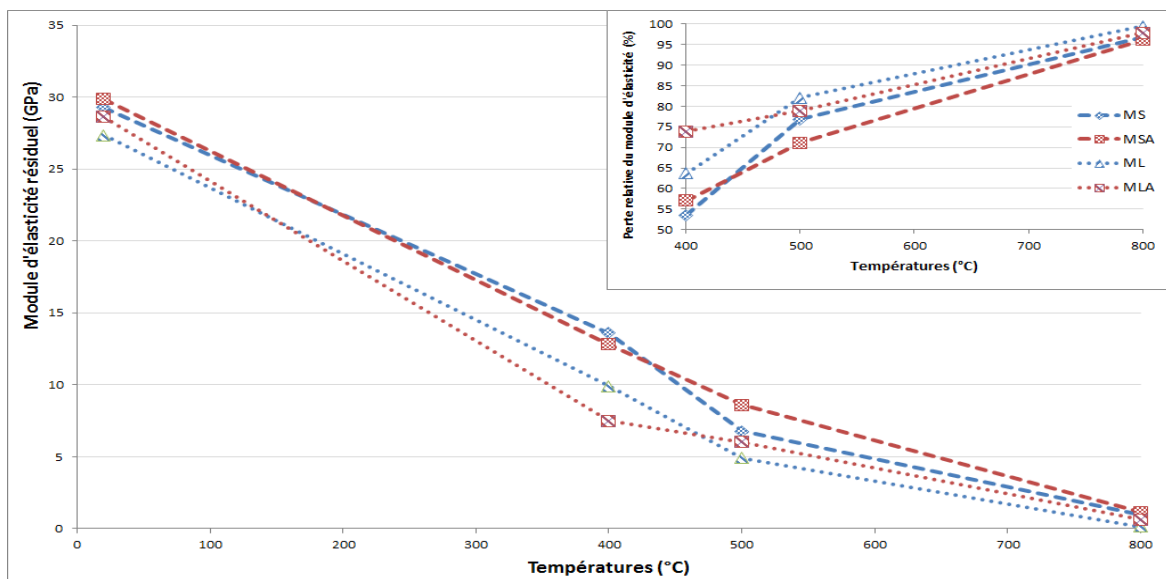
- Mode de conservation : cure sèche.
- Cycles de chauffage refroidissement : 400°C, 500°C, 800°C.
- Vitesse de montée en température : 5°C/min.

**a) Évolution de l'effort résiduel en traction par flexion en fonction de la température**



*Figure annexe 3.1 : Évolution des résistances à la traction par flexion 4 points des mortiers(S) à base de CEM I+FS et CEM III en fonction de la température du traitement thermique avec une rampe de 5°C/min. A gauche valeurs normalisées, à droite résistance à 28 jours.*

**b) Évolution du module d'élasticité résiduel en fonction de la température**



*Figure annexe 3.2 : Évolution du module d'élasticité résiduel en flexion 4 points des mortiers (S) à base de CEM I+FS et CEM III en fonction de la température du traitement thermique avec une rampe de 5°C/min.*

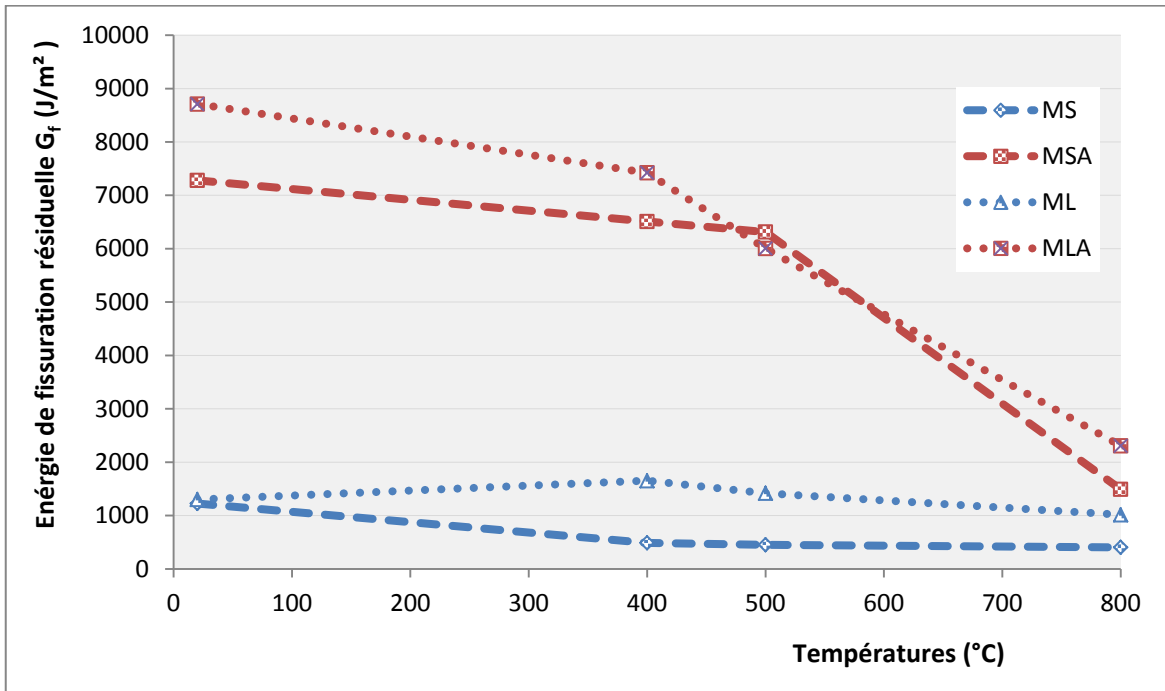
c) Énergie de fissuration résiduelle  $G_f$ 

Figure annexe 3.3 : Évolution de l'énergie de fissuration résiduelle  $G_f$  des mortiers(S) à base de CEM I+FS et CEM III en fonction de la température du traitement thermique avec une rampe de 5°C/min.

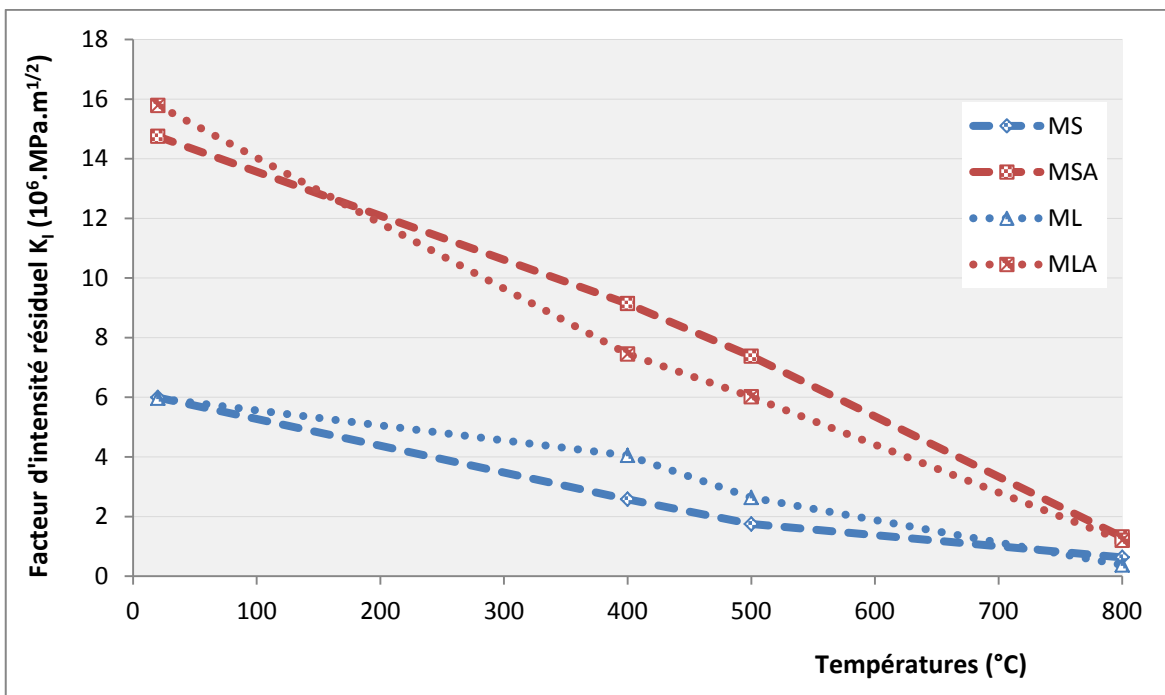
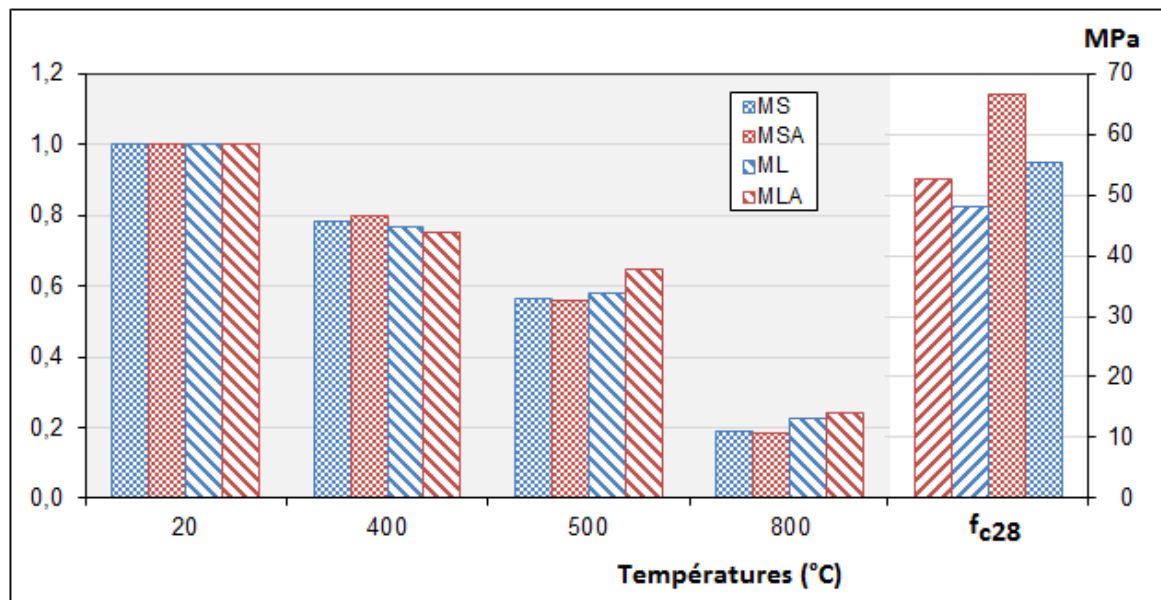
d) Facteur d'intensité de contrainte résiduelle  $K_I$ 

Figure annexe 3.4 : Évolution du facteur d'intensité de contrainte résiduelle  $K_I$  des mortiers(S) à base de CEM I+FS et CEM III en fonction de la température du traitement thermique avec une rampe de 5°C/min.

T °C	I <sub>5</sub>				I <sub>10</sub>				I <sub>30</sub>			
	MS	MSA	ML	MLA	MS	MSA	ML	MLA	MS	MSA	ML	MLA
20	1,0	6,6	1,0	6,0	1,0	13,7	1,0	13,2	1,0	40,9	1,0	44,1
400	7,0	7,0	6,9	6,0	14,9	17,0	15,2	13,2	37,1	53,3	28,5	52,3
500	5,9	7,0	7,3	6,9	9,8	15,7	8,1	16,6	23,5	51,8	12,4	61,9
800	4,7	5,7	4,9	5,1	9,7	13,6	-	16,0	19,0	47,7	-	25,9

**Tableau annexe 3.1 :** Indice de ténacité résiduel de différents mortiers (S) à base de CEM I+FS et CEM III en fonction de la température du traitement thermique avec une rampe de 5°C/min.

e) Évolution de l'effort résiduel en compression en fonction de la température



**Figure annexe 3.5 :** Évolution des résistances en compression des mortiers(S) à base de CEM I+FS et CEM III en fonction de la température du traitement thermique avec une rampe de 5°C/min. A gauche valeurs normalisées, à droite résistance à 28 jours.



## LISTE DES FIGURES

Figure 1.1 : Modèle de structuration des particules de CSH .....	10
Figure 1.2 : Familles des vides dans le béton et domaine d'utilisation des principales techniques de caractérisation des milieux poreux [3]. .....	11
Figure 1.3 : Distribution porosimétrique d'un béton en fonction de son rapport E/C [4].....	11
Figure 1.4 : Aspect normal d'une pâte de ciment n'ayant pas subi d'échauffement (image obtenue par microscopie électronique avec un grossissement de 400).....	12
Figure 1.5 : Matrice cimentaire vitreuse présentant une macroporosité très importante. Ce phénomène se produit au-delà de 1000°C et provient de la fusion puis du refroidissement de la pâte de ciment (image obtenue par microscopie électronique avec un grossissement de 150).....	12
Figure 1.6 : Dommages du béton après l'incendie.....	14
Figure 1.7 : Principales raisons d'apparition de l'écaillage.....	15
Figure 1.8 : Évolution de la déformation thermique des pâtes de ciment avec la température [13]. .....	16
Figure 1.9 : Perte de masse de deux types de granulats (calcaire et siliceux) d'après Harmathy et Allen [20].....	17
Figure 1.10 : Étude de la stabilité thermique et des transformations physico-chimiques de divers granulats en fonction de la température [21]. .....	17
Figure 1.11 : Courbe ATD des différents granulats [22]. .....	18
Figure 1.12 : Courbes déterminées par analyses thermiques différentielles sur 3 BHP Diederichs et al. [13].....	18
Figure 1.13 : Mécanismes liés aux incompatibilités pâte-granat [23]. .....	19
Figure 1.14 : Déformations thermiques de bétons formulés avec différents types de granulats [25]. .....	19
Figure 1.15 : Distribution des pores dans les bétons chauffés obtenus par porosimétrie au mercure. A gauche BO – à droite BHP [26].....	20
Figure 1.16 : Porosité totale à l'eau en fonction de la température de conditionnement [28].....	20
Figure 1.17 : Variation de la perméabilité intrinsèque en fonction des traitements thermiques pour des matériaux à matrice cimentaire [29].....	21
Figure 1.18 : Variation de la perméabilité apparente et de la perméabilité intrinsèque en fonction de la température d'un mortier [30]. .....	21
Figure 1.19 : Masse volumique de différents bétons en fonction de la température [28]. .....	22
Figure 1.20 : Conductivité thermique de différents bétons [32].....	22
Figure 1.21 : Variation de la chaleur spécifique d'une pâte de ciment [12].....	23
Figure 1.22 : Rapport des résistances à chaud et des résistances résiduelles sur la résistance initiale (froid) en fonction de la température. ....	24
Figure 1.23 : Rapport de la résistance en compression sur la résistance initiale en fonction de la température. ....	25
Figure 1.24 : Évolution de la résistance en traction en fonction de la température [37]. .....	26
Figure 1.25 : Rapport du module d'élasticité (à chaud et à froid) sur le module initial en fonction de la température [18]. .....	26
Figure 1.26 : Évolution de l'énergie de fissuration relative en fonction de la température [38] et [39]. .....	27

## LISTE DES FIGURES

---

Figure 1.27 : Différentes formes géométriques de fibres métalliques [44].	30
Figure 1.28 : Rôle de la fibre dans le béton.	34
Figure 1.29 : Comportement charge - déformation de bétons non fibrés et fibrés.	34
Figure 1.30 : Propagation de fissure (béton en traction).	34
Figure 1.31 : Ruine d'un composite.	34
Figure 1.32 : Schématisation du processus de fissuration d'un bloc de béton soumis à une traction directe [60].	35
Figure 1.33 : Effet de la taille des granulats sur la distribution de fibres [64].	36
Figure 1.34 : Effet de l'élanement de fibre sur l'essai de VEBE d'un mortier renforcé de fibres [71].	38
Figure 1.35 : Contribution des fibres dans le comportement à la traction [72].	38
Figure 1.36 : Influence de l'orientation des fibres sur le comportement en flexion [73].	40
Figure 1.37 : Courbe force de traction - déformation.	42
Figure 1.38 : Courbes charge en fonction du déplacement pour les essais de cisaillement direct [87].	42
Figure 1.39 : Schéma du test de Pull Out.	43
Figure 1.40 : Courbe typique charge d'arrachement - déplacement [93].	44
Figure 1.41 : Courbe ATD et ATG des fibres de polypropylène [98].	46
Figure 1.42 : Observations au MEB d'une fibre de polypropylène à 20°C (image de gauche) et après chauffage à 200°C (image droite) dans un échantillon de béton [101] et [102].	46
Figure 1.43 : Évolution de la résistance résiduelle et à chaud relative en compression en fonction de la température de bétons renforcés par différentes fractions volumiques en fibres d'acier.	47
Figure 1.44 : Évolution de la résistance résiduelle et à chaud relative en compression en fonction de la température de bétons renforcés par différentes fractions volumiques en fibres de polypropylène.	48
Figure 1.45 : Évolution de la résistance résiduelle relative en traction en fonction de la température de bétons renforcés par différentes fractions volumiques en fibres d'acier.	49
Figure 1.46 : Évolution de la résistance résiduelle relative en traction en fonction de la température de bétons renforcés par différentes fractions volumiques en fibres de polypropylène.	50
Figure 1.47 : Évolution du module d'élasticité résiduel et à chaud relatif en fonction de la température de bétons renforcés par différentes fractions volumiques en fibres d'acier.	51
Figure 1.48 : Évolution du module d'élasticité résiduel et à chaud relatif en fonction de la température de bétons renforcés par différentes fractions volumiques en fibres de polypropylène.	52
Figure 2.1 : Diffractogramme du ciment anhydre CEM I 52,5 N (rayonnement $\alpha$ Cu filtré).	57
Figure 2.2 : Distribution granulométrique du ciment anhydre CEM I 52,5 N.	57
Figure 2.3 : Observations MEB de la fumée de silice.	58
Figure 2.4 : Distribution granulométrique du ciment CEM I 52,5 N + FS.	59
Figure 2.5 : Distribution granulométrique du ciment CEM III/A 52,5.L.	60
Figure 2.6 : Composition granulométrique du sable de référence CEN.	61
Figure 2.7 : Types de fibres.	62
Figure 2.8 : Observations MEB des fibres d'acier.	63
Figure 2.9 : Observations MEB des fibres de polypropylène.	63

## LISTE DES FIGURES

---

Figure 2.10 : Microanalyse EDS d'une fibre d'acier.....	64
Figure 2.11 : Organigramme d'élaboration des éprouvettes en mortier fibré.....	64
Figure 2.12 : Mini-cône d'Abrams. ....	67
Figure 2.13 : Aéromètre. ....	67
Figure 2.14 : Banc d'essai 4 points. ....	68
Figure 2.15 : Schéma du montage de l'essai de flexion 4 points.....	69
Figure 2.16 : Banc d'essai au poinçonnement. ....	70
Figure 2.17 : Traitements thermiques des éprouvettes au four électrique à moufle. ....	71
Figure 2.18 : Essai à la flamme. ....	72
Figure 2.19 : Essai d'absorption d'eau par capillarité.....	73
Figure 2.20 : Représentation schématique d'un solide poreux.....	73
Figure 2.21 : Pesée hydrostatique.....	74
Figure 2.22 : Effet des paramètres influençant la perméabilité [120]. ....	76
Figure 2.23 : Percolation d'un gaz à travers un échantillon. ....	76
Figure 2.24 : Profil de vitesse d'un gaz dans un tube capillaire lors d'un écoulement visqueux et par glissement.....	78
Figure 2.25 : Perméabilité en fonction de l'inverse de la pression moyenne d'essai. ....	79
Figure 2.26 : Mesure de la perméabilité statique au gaz d'un échantillon. ....	80
Figure 2.27 : Débitmètre à bulle de savon. ....	80
Figure 2.28 : Echelle des ondes élastiques. Les longueurs d'ondes sont données pour un solide ayant une vitesse de son de 5000 m/s. ....	81
Figure 2.29 : Ondes longitudinales et transversales dans un milieu étendu [128]. ....	82
Figure 2.30 : Ondes de Rayleigh [128].....	82
Figure 2.31 : Ondes de Lamb [128].....	82
Figure 2.32 : Réfraction et réflexion des ondes ultrasoniques.....	83
Figure 2.33 : Mesure de la vitesse de l'onde ultrasonore en mode d'immersion sur les échantillons saturés. a) Dispositif expérimental de l'essai ; b) Schématisation de montage de l'essai.....	86
Figure 2.34 : Méthode de mesure du temps de passage d'onde ultrasonore dans un échantillon. ....	87
Figure 2.35 : Méthode pour mesurer l'atténuation de l'onde ultrasonore.....	88
Figure 3.1 : Évolution des contraintes relatives en flexion avec la nature des liants.....	91
Figure 3.2 : Diagramme charges-flèches de mortiers avec et sans fibres d'acier. ....	91
Figure 3.3 : Évolution des contraintes relatives en flexion avec la nature des fibres. ....	93
Figure 3.4 : Influence du mode de cure sur le comportement mécanique en flexion. ....	94
Figure 3.5 : Évolution des contraintes relatives en compression avec la nature des liants. ....	95
Figure 3.6 : Courbe contraintes-déformations en compression de mortiers de références.....	95
Figure 3.7 : Évolution des contraintes relatives en compression avec la nature des fibres.....	96
Figure 3.8 : Concentration des fibres de polypropylène dans la matrice cimentaire.....	97
Figure 3.9 : Influence du mode de cure sur le comportement mécanique en compression.....	98
Figure 3.10 : Module d'élasticité E (GPa) des différents mortiers.....	98

## LISTE DES FIGURES

---

Figure 3.11 : Mode I de rupture. ....	99
Figure 3.12 : Clichés de 2 éprouvettes fibrées après rupture. ....	100
Figure 3.13 : Indice de ténacité – ACI COMMITTEE 544 [154]. ....	101
Figure 3.14 : Indice de ténacité proposé par Barr et al. [155]. ....	102
Figure 3.15 : Indice de ténacité – ASTM C 1018 [156]. ....	102
Figure 3.16 : Évaluation de la flèche à la 1 <sup>ère</sup> fissuration. ....	103
Figure 3.17 : Indices de ténacité des mortiers renforcés de fibres en flexion. ....	105
Figure 4.1 : Comparaison entre courbes expérimentales temps- températures avec courbe standard ISO 834. ....	109
Figure 4.2 : Courbes de comportement du mortier (S) non renforcé (MN) et renforcé de 0,58% <sub>volumique</sub> de fibres d’acier (MNA), de fibres de polypropylène (MNP) et mixte (MNAP), en flexion 4 points (chauffage préalable à haute température, avec une vitesse de montée en température de 2°C/min). ....	111
Figure 4.3 : Évolution des résistances à la traction par flexion 4 points des mortiers (S) en fonction de la température du traitement thermique avec une rampe de 2°C/min. ....	112
Figure 4.4 : Évolution du module d’élasticité résiduel en flexion 4 points des mortiers (S) en fonction de la température du traitement thermique avec une rampe de 2°C/min. ....	113
Figure 4.5 : Évolution de l’énergie de fissuration résiduelle $G_f$ en fonction de la température des mortiers (S) avec une rampe de 2°C/min. ....	115
Figure 4.6 : Évolution du facteur d’intensité résiduel $K_I$ des mortiers (S) en fonction de la température avec une rampe de 2°C/min. ....	116
Figure 4.7 : Évolution des résistances à la compression des mortiers (S) en fonction de la température du traitement thermique avec une rampe de 2°C/min. ....	118
Figure 4.8 : Exemples d’écaillages observés sur les éprouvettes de mortier sec renforcé de fibres d’acier et mixtes traitées à 1000°C. ....	119
Figure 4.9 : Observations des fibres d’acier extraites des éprouvettes de mortier (S) à température ambiante (a) et chauffées à 400°C (b), 500°C (c), 600°C (d), 700°C (e), 800°C (f) et 1000°C (g) avec une rampe de 2°C/min. ....	122
Figure 4.10 : Observation des oxydes formés à la surface d’une fibre d’acier extraite d’un mortier chauffé à 1000°C. ....	123
Figure 4.11 : Comparaison entre courbes expérimentales temps-températures de rampes différentes et courbe standard ISO 834. ....	124
Figure 4.12 : Courbes de comportement du mortier (S) non renforcé (MN) et renforcé de 0,58% <sub>volumique</sub> de fibres d’acier (MNA), de fibres de polypropylène (MNP) et mixte (MNAP), en flexion 4 points à haute température avec une vitesse de montée en température de 5°C/min. ....	125
Figure 4.13 : Évolution des résistances à la traction par flexion 4 points des mortiers (S) en fonction de la température du traitement thermique avec une rampe de 5°C/min. ....	126
Figure 4.14 : Évolution du module d’élasticité résiduel en flexion 4 points des mortiers (S) en fonction de la température du traitement thermique avec une rampe de 5°C/min. ....	127
Figure 4.15 : Évolution de l’énergie de fissuration résiduelle $G_f$ des mortiers (S) en fonction de la température avec une rampe de 5°C/min. ....	128
Figure 4.16 : Évolution du facteur d’intensité résiduel $K_I$ des mortiers (S) en fonction de la température avec une rampe de 5°C/min. ....	129

*LISTE DES FIGURES*

---

Figure 4.17 : Évolution des résistances à la compression des mortiers (S) en fonction de la température du traitement thermique avec une rampe de 5°C/min.....	131
Figure 4.18 : Observations des fibres d'acier extraites des éprouvettes de mortier (S) à température de 400°C (a), 500°C (b) et 800°C (c) avec une rampe de 5°C/min. ....	133
Figure 4.19 : État comparatif de contraintes résiduelles en traction par flexion des mortiers (S) en fonction de la température entre les deux vitesses de chauffe. ....	134
Figure 4.20 : Superposition de courbes forces-déplacements des mortiers (S) à la température de 400°C avec les vitesses de chauffe de 2°C/min et 5°C/min. ....	136
Figure 4.21 : Superposition de courbes forces-déplacements des mortiers (S) à la température de 500°C avec les vitesses de chauffe de 2°C/min et 5°C/min. ....	136
Figure 4.22 : Superposition de courbes forces-déplacements des mortiers (S) à la température de 800°C avec les vitesses de chauffe de 2°C/min et 5°C/min. ....	137
Figure 4.23 : État comparatif du module d'élasticité résiduel des mortiers (S) en fonction de la température entre les deux vitesses de chauffe. ....	138
Figure 4.24 : État comparatif de l'énergie de fissuration résiduelle $G_f$ des mortiers (S) en fonction de la température entre les deux vitesses de chauffe.....	139
Figure 4.25 : État comparatif de facteur d'intensité résiduel $K_I$ des mortiers (S) en fonction de la température entre les deux vitesses de chauffe. ....	140
Figure 4.26 : État comparatif de contraintes résiduelles de compression des mortiers (S) en fonction de la température entre les deux vitesses de chauffe.....	141
Figure 4.27 : Courbes de comportement du mortier (H) non renforcé (MN) et renforcé de 0,58% <sub>volumique</sub> de fibres d'acier (MNA), de fibres de polypropylène (MNP) et mixte (MNAP), en flexion 4 points à haute température avec une vitesse de montée en température de 5°C/min. ....	143
Figure 4.28 : Évolution des résistances à la traction par flexion 4 points des mortiers (H) en fonction de la température du traitement thermique avec une rampe de 5°C/min. A gauche valeurs normalisées, à droite résistance à 28 jours.....	144
Figure 4.29 : Évolution du module d'élasticité résiduel en flexion 4 points des mortiers (H) en fonction de la température du traitement thermique avec une rampe de 5°C/min. ....	145
Figure 4.30 : Évolution de l'énergie de fissuration résiduelle $G_f$ des mortiers (H) en fonction de la température du traitement thermique avec une rampe de 5°C/min.....	146
Figure 4.31 : Évolution du facteur d'intensité de contrainte résiduelle $K_I$ des mortiers (H) en fonction de la température du traitement thermique avec une rampe de 5°C/min.....	147
Figure 4.32 : Évolution des résistances à la compression des mortiers (H) en fonction de la température du traitement thermique avec une rampe de 5°C/min.....	149
Figure 4.33 : Observations des fibres d'acier extraites des éprouvettes de mortier (H) à température à 400°C (a), 500°C (b) et 800°C (c) avec une rampe 5°C/min.....	151
Figure 4.34 : État comparatif de contraintes résiduelles en traction par flexion des mortiers en fonction de la température avec une vitesse de chauffe de 5°C/min entre les 2 cures. ....	152
Figure 4.35 : Superposition de courbes forces-déplacements des mortiers (S) et (H) à la température de 400°C avec une vitesse de chauffe de 5°C/min. ....	153
Figure 4.36 : Superposition de courbes forces-déplacements des mortiers (S) et (H) à la température de 500°C avec une vitesse de chauffe de 5°C/min. ....	153
Figure 4.37 : Superposition de courbes forces-déplacements des mortiers (S) et (H) à la température de 800°C avec une vitesse de chauffe de 5°C/min. ....	154

## LISTE DES FIGURES

Figure 4.38 : État comparatif de module d'élasticité résiduel des mortiers en fonction de la température avec une vitesse de chauffe de 5°C/min entre les 2 cures. ....	155
Figure 4.39 : État comparatif de l'énergie de fissuration résiduelle $G_f$ des mortiers en fonction de la température avec une vitesse de chauffe de 5°C/min entre les 2 cures. ....	156
Figure 4.40 : État comparatif du facteur d'intensité résiduel $K_I$ des mortiers en fonction de la température avec une vitesse de chauffe de 5°C/min entre les 2 cures. ....	157
Figure 4.41 : État comparatif de contraintes résiduelles de compression des mortiers en fonction de la température avec une vitesse de chauffe de 5°C/min entre les 2 cures. ....	158
Figure 4.42 : Courbes de comportement des mortiers non renforcés (MS, ML) et renforcés de 0,58% <sub>volumique</sub> de fibres d'acier (MSA, MLA) en flexion 4 points à haute température. ....	161
Figure 4.43 : Évolution des résistances à la traction par flexion 4 points des mortiers non fibrés et fibrés à base de CEM I+FS et CEM III en fonction de la température du traitement thermique. A gauche valeurs normalisées, à droite résistance à 28 jours. ....	162
Figure 4.44 : Évolution du module d'élasticité résiduel en flexion 4 points des mortiers non fibrés et fibrés à base de CEM I+FS et CEM III en fonction de la température du traitement thermique. ....	163
Figure 4.45 : Évolution de l'énergie de fissuration résiduelle $G_f$ des mortiers non fibrés et fibrés à base de CEM I+FS et CEM III en fonction de la température du traitement thermique. ....	165
Figure 4.46 : Évolution de facteur d'intensité de contrainte résiduelle $K_I$ des mortiers non fibrés et fibrés à base de CEM I+FS et CEM III en fonction de la température du traitement thermique. ....	166
Figure 4.47 : Évolution des résistances à la compression des mortiers non fibrés et fibrés à base de CEM I+FS et CEM III en fonction de la température du traitement thermique. A gauche valeurs normalisées, à droite résistance à 28 jours. ....	168
Figure 4.48 : Observations des fibres d'acier extraites des éprouvettes de mortier à base de : CEM I +FS (a), CEM III (b) à température 400°C (rampe 5°C/min). ....	169
Figure 4.49 : Observations des fibres d'acier extraites des éprouvettes de mortier à base de : CEM I +FS (c), CEM III (d) à température 500°C (rampe 5°C/min). ....	170
Figure 4.50 : Observations des fibres d'acier extraites des éprouvettes de mortier à base de : CEM I +FS (e), CEM III (f) à température 800°C (rampe 5°C/min). ....	171
Figure 4.51 : Contraintes résiduelles en traction par flexion des mortiers à base de CEM I (MN, MNA), CEM I+FS (MS, MSA) et CEM III (ML, MLA) en fonction de la température. ....	172
Figure 4.52 : Superposition de courbes forces-déplacements des mortiers à base de CEM I (MN, MNA), CEM I+FS (MS, MSA) et CEM III (ML, MLA) à la température 400°C. ....	173
Figure 4.53 : Superposition de courbes forces-déplacements des mortiers à base de CEM I (MN, MNA), CEM I+FS (MS, MSA) et CEM III (ML, MLA) à la température 500°C. ....	174
Figure 4.54 : Superposition de courbes forces-déplacements des mortiers à base de CEM I (MN, MNA), CEM I+FS (MS, MSA) et CEM III (ML, MLA) à la température 800°C. ....	174
Figure 4.55 : Modules d'élasticité résiduels relatifs $E_T/E_{20°C}$ des mortiers à base de CEM I (MN, MNA), CEM I+FS (MS, MSA) et CEM III (ML, MLA) en fonction de la température. ....	175
Figure 4.56 : Énergie de fissuration résiduelle $G_f$ des mortiers à base de CEM I (MN, MNA), CEM I+FS (MS, MSA) et CEM III (ML, MLA) en fonction de la température. ....	176
Figure 4.57 : Facteur d'intensité résiduel $K_I$ des mortiers à base de CEM I (MN, MNA), CEM I+FS (MS, MSA) et CEM III (ML, MLA) en fonction de la température. ....	177
Figure 4.58 : Contraintes résiduelles en compression des mortiers à base de CEM I (MN, MNA), CEM I+FS (MS, MSA) et CEM III (ML, MLA) en fonction de la température. ....	177

## LISTE DES FIGURES

---

Figure 5.1 : Flamme de propane.....	183
Figure 5.2 : Comparaison entre courbe expérimentale (flamme de propane) et courbe standard ISO 834.....	183
Figure 5.3 : Position des thermocouples dans le corps d'épreuve lors du chauffage.....	184
Figure 5.4 : Évolution de la température dans le mortier normal.....	184
Figure 5.5 : Évolution de la température dans le mortier avec fibres d'acier.....	185
Figure 5.6 : Évolution de la température dans le mortier avec fibres de polypropylène.....	185
Figure 5.7 : Évolution de la température dans le mortier avec fibres mixtes.....	186
Figure 5.8 : Propagation de la chaleur dans les différents mortiers.....	187
Figure 5.9 : Perte de masse relative des différents mortiers.....	187
Figure 5.10 : Clichés des différents mortiers durant chauffage à la flamme (photos de la face non exposée prises après 4 min de chauffe).....	188
Figure 5.11 : Clichés des différents mortiers après chauffage à la flamme (face exposée).....	189
Figure 5.12 : Poinçonnement d'une plaque.....	190
Figure 5.13 : Photo et coupe schématique d'une rupture d'une plaque fibrée saine.....	190
Figure 5.14 : Diagrammes forces-déplacements sous sollicitation de poinçonnement.....	191
Figure 5.15 : Charges maximales relatives au poinçonnement des mortiers non chauffés et chauffés. Les valeurs sont normalisées au mortier normal à 20°C.....	192
Figure 5.16 : Micrographies de faciès externes non exposées.....	193
Figure 5.17 : Micrographies de faciès de milieu de plaque.....	194
Figure 5.18 : Micrographies de faciès internes exposées.....	194
Figure 6.1 : Absorption d'eau par capillarité des mortiers sains et chauffés.....	198
Figure 6.2 : Évolution de la porosité d'eau absolue (a) et relative (b) des mortiers en fonction de la température du cycle de chauffage refroidissement.....	200
Figure 6.3 : Évolution de la résistance résiduelle en fonction de la porosité des mortiers non fibrés et fibrés. Approximation proposée par Ryshkevitch.....	202
Figure 6.4 : Évolution de la masse volumique apparente (a) et relative (b) des mortiers en fonction de la température du cycle de chauffage refroidissement.....	204
Figure 6.5 : Relation entre porosité à l'eau et masse volumique apparente des mortiers non fibrés et fibrés.....	204
Figure 6.6 : Effet de pontage sur la perméabilité du mortier fibré.....	206
Figure 6.7 : Évolution de la perméabilité apparente relative des mortiers en fonction de la température du cycle de chauffage refroidissement.....	207
Figure 6.8 : Évolution de la vitesse des ondes longitudinales (a) et relative (b) des mortiers en fonction de la température du cycle de chauffage refroidissement.....	209
Figure 6.9 : Spectre fréquences-amplitudes des mortiers sains et chauffés.....	210
Figure 6.10 : Évolution de l'atténuation de l'amplitude maximale du signal (a) et relative (b) des mortiers en fonction de la température du cycle de chauffage refroidissement.....	211



## LISTE DES TABLEAUX

Tableau 1.1 : Principales réactions physico-chimiques dans le béton à haute température [5].....	13
Tableau 1.2 : Propriétés mécaniques des fibres d'amiante. ....	29
Tableau 1.3 : Propriétés mécaniques des fibres d'acier.....	31
Tableau 1.4 : Propriétés mécaniques des fibres de polypropylène. ....	31
Tableau 1.5 : Composition des fibres de verre.....	32
Tableau 1.6 : Principales caractéristiques mécaniques des différentes fibres.....	33
Tableau 2.1 : Compositions chimique et minéralogique du ciment CEM I 52,5 N. ....	56
Tableau 2.2 : Compositions chimique et minéralogique du ciment CEM III/A 52,5 L. ....	59
Tableau 2.3 : Caractéristiques des fibres utilisées comme renforts dans nos mortiers (données fournisseurs).....	61
Tableau 2.4 : Microanalyse EDS d'une fibre d'acier. ....	64
Tableau 2.5 : Composition des différents mortiers.....	65
Tableau 2.6 : Caractéristiques à l'état frais des mortiers. ....	67
Tableau 2.7 : Vitesse d'ondes de quelques matières. ....	83
Tableau 3.1 : Énergie de fissuration $G_f$ (J/m <sup>2</sup> ) de différents mortiers. ....	100
Tableau 3.2 : Force et flèche à la 1 <sup>ère</sup> fissuration.....	103
Tableau 4.1 : Variation relative de la contrainte maximale en traction (avec une rampe de 2°C/min), calculée par rapport au mortier (S) de référence non fibré MN. ....	112
Tableau 4.2 : Perte relative et taux de perte du module d'élasticité résiduel avec une rampe de 2°C/min, calculés par rapport au mortier (S) initial.....	114
Tableau 4.3 : Facteur d'intensité résiduel relatif $K_f$ avec une rampe de 2°C/min, calculé par rapport au mortier (S) de référence non fibré MN à la température ambiante.....	117
Tableau 4.4 : Indice de ténacité résiduel de différents mortiers (S) en fonction de la température avec une rampe de 2°C/min. ....	118
Tableau 4.5 : Variation relative de la contrainte maximale en compression (avec une rampe de 2°C/min), calculée par rapport au mortier (S) de référence non fibré MN. ....	119
Tableau 4.6 : Variation relative de la contrainte maximale en traction (avec une rampe de 5°C/min), calculée par rapport au mortier (S) de référence non fibré MN. ....	126
Tableau 4.7 : Perte relative et taux de perte du module d'élasticité résiduel avec une rampe de 5°C/min, calculés par rapport au mortier (S) de référence non fibré MN.....	127
Tableau 4.8 : Facteur d'intensité résiduel relatif $K_f$ avec une rampe de 5°C/min, calculé par rapport au mortier de référence sec non fibré MN à la température ambiante.....	129
Tableau 4.9 : Indice de ténacité résiduel de différents mortiers (S) en fonction de la température avec une rampe de 5°C/min. ....	130
Tableau 4.10 : Variation relative de la contrainte maximale en compression (avec une rampe de 5°C/min), calculée par rapport au mortier (S) de référence non fibré MN. ....	131
Tableau 4.11 : Variation relative de la contrainte maximale en traction (avec une rampe de 5°C/min), calculée par rapport au mortier (H) de référence non fibré MN.....	144
Tableau 4.12 : Perte relative et taux de perte du module d'élasticité résiduel avec une rampe de 5°C/min, calculés par rapport au mortier (H) initial. ....	145

## LISTE DES TABLEAUX

---

Tableau 4.13 : Facteur d'intensité résiduel relatif $K_I$ avec une rampe de 5°C/min, calculé par rapport au mortier (H) de référence non fibré MN à la température ambiante. ....	148
Tableau 4.14 : Indice de ténacité résiduel de différents mortiers (H) en fonction de la température du traitement thermique avec une rampe de 5°C/min. ....	148
Tableau 4.15 : Variation relative de la contrainte maximale en compression (avec une rampe de 5°C/min), calculée par rapport au mortier (H) de référence non fibré MN. ....	149
Tableau 4.16 : Variation relative de la contrainte maximale en traction des mortiers à base de CEM I+FS et CEM III, calculée par rapport au mortier initial non fibré MS. ....	162
Tableau 4.17 : Perte relative et taux de perte du module d'élasticité résiduel des mortiers à base de CEM I+FS et CEM III, calculés par rapport au mortier initial. ....	163
Tableau 4.18 : Facteur d'intensité résiduel relatif $K_I$ à base de CEM I+FS et CEM III, calculé par rapport au mortier non fibré MS à la température ambiante. ....	166
Tableau 4.19 : Indice de ténacité résiduel de mortiers à base de CEM I+FS et CEM III en fonction de la température du traitement thermique. ....	167
Tableau 4.20 : Variation relative de la contrainte maximale en compression des mortiers, à base de CEM I+FS et CEM III, calculée par rapport au mortier initial non fibré MS. ....	168
Tableau 4.21 : Forces élastiques des mortiers à base de CEM I+FS et CEM III. ....	175
Tableau 4.22 : Rapport de contraintes résiduelles en compression entre les différents mortiers. ....	178
Tableau 5.1 : Effort de poinçonnement sur les plaques avant et après tests à la flamme. ....	192
Tableau 6.1 : Caractéristiques d'absorption d'eau par capillarité des mortiers sains et chauffés. ....	198
Tableau 6.2 : Porosité à l'eau des mortiers sains et chauffés. ....	199
Tableau 6.3 : Équations exprimant la relation $\sigma(p)$ selon l'approximation de Ryshkevitch. ....	202
Tableau 6.4 : Masse volumique apparente des mortiers sains et chauffés. ....	203
Tableau 6.5 : Équations exprimant la relation $P(\rho)$ . ....	205
Tableau 6.6 : Perméabilité intrinsèque des mortiers à l'état de référence. ....	205
Tableau 6.7 : Perméabilité apparente relative des mortiers à l'état chauffé. ....	206
Tableau 6.8 : Vitesse de propagation des ondes longitudinales des mortiers sains et chauffés. ....	208

## RÉFÉRENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- [1] **Feldman R.F., Sereda P.J., (1968)**  
A model of hydrated portland cement paste as deduced from sorption-length change and mechanical properties. *Revue des Matériaux de Construction, RILEM*, vol. 6, pp. 509-519.
- [2] **Sierra R., (1974)**  
Contribution à l'étude de l'hydratation des silicates calciques hydrauliques, Rapport de recherche n°39, Laboratoire des Ponts et Chaussées.
- [3] **Baroghel-Bouny V., (1994)**  
Caractérisation des pâtes de ciment et des bétons. Méthodes, analyses, interprétations. Laboratoire Central des Ponts et Chaussées.
- [4] **Malier Y., (1992)**  
Les Bétons à hautes performances: caractérisation, durabilité, applications : compte-rendu des travaux scientifiques du Projet national. *Voies nouvelles du matériau béton*, Presses de l'Ecole nationale des ponts et chaussées.
- [5] **Noumowé N.A., (1995)**  
Effet de hautes températures (20°C-600°C) sur le béton. Cas particulier du béton à hautes performances. Thèse de Doctorat de l'INSA de Lyon.
- [6] **Harmathy T.Z., (1965)**  
Effect of moisture on the fire endurance of building element. *National Research Council*, Research paper n°270 of the division of building research, Ottawa Canada.
- [7] **Hertz K., (1984)**  
Heat-induced explosion of dense concretes. Technical University of Denmark, *Institute of Building Design*, Report n°166.
- [8] **Ulm F.J., Coussy O., Bazant Z.P., (1999)**  
The Chunnel fire: chemoplastic softening in rapidly heated Concrete. *Journal of Engineering Mechanics*, 125(3), pp. 272-282.
- [9] **Bazan Z.P., (1997)**  
Analysis of Pore Pressure, Thermal Stress and Fracture in Rapidly Heated concrete. International Workshop on Fire Performance of High-Strength Concrete. *NIST Engineering Laboratory*, pp. 155-164.
- [10] **Anderberg Y., (1997)**  
Spalling Phenomena of HPC and OC. International workshop on Fire Performance of High Strength Concrete. *NIST Engineering Laboratory*, pp. 69-73.

- [11] **Hilsdorf H.K., (1967)**  
A method to estimate the water content of concrete shields. *Nuclear Engineering and Design*, vol. 6, pp. 251–263.
- [12] **Harmathy T.Z., (1970)**  
Thermal properties of concrete at elevated temperatures. *ASTM Journal of Materials*, vol. 5, pp. 47-74
- [13] **Diederichs U., Jumpanen U.M. et Penttala V., (1992)**  
Behaviour of high temperatures. Espoo 1989, Helsinki University of technology, Department of Structural Engineering, Report 92, pp. 723.
- [14] **Bazant Z.P., Kaplan M., (1996)**  
Concrete at high temperature: material behaviour and mathematical modelling. *London: Longman Concrete Design and Construction Series*, pp. 412.
- [15] **Piasta J., Sawicz Z., Rudzinski L., (1984)**  
Changes in the structure of hardened paste due to high temperature. *Materials and Structures*, vol. 17, n°100, pp. 291-296.
- [16] **Bazant Z.P., Wittmann F.H., (1982)**  
Creep and Shrinkage in Concrete Structures. John Wiley & Sons.
- [17] **Harada T., Takeda J., Yamane S., Furumura F., (1973)**  
Strength, elasticity and thermal properties of concrete subjected to elevated temperatures. *Concrete for nuclear reactors*, Detroit : American Concrete Institute, SP-39, pp. 179-203.
- [18] **Dias W.P.S., Khoury G.A., Sullivan P.J.E., (1990)**  
Mechanical properties of hardened cement paste exposed to temperatures up to 700°C (1292° F). *ACI Material Journal*, vol. 87, Issue 2, pp. 160-165.
- [19] **Khoury G.A., Sullivan G.P.E., Grainger B.N., (1984)**  
Radial temperature distributions within solid concrete cylinders under transient thermal states. *Magazine of concrete research*, vol. 36.
- [20] **Harmathy T.Z., Allen L.W., (1973)**  
Thermal properties of selected masonry unit concretes. *Journal of American concrete Institute*, vol. 70, n°2, pp. 132-142.
- [21] **Fédération Internationale de Béton (FIB), (2007)**  
Fire design of concrete structures - Materials, structures and modelling. State-of-art report, Bulletin 38:106.
- [22] **Khoury G.A., (1992)**  
Compressive strength of concrete at high temperatures: a reassessment. *Magazine of Concrete Research*, vol. 44, n°161, pp. 291-309.

- [23] **De Sa C., (2007)**  
Etude hydromécanique et thermomécanique du béton : Influence des gradients et des incompatibilités de déformation. In Thèse de doctorat, Ecole Normale Supérieure de Cachan.
- [24] **Blundell R., Diamond C., Browne R.G., (1976)**  
The properties of concrete subjected to elevated temperatures. Imperial College (London): *CIRIA Underwater Group*, Technical note n°9-20.
- [25] **Piasta J., (1989)**  
Heat deformation of cement phases and microstructure of cement paste. *Materials and Structures research and testing*, RILEM, vol. 17, n°102, pp. 415-420.
- [26] **Noumowé A., (2003)**  
Temperature Distribution and Mechanical Properties of High Strength Silica Fume Concrete at Temperatures up to 200°C. *ACI Materials Journal*, n°100-M39, pp.326-330
- [27] **Alarcon-Ruiz L., Galle C., Massieu E., (2002)**  
Analyse de l'évolution de la porosité des pâtes de ciment à haute température. Matériaux Tours.
- [28] **Kalifa P., Tsimbrovska M., (1998)**  
Comportement des BHP à hautes températures, état de la question et résultats expérimentaux. Cahier de CSTB, 3078.
- [29] **Tsimbrovska M., (1998)**  
Dégradation des bétons à hautes performances soumis à des températures élevées. In These de doctorat, Université de Joseph Fourier – Grenoble 1.
- [30] **Lion M., Sckoczylas F., Lafhaj Z., Sersar M., (2005)**  
Experimental study on a mortar, temperature effects on porosity and permeability. Residual properties or measurements under temperature. *Cement and Concrete Research*, vol. 35, pp. 1937-1942.
- [31] **Mounajed G., Obeid W., (2001)**  
Modélisation du comportement thermo-hygro-mécanique des bétons à hautes températures - rapport intermédiaire pour le livre BHP 2000. Technical report, CSTB, division MODélisation CALcul et Développement MOCAD.
- [32] **Collet Y., (1977)**  
Etude des propriétés du béton soumis à des températures élevées entre 200 et 900°C. *Annales des Travaux Publics Beiges*, vol. 4, pp. 332-338.
- [33] **Khoury G.A., Grainger B.N., Sullivan G.P.E., (1985)**  
Strain of concrete during first heating to 600°C under load. *Magazine of Concrete Research*, vol. 37, pp. 195-215.

- [34] **Felicetti R., Gambarova P.G., Sora M.N., Khoury G.A., (2000)**  
Mechanical behaviour of HPC and UHPC in direct tension at high temperature and after cooling. Fifth RILEM symposium on fibre-reinforced concretes, n°5, pp. 749-758, France, Lyon.
- [35] **TC44-PHT, Rilem Technical Committees 44-PHT, (1985)**  
Behaviour of Concrete at high temperature. Technical Report Ed. by, U. Schneider, Dept. of Civil Engineering. Germany.
- [36] **Bamonte P., Felicetti R., (2007)**  
On the tensile behaviour of thermally-damaged concrete. Proceedings of the 6th International conference on Fracture Mechanics of Concrete and Concrete Structure - FraMCoS6, vol. 3:8.
- [37] **Pimienta P., (1999)**  
Evolution des caractéristiques des BHP soumis à des températures élevées (tranche 1), résistances en compression et modules d'élasticité. Technical report, Rapport BHP 2000.
- [38] **Bazant Z. P., Prat P.C., (1988)**  
Effect of temperature and humidity on fracture energy of concrete. *ACI Materials Journal*. Technical paper Title no 85-M32, pp. 262-271.
- [39] **Heinfling G., (1998)**  
Contribution à la modélisation numérique du comportement du béton et des structures en béton armé sous sollicitations thermomécaniques à hautes températures. PhD thesis, INSA Lyon Univ. Lyon I.
- [40] **Beaudoin J.J., (1982)**  
Béton renforcé de fibres. CBD-223F. Publié à l'origine en juillet 1982, pp. 1-6.
- [41] **Vanuat M., (1976)**  
Les bétons armés de fibres. *Le moniteur*, n°3, pp. 55-58.
- [42] **Pilkington J., (1987)**  
Une nouvelle plaque ondulée sans amiante obtient un agrément officiel. *Cem-FIL NEWS*, n°39.
- [43] **Kenchel H., Shah S., (1985)**  
Applications de polypropylène fibres in Scandinavia. *Concrete international design and construction*, vol. 7, n°3, pp. 32-34.
- [44] **Andra, (2005)**  
Les matériaux cimentaires. Référentiel matériaux, tome 3, Rapport Andra.
- [45] **Chanvillard G., (1993)**  
Analyse expérimentale et modélisation micromécanique du comportement des fibres d'acier tréfilées, ancrées dans une matrice cimentaire. Etudes et Recherches des LPC, série Ouvrages d'art, OA12.

- [46] **Bijen J., (1983)**  
Durability of Some Glass Fiber Cement Composites. American Concrete Institute, Proceeding, vol. 80, n°12.
- [47] **Fordyce M., Wodehouser R.G., (1983)**  
Glass fiber reinforcement for Portland cement. *Butterworthan Co.*
- [48] **Ambroise J., Murat M., Pera J., (1985)**  
Durabilité des fibres de verre dans les différents milieux cimentaires en cours de consolidation, Etude d'une fibre de verre E. Verre et Réfractaire, vol.39, n°6, pp. 905-910.
- [49] **Jeledi A., (1991)**  
Conception d'un matériau composite à matrice cimentaire renforcée par des fibres de polyester. Thèse de doctorat, Institut National des Science Appliquées de Lyon, Université de Lyon 1.
- [50] **Pera J., Dejean J., Ambroise J., (1990)**  
Amélioration de la durabilité des composites ciment-verre E par ajout de métakaolin. *Textile Composite in Building Construction*, Part 1. Edited by P. Hamelin et G. Verchery, Lyon: Pluralis, pp. 107-114.
- [51] **CimBéton, (2003)**  
Le ciment et ses applications » fiches techniques, G 10. Ampricpe Paris.
- [52] **Swamy R.N., Magat P.S., Rao C.V.S.K., (1974)**  
The Mechanism of Fiber Reinforcement of Cement matrices. *ACI International*, SP 44-1, pp. 1-28.
- [53] **Aveston J., Kelly A., (1973)**  
Theory of multiple fracture of fibrous composites. *J. Material. Science*, U.K., vol. 8, n°3, pp. 352- 362.
- [54] **Hannant D. J., (1978)**  
Fibre cement and fibre concrete. UK: John Wiley & Sons, pp. 238.
- [55] **Grzybowski M., Shah S.P., (1990)**  
Shrinkage cracking of fiber reinforced concrete. *ACI Materials Journal*, vol. 87, n°2, pp. 138-148.
- [56] **Shink M., (2003)**  
Compatibilité élastique, comportement mécanique et optimisation des bétons de granulats légers. Thèse de doctorat, Université Laval Québec.
- [57] **Cheikh Larbi A., (1985)**  
Etude de l'interface fibre – matrice dans les composites à matrice cimentaire, caractéristiques mécaniques et liaison à l'interface. Thèse de doctorat, Université de Technologie de Compeigne.

- [58] **Toledo R.D.F., Ghavami K., Sanjuan M.A., England G.L., (2005)**  
Free, restrained and drying shrinkage of cement mortar composites reinforced with vegetable fibres. *Cement and Concrete Composites*, 27, pp. 537-546.
- [59] **Zhang J., Li V.C., (2001)**  
Influences of fibers on drying shrinkage of fiber-reinforced cementitious composite. *J Eng Mech*, 127(1), pp. 37-44.
- [60] **Rossi P., Acker P., Malier Y., (1987)**  
Effect of steel fibres at two different stages: the material and the structure. *Materials and Structures*, 20, pp. 436-439.
- [61] **Beaudoin J.J., (1990)**  
Handbook of Fiber-reinforced concrete; principles, properties, developments and applications, *Noyes publication*, USA.
- [62] **Bentur A., Mindess S., (2006)**  
Fibre Reinforced Cementitious composites. Modern concrete technology series, Editeur Taylor & Francis.
- [63] **Grünewald S., Walraven J.C., (2001)**  
Parameter-study on the influence of steel fibers and coarse aggregate content on the fresh properties of self-compacting concrete. *Cement and Concrete Research*, vol.31, pp. 1793-1798.
- [64] **Johnston C.D., (1996)**  
Proportioning, mixing and placement of fibre-reinforced cements and concretes, Production Methods and Workability of Concrete. Proceedings of the international RILEM conference, edited by Bartos, Marris and Cleland, E&FN Spon, London, pp. 155-179.
- [65] **Snyder J., Lankard D.R., (1972)**  
Factor affecting flexural strength of steel fibrous concrete. *ACI Journal*, vol. 69, n°2, pp. 96-100.
- [66] **Swamy R.N., Mangat P.S., (1974)**  
Influence of fiber geometry on the properties of steel fibre reinforced concrete. *Cement and Concrete Research*, vol. 4, n°3, pp. 307-313.
- [67] **Hugues B.P., Fattuhi N.I., (1976)**  
The workability of steel fibre-reinforced concrete. *Magazine of concrete research*, vol. 28, n°96, pp. 157-161.
- [68] **Rossi P., (1998)**  
Les bétons de fibres métalliques, Ponts et Chaussées, Paris.
- [69] **Gettu R., Gardner D.R., Saldivar H., Barragan B.E., (2005)**  
Study of the distribution and orientation of fibers in SFRC specimens. *Materials and Structures* vol. 38, n°275, pp. 31-37.

- [70] **Swamy R.N. et al., (1982)**  
Workability of SFR lightweight aggregate concrete. *International. J. Cement Composites and Lightweight concrete*, vol.4, n°2, pp. 103-109.
- [71] **Edington J. et al., (1974)**  
Steel fibre reinforced concrete. *Building Research Establishment Current Paper CP 69/74*.
- [72] **Löfgren I., (2005)**  
Fibre-reinforced Concrete for Industrial Construction - a fracture mechanics approach to material testing and structural analysis. PhD-thesis, Department of Civil and Environmental Engineering Structural Engineering, CHALMERS UNIVERSITY OF TECHNOLOGY Göteborg, Sweden.
- [73] **Casanova P., (1996)**  
Bétons renforcés de fibres métalliques : du matériau à la structure. Rapport issue de la Thèse de Doctorat, Laboratoire National des Ponts et Chaussées.
- [74] **Kameswara Rao C.V.S., (1979)**  
Effectiveness of random fibres in composites. *Cement and Concrete Research*, vol. 9, pp. 685-693.
- [75] **Swamy R. N., Al-Ta'an S. A., (1981)**  
Deformation and Ultimate Strength in Flexure of Reinforced Concrete Beams Made with Steel Fiber Concrete. *ACI Journal proceeding*, vol.78, n°5, pp. 395-405.
- [76] **Kooiman A.G., (2000)**  
Modelling Steel Fibre Reinforced Concrete for Structural Design. PhD-thesis, Department of Structural and Building Engineering, Delft University of Technology.
- [77] **Balaguru P., (1994)**  
Fiber Reinforced Concrete for structural Components. A state of art, *Workshop on Fiber Reinforced cement & concrete*, Sheffield, U.K.
- [78] **Banthia N. et Trottier J.F., (1994)**  
Concrete Reinforced with Deformed Steel fibers, Part I: Bond-slip mechanisms. *ACI Materials Journal*, vol. 61, n°5, pp. 435-446.
- [79] **Rossi P. et al., (1996)**  
Compressive behaviour of concrete: physical mechanisms and modelling. *J. Eng. Mech*, ASCE, vol. 122, n°11, pp. 1038-1043.
- [80] **Johston C.D., (1974)**  
Steel fiber reinforced mortar and Concrete. A review of mechanical properties. International symposium, SP 44-7, pp. 127-142. Detroit.

- [81] **Hsu T.C., Mau S.T., Chen B., (1987)**  
Theory of Shear Transfer Strength of Reinforced Concrete. *ACI Structural Journal*, vol. 84, n°2, pp. 149-160.
- [82] **Tan K.H., Mansur M.A., (1990)**  
Shear Transfer in Reinforced Fiber Concrete. *Journal of Materials in Civil Engineering*, vol. 2, n°4, pp. 202-214.
- [83] **Valle M., Buyukozturk O., (1993)**  
Behavior of Fiber Reinforced High-Strength Concrete under Direct Shear. *ACI Materials Journal*, vol. 90, n°2, pp. 122-133.
- [84] **Khaloo A.R., Nakseok K., (1997)**  
Influence of Concrete and Fiber Characteristics on Behavior of Steel Fiber Reinforced Concrete under Direct Shear. *ACI Materials Journal*, vol. 94, n°6, pp. 592-601.
- [85] **Mirsayah A., Banthia N., (2002)**  
Shear Strength of Steel Fiber-Reinforced Concrete. *ACI Materials Journal*, vol. 99, n°5, pp. 473-479.
- [86] **Barragán B., (2002)**  
Failure and toughness of steel fiber reinforced concrete under tension and shear. PhD-thesis, Universitat Politècnica de Catalunya, Spain.
- [87] **Fariborz M., Soleimani S.M., Banthia N., (2006)**  
Shear strength of reinforced concrete beams with a fiber concrete matrix. *Canadian Journal of Civil Engineering*, vol. 33, n°6, pp. 726-734.
- [88] **Antoine E.N., (1985)**  
Fibre reinforced for concrete. *Concrete International Design and Construction*, vol 7, n°3, pp. 21-25.
- [89] **Shah S.P., Rangan B.V., (1971)**  
Fibre reinforced concrete properties. *J.Amer. Conc.Inst.U.S.A*, Proceeding.vol. 68, n°2, pp. 126-135.
- [90] **Naaman A.E. et al., (1974)**  
Probabilistic Analysis of Fiber reinforced Concrete. *Journal of Engineering Mechanics Division*, Proceeding. Am. Soc. Civil. Eng , vol. 100, n°2, pp. 397-413.
- [91] **Robins, Simon P., Jones P., (2002)**  
Pull-out behavior of hooked steel fibers. Technical reports, *Materials and Structures* , vol. 35, pp. 434 – 442.
- [92] **Beddar M. et al., (2000)**  
Estimation de l'adhérence fibre –matrice. Proceeding du 1<sup>er</sup> Colloque National de Génie Civil, Mostaganem, 13-14, pp. 66-72.

- [93] **Naaman A.E., Namur G.G. et Najm S., (1991)**  
Fiber pullout and bond slip. Analytical study. *Journal of Structural Engineering*, vol. 117, pp. 2769-2790.
- [94] **Tattersal G.H. et al., (1974)**  
Bond Strength in Steel Fibre Reinforced Concrete. *Magazine of concrete research*, vol. 26, n°87, pp. 105-113.
- [95] **De Rivaz B., (2006)**  
Les performances techniques des bétons renforcés de fibres métalliques et polymères. *Tunnels et ouvrages souterrains*, n°198, pp. 367-371.
- [96] **Peng G.F., Yang W.W., Zhao J., Liu Y.F., Bian S.H., Zhao L.H., (2006)**  
Explosive spalling and residual mechanical properties of fiber-toughened high-performance concrete subjected to high temperatures. *Cement and Concrete Research*, vol. 36, pp.723-727.
- [97] **CEN TC 250, Eurocode 2, (2004)**  
Design of concrete structures. Part 1-2: General rules. *Structural fire design*.
- [98] **Kalifa P., Menneteau F.D., Quenard D., (2000)**  
Spalling and pore pressure in HPC at high temperatures. *Cement and Concrete Research*, pp. 1915-1927.
- [99] **Suhaendi S.L., Horiguchi T., (2006)**  
Effect of short fibers on residual permeability and mechanical properties of hybrid fibre reinforced high strength concrete after heat exposition. *Cement and Concrete Research*, vol. 36, n°9, pp. 1672-1678.
- [100] **Kalifa P., Pardon D., Menneteau F.D., Gallé C., Chéné G., Pimienta P., (2002)**  
Comportement à haute température des bétons à haute performances : de l'éclatement à la microstructure. Cahier du CSTB, n°3435.
- [101] **Khoury G.A., Willoughby B., (2008)**  
Polypropylene fibres in heated concrete. Part 1: molecular structure and materials behaviour. *Magazine of Concrete Research*, vol. 60, n°2, pp. 125-136.
- [102] **Kalifa P., Chéné G. et Gallé C., (2001)**  
High-temperature behaviour of HPC with polypropylene fibres : From spalling to microstructure. *Cement and Concrete Research*, vol. 31, n°10, pp. 1487-1499.
- [103] **Poon C.S., Shui Z.H., Lam L., (2004)**  
Compressive behavior of fiber reinforced high-performance concrete subjected to elevated temperatures. *Cement and Concrete Research*, vol. 34, pp. 2215-2222.
- [104] **Cheng F.P., Kodur V.K.R., Wang T.C., (2004)**  
Stress-strain for high strength concrete at elevated temperatures. *Journal of Materials in Civil Engineering*, vol. 16, pp. 84-90.

- [105] **Chen B., Liu J., (2004)**  
Residual strength of hybrid-fiber-reinforced high-strength concrete after exposure to high temperatures. *Cement and Concrete Research*, vol. 34, pp. 1065-1069.
- [106] **Hager I.G., (2004)**  
Comportement à haute température des bétons à haute performance - évolution des principales propriétés mécaniques. Thèse de doctorat, Ecole Nationale des Ponts et Chaussées et Ecole de Croatie.
- [107] **Xiao J., Falkner H., (2006)**  
On residual strength of high-performance concrete with polypropylene fibres at elevated temperatures. *Fire Safety Journal*, vol. 41, pp. 115-121.
- [108] **Lau A., Anson M., (2006)**  
Effect of high temperatures on high performance steel fiber reinforced concrete. *Cement and Concrete Research*, vol. 36, pp. 1698-1707.
- [109] **Balagru P., Shah S.P., (1992)**  
Fiber reinforced cement composites. *Mc GRAW & HILL. New York*.
- [110] **Balaguru P., Ramakrishnan V., (1987)**  
Comparison of Slump Cone and V-B tests as measures of workability for fiber-reinforced and plain concrete. *Cement Concrete Aggregate revue*, vol. 9, n°1, pp. 3-11.
- [111] **Swamy R.N., Stavrides H., (1975)**  
Some properties of high workability steel fiber concrete. In: *Fiber Reinforcement cement and Concrete*, RILEM Symposium, Sheffield, Lancaster: Construction Press, pp. 197-208.
- [112] **Sachan A.K., Kameswara Rao C.V.S., (1988)**  
A Cone penetration test for Workability of fiber reinforced Concrete. *Mat de Construction*, n°21, pp. 448-452.
- [113] **Neville A.M., (1995)**  
Properties of concrete. Fourth and final edition, *Addison Wesley Longman*, London.
- [114] **Castellote M., Alonso C., Andrade C., Turrillas X., Campo J., (2004)**  
Composition and microstructural changes of cement pastes upon heating, as studied by neutron diffraction. *Cement and Concrete Research*, vol.34, pp. 1633-1644.
- [115] **Georgali B., Tsakiridis P. E., (2005)**  
Microstructure of fire-damaged concrete. A case study, *Cement and Concrete Composites*, vol. 27, pp 255-259.

- [116] **AFPC-AFREM Durabilité des bétons, (1997)**  
Méthodes recommandées pour la mesure des grandeurs associées à la durabilité. Compte-rendu des journées techniques 11 et 12 décembre 1997, Laboratoire Matériaux et Durabilité des Constructions, Toulouse.
- [117] **Balayssac J.P., Detriche C.H., Grandet J., (1993)**  
Intérêt de l'essai d'absorption d'eau pour la caractérisation du béton d'enrobage. *Materials and Structures*, vol. 26, pp. 226-230.
- [118] **Hall C., (1989)**  
Water sorptivity of mortars and concretes: a review. *Magazine of Concrete Research*, vol. 41, Issue 147, pp. 51-61.
- [119] **Ollivier J.P., Vichot A., (2008)**  
LA DURABILITE DES BETONS bases scientifiques pour la formulation de bétons durables dans leur environnement. Presses de l'école nationale des Ponts et chaussées.
- [120] **Scrivener K., (2001)**  
Cours on-line, EPFL.
- [121] **Hearn N., (1999)**  
Effect of shrinkage and load-induced cracking on water permeability of concrete. *ACI Materials Journal*, vol. 96, pp. 234-241.
- [122] **Abbas A., Carcasses M., Ollivier J.P., (2000)**  
The importance of gas permeability in addition to the compressive strength of concrete. *Magazine of concrete research*, vol. 52, pp. 1-6.
- [123] **Picandet V., (2001)**  
Influence d'un endommagement mécanique sur la perméabilité et sur la diffusivité hydrique des bétons. Thèse de Doctorat de L'école Doctorale de Mécanique, Thermique, et Génie Civil de Nantes, France.
- [124] **Choinska M., (2008)**  
Effet de la température, du chargement mécanique et de leurs interactions sur la perméabilité du béton de structure. Thèse de Doctorat de L'école Centrale de Nantes et l'Université de Nantes, France.
- [125] **Badens E., (1998)**  
Etude de l'adsorption de l'eau sur les cristaux de gypse et de son influence sur les propriétés mécaniques du plâtre pur et additive. in Génie des procédés et physico-chimie. Thèse de doctorat de l'Université d'Aix-Marseille III, France.
- [126] **Boumiz A., (1995)**  
Etude comparée des évolutions mécaniques et chimiques des pâtes de ciments et mortiers à très jeune âge. Thèse de doctorat de l'Université Paris 7, France.

- [127] **Morin V., Tenoudji F.C., Feylessoufi A. et Richard P., (2002)**  
Evolution of the capillary network in a reactive powder concrete during hydration process. *Cement and Concrete Research*, vol. 32, pp. 1907-1914.
- [128] **Beattie A.G., (1983)**  
Acoustic emission, principals and instrumentation. *Journal of Acoustic Emission*, vol. 2, n°1-2, pp. 95-128.
- [129] **Landau L. D., Pitaevskji L.P., Lifshitz E.M., Kosevich A.M., (1986)**  
Theory of Elasticity. *Course of Theoretical Physics*. Publisher: Butterworth-Heinemann; 3 edition (January 15, 1986).
- [130] **Akhras N.M., (1998)**  
Detecting Freezing and thawing damage in concrete using signal energy. *Cement and Concrete Research*, vol. 28, n°9, pp. 1275-1280.
- [131] **Das A.C., Niyogl S.K., (2000)**  
Effect of thermally induced cracks on stress-strain behaviour of castable refractories. *Journal Title Interceram*, vol. 49, n°1, pp. 12-18.
- [132] **Baudson H., Debucquoy F., Huger M., Gault C., Rigaud M., (1999)**  
Ultrasonic Measurement of young's modulus MgO/C refractories at high temperature. *Journal of the European Ceramic Society*, vol. 19, pp. 1895-1901.
- [133] **Nonnet E., Lequeux N., Boch P., (2000)**  
In situ ultrasonic study of high alumina castables. *Canadian Metallurgical Quaterly*, vol. 39, n°2, pp. 135-142.
- [134] **Papadakis E. P., Patton T., Tsai Y.M., Thompson D.O., Thompson R.B., (1991)**  
The elastic moduli of a thick composite as measured by ultrasonic bulk wave pulse velocity. *The journal of the Acoustical Society of America*, vol. 89.
- [135] **Hosten B., (1991)**  
Reflection and transmission of acoustic plane waves on an immersed orthotropic and viscoelastic solid layer. *Journal of the Acoustical Society of America*, vol.89.
- [136] **François S.P., Patrice R., Gérard B., (2007)**  
Measurement of alkali-silica reaction progression by ultrasonic waves attenuation. *Cement and Concrete Research*, vol. 37, Issue 6, pp. 948-956.
- [137] **Van Hauwaert A., Thimus J.F., Delannay F., (1998)**  
Use of ultrasonics to follow crack growth. *Ultrasonics*, vol.36 , Issues 1-5, pp. 209-217.
- [138] **Manai K., (1995)**  
Etude de l'effet d'ajouts chimiques et minéraux sur la maniabilité, la stabilité et les performances des bétons autonivelants. Mémoire de maîtrise ès sciences appliquées, Sherbrooke, Canada.

- [139] **Köksal F., Altun F., Yiğit I., Sahin Y., (2008)**  
 Combined effect of silica fume and steel fiber on the mechanical properties of high strength concretes. *Construction and Building Materials*, vol. 22, pp. 1874-1880.
- [140] **Serna Ros P., (1984)**  
 Etude de Contribution des fibres métalliques à l'amélioration du comportement du béton au cisaillement. Thèse Doct. Ing. Ecole National des Ponts et Chaussées, Paris.
- [141] **Edington J., (1973)**  
 Steel fibre reinforced concrete. Thesis for the degree of PhD. University of Surrey, England.
- [142] **Sivakumar A., Santhanam M., (2007)**  
 Mechanical properties of high strength concrete reinforced with metallic and non-metallic fibres. *Cement & Concrete Composites*, vol. 29, pp. 603-608.
- [143] **Hsie M., Tu C., Song P.S., (2008)**  
 Mechanical properties of polypropylene hybrid fiber-reinforced concrete. *Materials Science and Engineering, A* 494, pp.153-157.
- [144] **Alhozaimy A.M., Soroushian P., Mirza F., (1996)**  
 Mechanical properties of polypropylene fiber reinforced concrete and the effects of pozzolanic materials. *Cement & Concrete Composites*, vol. 18, pp. 85-92.
- [145] **Bennet E.W., Collings B.C., (1969)**  
 High Early Strength Concrete By Means of Very Fine Portland Cement. ICE Proceeding, Inst. Civil. Engineers, vol. 43, pp. 443-452, London.
- [146] **Beddar M., Safer S.**  
 Intérêt des chercheurs de l'université de M'sila au produit-Ciment ACC. Rapport présenté à la direction d'ACC.
- [147] **Duval R., Kadri E.H., (1999)**  
 Influence de la fumée de silice sur la résistance en compression. *Revue Française de Génie Civil*, ISSN 1279-5119, vol 3, n°1, pp. 25-55.
- [148] **Demirboga R., (2003)**  
 Influence of mineral admixtures on thermal conductivity and compressive strength of mortar. *Energy and building*, vol. 35, pp. 189-192.
- [149] **Gopalaratman V.S et al., (1985)**  
 Softening Response of Plain Concrete in Direct Tension. *ACI Journal*, vol. 82, n°3, pp. 310-323.
- [150] **Bencardino F., Rizzuti L. et Swamy R.N., (2010)**  
 Experimental evaluation of fiber reinforced concrete fracture properties. *Composites: Part B: Engineering*, vol. 41, Issue 1, pp. 17-24.

- [151] **Hannawi K., Kamali-Bernard S., Prince W., (2010)**  
Physical and mechanical properties of mortars containing PET and PC waste aggregates. *Waste Management*, vol. 30, pp. 2312-2320.
- [152] **Papworth F., (1997)**  
Use of Steel Fibres In Concrete. Presented at The Concrete Institute of Australia, NSW Branch.
- [153] **Guo X.H., Tin-Loi F., Li H., (1999)**  
Determination of quasibrittle fracture law for cohesive crack models. *Cement and Concrete Research*, vol. 29, pp. 1055-1059.
- [154] **Taylor M., Lydon F.D., Barr B.I.G., (1997)**  
Toughness Measurements on Steel Fibre-reinforced High Strength Concrete. *Cement Concrete Composites*, vol. 19, pp. 329-340.
- [155] **Barr B., Gettu R., Al-Oraimi S.K.A., Bryars L.S., (1996)**  
Toughness Measurement the Need to Think Again. *Cement and Concrete Composites*, vol. 18, pp. 281-297.
- [156] **ACI 544.4R-88, (1999)**  
Design Considerations for Steel Fiber Reinforced Concrete. Manual of Concrete Practice, pp. 1-18.
- [157] **Gopalaratnam V.S., Gettu R., (1995)**  
On the Characterization of Flexural Toughness in Fiber Reinforced Concretes. *Cement and Concrete Composites*, vol. 17, pp. 239-254.
- [158] **Serdar A., Halit Y., Bulent B., (2008)**  
High temperature resistance of normal strength and autoclaved high strength mortars incorporated polypropylene and steel fibers. *Construction and Building Materials*, vol. 22, pp. 504–512.
- [159] **Fu Y.F., Wong Y.L., Poon C.S., Tang C.A., Lin P., (2004)**  
Experimental study of micro/macro crack development and stress-strain relations of cement-based composite materials at elevated temperatures. *Cement and Concrete Research*, vol. 33, pp. 789-797.
- [160] **Fares H., Noumowe A., Remond S., (2009)**  
Self-consolidating concrete subjected to high temperature. Mechanical and physicochemical properties. *Cement and Concrete Research*, vol. 39, pp. 1230-1238.
- [161] **Phan L.T., Lawson J.R., Davis F.L., (2001)**  
Effects of elevated temperature exposure on heating characteristics, spalling, and residual properties of high performance concrete. *Materials and Structures*, vol. 34, pp. 83-91.

- [162] **Tolentino E., Lameiras F.S., Gomes A.M., Rigo Da Silva C.A., Vasconcelos W.L., (2002)**  
Effects of high temperature on the residual performance of Portland cement concretes. *Materials and Structures*, vol. 5, pp. 301-307.
- [163] **Kanema M., (2007)**  
Influence des paramètres de formulation et microstructuraux sur le comportement à haute température des bétons. Thèse de doctorat, Université de Cergy-Pontoise.
- [164] **Menou A., Mounajed G., Boussa H., Pineaud A., Carre H., (2006)**  
Residual fracture energy of cement paste, mortar and concrete subject to high temperature. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, vol. 45, n°1, pp. 64-71.
- [165] **Charmet J.C.**  
Mécanique du solide et des matériaux : Elasticité - Plasticité - Rupture. ESPCI - Laboratoire d'Hydrodynamique et Mécanique Physique, pp. 113-125.
- [166] **Pierre P., Pleau R., Pigeon M., (1999)**  
A finite element study of the influence of micro-fibres on the tensile strength of cement paste. Proceeding of the 3<sup>rd</sup> International RILEM Workshop: High performance Fiber reinforced Cement Composites 3 (HPFRC 3), ed. A.E. Naamann and H.W. Reinhardt, pp. 387-398.
- [167] **Consolazio G.R., McVay M.C., Rish III J.W., (1998)**  
Measurement and prediction of pore pressures in saturated cement mortar subjected to radiant heating. *ACI Material Journal*, vol. 95, pp. 525-536.
- [168] **Bian H., (2009)**  
Etude expérimentale de l'endommagement de BFUHP sous sollicitations physique, chimique et mécanique. Thèse de doctorat, INSA de Rennes.
- [169] **Vourlias G., Pistofidis N., Chrissafis K., (2008)**  
High-temperature oxidation of precipitation hardening steel. *Thermochemical Acta*, vol. 478, Issues 1-2, pp. 28-33.
- [170] **Kanema M., De Morais M.V.G., Noumowé A., Gallias J.L., Cabrillac R., (2007)**  
Experimental and numerical studies of thermo-hydrous transfers in concrete exposed to high temperature. *Heat and Mass Transfer*, vol. 44, n°2, pp. 149-164.
- [171] **Pliya P., Beaucour A.L., Noumowwe A.**  
Une manière d'améliorer le comportement du béton soumis à une température élevée ; ajout du cocktail de fibres de polypropylène et métallique. AFGC La Technique du Béton/ The French Technology Concrete.
- [172] **Stabler J., Baker G., Heinfling G., Reynouard J.M., (1998)**  
Effect of high temperature on the fracture energy of concrete. H. Mihashi (ed.), proc. FRAMCOS III.

- [173] **Felecitti R., Gambarova P.G., (1999)**  
On the residual proprieties of high performance siliceous concrete exposed to high temperatures. *Mechanics of Quasi-Brittle Materials and Structures*, edited by G. Pijaudier-Cabot, Zdenek Bittnar & Bruno Gérard. Paris : Hermes, pp. 167- 186.
- [174] **Menou A., (2004)**  
Etude du comportement thermomécanique des bétons à haute température : approche multi-échelles de l'endommagement thermique. Thèse de Doctorat de l'Université de Pau et des Pays De l'Adour.
- [175] **Appa Rao G., (2001)**  
Development of strength with age of mortars containing silica fume. *Cement and Concrete Research*, vol. 31, pp. 1141-1146.
- [176] **Venuat M., (1976)**  
La pratique des ciments et des bétons. Edition du Moniteur, Paris, pp. 75-224.
- [177] **ASTM C234-91a, (2000)**  
Standard Test Method for Comparing Concretes on the Basis of the Bond Developed with Reinforcing Steel (Withdrawn 2000).
- [178] **Malhotra V.M., Wilson H.S., Painter K.E., (1989)**  
Performance of Gravel stone Concrete Incorporating Silica Fume at Elevated Temperatures. *American Concrete Institute*, vol.114, pp. 1051-1076.
- [179] **Demirbogan R., (2003)**  
Influence of mineral admixtures on thermal conductivity and compressive strength of mortar. *Energy and Buildings*, vol. 35, pp. 189-192.
- [180] **El Hachem M., (1990)**  
Etude de l'influence de la fibre de fonte amorphe sur le retrait et le fluage du béton. Thèse de Doctorat, Ecole centrale Paris.
- [181] **Abdou K., Houari H., (2007)**  
Influence des fibres d'acier sur les variations dimensionnelles et pondérales des matrices cimentaires. *Sciences & Technologie B*, n°26, pp. 43-48.
- [182] **Miloud B., (2005)**  
Permeability and porosity characteristics of steel fiber reinforced concrete. *Asian Journal of Civil Engineering (Building And Housing)*, vol. 6, n°4, pp. 317-330.
- [183] **Noumowé A., Lefèvre A., Duval R., (2002)**  
Porosité supplémentaire consécutive à la fusion de fibres de polypropylène dans un béton à hautes performances. *Revue Française de Génie Civil*, vol. 6, n°2, pp. 301-313.
- [184] **Komonen J., Penttala V., (2003)**  
Effects of High Temperature on the Pore Structure and Strength of Plain and Polypropylene Fiber Reinforced Cement Pastes. *Fire Technology*, vol. 39, n°1, pp. 23-34.

- [185] **Mindeguia J.C., (2009)**  
Contribution expérimentale à la compréhension des risques d'instabilité thermique des bétons. Thèse de doctorat, Université de Pau et des Pays de l'Adour.
- [186] **Odler I., Rößler M., (1985)**  
Investigations on the relationship between porosity, structure and strength of hydrated Portland cement pastes. II. Effect of pore structure and of degree of hydration. *Cement and Concrete Research*, vol. 15, Issue 3, pp. 401-410.