



**HAL**  
open science

**Mécanismes d'endommagement et comportements  
mécaniques d'un composite cimentaire fibré  
multi-échelles sous sollicitations sévères : fatigue, choc,  
corrosion**

Edouard Parant

► **To cite this version:**

Edouard Parant. Mécanismes d'endommagement et comportements mécaniques d'un composite cimentaire fibré multi-échelles sous sollicitations sévères : fatigue, choc, corrosion. Mécanique [physics.med-ph]. Ecole des Ponts ParisTech, 2003. Français. NNT : . tel-00005735

**HAL Id: tel-00005735**

**<https://pastel.hal.science/tel-00005735>**

Submitted on 5 Apr 2004

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

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



## **THESE**

Pour obtenir le grade de

### **DOCTEUR DE L'ÉCOLE NATIONALE DES PONTS ET CHAUSSÉES**

Spécialité : Structures et Matériaux

présentée et soutenue publiquement par

**Edouard PARANT**

Le 3 décembre 2003 à l'ENPC Paris

Titre :

### **MECANISMES D'ENDOMMAGEMENT ET COMPORTEMENTS MECANIQUES D'UN COMPOSITE CIMENTAIRE FIBRE MULTI-ECHELLES SOUS SOLLICITATIONS SEVERES : FATIGUE, CHOC, CORROSION**

Jury composé de :

Rapporteurs :	M. Bruno MASSICOTTE	Ecole Polytechnique de Montréal
	M. Jean-Michel TORRENTI	IRSN
Examineurs :	M. Eugen BRUEHWILER	EPFL (Lausanne)
	M. Dominique FRANÇOIS	Ecole Centrale
	M. Jacques RESPLANDINO	CETE de Lyon
Directeur de thèse :	M. Pierre ROSSI	LCPC
Invité :	M. Patrice HAMELIN	L2MS–Université Claude Bernard Lyon I



# Résumé

Ce travail porte sur l'étude du comportement mécanique et des mécanismes d'endommagement d'un composite cimentaire fibré multi-échelles soumis à des sollicitations sévères. Les sollicitations mécaniques retenues sont : la fatigue, le choc et le fluage en ambiance agressive.

A partir de l'analyse des mécanismes de fissuration des matrices cimentaires, le principe de renfort multi-échelles conduit à l'utilisation de trois dimensions de fibres métalliques afin d'intervenir à chaque étape du processus de fissuration. La matrice cimentaire est ultra-compacte et résistante (résistance en compression  $> 200$  MPa) et la fraction volumique du renfort atteint 11 %. Le composite formulé est mis en œuvre dans des dalles minces qui se veulent représentatives des applications structurelles envisagées. Les dalles constituent les corps d'épreuve pour les trois études.

La caractérisation mécanique du composite sous chargement statique (compression, traction et flexion) montre que le renfort multi-échelles se caractérise par la mise en action graduelle et continue des différentes échelles de fibres, et ce jusqu'au pic d'effort. Une détermination de la résistance en traction uniaxiale ( $> 20$  MPa) à partir d'essais de flexion 4 points sur dalles minces en utilisant une approche inverse est validée. Il est montré que le matériau étudié est élasto-plastique avec écrouissage positif en traction.

Les essais dynamiques mettent en lumière une grande sensibilité du composite aux effets de vitesses. Le renfort multi-échelles, et tout particulièrement les micro-fibres, amplifient les phénomènes visqueux dans la matrice cimentaire en y améliorant le transfert des efforts. Le gain absolu de résistance en traction est estimé par approche inverse à 1.5 MPa/u.log. Ces résultats sont retrouvés lors de simulations avec un modèle élasto-visco-plastique.

Le comportement en fatigue est limité par le faible élancement des méso-fibres. Leur déchaussement rapide empêche l'arrêt de la coalescence des micro-fissures. Une corrélation forte existe entre la durée de vie en fatigue et l'état d'endommagement initial (lors d'un premier chargement statique). Une courbe de Wöhler corrigée est reconstruite connaissant le comportement statique caractéristique et l'état initial de déformation des corps d'épreuve.

Sous sollicitation de service, la fissuration fine et diffuse induite par l'efficacité du renfort multi-échelles n'est pas préjudiciable en environnement agressif. Une cicatrisation presque totale est observée en présence d'eau sur des corps d'épreuve pré-endommagés par fatigue et maintenus chargés en solution saline.

**Mots-clés :** Béton - fibres métalliques - matrices ultra-performances – BFUP - composite - renfort multi-échelles - traction uniaxiale - ductilité - approche inverse - élasto-plasticité - cicatrisation - fatigue - seuil - choc - effets de vitesse - viscosité - modèles continus.



# Sommaire

<b><u>Résumé</u></b>	<b>3</b>
<b><u>Sommaire</u></b>	<b>5</b>
<b><u>Liste des figures</u></b>	<b>7</b>
<b><u>Liste des tableaux</u></b>	<b>11</b>
<b><u>Introduction et Problématique</u></b>	<b>13</b>
<b><u>Formulation et mise en œuvre d'un composite cimentaire fibré multi-échelles</u></b>	<b>17</b>
<u>1.1</u> <u>Introduction</u>	17
<u>1.2</u> <u>Optimisation d'un composite cimentaire fibré multi-échelles</u>	18
<u>1.3</u> <u>Fabrication et Mise en œuvre</u>	39
<u>1.4</u> <u>Conclusions</u>	44
<b><u>Connaissances des comportements mécaniques statiques et différés du composite étudié</u></b>	<b>47</b>
<u>2.1</u> <u>Introduction</u>	47
<u>2.2</u> <u>Comportement sous sollicitations statiques</u>	47
<u>2.3</u> <u>Comportements différés</u>	56
<u>2.4</u> <u>Analyse et modélisation du comportement en traction uniaxiale</u>	58
<u>2.5</u> <u>Conclusions</u>	65
<b><u>Effets de vitesse sur le comportement dynamique en flexion</u></b>	<b>67</b>
<u>3.1</u> <u>Introduction</u>	67
<u>3.2</u> <u>Éléments bibliographiques sur le comportement aux chocs des bétons de fibres</u>	68
<u>3.3</u> <u>Etude expérimentale du comportement dynamique</u>	81
<u>3.4</u> <u>Analyses des mécanismes physiques à l'origine des effets de vitesse observés</u>	113
<u>3.5</u> <u>Modélisation numérique</u>	118
<u>3.6</u> <u>Conclusions</u>	125

<b><u>Comportement sous sollicitations de fatigue</u></b>	<b>129</b>
4.1 <u>Introduction</u>	129
4.2 <u>Etude bibliographique du comportement des BFM sous sollicitations cycliques</u>	131
4.3 <u>Etude expérimentale du CEMTEC<sub>multiscale</sub><sup>®</sup> en fatigue</u>	142
4.4 <u>Analyse des mécanismes physiques de fatigue</u>	169
4.5 <u>Conclusions</u>	174
<b><u>Comportement d'une éprouvette endommagée et sollicitée en ambiance agressive</u></b>	<b>177</b>
5.1 <u>Introduction</u>	177
5.2 <u>Rappels sur la durabilité des bétons de fibres métalliques</u>	178
5.3 <u>Fluage en flexion du matériau étudié en ambiance agressive</u>	190
5.4 <u>Interprétation des résultats expérimentaux</u>	201
5.5 <u>Conclusions</u>	207
<b><u>Conclusions générales et Perspectives</u></b>	<b>209</b>
<b><u>Bibliographie</u></b>	<b>213</b>
<b><u>Annexes</u></b>	<b>229</b>

# Liste des figures

## Chapitre 1

<a href="#">Figure 1.1</a>	- Organigramme de la démarche de formulation de la matrice UHP	21
<a href="#">Figure 1.2</a>	- Courbe <i>Compacité de pâte de ciments-Dosage en superplastifiant</i> pour deux ciments portland gris, classe 52.5 R.	23
<a href="#">Figure 1.3</a>	- Détermination des seuils de saturation des quatre superplastifiants retenus	26
<a href="#">Figure 1.4</a>	- Fibres métalliques utilisées : fibres longues à crochets (à gauche), fibres droites et courtes (au centre) et laine d'acier (à droite) à la même échelle	33
<a href="#">Figure 1.5</a>	- Saturation du mélange M5/15 en fibre lors de l'introduction de laine d'acier	34
<a href="#">Figure 1.6</a>	- Effet synergique entre micro- et macro-fibre lors de l'introduction de laine d'acier dans M5/25 - Amélioration du comportement pré et post pic.	35
<a href="#">Figure 1.7</a>	- Effet de confinement de la macro-fibre par la laine d'acier	35
<a href="#">Figure 1.8</a>	- Evolution de la rhéologie de la matrice en fonction du pourcentage volumique de laine d'acier incorporée – Mesure d'étalement au mini-cône.	37
<a href="#">Figure 1.9</a>	- Différentes géométries de pales de malaxeurs : plaques perpendiculaires au sens de rotation du mélange (malaxeur conventionnel Zyclos - A) et jeu de couteaux parallèles au tourbillon (mélangeur intensif Eirich - B).	40
<a href="#">Figure 1.10</a>	- Influence de l'orientation des couteaux sur la compacité du mélange	41
<a href="#">Figure 1.11</a>	- Méthode de coulage des dalles avec goulotte semi-circulaire – Produit fini après rodage et peinture.	43

## Chapitre 2

<a href="#">Figure 2.1</a>	- Courbe moyenne <i>Contrainte-Déformation</i> en compression	49
<a href="#">Figure 2.2</a>	- Géométrie du moule en forme d'os pour éprouvette de traction uniaxiale.	50
<a href="#">Figure 2.3</a>	- Schéma de principe du bridage de l'éprouvette sur ces mors (à droite) et dispositif expérimental instrumenté lors d'un essai (à gauche).	51
<a href="#">Figure 2.4</a>	- Courbes <i>s-e</i> du CEMTEC <sup>®</sup> <sub>multiscale</sub> en traction directe (à gauche).	52
<a href="#">Figure 2.5</a>	- Dispositif de flexion 4 points sur dalle : extensomètre spécial avec capteur de flèche (en haut) et capteur de déplacement en zone tendue (en bas).	53
<a href="#">Figure 2.6</a>	- Courbes moyenne et caractéristique <i>contrainte de flexion équivalente-flèche</i> de dalles sollicitées en flexion 4 points.	55
<a href="#">Figure 2.7</a>	- Courbe moyenne <i>contrainte de flexion équivalente-flèche</i> d'éléments "dalle" et "nervure" sollicités en flexion 4 points.	55
<a href="#">Figure 2.8</a>	- Evolution du retrait sur éprouvettes non traitées thermiquement.	57



<a href="#">Figure 2.9</a>	- Complaisance du CEMTEC <sub>multiscale</sub> <sup>®</sup> non traité thermiquement.	57
<a href="#">Figure 2.10</a>	- Schéma de principe du caractère écrouissant par renfort multi-échelle	59
<a href="#">Figure 2.11</a>	- Critère de plasticité de Drucker-Prager et Willam-Warnke dans les demi-plans (p,t) du méridien de compression et de traction (figure de gauche), dans une coupe déviatorique (figure de droite), d'après [Fauchet 1991]	61
<a href="#">Figure 2.12</a>	- Définition du maillage et des conditions aux limites pour les simulations de flexion 4 points.	63
<a href="#">Figure 2.13</a>	- Résultats d'essais et de simulation en flexion 4 points pour un jeu de paramètres donnés sur dalle mince.	64
<a href="#">Figure 2.14</a>	- Définition des paramètres de la loi de traction uniaxiale. Comparaison entre la courbe moyenne expérimentale et la loi utilisée pour la simulation des essais de flexion 4 points sur dalles minces.	64

## Chapitre 3

<a href="#">Figure 3.1</a>	- Evolution de la résistance en traction pour différents bétons secs et humides, d'après [Toutlemonde 1995]	74
<a href="#">Figure 3.2</a>	- Dispositif block-barre utilisé lors d'un essai d'écrasement	85
<a href="#">Figure 3.3</a>	- Vue de dessus du dispositif de flexion 4 points intercalé entre l'impacteur et la barre de mesure	85
<a href="#">Figure 3.4</a>	- Vitesse de chargement lors d'un essai de flexion dynamique avec 0 ou 1 ou 2 mastics intercalés (essai sur dalle en béton armé standard)	87
<a href="#">Figure 3.5</a>	- Accélération obtenue lors d'un essai de flexion dynamique 4 points sur le dispositif block-barre	89
<a href="#">Figure 3.6</a>	- Vitesse filtrée et non filtrée de l'extrémité de la barre de mesure	90
<a href="#">Figure 3.7</a>	- Force transmise à la barre de mesure lors d'un essai de flexion dynamique	90
<a href="#">Figure 3.8</a>	- Courbe <i>Contrainte de traction équivalente-Déformation</i> relative à la vitesse $V_M$ pour le CEMTEC <sub>multiscale</sub> <sup>®</sup>	92
<a href="#">Figure 3.9</a>	- Courbes <i>Contrainte de traction équivalente-Déformation</i> relatives à la vitesse $V_M$ pour la matrice de référence.	93
<a href="#">Figure 3.10</a>	- Courbes caractéristiques <i>Contrainte de traction équivalente-Déformation</i> relatives aux vitesses $V_L$ , $V_M$ , $V_R$ pour le CEMTEC <sub>multiscale</sub> <sup>®</sup>	93
<a href="#">Figure 3.11</a>	- Courbes moyennes <i>Contrainte de traction équivalente-déformation</i> relative aux vitesses $V_L$ , $V_M$ , $V_R$ pour la matrice de référence	94
<a href="#">Figure 3.12</a>	- Courbes de <i>Contrainte de traction équivalente-Déformation</i> pour le CEMTEC <sub>multiscale</sub> <sup>®</sup> relatives aux deux coulages du 22 mai 2002 – 3 gammes de vitesses statiques rapides	95
<a href="#">Figure 3.13</a>	- Evolution du Module de rupture en fonction de la vitesse de chargement pour la matrice de référence et le CEMTEC <sub>multiscale</sub> <sup>®</sup>	96
<a href="#">Figure 3.14</a>	- Evolution du module de Young en fonction de la vitesse de chargement pour la matrice de référence et le CEMTEC <sub>multiscale</sub> <sup>®</sup>	98
<a href="#">Figure 3.15</a>	- Courbes type <i>Force-Flèche</i> pour l'éprouvette référencée 22-10-02 G1 AM – contact mastic-mastic	99
<a href="#">Figure 3.16</a>	- Evolution comparée de la flèche en fonction du pic d'effort correspondant	99
<a href="#">Figure 3.17</a>	- faciès de fissuration de dalles soumises à de la flexion dynamique : à droite 1.35 GPa/s (réf.:22-10-02 G2 5 AM) – à gauche 500 GPa/s (réf.:10-02 G1 9 NM)	101

<a href="#"><u>Figure 3.18</u></a>	<a href="#"><u>- Courbes <i>Module de rupture-Vitesse de contrainte</i> pour l'ensemble des gammes de taux de chargement testés sur le CEMTEC<sub>multiscale</sub><sup>®</sup></u></a>	102
<a href="#"><u>Figure 3.19</u></a>	<a href="#"><u>- Courbes moyennes <i>Contraintes de traction équivalente-Flèche</i> pour les deux formulations de CEMTEC<sub>multiscale</sub><sup>®</sup></u></a>	104
<a href="#"><u>Figure 3.20</u></a>	<a href="#"><u>- Comparaison simulation/expérience pour les essais de flexion 4 points sur dalles à vitesse de chargement lente (<math>V = 1.25 \times 10^{-4}</math> GPa/s)</u></a>	106
<a href="#"><u>Figure 3.21</u></a>	<a href="#"><u>- Evolution de la loi de comportement en traction uniaxiale pour trois vitesses de sollicitation (module MCNL)</u></a>	108
<a href="#"><u>Figure 3.22</u></a>	<a href="#"><u>- Courbes simulées <i>Contrainte de traction équivalente-Déformation</i> pour trois vitesses de chargement.</u></a>	108
<a href="#"><u>Figure 3.23</u></a>	<a href="#"><u>- Evolution <i>Résistance en traction uniaxiale-Vitesse de contrainte</i> du CEMTEC<sub>multiscale</sub><sup>®</sup> pour les 3 vitesses de statique rapide (domaine I)</u></a>	109
<a href="#"><u>Figure 3.24</u></a>	<a href="#"><u>- Evolution <i>Limite pseudo élastique moyenne-Vitesse de contrainte</i> du CEMTEC<sub>multiscale</sub><sup>®</sup> pour les 3 vitesses de statique rapide (domaine I)</u></a>	110
<a href="#"><u>Figure 3.25</u></a>	<a href="#"><u>- Evolution <i>Résistance moyenne en traction uniaxiale-Vitesse de contrainte</i> pour la matrice de référence</u></a>	111
<a href="#"><u>Figure 3.26</u></a>	<a href="#"><u>- Modèle rhéologique avec écrouissage visqueux, d'après [Sercombe<sup>b</sup> 1998]</u></a>	120
<a href="#"><u>Figure 3.27</u></a>	<a href="#"><u>- Courbes simulées <i>Contrainte de traction équivalente-Déformation</i> pour trois vitesses de chargement</u></a>	123
<a href="#"><u>Figure 3.28</u></a>	<a href="#"><u>- Comparaison calcul/expérience pour les essais de flexion 4 points sur dalles à vitesse de chargement moyenne (<math>V = 1.25 \times 10^{-2}</math> GPa/s)</u></a>	124
<a href="#"><u>Figure 3.29</u></a>	<a href="#"><u>- Evolution de la loi de comportement en traction uniaxiale pour trois vitesses de sollicitation (module MCCI)</u></a>	124

## Chapitre 4

<a href="#"><u>Figure 4.1</u></a>	<a href="#"><u>- Exemple d'instrumentation pour les essais de fatigue en flexion 4 points: mesure de déformation moyenne, de flèche et d'ouverture de 2 fissures.</u></a>	144
<a href="#"><u>Figure 4.2</u></a>	<a href="#"><u>- Définition du chargement sinusoïdal asymétrique non alterné</u></a>	145
<a href="#"><u>Figure 4.3</u></a>	<a href="#"><u>- Courbes min., max., moyenne et caractéristique du CEMTEC<sub>multiscale</sub><sup>®</sup> en flexion 4 points (dalles âgées de 10 à 14 mois).</u></a>	148
<a href="#"><u>Figure 4.4</u></a>	<a href="#"><u>- Courbes moyenne et caractéristique du CEMTEC<sub>multiscale</sub><sup>®</sup> en flexion 4 points à différents âges.</u></a>	148
<a href="#"><u>Figure 4.5</u></a>	<a href="#"><u>- Courbe <i>Contrainte cyclique-Flèche</i> jusqu'à rupture - <math>R = 0.9</math></u></a>	150
<a href="#"><u>Figure 4.6</u></a>	<a href="#"><u>- Courbe <i>Contrainte cyclique-Flèche</i> avec stagnation - <math>R = 0.77</math></u></a>	150
<a href="#"><u>Figure 4.7</u></a>	<a href="#"><u>- Courbes types d'évolution de la flèche avec le nombre de cycles (exemple de courbe menant à la rupture et à une stagnation)</u></a>	153
<a href="#"><u>Figure 4.8</u></a>	<a href="#"><u>- Diagramme <i>Nombre de cycles à rupture <math>N_c</math>-Taux de chargement <math>R</math></i></u></a>	154
<a href="#"><u>Figure 4.9</u></a>	<a href="#"><u>- Diagramme <i>Amplitude de contrainte <math>\sigma_s</math>-Nombre de cycles <math>N_c</math></i></u></a>	155
<a href="#"><u>Figure 4.10</u></a>	<a href="#"><u>- Courbes <i>Contrainte <math>S_{f,max}</math>-Déformation</i> lors du chargement initial statique</u></a>	155
<a href="#"><u>Figure 4.11</u></a>	<a href="#"><u>- Diagramme <i>Pente d'évolution de la Flèche <math>S</math>-Déformation initiale <math>e_i</math></i></u></a>	157
<a href="#"><u>Figure 4.12</u></a>	<a href="#"><u>- Diagramme <i>Nombre de cycles à rupture <math>N_c</math>/Déformation initiale <math>e_i</math></i></u></a>	158
<a href="#"><u>Figure 4.13</u></a>	<a href="#"><u>- Evolution de l'amplitude de battement de fissure <math>\omega</math> (stabilisation ou non)</u></a>	160

<a href="#">Figure 4.14</a>	- <a href="#">Instrumentation de 2 fissures d'une même dalle: d'amplitude constante (gauche), stabilisation de l'ouverture (droite).</a>	161
<a href="#">Figure 4.15</a>	- <a href="#">Evolution de l'amplitude de battement de la fissure critique dans les tous premiers cycles (réf. CT2 E8, <math>\epsilon_c = 2.86 \times 10^{-3}</math>, <math>N_c = 1135</math>)</a>	162
<a href="#">Figure 4.16</a>	- <a href="#">Evolution de l'ouverture de fissure pour de grandes amplitudes <math>\sigma/\omega</math> (réf. E9_28.3kN)</a>	162
<a href="#">Figure 4.17</a>	- <a href="#">Importance de la fissuration visible sur la durée de vie en fatigue : à gauche dalle s'étant rompue après 1 135 cycles (réf. CT2 E8_35.5kN) et à droite dalle ayant atteint <math>2 \times 10^6</math> cycles (réf. Epn°6_26.52kN)</a>	164
<a href="#">Figure 4.18</a>	- <a href="#">Courbe de Wöhler reconstituée</a>	166
<a href="#">Figure 4.19</a>	- <a href="#">Courbes de rechargement statique après <math>2 \times 10^6</math> cycles</a>	168
<a href="#">Figure 4.20</a>	- <a href="#">Comparaison entre les comportements statiques moyens avant et après sollicitation de fatigue (<math>2 \times 10^6</math> cycles)</a>	168
<a href="#">Figure 4.21</a>	- <a href="#">Faciès de fissuration en présence d'une fibre : a) après sollicitation de fatigue. b) lors du premier chargement statique</a>	172

## Chapitre 5

<a href="#">Figure 5.1</a>	- <a href="#">Dispositif de fluage en flexion 3 points</a>	192
<a href="#">Figure 5.2</a>	- <a href="#">Dispositif expérimental de fluage en ambiance agressive - Vue en plan</a>	194
<a href="#">Figure 5.3</a>	- <a href="#">Dispositif expérimental de fluage en ambiance agressive - Coupe et détails</a>	195
<a href="#">Figure 5.4</a>	- <a href="#">Vue générale des bâtis en phase de séchage (ventilateur en bas)</a>	197
<a href="#">Figure 5.5</a>	- <a href="#">Evolution de l'effort appliqué au court du temps.</a>	198
<a href="#">Figure 5.6</a>	- <a href="#">Eprouvettes Traitées Thermiquement : ensemble des courbes <i>Flèche-contrainte de flexion</i></a>	199
<a href="#">Figure 5.7</a>	- <a href="#">Eprouvettes Traitées Thermiquement : ensemble des courbes moyennes <i>Flèche-Contrainte de flexion</i></a>	199
<a href="#">Figure 5.8</a>	- <a href="#">Eprouvettes Non Traitées Thermiquement : ensemble des courbes <i>Flèche-contrainte de traction par flexion</i></a>	200
<a href="#">Figure 5.9</a>	- <a href="#">Eprouvettes Non Traitées Thermiquement : ensemble des courbes moyennes <i>Flèche-Contrainte de traction par flexion</i></a>	200
<a href="#">Figure 5.10</a>	- <a href="#">Courbes <i>Contrainte-Flèche</i> pour les dalles NT : endommagement initial (180 jours) et comportement à rupture (dalles vierges à 400 jours).</a>	205
<a href="#">Figure 5.11</a>	- <a href="#">Courbes <i>Contrainte-Flèche</i> pour les dalles TT : endommagement initial (180 jours) et comportement à rupture (dalles vierges à 400 jours).</a>	205

# Liste des tableaux

<a href="#"><u>Tableau 1.1 - Définition des différents constituants de la matrice UHP</u></a>	20
<a href="#"><u>Tableau 1.2 - Classe vraie des ciments / Compacité des matrices UHP</u></a>	22
<a href="#"><u>Tableau 1.3 - Evolution comparée de la rhéologie et de la résistance en compression de pâte Très Haute Performance avec le rapport Eau/Liant - Deux ciments.</u></a>	23
<a href="#"><u>Tableau 1.4 - Composition chimique et extrait sec des superplastifiants – Influence sur la résistance en compression et la rhéologie.</u></a>	25
<a href="#"><u>Tableau 1.5 - Caractéristiques mécaniques et morphologiques des sables – résistance en compression et traction par flexion.</u></a>	27
<a href="#"><u>Tableau 1.6 - Formulation de la matrice de référence et du composite cimentaire fibré multi-échelle</u></a>	38
<a href="#"><u>Tableau 1.7 - Séquence de malaxage du composite cimentaire fibré multi-échelles</u></a>	41
<a href="#"><u>Tableau 2.1 - Evolution des résistances mécaniques en compression en fonction du temps</u></a>	58
<a href="#"><u>Tableau 3.1 - Caractéristiques géométriques et matérielles du bloc-barre</u></a>	84
<a href="#"><u>Tableau 3.2 - Valeurs moyennes et écarts types des déformations au pic d'effort – 3 vitesses en statique rapide</u></a>	94
<a href="#"><u>Tableau 3.3 - Valeurs moyennes et écarts types de la limite d'élasticité – 3 vitesses en statique rapide</u></a>	94
<a href="#"><u>Tableau 3.4 - Valeurs moyennes et écarts types des modules de rupture – 3 vitesses en statique rapide</u></a>	97
<a href="#"><u>Tableau 3.5 - Valeurs moyennes et écarts types des modules de Young – 3 vitesses en statique rapide</u></a>	97
<a href="#"><u>Tableau 3.6 - Module de rupture et flèche au pic d'effort en fonction des conditions de contact projectile-chevêtre supérieur pour le composite fibré multi-échelles</u></a>	100
<a href="#"><u>Tableau 3.7 - Paramètres matériaux utilisés lors des simulations sur le CEMTEC<sup>®</sup><sub>multiscale</sub></u></a>	107
<a href="#"><u>Tableau 3.8 - Comparaison des contraintes de ruptures moyennes pour le BPR et la matrice de référence du CEMTEC<sup>®</sup><sub>multiscale</sub></u></a>	112
<a href="#"><u>Tableau 3.9 - Comparaison BFUP simple échelle / Composite Cimentaire Fibré Multi-échelles – nombre total de fibres/m<sup>3</sup> et surface spécifique totale.</u></a>	115
<a href="#"><u>Tableau 3.10 - Paramètres et relations du modèle visco-élasto-plastique, d'après [SERCOMBE 1998]</u></a>	121
<a href="#"><u>Tableau 4.1 - Principales valeurs caractérisant le comportement statique du lot de dalles testées en fatigue (dalles âgées de plus de 10 mois)</u></a>	149
<a href="#"><u>Tableau 4.2 - Tableau récapitulatif des paramètres expérimentaux mesurés</u></a>	159
<a href="#"><u>Tableau 4.3 - Déformation ultime en partie tendue : en statique, après 2x10<sup>6</sup> cycles et 10 cycles avant rupture.</u></a>	164
<a href="#"><u>Tableau 4.4 - Synthèses des résultats expérimentaux sur dalles après 2.10<sup>6</sup> cycles</u></a>	167
<a href="#"><u>Tableau 5.1 - Indicateurs de durabilité pour les bétons, d'après [AFGC-SETRA 2003]</u></a>	180
<a href="#"><u>Tableau 5.2 - Synthèse des principaux types d'essais de corrosion utilisés</u></a>	187



# Introduction et Problématique

Les Bétons de Fibres Métalliques (BFM) ont fait l'objet depuis maintenant une quarantaine d'années d'efforts de recherche importants : compréhension de l'interaction fibre-matrice, énoncés de principes de formulation, règles de calculs - basées notamment sur les lois contrainte-ouverture de fissure, et finalement un panel d'applications industrielles ciblées. Parmi celles-ci on peut citer les dallages industriels, les réparations par béton projeté fibré, la réalisation de pieux forés en zone sismiques, et le remplacement des armatures passives d'effort tranchant dans certains éléments structuraux. Pour autant et malgré les efforts consentis, leur développement industriel reste bien marginal comparé au marché du béton armé classique ; les dosages homéopathiques en fibre, guidés par des soucis d'économie, ont limité fortement le développement technologique de matériaux véritablement composites, seuls capables de reprendre des contraintes de traction suffisantes pour s'affranchir de toutes armatures traditionnelles.

Le développement depuis une dizaine d'années de matrices cimentaires ultra-performantes a relancé l'intérêt pour l'utilisation des composites cimentaires. En effet, le gain de résistance mécanique a pour corollaire de rendre ces matrices très fragiles, développant un comportement que l'on peut rapprocher de celui des céramiques. Pour parer à ce désagrément, sans recourir à des taux de ferrailage démesurés, on introduit des pourcentages de fibres plus conséquents qu'auparavant, de l'ordre de 2 à 3 % en volume. Au final on obtient des produits plus ductiles, multi-fissurants et parfois à écrouissage positif, capable de limiter la propagation de l'endommagement, tout en assurant une durabilité accrue. Malgré tout, la résistance mécanique en traction de ces matériaux ne dépasse pas les 12 MPa en valeur moyenne - et 6 à 7 MPa en valeur caractéristique. Ce niveau de performance, s'il permet dans certaines applications de supprimer les aciers traditionnels, nécessite encore la présence de renforts actifs au travers de la précontrainte. Fondamentalement, ils apparaissent comme une extension des BFM dit "classiques".

A l'heure actuelle, il existe un marché très réduit pour les Bétons Fibrés Ultra Performants (BFUP), que l'on peut qualifier de niche. On peut citer quelques projets déjà réalisés tels que les passerelles du Québec et de Corée, des poutres précontraintes préfabriquées pour des aérorefrigérants de centrale nucléaire, et des éléments minces de façade, des plaques d'ancrage pour la réparation de murs en terre armée ou la future superstructure de la gare de péage du viaduc de Millau. Il faut souligner que pour toutes ces réalisations, l'entreprise mandataire a développé en interne et breveté un matériau BFUP ; ces réalisations apparaissent donc comme des vitrines technologiques et scientifiques, qui ne doivent pas faire oublier la part quasi nulle que représentent en volume ces opérations. Il y a deux raisons principales à cette non-existence actuelle d'un réel marché.

La première est liée au fait que ces matériaux sont très récents pour un secteur d'activité, le génie civil, où l'inertie à l'innovation est grande. La deuxième repose sur le fait que ce sont des matériaux très chers par rapport aux bétons courants, bétons à hautes performances y compris. Une réflexion portant sur leur valorisation est donc indispensable. Un effort particulier a malgré tout été fait dans la mise au point d'un guide de référence pour l'emploi des BFUP dans le domaine de la construction, sous l'égide du Service d'Etudes Techniques de Routes et Autoroutes (SETRA) et de l'Association Française de Génie Civil (AFGC).

Pour sa part, le Laboratoire Central des Ponts et Chaussées travaille depuis quelques années sur le développement de nouveaux composites cimentaires fibrés dans le but d'obtenir des matériaux suffisamment résistants et ductiles pour concevoir des structures ou des éléments structuraux **sans autres renforts** que les fibres métalliques. Ces matériaux sont la mise en application directe du « Multi-Scale Concept » développé par Rossi. L'idée est de mélanger des fibres courtes avec des fibres plus longues afin d'intervenir à la fois à l'échelle du matériau (augmentation de la résistance en traction) et à l'échelle de la structure (capacité portante et ductilité). On obtient alors un Multi-Scale Cement Composite (MSCC).

Une vaste étude sur quatre ans a été lancée dans le cadre d'un programme de recherche, dans lequel s'inscrit la présente thèse. Les principaux thèmes abordés dans ce programme regroupent la caractérisation des différents comportements mécaniques du composite (comportement en statique, en fatigue, à grandes vitesses de sollicitation...), des essais de durabilité, des essais à l'échelle "un" sur des éléments structuraux, et des essais pour optimiser le procédé de fabrication des éléments structuraux (malaxage et mise en œuvre). Au vu de ce qui a été dit ci-dessus, il apparaît que seules des applications spécifiques et ciblées peuvent permettre un essor à cette nouvelle génération de matériaux. A caractère exceptionnel, emploi exceptionnel. Ce type de matériau doit donc être employé dans des applications où il est seul capable de répondre au cahier des charges des futurs bâtisseurs, soit parce qu'il présentera des résistances importantes, soit qu'il procurera des gains de masse conséquents, soit qu'il permettra une tenue dans le temps accrue. Il nous appartient de montrer que nous sommes véritablement en présence d'une nouvelle gamme de matériaux, où l'effet de synergie entre les fibres, et le concept de renfort multi-échelle sont pleinement exploités.

***L'objet scientifique au centre de nos recherches n'est pas un BFUP, mais un composite cimentaire multi-échelles, ayant un comportement écrouissant et fortement ductile en traction uniaxiale – ce qui n'est pas le cas des BFUP classiques, au regard de la littérature accessible.***

Pour pouvoir se passer totalement des armatures conventionnelles (aciers passifs et de précontrainte), nous devons développer un matériau doté d'une résistance en traction qui avoisine les 20 MPa, et cela de manière reproductible, c'est-à-dire sans trop de dispersion. Or on ne souhaite pas seulement obtenir un matériau ductile mais aussi des sections ductiles ; il nous faut donc résolument utiliser plusieurs échelles de renfort. Homogénéité et résistance sont les deux critères qui imposent l'emploi de dosages inhabituels, voire dissuasifs en fibres métalliques – de l'ordre de 10 % en volume. Naturellement, l'obtention d'un composite ne se limite pas à l'incorporation d'un constituant dans un autre, sans autre ajustement.

Le premier chapitre présente la démarche retenue pour mettre au point un matériau de référence utilisable pour l'ensemble du thème de recherche. Une double approche, sur la matrice et sur le fibrage est conduite. Une description des méthodes et processus de fabrication l'accompagne. Le matériau finalisé a fait l'objet d'un dépôt de brevet mondial sous le nom de CEMTEC<sup>®</sup><sub>multiscale</sub>.

Le deuxième chapitre précise le type d'applications envisagées pour le matériau, à savoir des éléments minces pour profiter naturellement de l'orientation préférentielle des fibres. Il en découle un choix quant à la définition des corps d'épreuve, que nous avons souhaités représentatif d'éléments de structure. Le dispositif expérimental retenu est détaillé, et nous présentons succinctement les résultats relatifs à la caractérisation mécanique du CEMTEC<sup>®</sup><sub>multiscale</sub>, à savoir les essais mécaniques - flexion sur dallettes et nervures, compression et traction directe. Des valeurs relatives au comportement différé sont présentées qui tiennent compte des différentes cures appliquées, et quelques valeurs caractéristiques de la microstructure du matériau sont comparées à la littérature. Une loi de comportement élasto-plastique est présentée pour le comportement en traction. Obtenue par une méthode inverse, elle permettra à terme de caractériser rapidement les matériaux à partir d'un essai de flexion.

La finesse des structures et l'absence de renfort classique imposent une connaissance précise du comportement dynamique de ces matériaux, notamment si l'utilisation dévolue à la structure prévoit explicitement ce type de chargement. Dans la troisième partie nous étudions la réponse d'éprouvettes en CEMTEC<sup>®</sup><sub>multiscale</sub> (représentatives d'éléments de dalles) sous sollicitations dynamiques. Là encore peu de données sont disponibles, et l'apport des fibres métalliques n'est pas clairement établi. Des éléments de réponses sont apportés sur l'effet de la synergie et du renfort multi-échelle sur le comportement dynamique du composite, avec notamment une étude comparative entre matrice fibrée et non fibrée pour différentes gammes de vitesse. Enfin, nous évaluons par approche inverse l'évolution de la résistance en traction uniaxiale du composite en fonction du taux de chargement.

Parmi les applications envisageables pour les BFUP figurent les dalles préfabriquées de ponts mixtes. Dans cette optique, et compte tenu de l'absence de recommandation, il nous a paru important de caractériser notre produit vis-à-vis du processus d'endommagement en fatigue, ce qui fait l'objet du quatrième chapitre. L'une des questions couramment posées concerne l'existence d'une limite d'endurance pour les matrices fibrées. Une campagne d'essais de fatigue conséquente a été menée, dont les différents niveaux de chargement furent définis par rapport à une valeur de résistance caractéristique. Nous mettons en évidence l'existence de deux seuils critiques, l'un relatif à l'endommagement initial du matériau - avant tout processus de fatigue - et l'autre à une ouverture de macro-fissure limite. Un coefficient de sécurité partiel est proposé dans ce cas précis.

Le dernier point abordé concerne la durabilité du composite. Compte tenu du fort pourcentage de fibres métalliques incorporées, il faut solliciter ces fibres pleinement et donc dimensionner les structures dans le domaine écrouissant du composite. Cela induit un état de micro-fissuration pour le matériau. Le cinquième chapitre traite cet aspect au travers d'un essai innovant de corrosion sous contrainte. L'ambiance agressive est concomitante avec l'application du chargement, ce qui se veut plus représentatif des conditions de service. La description du montage expérimental et les principaux enseignements sont présentés.





# Chapitre 1

## Formulation et mise en œuvre d'un composite cimentaire fibré multi-échelles

### 1.1 Introduction

Actuellement plusieurs produits entrant dans la gamme des bétons fibrés ultra-performants (BFUP) sont proposés sur le marché (Ductal, CERACEM, CIMAX). Bien que développant de très grandes qualités, à savoir une mise en œuvre aisée, des résistances à la compression de 120 à 250 MPa et une durabilité accrue, l'utilisation de fibres au dosage habituel (dépassant rarement 250 kg/m<sup>3</sup>) ne permet pas d'obtenir un composite ductile, avec une dispersion restreinte des résistances. L'objectif recherché ici est la suppression des armatures traditionnelles, ce qui suppose l'obtention d'une valeur caractéristique de résistance en traction uniaxiale suffisante. L'incorporation des fibres n'a plus vocation à contrôler le comportement post-fissuration en traction uniaxiale du composite, mais à modifier le comportement pré-pic en conférant au matériau un comportement durcissant et ductile. Cela impose l'utilisation de plusieurs dimensions de fibres en fort pourcentage pour intervenir de l'initiation des micro-fissures jusqu'à leurs coalescences en macro-fissures. On obtient au final un composite cimentaire fibré multi-échelles. La formulation du composite ne suffit cependant pas à caractériser le matériau ; il est nécessaire de le qualifier pour une application et un process de mise en œuvre donné. Une démarche générale de conception est proposée dans [AFGC-SETRA 2002] qui peut être reprise pour le composite étudié. Les objectifs énoncés, ce chapitre s'articule suivant deux axes.

La première partie présente la démarche expérimentale adoptée pour l'étude de formulation du composite. La composition de la matrice répond à des exigences de compacité et de fluidité, la résistance en compression n'étant que le résultat et non le but de notre démarche. L'optimisation du renfort s'appuie sur l'analyse du processus de fissuration en traction des matrices cimentaires et conduit à l'utilisation de différentes tailles de fibres.

La deuxième partie détaille les spécificités apportées par le matériau sur la séquence de malaxage. Une procédure de mise en œuvre est proposée et adoptée pour l'ensemble des études de cette thèse.

## 1.2 Optimisation d'un composite cimentaire fibré multi-échelles

L'objectif prioritaire de l'étude est la formulation d'un composite à matrice cimentaire capable d'être utilisé tel quel<sup>1</sup> pour la fabrication d'éléments structuraux, à l'image des aciers. L'étude se concentre donc sur le point faible de tous les matériaux à matrice cimentaire utilisés dans le domaine de la construction, à savoir la résistance en traction uniaxiale. Le comportement d'un composite étant dicté par les caractéristiques mécaniques de la matrice, du renfort et de l'interface fibre-matrice, il convient d'optimiser chacun des constituants en assurant une synergie effective entre les deux. Le choix est fait de scinder l'étude de formulation en deux étapes : la première porte sur la définition d'une matrice de référence, la deuxième sur l'optimisation du renfort pour la matrice considérée. Une adaptation finale de la rhéologie est réalisée dans un troisième temps.

Les constituants entrant dans la composition de la matrice sont au nombre de 5 (ciment, eau, sable, fumée de silice, superplastifiant) ; le type de fibre est lui indéfini tant il existe de matériaux, de formes, de dimensions et de pourcentages. L'objectif n'étant pas de tester toutes les combinaisons possibles, cela impose donc des choix ! Paradoxalement, le premier est de ne pas recourir aux plans d'expériences. Plusieurs arguments vont dans ce sens : tout d'abord les incompatibilités chimiques ciment-fumée de silice d'une part et ciment-adjuvant d'autre part ne peuvent être prédites par les plans d'expériences. La composition des adjuvants notamment, est masquée par les fabricants (pour cause de brevet). Ensuite l'une des fibres entrant dans la composition présente une géométrie quelconque pour laquelle il est difficile de définir une longueur, un diamètre ou une forme. Enfin, des travaux antérieurs [Rossi 1995, Shink 1999, Fortin 1999] ont permis de limiter le domaine d'étude.

### 1.2.1 La matrice UHP – Démarche de formulation

Après un rappel sur les principes d'obtention des matrices cimentaires ultra-hautes performances, la démarche suivie est développée. La fonctionnalité de la matrice cimentaire est triple : donner au composite sa résistance en compression, protéger les fibres des agressions extérieures et assurer la transmission des efforts aux fibres lors de sollicitations de traction.

#### Principe de formulation des matrices Ultra-Hautes Performances

Le développement des bétons à hautes et très hautes performances (BHP, BTHP) date du début des années 80. Ces matériaux de résistances en compression comprises entre 60 et 120 MPa, sont caractérisés par :

- Une compacité élevée du squelette granulaire
- Une diminution de la porosité de la pâte de ciment.

---

<sup>1</sup> C'est-à-dire sans autre renfort que les fibres métalliques ; ni armature passive ni câble de précontrainte

Le premier point est obtenu en augmentant l'étendue granulaire du squelette par adjonction d'ultrafines pouzzoloniques [Bache 1981] dont la dimension des particules est inférieure à celles des ciments. Le deuxième est la conséquence des progrès réalisés dans la chimie des superplastifiants ou hauts réducteurs d'eau.

Des modèles théoriques, basés sur l'empilement de classes granulaires polydisperses et de leurs interactions, permettent désormais l'optimisation du squelette granulaire à partir des courbes granulométriques des différents constituants. Nous utilisons pour cette étude le logiciel René-LCPC développé au LCPC [Sedran 1994] basé sur un modèle de suspension solide [De Larrard 1988]. Son utilisation est cependant limitée dans la mesure où il est difficile d'accéder à la courbe granulométrique des ultrafines, celle-ci pouvant être très différente de l'état de défloculation réellement obtenu dans le béton. Dans ce cas des essais rhéologiques sont nécessaires.

Pour parvenir à des résistances mécaniques supérieures, on peut avoir recours au pressage en cours de prise [Freysinet 1936], à des traitements thermiques prolongés à moyenne et haute températures (90 à 250°C) [Zanni 1996] et à des cures en autoclave [Roy 1973]. Une autre solution procède par adjonction de polymères modifiés dans des mortiers [Alford 1982]. Leur polymérisation dans la porosité de la pâte conduit à des matrices très compactes (Macro Defect Free - M.D.F). Les travaux menés par [Richard 1995] et [De Larrard 1994] ont abouti au début des années 90 à l'émergence d'une nouvelle génération de bétons, dit ultra-performants dépassant les 150 MPa en compression. Les principes généraux de formulation peuvent être synthétisés comme suit :

- Amélioration de l'homogénéité macroscopique du béton par réduction du diamètre du plus gros granulat et diminution du rapport des modules d'Young  $E_{\text{granulat}}/E_{\text{matrice}}$ .
- Amélioration de la compacité par optimisation du squelette granulaire et réduction du rapport eau/liant.
- Amélioration de la microstructure par traitement thermique après la prise.
- Choix de constituants de très grandes qualités (dureté du sable, indice d'activité de la fumée de silice, classe vraie du ciment, pouvoir défloculant du superplastifiant).

On note dans cette démarche quelques contradictions et imprécisions. Tout d'abord, en diminuant la taille des granulats, on s'assure de la diminution du nombre de défauts potentiels pour une même qualité de roche mère, ce qui est profitable en terme de résistance mais pas en terme de compacité. En effet cette dernière est globalement reliée au rapport entre classes granulaires extrêmes [Bolomey 1935, Faury 1953, Power 1968] et celui-ci est donc plus faible pour une matrice UHP que pour un BTHP. Bien que restant très compact, l'optimum granulaire n'est pas atteint ; le gain de résistance est surtout dû au très faible rapport eau/liant<sup>2</sup>. Ce dernier ne doit cependant pas conduire à une rhéologie "pâteuse", car dans ce cas une augmentation de la porosité est constatée et la résistance mécanique chute. Ensuite, l'homogénéité des matrices UHP n'est fonction que de l'échelle d'observation que l'on adopte. Un rapprochement entre module de pâte et module de granulat permet effectivement une meilleure homogénéité macroscopique du champ de contrainte sous sollicitation.

---

<sup>2</sup> des rapports eau/liant inférieur à 0.1 sont possibles avec les dernières générations d'adjuvant

Tableau 1.1 - Définition des différents constituants de la matrice UHP

Ciments		Fumée de silice		Superplastifiants		Sables	
Bussac	C1	Elkem	FS1	Optima 175	SP1	Fontainebleau	S1
( <i>Calcia</i> )		Laudun	FS2	Eucoflow 346	SP2	Raon L'étape	S2
HTS Le Teil	C2	SEPR	FS3	Premia 100	SP3	Cherbourg	S3
( <i>lafarge</i> )		Anglefort	FS4	Glenium 51	SP4	Sifraco 1	S4,a
				Optima 143	SP5	Sifraco 2	S4,b
				Glénuim 27	SP6	Sifraco 3	S4,c

De plus la forte teneur en pouzzolanes couplée à un traitement thermique prolongé (supérieur à 1 jour) permet non seulement une disparition de la zone de transition interfaciale pâte-granulat (ITZ), mais un début de dissolution des particules de silice et une liaison Si-Si plus forte dans les hydrates produits. Mais des observations plus fines [Gatti 1998] montrent que le rapport Ca/Si peut varier de 0.4 à 3 sur une distance de 1  $\mu\text{m}$  entre un grain anhydre et sa surface hydratée.

### Présentation de la démarche de formulation

L'obtention d'une matrice extrêmement compacte conduit à des résistances en traction élevées, et donc à un ancrage mécanique optimal des fibres. La rhéologie autoplaçante de la matrice doit permettre d'enrober toutes les fibres lors du malaxage et sa viscosité de les entraîner lors de la mise en oeuvre. A ce stade toute notre étude se déroule sans incorporation de fibres. Ce n'est qu'une fois la matrice formulée que les fibres métalliques sont incorporées au mélange en substitution du volume de sable équivalent au volume de fibres introduit [Rossi<sup>b</sup> 1995]. Ce choix sera justifié dans la partie 1.2.2. La première étape consiste à sélectionner les constituants. Nous disposons initialement de 2 ciments gris portland, 4 fumées de silice, 4 sables fins et 6 superplastifiants. Les constituants sont conditionnés sous emballage, les sables lavés et séchés.

Nous n'incorporons pas de micro-quartz. Sa faible granulométrie<sup>3</sup> semble lui conférer une certaine pouzzolanité [Bénezet 1999]. En fait, il est probable que l'énergie apportée lors du broyage change la structure cristalline de la surface du quartz en une structure plus ou moins amorphe et donc réactive. Celui-ci est surtout utilisé pour des bétons étuvés à haute température ( $> 200^\circ\text{C}$ ) car il permet d'abaisser le rapport Ca/Si des hydrates à une valeur inférieure à 0.8, condition nécessaire pour produire des hydrates de très grandes qualités mécaniques (tobermorite et xonotlite). Un effet secondaire lié à sa finesse serait son pouvoir de défloculation sur les ultrafines, semblable à celui des grains de sable sur les floccs de ciments.

La démarche suivie est résumée dans l'organigramme de la Figure 1.1. Les différents constituants sont rappelés dans le Tableau 1.1. Une abréviation leur est adjointe afin de faciliter la présentation des résultats. Leurs caractéristiques sont rappelées par la suite.

<sup>3</sup>  $\varnothing_{\text{moyen}}$  utilisé 10  $\mu\text{m}$  pour le BPR, mais la pouzzolanité est surtout sensible en dessous de 5  $\mu\text{m}$

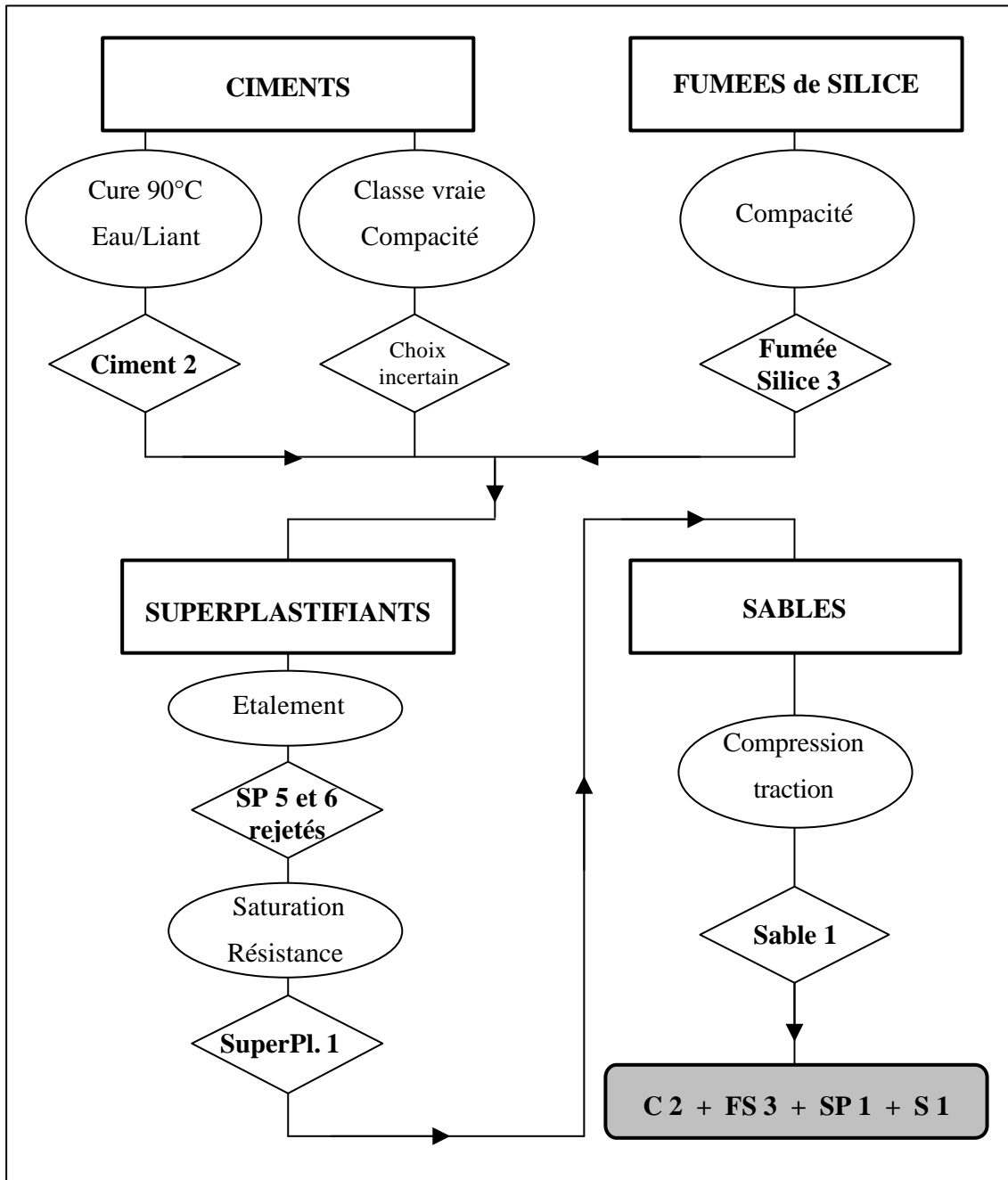


Figure 1.1 - Organigramme de la démarche de formulation de la matrice UHP

Tableau 1.2 - Classe vraie des ciments / Compacité des matrices UHP

Ciment	C1			C2			
<i>Classe vraie</i>							
28 jours - 20 °C	10 / 69.3 (MPa)			9 / 60.3 (MPa)			
4 jours - 90°C	7.8 / 49.2 (MPa)			8 / 50.9 (MPa)			
<i>Compacité</i>	0,660			0,664			
<b>Fumée de silice</b>	<b>C1-SF1</b>	<b>C1-SF2</b>	<b>C1-SF3</b>	<b>C2-SF1</b>	<b>C2-SF2</b>	<b>C2-SF3</b>	<b>C2-SF4</b>
<i>Compacité</i>	0,811	0,820	0,835	0,836	0,845	0,869	0,833

Choix des ciments

Les ciments utilisés sont des ciments gris portland (O.P.C.) de classe vraie 52.5. Le ciment C1, possède une surface spécifique de Blaine (SSB) de 5210 cm<sup>2</sup>/g et une résistance élevée au jeune âge, deux caractéristiques dues à sa finesse de mouture. Le ciment C2 possède une SSB de 4860 cm<sup>2</sup>/g. La plus grande finesse de mouture de C1 conduit logiquement à une classe vraie supérieure (69 MPa contre 60 pour C2) ; ce résultat est confirmé par des essais de traction par flexion sur éprouvettes 4x4x16 (cf. Tableau 1.2). Prévoyant de traiter thermiquement notre composite, nous testons la sensibilité des deux ciments à une cure de 4 jours à 90°C sur mortiers normalisés (démoulage à 24h, emballage Cellophane + aluminium et étuvage 48h après, pas de superplastifiant). Les deux ciments présentent une chute de résistance, mais celle-ci est nettement plus parquée pour C1, ce qui ramène ses performances mécaniques à un niveau comparable à celles de C2.

Des essais de demande en eau sont réalisés pour estimer la compacité ? des pâtes de ciments [Sedran 1999]. La Figure 1.2 montre qu'avec une plus grande finesse, C1 accuse un retard en terme de compacité en l'absence de super plastifiant (0.54 contre 0.60), retard qui s'annule dès lors que le dosage en superplastifiant permet la défloculation totale des particules les plus fines de ce ciment. La compacité des deux ciments atteint 0,66 pour un dosage de 1.5% en superplastifiant. On note cependant un temps de malaxage plus long pour C1.

Une dernière série de tests vise à apprécier l'évolution de la résistance mécanique en fonction du rapport Eau/Liant pour chacun des ciments. Dans le Tableau 1.3 sont présentés les valeurs d'étalement obtenues au mini-cône [ASTM C230] et les résistances en compression sur matrice UHP<sup>4</sup> âgées de 7 jours (sans traitement thermique). On confirme la plus grande demande en eau de C1, puisqu'il n'est pas possible de fabriquer une matrice UHP dont le rapport Eau/Liant soit inférieur à 0.12. De plus, à rhéologie équivalente (Ø<sub>étalement</sub> 290 mm), le rapport Eau/Liant vaut 0.16 pour C2 et 0.2 pour C1. En terme de résistance, les résultats sont comparables pour un rapport Eau/Liant donné<sup>5</sup>, la classe vraie de C1 étant contrebalancée par une compacité plus faible. Ces résultats nous incitent à ne garder qu'un seul ciment : C2. Cependant nous préférons vérifier l'absence d'incompatibilité avec les fumées de silice pour définitivement valider notre choix.

<sup>4</sup> Rapport massique Sable/Ciment de 0.753 et Fumée de silice/Ciment de 0.309 pour cette étude.

<sup>5</sup> Les valeurs moyennes de résistance en compression sont issues de 3 essais sur cylindre 36 mm x 100 mm.

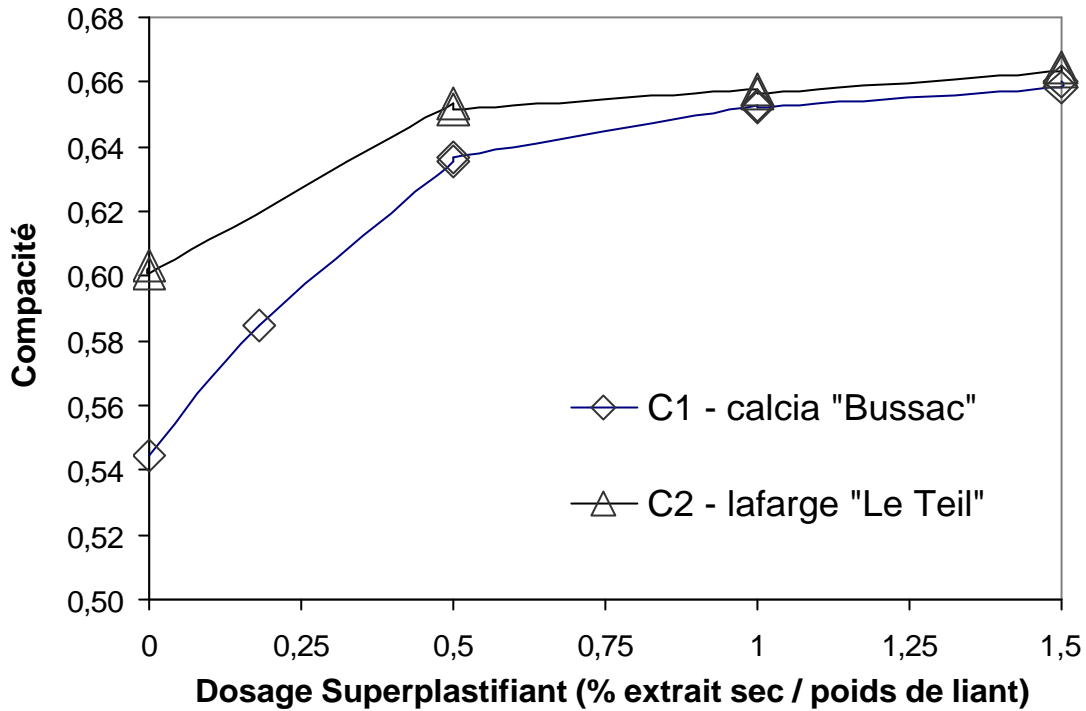


Figure 1.2 - Courbe *Compacité de pâte de ciments-Dosage en superplastifiant* pour deux ciments portland gris, classe 52.5 R.

Tableau 1.3 - Evolution comparée de la rhéologie et de la résistance en compression de pâte Très Haute Performance avec le rapport Eau/Liant - Deux ciments.

Eau / Liant	0,10	0,12	0,14	0,16	0,18	0,20
<b>Mini slump (mm)</b>						
C1	-	114	151	185	232	290
C2	113	166	240	285	317,5	-
<b>s<sub>bc</sub> 7 jours (MPa)</b>						
C1	-	140	128	133	122	115
C2	149	138	126	129	128	-

#### Choix des fumées de silice

L'incorporation d'ultrafines telle que la fumée de silice conduit d'une part à une augmentation des résistances mécaniques de la matrice cimentaire, par effet de remplissage et par amélioration de la microstructure, et d'autre part à une meilleure rhéologie à l'état frais, due à la morphologie des grains et à leur effet sur la compacité du squelette granulaire. Pour le composite, cela permet d'abaisser le rapport Eau/Liant pour une rhéologie donnée, donc d'augmenter la résistance mécanique de la pâte et sa compacité autour de la fibre. Les qualités de l'interface fibre-matrice sont améliorées par la disparition de l'auréole de transition [Banthia 1996, Yan 1999] ; la contrainte de cisaillement admissible augmente d'autant.



Les fumées de silice diffèrent par leur teneur en silice (88 à 96 % de  $\text{SiO}_2$ ), le type de conditionnements (densification<sup>6</sup> ou non ;  $d \in [0.15 ; 0.6]$ ) et leurs filières industrielles d'origine (zirconium et silicium). La teneur en alcalin semble diminuer la réactivité des fumées et la teneur en carbone conditionne la fluidité de la matrice [De Larrard 1992].

Pour cette étude, nous procédons à des essais de compacité sur matrice UHP pour les huit<sup>7</sup> couples *ciments-fumées de silice*. Le rapport massique *fumée de silice/ciment* est fixé à 0.255. Le sable de référence utilisé est le S1 (quartz 0-400  $\mu\text{m}$ ). Le dosage en superplastifiant SP4 est de 1.5% d'extrait sec. On a vérifié au préalable que ce dosage est supérieur au taux de saturation. Les résultats sont donnés dans le Tableau 1.2. L'allure des courbes est similaire à celles présentées pour la compacité des ciments. En réalité, seul nous intéresse la valeur maximale, c'est-à-dire lorsque la compacité maximale est atteinte (ce qui ne signifie pas que toutes les particules de silice sont défloculées).

Un gain important est obtenu dans tous les cas puisque toutes les compacités dépassent 0.8. Le plus marqué concerne le couple C2-FS3 qui voit sa compacité croître de 0.66 à 0.869. Les compacités les plus grandes sont obtenues avec le ciment C2 ; l'écart est si marqué que la compacité maximale atteinte avec C1 est du même ordre de grandeur que la plus basse atteinte avec C 2 ( $\approx 0.833$ ). Pourtant, la compacité des ciments avait été trouvée identique pour un dosage en adjuvant suffisant. On vérifie que la courbe granulométrique de C1 se superpose pour partie avec celle des fumées de silice, surtout pour celles compactées mécaniquement (SF1 et SF4). Les plus grosses particules de silice, avec 1  $\mu\text{m}$ , sont du même ordre de grandeur que les grains de ciments les plus fins de C1. Ces grains fins produisent à cette échelle un desserrement du squelette granulaire du mélange. Les classes granulaires ne sont plus disperses. Donc la finesse de ce ciment, si elle permet un gain de résistance mécanique par meilleure hydratation des grains, semble moins avantageuse pour la formulation d'une matrice UHP avec des fumées de silice dont le degré d'agrégation est important (difficultés de casser les floccs issue de la densification lors du malaxage). Ce raisonnement semble confirmé par l'ordre de classement identique pour les deux ciments.

Les compacités supérieures sont obtenues pour la fumée de silice ayant la plus faible surface spécifique (mesure BET volumétrique - 13  $\text{m}^2/\text{g}$  pour FS3 contre 22.4  $\text{m}^2/\text{g}$  pour FS4 ). Or cette mesure ne reflète pas l'état d'agrégation des particules de silice. La valeur remarquable est dans ce cas le passant à un micron (70% pour SF3 et 12% pour SF4), valeur liée en partie au mode de conditionnement (importance de la densification mécanique), ainsi qu'au type de four utilisé (température et industrie source). Ceci explique le gain marqué de compacité obtenue pour les deux ciments avec l'emploi de la fumée de silice SEPR, FS3. Un autre facteur provient peut être de la nature chimique de la fumée de silice ; le SF3 est en effet la seule fumée issue de l'industrie du zirconium et non du silicium, avec une teneur en carbone libre très inférieure aux autres fumées (0.89 % contre 1.86 à 2.44 %). Une étude des propriétés de surfaces des particules de silice devrait permettre de conclure. Enfin nous signalons la faible teneur en silice de FS3 (86 % de  $\text{SiO}_2$ ) par rapport à FS4 et FS1 (94 et 96 %). Des essais<sup>8</sup> ont montré la plus grande réactivité de ces deux dernières. Sur la base des critères de compacité et de rhéologie, nous décidons de retenir la fumée de silice SF3 qui se détache nettement des autres produits. Le ciment C2 montre une meilleure adéquation ciment-fumée de silice en terme de compacité et de facilité de malaxage. Nous conservons donc ce couple par la suite.

---

<sup>6</sup> Les densifications mécaniques et surtout pneumatiques conduisent à des agrégats difficilement séparables.

<sup>7</sup> Le couple C1-SF1 n'est pas testé compte tenu de la "médiocrité rhéologique" de ces produits.

<sup>8</sup> Mesure de l'indice d'activité par consommation de chaux, dit "essai Chapelle".

Tableau 1.4 - Composition chimique et extrait sec des superplastifiants – Influence sur la résistance en compression et la rhéologie.

Ciment		C2			
Superplastifiant		SP1	SP2	SP3	SP4
<i>Nature</i>		phosphonate	métacrylate	phosphonate	carboxilate
<i>extrait sec</i>	%	30	36	30	35,5
<i>mini slump</i>	(mm)	312	297	284	266
<i>s<sub>bc</sub> 4 jours/90°C</i>	(MPa)	229	206	224	223

### Choix des superplastifiants

Le choix du superplastifiant s'appuie sur un critère rhéologique. Nous recherchons un produit à fort pouvoir de défloculation compte tenu de la formulation particulière de notre matrice (à ce stade de l'étude, 1 t de ciment et plus de 300 kg de fumée de silice par m<sup>3</sup>). Le pouvoir de défloculation est la combinaison d'un effet stérique (longueur de la chaîne de polyoxyde) et d'un effet électrostatique (charge négative des anions polyacrylate, méthacrylique et polycarboxylate). On suppose que le superplastifiant n'a pas d'incidence sur les choix précédents concernant le couple *ciment-fumée de silice*. Nous sélectionnons six produits utilisés au moment de l'étude dans l'industrie pour leur haut pouvoir réducteur d'eau. Les caractéristiques des produits sont résumées dans le Tableau 1.4.

Une première campagne d'essais au mini-cône (non présentée ici) est réalisée pour chaque superplastifiant sur une matrice UHP<sup>9</sup>. Le dosage est de 1.5% d'extrait sec. Là encore on s'est assuré que l'on dépassait le seuil de saturation pour chaque adjuvant. Cela permet d'éliminer immédiatement deux produits pourtant qualifiés de "dernière génération" (i.e. SP5 et SP6). Leur étalement est proche de 200 mm alors que les quatre autres dépassent les 250 mm. Il faut noter le faible dosage en extrait sec de SP5 et SP6, à savoir respectivement 20 et 21 % contre plus de 30 % dans les autres cas (cf. Tableau 1.4). L'explication proposée sous-tend que l'eau apportée par le superplastifiant n'a pas l'efficacité de l'eau libre ajoutée au mélange. Pour des mortiers très fortement dosés en superplastifiant, mais finalement contenant peu d'eau, plus le dosage en extrait sec est faible, plus la part de l'eau apportée par ce dernier est grande en regard de l'eau totale. D'où peut être la mauvaise efficacité rhéologique de SP5 et SP6 ?

Les courbes de saturation complètes sont établies pour les quatre superplastifiants retenus et présentées Figure 1.3, ce qui permet de déterminer les différents seuils de saturation. Pour un même dosage de 0.8%, les adjuvants SP1, SP2 et SP3 ont sensiblement la même action ; mais SP1 bénéficie d'une réserve alors que les deux autres "plafonnent". SP1 a par ailleurs une courbe plus progressive et offre une plage de dosage plus étendue, ce qui présente l'avantage de rendre les formulations moins pointues. Le superplastifiant SP4 est quant à lui légèrement en retrait en terme de pouvoir de fluidification.

<sup>9</sup> La matrice est composée de C2, FS3 et S1 dans les rapports massiques 1: 0.31: 0.87.

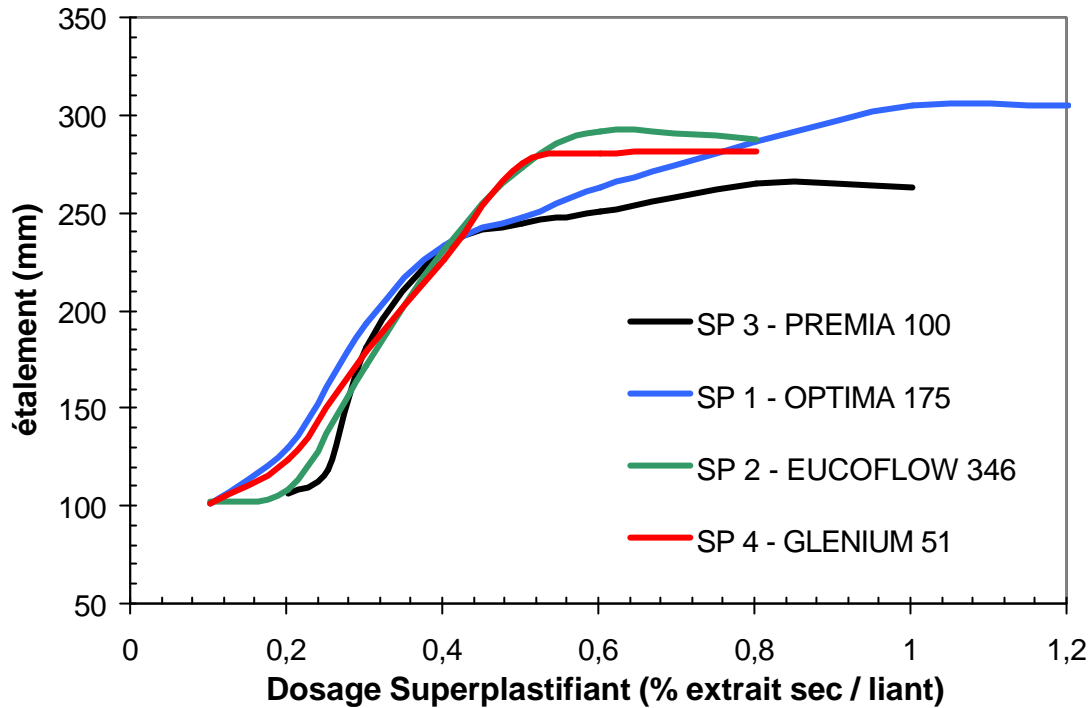


Figure 1.3 - Détermination des seuils de saturation des quatre superplastifiants retenus

L'analyse rhéologique est complétée par une campagne d'essais mécaniques dans le but de déceler une éventuelle incompatibilité chimique. L'effet défloculant, qui permet entre autre d'augmenter la compacité du mélange, peut perturber l'hydratation en modifiant par exemple la qualité ou le taux d'hydrates formés. Le rapport Eau/Liant est fixé à 0,16, valeur permettant d'obtenir une bonne rhéologie pour un optimum de résistance mécanique (cf. Tableau 1.3). Un traitement thermique de 4 jours à 90°C est appliqué 48h après la fabrication. Chaque superplastifiant est dosé à son seuil de saturation pour que son efficacité soit maximale.

Les résultats sont présentés dans le Tableau 1.4 sous la forme de résistance en compression<sup>10</sup>. L'ordre établi à partir des mesures d'étalement est modifié, mais l'adjuvant SP1 se classe en tête dans les deux cas. La faiblesse toute relative de SP2 en compression peut être due à un retard de montée en résistance. Comme nous le montrerons par la suite, la résistance mécanique continue de progresser même après traitement thermique de 4 jours à 90°C. Trois superplastifiants (SP1, SP3 et SP4) permettent de dépasser 220 MPa. Par ailleurs un test mécanique complémentaire sur le ciment C1 confirme le choix fait sur la nature du ciment ( $s_{bc} = 187$  MPa). Avec un optimum mécanique et rhéologique (312 mm d'étalement pour 229 MPa en compression), notre choix se porte donc sur SP1. Ceci implique un plus fort dosage en superplastifiant, avec pour conséquence un retard de prise important pour nos mortiers (effet secondaire du superplastifiant).

A ce stade de l'étude, nous avons arrêté le choix du ciment C2, de la fumée de silice FS3 et du superplastifiant SP1. La dernière étape concerne le choix du sable et l'influence de sa granulométrie.

<sup>10</sup> Essais de compression sur éprouvettes 36 mm x100 mm

Tableau 1.5 - Caractéristiques mécaniques et morphologiques des sables – résistance en compression et traction par flexion.

<b>Sable</b>	<b>S1</b>	<b>S2</b>	<b>S3</b>	<b>S4,1</b>	<b>S4,2</b>	<b>S4,3</b>
Nature	<i>quartz</i>	<i>basalte</i>	<i>grès</i>	<i>quartz</i>	<i>quartz</i>	<i>quartz</i>
Granulométrie (?m)	<i>125-400</i>	<i>125-400</i>	<i>125-400</i>	<i>125-400</i>	<i>300-600</i>	<i>700-1000</i>
Type	<i>roulé</i>	<i>broyé</i>	<i>broyé</i>	<i>roulé</i>	<i>roulé</i>	<i>roulé</i>
Dureté (Mohs)	<i>7</i>	<i>7</i>	<i>7</i>	<i>7</i>	<i>7</i>	<i>7</i>
Densité	<i>2,700</i>	<i>2,813</i>	<i>2,870</i>	<i>2,636</i>	<i>2,639</i>	<i>2,641</i>
<b>Mortier</b>						
S <sub>bc</sub> (MPa)	<i>217,5</i>	<i>83,1</i>	<i>106,1</i>	<i>190,5</i>	<i>227,4</i>	<i>216,3</i>
M.O.R. (MPa)	<i>18,5</i>	<i>15,3</i>	<i>15,3</i>	<i>16,4</i>	<i>16,8</i>	<i>14,0</i>
Densité	<i>2,353</i>	<i>2,246</i>	<i>2,276</i>	<i>2,310</i>	<i>2,350</i>	<i>2,360</i>

*Choix des sables*

Le choix des granulats répond aux critères énoncés en introduction. Une synthèse des principales caractéristiques et de leurs influences sur le béton frais et durci est disponible dans [Neville 1995]. On retient que la nature minéralogique doit être très dure, de classe granulaire serrée n'interférant pas avec la classe inférieure (le ciment) et dotée d'un module de Young voisin de celui de la pâte, développant ainsi une adhérence pâte-granat élevée. Les sables concassés améliorent les résistances mécaniques par des propriétés d'interface supérieures (adhérence) qui limitent la micro-fissuration ; les sables roulés augmentent l'ouvrabilité du mélange granulaire.

L'étude s'intéresse d'une part à la nature minéralogique du sable au travers de 3 variétés différentes (quartz, grès, basalte), et d'autre part à la granulométrie en comparant trois classes granulaires d'un même sable (125-400, 300-600 et 700-1000 µm). Pour les quatre sables, on reconstitue la même courbe granulométrique entre 125 et 400 µm (4 classes de tamis). On évite bien ainsi la superposition des classes granulaires et seule la nature minéralogique et le type concassé/roulé sont déterminants pour l'étude. Le sable basaltique S2 est issu d'une carrière habituellement utilisée pour la formulation de BHP (carrière de Râon l'Etape). Les mortiers sont formulés avec un rapport *Eau/Liant* fixé à 0.16. Le dosage en superplastifiant est ajusté dans le cas des sables S4,2 et S4,3 plus grossiers, afin d'éviter tout phénomène de ségrégation.

Le Tableau 1.5 rassemble les données et résultats relatifs à cette étude. Les sables S2 et S3 ont de "très mauvaises résistances" comparées à celles des sables quartziques ( $f_c = 83$  et 106 MPa contre plus de 190 MPa). Une réaction interne de gonflement s'est produite en cours de prise, avec apparition de produits néo-formés dans les pores (peut-être due à un dégagement d'hydrogène). Cela est confirmé par la plus faible densité de ces matrices malgré les densités plus grandes des sables (> à 2.8).

Les résultats sur S4,1 S4,2 et S4,3 montrent qu'il est légitime de travailler avec une classe granulaire plus éloignée de celle du ciment si le critère est la résistance en compression. La faiblesse de S4,1 peut s'expliquer par la difficulté de tamisage des coupures proche de 100 µm. Une partie des fines (< 80 µm) initialement présentes a pu interagir avec les plus gros grains de ciment (desserrement du squelette granulaire). Mais priorité est donnée au

comportement en traction du composite, et donc à la faculté qu'a la matrice de résister à la micro-fissuration. Le sable de dune S4, plus érodé et poli que S1, développe de moins bonnes qualités d'adhérence que S1. L'augmentation de la taille des grains et donc de la taille des hétérogénéités a un impact immédiat et négatif sur les résistances en traction ( $S_{t,flexion}$  16.4 et 13.9 MPa pour  $\varnothing_{400 \mu m}$  et  $\varnothing_{1000 \mu m}$ ). Faute de comparaison objective avec un granulats concassé, notre choix se porte donc sur S1, d'approvisionnement par ailleurs plus aisé.

Les proportions massiques finales par rapport au ciment sont 1:0.31:0.87. Le superplastifiant est dosé à 1.2 %. Les produits sélectionnés pour la matrice de référence sont :

- Ciment HTS "Le Teil" classe 52.5 (Lafarge, haute teneur en silice)
- Fumée de silice blanche faiblement compactée ( SEPR - 70% de passant à 1  $\mu m$ )
- Superplastifiant OPTIMA 175 (Chrysofluid, polycarboxylate + phosphonate)
- Sable de quartz, coupure 125-400  $\mu m$  (origine Fontainebleau)

Les choix qui découlent de notre démarche mettent l'accent sur les points suivants :

- La classe vraie d'un ciment n'est pas un paramètre suffisant pour obtenir une matrice UHP. Le comportement rhéologique est là encore déterminant. La température de cure peut en outre sensiblement réduire les résistances mécaniques du ciment.
- La fumée de silice est sélectionnée sur un critère rhéologique alors que sa réactivité est la plus faible des produits testés. Les mesures d'étalement et de résistances en compression montrent que l'empilement granulaire joue ici un rôle plus important que la quantité d'hydrates formés, résultats cohérents avec l'étude récente de [Isaia 2003].
- Le comportement des superplastifiants est difficilement prévisible. Une étude s'impose même pour des produits qui viennent d'être mis sur le marché.
- Un granulats utilisé pour la formulation de BHP n'a pas été retenu.

### 1.2.2 De la matrice au composite multi-échelle

L'objectif affiché est la formulation d'un composite qui puisse être employé sans autre renfort que les fibres métalliques. L'intérêt est de s'affranchir des armatures passives et de permettre ainsi la conception de structures aux formes moins parallélépipédiques. Les composites renforcés par fibres continues ne rentrent donc pas dans le cadre de cette étude. On se limite aux fibres courtes distribuées aléatoirement lors du malaxage.

Si l'essai de traction est indispensable pour caractériser le comportement écrouissant du composite, il est long à mettre en œuvre et fera l'objet d'une définition précise dans le chapitre 2. Aussi cette étude est-elle comparative et menée à partir d'essais de flexion 3 et 4 points. Après un rappel sur le processus de fissuration des matrices cimentaires, l'influence des fibres sur le comportement mécanique des BFM est synthétisée. Nous présentons les principaux résultats ayant conduit au composite multi-échelle, avec une mise en évidence des effets de synergie entre fibres et de saturation du mélange (vis-à-vis du renfort).

### **Analyse du processus de fissuration des matrices cimentaires en traction**

Pour intervenir efficacement sur le processus de fissuration par traction de ces matrices fragiles, il est primordial d'identifier les phénomènes mis en jeu et leur échelle d'action. Dans le cas de la fissuration par traction directe, Rossi distingue trois étapes dans le processus de fissuration [Rossi 1987]. Une première étape concerne la microfissuration diffuse et intrinsèque au matériau. Celle-ci est généralisée, limitée à des ouvertures inférieures au micron et n'affecte pas l'homogénéité macroscopique de l'éprouvette. Puis dans un deuxième temps, l'augmentation de la densité de micro-fissures provoque la coalescence de quelques-unes d'entre elles. Cette étape marque le début d'une localisation de l'endommagement du matériau et traduit le passage d'un comportement matériau vers un comportement de structure. Enfin la troisième étape marque le développement d'une macro-fissuration, éventuellement multiple mais limitée, qui conduit à la ruine de la structure. Les ouvertures de fissures sont à ce stade supérieures à la centaine de microns et l'ouverture critique est une fonction de la géométrie de la structure. Le processus de ruine n'est plus alors caractéristique du matériau mais dépendant de l'échelle de la structure par rapport à la dimension des fibres et de sa localisation géométrique.

### **Introduction du concept de renfort multi-échelle**

Fort de cette analyse, il apparaît que contrôler la fissuration d'un béton ou mortier, hautes performances ou pas, nécessite une action à l'échelle du matériau comme de la structure [Rossi 1987]. Les fibres introduites doivent donc pouvoir bloquer très vite le développement des fissures, c'est-à-dire lorsque leur ouverture est encore très petite. A l'échelle du matériau, elles sont nécessairement nombreuses pour intercepter le maximum de micro-fissures, fines (diamètre) pour agir efficacement sur des ouvertures de l'ordre du micron, et courtes pour des questions de maniabilité. A l'échelle de la structure, elles ont un rapport *longueur de fibre/diamètre* ( $L_f/\phi_f$ ) élevé pour développer un ancrage mécanique, mais une longueur inférieure à l'ancrage critique et un module de Young élevé pour apporter la ductilité suffisante sans se rompre. Le pourcentage incorporable est alors limité par des critères de maniabilité. La même fibre peut donc difficilement intervenir aux différentes échelles de fissurations. Cette voie a cependant été explorée pour la formulation du BPR fibré [Behloul 1996] (fibre de diamètre 0.16 mm, avec un élanement de 80).

### **L'état de l'art**

De nombreuses campagnes expérimentales sur BFM ont démontré que l'efficacité des fibres dans la matrice peut être améliorée en modifiant les paramètres suivants :

- La géométrie déformée des fibres (fibres à crochet, torsadées, ondulées)
- La longueur de scellement et l'élanement des fibres ? ( $L_f/\phi_f$ )
- L'adhérence fibre-matrice (rugosité, teneur en sable, traitement chimique)
- Le pourcentage volumique de fibre  $V_f$

Le coefficient de Poisson du renfort doit être faible pour ne pas conduire à une trop grande contraction de la fibre sous sollicitation de traction et induire un état de traction normale à la surface de la fibre, ce qui diminue la résistance de l'interface et le comportement macroscopique du composite. Le module de Young de la fibre doit être largement supérieur à celui de la matrice pour assurer une reprise d'efforts immédiatement après microfissuration.

Dans le cas d'une matrice UHP riche en pâte, l'ancrage mécanique de la fibre est de plus amélioré par le retrait endogène qui auto-contraint la fibre radialement [Stang et Naaman 1995], comme cela se produit pour les céramiques avec le retrait thermique de la matrice [Hutchinson 1990, Kerans 1991]. L'ajout de fumées de silice améliore les propriétés interfaciales, notamment la résistance au glissement [Shannag 1997, Handong 1998]. Avec l'augmentation de la compacité de la matrice, il devient nécessaire d'utiliser des aciers à très haute limite élastique (résistance > 2000 MPa dans notre cas) pour éviter que l'augmentation de l'ancrage mécanique ne provoque la rupture de la fibre, synonyme de perte de ductilité [Banthia 1996]. Des essais de micro-indentation [Velez 2001] montrent l'extrême compacité et dureté de la matrice cimentaire aussi bien autour des micro-fibres (diamètre fibre  $\approx$  diamètre ciment) que des macro-fibres (diamètre fibre  $\approx$  diamètre sable).

Malgré tout il n'est pas possible d'obtenir un matériau ductile et durcissant en traction, dont la résistance moyenne présente une faible dispersion. La notion de composite est pour les dosages en fibre habituellement retenus (i.e. < 3%) un abus de langage au regard des céramiques fibrées (30 à 70%). Certains chercheurs ont donc tenté d'exprimer des critères de ductilité et de multi-fissuration en fonction d'un volume critique minimal de fibres. Une synthèse est présentée dans [Naaman 1995]. On retient que ces modèles ne marchent pas pour les faibles facteurs de forme  $\lambda$  : certains divergent et d'autres donnent des résultats compris entre 2 et 7.5% pour une même valeur de  $\lambda$  égale à 50.

Naaman a émis l'hypothèse suivant laquelle un comportement matériau écrouissant en traction n'est possible pour un BFM qu'à la seule condition que le comportement d'une fibre isolée soit écrouissant lors d'un essai de pull-out sur fibre droite alignée. Ainsi a-t-il développé une géométrie de fibre droite Torex<sup>®</sup> qui maximise l'énergie dissipée lors de son arrachement de la matrice [Naaman<sup>b</sup> 1998]. Certains essais sur BPR avec 2.5% de fibre courtes, droites et bien orientées prouvent le contraire. En fait cette fibre, de section triangulaire, est torsadée si bien qu'elle fonctionne par ancrage mécanique tout comme une fibre ondulée ; à la différence que chaque incrément de glissement conduit à la plastification de chaque section de fibre. De plus, à dimension égale (longueur et diamètre équivalents), sa surface spécifique est supérieure à celle d'une fibre droite (augmentant d'autant sa surface spécifique sans intervenir sur le facteur de forme  $\lambda$ , ce qui est pénalisant au niveau rhéologique).

Au final il ressort que la seule voie reste l'augmentation du dosage en fibre. S'orienter dans ce sens suppose d'aller au bout de la démarche pour rester compétitif, c'est-à-dire compenser le surcoût des fibres par une disparition des armatures passives et de précontrainte. Différentes voies ont été explorées :

- L'introduction d'un coulis au travers d'un réseau de fibres pré-disposées dans le coffrage (SIFCON<sup>®</sup>, 10 % de fibres métalliques,  $s_t$  20 MPa,  $s_{bc}$  50 MPa - [Lankard 1984]).
- Matrice compacte renforcée par 0 à 12 % de fibres métalliques courtes ( $L_f$  6mm,  $\varnothing_f$  0.15mm,  $s_{bc}$  170 MPa, multi-fissuration en flexion dès 3 % - [Hansen 1992]).
- Matrice UHP renforcée de 0 à 12% de fibres métalliques très courtes ( $L_f$  2mm,  $\varnothing_f$  0.16mm,  $s_{bc}$  200 MPa, triplement de la contrainte à rupture en flexion 3 points - [Rossi 1995]).

### **Principales étapes d'optimisation du renfort multi-échelle**

Notre objectif est l'incorporation massive de fibres métalliques dans une matrice dont le plus gros grain n'excède pas 400  $\mu\text{m}$ . Le problème souvent rencontré est alors une rhéologie détestable, quand ce n'est pas une impossibilité de fabrication! En effet les fibres modifient et desserrent l'empilement granulaire, essentiellement quand la longueur de la fibre est du même ordre de grandeur que le diamètre des granulats, ce qui est malheureusement le cas pour les bétons ordinaires<sup>11</sup>. Il existe peu de modèles théoriques d'optimisation de la compacité d'empilement granulaire contenant des inclusions rigides longilignes. Quelques modèles sont rappelés dans [Hoy 1999], mais validés pour 3 ou 4% d'inclusion.

Avec des longueurs variant initialement entre 5 et 30 mm, les fibres utilisées dans cette étude perturbent beaucoup moins l'empilement granulaire puisque 10 fois plus longues que le plus gros granulats. De plus avec un diamètre compris entre 150 et 300  $\mu\text{m}$ , ces fibres se situent dans le fuseau granulaire du sable (125-400  $\mu\text{m}$ ). Le choix est donc pris de considérer qu'un volume donné de fibre interviendra de la même manière qu'un volume de sable équivalent en terme de compacité du squelette granulaire. Le parti pris est donc une substitution du sable lors de l'introduction des fibres. Ce raisonnement ne s'applique bien sûr que pour la compacité, son influence sur le comportement rhéologique étant différent (les inclusions sphériques sont bien plus performantes que les inclusions longilignes).

Nous disposons de plusieurs types de fibres de dimensions croissantes. Par la suite, nous formulons des mélanges binaires, ternaires et quaternaires à partir de fibres métalliques dont les dimensions varient dans les limites suivantes :

- Longueur : 5 à 25 mm
- Diamètre : 150 à 300  $\mu\text{m}$
- Elancement : 30 à 85
- Pourcentage : 6 à 9.5 %
- Forme : droite ou à crochet

L'idée initiale est d'appliquer le principe de formulation des empilements granulaires aux mélanges de différentes "classes de fibres". On souhaite pouvoir augmenter le dosage admissible en fibres et intervenir à différentes échelles de fissuration en mélangeant des fibres de différentes dimensions. Une vingtaine de formulations est testée à partir d'essais de flexion 3 points sur éprouvettes 40 x 40 x 160 mm. Les conclusions sont :

- Les meilleures résistances sont obtenues avec des mélanges faisant intervenir un dosage élevé en fibres (> 7 % du volume de béton).
- Les mélanges les plus performants sont les mélanges binaires à partir des deux fibres de dimensions extrêmes (courtes et longues).
- Il semble difficile d'incorporer des pourcentages supplémentaires tout en conservant une maniabilité acceptable.

---

<sup>11</sup> Longueur des fibres comprises entre 30 et 60 mm pour des granulats de 20 mm.



Signalons cependant que les essais sur de si petits corps d'épreuves posent plusieurs problèmes. Tout d'abord les fabrications sont faites avec un malaxeur à mortier (Norme ASTM) et celui-ci n'est pas du tout adapté en terme de vitesse et de géométrie de pâle pour mélanger des mortiers aussi fortement dosés en fibre, surtout si elles sont grandes. Il n'est pas rare qu'il se bloque. Ensuite le volume fabriqué (juste suffisant pour remplir trois moules 40 x 40 x 160 mm), la dimension des fibres (orientation préférentielle forte) et les conditions de remplissage induisent de fortes hétérogénéités de distribution et donc de résistance sur un même lot de trois éprouvettes.

Il apparaît que l'écart de dimension entre fibres est assez faible. Ceci est particulièrement vrai pour le diamètre des fibres (rapport 1:5), paramètres qui fixent l'échelle d'intervention dans le processus de fissuration. Les "étapes" d'intervention ne peuvent donc qu'être rapprochées. Une approche mécanique de la rupture [Ouang 1992] montre que la résistance à la fissuration augmente lorsque l'espace entre fibres diminue et leur ancrage augmente, deux paramètres reliés au diamètre de la fibre. Le pic d'effort est notamment bien corrélé avec le diamètre de la fibre [Nakamura 1999]. Ceci est concordant avec les résultats expérimentaux obtenus par [Wise 1987, Bentur 1987] sur laine d'acier et [Rossi 1995] sur micro-fibres tréfilées. En pointe de fissure, elles permettent une réduction importante du facteur d'intensité de contrainte [Pierre 1999].

Le choix est fait d'incorporer au mélange une troisième dimension de fibres nettement inférieure aux précédentes. Il s'agit d'une micro-fibre d'origine métallique dont la longueur n'excède pas 2 mm et les dimensions transversales 40  $\mu\text{m}$ . Contrairement aux deux autres, elle n'est pas obtenue par tréfilage, mais par rabotage d'un massif métallique. Il s'agit d'une laine d'acier qui s'apparente à un sable métallique. La Figure 1.4 présente les différentes fibres intervenant dans la composition du composite. ***Par la suite, les notions de macro et micro-fibres relèvent des seules dimensions des fibres.*** Le rôle dévolu à chaque échelle de fibres peut se résumer ainsi :

- Les macro-fibres : leur dosage est limité à 2 ou 3% pour des raisons de maniabilité. Utilisées seules, leur nombre ne permet pas d'intervenir efficacement sur le comportement "matériau". Ici elles apportent ductilité et résistance en fin de comportement matériau, et naturellement après la localisation de la fissuration. Nous verrons dans la partie suivante qu'associées avec de plus petites fibres elles peuvent intervenir sur le comportement "matériau".
- Les micros-fibres : leur grande surface spécifique, leur nombre et la qualité de leur liaison avec la matrice<sup>12</sup> permettent d'augmenter la résistance à la propagation des micro-fissures, à une échelle où ces dernières sont nombreuses et diffuses. Cela se traduit par une extension du domaine pseudo élastique linéaire, donc une action sur le comportement "matériau". Après localisation de la fissuration, elle améliore l'ancrage mécanique des macro-fibres par effet de confinement.
- Les méso-fibres : de petit diamètre (150  $\mu\text{m}$ ) et en fort pourcentage (plus de 5%) elles interviennent avant le pic d'effort, donc au niveau du matériau. Surtout, ces fibres limitent la coalescence des fissures lorsque les micro-fibres deviennent inefficaces. De faible élancement, elles pontent les macro-fissures sur une courte plage d'ouverture. Moins efficaces mécaniquement que ces dernières, elles compensent par leur nombre.

---

<sup>12</sup> Leur diamètre inférieur à 40  $\mu\text{m}$  est du même ordre de grandeur que les particules de ciment.



Figure 1.4 - Fibres métalliques utilisées : fibres longues à crochets (à gauche), fibres droites et courtes (au centre) et laine d'acier (à droite) à la même échelle

### Notions de synergie et de seuil de saturation

Certes l'utilisation d'une troisième "classe granulaire" de fibre doit permettre d'intervenir plus efficacement sur le comportement "matériau" que la méso-fibre, mais il reste à quantifier ses effets. De plus les mélanges contiennent désormais plus de 10% de fibre et d'éventuelles interactions, positives ou négatives, peuvent survenir. Une nouvelle campagne expérimentale portant sur une quinzaine de formulations a permis de mettre en évidence deux phénomènes caractéristiques lors de l'introduction de la laine d'acier : le premier concerne la saturation du mélange en fibres et le deuxième la synergie entre fibres. Les essais sont réalisés sur éprouvettes 100 x 100 x 400 mm chargées en flexion 4 points.

#### Seuil de saturation en fibres

La résistance du composite est avant tout régie par le comportement mécanique de l'interface fibre-matrice. La fibre doit être correctement enrobée par la pâte, faute de quoi elle ne travaillera pas de manière optimale. Plus que le pourcentage de fibres, c'est leur nombre qui importe.

Prenons l'exemple d'une formulation qui comprend à l'origine 7% de fibres de 5 mm et 2.5% de 15 mm (*référence du mélange : M5/15*). La Figure 1.5 présente l'évolution du comportement mécanique du mélange M5/15 pour trois teneurs croissantes en microfibres (0, 2 et 3% de laine d'acier). Le meilleur résultat correspond au cas où l'on n'incorpore pas de micro-fibres. Cela semble contredire l'explication donnée précédemment. En fait cette formulation est avant tout composée de fibres de faible élancement ( $\lambda = 30$  et  $60$ ), ce qui signifie que pour un dosage en fibres donné, leur nombre est très élevé. Avec initialement plus de 826 millions de fibre/m<sup>3</sup>, dont 34 millions de macro-fibres, cette formule est très performante : le pic d'effort est de 166 kN. Mais l'introduction de micro-fibres va perturber l'arrangement du réseau. L'espace disponible entre macro-fibres devient insuffisant pour qu'elles développent un ancrage mécanique de qualité lorsqu'elles commencent à être sollicitées (avant le pic d'effort). Le mélange subit un effet de groupe négatif et la résistance chute à 150 puis 142 kN (pour 2 et 3% de laine d'acier).

L'apport des micro-fibres se traduit donc par : une rigidité initiale plus grande, un pic d'effort et une déformation au pic qui diminuent (la flèche au pic passe de 0.8 à 0.55 mm). On est bien en présence d'un phénomène de saturation.

Ensuite plus l'ouverture de fissure augmente, plus le comportement est régi par les fibres longues. On retrouve donc le même comportement de structure au delà du pic d'effort, ce que traduit la convergence des trois courbes vers 2 mm de flèche. Les micro-fibres influencent peu le comportement des macro-fibres. Les diamètres sont dans un rapport 1:3.

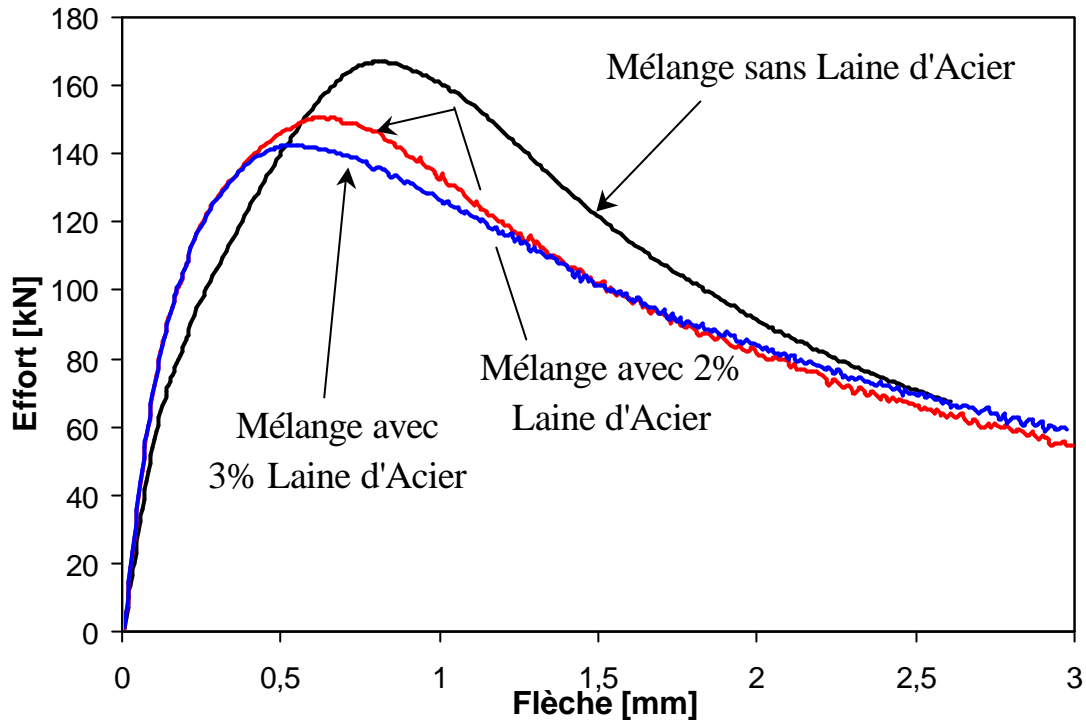


Figure 1.5 - Saturation du mélange M5/15 en fibre lors de l'introduction de laine d'acier

#### Synergie entre "classes" de fibres

Considérons maintenant un composite formulé à partir de 6% de fibres de 5 mm et 2% de 25 mm à crochet (*référence du mélange : M5/25C*). Avec un dosage initial total de 8%, et un nombre de fibres de 690 millions/m<sup>3</sup>, dont 11 millions pour les grandes fibres, il est nettement moins riche que M5/15 (-20% de fibre). Logiquement son comportement est moins performant en terme de pic d'effort (145 kN contre 166 kN pour M5/15), la probabilité d'intercepter une fissure et surtout d'empêcher sa localisation étant moins forte (le nombre de macro-fibres est trois fois plus faible pour M5/25C).

La Figure 1.6 montre que le mélange M5/25C n'était pas optimisé avant l'introduction de laine d'acier. Logiquement les micro-fibres apportent un gain de raideur au matériau, fait observé pour tous les mélanges, dont M5/15. Par contre l'introduction du même pourcentage de micro-fibres (3%), c'est-à-dire du même nombre de fibres que pour M5/15 produit ici un effet de groupe positif, puisqu'il se traduit par un gain de résistance de 15% (145 à 168 kN). La valeur de la flèche au pic d'effort (soit 1 mm) est similaire dans les deux cas. De plus, la ductilité du matériau diminue.

L'autre fait marquant concerne le comportement post-localisation. On constate que le mélange M5/25C enrichi en laine d'acier permet une reprise d'effort plus importante que le même mélange sans micro-fibres pour une flèche imposée (i.e. des ouvertures de fissure données), cet écart restant constant. Cette tendance, contraire à celle observée pour M5/15, montre que les macro-fibres travaillent mieux dans le mortier microfibré que dans celui qui en est exempt. Cela laisse penser que les microfibrilles n'agissent plus ici seulement au niveau du matériau, c'est-à-dire dans la partie ascendante de la courbe, mais qu'elles travaillent de concert avec les macro-fibres dans la partie post localisation.

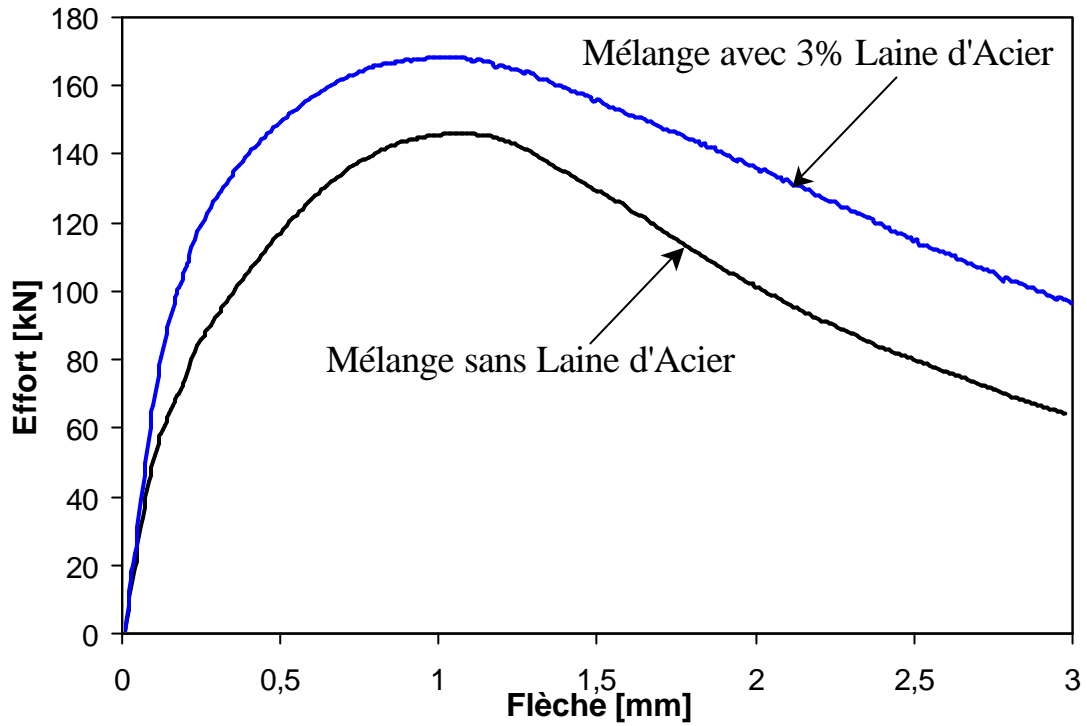


Figure 1.6 - Effet synergique entre micro- et macro-fibre lors de l'introduction de laine d'acier dans M5/25 - Amélioration du comportement pré et post pic.

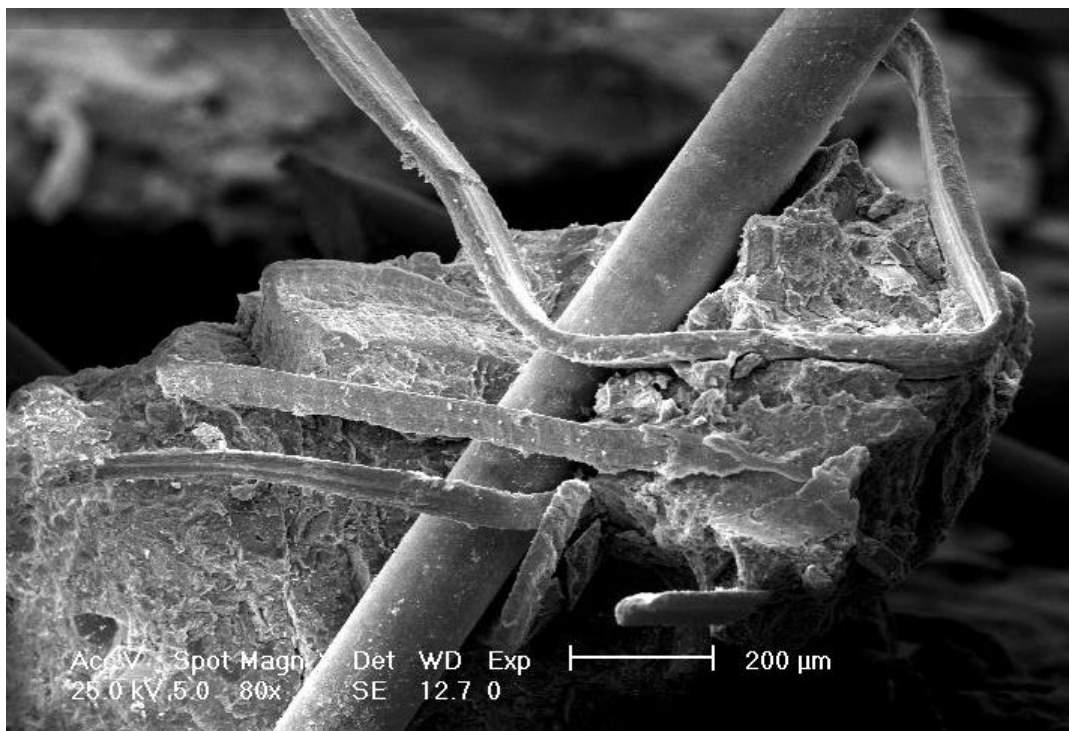


Figure 1.7 - Effet de confinement de la macro-fibre par la laine d'acier

Au niveau du matériau, les micro-fibres remplissent la même fonction dans les mélanges M5/15 et M5/25C, c'est-à-dire une augmentation de la rigidité et un domaine pseudo élastique plus important. Par leur finesse, elles interviennent à une échelle de fissuration si fine que l'endommagement du matériau est minime, ce que traduit la différence de rigidité entre les mélanges exempts et renforcés de micro-fibres.

Mais lorsqu'on se rapproche du pic d'effort, les méso-fibres puis les macro-fibres commencent à coudre les fissures qui ne peuvent plus être pontées par la laine d'acier. A ce stade, le comportement macroscopique du composite va fortement dépendre de la capacité des méso- et macrofibres à stopper l'évolution des fissures. Dans le cas du mélange M5/15, elles reprennent un effort plus faible lorsqu'on introduit la laine d'acier. Indirectement, la micro-fibre continue d'agir à cette échelle de fissuration, mais négativement, en diminuant la qualité de l'ancrage des macro-fibres.

Dans le cas du mélange M5/25C, l'effet inverse se produit : la laine d'acier permet une efficacité plus grande des méso- et macro-fibres, pourtant peu nombreuses. Le composite multi-échelles se comporte alors comme un béton armé renforcé de fibres métalliques. L'analogie est reprise à une échelle inférieure mais reste valable comme le montre la Figure 1.7. Les micro-fibres permettent une limitation des ouvertures de fissures et un confinement du béton autour des macro-fibres. La laine d'acier agit donc indirectement dans le pontage de macro-fissures, en améliorant l'ancrage mécanique des macro-fibres et ainsi le fonctionnement global du composite.

### 1.2.3 Adaptation de la rhéologie du matériau

L'introduction des fibres métalliques s'est faite par substitution d'un volume de sable par le volume de fibres correspondant. Ceci a été justifié pour les méso- et macro-fibres compte tenu du fait que leur diamètre est compris dans le fuseau granulaire du sable. Mais cette démarche n'est en principe plus applicable à la laine d'acier puisque sa section est plus proche de celle des particules de ciment. De plus, sa très grande surface spécifique induit une augmentation sensible du seuil avec le dosage (cf. Figure 1.8). Il devient donc nécessaire d'ajuster la formulation du composite pour garder une rhéologie optimale.

Des essais d'étalement similaires à ceux décrits dans la partie 1.2.1 sont réalisés pour des matrices renforcées de laine d'acier (dosage variant de 1 à 5 %). Ceux-ci montrent qu'il faut enrichir le mélange en élément fin pour conserver une bonne rhéologie, ce qui est concordant avec nombre de résultats de la littérature [Wise 1987, Rossi 1995, Hoy 1999, Naaman 2000]. Dans notre cas nous choisissons de limiter la quantité de sable, en gardant la même qualité de pâte (i.e. rapports *Eau/Liant* et *Ciment/Fumée de silice* inchangés). Cela revient donc bien à augmenter la proportion de fines. Le rapport Sable/Ciment passe ainsi de 0.873 à 0.772 pour la matrice de référence non fibrée (c'est-à-dire avant substitution du volume de sable).

Au niveau de la séquence de malaxage on constate qu'il est préférable d'introduire la laine d'acier dans le mélange à sec et d'homogénéiser le tout avant introduction de l'eau et du superplastifiant. Cela permet de casser les flocs de laine d'acier (effets combinés du sable et du temps de malaxage).

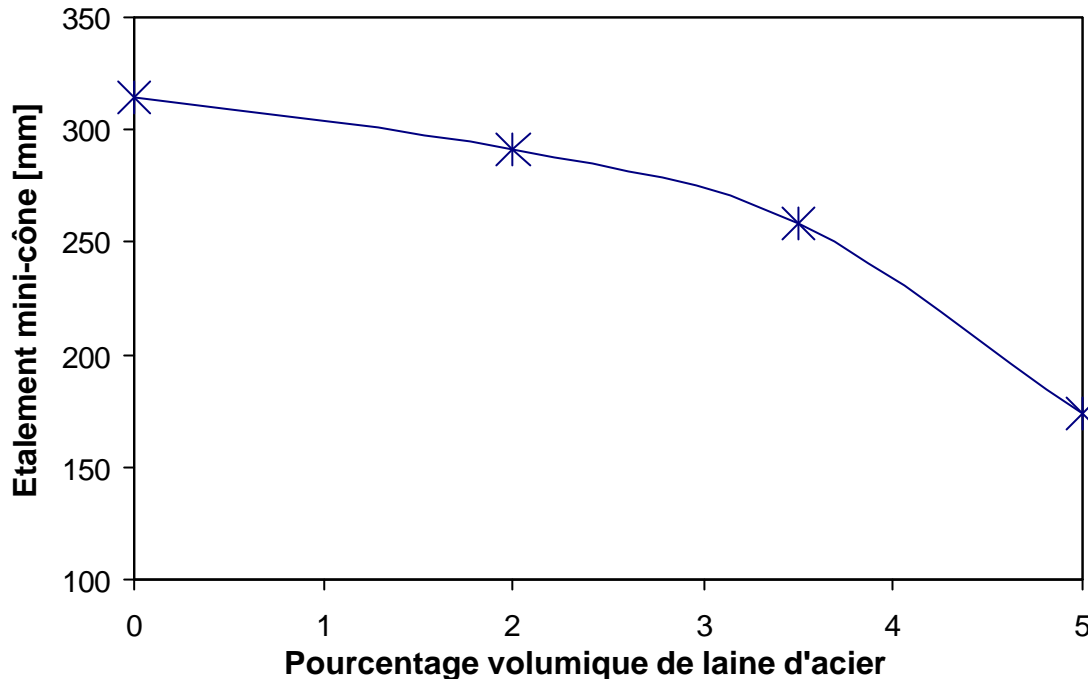


Figure 1.8 - Evolution de la rhéologie de la matrice en fonction du pourcentage volumique de laine d'acier incorporée – Mesure d'étalement au mini-cône.

La caractérisation rhéologique du composite cimentaire fibré multi-échelle n'en reste pas moins compliquée. S'il est possible de réaliser des essais d'étalement au mini-cône, même après introduction de la laine d'acier et de la méso-fibre, cela s'avère impossible une fois la macro-fibre incorporée. D'une manière générale, les tests d'affaissement et d'étalement ne sont pas adaptés dans la mesure où ils ne sont pas représentatifs du processus de mise en œuvre. On s'aperçoit que le remplissage d'un cône de faible section par rapport à la longueur des fibres les plus longues, nécessite de laisser tomber le matériau et perturbe la répartition des fibres. On obtient l'équivalent d'une terre armée. Au final on observe une densification orientée par lit et une augmentation de l'enchevêtrement des fibres qui nuisent à l'écoulement général du mélange. Ces problèmes surviennent pour des mélanges multi-fibres, dont l'élanement est important ( $L_f/\phi_f = 80$ ), alors que l'autoplaçance est obtenue avec des mélanges mono-fibres (10%) lorsque celui-ci est faible ( $L_f/\phi_f = 50$ ). L'utilisation d'un rhéomètre n'est pas plus aisée. Il doit posséder un entrefer suffisamment grand par rapport à la longueur  $L_f$  des macro-fibres. Et on obtient une structuration du matériau à l'intérieur de la cuve qui peut être différente de celle du malaxeur (quid de la représentativité?).

## 1.2.4 Conclusions

Au terme de l'étude de formulation, nous avons produit un **composite cimentaire fibré multi-échelle, au sens des différentes échelles de fissuration**. L'optimisation de sa matrice cimentaire ultra-haute performance suit une démarche cohérente. Le renfort est désormais constitué par l'association de trois dimensions et géométries de fibres que sont la laine d'acier (micro), la fibre intermédiaire droite et courte (méso) et la fibre longue à crochet (macro). La composition de la matrice cimentaire et du composite sont synthétisées dans le Tableau 1.6. Les principaux résultats disponibles à ce stade de l'étude sont les suivants :

Tableau 1.6 - Formulation de la matrice de référence et du composite cimentaire fibré multi-échelle

Matériaux	Quantités		
		Matrice	Composite
Ciment	( CPA CEM I 52.5 R )	1050	1050 kg/m <sup>3</sup>
Sable	( Quartz 125 – 400 ? m )	810	514 kg/m <sup>3</sup>
Fumée de Silice	( Zirconium )	268	268 kg/m <sup>3</sup>
Superplastifiant	( Polyphosphonate - 30% )	44	44 kg/m <sup>3</sup>
Eau totale		211	211 litre
Fibres Métalliques		0	858 kg/m <sup>3</sup>
Fumée Silice / Ciment	0,255	Superplastifiant/Liant	1,02%
Sable / Ciment	0,49	Air entraîné	2%
Eau Totale / Ciment	0,201	Densité	2,98
Eau Totale / Liant	0,16	$f_c$ [ MPa]	220

- Les dimensions de la micro-fibre sont d'un ordre de grandeur inférieures aux fibres habituellement utilisées pour les BFM.
- La rigidité des mélanges avec micro-fibres est toujours supérieure à celle des mélanges binaires n'en contenant pas. Le pic d'effort se produit globalement pour une valeur de flèche légèrement plus faible que pour les mélanges binaires (mésos et macro-fibres).
- La laine d'acier intervient principalement dans le comportement pré-pic. Un effet de synergie avec les méso- et macro-fibres est mis en évidence lorsque le composite est correctement optimisé. La micro-fibre améliore alors le fonctionnement du composite par confinement du béton autour de l'ancrage des macro-fibres, intervenant à une échelle de processus de fissuration supérieure à leur domaine d'action initial.
- A l'inverse, un phénomène de saturation est constaté pour des mélanges contenant initialement beaucoup de fibres de faible élancement. L'effet de groupe est alors négatif.
- L'enrichissement en fibres correspond à un appauvrissement de la fraction granulaire la plus grossière. Le passage de la matrice de référence au composite est opéré en remplaçant une partie du volume de sable par le volume occupé par l'intégralité des fibres métalliques.

Dans la partie suivante nous décrivons les procédures de malaxage et de mise en oeuvre utilisées pour cette étude. Celles-ci demeureront par la suite inchangées pour le reste des fabrications.

## 1.3 Fabrication et Mise en oeuvre

### 1.3.1 Problématique

Les règles récentes édictées par [AFGC-SETRA 2002] ne donnent aucune information relative au malaxage de ces bétons. Ceci est en partie dû au fait que les références sur lesquelles s'appuie ce guide sont des BFUP dosés à 2 ou 2.5% en fibres, donc similaires aux BFM. Dans notre cas, le composite contient 10% de renfort rigide. Il faut donc successivement fabriquer une matrice UHP, puis y incorporer un pourcentage élevé de fibres métalliques de différentes dimensions. Cela représente pas moins de 8 constituants différents (eau, superplastifiant, ciment, fumée de silice, sable et trois types de fibres).

La fabrication d'éléments structuraux avec ce type de matériau requière deux conditions indispensables :

- Premièrement, le malaxage du composite doit conduire à une bonne rhéologie pour rendre possible sa mise en oeuvre. Se pose alors le problème de l'homogénéisation en fibres du mélange, sans formation d'oursins ou de pelotes. Un défaut à ce stade ne pourra être compensé lors de la mise en oeuvre.
- Deuxièmement, un "bon matériau" nécessite une "bonne mise en oeuvre". Ce point est encore plus critique avec les BFM puisque leurs caractéristiques mécaniques sont fortement dépendantes de la distribution et de l'orientation des fibres vis-à-vis de la direction de sollicitation principale, elles-mêmes induites par l'écoulement du matériau dans le moule<sup>13</sup>.

Les développements qui suivent ne constituent pas une étude à proprement parler mais résument les enseignements tirés des travaux et de l'expérience acquise sur la fabrication du matériau au LCPC.

### 1.3.2 Procédure de malaxage

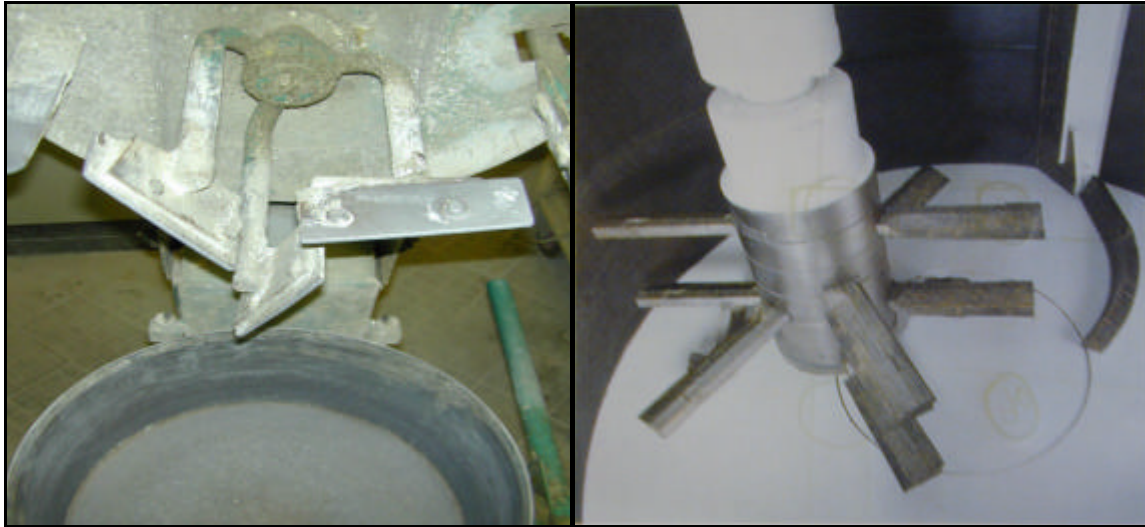
#### Caractéristique propre au malaxeur

Les premières fabrications concernaient de petits volumes ( $1/2$  ou 1 litre) et furent réalisées avec un malaxeur Perrier (norme ASTM). La dimension de la cuve, la forme de la pale et les vitesses de rotations ne sont pas adaptées à la fabrication de matrices UHP, qui plus est fibrées. Des gâchés d'une trentaine de litres ont ensuite été réalisées avec un malaxeur conventionnel : train de planétaire épicycloïdal, axe vertical et pales constituées par des plaques. Outre que le temps de malaxage de la matrice est long (plusieurs minutes), la géométrie des pales n'est pas adaptée au malaxage de BFM contenant des fibres de grand élanement ( $\lambda = 80$ ). En fait les pales sont autant d'obstacles sur lesquels viennent butter les fibres. La surface plane est normale à l'écoulement de la matière à l'intérieur du malaxeur (cf. Figure 1.9-A), ce qui conduit à une agglomération puis à un compactage des grandes fibres en avant des pales. On obtient une densification du réseau de fibres et la formation privilégiée d'oursins. La condition rhéologique n'est donc pas remplie.

---

<sup>13</sup> A cet égard le lecteur peut se reporter aux travaux sur les conteneurs à haute intégrité en BPR fibré [Boulay 1997] et à la définition et mesure de facteur d'orientation dans les sections de ruine [Behloul 1996].





A)

B)

Figure 1.9 - Différentes géométries de pales de malaxeurs : plaques perpendiculaires au sens de rotation du mélange (malaxeur conventionnel Zyclos - A) et jeu de couteaux parallèles au tourbillon (mélangeur intensif Eirich - B).

Le LCPC s'est doté de deux mélangeurs intensifs de marque Eirich. Les fabrications sont désormais réalisées avec ces malaxeurs tourbillonnaires, dont la capacité est de 60 litres (cuve inclinée à vitesse variable avec axe rotatif excentré). Les industries des poudres (agroalimentaire, propulsion-défense et céramiques) utilisent ce type de malaxeur pour défloculer, désagréger puis mélanger des poudres sèches nécessitant de forts taux de cisaillement et dont l'homogénéisation est un critère prépondérant. Dans le cadre de notre étude, le malaxeur permet de pré-homogénéiser à sec et en une minute le mélange constitué des poudres et des micro-fibres. La fabrication de la matrice micro-fibrée ne nécessite normalement qu'une minute supplémentaire pour une consistance fluide, mais nous prolongeons le malaxage afin d'obtenir un état de défloculation maximal.

Ici, à la différence d'un BHP classique, on ne bénéficie pas de granulats de dimension centimétrique, capables par effet inertiel de casser les floccs. C'est donc l'énergie spécifique apportée par le malaxeur au mélange qui améliore non seulement la défloculation des ultrafines mais aussi la dispersion de l'eau et du superplastifiant [Orban 1986]. Il s'ensuit une amélioration des caractéristiques rhéologiques et mécaniques (défloculation qui conduit à des sites de nucléation plus importants et à meilleure répartition de l'eau et du superplastifiant, ce qui conduit finalement une hydratation plus importante).

L'apport du malaxeur sur l'homogénéisation du mélange final (i.e. avec les fibres longues) est plus limité. L'introduction des fibres longues est le point délicat. La puissance accrue du malaxeur permet l'incorporation de hauts dosages en fibres et la géométrie des couteaux (cf. Figure 1.9–B) limite la formation d'oursins après introduction des fibres longues. Mais l'expérience montre qu'il faut introduire les macro-fibres rapidement puis stopper au plus tôt le malaxage dès homogénéisation, en réduisant la vitesse de rotation du malaxeur<sup>14</sup>.

<sup>14</sup> Signalons qu'une recherche est actuellement menée par le LCPC de Nantes en collaboration avec l'Ecole Centrale de Nantes sur le malaxage des BFUP.

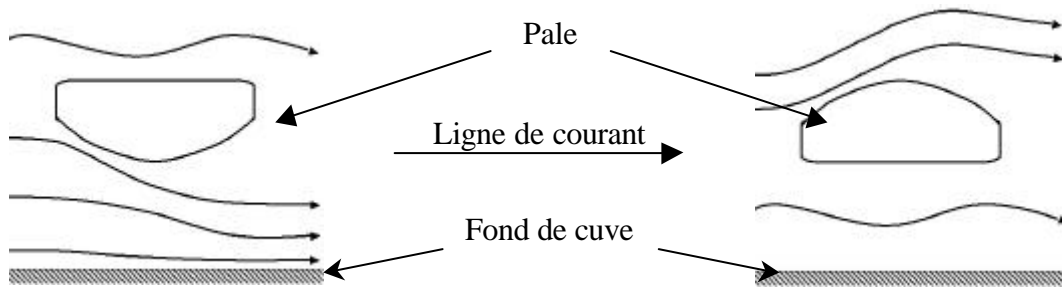


Figure 1.10 - Influence de l'orientation des couteaux sur la compacité du mélange

Deux autres points méritent d'être soulignés, même s'ils ne reposent que sur des observations visuelles et n'ont pu être quantifiés. Ils concernent le sens de rotation de l'outil par rapport à celui de la cuve et la géométrie des couteaux.

- Lors d'une séquence de malaxage, le sens de rotation de la cuve fut inversé par erreur : l'outil et la cuve tournaient en sens opposés, ce qui a conduit à une mauvaise homogénéisation du mélange final. Si l'augmentation induite des turbulences est profitable pour la fabrication de la matrice de référence, elle ne l'est plus lors de l'introduction des macro-fibres. Ceci concorde avec notre pratique qui vise à réduire les vitesses de rotation de la cuve et de l'outil dès l'introduction des macro-fibres.
- L'influence de la géométrie des couteaux fut-elle aussi révélée par "hasard". A l'occasion d'un incident, une dépose de l'arbre de malaxage a dû être opérée. Son remplacement s'est fait avec un arbre similaire, à la différence que les couteaux étaient soudés sur l'outil en sens inverse (cf. Figure 1.10). Le résultat est un flux de matière dirigé vers le fond de la cuve qui produit un compactage du réseau de fibre, alors que dans l'autre cas, le mélange est dirigé vers la surface libre, donc plus aéré.

### Séquence de malaxage retenue

L'introduction des constituants reste quelque peu artisanale, notamment pour les macro-fibres qui sont introduites à la main. La définition d'un process industriel devrait inclure un convoyeur vibrant pour faciliter leur introduction. La méso-fibre s'écoule à la manière d'un sable. Au final nous retenons une séquence de malaxage qui se décompose ainsi :

Tableau 1.7 - Séquence de malaxage du composite cimentaire fibré multi-échelles

Matériaux	Vitesse Outils tr.min <sup>-1</sup>	Vitesse Cuve tr.min <sup>-1</sup>	Temps Malaxage sec.
Ciment + Fumée + Sable + Micro-fibre	120	23	60
Eau + Superplastifiant	120	23	60
	400	46	60
Méso-fibre	90	23	30
Macro-fibre	90	23	stop 15" après dernière introduction

### 1.3.3 Procédure de mise en œuvre

#### Choix des corps d'épreuve et de leur fabrication

Dans un souci d'efficacité, les premiers essais destinés à la sélection des constituants ont été conduits sur des éprouvettes 40 x 40 x 160 mm et 100 x 100 x 400 mm. Pour la suite il importe de travailler avec des corps d'épreuves représentatifs des applications structurelles envisagées. En accord avec les exigences énoncées en introduction et les recommandations sur la caractérisation des BFUP utilisés en plaques minces [AFGC-SETRA 2003], nous décidons de travailler sur des dalles prismatiques dont l'épaisseur est égale à celle des structures réelles. Pour l'ensemble des fabrications, nous choisissons une épaisseur inférieure à deux fois la longueur de la macro-fibre, soit 40 mm, afin de profiter de l'orientation préférentielle des macro-fibres. Le nombre d'éprouvettes est volontairement élevé (fixé à 9 par étude) afin de pouvoir définir des valeurs caractéristiques.

Les dalles ont pour dimensions 600 x 200 x 40 mm (longueur x largeur x épaisseur), ce qui respecte les recommandations AFGC<sup>15</sup> pour une macro-fibre de longueur 25 mm. Cependant nous avons décidé de couler directement des prismes et non de les prélever à partir de plaques. Ce choix s'impose pour des raisons de temps, de coût et de répétitivité. Les opérations de sciage d'un composite contenant 10% de fibre sont très longues et usent rapidement le matériel. De plus le mode opératoire est plus facilement reproductible pour les dalles. Il faudra s'assurer que le comportement est représentatif de celui de dalle en procédant à des essais en vraie grandeur.

#### Remplissage des moules

Le remplissage influence directement sur le comportement du matériau et sur la réponse structurelle des corps d'épreuve testés. Dans le cas de fibres rigides, celles-ci vont faire en sorte de s'orienter suivant les lignes de courant et en fonction des gradients de vitesse pour s'opposer le moins possible à l'écoulement. Cela explique leur alignement le long des parois des coffrages. On doit de plus s'assurer que :

- Premièrement, le passage du malaxeur au corps d'épreuve ne modifie pas l'homogénéité du mélange.
- Deuxièmement, le processus de coulage des corps d'épreuve permet un écoulement du composite dans la (les) direction(s) principale(s) de sollicitation.

Le passage malaxeur-moule se fait dans notre cas au moyen d'une goulotte semi-circulaire (gouttière coupée en deux) de diamètre sensiblement équivalent à la largeur du corps d'épreuve, comme le montre la Figure 1.11. On la remplit en mortier puis on la fait glisser le long du fond du moule. On répète l'opération trois fois pour remplir complètement le coffrage en bois. Ce procédé évite la formation de front de jonction perpendiculaire à la section verticale de l'éprouvette, comme cela se produit lors de remplissage simultané par différents endroits du moule [Japan Recommandations 1984, Behloul 1996]. Ce procédé pourrait facilement être transposé au niveau industriel en utilisant un jeu de goulottes vibrantes qui recueilleraient le béton en sortie de malaxeur, et dont la largeur s'épanouirait pour s'adapter à celle des moules.

---

<sup>15</sup> Longueur des prismes  $L_p = \min[20 \times \text{ép.} ; 60 \text{ cm}]$ , Largeur des prismes  $l_p = 8 \times L_f$ , épaisseur ép.

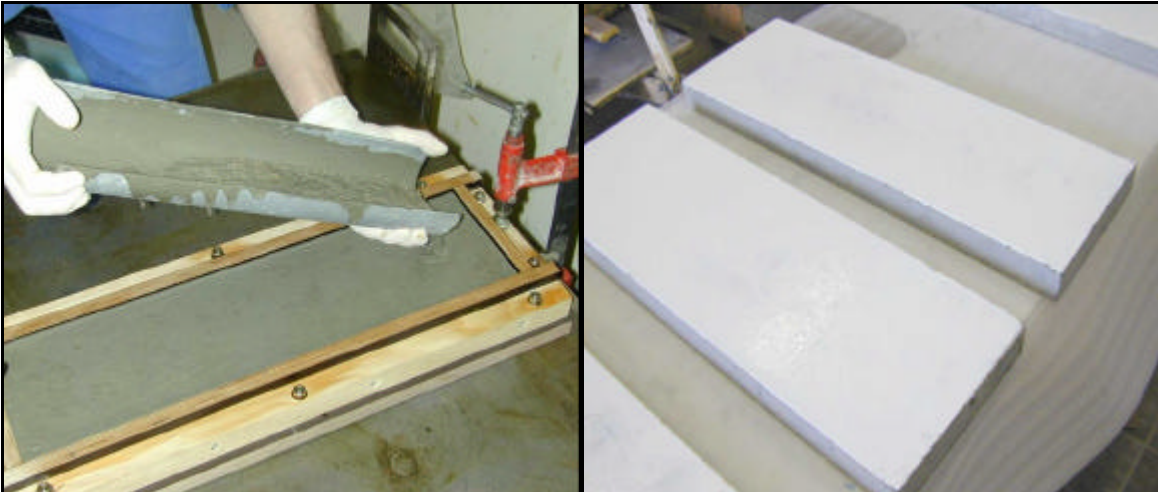


Figure 1.11 - Méthode de coulage des dalles avec goulotte semi-circulaire – Produit fini après rodage et peinture.

L'ensemble de l'opération s'accompagne d'une vibration externe du moule (le coffrage est bridé sur une table vibrante) ; elle est stoppée immédiatement après fin du coulage. Des essais de remplissage sans vibration, ainsi que de remplissage puis vibration se sont révélés moins performants. Il faut noter que la très forte densité de fibres et la viscosité de la matrice limitent la possibilité de déplacement relatif des fibres dans la matrice. La vibration n'a que peu d'influence sur l'enchevêtrement du réseau de fibres ; elle permet juste une meilleure mise en œuvre du volume de béton dans son ensemble.

Si l'opération de remplissage est bien contrôlée dans le cas de nos dalles, ce que viendront confirmer les essais mécaniques (cf. chapitres 3 et 4), il semble important à terme de pouvoir définir une séquence de remplissage pour des géométries plus complexes. Cela nécessite le développement de modèles puis d'outils de simulation capables de prédire l'écoulement de fluides visqueux renforcés de fibres. Une optimisation de la géométrie des pièces eu égard aux caractéristiques rhéologiques du matériau et au mode d'obtention des pièces (écoulement libre, extrusion, pompage, infiltration...) sera alors envisageable.

Après fabrication, la cure des éprouvettes est réalisée dans un premier temps au moyen d'un film plastique jusqu'à la fin de la prise. Le très fort dosage en superplastifiant (proche de 1% du poids de ciment) conduit à un retard de prise important, de l'ordre de 36 h. Par contre la durée de prise ( $T_{\text{fin de prise}} - T_{\text{début de prise}}$ ) s'opère en moins de 2 heures et la montée en résistance est extrêmement rapide (réaction exothermique,  $f_c$  130 MPa à 4 jours). Le démoulage intervient après 48 h et nous recourons à deux types de cures :

- Soit les corps d'épreuve sont conservés tels quels dans le laboratoire (humidité relative oscillant autour de 50%).
- Soit ils subissent une cure thermique de 4 jours à 90°C. Pour éviter tout départ d'eau, les dalles sont enveloppées dans un film cellophane puis recouvertes par une couche d'aluminium autocollant. Elles sont ensuite conservées au laboratoire.

Nous reviendrons sur l'influence de la cure dans le prochain chapitre. Ce dernier point clôt ce premier chapitre relatif à l'optimisation d'un composite fibré multi-échelles.

## 1.4 Conclusions

L'objectif prioritaire de cette première partie était la mise au point d'un composite cimentaire fibré multi-échelles de référence. Nous avons successivement travaillé sur la formulation du matériau puis sur sa fabrication. De la première étape nous retenons que :

- Une démarche cohérente portant sur l'amélioration de la compacité et de la microstructure conduit à une matrice ultra-hautes performances de rapport *Eau/Liant* égale à 0.16, dotée d'une résistance en compression de 220 MPa. Les critères de sélections des matériaux portent sur la rhéologie et la résistance en traction de la matrice.
- L'étude met en lumière le risque que prend l'ingénieur en sélectionnant ses constituants sur leurs seules performances individuelles, "l'assemblage" pouvant conduire à des caractéristiques mécaniques et rhéologiques médiocres (incompatibilités chimiques et empilement granulaire non optimal). Les choix passent encore aujourd'hui par des campagnes expérimentales. Le fort dosage en superplastifiant apporte un retard de prise important.

Concernant l'optimisation du renfort, la démarche s'appuie sur l'analyse du processus de fissuration des matrices cimentaires en traction uniaxiale. Cela impose d'intervenir à **l'échelle de la micro-fissuration diffuse du matériau et à l'échelle de la fissuration localisée de la structure**. Pour ce faire nous recourons à trois types de fibres métalliques :

- La fraction volumique du renfort est désormais de 11%. Surtout, le nombre de fibres est de deux ordres de grandeur supérieur à celui des BFUP type BPR fibré. Le rapport entre les diamètres des micro- et macro-fibres est de 10. Les fibres sont substituées au sable ; cela se traduit par un appauvrissement de la fraction granulaire la plus grossière.
- La laine d'acier apporte un gain de rigidité au composite. Sa finesse la rend seule capable d'intervenir efficacement au niveau de la micro-fissuration diffuse du matériau, au sens défini précédemment. A elle seule, elle représente approximativement 95 % du nombre de fibres du mélange.
- L'élanement important des macro-fibres limite leur dosage et donc leur efficacité. Pour ce faire, on leur adjoint une méso-fibre qui agit par effet nombre en retardant la coalescence des méso-fissures.
- L'étude met en évidence de manière explicite les effets de **synergie** et de **seuil de saturation** en fibres. Un même dosage en laine d'acier peut conduire à un effet de groupe positif ou négatif, suivant le nombre de méso- et macro-fibres. Cela renforce l'idée que toutes les fibres participent jusqu'au pic d'effort<sup>16</sup>.

---

<sup>16</sup> Les prochains chapitres seront l'occasion de préciser le fonctionnement du composite et le caractère multi-échelles du renfort.

La fabrication et la mise en œuvre sont deux étapes clés dans le développement du composite. Pour autant elles n'ont pas fait l'objet d'une étude détaillée, mais découlent du retour d'expériences que nous avons acquies. Les points suivants méritent d'être soulignés :

- La fabrication d'un composite aussi fortement dosé en fibres métalliques nécessite des outils spécifiques adaptés. Nous utilisons des mélangeurs intensifs parfaitement adaptés à la défloculation des fines et ultra-fines et à la dispersion des liquides. La géométrie de l'outil a été optimisée pour ne pas contribuer à la formation d'oursins. Elle se compose de couteaux qui cisailent littéralement le mélange fibré.
- La séquence de malaxage retenue se caractérise par une pré-homogénéisation à sec des constituants solides et de la laine d'acier. L'incorporation des méso- et macro-fibres s'opère après obtention d'une matrice fluidifiée, dans un temps réduit au minimum et à vitesse réduite (cuve et outil). Le malaxage est stoppé très rapidement après introduction des macro-fibres (une quinzaine de secondes).
- La définition des corps d'épreuve suit globalement les recommandations AFGC-SETRA relatives aux BFUP. Cependant le choix est fait de mouler plutôt que de scier les corps d'épreuve à partir d'une dalle mince. L'épaisseur des dalles est de 40 mm, valeur représentative des applications structurelles projetées.
- Le composite est mis en œuvre par écoulement au moyen d'une goulotte en plusieurs couches. Le développement d'outils de simulation d'écoulements de matrice à inclusions rigides longilignes est attendu pour promouvoir l'optimisation des géométries des pièces et promouvoir ainsi l'utilisation de ces matériaux.

L'ensemble des points évoqués est désormais fixé et servira de base pour l'ensemble des études décrites par la suite. Le matériau fait par ailleurs l'objet d'un dépôt de brevet mondial sous l'appellation CEMTEC<sup>®</sup><sub>multiscale</sub>.



# Chapitre 2

## Connaissances des comportements mécaniques statiques et différés du composite étudié

### 2.1 Introduction

L'objet de ce chapitre est une présentation succincte des principales caractéristiques mécaniques du matériau composite formulé au chapitre 1. L'objectif est de définir une "**carte d'identité**" du matériau, telle que l'avait déjà préconisée la commission "Bétons de fibres" de l'AFREM, qui tient compte de la formulation, de l'application structurelle envisagée et de la mise en œuvre. Les résultats présentés ne seront pas détaillés car n'étant pas l'objectif central de ce travail. Néanmoins, la définition des comportements en compression et traction reste un point de passage obligé de la caractérisation mécanique.

Le chapitre se décompose en trois parties. La première traite du comportement mécanique sous chargement instantané du composite et, particulièrement, de son comportement en traction uniaxiale. La deuxième présente les premiers résultats obtenus relatifs au comportement différé du composite ainsi que quelques éléments de réflexion sur l'évolution des propriétés mécaniques dans le temps. La troisième partie définit la méthodologie employée pour caractériser par une approche inverse, le comportement en traction à partir d'essais de flexion 4 points sur dalles minces.

### 2.2 Comportement sous sollicitations statiques

Cette partie rassemble les résultats d'essais menés au LCPC par Boulay, Arca, Taihlan, Le Maou et Parant dans le cadre de l'opération de recherche (défini en introduction) pour trois types de sollicitations : la compression, la traction directe et la flexion 4 points. Ces deux derniers sont menés sur des corps d'épreuves qui se veulent représentatifs d'éléments de dalles minces. En compression comme en flexion, le nombre d'essais permet de faire un traitement statistique des résultats pour définir des valeurs caractéristiques qui intègrent la dispersion du matériau. L'étude mécanique ne s'intéresse qu'au comportement intrinsèque au matériau ; les courbes expérimentales sont donc volontairement limitées au pic d'effort. L'ensemble des résultats présentés dans ce chapitre sont issus d'essais sur un matériau formulé suivant le Tableau 1.6.



### 2.2.1 Comportement en compression

La résistance en compression du composite cimentaire fibré multi-échelles est mesurée à partir de 10 essais sur cylindre 11 x 22 cm. Ces éprouvettes ont été confectionnées avec la formulation donnée au chapitre 1 (cf. tableau 1.6). Elles sont coulées dans des moules en carton et vibrées pendant leur remplissage. Après démoulage à 48 h, elles sont rectifiées par rodage sur leur deux faces puis curées thermiquement pendant 4 jours à 90°C (emballage film plastique plus feuille aluminium).

Etant données les gammes de résistances atteintes et la présence de nombreuses fibres à très haute limite élastique, des plateaux en aciers trempés sont intercalés entre l'éprouvette et les plateaux de presse afin que ces derniers ne s'endommagent pas à la longue du fait du fretage important.

Les essais sont réalisés sur une presse RK-MFL, de capacité 5000 kN. Ils sont pilotés en effort en imposant une rampe de chargement équivalente à 0.5 MPa/s. La Figure 2.1 présente la courbe moyenne de résistance en compression pour le composite traité thermiquement. Elle se caractérise par un domaine élastique linéaire jusqu'à environ 75 % de la contrainte ultime. Nous sommes en présence d'un matériau de type élastique fragile. Le fort dosage en fibres n'apporte, pour ce type de sollicitation, aucune ductilité au matériau.

Le module d'Young  $E$  et le coefficient de Poisson  $\nu$  sont mesurés à partir de 5 essais sur cylindre 16 x 32 cm. Pour ce faire, nous utilisons un extensomètre spécial nommé J2P [Boulay 1981]. Ce dispositif comprend deux couronnes en aluminium séparées de 100 mm et maintenues par des pointaux sur l'éprouvette. La couronne supérieure supporte trois capteurs de déplacement LVDT placés verticalement à 120° pour la mesure du module d'Young. De plus, trois autres capteurs LVDT placés diamétralement à 120° servent à la mesure du coefficient de Poisson. Les résultats obtenus sont :

– Résistance moyenne	$f_c$	<b>231 MPa</b>
– Résistance caractéristique	$s_{bc}$	<b>216 MPa</b>
– Déformation moyenne à rupture	$e_u$	<b><math>5 \cdot 10^{-3}</math></b>
– Module de Young	$E$	<b>55 GPa</b>
– Coefficient de Poisson	$\nu$	<b>0.21</b>

La résistance en compression est du même ordre de grandeur que celle atteinte par les produits commerciaux actuellement disponibles sur le marché (DUCTAL® 200 et CERACEM®). Nous sommes au-delà des 150 MPa, limite inférieure définissant la résistance en compression des BFUP [AFGC-SETRA 2003]. Pour autant cette caractéristique mécanique n'est pas le critère recherché comme nous le soulignons dès l'introduction du chapitre 1.

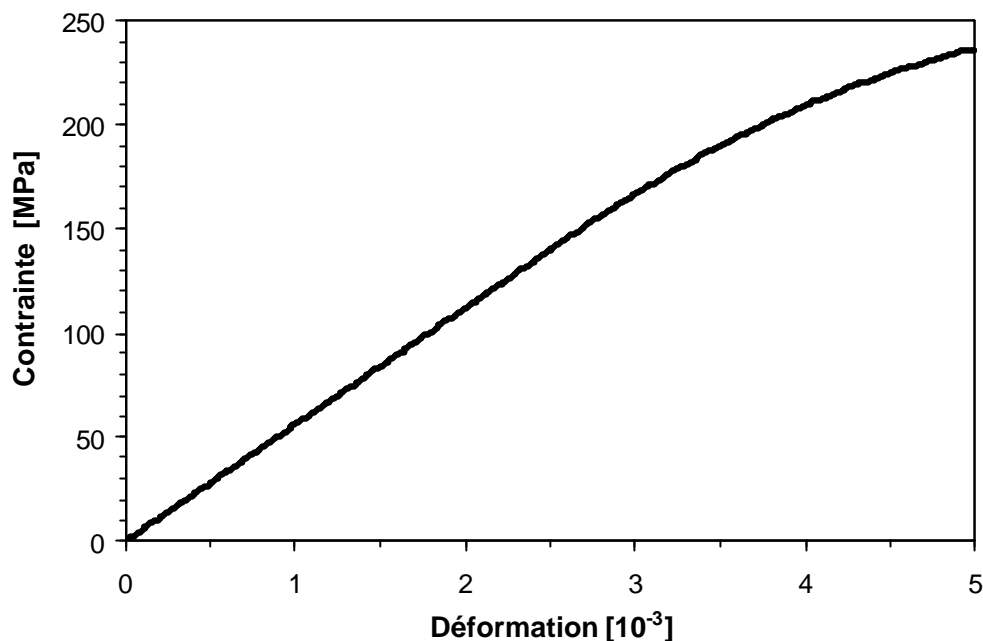


Figure 2.1 - Courbe moyenne *Contrainte-Déformation* en compression

## 2.2.2 Comportement en traction directe

La résistance en traction demeure la spécificité du composite cimentaire fibré multi-échelles étudié. La réalisation d'un essai de traction directe est délicate mais indispensable pour les trois raisons suivantes :

- Caractériser de façon précise le comportement du composite en traction uniaxiale.
- Apporter des éléments de réflexion supplémentaires à la compréhension du comportement du matériau, notamment l'apport du renfort multi-échelles sur les processus d'endommagement et de fissuration de la matrice.
- Evaluer la pertinence de la détermination, par approche inverse, du comportement en traction uniaxiale du composite à partir d'un essai de flexion.

### Définition des paramètres de l'essai de traction uniaxiale

Sur la base d'études antérieures [Mansur 1986, Casanova 1992, Do 1995, Behloul 1996], la géométrie des éprouvettes testées est en forme d'os pour obtenir un champ de contrainte uniforme en partie centrale. Cette géométrie, définie dans la Figure 2.2, a fait l'objet d'une étude spécifique<sup>17</sup> par éléments finis. Une description complète de l'étude est disponible dans [Boulay 2003]. Les éprouvettes sont moulées et non usinées, ce qui implique une sensibilité plus grande aux conditions de mise en œuvre. La section sollicitée doit être représentative de dalles minces et répondre à des considérations mécaniques. Les paramètres pris en compte dans sa définition sont :

<sup>17</sup> La définition et la réalisation de ces essais sont le fruit des travaux de [Boulay 2003].

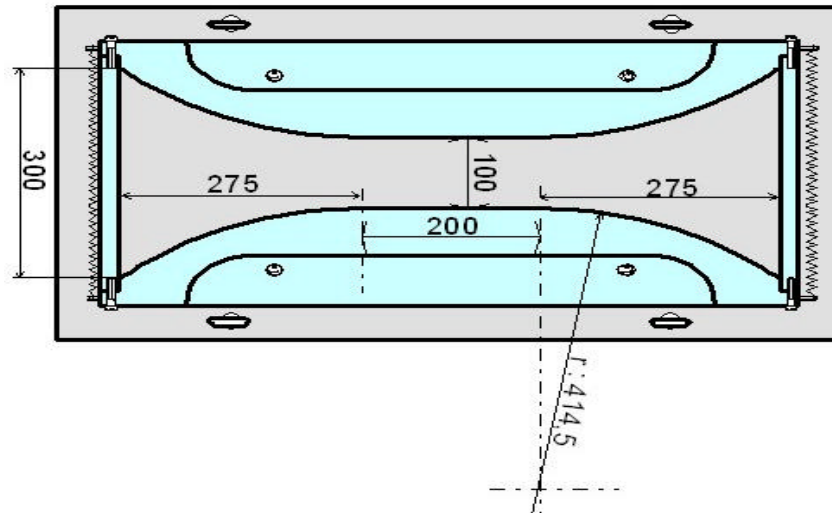


Figure 2.2 - Géométrie du moule en forme d'os pour éprouvette de traction uniaxiale.

- Surface de contact mors-éprouvette du triple de la section centrale. Ce choix est fonction, non de la résistance de la colle, mais du rapport entre la résistance de la matrice cimentaire non fibrée (7 à 8 MPa) et la résistance du composite (estimée en première approche à 25 MPa). Au droit de l'interface, la résistance est apportée par la matrice seule puisque les fibres ne sont pas ancrées (effet de bord). Ceci explique les nombreuses ruptures dans le premier millimètre des éprouvettes et interdit l'utilisation d'éprouvettes cylindriques pour les essais de traction sur des bétons de fibres écrouissants. La colle méthacrylate développe une résistance supérieure à 15 MPa en traction.
- Eprouvettes non entaillées pour permettre la détermination de la résistance maximale de traction tout en assurant la libre expression du caractère multi-fissurant, caractéristique principale du matériau. Par ailleurs notre objectif n'étant pas d'établir une loi Contrainte-Ouverture de fissure, l'entaille qui génère une concentration de contrainte, ne présente aucun intérêt pour cette étude.
- Largueur de l'éprouvette dans la zone de traction uniforme supérieure à 4 fois la longueur de la plus grande fibre du composite pour respecter une certaine orthotropie de la distribution des fibres. En l'occurrence elle est fixée à 100 mm. Cette valeur est certes un peu faible mais est imposée par l'encombrement de l'éprouvette eu égard aux dimensions de la presse. L'épaisseur est de 50 mm pour rester proche de celle des dalles de flexion (40 mm).

Une éprouvette en "forme d'os" de 750 mm de longueur totale a finalement été retenue. Cette taille est imposée par les dimensions minimales de la section centrale nécessaire pour obtenir un état de contrainte homogène. Son élancement ne répond donc pas au critère de Hordijk qui préconise une valeur proche de 1. La procédure de coulage est identique à celle utilisé pour les dalles de flexion. Le montage de l'éprouvette sur la presse est défini par :

- L'utilisation de mors en aluminium pour limiter les concentrations de contraintes aux interfaces entre matériaux, induites par le fretage (rapport Module de Young-coefficient de Poisson proche pour l'aluminium et le béton).

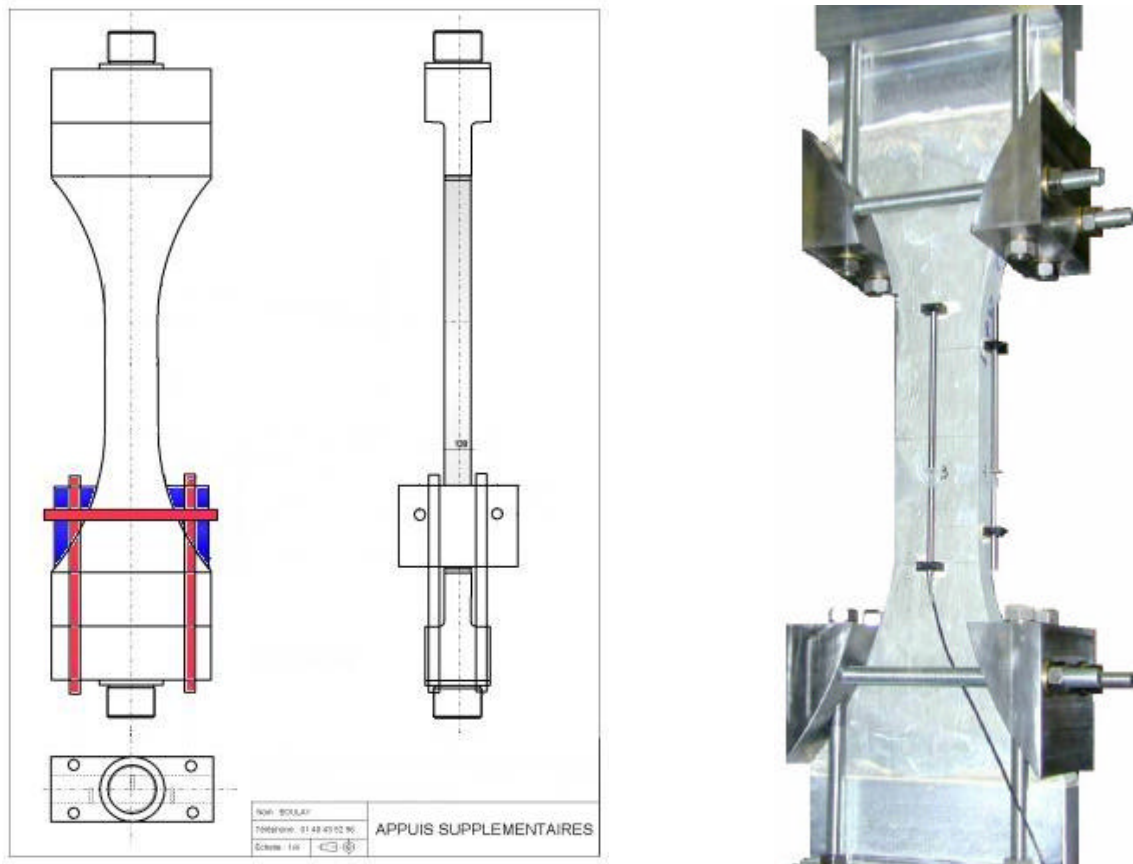


Figure 2.3 - Schéma de principe du bridage de l'éprouvette sur ces mors (à droite) et dispositif expérimental instrumenté lors d'un essai (à gauche).

- L'encastrement de l'éprouvette sur les mors de la presse pour limiter les phénomènes de rotation près du pic d'effort [Hordijk 1987]. Celui-ci est assuré ici par collage et bridage de l'éprouvette. Les brides, qui épousent les congés de raccordement de l'éprouvette, sont précontraintes par tiges filetées aux mors en aluminium. Elles empêchent la concentration de contrainte au centre de la surface collée qui atteint sinon plus de 9 MPa (supérieure à la résistance de la matrice).

Les déformations sont mesurées à l'aide de 4 capteurs de déplacement directement fixés sur chaque face de l'éprouvette (base de mesure : 200 mm). Cela exclut ainsi les déformations du joint de colle et permet de détecter une éventuelle flexion en cours d'essai.

### Présentation des résultats de traction directe

Les essais sont réalisés sur une presse Tinius Olsen de 500 kN de capacité. L'essai est mené à vitesse de déplacement vérin imposée. La vitesse retenue est de 100  $\mu\text{m}/\text{minute}$ . Neuf éprouvettes ont été fabriquées ; seules sept d'entre elles ont permis un dépouillement. Parmi celles-ci, seules 4 ont fissuré dans la base de mesure en partie centrale. Pour les 3 autres, la localisation finale de la fissuration s'est produite au niveau de la partie inférieure des mors, là où l'étude numérique montre une sur-contrainte de traction. Un même constat fut fait par Behloul lors de ces essais de traction directe sur BPR 200 malgré un rayon de courbure 10 fois supérieur à la largeur de la section centrale [Behloul 1996].

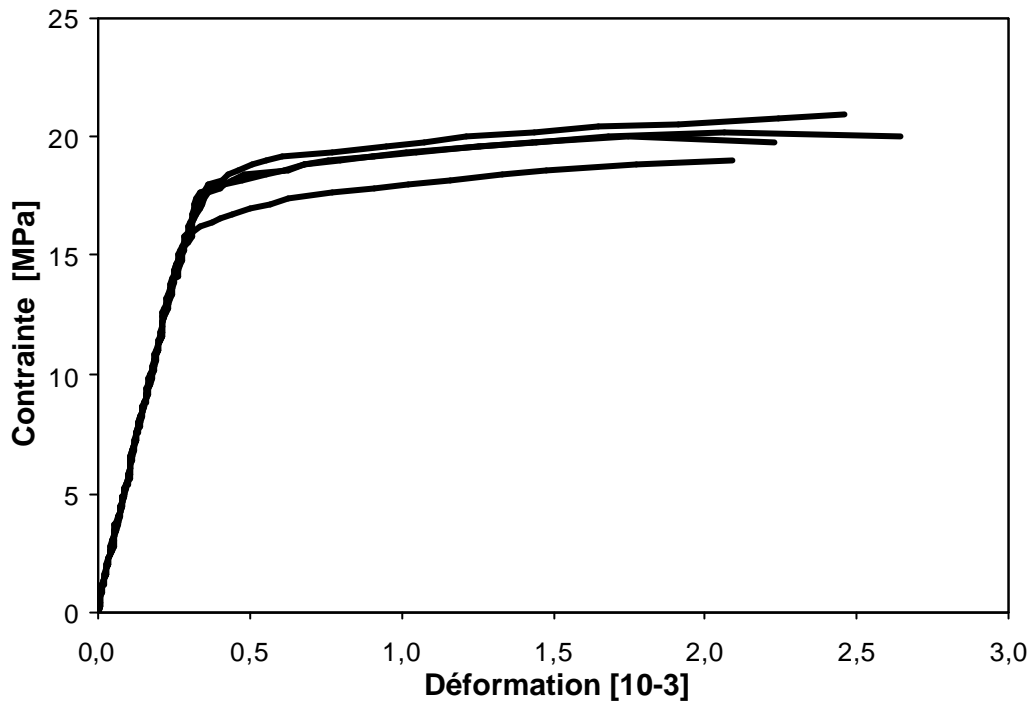


Figure 2.4 - Courbes *s-e* du CEMTEC<sub>multiscale</sub><sup>®</sup> en traction directe (à gauche).

Les quatre courbes expérimentales *contrainte-déformation* retenues sont données dans la Figure 2.4. Le comportement du composite peut être assimilé macroscopiquement à un comportement élasto-plastique à écrouissage positif en traction uniaxiale. La contrainte ultime est voisine de 20 MPa ce qui est nettement au-dessus des résultats disponibles dans la littérature. La phase pseudo-élastique linéaire double quasiment par rapport à celle de la matrice non fibrée (17.3 contre 8 MPa environ), soulignant l'apport du fort dosage en fibres. Les courbes présentent une allure continue, c'est-à-dire sans brusque saut d'effort dû à la rupture ou au déchaussement des fibres, comme cela se produit habituellement pour les autres bétons de fibres. Ceci traduit un fonctionnement optimal de l'association fibres-matrice et un processus continu et progressif d'endommagement du composite. La ductilité du composite est importante pour un matériau à matrice cimentaire (rapport *déformation irréversible/déformation élastique* égal à 4.5), avec une déformation ultime d'environ  $2.10^{-3}$  quand celle de la matrice non fibrée est limitée à  $2.10^{-4}$ . Ces constatations permettront de justifier l'emploi d'une modélisation continue lors des simulations d'essai de flexion. Les principales valeurs remarquables sont :

- Limite élastique  $s_e$  **17,3 MPa**
- Gain de contrainte dû à l'écrouissage **G** **15 %**
- Contrainte de rupture moyenne  $f_t$  **20 MPa**
- Module d'élasticité en traction **E** **55 GPa**
- Déformation à rupture  $e_u$   **$2.10^{-3}$**

Aucune fissuration visible n'apparaît avant la contrainte de traction maximale (ouvertures de fissures  $< 50 \mu\text{m}$ ). Une macro-fissuration multiple est observée, passé le pic d'effort.

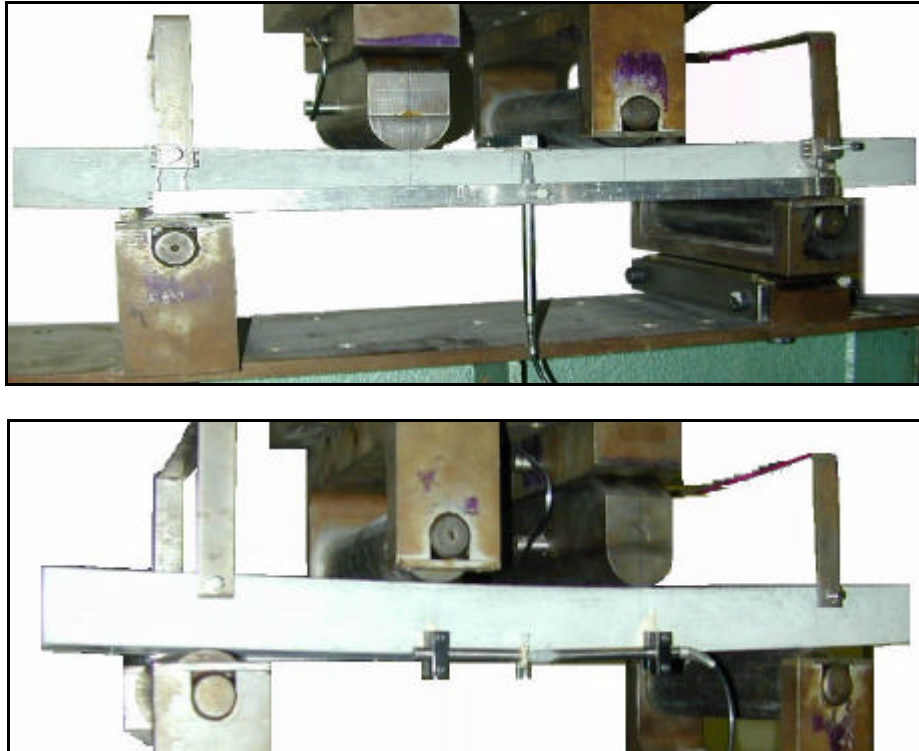


Figure 2.5 - Dispositif de flexion 4 points sur dalle : extensomètre spécial avec capteur de flèche (en haut) et capteur de déplacement en zone tendue (en bas).

### 2.2.3 Comportement sous sollicitations de flexion

Les comportements uniaxiaux ayant été présentés, une deuxième étape consiste à caractériser des éléments de structures. Dans cette optique, il est décidé d'étudier le comportement d'éléments constitutifs d'une dalle nervurée [Rossi 2002]. La dalle doit reprendre les flexions secondaires et les efforts concentrés tel le poinçonnement, alors que la nervure doit apporter rigidité à la structure et reprendre les flexions principales. Le choix est fait de dissocier les fonctions "dalle" et "nervure", leur liaison ne faisant pas partie de la présente étude. Les éléments "dalles" et "nervures" possèdent des dimensions identiques (40 x 200 x 600 mm) mais diffèrent par leur process de mise en œuvre. Les dalles sont coulées à plat et vibrées suivant le protocole défini en 1.3.3. Les nervures sont quant à elles coulées verticalement à l'aide d'un dispositif permettant de les remplir simultanément sur toute leur longueur. L'épaisseur des nervures, avec 40 mm, permet une orientation préférentielle des fibres suivant la direction de sollicitation. Les éléments fabriqués subissent un traitement thermique de 4 jours à 90°C, 48 h après démoulage.

Dans les deux cas, les essais sont menés en flexion 4 point conformément aux recommandations de l'AFGC sur la caractérisation des dalles minces, 28 jours après fabrication. La portée est de 420 mm pour un entre-axe de 140 mm entre appuis supérieurs. Les appuis sont constitués de rouleaux, dont deux sont articulés transversalement, permettant le rattrapage éventuel d'un léger gauchissement (pour les dalles essentiellement, tout en sachant qu'elles sont rectifiées).

Les dalles comme les nervures sont instrumentées par deux capteurs de déplacement LVDT. Le premier permet le suivi de la flèche à mi-portée à l'aide d'un extensomètre fixé sur l'éprouvette et n'intégrant pas de ce fait les tassements d'appuis (cf. Figure 2.5-haut).

Le deuxième est collé sur la face opposée à celle recevant le capteur de flèche, dans le plan de la face tendue, sur une base de mesure de 140 mm représentative de la zone de moment constant (cf. Figure 2.5-bas). Les essais sont pilotés en déplacement imposé, asservi sur la mesure de la flèche, à la vitesse de 0.3 mm/min. Ce dispositif expérimental sera repris à l'identique lors des études de fatigue et de choc dans les chapitres 3 et 4.

A partir des courbes moyennes, les courbes caractéristiques sont construites comme suit :

- On détermine les valeurs moyennes de pente et de limite pseudo-élastique. La pente caractéristique est égale à la pente moyenne. La limite de la partie linéaire est obtenue en retranchant à la valeur moyenne le produit du coefficient de Student  $k(n)$  par l'écart type  $s(R)$  sur cette limite ( $n$  = nombre d'essais réalisés).
- On calcule la partie non linéaire de la courbe caractéristique à partir des valeurs caractéristiques de résistance et de déformation définies par :

$$R_{\text{car}} = R_{\text{moy}} - k(n).s(R) \quad \text{et} \quad e_{\text{car}} = e_{\text{moy}} - k(n).s(e)$$

On multiplie ensuite chaque valeur de la courbe moyenne par le rapport  $R_{\text{car}}/R_{\text{moy}}$ . On trace ainsi la courbe caractéristique jusqu'à la déformation caractéristique.

Dans la Figure 2.6 sont données les courbes moyennes et caractéristiques relatives au comportement en flexion de dalles minces. La Figure 2.7 présente les résultats sous la forme de deux courbes moyennes *contrainte de traction équivalente-flèche* obtenues chacune à partir de 9 essais. Les principales valeurs remarquables sont :

- Fonction "dalle":  
Modules de rupture moyen et caractéristique : **50 et 42 MPa**  
Déformation au pic d'effort d'environ :  **$5.10^{-3}$**
- Fonction "nervure" :  
Modules de rupture moyen et caractéristique: **58 et 48 MPa**  
Déformation au pic d'effort d'environ :  **$6.10^{-3}$**

Dans les deux cas, aucune fissure n'est visible avant le pic d'effort. Les dallettes et les nervures ont toutes deux montré des comportements écrouissants (entre 50% et 100% de la charge maximale environ). Le comportement post-pic présente une bonne ductilité structurelle. La rigidité plus importante des nervures, ainsi que leur plus grande résistance, sont associées à la meilleure orientation des fibres par rapport à la direction de sollicitation.

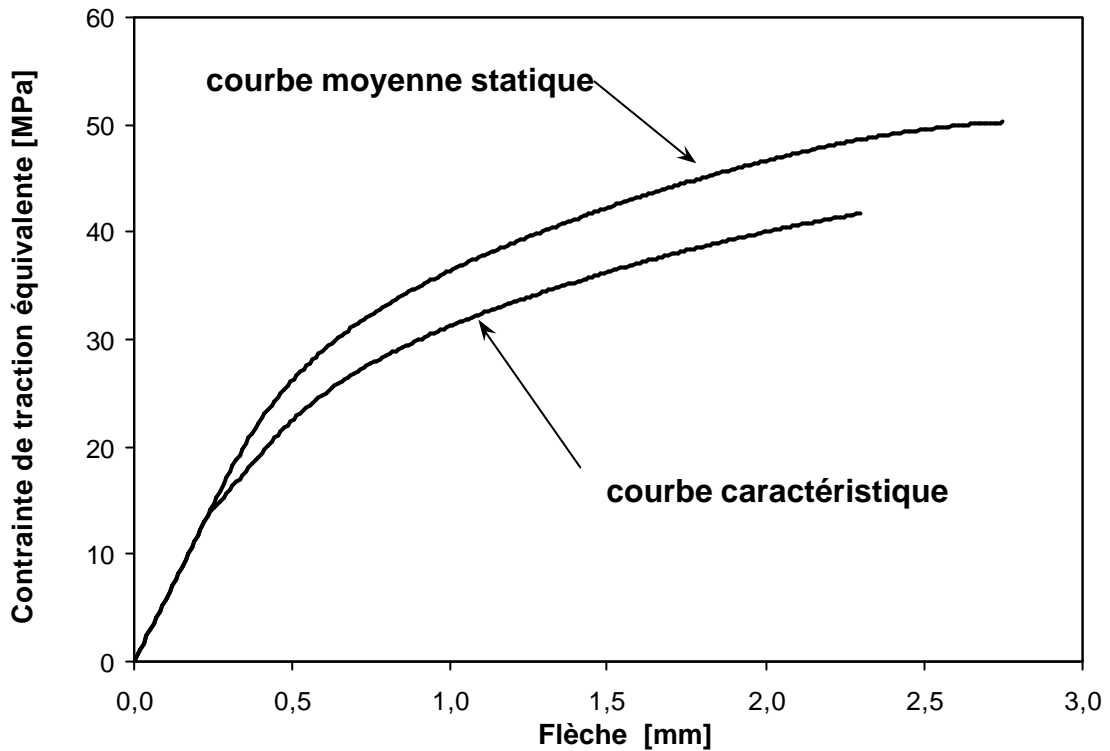


Figure 2.6 - Courbes moyenne et caractéristique *contrainte de flexion équivalente-flèche* de dallettes sollicitées en flexion 4 points.

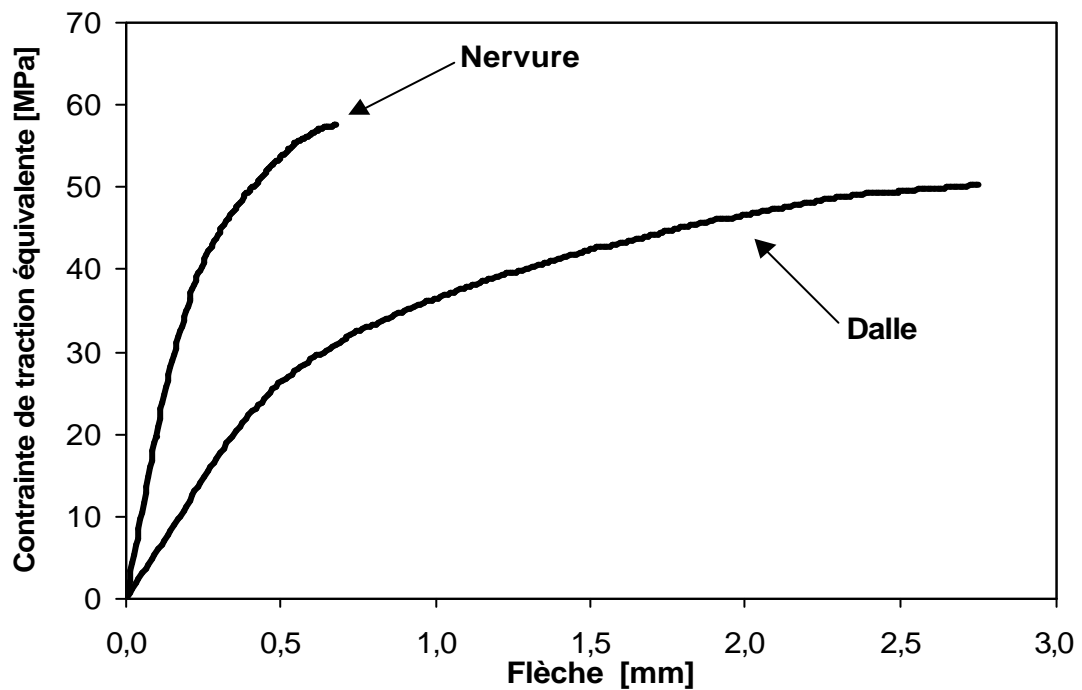


Figure 2.7 - Courbe moyenne *contrainte de flexion équivalente-flèche* d'éléments "dalle" et "nervure" sollicitées en flexion 4 points.



## 2.3 Comportements différés

Les résultats présentés ici le sont à titre informatif et constituent le point de départ d'une campagne expérimentale plus importante [Le Maou 2003].

### 2.3.1 Quantification du retrait

Le retrait des bétons à matrice cimentaire ultra-performante est essentiellement endogène, puisque le matériau est majoritairement composé de pâte, que le retrait de dessiccation est quasiment nul (la porosité quasiment non connectée limite les transferts vers l'extérieure) et que la finesse des pores induit de fortes pressions capillaires. Si le matériau est traité thermiquement, il est démontré que l'intégralité du retrait est effectuée à la fin du traitement thermique [Loukili 1996]. Dans le cas contraire, les règles AFGC-SETRA donnent une valeur indicative de 550  $\mu\text{m}/\text{m}$ .

On présente dans la Figure 2.8 les résultats de deux essais de retrait relatifs au matériau étudié et réalisés sur éprouvettes de 1 m de haut ayant une section en forme d'étoile à trois branche (rayon moyen de séchage de l'ordre de 40 mm). Les éprouvettes sont coulées verticalement et décoffrées à 48 h, mais ne subissent pas de traitement thermique. Les déformations sont mesurées sur une base de mesure de 0.5 m en partie centrale. Les mesures commencent 3 jours après la date de coulage. Avec 500  $\mu\text{m}$  à 325 jours et 530  $\mu\text{m}$  comme valeur asymptotique, l'amplitude du retrait est sensiblement identique aux 550  $\mu\text{m}$  évoqué ci-dessus pour un BFUP ne contenant que 2 % de renforts. La fraction volumique des fibres ne semble donc pas intervenir sur l'amplitude du retrait.

### 2.3.2 Comportement sous chargement maintenu

Deux résultats d'essais de fluage relatif au matériau étudié non traités thermiquement sont présentés dans la Figure 2.9 sous la forme de courbes de complaisance. La géométrie des éprouvettes est identique à celles utilisées pour le retrait. Les éprouvettes sont chargées à 28 jours sur des bâtis de fluage de 800 kN de capacité. La contrainte appliquée est de 85 MPa pour une résistance moyenne de 190 MPa à 35 jours. Cela correspond à un taux de chargement de 45 %. La complaisance est dans ce cas de 45  $\mu\text{m}/\text{m}/\text{MPa}$  et le coefficient de fluage  $K_{fl}$  est de 1.0 à l'échéance de 250 jours.

### 2.3.3 Evolution des propriétés mécaniques dans le temps

Le Tableau 2.1 présente la variation des résistances en compression en fonction du type de cure et de la date de coulage. S'il est cohérent d'observer une augmentation de celles-ci pour les éprouvettes non traitées thermiquement (17 %), à l'image de ce qui se passe pour les autres bétons, il est plus surprenant de constater que la résistance de celles ayant subi 4 jours à 90°C augmente de plus de 12 % à 400 jours. L'explication est certainement à rechercher au niveau des réactions pouzzolaniques différées, compte tenu des 25 % de fumée de silice contenus dans la matrice. Le traitement thermique ne semble pas suffisant pour activer l'ensemble de ces réactions. Ces résultats demandent à être affinés par des mesures du taux d'hydratation sur des matrices d'âges différents (essais en cours de réalisation). L'écart entre les deux types de cures, initialement de 17 % en faveur du traitement thermique, est de 11 % à 400 jours. Il demeure donc significatif.

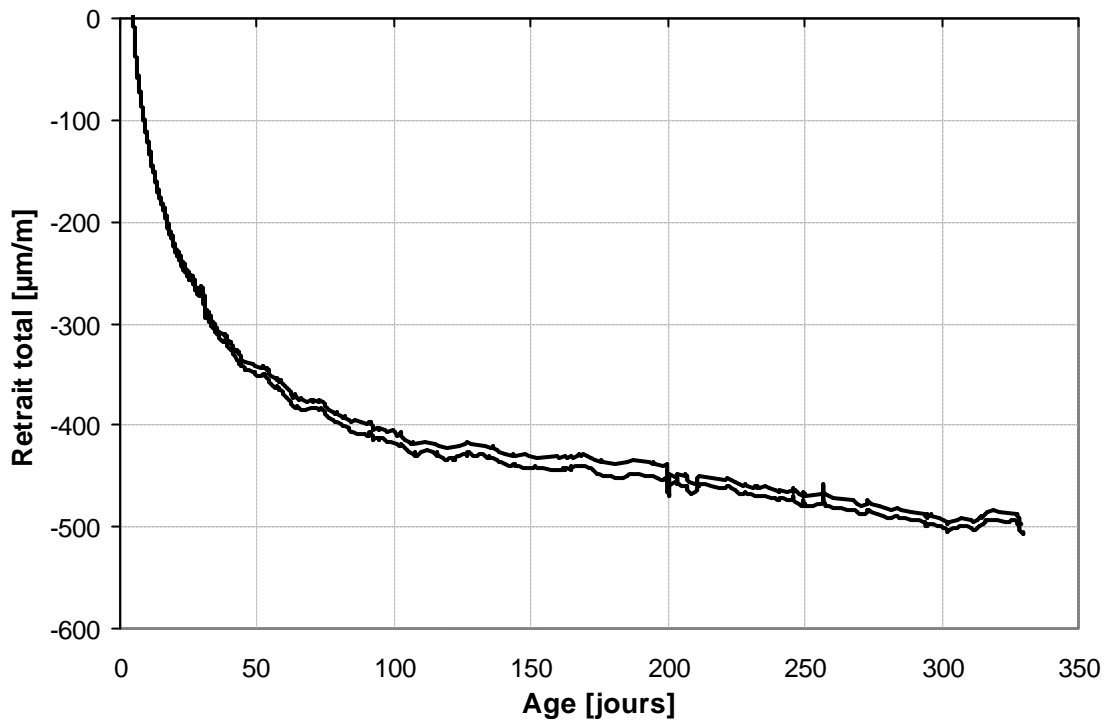


Figure 2.8 - Evolution du retrait sur éprouvettes non traitées thermiquement.

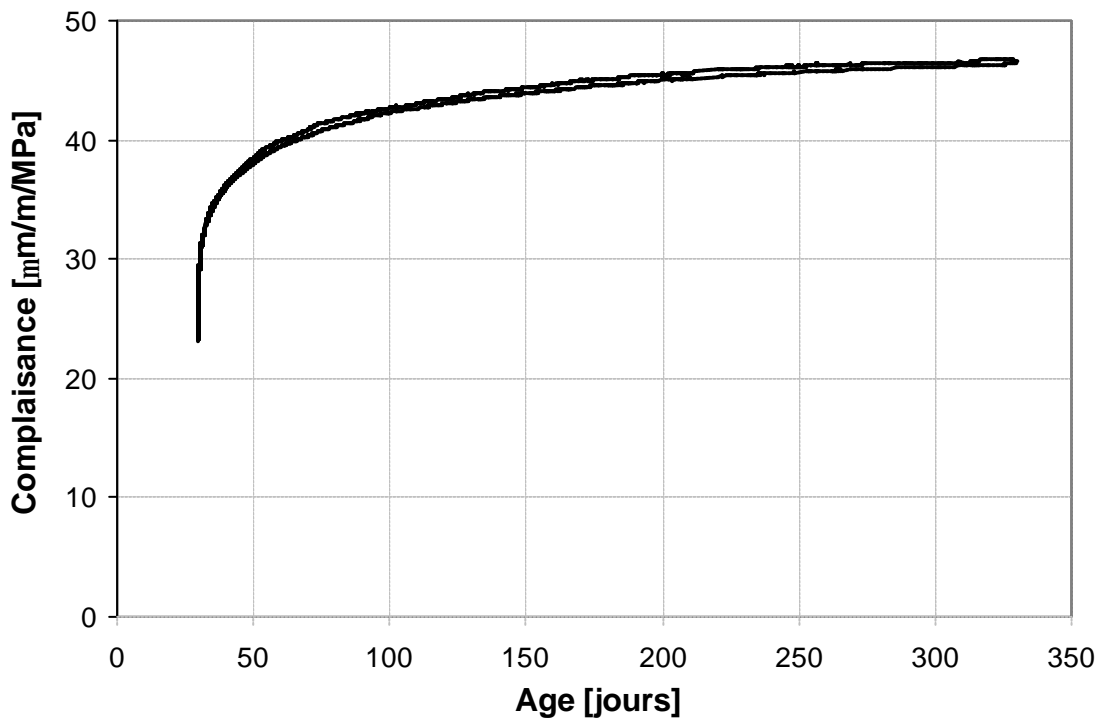


Figure 2.9 - Complaisance du CEMTEC<sub>multiscale</sub><sup>®</sup> non traité thermiquement.

Tableau 2.1 - Evolution des résistances mécaniques en compression en fonction du temps

Type de cure	Age en jours				
	28	35	91	200	400
Non traité thermiquement - air	-	190	200	-	223
Traité thermiquement	220	-	-	230	247

## 2.4 Analyse et modélisation du comportement en traction uniaxiale

Dans cette partie, l'apport du renfort multi-échelles sur les processus d'endommagement et de fissuration de la matrice cimentaire est précisé à partir des essais précédents. A partir d'une approche par méthode inverse basée sur les essais de flexion, une modélisation continue est retenue avant d'être validée par confrontation avec les résultats expérimentaux de traction directe.

### 2.4.1 Renfort multi-échelles et comportement écroissant en traction

Si chaque dimension de fibres intervenait indépendamment des deux autres, la courbe de traction uniaxiale présenterait de brusques sauts de rigidité et de résistance à chaque transition entre domaine d'efficacité des fibres. La résistance maximale serait atteinte dès lors à la fin du domaine pseudo-linéaire (vers 17 MPa) correspondant à l'apport des micro-fibres, puis chuterait pour repartir avec une rigidité propre au comportement d'un BFM contenant des méso-fibres avant de chuter à nouveau. Le comportement final serait celui d'un béton de fibres dosé à 2.5 % de macro-fibres ; dans ce cas la résistance ne dépasserait pas celle des BFUP en traction, soit 10 à 12 MPa. A l'évidence le matériau ne fonctionne pas ainsi. *Il est rappelé que les termes micro- et macro-fissure renvoient aux dimensions des fibres et non à des fissures localisées.*

Le caractère multi-échelles permet le transfert d'efforts progressif d'une dimension de fibre à l'autre quand l'ouverture des fissures devient incompatible avec son domaine d'efficacité. Le principe se caractérise par *la mise en action graduelle et continue des différentes échelles de fibres, et ce jusqu'au pic d'effort*. Le nombre d'interface ne cesse donc de croître et l'effort d'augmenter. Au pic d'effort, le nombre de fibres sollicitées est maximal. Ceci est illustré dans la Figure 2.10 dans le cas d'un essai de flexion et peut schématiquement se décomposer en trois étapes.

#### Etape 1 :

Le comportement pseudo-élastique linéaire se poursuit bien au-delà de la résistance en traction de la matrice cimentaire sans véritable perte de rigidité. Cela traduit une fissuration extrêmement fine et diffuse dans l'ensemble de la zone tendue rendue possible par l'omniprésence des micro-fibres au sein du composite. En conséquence, la matrice cimentaire n'est pas à proprement parlé endommagée.

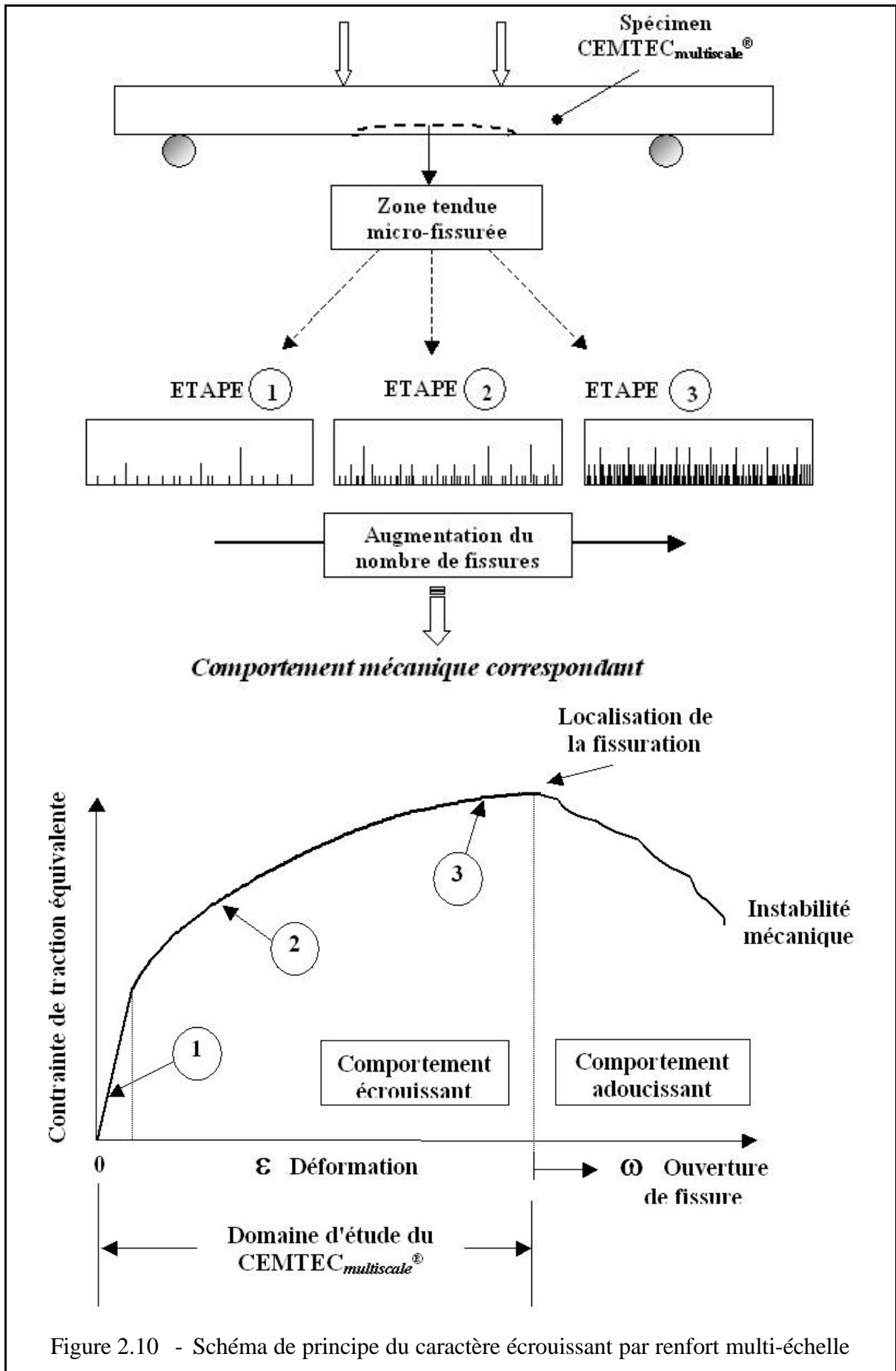


Figure 2.10 - Schéma de principe du caractère écaouissant par renfort multi-échelle

### Etape 2 :

L'effort croît et on assiste à la coalescence de quelques micro-fissures suivant une répartition aléatoire. Cela marque le début de l'endommagement et la diminution de la rigidité. Mais le très fort pourcentage (6 %) de méso-fibres permet un pontage efficace de ces méso-fissures. Si localement l'ouverture de certaines fissures a augmenté, la contrainte ne cesse pourtant de croître. Cela permet la poursuite du processus de micro-fissuration dans des volumes de matière jusque là vierges (la densité de fissures augmente, la rigidité diminue).

### Etape 3:

Certaines méso-fissures ne peuvent plus être pontées efficacement. Leur coalescence conduit à l'apparition de quelques macro-fissures (toujours invisibles à l'œil). Le processus de fissuration se reproduit pour des ouvertures de fissures plus importantes, intéressant les macro-fibres. Le pontage efficace de ces fissures, nécessairement moins nombreuses, permet une meilleure efficacité des méso-fibres qui, par ricochet, entraîne une micro-fissuration plus importante.

Le processus de fissuration s'apparente à l'effet "boule de neige". L'effort augmente jusqu'au moment où le nombre d'interfaces intéressées cesse de croître. Ce pas est franchi lorsque l'ouverture d'une fissure dépasse le domaine d'efficacité des macro-fibres la pontant. Cela aboutit à la localisation de l'endommagement et l'apparition d'une fissure conduisant à la ruine de l'éprouvette.

## 2.4.2 Approche inverse et modélisation mécanique

Comme cela est rappelé dans la Figure 2.10, le domaine d'étude du composite est limité au comportement mécanique avant localisation des déformations. Il n'est donc pas tenu compte de leur évolution passé le pic d'effort. Pour cette raison l'objectif de cette étude n'est pas la définition d'une loi *contrainte-ouverture de fissure*. On renvoie pour cela le lecteur aux travaux de [Casanova 1996, Behloul 1996, Douglas 1997].

La définition, pour le composite, d'une loi de traction uniaxiale par approche inverse a fait l'objet d'une étude à part entière [Tailhan 2002] ; les grandes lignes de ce travail sont retranscrites ici. La démarche sera reprise et appliquée dans l'étude du comportement aux chocs du composite (cf. chapitre 3). Le modèle utilisé est présenté dans la Figure 2.11 et se caractérise par le fait que :

- Le composite est supposé continu et homogène.
- Le comportement du béton est simulé par un modèle élasto-plastique, implanté dans le module MCNL18 de CESAR-LCPC et dédié aux calculs non-linéaires en mécanique statique [Ulm 1996].
- Les déformations permanentes représentent l'effet de la multi-fissuration du matériau. Elles sont assimilées à des déformations plastiques.

---

<sup>18</sup> Mécanique Comportement Non Linéaire

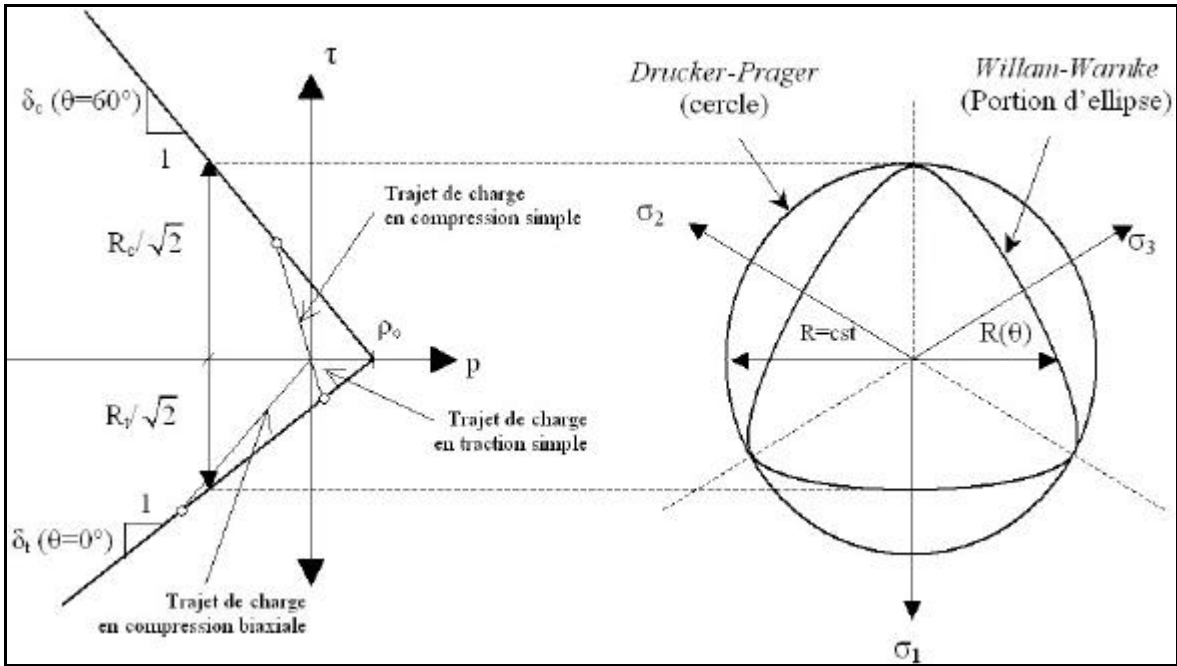


Figure 2.11 - Critère de plasticité de Drucker-Prager et Willam-Warnke dans les demi-plans (p,t) du méridien de compression et de traction (figure de gauche), dans une coupe déviatorique (figure de droite), d'après [Fauchet 1991]

- Le critère utilisé, dit de Willam-Warnke à trois paramètres, est un critère de type Drucker-Prager qui fait intervenir l'angle de Lode (?). Dans le domaine des faibles confinements auxquels se limite l'étude, la fonction de charge utilisée est de la forme:

$$f(\mathbf{s}, z) = t + f(\mathbf{q})(\mathbf{s} - z\mathbf{r}_0) \quad (2.1)$$

$\mathbf{r}_0$  ( $r_0 \geq 0$ ) : pression de décohesion à la rupture

$s, t$  et  $f$  : fonctions des invariants du tenseur des contraintes ( $\mathbf{s}$ ) et du déviateur des contraintes ( $\mathbf{s} = \mathbf{s} - (\frac{1}{3}tr\mathbf{s})\mathbf{I}$ )

$f$ (?) : assimilé à un coefficient de frottement, et fonction de 3 paramètres  $u, v$  et  $w$  tel que :

$$f(\mathbf{q}) = \frac{u+v}{w} \quad \text{avec} \quad \begin{cases} u = 2f_c(f_c^2 - f_t^2)\cos\mathbf{q} \\ v = f_c(2f_t - f_c)\sqrt{4(f_c^2 - f_t^2)\cos^2\mathbf{q} + 5f_t^2 - 4f_c f_t} \\ w = 4(f_c^2 - f_t^2)\cos^2\mathbf{q} + (f_c - 2f_t)^2 \end{cases} \quad (2.2)$$

$f$ (?) varie entre les deux valeurs :  $f_t = f(\mathbf{q} = 0)$  et  $f_c = f(\mathbf{q} = \mathbf{p}/3)$  représentant les coefficients de frottement sur les méridiens de compression et de traction respectivement.

Le caractère écrouissant du composite est pris en compte via l'évolution de la pression de décohesion  $\mathbf{r}$ . Le terme  $z$  représente le rapport  $z = r/r_0$ . Il définit le domaine d'écrouissage du matériau ( $z \in [z_0 ; z_{\max}]$  avec  $z_{\max} = 1$ ).

- La variable d'écrouissage  $z$  correspond à la variation de volume anélastique du matériau. Elle traduit la variation de "porosité plastique" créée par la fissuration.

$$\mathbf{c} = tr(\mathbf{e}^p) \quad (2.3)$$

Le critère de plasticité dépend des trois paramètres suivants :  $f_t$ ,  $f_c$  et  $\nu$ . Ceux-ci sont fonction des trois caractéristiques mécaniques du matériau suivantes :

- Résistance en compression  $s_c$
- Résistance en traction  $s_t$
- Résistance en bi-compression  $s_{bc}$

Les évolutions de la déformation plastique  $e^p$  et de la variable d'érouissage  $\epsilon$  sont décrites par des règles d'écoulement et d'érouissage associées. La variable d'érouissage est reliée à la pression de décohérence  $\epsilon$  via le paramètre  $z$  par la relation suivante :

$$z(\mathbf{c}) = z_0 + (z_{\max} - z_0)(1 - e^{-k\epsilon}) \quad (2.4)$$

Le choix d'un comportement érouissant ou adoucissant est fonction des paramètres d'érouissage  $z_0$ ,  $z_{\max}$  et  $k$ .

- Limite d'élasticité initiale :  $z_0$
- Limite d'élasticité finale :  $z_{\max}$
- Coefficient de la loi d'érouissage exponentielle :  $k$

### 2.4.3 Présentation des simulations - Validation de la démarche

La première étape consiste à simuler le comportement en traction uniaxiale du composite. Le module d'Young  $E$ , le coefficient de Poisson  $\nu$  et la résistance à la compression  $s_c$  sont issus de la campagne expérimentale. La résistance en bi-compression  $s_{bc}$  est prise égale à 1,15 fois la résistance en compression simple. Les trois paramètres d'érouissages  $z_0$ ,  $z_{\max}$  et  $k$  ainsi que la résistance en traction  $s_t$  sont déterminés par simulation numérique de l'essai de traction uniaxiale. Les paramètres du modèle retenus sont :

- Module de Young  $E$  **55 GPa**
- Coefficient de Poisson  $\nu$  **0.21**
- Résistance à la compression  $s_c$  **220 MPa**
- Résistance à la bi-compression  $s_{bc}$  **253 MPa**
- Résistance à la traction  $s_t$  **21 MPa**
- Limite d'élasticité initiale  $z_0$  **0.8**
- Limite d'élasticité finale  $z_{\max}$  **1**
- Coefficient de la loi d'érouissage  $k$  **3000**

La deuxième étape part du principe que les mécanismes physiques à l'origine de l'écroutissement sont identiques dans l'essai de traction uni-axiale et dans celui de flexion 4 points. Les paramètres d'écroutissement sont conservés pour simuler le comportement en flexion des dalles. Seule la résistance en traction est ajustée.

Le maillage ainsi que les conditions aux limites relatives aux calculs sur dalles sont présentés dans la Figure 2.12. La géométrie et la discrétisation seront réutilisées à l'identique dans le chapitre 3 concernant le comportement aux chocs du matériau. Les calculs sont réalisés en contraintes planes.

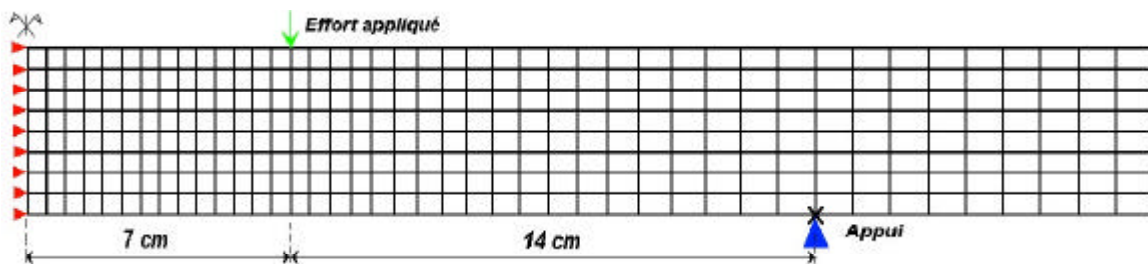


Figure 2.12 - Définition du maillage et des conditions aux limites pour les simulations de flexion 4 points.

La comparaison entre la courbe moyenne expérimentale et la courbe simulée numériquement est présentée dans la Figure 2.13. Elle met en évidence la très bonne concordance entre expérience et modélisation. La Figure 2.14 présente la comparaison entre le comportement expérimental en traction uniaxiale et la loi de comportement utilisée pour simuler les essais de flexion 4 points. Avec 21 MPa, la résistance ultime simulée est du même ordre de grandeur que la résistance obtenue expérimentalement en traction. La déformation ultime simulée ( $\epsilon_u = 5.10^{-3}$ ) est conforme avec celle obtenue expérimentalement lors des essais de flexion. La différence importante avec les valeurs de traction uniaxiale ( $\epsilon_u = 2.10^{-3}$ ) est essentiellement due au fait que :

- Pour les éprouvettes de flexion, la part du matériau sollicitée en traction se limite à la couche inférieure de l'éprouvette. Il s'agit de la partie de l'éprouvette la plus performante mécaniquement du fait des effets de parois en fond de coffrage qui orientent préférentiellement les fibres.
- Dans le cas de l'éprouvette de traction, l'ensemble de la section est tendue. L'éprouvette ne profite pas autant de l'orientation préférentielle des fibres en fond de coffrage. Dans ce cas précis, la déformation ultime est limitée par la zone de moindre résistance.

Les déformations ultimes obtenues expérimentalement en traction directe ne sont donc pas représentatives de l'état de déformation maximal admissible lors d'un essai de flexion quatre points. Une présentation plus détaillée est disponible dans [Tailhan 2003] et [Boulay 2003].



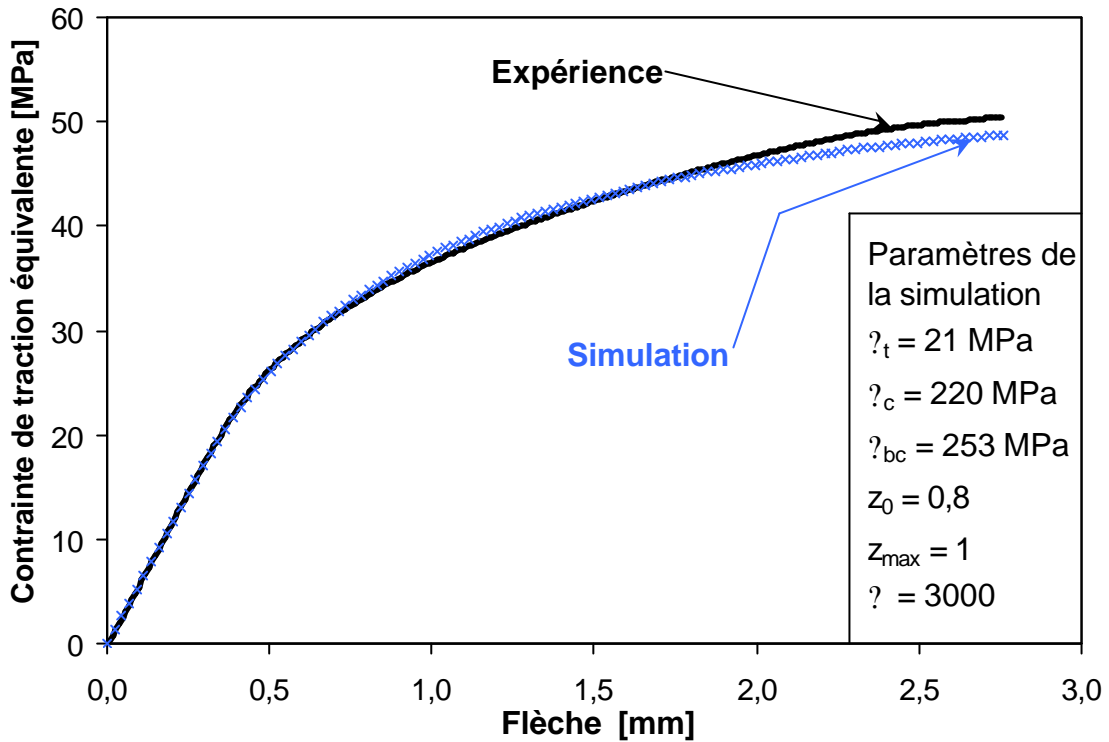


Figure 2.13 - Résultats d'essais et de simulation en flexion 4 points pour un jeu de paramètres donnés sur dalle mince.

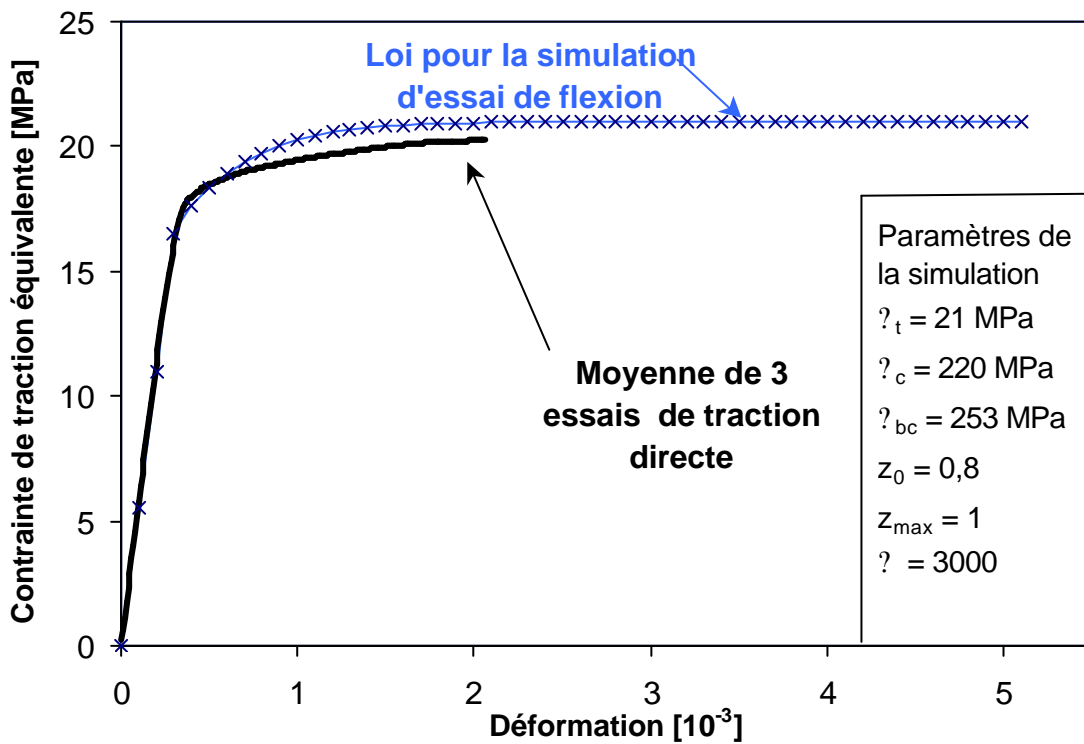


Figure 2.14 - Définition des paramètres de la loi de traction uniaxiale. Comparaison entre la courbe moyenne expérimentale et la loi utilisée pour la simulation des essais de flexion 4 points sur dalles minces.

## 2.5 Conclusions

Le matériau étudié présente des résistances mécaniques statiques très élevées et une ductilité importante. Les résistances moyennes en compression et traction sont respectivement de 220 et 21 MPa (cette dernière valeur est obtenue à partir de l'approche inverse). Le comportement en traction uniaxiale est durcissant. La déformation à rupture est d'environ  $5.10^{-3}$  (déformation correspondant à la contrainte maximale obtenue à partir de l'approche inverse en flexion). Aucune fissure n'est visible avant le pic d'effort, en traction comme en flexion.

La détermination du comportement en traction uniaxiale obtenue à partir d'essais de flexion en utilisant une approche inverse est validée par la comparaison avec les essais de traction. La loi de comportement retenue est une loi élasto-plastique avec écrouissage positif. Il est par conséquent possible et autorisé d'utiliser des essais de flexion 4 points sur dalles minces pour déterminer le comportement en traction uniaxiale de matériaux ayant un comportement similaire à celui de cette étude.



# Chapitre 3

## Effets de vitesse sur le comportement dynamique en flexion

### 3.1 Introduction

Ce chapitre porte sur l'étude des effets de vitesse sur le comportement mécanique d'éléments de structure en CEMTEC<sub>multiscale</sub><sup>®</sup>. L'utilisation optimale du matériau est l'élément structurel bidimensionnel. En conséquence l'étude s'intéresse au comportement au choc du matériau vis-à-vis d'éléments structuraux de type dalles sollicitées en flexion quatre points.

Les effets de vitesse sur les matériaux à matrice cimentaire ont fait l'objet de nombreuses études, qui portaient sur des gammes de résistances étendues (20 à 120 MPa), à l'aide de dispositifs expérimentaux assez différents et bien souvent propres aux laboratoires d'essais. Cela n'a pas rendu facile l'identification des paramètres influents, mais il semble admis aujourd'hui que les effets de vitesse observés sont majoritairement liés à la présence d'eau libre dans la porosité des hydrates.

Concernant le comportement en traction des BFM sous sollicitations dynamiques, les résultats disponibles sont encore plus difficilement comparables dans la mesure où le type de matrice, la nature, la géométrie et le pourcentage de fibres, ainsi que les dispositifs expérimentaux sont toujours différents. A noter toutefois les résultats de Toutlemonde qui portaient sur des essais de traction directe sur un BFUP ([Toutlemonde 1998] - 6 décades de vitesse de chargement).

Aussi nous a-t-il paru important dans le cadre de cette étude de présenter des résultats qui puissent être comparés avec les résultats sur béton ordinaire et sur BFUP. L'objectif de l'étude est donc de répondre aux deux questions suivantes :

- Pour une même matrice cimentaire, les effets de vitesse sont-ils accrus lorsqu'on incorpore un fort pourcentage de fibres métalliques (les comparaisons seront menées avant le pic d'effort)
- Par rapport aux bétons de fibres métalliques existants, quel est l'apport du renfort multi-échelles vis-à-vis des effets de vitesse.

Dans la première partie, l'origine physique des effets de vitesse sur les matériaux à matrice cimentaire est rappelée. Puis les principaux essais dynamiques couramment utilisés sont présentés (essai de traction directe, de pull-out dynamique, de flexion dynamique) ainsi que les difficultés liées à l'expérimentation dynamique. Enfin une revue des principaux résultats obtenus pour les bétons de fibres est donnée ; les tendances obtenues sur les BFM pour différents types de sollicitation et l'influence des fibres sur les effets de vitesse sont présentés.

Dans une deuxième partie, qui constitue le cœur de ce travail, on présente les principaux résultats obtenus dans le cadre d'une campagne d'essais de flexion dynamique sur 7 décades de vitesse de chargement. La présentation des résultats bruts fait suite à la description des deux dispositifs expérimentaux utilisés. Les tendances, en terme d'évolution de loi de comportement en traction uniaxiale, sont déduites par une méthode inverse.

La troisième partie propose une analyse des mécanismes physiques à l'origine des effets de vitesse observés sur le matériau étudié. On explique comment, à partir du comportement écrouissant du composite fibré multi-échelles, on obtient dans la gamme des vitesses de statique rapide un net gain de résistance en traction uniaxiale et une réduction de la dispersion des résistances au pic d'effort. La sensibilité plus grande du domaine pseudo-élastique est discutée au travers des différentes échelles de fibres et de leurs contributions respectives.

La quatrième et dernière partie présente un exemple de modélisation du comportement mécanique du composite cimentaire fibré multi-échelles au moyen d'un modèle continu visco-élasto-plastique avec endommagement, initialement développé et validé pour traduire les effets de vitesse en traction uniaxiale sur béton.

## 3.2 Eléments bibliographiques sur le comportement aux chocs des bétons de fibres

Le comportement au choc des bétons de fibres est un thème récurrent dans la caractérisation de ce type de composites cimentaires fibrés. Leur capacité à absorber une quantité d'énergie importante après localisation de l'endommagement est clairement mise en évidence en statique ; il paraît naturel dès lors de vouloir profiter de cette propriété pour les cas particuliers où il est primordial de conserver l'intégrité de structure sous sollicitation dynamique (suite à un choc par exemple). C'est dans cette optique que fut par exemple initié le programme expérimental portant sur le comportement dynamique du BPR en traction uniaxiale. Il s'agissait de prédire le comportement aux chocs de conteneurs haute intégrité.

Concernant les BFM, les tendances obtenues varient d'un auteur à l'autre, de même que le type de matériau, le type de dispositif expérimental et le type d'essai. Finalement les résultats sont contradictoires et peu d'auteurs ont recherché une explication physique aux phénomènes observés pour ces matériaux. En raisonnant sur le rapport résistance dynamique / résistance statique, il ressort de ces études que les bétons de fibres métalliques sont moins sensibles aux effets de vitesse que le béton ordinaire ; la qualité de la matrice cimentaire accentuant cette tendance.

Il n'existe pas à ce jour de résultats expérimentaux sur le comportement aux chocs de composites cimentaires fibrés multi-échelles. Aussi paraît-il important, après un rappel sur l'expérimentation dynamique sur les bétons de fibre, de revenir en premier lieu sur l'origine des effets de vitesse sur les matrices cimentaires ; le composite multi-échelles est après tout constitué à 90 % par cette dernière. Ensuite nous analyserons les principaux résultats de la "littérature" pour tenter de définir l'influence des fibres sur les effets de vitesse. Enfin, nous rappellerons les principales familles de modèles développés pour représenter le comportement dynamique des bétons (fibrés ou non), en nous limitant aux modèles continus.

### **3.2.1 L'expérimentation dynamique sur les bétons de fibre : revue bibliographique**

La caractérisation des bétons sous sollicitations dynamiques date du début du XX<sup>ème</sup> siècle [Abrams 1917] et s'est accélérée dans les années 60-70 avec des essais de compression dynamique [Takeda 1961, Hughes 1972]. Puis les recherches se sont penchées dans le début des années 80 sur la caractérisation dynamique du béton en traction avec les études sur le dispositif des barres de Hopkinson modifiées (Split Hopkinson Pressure Bar – SHPB) [Reinhardt 1982, Zielinski 1982]. Aussi ne s'agit-il pas de retracer ici l'ensemble des dispositifs existants mais de valider le choix qui sera fait pour notre campagne expérimentale.

L'expérimentation dynamique peut tout d'abord vouloir répondre à des problématiques différentes, suivant qu'on s'intéresse à l'étude du comportement dynamique en traction ou bien au comportement dynamique d'une fibre ancrée dans une matrice. Cette partie se scinde donc en trois pour rappeler brièvement les différents types d'essais couramment utilisés sur structures, sur matériaux et sur fibres. Une description générale des essais dynamiques appliqués au béton (compression, traction, biaxial) est faite par Gary et Toutlemonde dans [Gary 2003].

#### **Essais dynamiques sur des structures en béton de fibres**

L'expérimentation dynamique sur des éléments de structure de types poutre, plaque ou dalle, présente l'avantage d'accéder directement à une information représentative de l'application visée. Ce point n'est pas à sous-estimer dans le cadre des bétons de fibres pour lesquels la réponse de la structure est fortement conditionnée par l'anisotropie du renfort, elle-même induite par le mode de mise en œuvre [Behloul 1996]. Cela est d'autant plus vrai que les dosages en fibres sont faibles et a conduit en statique, à sa prise en compte explicite au travers de divers modèles de comportement. L'information recueillie est le plus souvent une relation moment-courbure ou bien une énergie de fissuration.

Lorsqu'on s'intéresse au domaine des faibles vitesses de chargement (statique rapide), la première solution consiste à utiliser une presse rapide pour solliciter des poutres en flexion. Le chargement et l'acquisition de données sont correctement maîtrisés, et cela permet une continuité avec les essais statiques ; mais la gamme de vitesses explorées est limitée par la capacité des groupes hydrauliques et des servovalves (débit d'huile limitée). Un deuxième facteur limitant concerne la capacité maximale de la presse (en terme d'effort) eut égard à la dimension des corps d'épreuve. On arrive cependant avec ces dispositifs à décrire 4 décades de vitesses de chargement en partant de la vitesse quasi-statique (0.05 MPa/s).

Le deuxième type de dispositif couramment employé pour les bétons de fibres concerne les essais avec masses tombantes (Drop Weight). L'essai consiste à laisser choir une masse référencée d'une hauteur connue pour solliciter une poutre ou une dalle en flexion. L'instrumentation consiste en un jeu d'accéléromètres placés sur l'impacteur et le corps d'épreuve, ainsi que des extensomètres. La simplicité du dispositif expérimental a conduit de nombreux auteurs à recourir à ce dispositif [Suaris 1983, Bentur 1986, Mindess 1987,1998, Wu 1989, Bindiganavile 1991, 2002, Krauthammer 1993, Ong 1999]. Mais la contrepartie est une analyse plus délicate de l'essai, l'inertie du corps d'épreuve, la géométrie de l'impacteur et les conditions d'appuis influençant grandement la réponse. Cela conduit à des modes de rupture globaux ou locaux, suivant le type d'impacteur et la structure impactée (poinçonnement pour les dalles de Ong [Ong 1999], pénétration pour Watson [Watson 2002]). L'information recueillie est souvent traduite en énergie de rupture. L'essai permet surtout une analyse comparative de différents matériaux (type et pourcentage de fibres), utile lorsque l'on souhaite valider un choix en vue d'une application structurelle précise.

Une troisième catégorie de sollicitation dynamique par impact mécanique est possible grâce aux dispositifs *block-barre*. Ces essais sont normalement destinés à la caractérisation du béton sous sollicitation de compression dynamique [Bischoff & Perry 1995], mais on trouve aussi des résultats d'essais sur dalle de béton de fibres [Chauvel 1989]. Ils permettent de tester sans réelle limitation de taille des échantillons représentatifs de béton ( $\phi_{\text{granulat}} / \phi_{\text{épreuve}} > 10$ ) et d'atteindre de grandes vitesses de déformation ( $100 \text{ s}^{-1}$ ) grâce à la propulsion par air comprimé d'une masse dans un tube guide. La réponse est analysée en terme de contrainte moyenne. L'influence de la surface de contact entre impacteur et échantillon a été démontrée en compression ; ce point n'est plus problématique lors d'essais de flexion sur dalle puisque l'état de contrainte et de déformation est de toute façon fortement hétérogène. Ce dispositif a récemment été amélioré au Laboratoire Mécanique Matériau de l'IUT de Lyon 1 par l'équipe du professeur P. Hamelin, en utilisant une barre de mesure du même type que celle du dispositif SHPB (instrumentation plus précise et plus fiable pour la mesure de l'effort).

Une autre voie explorée par les expérimentateurs est celle consistant à solliciter des dalles en flexion sous chargement impulsif. Deux études de ce type furent conduites en France par Bailly [Bailly 1988] et Toutlemonde [Toutlemonde 1990,1993,1995]. Dans ces études, la structure est chargée par une onde de choc et non par un impact mécanique. Bailly utilise un mélange de gaz explosif comme générateur d'onde de choc ; l'onde réfléchie sollicite des dalles en mortier ordinaire ou fibré, encastrées à l'une de leur extrémité, l'autre étant libre. Elles sont instrumentées avec des jauges de déformation dans la zone de rupture (ventre des modes de vibration libre) et par un capteur de déplacement sans contact à l'extrémité libre. Il est alors possible de reconstruire une loi moment-courbure, mais le passage à l'échelle de la structure semble délicat compte tenu de la dimension des corps d'épreuve (épaisseur centimétrique induisant une orientation préférentielle des macro-fibres ; la dimension maximale de notre granulat,  $500 \mu\text{m}$ , n'étant pas pour notre matériau un paramètre limitant). L'auteur a néanmoins identifié des processus de fissuration différents en fonction du type de fibre (fonte amorphe, acier), ou encore une évolution de la déformation à rupture avec l'état hydrique du matériau [Bailly 1990]. Pour des dimensions de corps d'épreuve plus grandes (épaisseur de 8 cm dans l'étude), les essais au tube à choc (Shock tube) réalisés par Toutlemonde donnent accès au comportement en flexion d'une dalle mince. L'onde de choc est générée par la détente rapide d'air comprimé et se propage dans un tube lui servant de guide. Cela permet un

chargement par onde plane en des temps très courts (10  $\mu$ s). L'instrumentation mise en place permet des mesures de déplacement, de flèche, d'évolution d'ouverture de fissure (dans le cas de rechargement). Ces essais permettent des études comparatives et la mise en évidence de différents modes de rupture pour les dalles.

### **Essais dynamiques sur matériaux à matrice cimentaire fibrée :**

Les essais sur structure présentent l'avantage de pouvoir mener des études qualitatives et comparatives rapides et parfois de fournir des lois moment-courbure pour des applications structurelles. Mais il est rare qu'une loi de comportement intrinsèque puisse être extraite. Aussi des dispositifs expérimentaux sur "échantillon représentatif" sont-ils nécessaires. Pour des essais à faible vitesse de chargement ( $10^{-3}$  s<sup>-1</sup>), les presses classiques suffisent. Au-delà on a recours à des dispositifs spécifiques.

L'adaptation du système des barres de Hopkinson aux essais de traction directe fut réalisée à l'Université de Delft, au Pays-Bas par Reinhardt et Zielinski [Reinhardt 1982, Zielinski 1982] et appliquée aux bétons de fibres par Körmeling [Körmeling<sup>b</sup> 1986]. L'essai consiste à solliciter en traction une éprouvette cylindrique (diamètre courant de 74 mm et d'élanement 1 à 1.5) collée entre deux barres d'aluminium (limitation du frettage au contact barre-éprouvette). La première possède un épaulement en extrémité que vient impacter un marteau; la hauteur, le poids et la présence d'amortisseurs éventuels permettent une modification des vitesses de chargement. La barre impactée dite barre entrante, sert de guide à l'onde de traction générée. La seconde barre sert de barre de mesure pour l'effort ayant effectivement transité dans l'éprouvette. Les vitesses de déformation pour le béton peuvent atteindre 1 s<sup>-1</sup>. Les mesures sont corrigées pour tenir compte de la nature tridimensionnelle de l'onde pour les barres de gros diamètres utilisées pour le béton. Pour atténuer les oscillations de l'onde incidente et obtenir une vitesse de déformation constante, Li [Li 2001] génère un chargement sous forme de demi sinus. Des jauges de déformation instrumentent l'éprouvette et les deux barres. On connaît donc l'état de déformation moyen de l'éprouvette, ainsi que la part d'onde réfléchi et transmise à chaque interface barre-éprouvette. Ce dispositif fiable et précis fait référence pour les essais de traction directe dynamique. Il fut notamment utilisé pour caractériser du BPR sous sollicitation dynamique [Boulay 1997, Toutlemonde 1998]. Une attention particulière doit être apportée, comme en statique à la définition de l'échantillon représentatif, compte tenu de l'anisotropie des bétons de fibres. Se pose aussi le problème de la résistance du joint de colle : la campagne d'essais citée ci-dessus avait permis d'atteindre des résistances de 22 MPa sur éprouvettes non-entaillées avec une colle acrylique. Qu'en est-il pour des résistances supérieures à 30 MPa ? Par ailleurs la mise en place d'un essai est relativement longue, essentiellement à cause des opérations de collage.

Dans le même esprit, l'essai d'écaillage permet des essais de traction uniaxiale en profitant du caractère anisotrope des bétons en compression et traction. Un impacteur génère une onde plane de compression dans une barre entrante à laquelle est collé un barreau constitué du matériau à tester. Le collage de jauges de déformation sur la barre entrante permet de quantifier l'onde de compression. C'est l'onde de traction réfléchi à l'extrémité du barreau qui occasionne la rupture en traction. La difficulté d'interprétation vient du caractère non homogène de l'état de contrainte et de déformation dans le matériau, puisque celui-ci fait couramment 1.5 m de long. Le temps de parcours de l'onde n'est donc plus négligeable ; la détermination de la contrainte de rupture supposée nécessite le repérage de la section de ruine pour une prise en compte de l'onde de compression et de traction. Ce dispositif pourrait utilement être employé pour des bétons de fibres écrouissants et multi-



fissurants, d'autant plus que le joint de colle n'est pas à priori sollicité. De plus la taille du corps d'éprouvette permet de prendre en compte naturellement une éventuelle dispersion dans la répartition des fibres. Une solution pourrait être de scier un barreau de béton de fibres dans un élément de dalle représentatif.

Un dernier dispositif expérimental de traction directe a été développé plus récemment par Banthia [Banthia 1996] et appliqué aux bétons de fibres. Il s'agit d'un pendule venant impacter une éprouvette de BFM pour la solliciter en traction. Ce dispositif permet aussi des essais statiques, la masse tombante étant déplacée par un vérin hydraulique. Le dépouillement de l'essai est mené en terme d'énergie de fracture. Malheureusement la faible rigidité du dispositif semble être la cause de nombreuses sources de dissipation d'énergie, et des ruptures instables se produisent même pour des essais statiques sur béton de fibre. De plus l'énergie de fracture est estimée en statique à partir d'essai de flexion, alors qu'elle est calculée en dynamique à partir de l'essai de traction. Enfin les éprouvettes en forme d'os présentent des congés de raccordement anguleux, ce qui implique un état de contrainte fortement hétérogène.

### Essais dynamiques d'arrachement de fibre

Les essais dynamiques de traction uniaxiale sur bétons comme sur bétons de fibres sont indispensables pour quantifier le gain de résistance dynamique apporté par la vitesse de sollicitation. Mais ils sont insuffisants dans le cas des BFM pour comprendre le fonctionnement du composite et le comportement de l'interface *fibre-matrice*. C'est pourquoi des essais d'arrachement de fibre ont été menés à différentes vitesses. Les résultats de ces campagnes d'essais sont présentés dans la partie 3.2.3.

Un premier type d'essai pull-out dynamique concerne les armatures utilisées dans le béton armé. Certes la dimension de celles-ci est très éloignée des fibres de notre composite mais nous avons vu que les tendances allaient dans le même sens pour les fibres que pour les armatures traditionnelles. Les quelques références disponibles sont issues des travaux de Vos et Reinhardt [Vos et Reinhardt 1982] sur le dispositif SPHB et de Mindess [Mindess 1992] sur une machine à masse tombante. Dans tous les cas, il s'agissait de barres alignées avec l'axe de traction. Pour ce dernier, le béton était frété par deux aciers en spirale concentriques autour de l'armature. Des armatures lisses et haute adhérence furent testées, parfois instrumentées par des jauges à l'interface acier-béton.

Pour le comportement de l'interface fibre-matrice, les données disponibles ne sont pas plus nombreuses. [Gokoz 1981], [Banthia 1991]. L'essai pull-out est en lui-même un essai délicat comme l'a mis en évidence Chanvillard [Chanvillard 1991]. Son application à des chargements dynamiques, et l'instrumentation qui l'accompagne sont complexes. Gokoz teste en même temps 20 fibres droites et lisses noyées dans un mortier, alignées par rapport à la direction de sollicitation. Banthia s'intéresse quant à lui à des fibres ondulées.

La critique qui peut être faite dans les deux types d'essais concerne la représentativité de l'essai par rapport à la structuration effective de notre composite, comme le souligne Glinicki [Glinicki 1994]. Pour les armatures, on s'intéresse à une seule fibre, dont la réponse dépendra grandement du rapport  $\phi_{\text{barre}} / \phi_{\text{enrobage}}$  [Ben Romdhane 1998]. Pour les essais sur réseaux de fibres, l'interaction des champs de contrainte dans un plan perpendiculaire à l'axe des fibres va forcément modifier le comportement de la matrice. Malgré tout les informations recueillies sur le comportement d'une armature enrobée par un béton fibré donnent des informations positives sur la réponse d'un matériau multi-échelles.

### **3.2.2 Rappel sur les effets de vitesse pour les matrices cimentaires**

Dans un premier temps sont rappelés les principaux résultats obtenus sur le comportement dynamique des bétons pour des vitesses de déformation inférieures à  $1 \text{ s}^{-1}$  (statique rapide):

- La résistance maximale, le module d'élasticité et les déformations longitudinales, latérales et volumiques, augmentent avec la vitesse de chargement, en traction comme en compression. (Les déformations augmentent avec la vitesse tant qu'on ne dépasse pas le pic d'effort). La sensibilité du module de Young est faible au regard de celle sur la contrainte de rupture.
- La partie linéaire des courbes *contrainte-déformation* augmente avec la vitesse de chargement. La fissuration est donc retardée.
- Les gains de résistance sont plus marqués en traction qu'en compression (rapport entre résistance maximale dynamique /statique valant 1.4 pour la compression et 2 pour la traction).

Deux grandes tendances se dégagent pour expliquer les phénomènes observés pour les vitesses de sollicitation inférieures à  $1 \text{ s}^{-1}$ . Dans la première, les effets de vitesse découlent principalement de la micro-fissuration initiale du béton [Suaris 1984], [Bischoff 1991]. Celle-ci serait à l'origine d'effets d'inertie locaux au niveau des lèvres de fissure et ralentirait leur propagation. Ainsi d'après Suaris, un béton de fibres développant sous chargement statique une fissuration (visible) plus importante qu'un béton non fibré doit logiquement être plus sensible aux effets de vitesse. Ce que contredisent les résultats de la littérature. De plus les résultats de Zielinski et Weerheijm [Zielinski 1986], [Weerheijm 1992] sur essais biaxiaux semblent montrer une non-dépendance, voire une décroissance des effets de vitesse avec l'état de fissuration initiale. Enfin, l'évolution du module de Young n'est pas prise en compte avec ce type de raisonnement.

La deuxième approche consiste à prendre en considération le caractère visqueux du béton, seul à même de traduire l'évolution du module de Young parfois constatée. Elle s'appuie principalement sur les travaux réalisés au Laboratoire Central des Ponts et Chaussées, travaux qui ont permis de quantifier ces effets [Rossi 1992, 1994], [Toutlemonde 1995, 1998] et de proposer une explication phénoménologique des mécanismes physiques [Rossi 1991]. Dans une première approche, l'effet de la cure a été regardé par [Cowell 1966], [Suaris 1983] et [Rossi 1992]. Le premier a mis en évidence une réduction de la sensibilité aux effets de vitesse pour des mortiers sollicités en compression, passant de +70 % à +40% quand la cure passait de 49 jours à 100 % d'humidité relative, à 21 jours sous 20 % d'humidité relative. Avec des conditions de séchage moins drastiques, les deux autres auteurs retrouvent cette tendance pour des essais de flexion et de traction uniaxiale. Avec le développement de techniques de séchage appropriées [Reinhardt 1990], Rossi a mis en évidence l'absence d'effet de vitesse sur un béton sec (séchage à  $105^\circ\text{C}$  suffisamment long). L'influence de l'eau libre sur les effets de vitesse est dès lors démontrée.

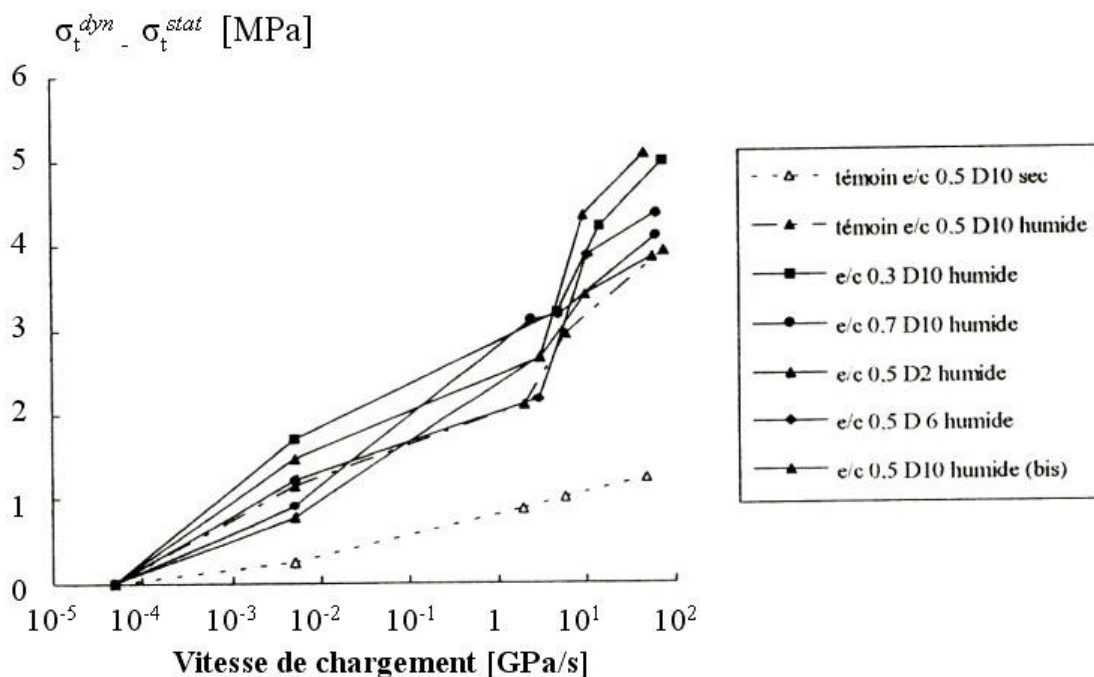


Figure 3.1 - Evolution de la résistance en traction pour différents bétons secs et humides, d'après [Toutlemonde 1995]

Ensuite l'influence de la composition du béton sur ces effets de vitesse a été discutée [Rossi 1994, Toutlemonde 1995]. Présentée sous la forme de gain relatif ( $\sigma_t^{dyn} / \sigma_t^{stat}$ ), la sensibilité du béton aux effets de vitesse décroît avec l'augmentation de résistance en compression (résultats cohérents avec la littérature) : ainsi ce rapport passe de 1.78 à 2.1 et 2.62 pour respectivement un BTHP (e/c=0.3), un béton ordinaire (e/c=0.5) et un béton poreux (e/c=0.7). Mais exprimé en terme de gain absolu de résistance ( $\sigma_t^{dyn} - \sigma_t^{stat}$ ), celui-ci est identique pour des bétons saturés, quelque soit le rapport E/C (Figure 3.1). Les effets de vitesse observés sur le comportement mécanique du béton sont donc principalement liés, dans un certain domaine de vitesses, à la présence d'eau libre au sein des nanopores de la pâte de ciment. Il a été montré que la porosité capillaire n'induisait pas d'effet de vitesse. Au final, la viscosité interne du matériau est à relier à la seule porosité des hydrates. En l'occurrence, il s'agit plutôt de la porosité des C-S-H puisque les matrices ultra-performantes ne contiennent pratiquement pas de portlandite.

En partant de l'hypothèse que cette porosité est intrinsèque aux hydrates de la pâte de ciment [Rossi 1995], Toutlemonde montre qu'une tendance de + 0.7 MPa/u.log s'applique à une très large gamme de bétons (30 à 120 MPa). Il sera intéressant dès lors de comparer la sensibilité de la matrice de référence du composite ( $f_c = 250$  MPa) avec les résultats obtenus pour des matrices plus classiques. Mais nous pouvons déjà avoir une idée de la tendance à partir des essais de traction directe sur BFUP réalisés par Boulay [Boulay 1997] et Toutlemonde [Toutlemonde 1998]. Ces essais menés sur un BPR faiblement fibré (2% en volume) montrent une tendance de + 0.8 MPa/u.log, valeur assez proche de celle des matrices cimentaires non fibrées, malgré une résistance en compression de 200 MPa et un traitement thermique sensé modifier la microstructure des hydrates (abaissement du rapport Calcium/Silice vers 1.7). L'augmentation, même faible, de la tendance n'est pas justifiée.

Toutlemonde s'est également intéressé à des paramètres secondaires tels la quantité de pâte et la compacité du squelette granulaire. Son analyse conduit à une augmentation faible du gain de résistance pour la quantité de pâte (plus 0.1 MP/u.log par rapport à la matrice non fibrée) et plus marquée pour la compacité (+ 0.3 MPa/u.log). Cette analyse trouve ses limites avec les matrices ultra-hautes performances pour lesquelles la compacité du squelette granulaire est inférieure à celle d'un BTHP (nombre de classes granulaires disperses plus grand pour ce dernier) alors que la quantité de pâte est prépondérante dans le mélange.

Une hypothèse a été avancée concernant le mécanisme physique ayant pour principal acteur cette eau évaporable [Rossi 1991]. Celui-ci s'apparente à l'effet Stefan, et fait intervenir la viscosité de l'eau. Cet effet peut se résumer ainsi : lorsqu'un mince film d'un liquide visqueux est pris entre deux plaques parfaitement planes que l'on écarte l'une de l'autre avec une vitesse de déplacement  $\dot{h}$ , ce film exerce une force de rappel sur les plaques proportionnelle à la vitesse d'écartement. Ce mécanisme se traduit par la relation suivante:

$$F = \frac{3hV^2}{2ph^5} \cdot \dot{h}$$

où F est la force de rappel,  
 $\eta$  est la viscosité du liquide,  
 $h$  est la distance initiale entre les deux plaques,  
 $\dot{h}$  est la vitesse de séparation des deux plaques ( $\dot{h} > 0$ ),  
V est le volume du liquide.

Si l'on fait l'hypothèse que l'eau libre existant au sein des hydrates est à l'origine d'un mécanisme de ce type lorsque le squelette solide (assimilé ici à un réseau de plaques 2D pour les C-S-H [Regourd 1982]) est soumis à des déformations de traction, on comprend pourquoi les effets de vitesse sont importants au sein du béton humide. Il faut noter toutefois, que sur la base de cette analogie avec l'effet Stefan, il n'a pas été possible de retrouver par le calcul les effets de vitesse observés à l'échelle macroscopique.

A partir du processus de fissuration en traction du béton en régime quasi-statique proposé par Rossi [Rossi 1987], le mécanisme visqueux, apparenté à l'effet Stefan, peut intervenir à deux étapes distinctes du processus de fissuration :

- *Avant la localisation*

Le mécanisme visqueux peut avoir pour conséquence de retarder la création des microfissures, puis une fois celles-ci initiées, retarder la propagation des dites microfissures en limitant l'endommagement de la zone précédant la pointe de fissure [Rossi 1997]. Ces deux actions conduisent, d'une part à retarder la localisation de la microfissuration, et donc à augmenter le pic d'effort, d'autre part à augmenter le module d'élasticité du béton.

- *Après la localisation*

Le mécanisme visqueux a pour conséquence de s'opposer à la propagation de la macrofissure, suivant le même principe que pour les microfissures. Avec l'augmentation de la vitesse de propagation de fissure, le facteur d'intensité de contrainte critique  $K_{IC}$  croît et par-là même la résistance du matériau croît aussi.

Pour des vitesses de déformation élevées ( $de/dt > 1s^{-1}$ ), les forces d'inertie ne sont plus négligeables. Les efforts induits vont intervenir lors de la sollicitation dynamique, avant même la phase de micro-fissuration, en s'opposant à la mise en mouvement de l'ensemble des points matériels du corps d'épreuve, augmentant la résistance apparente du matériau. Ensuite lors de la création des micro-fissures et de leur propagation, les effets inertiels sont principalement sensibles en pointe de fissure. Ils ont pour conséquence de s'opposer à la propagation des micro-fissures, conduisant ainsi à retarder leur coalescence (phase de localisation). Ces forces d'inertie interviendront également après la phase de localisation de la fissuration si la vitesse d'ouverture de la macro-fissure reste très rapide (suivant le même mécanisme que pour les micro-fissures).

Les deux mécanismes à l'origine probable des effets de vitesse sur béton ne sont donc pas activés avec la même intensité. C'est la vitesse de sollicitation qui impose le mode dominant. A partir des résultats expérimentaux de Reinhardt et Bailly [Reinhardt 1982, Bailly 1990], une vitesse de déformation limite séparant les deux domaines a été estimée à  $1s^{-1}$ .

### 3.2.3 Influence des fibres sur les effets de vitesse

L'influence bénéfique des fibres dans le renforcement mécanique des bétons et mortiers n'est plus à démontrer dès lors qu'on s'intéresse à la dissipation totale d'énergie par une structure soumise à un choc (impact mécanique ou pression résultant d'une explosion). Une application pratique de ce constat est utilisée pour la fabrication de porte d'abris militaires en béton armé renforcé par des fibres de fonte amorphes et une autre plus récente pour la préfabrication de panneaux de façade mince [Chanvillard 2000]. La démarche retenue par la plupart des auteurs consiste donc à raisonner à partir d'une interprétation énergétique de leurs essais pour comparer des formulations entre elles. Cela est très pratique et relativement rapide à mettre en œuvre à partir d'essais de masses tombantes, comme nous l'avons souligné dans la partie 3.2.1.

Dans le cas où seule la valeur maximale d'énergie dissipée est recherchée, la démarche est cohérente. Mais l'objectif est ici d'isoler l'influence des fibres sur les effets de vitesse. Or sur ce point, les essais de flexion dynamique sur BFM montrent globalement tous la même tendance, qu'on exprime le gain en terme de module de rupture ou en terme d'énergie de fracture (valeur dynamique / valeur statique) : les effets de vitesse sont plus faibles pour les bétons fibrés que pour les bétons blancs, quel que soit la nature ou la géométrie de la fibre. Cela confirme une tendance qui ne cesse de s'accroître avec le développement des matrices ultra-hautes performances [Suaris 1983, Bindiganavile 2002], tendance déjà observée sur le béton seul. En fait, leurs essais intègrent le comportement pré et post fissuration. L'essai de flexion n'est pas à même d'apporter des informations sur les mécanismes physiques susceptibles de se produire lors de la mise en traction dynamique des BFM, comme le soulignait déjà Suaris [Suaris<sup>b</sup> 1984]. Aussi les très nombreux résultats relatifs à ces essais ne seront-ils pas développés. De même, la résistance en compression n'étant pas la propriété mécanique principalement recherchée, les quelques résultats disponibles seront succinctement présentés ; rapidement, il ressort des essais de compression statique que l'ajout de fibres provoque une légère perte de résistance pour des dosages courant de 0.5 à 2% de fibres longues. En dynamique, la sensibilité aux effets de vitesse est donc quasiment due à la matrice cimentaire.

### **Effet des fibres sur la résistance en traction dynamique**

L'essai de traction directe, statique et dynamique, est donc le plus à même d'apporter des éléments de réponse au problème posé : les fibres métalliques peuvent-elles modifier positivement les effets de vitesse constatés sur le béton ? Pour pouvoir comparer des résultats, il importe de définir un dispositif et des critères d'évaluation communs, afin de rendre l'analyse lisible (problème déjà rencontré par [Glinicki 1994]). On s'appuiera ici sur les travaux menés sur la barre de Hopkinson modifiée de l'Université de Delft [Körmeling 1986, Boulay 1997, Toutlemonde 1998] ainsi que sur l'analyse sous forme de contrainte plastique équivalente faite par Sercombe [Sercombe 1998].

#### *BFM non écouissant*

Pour cette famille de matériaux, passé le pic d'effort correspondant à la localisation d'une macro-fissure dans la matrice, une chute brutale de l'effort se produit, suivie par un plateau correspondant au déchaussement des fibres. Dans ces conditions, la résistance maximale du BFM est liée à l'évolution de la limite d'élasticité de la matrice. La sensibilité du composite aux effets de vitesse se confond donc avec celle de la matrice cimentaire. Dans ces essais, Körmeling teste trois types de fibres droites (diamètre 0.4 mm et  $L_f$  25 mm) à trois dosages différents (0, 1.5 et 3% en volume) pour trois vitesses de déformation ( $1.25 \times 10^{-6}$ ,  $2.5 \times 10^{-3}$  et  $1.5 \text{ s}^{-1}$ ). Pour les trois dosages, il obtient une sensibilité aux effets de vitesse comprise entre 0.37 et 0.49 MPa/u.log. Ces faibles valeurs sont inférieures à celles de 0.7 obtenues par Toutlemonde pour les bétons, car il travaille avec des matériaux séchés à 105°C jusqu'à masse constante. Malgré tout l'influence des fibres comme de leur dosage est nulle sur la contrainte à rupture du matériau.

Dans le cas où l'on recherche non plus une contrainte maximale mais une dissipation d'énergie maximale, les résultats sont présentés en terme d'énergie dissipée pour une ouverture de fissure donnée. Sercombe reprend les essais de Körmeling et Glinicki ( $\alpha = 0.6$  mm) et les traduit en terme d'évolution de contrainte plastique équivalente (passage à un comportement continu équivalent dissipant la même énergie pour l'ouverture considérée). Là encore les tendances sont faibles. Seuls chez Körmeling les résultats à 3% de renfort montrent une sensibilité aux effets de vitesse (0.39 MPa/u.log pour la contrainte plastique équivalente). Dans les deux cas les auteurs ont tenu compte du nombre de fibres effectivement actives au niveau de la fissure dans le calcul de leur énergie de fracture, mais la définition de l'énergie diffère. La tendance qui se dégage est une diminution de la contrainte plastique équivalente avec l'augmentation de l'ouverture de fissure considérée. L'influence des fibres même, en terme d'énergie, est loin d'être évidente puisque l'augmentation relative d'énergie absorbée est inférieure à l'augmentation de résistance au pic d'effort.

#### *BFM écouissant*

Les résultats précédents sont dus à la faible synergie entre fibres et matrice cimentaire, chacun intervenant à des étapes différentes. Afin de nous rapprocher de la matrice de notre composite multi-échelles, on présente les tendances obtenues sur BPR (2% de fibre droite,  $\phi$  0.15 mm,  $L_f$  16 mm). La gamme de vitesse de sollicitation couverte est de 6 décades ( $5 \times 10^{-5}$  à 50 GPa/s). Les essais dynamiques sont réalisés sur la barre de Hopkinson de Delft. Les éprouvettes sont extraites par carottage dans des prototypes de conteneurs haute intégrité. Le coulage est réalisé par injection des moules. Ces essais ont mis en évidence deux grandes familles de matériaux, en fonction du lieu de prélèvement :

- Des éprouvettes de faible résistance (5.6 à 10.7 MPa) pour lesquelles les fibres étaient mal orientées par rapport à la direction de sollicitation – comportement adoucissant similaire au BFM classique.
- Des éprouvettes de bonne résistance mécanique (11.3 à 16.6 MPa), pour lesquelles les fibres étaient majoritairement alignées avec la direction d’extension.

La dispersion des résultats est importante. La sensibilité aux effets de vitesse des éprouvettes de la première catégorie est de 0.82 MPa/u.log, celle de la deuxième de 0.77 MPa/u.log. Certes ces tendances sont légèrement supérieures à celle définie pour les bétons non fibrés, mais l’effet fibre est difficilement identifiable. La mauvaise orientation des fibres pour la première famille peut expliquer les faibles résistances obtenues en statique ( $f_T$  5.6MP pour  $f_C$  200 MPa en compression), la vitesse de sollicitation venant limiter l’influence de ces défauts par homogénéisation du matériau [Zielinsky 1981]. Pour la deuxième famille, on peut parler d’un léger effet fibre par rapport au béton traditionnel. Celui-ci vient certainement de la bonne adéquation fibre-matrice (petit diamètre, nombre de fibres important par section, auto-contrainte des fibres par retrait important de la matrice...). Mais même pour cette catégorie de matériaux, la différence marquante reste le niveau de contrainte atteint (+50% d’une famille à l’autre), plus que la sensibilité des fibres aux effets de vitesse.

#### **Différents facteurs intervenant à l’échelle de la fibre**

Nous l’avons vu, les essais sur différentes gammes de matériaux n’ont pas permis de mettre en évidence un réel effet de vitesse sur le comportement des BFM et des BFUP. Pour bien séparer l’influence des différents paramètres susceptibles d’intervenir dans le processus d’arrachement des fibres (nombres, espacement, géométrie), quelques essais ont été menés à partir d’essais de pull-out dynamique.

Des essais sur armatures de diamètre 10 mm, à l’aide du dispositif des barres de Hopkinson [Vos 1982] ont montré l’absence d’effet de vitesse pour les aciers lisses, lorsqu’ils sont alignés avec la direction de sollicitation. La même étude met en évidence l’augmentation de résistance avec la vitesse de sollicitation pour des armatures HA. Dans le premier cas, il en est déduit que le phénomène de friction qui pilote l’arrachement de la barre lisse est insensible aux effets de vitesse. Pour l’armature crantée, le mécanisme de ruine sollicite l’enrobage de la barre par l’intermédiaire de mini-bielles de béton. L’effet de vitesse est donc présent, mais dû là encore à la matrice cimentaire. L’adjonction de fibres au béton permet d’accroître les effets de vitesse [Mindess 1992] sur la réponse d’une barre de 10 mm ancrée, en limitant l’ouverture des fissures dans le béton d’enrobage. Le confinement créé permet une meilleure transmission des contraintes entre l’acier et le béton, et donc là encore d’observer des effets de vitesse dus au béton.

Ces résultats sont transposables à l’échelle inférieure que représentent les fibres. Les essais de pull-out dynamique [Gokoz 1981] sur simultanément 20 fibres droites alignées montrent une insensibilité aux effets de vitesse en terme de pic d’effort et d’énergie, quelque soit la nature de la fibre (carbone, verre et d’acier). Des essais sur fibres ondulées et à crochet [Banthia 1991] montrent au contraire une augmentation de la résistance à l’arrachement avec la vitesse de chargement. Ces essais sont malgré tout difficiles à mettre en œuvre et seule une analyse comparative semble raisonnable. Il faut surtout retenir qu’un effet de vitesse est possible à partir du moment où la fibre induit des contraintes dans la

matrice. L'ancrage de la fibre (géométrie déformée), sa flexion ou son cisaillement (non aligné) sont des facteurs susceptibles d'introduire des effets de vitesse par écrasement, confinement et mise en traction/compression du béton autour de la partie déformée de la fibre. Ceci n'est pas le cas pour une fibre droite alignée, dont la liaison avec la matrice se fait par adhérence (faiblesse du composite) puis par frottement, ce dernier phénomène étant insensible à la vitesse de sollicitation.

Des observations de la zone interfaciale *fibre-matrice* montrent de plus pour les matrices classiques (Eau/Liant = 0.5) une zone de transition de moindre densité, identique à celle observée autour des granulats (orientation préférentielle des cristaux de  $\text{Ca(OH)}_2$ ). L'absence d'influence des fibres sur les effets de vitesse peut s'expliquer enfin par des dosages trop faibles, et des dimensions trop importantes des fibres pour intervenir efficacement avant la localisation de la fissuration lors d'essais sur éprouvettes. L'ajout de micro-fibres n'a pas été étudié sur le comportement dynamique en traction.

### 3.2.4 Modélisation mécanique

Comme cela fut abordé au chapitre 2, le comportement en traction directe sous sollicitation statique du CEMTEC<sup>®</sup><sub>multiscale</sub> présente un comportement matériau jusqu'au pic d'effort. Dans la mesure où seul le comportement pré-pic est considéré, il paraît raisonnable d'envisager une modélisation au travers de modèles continus, même si la définition d'un volume élémentaire représentative n'est pas immédiate. En dynamique, nous restreignons donc notre présentation aux seuls modèles mécaniques continus. Ce paragraphe ne se veut pas exhaustif, mais rappelle les principales voies explorées par les modélisateurs pour traduire les effets de vitesse observés sur le béton. Une synthèse est réalisée par Sercombe dont les grandes lignes sont reprises ici [Sercombe 1998]. D'autres modèles ont été développés spécifiquement afin de modéliser le comportement en traction sous sollicitation dynamique des bétons de fibres, et décrire l'évolution de l'énergie consommée après fissuration. Mais compte tenu de la démarche adoptée (modélisation avant le pic d'effort), du comportement particulier du matériau (modélisation élasto-plastique) et des conclusions de l'étude bibliographique (quasi-insensibilité du phénomène de friction aux effets de vitesse), ils ne seront pas détaillés.

La modélisation du comportement statique du béton a principalement abouti au développement de modèles élasto-plastiques et de modèles d'endommagement. Formulés dans le cadre général de la thermodynamique, il résulte d'un choix de variables macroscopiques pour moyenniser des mécanismes physiques intervenant à une échelle inférieure. Ces modèles ont été enrichis pour décrire les deux phénomènes majeurs observables sur le comportement dynamique du béton : l'augmentation de la résistance et du module de Young avec la vitesse de sollicitation et la linéarité plus grande des courbes de comportement. On retrouve donc des modèles visco-élasto-plastiques et des modèles visco-endommageables.

#### **Modèle élasto-viscoplastique d'après [Perzyna 1966, Duvaut-Lyons 1972]**

Dans ces modèles, le tenseur de déformation plastique  $e^p$  est remplacé par un tenseur de déformation viscoplastique  $e^{vp}$ . La principale différence apportée est une modification de la surface de charge avec la vitesse de sollicitation, des états de contrainte extérieurs à celle-ci étant autorisés. L'éloignement par rapport à la surface de charge traduit le paramètre vitesse ; le retour sur la surface de charge plastique faisant intervenir un (ou deux)



paramètre(s) de relaxation. Les effets de vitesse ne concernent donc que la limite à rupture du matériau, mais pas le domaine élastique qui reste insensible à la vitesse. Cela se traduit donc par une augmentation du domaine micro-fissuré avec la vitesse de déformation  $\dot{\epsilon}^{vp}$ , ce qui est en contradiction avec l'augmentation du domaine linéaire des courbes et l'augmentation du module de Young.

### **Modèle visco-endommageable d'après [Suaris 1984, Dubé 1994, Pontiroli 1995]**

Pour ces modèles, on définit une variable d'endommagement ( $d$ ) pour décrire la variation du module d'Young avec l'état de la micro-fissuration. Qu'elle soit scalaire ou tensorielle, un seuil d'endommagement est défini. Son évolution avec la vitesse ( $\dot{d}$ ) est soit directement fonction de la vitesse de déformation; soit comme en élasto-plastique des états de charge extérieurs à la fonction seuil sont admis. La définition de paramètres de relaxation est alors nécessaire, reliant la vitesse d'endommagement au taux de restitution d'énergie et aux forces d'écrouissage et permet de revenir sur la surface seuil. Il semble possible au travers de cette dernière modélisation de prendre en compte les effets de vitesse au-delà du seul domaine où la viscosité seule les gouverne. Dans le modèle de Suaris, l'endommagement est couplé avec un terme inertiel qui permet de considérer de grandes vitesses de sollicitation.

A partir de ces deux approches, Sercombe développe un modèle visco-élasto-plastique avec endommagement [Sercombe 1998]; il sera utilisé et détaillé dans la partie 3.5 pour modéliser les essais de flexion dynamique sur dalles minces. On peut par ailleurs citer l'existence des modèles de Bailly et de Weerheijm [Weerheijm 1992] qui permettent de prendre en compte les effets d'inertie via l'introduction d'une énergie complémentaire qui augmente avec la vitesse de sollicitation.

### **3.2.5 Conclusions**

De ce qui précède nous avons rappelé l'existence de trois phénomènes importants quant à la caractérisation des bétons de fibres sous sollicitation dynamique :

- Premièrement l'influence de la nano-porosité de la matrice cimentaire sur les effets de vitesse avant création d'une macro-fissure.
- Deuxièmement la capacité des fibres à dissiper une grande quantité d'énergie même sous sollicitation dynamique.
- Troisièmement une influence limitée, voire nulle des effets de vitesse sur le processus de friction lors de l'arrachement dynamique d'une fibre déchaussée.

Il ressort de l'étude que les BFM classiques possèdent un pourcentage volumique de fibres trop faible (0.5 à 2%) pour modifier sensiblement la résistance en traction uniaxiale. Or c'est avant ce pic d'effort que l'on peut profiter au maximum de la "viscosité" de la matrice pour des chargements dynamiques. De plus les fibres utilisées, de dimension grossière, interviennent trop tard dans le processus de fissuration (ouverture de fissure importante). Or cette fissuration atténue fortement les effets de vitesse. Au-delà du pic d'effort, il est montré que les effets de vitesse ne cessent de décroître, puisque le processus de friction semble insensible à la vitesse de sollicitation, même si la viscosité de la matrice peut être sollicitée par la plastification de la fibre.

Au final, un béton de fibres à comportement écouvissant en traction est nettement plus sensible aux effets de vitesse de la matrice. Cela impose un dosage minimal en renfort et une orientation favorable de celui-ci par rapport à la direction de sollicitation. Enfin aucun essai évoqué dans la "littérature" n'a concerné un matériau multi-échelles, qui plus est avec des micro-fibres.

Concernant la caractérisation expérimentale des effets de vitesse sur les bétons de fibres, celle-ci est difficile à mettre en œuvre et conduit à des résultats difficilement comparables. On distingue cependant trois types d'essais pour trois problématiques distinctes :

- Traction directe - Identification d'une loi de comportement dynamique en traction.
- Flexion - Classification des matériaux pour un critère donné (énergie dissipée pour une ouverture de fissure limite)
- Pull-out - Quantification des effets de vitesse sur l'arrachement des fibres.

Pour ce qui a trait à la modélisation, la description de modèles est limitée aux approches continues, en accord avec le choix fait sur la définition de la limite de rupture du CEMTEC<sup>®</sup>*multiscale*. La viscosité interne semble être le seul paramètre à l'origine des effets de vitesse pour les bétons, qu'ils soient fibrés ou non. Ceci nous pousse vers une modélisation élasto-viscoplastique afin de refléter le caractère élasto-plastique du matériau et d'intégrer l'influence de la viscosité sur son comportement dynamique. Il s'agira de vérifier si ce seul paramètre est susceptible de décrire correctement le comportement du composite multi-échelles sous sollicitation dynamique.

### **3.3 Etude expérimentale du comportement dynamique**

Des paragraphes précédents il ressort que l'expérimentation dynamique en traction directe des matériaux à matrice cimentaire est relativement complexe à mettre en œuvre : rupture à des niveaux de très faibles extensions, filtrage des signaux, obtention d'un état de contrainte et de déformation homogène, nécessité d'utiliser différents appareillages pour couvrir des gammes de vitesses étendues. Finalement, la variété des dispositifs expérimentaux mis au point n'a pas facilité la compréhension des phénomènes mis en jeu et rendu difficile la comparaison entre matériaux testés. Si les paramètres gouvernant le comportement en traction uniaxiale de la matrice cimentaire sont désormais clairement identifiés, l'influence des fibres reste sujette à discussion. Les quelques rares essais dynamiques de pull-out menés ne concernent que des bétons armés, ou des éprouvettes bien peu représentatives du matériau effectivement mis en œuvre (quid de l'orientation préférentielle des fibres). Ceci explique que les auteurs analysent leurs résultats en terme d'énergie dissipée, paramètre qui se trouve être finalement peu sensible aux effets de vitesse, d'autant plus si l'on s'intéresse à des ouvertures de fissure importantes (le phénomène de friction étant prépondérant dans la phase post-localisation). Ils arrivent à la conclusion suivante : les bétons de fibres métalliques sont moins sensibles aux effets de vitesse que les bétons classiques, et l'amélioration de la qualité du béton accentue encore cette tendance. On est dans tous les cas bien loin du composite étudié ici, avec une matrice ultra compacte, dont le renfort est multi-échelles, avec une fraction volumique de 11%.

Ces constats ont guidé nos choix quant à la définition des dispositifs expérimentaux et des matériaux testés. Premièrement, il est apparu évident, suite à la campagne d'essai de traction directe (cf. partie 2.2.2) que ce dispositif n'était pas adapté pour une campagne d'essais dynamiques en raison du nombre de moules insuffisant (usinage spécifique), de la difficulté de mise en œuvre de l'essai (collage, bridage, précontrainte des mors), et du temps et des moyens humains nécessaires (impossibilité de réaliser un essai seul). De plus ce dispositif n'est pas transposable sur une autre machine, nécessaire pour les grandes vitesses de chargement. Le choix s'est donc porté sur des essais de flexion dynamique, semblables à ceux réalisés en statique et en fatigue.

Deuxièmement, il n'était pas question d'apporter de nouveaux résultats qui ne puissent être comparés avec ceux de la littérature. Cela nécessite donc d'accéder à la loi de comportement en traction uniaxiale du matériau, obtenue par une analyse basée sur une méthode inverse, telle que définie dans la partie 2.2.4.

Troisièmement, le choix du dispositif expérimental concernant les grandes vitesses de chargement s'est porté sur un dispositif block-barre, spécialement développé pour l'expérimentation dynamique, et validé par de nombreuses études (matériaux métalliques, composites, cimentaires). Robuste, fiable et facilement adaptable à notre problématique, nous avons utilisé le matériel du Laboratoire Mécanique et Matériau de l'IUT de Lyon I.

Quatrièmement, il nous a semblé important de pouvoir quantifier l'apport des fibres (s'il existe) par rapport au même matériau non fibré. Notre étude porte donc à la fois sur le matériau composite fibré multi-échelles, et sur sa matrice de référence. L'obtention de cette dernière est rappelée par la suite ; elle est issue de la matrice du composite, mais est ajustée pour conserver une compacité maximale en l'absence des fibres.

Les quatre parties suivantes présentent la démarche effectivement adoptée, la description des deux dispositifs expérimentaux utilisés, les principaux résultats obtenus et leur dépouillement en vue de l'analyse qui sera conduite dans la partie 3.5 de ce chapitre.

### 3.3.1 Formulation et mise en œuvre

#### Formulation et mise en œuvre

Les formulations du composite cimentaire et de la matrice non fibrée sont synthétisées dans le tableau 1.6. Seule la géométrie de la macro-fibre diffère. Cette fibre présente une géométrie non déformée. Elle possède le même facteur de forme que celle relative à l'étude de flexion sur dalles en régime quasi-statique, soit 80, mais est plus courte et possède un diamètre plus petit. Le nombre de macro-fibres par unité de volume est ainsi pratiquement doublé pour un même pourcentage volumique.

La fabrication reprend la même séquence de malaxage et la mise en œuvre s'effectue suivant le même protocole que pour les autres dalles. Le malaxage de la matrice de référence est prolongé pour que sa durée totale soit identique à celle du composite fibré, cette dernière étant plus longue car elle nécessite l'introduction manuelle des méso- et macro-fibres après l'obtention d'un mélange homogène *matrice - micro-fibres*.

Chaque dalle (longueur 600 mm et largeur 200 mm) a été rectifiée afin que son épaisseur et son inertie soient parfaitement connues et constantes sur la longueur de la dalle (épaisseur variable d'une éprouvette à l'autre entre 36 et 41 mm). Un total de 75 corps d'épreuve a été fabriqué pour cette étude, qui se répartissent ainsi :

- 45 éprouvettes pour les essais sur le composite cimentaire fibré multi-échelles,
- 18 pour les essais sur la matrice de référence,
- 6 pour des essais préalables sur la matrice fibrée,
- 6 pour des essais préalables sur la matrice non fibrée.

Le choix a donc été fait de réaliser un nombre important d'essais pour chaque gamme de vitesses (9 pour les dalles fibrées). Ceci va dans le sens de l'étude statistique menée par Nataraja [Nataraja 1999] qui montre une forte dispersion des résultats sur béton ordinaire et fibré en terme de pic d'effort lors d'essais de choc (51 et 54%). La normalité de la distribution étant fortement remise en question. En complément, ont été coulés dix cylindres 11 x 22 cm pour le composite multi-échelles et six cylindres 11 x 22 cm pour la matrice de référence.

### **Homogénéisation des lots d'éprouvettes**

Compte tenu du nombre d'éprouvettes (capacité maximale du malaxeur utilisé de 60 litres), cinq coulages ont été nécessaires pour le lot relatif au composite et deux pour celui relatif à la matrice de référence. Afin de s'affranchir ou du moins de réduire l'effet d'une éventuelle différence de comportement mécanique entre séries (en terme de dispersion des résultats et de niveau de contrainte au pic), chaque gamme de vitesses utilisait donc un lot d'éprouvettes faisant intervenir les cinq gâchées. La nomenclature des éprouvettes prenait en compte le type de moule (ancien ou récent) car il est apparu avec l'usage de ceux-ci que de l'air pouvait éventuellement s'infiltrer entre le fond et les pieds droits du moule au moment de la vibration, désorganisant un peu le matériau. Une dalle est donc référencée de la manière suivante :

*Date de fabrication - n° série – n° éprouvette – Type de moule*

## **3.3.2 Montages et procédures expérimentaux**

### **Dispositif en statique rapide**

Il s'agit d'essais de flexion 4 points dont le montage est identique à celui relatif à l'étude sur le comportement en flexion en régime quasi-statique de dalles). Les appuis supérieurs du bâti de flexion sont donc espacés de 140 mm et la portée entre appuis inférieurs est de 420 mm. Deux instrumentations sont mises en place au moyen de capteur LVDT de 10 mm de course, l'un pour la mesure de la flèche, l'autre pour la mesure de la déformation moyenne dans la zone de moment constant. L'asservissement est assuré par un automate programmable de chez MTS (TestStar) ce qui permet l'acquisition des données à la vitesse de 5000 scrutations/sec. Les essais sont pilotés à vitesse de vérin imposée. Compte tenu des contraintes imposées par le groupe hydraulique, trois vitesses ont été retenues qui sont respectivement égales à :

- *Vitesse lente*       $V_L = 3.3 \times 10^{-3} \text{ mm.s}^{-1}$ , vitesse relative à un essai statique
- *Vitesse moyenne*    $V_M = 3.3 \times 10^{-1} \text{ mm.s}^{-1}$ , vitesse intermédiaire
- *Vitesse rapide*       $V_R = 3.3 \times 10^1 \text{ mm.s}^{-1}$ , vitesse maximale du déplacement vérin

La dernière vitesse, la plus rapide, constitue une limite liée à la capacité du groupe hydraulique de la presse utilisée (50 litres/minute). Le dispositif expérimental est celui présenté dans la Figure 2.5.

#### Dispositif en dynamique

Afin d'explorer des gammes de vitesse plus élevées, un deuxième dispositif expérimental à été utilisé. Il s'agit d'un dispositif du type block-barre conçu et développé par le Laboratoire Mécanique Matériaux (L2M). Cet appareillage se rapproche de celui des barres de Hopkinson, puisque la mesure des efforts transitant dans l'échantillon se fait au moyen d'une barre de mesure (appelée barre sortante) instrumentée de jauges de déformation convenablement disposées. La principale différence concerne le dispositif de chargement, qui est réalisé directement par l'impacteur, et non via une barre entrante (semblable à la barre sortante) ; la propagation des ondes ne peut donc plus être représentée par un train d'ondes planes de compression. Pour autant, l'état de contrainte et de déformation dans la dalle durant l'essai étant très hétérogène (solicitation de flexion dans une mini structure), cela relève d'une moindre importance que lorsque l'on souhaite obtenir une réponse intrinsèque au matériau testé.

#### Schémas de principe

Le dispositif permet la mesure de la force d'écrasement subie par une éprouvette durant un impact : ce dispositif a été modifié pour réaliser un essai de flexion. Le principe consiste à propulser un obus sur un élément de structure dont on veut déterminer l'aptitude à résister à un impact. Le block-barre permet en fait de mesurer la force d'écrasement de l'échantillon à tester au cours du temps. Plus précisément, l'obus est propulsé par un canon à air comprimé. Sa masse peut aller jusqu'à 350 kg et sa vitesse jusqu'à 70 km/h. Dans les essais qui suivront nous avons adopté une masse de 50 kg et une vitesse de 20 km/h. Dans le cas où l'on procède à un essai d'écrasement (par exemple pour tester des absorbeurs d'énergie), l'échantillon est collé à une extrémité de la barre de mesure. Les caractéristiques mécaniques du projectile et de la barre de mesure sont données dans le Tableau 3.1.

La Figure 3.2 montre le dispositif qui se décompose en trois parties :

- Le canon à air comprimé et le projectile
- La barre de mesure et son instrumentation
- L'absorbeur hydraulique : il sert uniquement à arrêter la barre de mesure

Tableau 3.1 - Caractéristiques géométriques et matérielles du bloc-barre

	Module de Young $E$	Masse volumique ?	Diamètre	Longueur $L$
Barre	210 GPa	7800 kg/m <sup>3</sup>	80 mm	4 m
Projectile	210 GPa	7800 kg/m <sup>3</sup>	80 mm	0.8 m

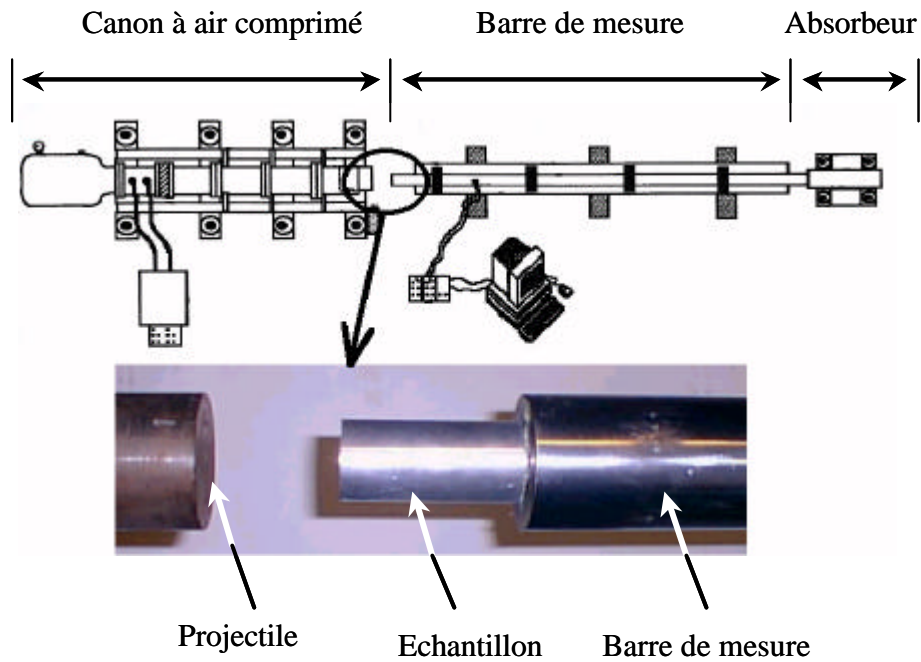


Figure 3.2 - Dispositif block-bar utilisé lors d'un essai d'écrasement

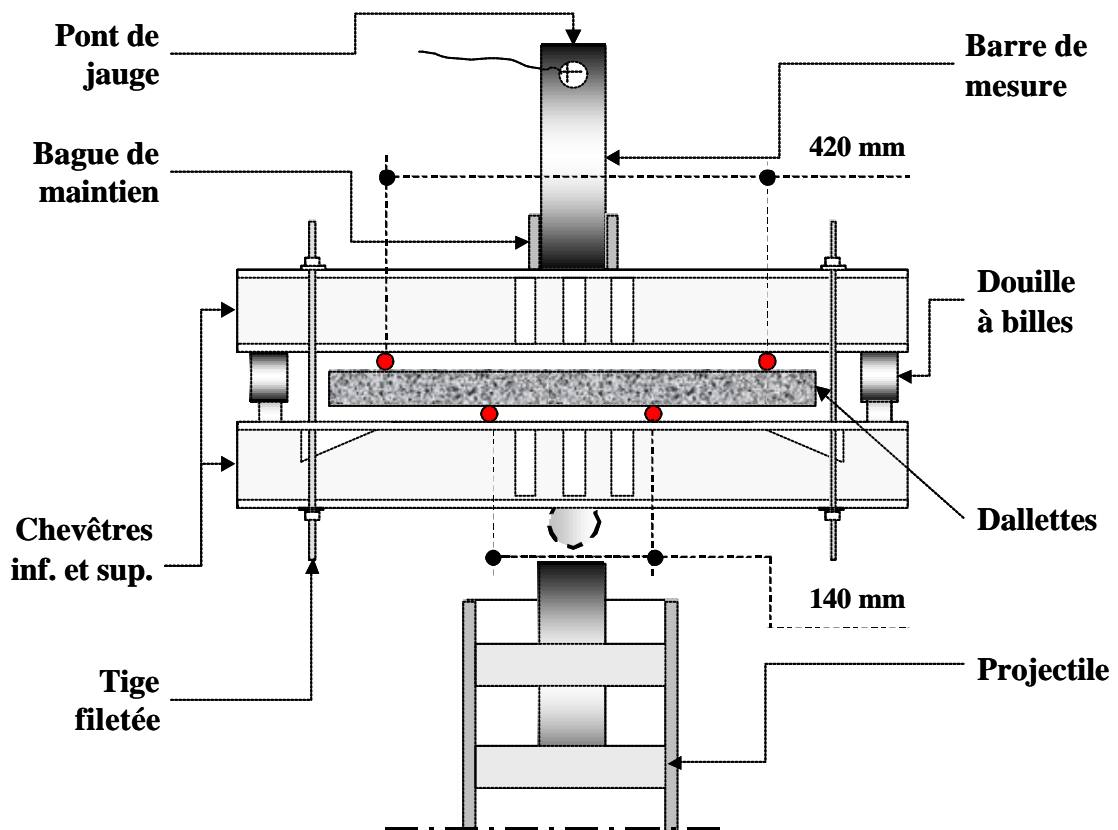


Figure 3.3 - Vue de dessus du dispositif de flexion 4 points intercalé entre l'impacteur et la barre de mesure

A ce dispositif est intercalé un bâti de flexion créé pour l'occasion, entre la barre de mesure et l'impacteur. Il se compose de deux chevêtres qui permettent de reproduire les conditions expérimentales des essais quasi-statiques (même espacement entre appuis inférieurs et supérieurs). Le schéma de principe est rappelé Figure 3.3, des illustrations plus complètes étant données en annexe 1-A. Par la suite le chevêtre impacté par l'obus sera appelé chevêtre supérieur, et celui juxtaposé à la barre de mesure, chevêtre inférieur.

Le guidage en translation des chevêtres est réalisé à l'aide de deux douilles à bille et le dispositif est maintenu en contact avec l'éprouvette par l'intermédiaire de quatre tiges filetées (légèrement serrées pour obtenir le contact le long des quatre appuis). L'éprouvette repose verticalement sur deux plats soudés perpendiculairement aux appuis inférieurs. Le chevêtre supérieur voit son âme renforcée au niveau du contact avec le projectile afin d'éviter le voilement de l'âme. Avant chaque essai, on s'assure du parfait contact entre la barre de mesure et le chevêtre inférieur.

#### Dispositif de mesure

Le dispositif est instrumenté afin de mesurer les grandeurs suivantes :

- L'histoire de la force supportée par les dalles : ceci est inhérent au dispositif block-barre ; de même on obtient également la vitesse de l'extrémité chargée de la barre de mesure. L'acquisition se fait au moyen d'une carte oscilloscope à une fréquence pouvant aller jusqu'à 10 MHz.
- L'histoire de la flèche : un capteur de déplacement LVDT connecté à un conditionneur (ATA 2001 - Schaevitz instruments) qui permet des acquisitions jusqu'à une fréquence de 10 kHz a été mis en place.
- La déformation maximale : un capteur sans contact (KD-2300 de chez KAMAN) a été positionné selon la longueur de moment constant en fibre tendue des dalles, et permet de déterminer la déformation moyenne au cours du choc.
- La vitesse d'impact du projectile : 3 couples de diodes photo-électriques permettent de mesurer le temps de passage entre ces différents couples ; on peut alors aisément en déduire la vitesse du projectile au point d'impact.

Les conditionneurs des capteurs LVDT sont connectés à un système d'acquisition SigLab ayant des fréquences d'échantillonnages allant jusqu'à 25 kHz. Tous les signaux sont ré-échantillonnés à la même fréquence d'échantillonnage de 20 kHz. Ils sont synchronisés : le "top" est donné par le projectile, lorsqu'il passe devant la deuxième diode. Cela déclenche alors l'acquisition.

En outre, deux caméras ultra-rapides ont été utilisées pour certains essais :

- Une caméra ultra-rapide MotionScope 8000 Redlake : elle permet des acquisitions pouvant aller jusqu'à 8000 images/s ; plus particulièrement cette caméra a été utilisée pour visualiser l'apparition des fissures lors de l'impact.
- Une caméra ultra-rapide JAI M-30 : elle permet une acquisition jusqu'à 380 images/s ; son utilisation permet essentiellement de contrôler le fonctionnement de la manipulation.

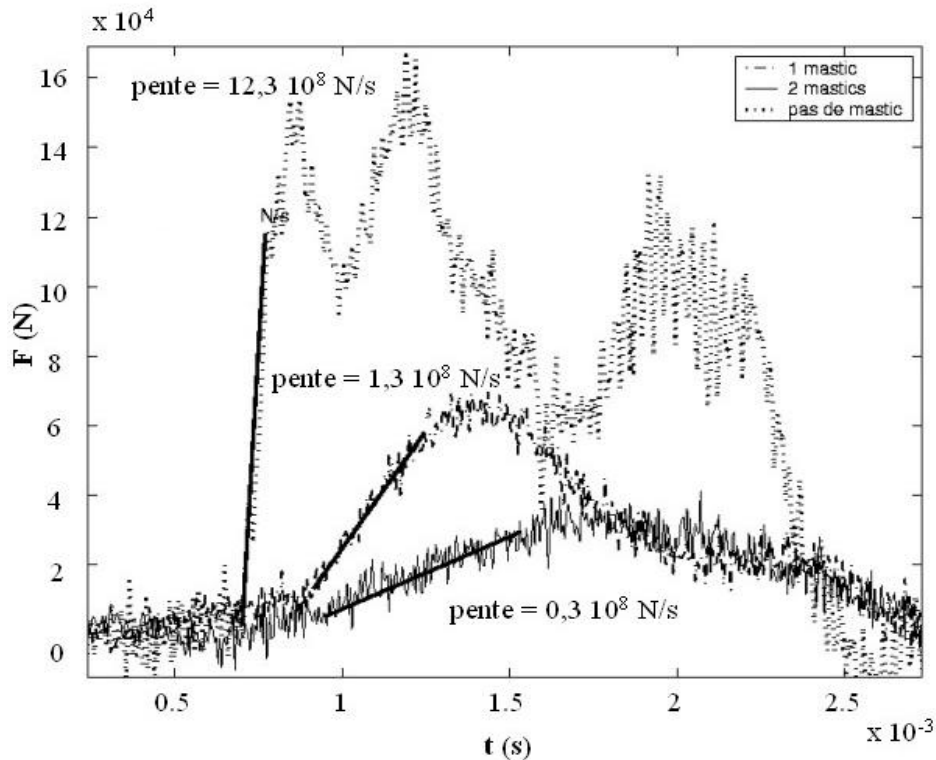


Figure 3.4 - Vitesse de chargement lors d'un essai de flexion dynamique avec 0 ou 1 ou 2 mastics intercalés (essai sur dalle en béton armé standard)

#### Vitesse de chargement

La difficulté majeure de cette étude provient de la nécessité d'effectuer les essais pour des vitesses de chargement ( $\dot{S}$ ) différentes. Il est très important de noter que ce n'est pas parce que l'on augmente la vitesse du projectile que l'on influence fortement la vitesse de chargement : augmenter la vitesse du projectile augmente essentiellement le niveau de l'effort d'impact, ainsi que cela a été mis en évidence au cours de la campagne d'essais.

La vitesse de chargement "de référence" est celle obtenue lorsque l'on a un contact "acier-acier" entre le projectile (cylindre en acier) et une boule d'acier soudée sur le chevêtre supérieur. La vitesse de chargement a alors été réduite en intercalant du mastic (Gripsol, de chez Revol et Sonier) entre le projectile en acier et le chevêtre en acier (annexe 1-A). Des essais préliminaires ont montré qu'il est indispensable d'éliminer la boule soudée au chevêtre supérieur ; dans le cas contraire, le poinçonnement du mastic est tel, que systématiquement il se déchire, ce qui reconduit à un contact "acier-acier", donc à une vitesse de chargement identique à celle de référence.

Dans un premier temps, cette utilisation du mastic a été validée à l'aide d'un essai "barre-barre". La Figure 3.4 montre que la vitesse de chargement est réduite d'un facteur supérieur à 30. Un essai de flexion dynamique a ensuite été réalisé sur des dalles en béton armé standard en mettant 1 mastic collé sur le chevêtre supérieur, puis 2 mastics (l'un étant collé sur le chevêtre supérieur, l'autre sur le projectile). Ces résultats montrent également une forte chute de la vitesse de chargement qui est divisée par 10 lorsque l'on intercale 1 mastic et par 40 lorsque l'on intercale 2 mastics (Figure 3.4).



C'est donc en définitive cette dernière solution (1 mastic sur le projectile et 1 mastic sur le chevêtre supérieur) qui a été retenue pour mener les essais avec une seconde vitesse de chargement. (*N.B. : ces essais de "qualification" avec mastic ont été effectués sur des dallettes en BA "standard"*).

#### Vitesse du projectile

L'objectif de ces essais impose la rupture des dallettes : une vitesse minimale du projectile est donc requise. Par la suite nous avons souhaité réaliser l'ensemble des essais à la même vitesse de projectile. En fait, lors d'un essai, seule la pression de gonflage du canon à air comprimé est modifiée: la pression de gonflage est reliée à la vitesse du projectile. L'énergie d'impact est donc contrôlée. Après quelques essais préliminaires nous avons fixé une pression de gonflage de l'ordre de 0.4 bar, ce qui conduit à une vitesse d'impact du projectile de l'ordre de 5,5-6 m/s.

#### Reconstruction de la force

Ayant défini les conditions d'essais, il devient nécessaire d'accéder à la grandeur physique recherchée ici : la force appliquée à la dallette  $F_D$ . Le principe de reconstruction de la force à partir des "équations de Lundberg" [Lundberg 1977] est détaillé dans l'annexe 1-B. Celles-ci ont été reprises et modifiées par Jacquelin pour éliminer des oscillations parasites propres aux "équations de Lundberg" [Jacquelin 2001, 2003]. Rappelons simplement que la barre de mesure est instrumentée par deux ponts de jauges qui permettent de mesurer l'histoire des déformations  $e_A(t)$  et  $e_B(t)$  de deux sections  $A$  et  $B$  de la barre de mesure au cours de l'impact. Ces données permettent le calcul de la déformation et de la vitesse en n'importe quel point de la barre, donc au niveau du contact *chevêtre inférieur-barre de mesure*. On obtient ainsi la force transmise à la barre  $F_B(t)$  sous la forme :

$$F_B(t) = ES e_0(t) \quad (3.1)$$

$e_0(t)$  : déformation dans la section de contact *barre-chevêtre inférieur*

Le problème est de savoir si la grandeur mesurée est bien celle que l'on recherche. Ainsi, il est légitime de se demander si la force mesurée par la barre de mesure est bien la force que supporte la dallette. La réponse est négative et une correction s'impose. En effet, si on applique le principe fondamental de la dynamique au chevêtre inférieur, on obtient :

$$M_{chev} \ddot{x}_{chev} = F_D + F_B \quad (3.2)$$

où on appelle :

- $M_{CHEV} = 40$  kg et la masse,
- $\ddot{x}_{CHEV}$  l'accélération du chevêtre inférieur,
- $F_D$ , la force que supporte la dallette,
- $F_B$ , la force que supporte la barre de mesure : c'est ce qui est effectivement mesuré.

En conséquence, pour obtenir la force cherchée, il faut corriger l'effort reconstruit par le dispositif block-barre à l'aide de la relation (3.1), en tenant compte de l'effort d'inertie dû au chevêtre inférieur donné par l'équation (3.2). Il est alors important de quantifier cette correction. Pour cela il est indispensable de connaître l'accélération du chevêtre.

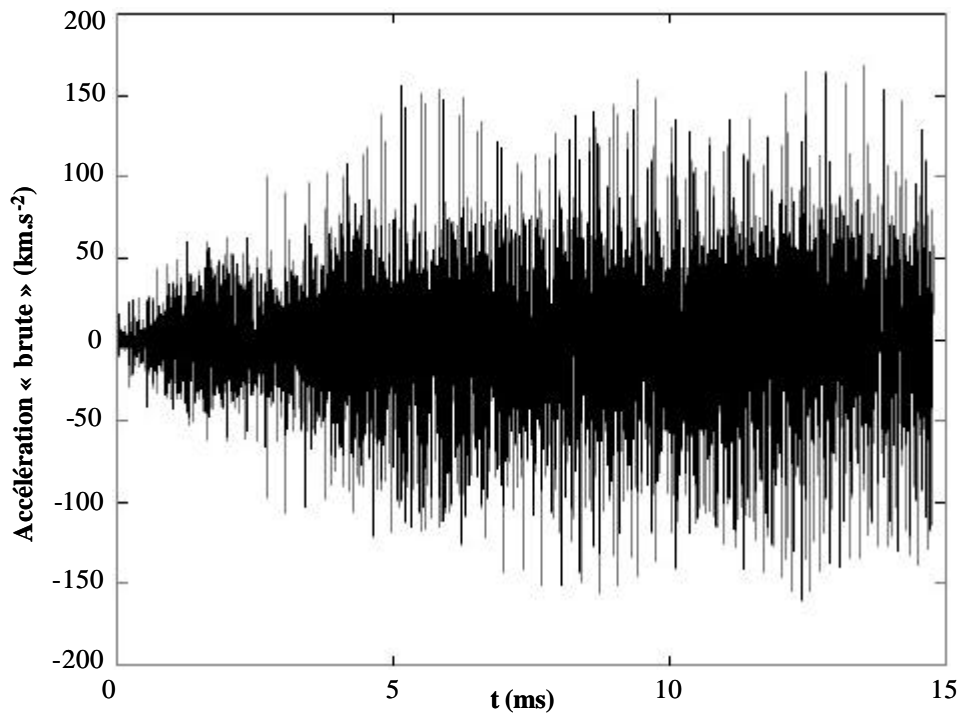


Figure 3.5 - Accélération obtenue lors d'un essai de flexion dynamique 4 points sur le dispositif block-barre

Or, à l'aide du dispositif block-barre, on connaît la vitesse de l'extrémité de la barre de mesure (annexe 1-B), donc du chevêtre inférieur (que l'on suppose infiniment rigide). Théoriquement, il est donc possible de remonter à l'accélération du chevêtre inférieur.

En pratique, ce n'est pas si simple, car la courbe de vitesse est perturbée par des oscillations parasites dues aux modes propres excités de la barre (première fréquence propre à 630 Hz) : si on cherche à dériver directement cette vitesse, l'accélération obtenue atteint des valeurs considérables tel qu'on peut le voir sur la Figure 3.5, ce qui conduirait à des efforts irréalistes de l'ordre de 6,8 MN.

Aussi semble-t-il beaucoup plus raisonnable de travailler sur la "tendance" (obtenue à partir d'un filtrage passe-bas de la vitesse - filtre de Butterworth d'ordre 5), comme le montre la Figure 3.6. En particulier, on remarque que la vitesse varie linéairement durant l'impact. L'instant où a lieu le choc est déterminé à partir de la courbe donnant la force en fonction du temps ; l'exemple correspondant à la Figure 3.6 est illustré Figure 3.7.

Aussi, peut-on considérer que l'accélération du chevêtre inférieur est constante durant le choc : on en déduit une estimation de cette accélération en déterminant la pente de cette droite. Dans le cas de la Figure 3.6, l'accélération est de l'ordre de  $200 \text{ m.s}^{-2}$ , ce qui donne une correction de l'ordre de 8 kN : compte-tenu que dans ce cas, la force maximale mesurée par la barre est de 158 kN, cela fait une correction de 5 %. Les estimations des corrections à réaliser sont au plus égales à 7 %. Dans ce calcul, on ne tient pas compte d'éventuels effets parasites induits par l'excitation des modes propres du chevêtre inférieur ni de ceux de la dalle.

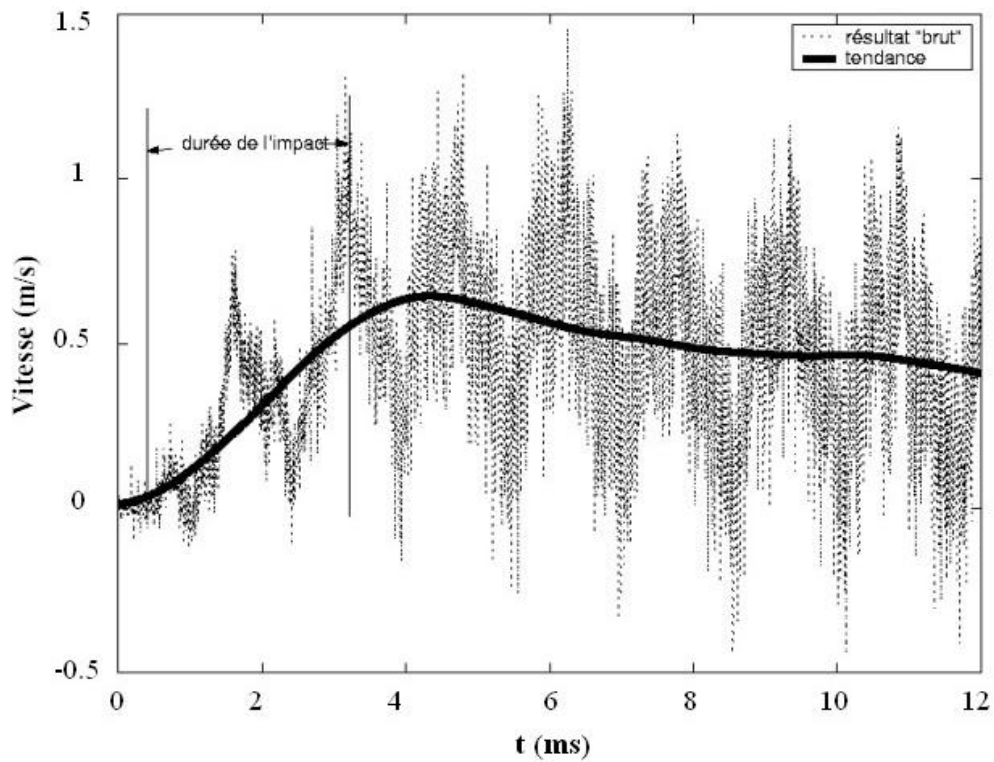


Figure 3.6 - Vitesse filtrée et non filtrée de l'extrémité de la barre de mesure

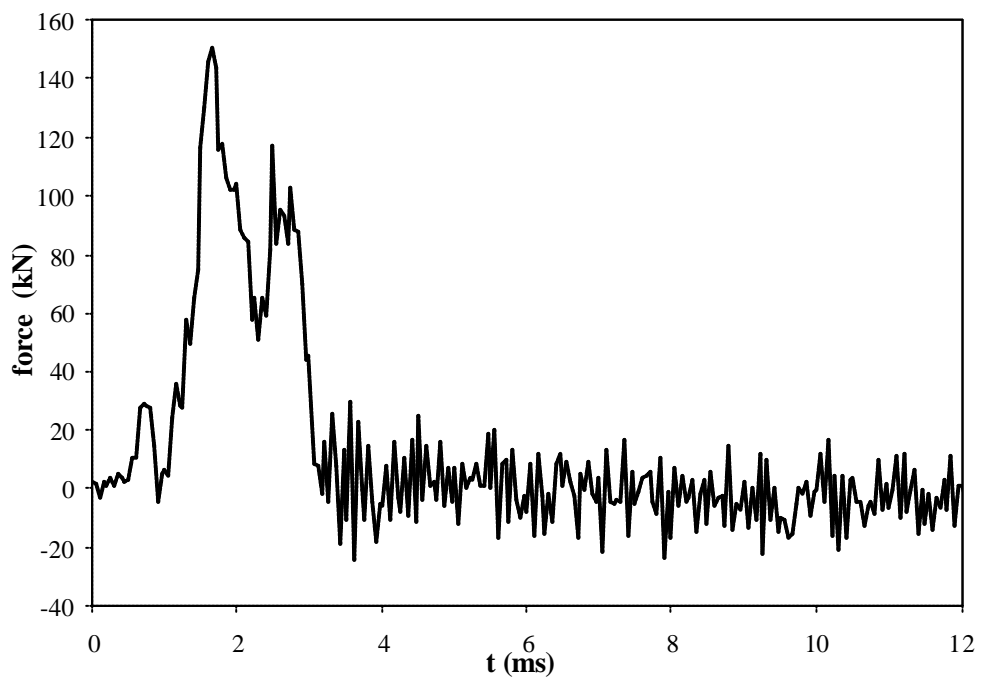


Figure 3.7 - Force transmise à la barre de mesure lors d'un essai de flexion dynamique

### 3.3.3 Résultats expérimentaux

Ayant détaillé les deux dispositifs expérimentaux, les résultats obtenus pour chaque gamme de vitesses de chargement et pour les deux matériaux testés (le composite cimentaire fibré multi-échelles et la matrice de référence) sont maintenant présentés. Il y a lieu dans un premier temps de définir la méthodologie adoptée pour l'estimation des vitesses de chargement.

#### Calcul des vitesses de contrainte pour les deux types d'essais

Les essais de statique rapide sont menés à vitesse de vérin imposée ; pour autant la grandeur recherchée dans ce type d'étude est soit une vitesse de déformation, soit une vitesse de contrainte. Comme il s'est avéré délicat d'estimer l'évolution des déformations en zone de moment constant pour les essais sur le dispositif block-barre, la vitesse de montée en charge est utilisée pour le dépouillement des essais. Reste à estimer cette valeur.

Dans le cas des essais de statique rapide, on contrôle parfaitement la sollicitation. Nous avons fait le choix de calculer la vitesse de montée en charge sur la partie linéaire de la courbe *contrainte de traction équivalente-temps*, domaine où le comportement de la dalle est pseudo-élastique. Au-delà la vitesse de sollicitation diminue. Une vérification pour chaque essai a permis de contrôler le bon accord entre vitesse estimée et vitesse de montée en charge réelle. Ces valeurs moyennes sont données ci-dessous :

- $V_L = 1.2 \times 10^4 \text{ GPa/s}$ , vitesse relative à un essai statique
- $V_M = 1.2 \times 10^2 \text{ GPa/s}$ ,
- $V_R = 1.3 \times 10^0 \text{ GPa/s}$ , vitesse maximale imposée par la presse

La détermination des vitesses de chargement est plus délicate pour les essais réalisés avec le dispositif block-barre. En effet, suivant le choix qui est opéré sur les valeurs de début et fin de la rampe de chargement, les vitesses de contrainte peuvent varier d'un rapport 3 pour un même essai (la durée de montée en charge varie entre 500  $\mu\text{s}$  et 2 ms). De plus, certaines courbes *effort-temps* présentent des plateaux au niveau du pic d'effort, alors que pour d'autres courbes, le signal est perturbé pendant la montée en charge (succession de pics intermédiaires). Au final, la vitesse de chargement est estimée à partir d'une régression linéaire (méthode des moindres carrés), plutôt que sur une valeur sécante ou une valeur maximale. Ces deux dernières approches donnent des vitesses de contrainte très élevées (jusqu'à plus de 1500 GPa/s pour la vitesse maximale) et un nuage de points plus dispersé dans le repère *contrainte au pic d'effort-taux de chargement*. Au final, les vitesses de chargement varient pour notre étude avec le dispositif bloc-barre entre 50 et 700 GPa/s.

La gamme de vitesses étudiée couvre donc quasiment 8 décades ( $10^{-4}$  à  $10^3$  GPa/s), en faisant toujours appel à la même géométrie d'éprouvette ainsi qu'au même dispositif de sollicitation (flexion 4 points).

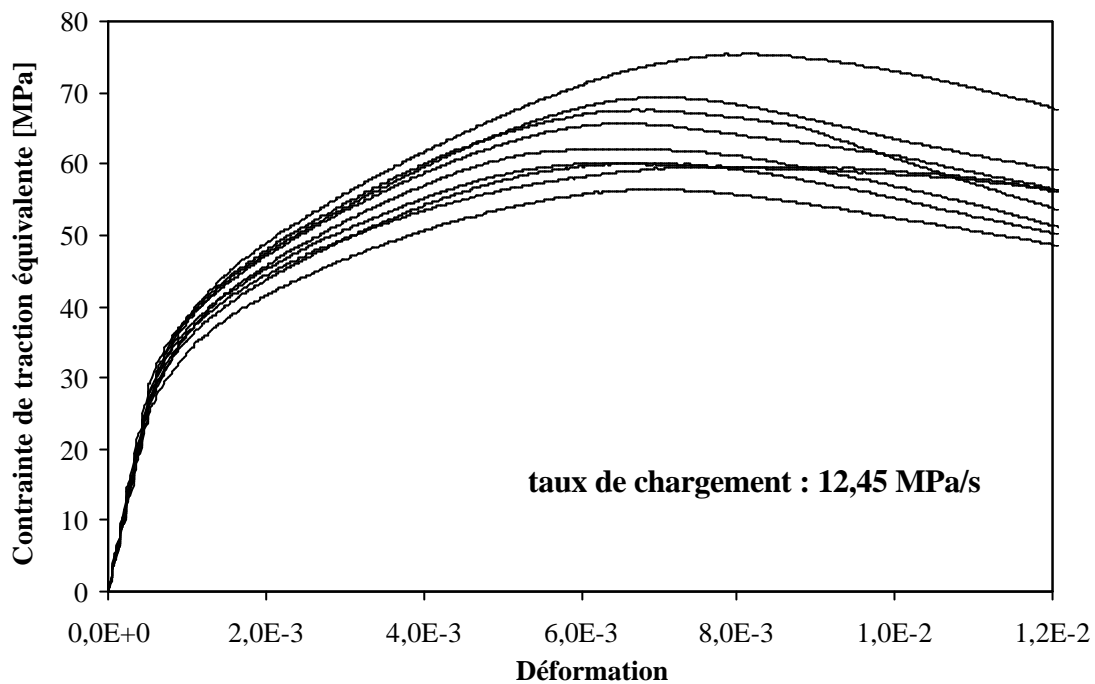


Figure 3.8 - Courbe *Contrainte de traction équivalente-Déformation* relative à la vitesse  $V_M$  pour le CEMTEC<sub>multiscale</sub><sup>®</sup>

### Résultats relatifs à la statique rapide

Pour chaque gamme de vitesses  $V_L$ ,  $V_M$  et  $V_R$ , une série de 9 dalles de CEMTEC<sub>multiscale</sub><sup>®</sup> est testée, ainsi qu'une série de 6 dalles formulées avec la matrice de référence. Dans les Figure 3.8 et Figure 3.9 sont données pour exemple les courbes expérimentales *contrainte de traction équivalente-déformation* relatives respectivement au CEMTEC<sub>multiscale</sub><sup>®</sup> et à la matrice de référence, pour la vitesse de chargement intermédiaire.

Ces courbes sont tout à fait semblables à celles obtenues pour les essais statiques. L'ensemble des courbes expérimentales («brutes», moyennes et caractéristiques) relatives aux trois gammes de vitesses est donné en annexe 1-C.

La Figure 3.10 présente les courbes caractéristiques (qui intègrent la dispersion) relatives au CEMTEC<sub>multiscale</sub><sup>®</sup> pour les trois vitesses de chargement quasi-statique. On présente de la même manière les courbes moyennes relatives à la matrice de référence pour les trois vitesses de chargement dans la Figure 3.11. Il faut souligner que les courbes caractéristiques sont obtenues suivant la démarche adoptée lors de l'étude sur le comportement en flexion en régime quasi-statique de dalles.

Les Tableaux 3.2, 3.3, 3.4 et 3.5 synthétisent les résultats expérimentaux obtenus et présentent pour chaque matériau les valeurs moyennes et écarts types des modules de rupture, déformation au pic d'effort, limite d'élasticité (fin du domaine pseudo élastique dans le cas du composite cimentaire fibré), et module de Young, cela pour les trois vitesses de statique rapide.

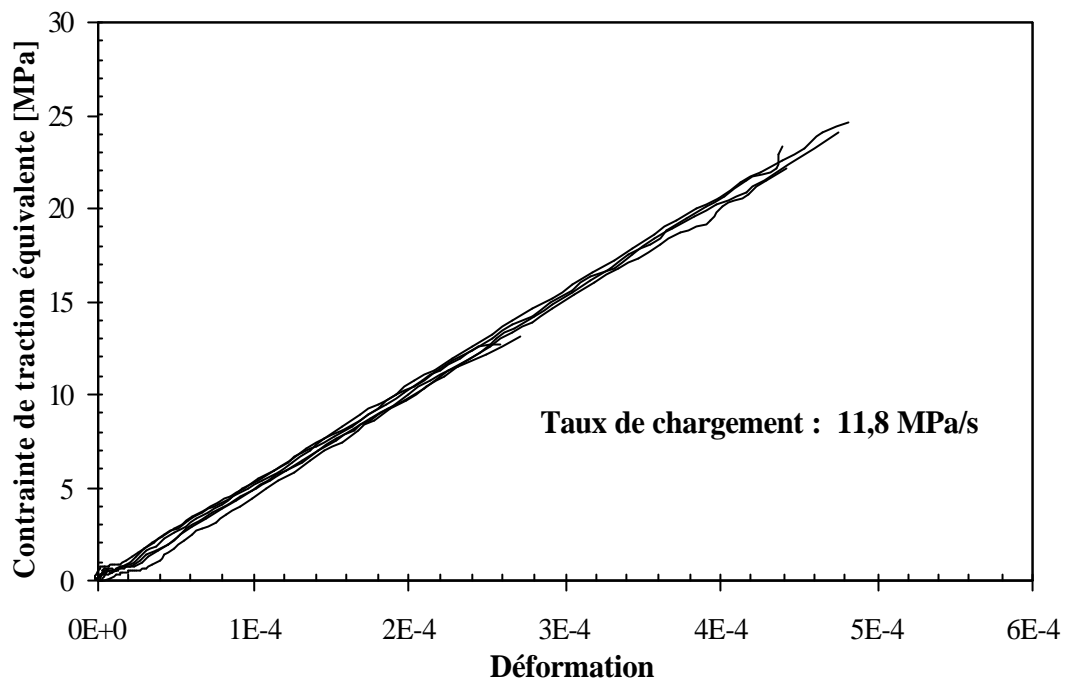


Figure 3.9 - Courbes *Contrainte de traction équivalente-Déformation* relatives à la vitesse  $V_M$ , pour la matrice de référence.

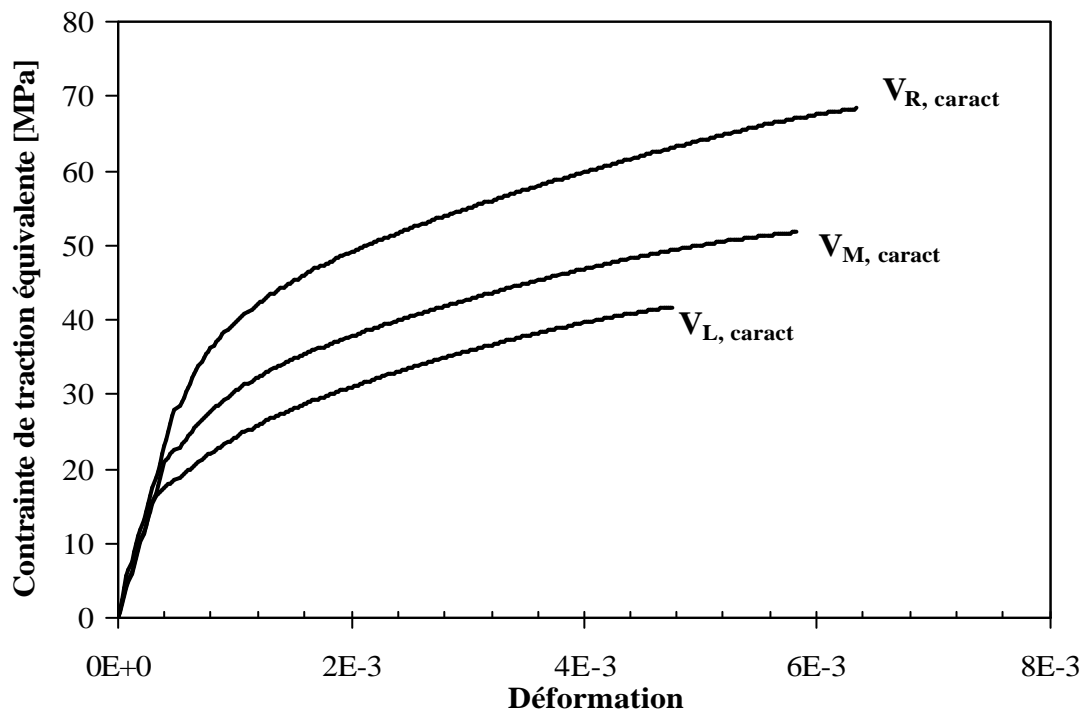


Figure 3.10 - Courbes caractéristiques *Contrainte de traction équivalente-Déformation* relatives aux vitesses  $V_L$ ,  $V_M$ ,  $V_R$  pour le CEMTEC<sub>multiscale</sub><sup>®</sup>

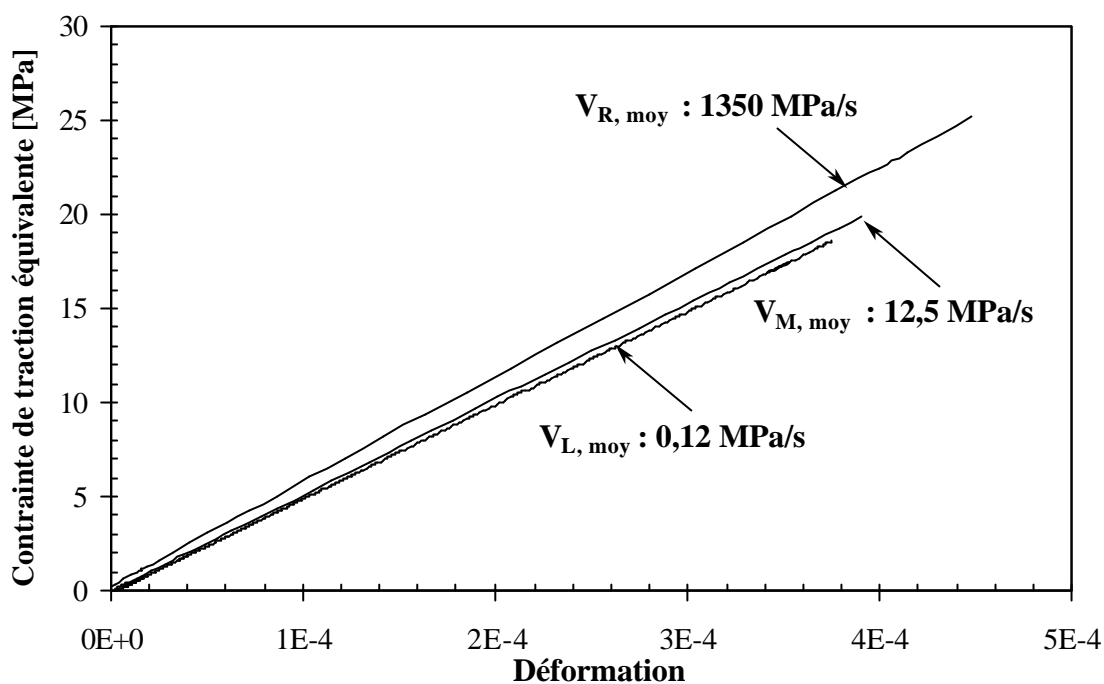


Figure 3.11 - Courbes moyennes *Contraite de traction équivalente-déformation* relative aux vitesses  $V_L$  ,  $V_M$  ,  $V_R$  pour la matrice de référence

Tableau 3.2 - Valeurs moyennes et écarts types des déformations au pic d'effort – 3 vitesses en statique rapide

Matériaux		Vitesse lente $1,25 \cdot 10^{-4} \text{ GPa/s}$	Vitesse moyenne $1,25 \cdot 10^{-2} \text{ GPa/s}$	Vitesse rapide $1,35 \text{ GPa/s}$
matrice de référence	$(10^{-4})$	3,7 (0,4)	3,9 (0,99)	4,5 (0,8)
CEMTEC <sub>multiscale</sub> <sup>®</sup>	$(10^{-3})$	6,87 (1,1)	7,14 (0,59)	8,52 (1,23)

Tableau 3.3 - Valeurs moyennes et écarts types de la limite d'élasticité – 3 vitesses en statique rapide

Matériaux		Vitesse lente $1,25 \cdot 10^{-4} \text{ GPa/s}$	Vitesse moyenne $1,25 \cdot 10^{-2} \text{ GPa/s}$	Vitesse rapide $1,35 \text{ GPa/s}$
CEMTEC <sub>multiscale</sub> <sup>®</sup>	$(10^{-3})$	20,1 (2,1)	23,4 (0,9)	30,5 (1,7)

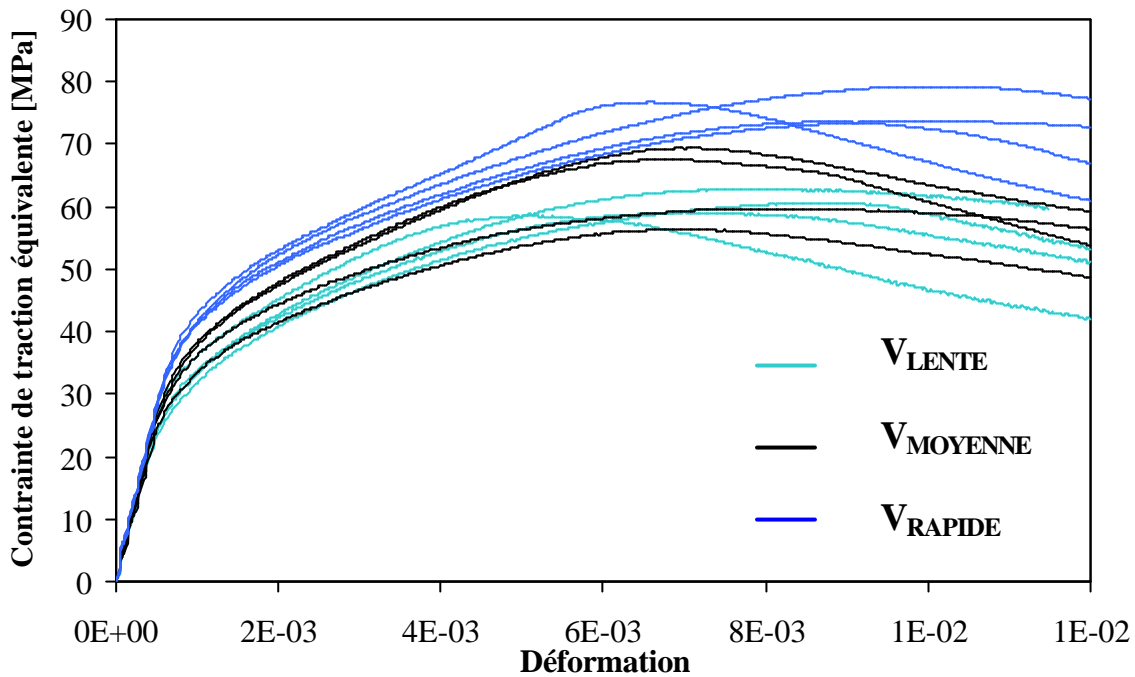


Figure 3.12 - Courbes de *Contraite de traction équivalente-Déformation* pour le CEMTEC<sub>multiscale</sub><sup>®</sup> relatives aux deux coulages du 22 mai 2002 – 3 gammes de vitesses statiques rapides

Dans trois cas, nous avons procédé à la recherche de valeurs aberrantes au moyen du "test de Dixon". Pour la série d'essais à vitesse lente sur le CEMTEC<sub>multiscale</sub><sup>®</sup>, les courbes expérimentales (annexe 1-C) présentent une forte dispersion, avec notamment une valeur maximale de 80 MPa en traction par flexion pour l'une des courbes, alors que la suivante ne culmine qu'à 71 MPa et la moyenne à 61 MPa. Pourtant, cette valeur se situe dans la limite de deux fois l'écart type, écart qui contient 95 % des valeurs expérimentales si l'on suppose que ces valeurs suivent une loi normale (théorème de Laplace-Liapounoff). Le "test de Dixon" n'a pas permis de l'écarter (1% de probabilité pour que la valeur puisse être considérée comme aberrante). La conséquence est un écart en terme de pic d'effort relativement serré entre les courbes moyennes  $V_L$  (MOR = 61.7 MPa) et  $V_M$  (MOR = 64 MPa).

Par contre, deux autres courbes ont dû être soustraites lors de la définition des valeurs moyennes et caractéristiques : il s'agit d'une éprouvette non fibrée pour laquelle la rupture est intervenue en dehors de la zone de moment constant pour la vitesse la plus lente (Module de rupture de 7.5 MPa pour une moyenne de 18.7 MPa). La deuxième éprouvette écartée est une dalle fibrée dont le module de Young était anormalement faible au regard des huit autres lors des essais à vitesse rapide (valeur de  $E = 46.4$  GPa pour une moyenne de 56.9 GPa). Dans ces deux cas, la recherche de valeur aberrante a été positive (5% de probabilité que la valeur soit aberrante).

Dans la partie 3.3.1, nous avons pris la précaution d'homogénéiser les lots d'éprouvettes pour chaque gamme de vitesse en fonction du numéro de série de la gâchée. La Figure 3.12 présente les résultats obtenus pour un lot de 12 éprouvettes fabriquées à la même date à partir de deux gâchées distinctes. Les deux autres graphes relatifs aux coulages des 17 et 29 mai 2002 sont donnés en annexe 1-D.



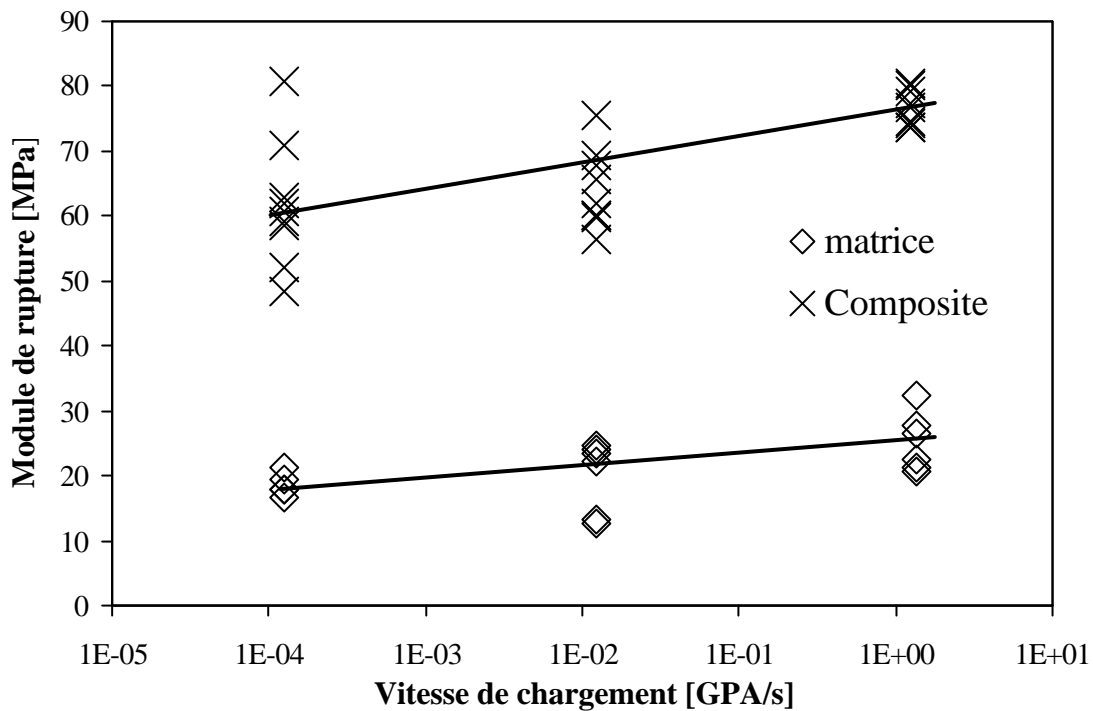


Figure 3.13 - Evolution du Module de rupture en fonction de la vitesse de chargement pour la matrice de référence et le CEMTEC<sup>®</sup><sub>multiscale</sub>

Il apparaît clairement un effet de vitesse au regard de la Figure 3.12, et le positionnement respectif entre gamme de vitesse est cohérent. On peut déjà observer un gain substantiel du domaine pseudo élastique pour les courbes appartenant à la gamme de vitesse  $V_{RAPIDE}$ , ainsi que des déformations au pic d'effort plus importantes.

Dans la Figure 3.13 sont présentées les variations *Module de rupture-Vitesse de chargement* relatives respectivement au CEMTEC<sup>®</sup><sub>multiscale</sub> et à la matrice de référence.

Au regard des figures 3.8 à 3.13, on peut faire les constats suivants :

- Le module de rupture moyen du CEMTEC<sup>®</sup><sub>multiscale</sub> et la déformation correspondante augmentent avec la vitesse de vérin. Ces résultats sont logiques et attendus.
- La dispersion sur les courbes *Contrainte de traction équivalente-Déformation relative* au CEMTEC<sup>®</sup><sub>multiscale</sub> diminue lorsque la vitesse du vérin augmente. Le coefficient de variation (C.O.V.) passe ainsi de 15.5 à 3.7% en quatre décades de vitesse pour le composite cimentaire. Cette tendance n'est pas retrouvée sur la matrice ; au contraire elle s'inverse (le C.O.V. vaut respectivement 9, 27 et 16 % pour  $V_L$ ,  $V_M$  et  $V_R$ ).
- Le module de rupture moyen de la matrice de référence augmente également avec la vitesse du vérin.

Tableau 3.4 - Valeurs moyennes et écarts types des modules de rupture – 3 vitesses en statique rapide

<i>Matériaux</i>	<i>Vitesse lente</i> 1,25.10 <sup>-4</sup> GPa/s	<i>Vitesse moyenne</i> 1,25.10 <sup>-2</sup> GPa/s	<i>Vitesse rapide</i> 1,35 GPa/s
matrice de référence (MPa)	18,6 (1,7)	20 (5,5)	25,2 (4,6)
CEMTEC <sub>multiscale</sub> <sup>®</sup> (MPa)	61,7 (9,6)	64,1 (6,0)	76,9 (2,9)

Tableau 3.5 - Valeurs moyennes et écarts types des modules de Young – 3 vitesses en statique rapide

<i>Matériaux</i>	<i>Vitesse lente</i> 1,25.10 <sup>-4</sup> GPa/s	<i>Vitesse moyenne</i> 1,25.10 <sup>-2</sup> GPa/s	<i>Vitesse rapide</i> 1,35 GPa/s
matrice de référence (GPa)	50,3 (1,3)	50,4 (1,6)	55,6 (3,6)
CEMTEC <sub>multiscale</sub> <sup>®</sup> (GPa)	50,5 (2,6)	51,8 (2,8)	56,9 (2,6)

Les constats ainsi faits, on peut proposer les commentaires suivants :

- Les effets de vitesse dans le domaine de la statique rapide, c'est-à-dire sans les phénomènes d'inertie, conduisent à une homogénéisation mécanique du CEMTEC<sub>multiscale</sub><sup>®</sup> (Tableau 3.4 et courbes de l'annexe 1-C).
- Le fait que la déformation correspondant au module de rupture du matériau augmente avec la vitesse de vérin traduit le fait que la vitesse de sollicitation accroît la création de micro-fissures et en conséquence la ductilité du matériau. En effet, l'étude sur le comportement en flexion en régime quasi-statique de dalles a montré que jusqu'à la contrainte de traction équivalente maximale aucune fissure visible à l'œil n'apparaît.

Dans la Figure 3.14 est présentée l'évolution *Module de Young-Vitesse du chargement* relative respectivement aux éprouvettes en CEMTEC<sub>multiscale</sub><sup>®</sup> et aux éprouvettes constituées de la matrice de référence.

Au regard de cette Figure 3.14, on note une augmentation des rigidités en fonction de la vitesse du vérin plus faible que celle relative aux modules de rupture. Par ailleurs, cette augmentation est légèrement plus importante pour le CEMTEC<sub>multiscale</sub><sup>®</sup> que pour la matrice de référence, mais pour autant l'écart ne semble pas significatif. Il faut en effet garder à l'esprit que les modules de Young relatifs au composite multi-échelonnés sont calculés à partir d'une courbe d'essai de flexion, sur le domaine pseudo élastique.

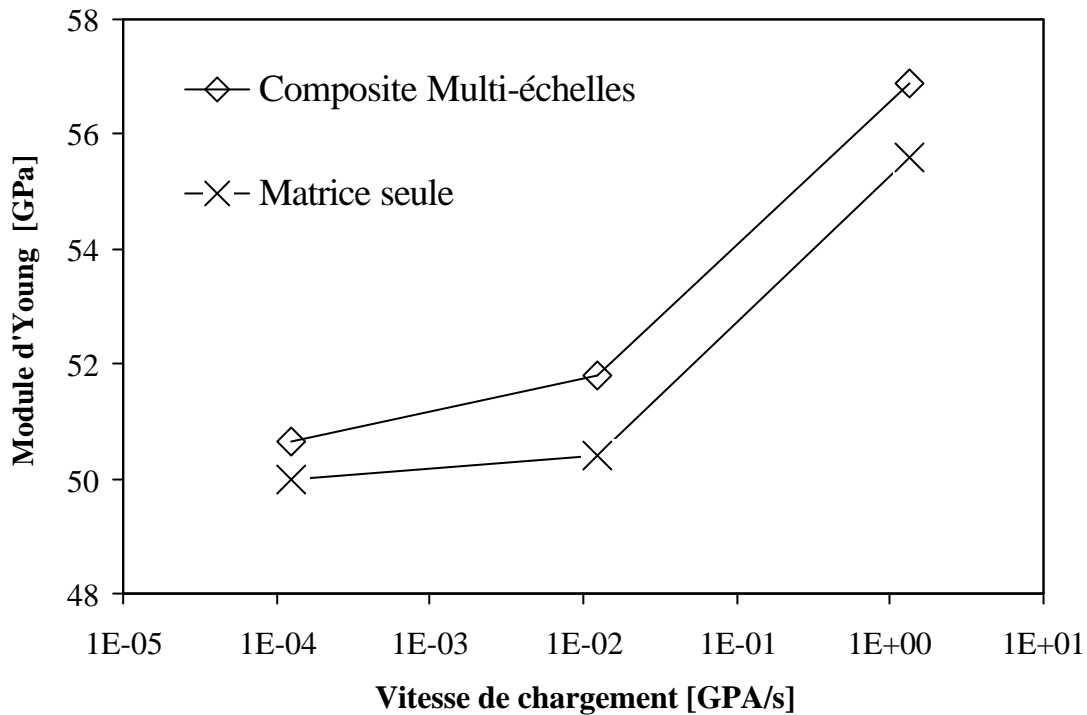


Figure 3.14 - Evolution du module de Young en fonction de la vitesse de chargement pour la matrice de référence et le CEMTEC<sup>®</sup><sub>multiscale</sub>

### Résultats relatifs au choc

Comme cela a été spécifié précédemment, afin de faire varier la vitesse de sollicitation, trois conditions de contact entre le projectile et le chevêtre supérieur du bâti de flexion ont été adoptées :

- Un contact acier-acier qui génère la vitesse de sollicitation la plus grande.
- Un contact mastic-mastic qui génère la vitesse de sollicitation la plus lente.
- Un contact acier-mastic (un seul essai).

Dans la Figure 3.7 nous avons présenté un exemple de courbe *Force transmise à la barre de mesure-Temps* relative à la condition de contact "acier-acier". Le module de rupture de l'éprouvette est calculé à partir de la force maximale obtenue au cours du temps. La Figure 3.15 présente une courbe type *Force - Flèche* pour essai avec un contact mastic-mastic. Les signaux sont synchronisés à partir du "top" donné par le trigger des diodes de vitesse.

Le choix arbitraire est fait de prendre comme valeur de flèche, celle correspondant au niveau d'effort maximal enregistré. La Figure 3.16 regroupe l'ensemble des flèches au pic d'effort pour les 16 essais dont nous disposons de la courbe *effort-flèche* (dans trois cas seulement, le déclenchement de l'acquisition de la flèche n'a pas eu lieu ; seul l'effort a été enregistré). La tendance qui se dégage laisse supposer que le choix fait sur la détermination de la flèche au pic d'effort est cohérent.

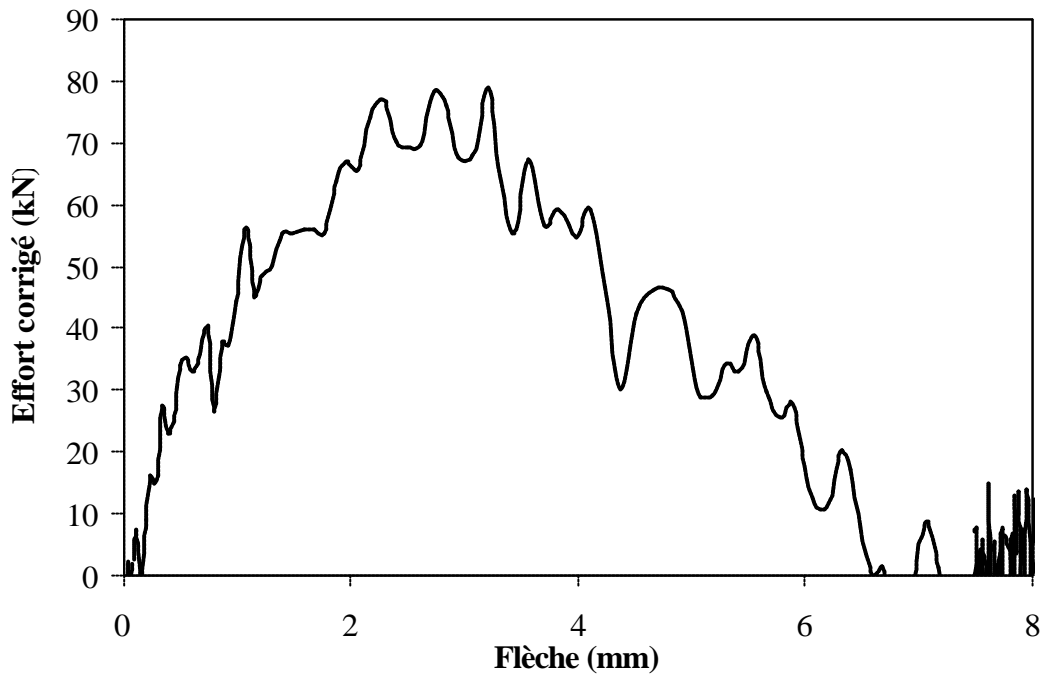


Figure 3.15 - Courbes type *Force-Flèche* pour l'éprouvette référencée 22-10-02\_G1\_AM – contact mastic-mastic

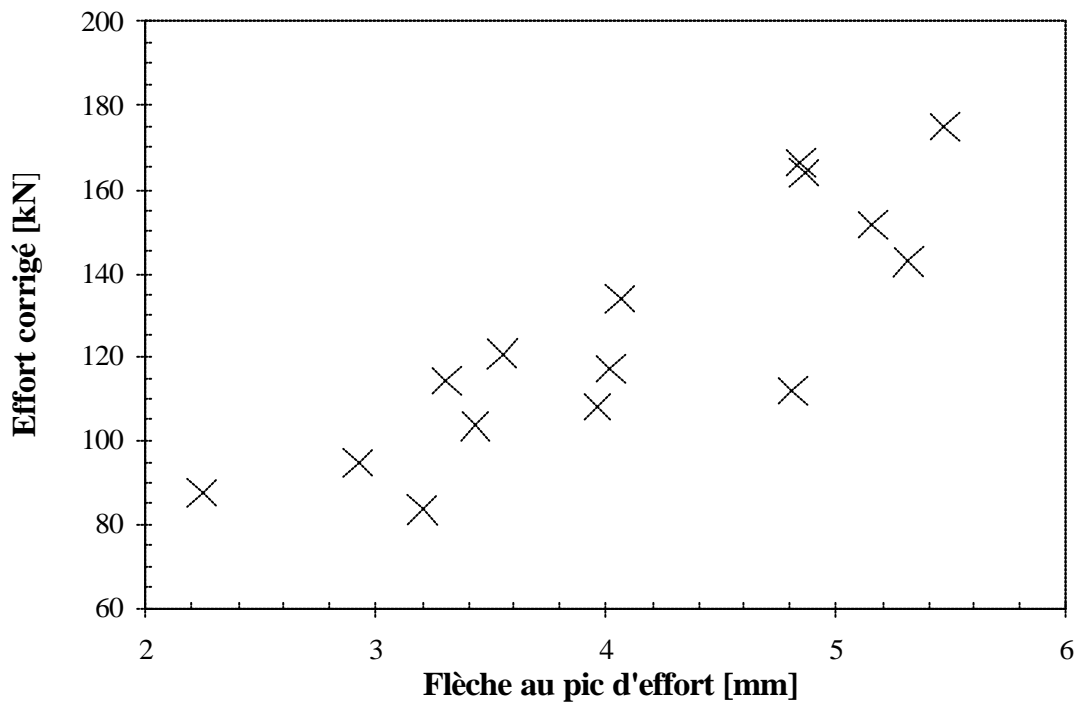


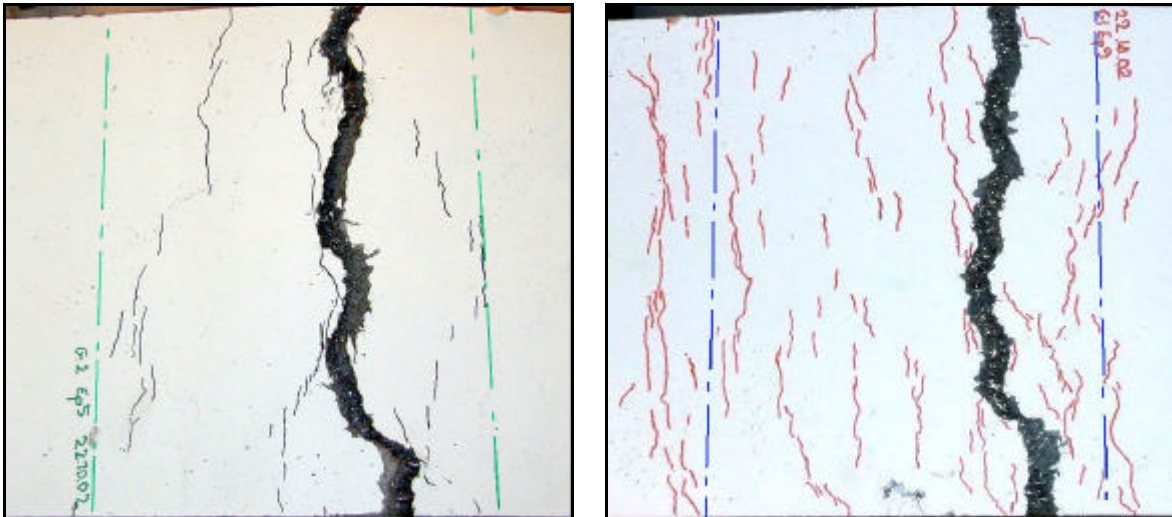
Figure 3.16 - Evolution comparée de la flèche en fonction du pic d'effort correspondant

Tableau 3.6 - Module de rupture et flèche au pic d'effort en fonction des conditions de contact projectile-chevêtre supérieur pour le composite fibré multi-échelles

Type de contact	Vitesse de l'impacteur <i>m/s</i>	Vitesse de contrainte <i>GPa/s</i>	Module de Rupture <i>MPa</i>	M.O.R moyen <i>MPa</i>	Flèche au pic d'effort <i>mm</i>	Flèche moyenne <i>mm</i>
acier-acier	6,2	496	206		-	
acier-acier	5,9	700	244		5,47	
acier-acier	6,1	490	224		5,16	
acier-acier	4,3	290	165	<b>214</b>	4,02	<b>4,74</b>
acier-acier	-	494	233		4,86	
acier-acier	5,2	337	223		4,84	
acier-acier	6,4	420	191		3,55	
acier-acier	6,1	607	225		5,31	
mastic-mastic	8	174	153		4,81	
mastic-mastic	5,3	50	122		2,25	
mastic-mastic	5,2	302	149		3,43	
mastic-mastic	5,2	60	128	<b>143</b>	2,93	<b>3,49</b>
mastic-mastic	5,4	246	164		3,3	
mastic-mastic	5,5	63	126		3,2	
mastic-mastic	5,2	188	163		3,96	
acier-mastic	5,8	353	203	<b>203</b>	4,06	<b>4,06</b>

Dans le Tableau 3.6 sont présentés les résultats relatifs au module de rupture, et à la flèche maximale en fonction des conditions de contact pour toutes les éprouvettes testées, ainsi que les valeurs moyennes de ces paramètres. Il est à signaler que pour une seule éprouvette, une solution de contact intermédiaire a été testée. Il s'agit d'un contact acier-mastic (le mastic fut collé sur le seul chevêtre supérieur). Les résultats sont en adéquation avec les essais préliminaires effectués sur des dalles en béton armé standard (cf. partie 3.3.2–vitesse de chargement); la présence de un ou deux mastics permet de jouer efficacement sur la vitesse de chargement et donc le pic d'effort sans qu'il soit besoin de faire varier la vitesse du projectile (pression de l'ordre de 0.4 bar). On distingue clairement trois gammes d'efforts et de flèches en fonction du nombre d'absorbeurs. Le gain moyen de résistance en flexion est de l'ordre de 50 % entre un contact sans et avec deux absorbeurs. La gamme de vitesse de contrainte couverte avec ce dispositif varie entre 50 et 700 GPa/s, soit sur un peu plus d'une décade. On constate néanmoins que les flèches obtenues pour le chargement dynamique sont relativement faibles comparées à celles obtenues en statique (3.49 mm contre 3.8 mm). Une tendance du même type est obtenue par Bindiganavile sur un béton ultra-hautes performances ( $f_c$  200 MPa) dosé à 6 % de fibre courte ( $L_f$  12 mm) [Bindiganavile 2002].

Pour les chargements à grandes vitesses de sollicitation, une modification du mode de rupture des corps d'épreuve peut se produire ; cela concerne essentiellement les essais sur structures et non sur de petites éprouvettes cylindriques. Ainsi il a été observé que sous certaines conditions de chargement, une structure pouvait voir évoluer son mode de rupture d'un processus global (ici de la flexion) vers un processus local, intéressant donc une partie seulement de la structure (du poinçonnement par exemple).



La zone de moment constant de 140 mm est représentée par les traits mixtes.

Figure 3.17 - faciès de fissuration de dalles soumises à de la flexion dynamique : à droite 1.35 GPa/s (réf.:22-10-02\_G2\_5\_AM) – à gauche 500 GPa/s (réf.:10-02\_G1\_9\_NM )

Si tel est le cas, une modification de la réponse doit être observée, soit en terme d'effort, soit en terme de déplacement. Dans le cadre de cette étude, une dalle présente un comportement particulier en terme de flèche au pic d'effort (réf. : 17-09-02\_G1\_8\_NM) puisque celle-ci n'est que de 1.64 mm pour une vitesse de chargement de 500 GPa/s (à comparer à la moyenne de 4.74 mm pour les contacts acier-acier). Le faciès de fissuration macroscopique montre une double fissuration ouverte au niveau des deux appuis supérieurs, quand généralement une seule fissure principale s'ouvre dans la zone de moment constant. Dans ce cas précis et compte tenu du faciès de fissuration, une rupture par poinçonnement peut expliquer la faible valeur de flèche au pic d'effort.

Par ailleurs nous constatons une augmentation de la macro-fissuration (fissuration visible) quand le domaine des vitesses évolue de la statique rapide à la dynamique. La Figure 3.17 présente deux faciès de fissuration respectivement pour une vitesse de chargement de 1.35 et 500 GPa/s.

Au regard du Tableau 3.6 et de la Figure 3.16 , on constate que :

- Dans ce domaine de vitesse de sollicitation très rapide, les effets de vitesse sont très importants, beaucoup plus importants que dans celui relatif à la statique rapide. Ceci n'est pas un résultat original puisque l'on sait que dans ce domaine, les effets d'inertie interviennent fortement [Rossi 1994, 1997];
- Comme pour le domaine de la statique rapide, les flèches au pic d'effort augmentent avec la vitesse de sollicitation. Toutefois il faut noter la faible valeur de cette dernière pour les vitesses de chargement les plus basses (valeurs semblables à celle en comportement statique). Ce résultat s'explique à partir du gain de rigidité inertiel important engendré par les vitesses de sollicitation très élevées.

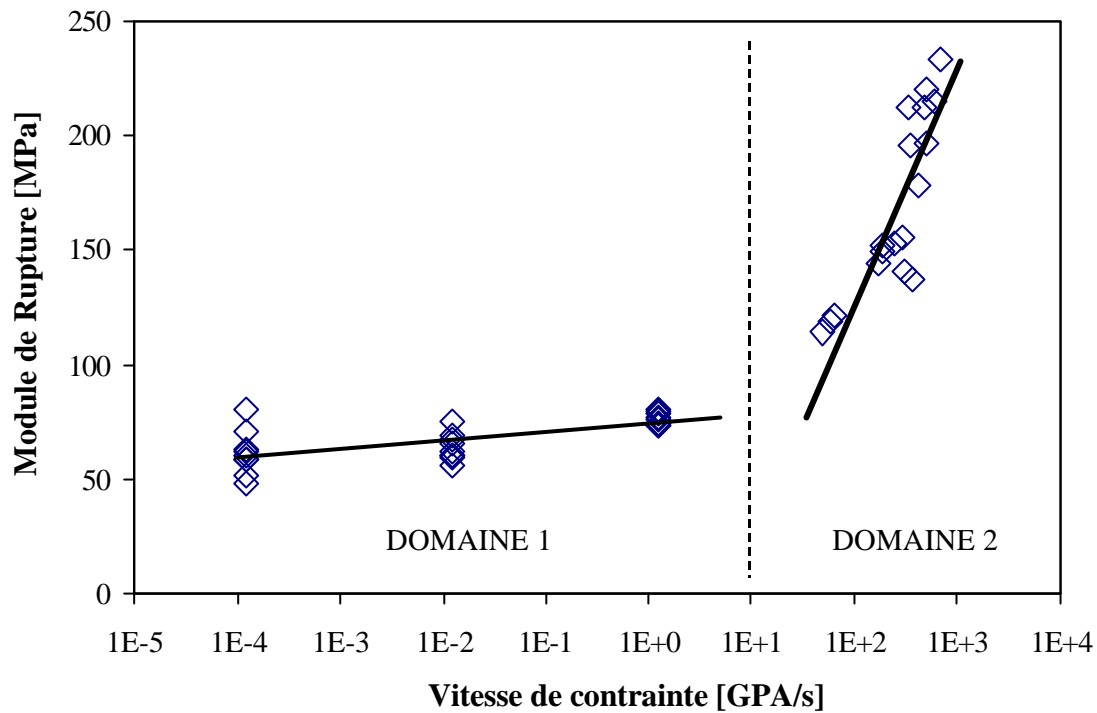


Figure 3.18 - Courbes *Module de rupture-Vitesse de contrainte* pour l'ensemble des gammes de taux de chargement testés sur le CEMTEC<sub>multiscale</sub>®

Dans la Figure 3.18 nous regroupons les résultats relatifs au *Module de rupture-Vitesse de contrainte* pour les deux types d'essais, statique rapide et dynamique. L'analyse des résultats conduit habituellement à une représentation bilinéaire dans un diagramme *Résistance-Log (Ḡ)*. Nous définissons ainsi deux domaines, l'un relatif à la statique rapide (Domaine 1) pour lequel le gain de résistance est modéré, et l'autre relatif aux grandes vitesses de sollicitation (Domaine 2) pour lequel les effets d'inertie sont prépondérants et induisent un fort gain de résistance.

### Conclusions

La présente étude expérimentale a montré la faisabilité d'essai de flexion dynamique 4 points à partir de deux dispositifs expérimentaux distincts. Les vitesses de sollicitations étudiées vont du domaine de la statique rapide (vitesse de contrainte allant de  $1.25 \times 10^{-4}$  GPa/s à 1.35 GPa/s), au domaine des vitesses très rapides (vitesse de contrainte allant de 50 à 700 MPa/s). L'influence de la vitesse de sollicitation sur le comportement d'un composite cimentaire multi-échelles tel que le CEMTEC<sub>multiscale</sub>® est mis en évidence. Cet effet de vitesse induit :

1. Une augmentation du module de rupture pour les deux matériaux testés, matrice de référence et composite multi-échelles. Le gain est respectivement de 25 et 35 % pour le CEMTEC<sub>multiscale</sub>® et la matrice de référence dans le domaine de la statique rapide. Pour les gammes de vitesses allant de 50 à 700 GPa/s, on multiplie au maximum par 3.8 le module de rupture du composite fibré multi-échelles.

2. Une homogénéisation mécanique du matériau, la dispersion sur le module de rupture diminuant avec la vitesse de sollicitation pour le composite multi-échelles;
3. Vis-à-vis de l'évolution de la flèche maximale (ou flèche ultime, correspondant au module de rupture) en fonction de la vitesse de sollicitation, on note deux résultats principaux :
  - au sein de ces deux domaines de vitesse de sollicitation, la flèche ultime augmente avec la vitesse de sollicitation.
  - les flèches ultimes sont plus faibles dans le domaine des vitesses de sollicitation comprises entre 50 GPa/s et 700 GPa/s (domaine 2), que dans celui des vitesses de sollicitation comprises entre  $1.25 \times 10^{-4}$  MPa/s et 1.35 GPa/s (domaine 1).
4. Le module de Young des éprouvettes augmente avec la vitesse de sollicitation dans le premier domaine de vitesse. Elle passe de 50.6 MPa pour une vitesse de sollicitation de  $1.25 \times 10^{-4}$  GPa/s, à 56.9 MPa pour une vitesse de sollicitation de 1.35 GPa/s.
5. Pour ce qui concerne le domaine 2, le montage expérimental n'a pas permis d'obtenir des courbes effort-flèche suffisamment "propres" pour rendre possible la détermination de rigidités structurelles.
6. Une augmentation de la ductilité du matériau tant que la vitesse de sollicitation n'introduit pas des forces d'inertie, et une diminution de cette ductilité dans le domaine des vitesses de sollicitation qui introduit des forces d'inertie importantes au sein du matériau.

Il n'a pas été donné, dans cette partie, de tendance chiffrée sur l'évolution des différents paramètres étudiés (MOR, flèche, déformation, limite de domaine pseudo élastique) dans la mesure où ceux-ci sont issus d'essais sur structures. On ne dispose donc pas à ce stade d'information sur la sensibilité intrinsèque du matériau composite en tant que tel. Le passage d'un comportement dynamique de structure à celui du matériau fait l'objet du paragraphe suivant.

### **3.3.4 Détermination des comportements dynamiques en traction uniaxiale par méthode inverse**

De la partie expérimentale se dégagent des tendances qu'il s'agit maintenant d'exprimer dans des repères permettant une comparaison avec les résultats présentés dans la partie 3.2. Partant d'essais dynamiques sur structure, une méthodologie validée dans le chapitre 2 est développée pour établir l'évolution de la loi de traction uniaxiale en fonction de l'augmentation de la vitesse de chargement. Ce passage de la structure au matériau par méthode inverse n'est pas immédiat ; il pose notamment comme problème, la définition d'une loi de comportement matériau à partir d'essais pour lesquels l'état de contrainte et de déformation est fortement hétérogène dans l'espace et dans le temps. Cette démarche n'est appliquée qu'au seul domaine de vitesse relatif à la statique rapide, pour le composite et pour sa matrice de référence.



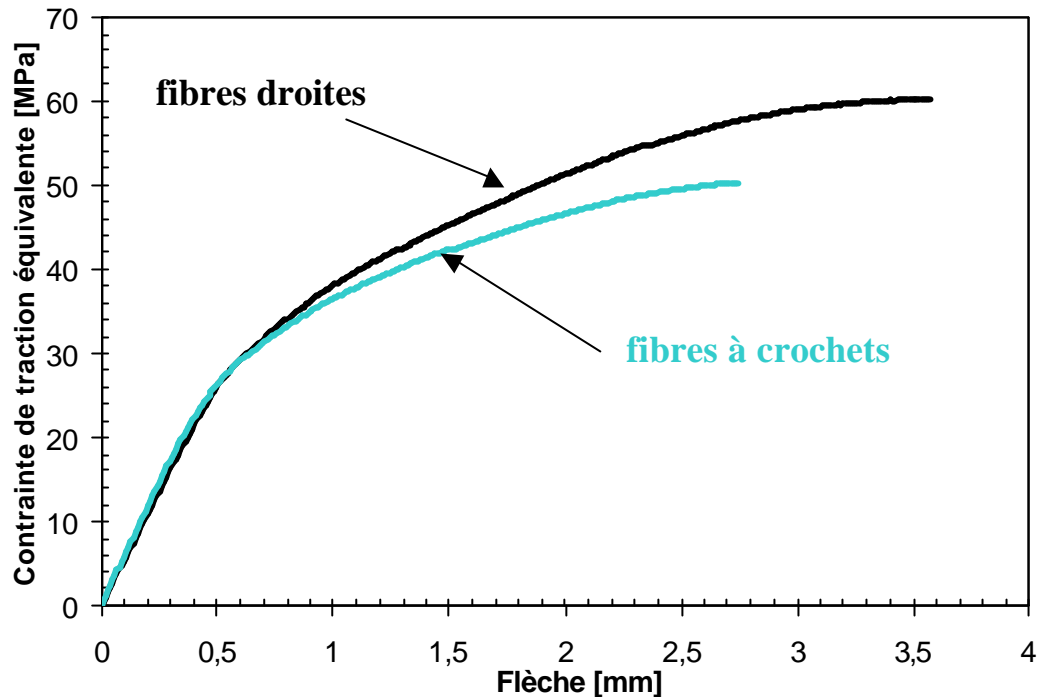


Figure 3.19 - Courbes moyennes *Contraintes de traction équivalente-Flèche* pour les deux formulations de CEMTEC<sub>multiscale</sub><sup>®</sup>

### Définition du modèle mécanique adopté

La démarche suivie est similaire à celle exposée dans le chapitre 2. Elle consiste à simuler le comportement du composite cimentaire fibré multi-échelles par un modèle élasto-plastique à écrouissage positif (module Mécanique Comportement Non Linéaire dans le code aux éléments finis CESAR-LCPC, avec un critère dit de Willam-Warnke, de type Drücker-Prager). Le choix de conserver ce type de modélisation est justifié par l'allure générale des courbes moyennes obtenues pour les trois vitesses de sollicitation (cf. annexe 1-C). On conserve donc l'hypothèse que les déformations permanentes (assimilées à des déformations plastiques) restent homogènes et continues jusqu'au pic d'effort, ce qui n'a pas fait l'objet d'une validation expérimentale.

### Calage des paramètres du modèle

L'utilisation du modèle nécessite la détermination de plusieurs paramètres expérimentaux qui sont ensuite utilisés pour définir d'une part le comportement élastique du matériau et d'autre part l'évolution du domaine plastique durant l'écrouissage.

Comme cela a été dit dans la partie 3.3.1 relative à la composition du matériau, la géométrie de la fibre longue a changé. Le comportement statique moyen en flexion se trouve être à la fois plus résistant (pic de contrainte plus élevé) et plus ductile<sup>19</sup> (flèche au pic d'effort plus importante), ce que montre la Figure 3.19. Cela nécessite donc la définition d'une nouvelle loi de comportement en traction uniaxiale pour le domaine de vitesse correspondant à la vitesse la plus lente.

<sup>19</sup> La ductilité structurelle est définie ici par le rapport : flèche élastique théorique / flèche ultime. La flèche élastique correspond celle obtenue au pic d'effort en considérant le matériau purement élastique.

Les résultats expérimentaux (essais de compression et de flexion) ont permis de déterminer les caractéristiques élastiques du matériau :

- Module de Young	$E$	<b>50.6</b> GPa
- Coefficient de Poisson	$\nu$	<b>0.21</b>
- Résistance en compression	$S_c$	<b>230</b> MPa
- Résistance en bi-compression	$S_{bc}$	<b>265</b> MPa

La résistance en bi-compression est estimée à partir de la résistance en compression, multipliée par 1.15 (cf. partie 2.2.4). Ces valeurs permettent la détermination des paramètres du modèle  $f_c$  et  $\alpha_o$ . Le troisième paramètre  $f_t$  est déterminé dès que l'on fixe la valeur de  $S_t$ , objet de la présente étude. Concernant les paramètres d'écroutissage, il est décidé de conserver  $z_{max} = 1$  et  $z_o = 0.8$ , valeurs déduites à partir des essais de traction uniaxiale. Il n'y a en effet aucune raison pour que les mécanismes physiques à l'origine de l'écroutissage diffèrent par rapport aux essais de traction directe et de flexion du chapitre 2. Le premier signifie que le niveau du palier plastique correspond à la contrainte maximale de traction, et le second que la limite du domaine élastique est atteinte pour 80 % de la contrainte maximale de traction. Enfin, le coefficient de la loi d'écroutissage exponentielle  $\beta$  est pris égal à 1000. Par ailleurs les valeurs du module d'Young sont ajustées pour chaque vitesse en fonction des résultats expérimentaux sur dalles ( $E_{MOYEN} = 51.8$  GPa et  $E_{RAPIDE} = 56.8$  GPa). Nous faisons par contre le choix de ne pas faire évoluer la résistance en compression. Premièrement nous ne disposons pas de résultats expérimentaux. Ensuite la résistance en compression uniaxiale est connue comme étant moins sensible aux effets de vitesse que la résistance en traction uniaxiale. Enfin et surtout, le mécanisme de ruine est exclusivement du ressort de la contrainte de traction. En aucun cas la résistance limite en compression n'est atteinte.

La Figure 3.20 montre les courbes expérimentale et simulée pour la vitesse  $V_L$  en prenant une contrainte maximale de traction  $S_t = 25$  MPa. L'écart au pic de contrainte est de 4.7 MPa, soit 7.5 %. On constate que le modèle sous-estime le caractère écroutissant du matériau. Le domaine élastique est correctement décrit puisque la fin des domaines élastiques vaut respectivement 20.1 et 20.4 MPa pour l'expérience et la simulation. Ceci valide le choix de conserver  $z_o = 0.8$ . Le rapport entre résistance en traction par flexion et résistance en traction directe est donc de 0.4. Cette valeur est à comparer avec celle de 0.6 donnée par Baron concernant des essais de flexion 3 points sur prisme 7 x 7 x 28 cm [Baron 1982]. Sa justification sera abordée lors de la détermination de la résistance en traction directe de la matrice de référence. On vérifie par ailleurs que la courbe simulée reste dans le fuseau des courbes expérimentales.

Par la suite, nous appliquons cette démarche pour les deux autres gammes de vitesses  $V_M$  et  $V_R$ . Une première série de calculs est lancée en supposant que le gain de résistance en traction par flexion se répercute directement sur la valeur de contrainte maximale de traction directe, via le coefficient de forme 0.4 ; les valeurs de  $z_o$  et  $z_{max}$  sont conservées. Les valeurs de  $S_t$  correspondant à  $V_M$  et  $V_R$  sont respectivement de 26 et 31 MPa. Les résultats obtenus présentent les mêmes tendances que pour la Figure 3.20. On note toutefois que l'écart au pic se resserrent pour n'être plus que de 3.1 et 3.9 MPa (4.9 et 3.8 %) pour  $V_M$ , respectivement  $V_R$ .

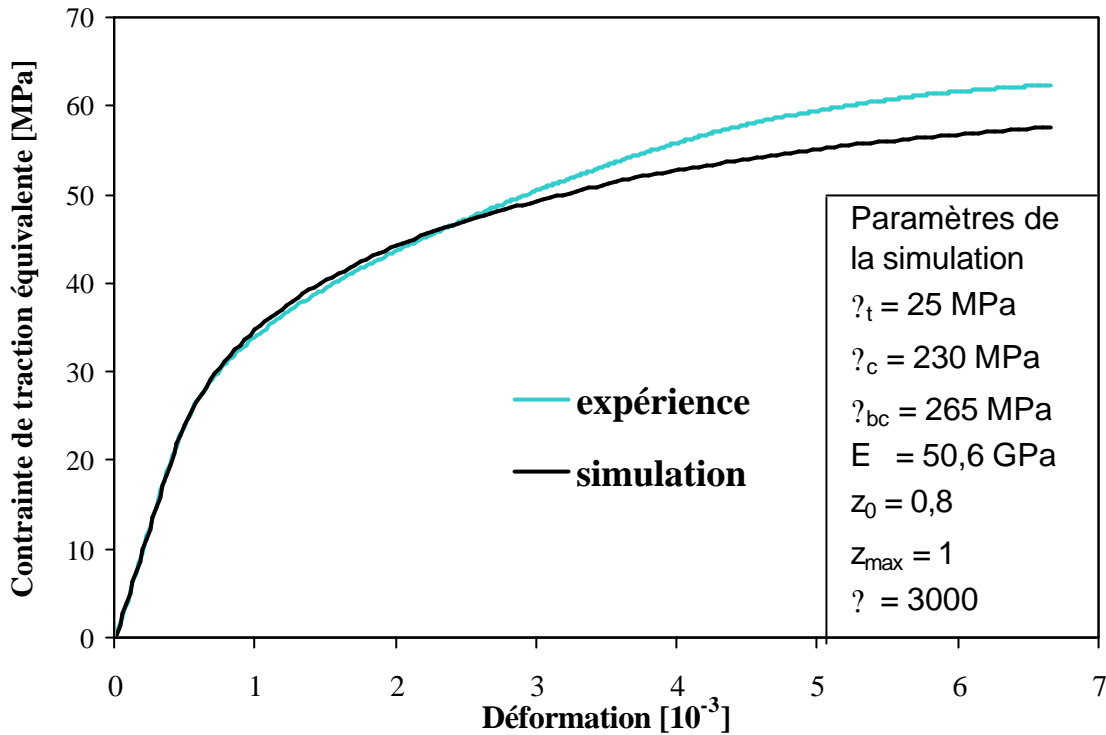


Figure 3.20 - Comparaison simulation/expérience pour les essais de flexion 4 points sur dallettes à vitesse de chargement lente ( $V = 1.25 \times 10^{-4}$  GPa/s)

Ces simulations présentent néanmoins un défaut : elle ne sont pas à même de traduire l'augmentation plus rapide de la résistance dans le domaine pseudo-élastique vis-à-vis de son évolution au pic. En effet, la limite pseudo-élastique passe de 20.1 à 30,5 MPa, alors que la valeur au pic de contrainte passe de 61.5 à 76.7 MPa. Le gain de 14 MPa obtenu au pic de contrainte est donc majoritairement apporté par l'augmentation de 10 MPa de la limite pseudo-élastique ; l'écrouissage n'intervenant plus que pour 4 MPa dans la réponse de la structure (ce qui n'est pas négligeable pour autant). Si l'on représente l'évolution de la limite pseudo-élastique en fonction du logarithme décimal de la vitesse de chargement, on trouve une tendance de 1.2 MPa/u.log.. Cette valeur se trouve être inférieure à la tendance sur le pic (1.5 MPa/u.log), ce qui est contradictoire.

De ce qui vient d'être dit, on conclut que la valeur de  $z_0 = 0.8$  ne peut être conservée d'une vitesse à l'autre. Cela confirme l'écart croissant observé sur la limite pseudo-élastique entre l'expérience et le calcul. Cette limite vaut expérimentalement 23.4 et 30.5 MPa pour  $V_{MOYEN}$  et  $V_{RAPIDE}$  contre 20.9 MPa et 25.7 MPa pour les simulations. Il faut donc opérer une correction sur  $z_0$  pour annuler cet écart. Pour cela on choisit de calculer le rapport *Résistance pseudo-élastique / Résistance ultime*. Ce rapport vaut 0.34, 0.365 et 0.398 pour les trois vitesses soit une variation de 7.35 et 17.1 % entre  $V_L$  et  $V_M$ , respectivement  $V_L$  et  $V_R$ . Les nouvelles valeurs de calcul pour  $z_0$  sont désormais :

- $V_L$        $z_0 = 0.8$
- $V_M$        $z_0 = 0.865$
- $V_R$        $z_0 = 0.937$

Tableau 3.7 - Paramètres matériaux utilisés lors des simulations sur le CEMTEC<sup>multiscale</sup>®

paramètres	$V_{LENT}$ 1.25 x 10 <sup>-4</sup> Gpa/s	$V_{MOYEN}$ 1.25 x 10 <sup>-2</sup> Gpa/s	$V_{RAPIDE}$ 1.35 x 10 <sup>0</sup> Gpa/s
$\sigma_t$ (MPa)	25	26	31
$\sigma_b$ (MPa)	230	230	230
$\sigma_{bc}$ (MPa)	265	265	265
$E$ (Gpa)	50,6	51,8	56,9
$\nu$	0.21	0.21	0.21
$z_o$	0.8	0.865	0.937
$z_{max}$	1	1	1
$\Delta z$	1000	1000	1000

Les nouvelles simulations sont lancées en conservant les valeurs de résistance en traction uniaxiale  $\sigma_t$ , mais en adaptant la valeur de  $z_o$  pour chaque vitesse. Les résultats sont donnés en annexe 1-E. Les valeurs au pic sont logiquement conservées par rapport à la première série de simulations. Une sur-estimation croissante en terme d'effort est constatée à la fin du domaine pseudo-élastique. Mais point important, les limites de domaine pseudo-élastique calculées sont désormais de 20.4, 23.4 et 29.8 MPa (20.1, 23.4 et 30.5 MPa pour l'expérience). Les courbes calculées représentent maintenant correctement le domaine pseudo-élastique et approchent raisonnablement les valeurs au pic. L'évolution du comportement en traction uniaxiale en fonction de la vitesse de sollicitation est présentée dans la Figure 3.21. La Figure 3.22 présente les trois courbes *Contraintes-Déformation* correspondantes aux essais de flexion dynamique sur dalles.

De la Figure 3.21 on constate que le comportement en traction uniaxiale du composite cimentaire multi-échelles se rapproche de celui d'un matériau élasto-plastique parfait. Le domaine pseudo-élastique atteint des valeurs proches du plateau plastique (29.7 pour 31 MPa), réduisant la participation de l'écroutissage dans le gain de résistance. Le plateau semble d'ailleurs être atteint pour des valeurs de déformation plus faibles au fur et à mesure que la vitesse de sollicitation augmente. Par contre le domaine purement plastique croît fortement.

Le Tableau 3.7 rappelle pour chaque vitesse de sollicitation, la valeur prise par les différents paramètres utilisés pour cette étude. Nous disposons maintenant de lois de comportement en traction uniaxiale à partir desquelles il va être possible de quantifier les tendances observées expérimentalement, ce qui fait l'objet du prochain paragraphe.

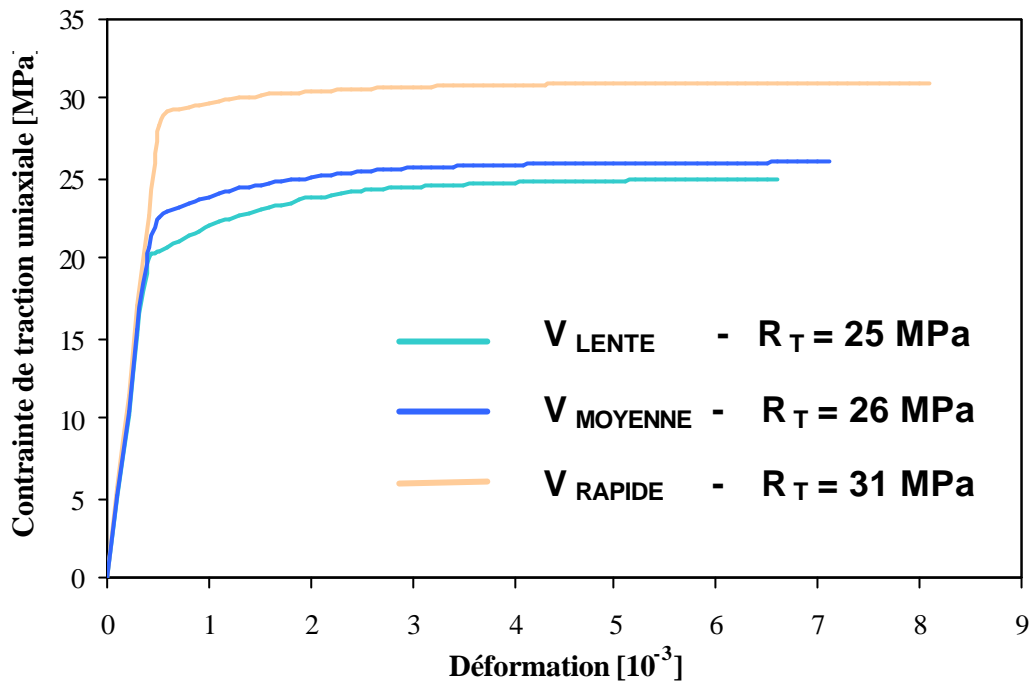


Figure 3.21 - Evolution de la loi de comportement en traction uniaxiale pour trois vitesses de sollicitation (module MCNL)

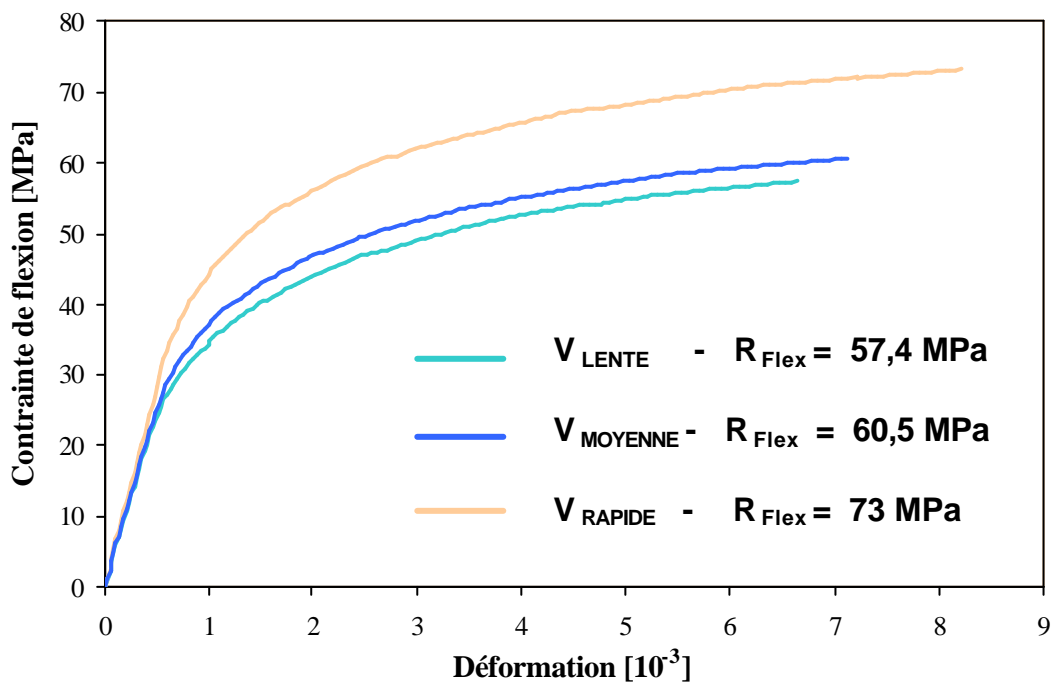


Figure 3.22 - Courbes simulées *Contrainte de traction équivalente-Déformation* pour trois vitesses de chargement.

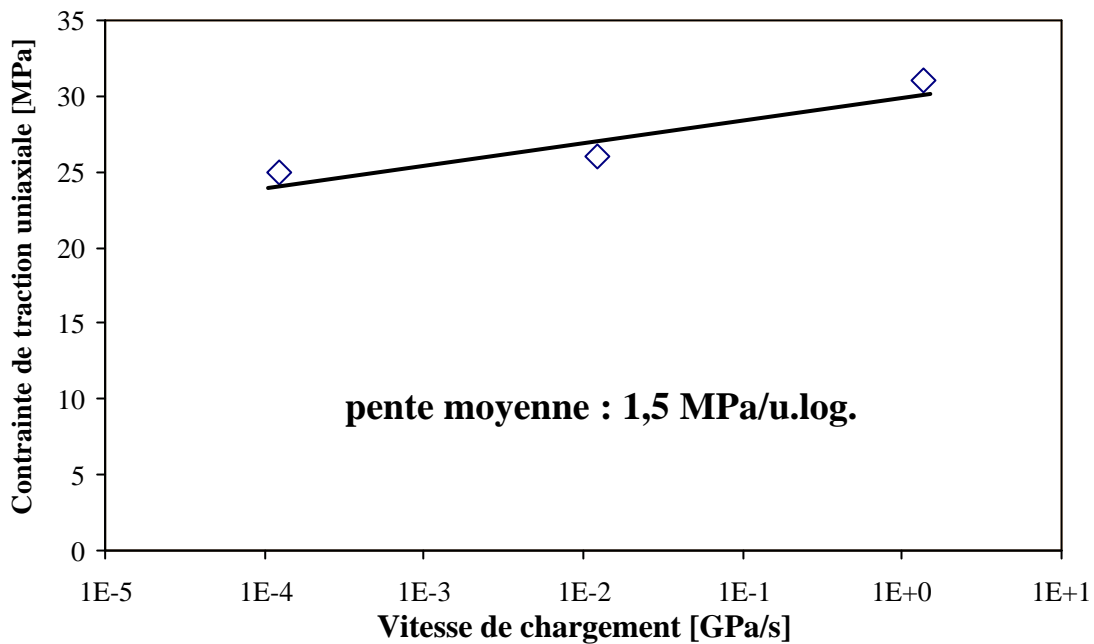


Figure 3.23 - Evolution *Résistance en traction uniaxiale-Vitesse de contrainte* du CEMTEC<sub>multiscale</sub><sup>®</sup> pour les 3 vitesses de statique rapide (domaine 1)

### Détermination quantitative des effets de vitesse

Comme cela a été rappelé dans la partie 3.2.2, les effets de vitesse sont la conséquence de phénomènes visqueux qui prennent place au sein des nanopores de la pâte de ciment. Ceci se traduit par une augmentation sensible de la résistance en traction du matériau et par une augmentation plus faible du module de Young. Nous donnons par la suite l'évolution de ces grandeurs pour le CEMTEC<sub>multiscale</sub><sup>®</sup> et pour sa matrice de référence.

#### Sensibilité du CEMTEC<sub>multiscale</sub><sup>®</sup>

A partir des courbes obtenues par méthode inverse (Figure 3.21 et Figure 3.22) et du Tableau 3.7, il est intéressant de déterminer les expressions analytiques reliant la résistance à la vitesse de sollicitation. Nous nous limitons ici au domaine de la statique rapide. En effet, seul ce domaine correspond à un comportement intrinsèque de matériau [Rossi 1994, 1997]. La Figure 3.23 et la Figure 3.24 présentent l'évolution de la résistance en traction et de la limite pseudo-élastique en fonction du logarithme décimal de la vitesse de sollicitation.

Il s'agit de relations linéaires de pente respectivement égales à : 1.5 MPa/u.log pour l'évolution de la contrainte de traction maximale pour le CEMTEC<sub>multiscale</sub><sup>®</sup> et 2.3 MPa/u.log pour son domaine pseudo élastique. Il faut souligner que ces pentes, qui caractérisent la sensibilité aux effets de vitesse du matériau, sont très supérieures à ce qui est connu dans la littérature pour les autres matériaux cimentaires puisque pour les bétons non fibrés, y compris les bétons à très hautes performances, la pente est égale à 0,7 MPa/u.log [Toutlemonde, 1998], alors que pour les bétons fibrés ultra-performants la pente est prise égale à 0,8 MPa/u.log [AFGC-SETRA, 2002].

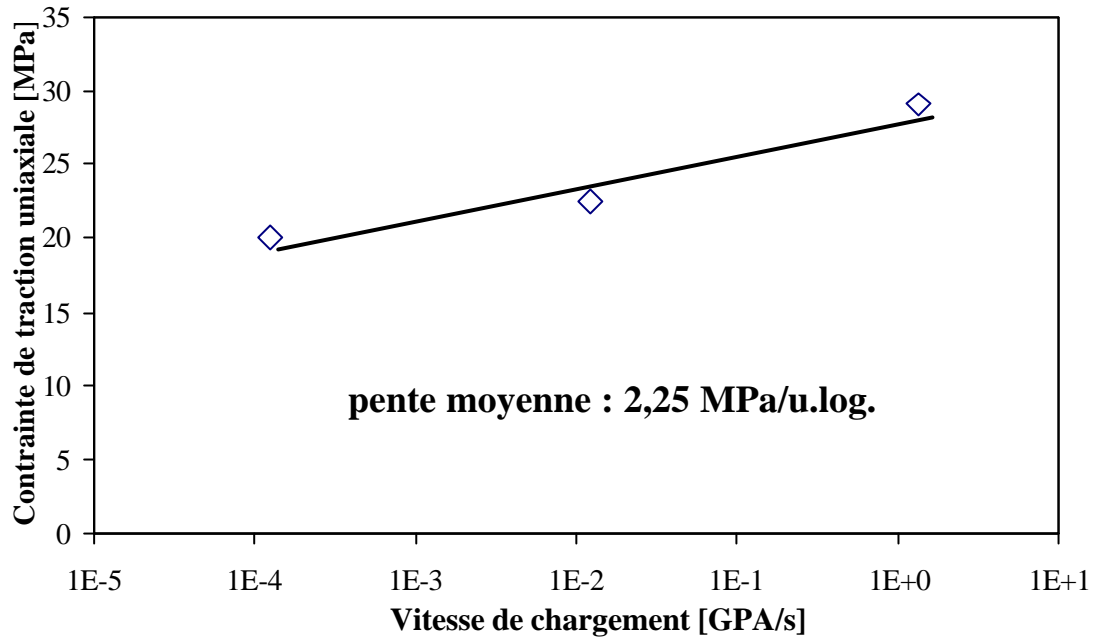


Figure 3.24 - Evolution *Limite pseudo élastique moyenne-Vitesse de contrainte* du CEMTEC<sup>®</sup><sub>multiscale</sub> pour les 3 vitesses de statique rapide (domaine 1)

Sensibilité de la matrice de référence

La même méthodologie est appliquée pour le dépouillement des essais de flexion à la matrice de référence. La Figure 3.25 présente l'évolution de résistance en traction uniaxiale pour la matrice de référence. Le passage entre résistance en traction par flexion et résistance en traction directe est obtenu en multipliant par 0.4 la valeur obtenue par flexion. Ce choix est fortement discutable dans la mesure où la matrice présente un comportement élastique fragile alors que le composite présentait un comportement élasto-plastique. Cela va maintenant être justifié.

Le choix de conserver un coefficient de 0.4 s'explique par le sens physique donné à ce coefficient. Qu'il s'agisse du composite cimentaire étudié ou qu'il s'agisse de sa matrice de référence, le comportement jusqu'au pic d'effort, déterminé lors des essais de traction uniaxiale et de flexion, n'inclut pas une éventuelle localisation de la fissuration. Seuls donc, la géométrie des corps d'épreuve, les conditions limites mécaniques et le comportement intrinsèque du matériau interviennent sur la réponse globale de la dalle. De plus, il a été montré [Tailhan 2003] qu'il n'y a pas d'effet d'échelle sur le composite.

En conséquence on fait l'hypothèse que le passage de l'effort maximum obtenu avec l'essai de traction uniaxial à celui obtenu avec l'essai de flexion se fait au travers d'un coefficient unique pour le composite cimentaire fibré et sa matrice de référence.

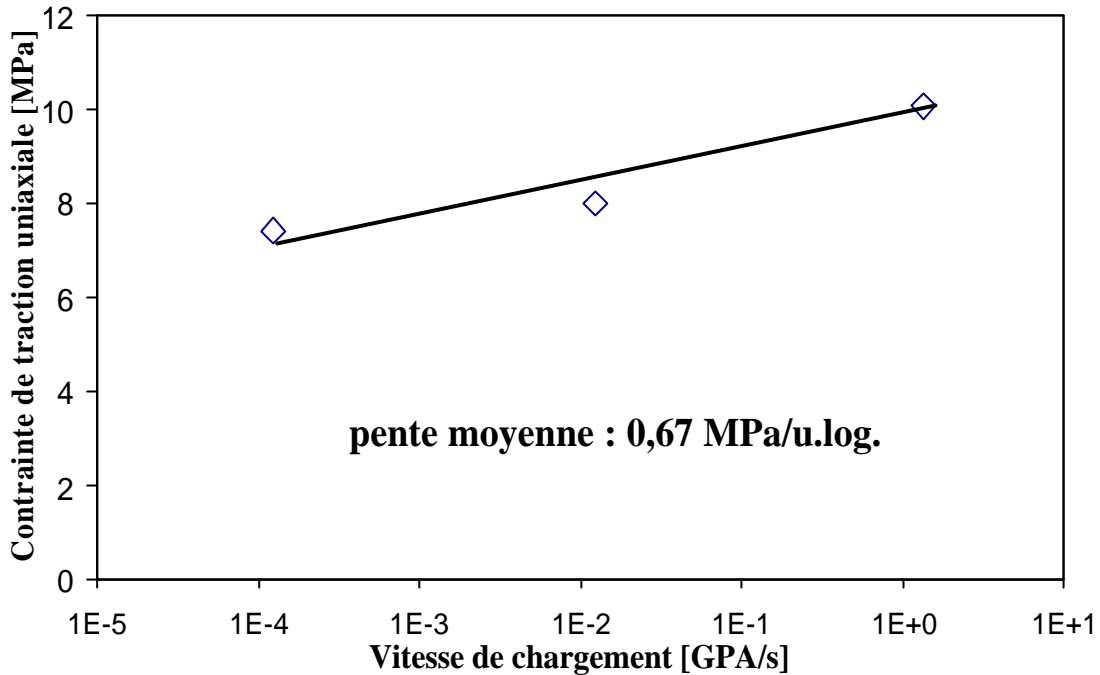


Figure 3.25 - Evolution *Résistance moyenne en traction uniaxiale-Vitesse de contrainte* pour la matrice de référence

La pertinence de l'hypothèse et des explications avancées ne pourra être démontrée que si les résultats expérimentaux les valident. Deux arguments nous semblent décisifs pour accréditer notre choix. Premièrement nous comparons la résistance estimée en traction uniaxiale du CEMTEC<sup>multiscale</sup>® à vitesse de chargement quasi-statique avec celle obtenue lors d'une campagne expérimentale portant sur l'évaluation des propriétés dynamiques du BPR (Béton de Poudres Réactives, développé par l'entreprise Bouygues et aujourd'hui commercialisé sous la marque DUCTAL®). Il s'agissait d'essais de traction directe sur éprouvettes non entaillées (hauteur 100 mm, diamètre 74 mm) prélevées sur des conteneurs à haute intégrité. La composition de la matrice cimentaire du BPR est très proche de celle de notre matériau et on y adjoint 2 % de fibres métalliques. Les résultats présentés sont issus des travaux de Boulay [Boulay 1997], et Toutlemonde [Toutlemonde 1998] et la comparaison pour deux gammes de vitesses est faite au travers du Tableau 3.8.

On constate que les valeurs de résistance en traction uniaxiale obtenues sont du même ordre que celle sur le BPR, matériau qui possède le même type de matrice ultra performante. Un deuxième argument vient valider notre approche. Il s'agit de la tendance relative à l'évolution de la résistance en traction uniaxiale pour cette matrice de référence. On trouve une tendance égale à 0.7 MPa/u.log, valeur identique à celle obtenue par Toutlemonde [Toutlemonde 1995] pour une large gamme de matériaux à matrice cimentaire. Le choix d'utiliser un coefficient de passage (relatif à la géométrie des corps d'épreuve) entre la résistance en traction par flexion et la résistance en traction uniaxiale est validé pour deux comportements mécaniques différents. Sa valeur de 0.4, issue du comportement du composite, est validée par les résultats sur la matrice de référence, résultats cohérents au regard de la "littérature".



Tableau 3.8 - Comparaison des contraintes de ruptures moyennes pour le BPR et la matrice de référence du CEMTEC<sub>multiscale</sub><sup>®</sup>

<i>Matériaux</i>	<i>Vitesse lente</i>	<i>Vitesse rapide</i>
CEMTEC <sub>multiscale</sub> <sup>®</sup>	1,25.10 <sup>-4</sup> GPa/s	1,35 GPa/s
R <sub>TRACTION</sub> (MPa)	7,4	10,1
BPR	0,5.10 <sup>-4</sup> GPa/s	0,5 GPa/s
R <sub>TRACTION</sub> (MPa)	7,7 *	9,4 *

\* Les valeurs données pour le BPR sont des valeurs moyennes ; en effet l'étude expérimentale avait mis en évidence trois comportements différents pour le matériau en fonction du lieu de prélèvement et donc de l'orientation des fibres par rapport à la direction de traction. Dans le cas où les fibres étaient mal orientées, la résistance statique (5.6 MPa) était inférieure à la résistance de la matrice non fibrée. Dans le cas où elles sont très bien orientées, le comportement est faiblement écrouissant (peu de fibres) et les valeurs sont supérieures (11.3 MPa) à la matrice seule.

Cette très grande sensibilité aux effets de vitesse du CEMTEC<sub>multiscale</sub><sup>®</sup> ne peut être liée qu'à la présence des fibres, et plus précisément aux très nombreuses interfaces *fibres-matrice*. En effet, la matrice de référence ne présente qu'un effet de vitesse moyen (0.7 MPa/u.log), et de plus, il est parfaitement reconnu qu'aux vitesses de contrainte générées dans cette étude, l'acier n'est pas sensible aux effets de vitesse.

### Conclusions

Les résultats obtenus lors du dépouillement de l'étude expérimentale relative au comportement mécanique macroscopique du matériau sous sollicitations rapides peuvent être synthétisés ainsi :

1. Dans le domaine de la statique rapide, que nous définirons par une plage de variation du taux de chargement (de contrainte de traction) allant de 1.25 10<sup>-4</sup> à 1.35 GPa/s (Figure 3.18 – domaine 1) la relation entre la résistance en traction uniaxiale du matériau et la vitesse de contrainte peut raisonnablement être prise pour linéaire. La pente de cette relation linéaire est égale à 1.5 MPa/u.log (Figure 3.23). La valeur de cette pente est nettement plus élevée que celle relative aux matériaux cimentaires connus. En effet, pour les bétons dits "courants", bétons à hautes performances compris, cette pente est égale à 0,7 MPa/u.log [Toutlemonde, 1995], alors que pour les bétons fibrés ultra-performants tels que le DUCTAL<sup>®</sup>, elle vaut 0,8 MPa/u.log [Toutlemonde, 1999] et [Rossi, 1997]. Il est également important de préciser que pour la matrice de référence du CEMTEC<sub>multiscale</sub><sup>®</sup>, elle vaut 0.7 MPa/u.log, donc similaire aux autres bétons non fibrés.
2. Dans le domaine de la statique rapide, la relation qui relie la limite pseudo linéaire de la courbe contrainte équivalente de traction-déformation (Figure 3.24) à la vitesse de contrainte est également linéaire. La pente de cette relation est estimée à 2.3 MPa/u.log, donc supérieure à celle définie ci-dessus qui relie module de rupture du matériau à la vitesse de contrainte.

L'analyse des mécanismes physiques à l'origine des effets de vitesse au sein du CEMTEC<sub>multiscale</sub><sup>®</sup> fait l'objet de la prochaine partie.

## **3.4 Analyses des mécanismes physiques à l'origine des effets de vitesse observés**

### **3.4.1 Augmentation du module de rupture**

Les faits expérimentaux rappelés ci-dessus montrent que pour un matériau composite tel que le CEMTEC<sub>multiscale</sub><sup>®</sup>, la sensibilité aux effets de vitesse est le fait de la matrice et du renfort (les fibres métalliques). Il est admis que l'acier est peu sensible aux effets de vitesse dans le domaine des vitesses de déformation évoqué précédemment. Par conséquent, les effets de vitesse dans les composites cimentaires se résument principalement à ceux relatifs à la matrice et aux interfaces entre cette matrice et les fibres. Dans la partie 3.2.2 ont été rappelés les processus de fissuration de la matrice cimentaire en dynamique.

#### **Intervention des fibres sur le processus de fissuration en dynamique**

A partir du processus de fissuration du béton en dynamique, on peut essayer d'analyser la manière dont les fibres métalliques interviennent dans ce processus. Pour que les fibres interviennent différemment en dynamique et en statique dans le processus de fissuration en traction d'un composite cimentaire, il faudrait qu'elles soient à l'origine de l'activation de mécanismes physiques supplémentaires (par rapport au régime quasi-statique) ayant des effets bénéfiques ou négatifs sur ce processus. Or, comme nous l'avons vu en 3.2.3, il n'est pas fait mention de mécanisme physique ayant un effet négatif dans la littérature ; tout au plus les auteurs soulignent la relative insensibilité des matrices cimentaires "classiques" à l'incorporation de faible pourcentage de fibres.

Quant aux effets positifs potentiels, Rossi a proposé deux mécanismes physiques susceptibles d'interagir positivement sur l'évolution de la résistance des matrices fibrées avec la vitesse de sollicitation, à savoir : la diffraction des ondes par les fibres, et un couplage synergique entre la fibre et le béton [Rossi 1998]. L'étude expérimentale menée n'a pas apporté d'éléments nouveaux pouvant valider le premier mécanisme (on notera seulement que son effet devrait être accentué avec l'augmentation du pourcentage de renfort). Par conséquent, seul le deuxième point est considéré dans l'analyse qui suit.

Le couplage synergique entre le béton et les fibres métalliques est intimement lié à leur association, c'est-à-dire au comportement de l'interface fibre-matrice. Les fibres ont pour rôle de s'opposer aux déplacements normaux ou tangentiels des lèvres des micro-fissures ou des macro-fissures créées dans la matrice, et ainsi de transférer les efforts de part et d'autre de ces fissures. Les contraintes induites, selon la forme et les dimensions de la fibre, peuvent être des contraintes de cisaillement à l'interface fibre-matrice, mais également des contraintes de traction et de compression si la fibre possède des ancrages mécaniques tels que des crochets à ses extrémités, des ondulations ou simplement qu'elle n'est pas alignée par rapport à la direction de sollicitation. Lors d'une sollicitation impulsionnelle, la vitesse de déplacement des lèvres des fissures est très grande, et la vitesse de sollicitation (traction uniaxiale ou flexion composée, selon l'orientation des fibres par rapport aux fissures) des fibres l'est également. Les fibres, en transmettant les efforts au béton, y induisent donc des vitesses de déformation élevées. Comme les effets de vitesse sur le comportement mécanique de la fibre elle-même sont négligeables, *les seuls effets de vitesse liés à la présence des fibres métalliques sont les effets locaux de vitesses générés par l'action mécanique de ces fibres sur la matrice.*

Dans le cas d'une fibre qui fonctionne par adhérence, ce qui est le cas du CEMTEC<sup>®</sup><sub>multiscale</sub> étudié ici, la contrainte transmise par la fibre à la matrice qui l'enserme est une contrainte macroscopique de cisaillement. A une échelle plus fine, si l'on tient compte à la fois du retrait endogène de la pâte de ciment gêné par la fibre, et de l'hétérogénéité de la microstructure de la matrice autour de la fibre, cette contrainte macroscopique de cisaillement peut se décomposer localement en contraintes de traction et de compression. Ces contraintes de traction induisent une micro-fissuration (fissuration petite par rapport à la dimension de la fibre) au voisinage de l'interface entre la fibre et la pâte de ciment. Si l'on se réfère à ce qui est dit précédemment concernant les effets de vitesse sur le comportement en traction de la matrice, on en déduit que, *lorsque la fissuration de la matrice au voisinage de la fibre est créée par une sollicitation impulsionnelle, l'adhérence mécanique apparente entre la fibre et la matrice, c'est-à-dire à l'échelle de la fibre, est meilleure que lorsqu'elle est créée par une sollicitation quasi-statique. En conséquence l'effort repris par les fibres en dynamique est supérieur à celui qu'elles reprennent en statique, à condition, bien sûr, qu'elles ne se rompent pas, ce qui est le cas pour le composite cimentaire étudié.*

Au regard du mécanisme exposé ci-dessus, il apparaît évidemment que plus le nombre de fibres sollicitées (plus le nombre d'interfaces) est important, plus l'effet synergique entre la fibre et la matrice l'est également. Cela explique tout d'abord que les effets de vitesse au sein du CEMTEC<sup>®</sup><sub>multiscale</sub> soient supérieurs à ceux relatifs à la matrice de référence, ainsi qu'au sein des bétons mono-fibrés qui comportent nettement moins de fibres (entre 0.5 et 2.5 % classiquement) que le composite cimentaire multi-fibré. De plus ceci explique les effets de vitesse sur le domaine pseudo linéaire du comportement du CEMTEC<sup>®</sup><sub>multiscale</sub>, supérieurs à ceux relatifs au module de rupture. Certes, la quantité de fibres travaillant durant le comportement pseudo linéaire est moins importante que pendant l'écroutissage ; mais le "poids" (en terme de nombre) de ces nouvelles interfaces est comparativement plus faible par rapport au nombre d'interfaces initialement sollicitées. Ceci explique la plus grande sensibilité du composite dans son domaine pseudo linéaire, par rapport au pic d'effort.

Le Tableau 3.9 donne, pour le DUCTAL<sup>®</sup> et le CEMTEC<sup>®</sup><sub>multiscale</sub>, le nombre de fibres par m<sup>3</sup> de composite et la surface spécifique totale. Il ressort que la surface spécifique totale est dix fois supérieure pour le composite multi-échelles par rapport au béton ultra performant mono-fibré. La différence se fait essentiellement sur les micro-fibres. Il est intéressant de noter que le facteur de forme est quasiment le même pour les fibres du BFUP et la macro-fibre du composite (81 contre 83). L'efficacité individuelle du renfort est donc à priori identique. Or du fait de leur dimension respective (13 mm contre 25 mm) et de leur pourcentage (2.5 % contre 2%), leur nombre varie du simple au triple en faveur du DUCTAL<sup>®</sup>. Cette remarque conduit à la conclusion suivante : cette dimension de fibre (la macro-fibre en l'occurrence) ne permet pas seule d'aboutir à un comportement fortement écroutissant du matériau. Car dans le cas contraire, le BFUP devrait être plus sensible aux effets de vitesse que le composite multi-échelles, et présenter des résultats en statique et en dynamique beaucoup moins dispersés. Ce qui est en contradiction avec les résultats présentés en 3.2.2 et 3.2.3. La présence des macro-fibres est néanmoins indispensable dans notre cas pour assurer le fonctionnement optimal du composite (par arrêt des fissures qui ne peuvent plus être pontées par les méso-fibres).

Tableau 3.9 - Comparaison BFUP simple échelle / Composite Cimentaire Fibré Multi-échelles – nombre total de fibres/m<sup>3</sup> et surface spécifique totale.

		DUCTAL <sup>®</sup>	CEMTEC <sub>multiscale</sub> <sup>®</sup>			
			<i>micro</i>	<i>méso</i>	<i>macro</i>	<i>Total</i>
Longueur	( mm )	13	1 *	5	20	
Diamètre	( mm )	0,16	0,04 *	0,15	0,25	
Nombre de fibres	( 10 <sup>6</sup> )	76,5	18 750	679	20,4	19 449
Surface spécifique totale	( m <sup>2</sup> )	500	3000	1600	320	4 920

\* valeur estimée car il s'agit d'un sable métallique avec sa courbe granulométrique

Le rôle de la méso-fibre est par contre primordial : le nombre de fibres intermédiaires est 30 fois supérieur à celui des macro-fibres, et leur surface spécifique intervient pour environ le tiers du total du matériau. En intervenant très tôt dans le processus de fissuration (du fait de leurs faibles dimensions par rapport aux fibres habituellement utilisées), et malgré leur faible facteur de forme (30), elles vont fortement retarder le processus de localisation.

Au final, le processus de fissuration d'un composite cimentaire à renforts multi-échelles conduit à une augmentation continue du nombre de fissures, tel qu'il a été proposé par Parant et Rossi [Parant 2003] et présenté dans la partie 2.4.1. Ce processus se décompose en dynamique de la manière suivante :

Etape 1 : Le développement d'une micro-fissuration intéressant prioritairement les micro-fibres et quelques méso-fibres. A ce stade, l'endommagement est suffisamment diffus pour que la rigidité du matériau soit conservée. C'est durant cette étape que la majorité des interfaces va être sollicitée ; logiquement c'est dans ce domaine que les effets dynamiques s'expriment le plus.

Etape 2 : La propagation de certaines de ces micro-fissures (création de méso-fissures) jusqu'à leur pontage par les méso-fibres. Ce pontage conduisant à une reprise d'effort supplémentaire par le composite, de nouvelles micro-fissures apparaissent au sein de la matrice (à la même échelle que celle relative à l'étape 1 du processus de fissuration). Le nombre d'interfaces augmente mais faiblement en valeur relative.

Etape 3 : La propagation de certaines des méso-fissures (création de macro-fissures) jusqu'à leur pontage par les macro-fibres. Ce pontage conduit à nouveau à une reprise d'effort supplémentaire par le composite. De manière similaire à l'étape 2 du processus de fissuration, on observe alors la création de nouvelles fissures au sein de la matrice (à l'échelle micro puis et méso). Là encore, le nombre d'interfaces augmente, avec une part relative des nouvelles toujours décroissante.

A ce stade il importe de bien préciser l'échelle d'observation des différents mécanismes. Les notions de micro, méso et macro-fissures évoquées ci-dessus sont à mettre en relation avec les trois géométries de fibres utilisées. Ces dimensions de fissures sont dans tous les cas supérieures, de plusieurs ordres de grandeur, à l'échelle d'observation des phénomènes physiques traduisant la viscosité (échelle relative à la porosité des hydrates). La fissuration du composite (taille des fissures pontées par les fibres) n'est donc pas directement responsable des effets de vitesse ; au contraire, nous avons vu dans la partie 3.2 qu'elle avait tendance à les limiter. C'est le pontage efficace de cette fissuration diffuse et limitée en ouverture qui permet d'obtenir un matériau écrouissant ; cette étape est essentielle dans la mesure où elle augmente le nombre de fibres participantes et va ainsi permettre l'activation des phénomènes visqueux supplémentaires dans la matrice enrobant les fibres.

Le processus de fissuration proposé s'apparente à l'effet "boule de neige", et s'arrête avec l'apparition d'une macro-fissure localisée à l'échelle de la structure (apparition d'une instabilité de comportement).

L'explication du processus de fissuration proposé en dynamique est cohérente avec celle donnée en statique. Elle explique convenablement les résultats expérimentaux obtenus, ainsi que les tendances qui en ont été déduites. Par ailleurs, elle souligne l'intérêt du matériau par rapport aux autres bétons de fibres, ultra-performants ou non. En restreignant l'étude du comportement en traction uniaxiale au domaine purement matériau (avant la localisation), et en choisissant de dimensionner les structures dans ce domaine, on profite au maximum des effets de vitesse.

Pour valider définitivement les hypothèses formulées ci-dessus, il faudrait réaliser une campagne expérimentale d'essais dynamique de traction directe sur des éprouvettes contenant la seule micro-fibre. La réponse en traction uniaxiale doit logiquement se rapprocher d'un comportement élastique fragile (très faible écrouissage car pas de renfort multi-échelles), mais les effets de vitesse devraient être très importants, supérieurs à la tendance obtenue sur le composite multi-échelles (1.5 MPa/u.log) et légèrement inférieures à la tendance sur la limite pseudo-élastique (2.3 MPa/u.log), si l'on suppose qu'une faible proportion de méso-fibres était déjà sollicitée dans cette première phase.

### 3.4.2 Homogénéisation mécanique

La dispersion dans le comportement en traction des composites cimentaires est liée non seulement à la présence de défauts locaux dans la matrice cimentaire (micro-fissures initiales par exemple), mais également à l'hétérogénéité de la répartition spatiale des fibres. L'homogénéisation mécanique du composite cimentaire consiste donc à palier ces deux "faiblesses".

Lorsqu'une micro-fissure se crée ou est initialement présente au sein de la matrice, il a été dit précédemment que les phénomènes visqueux conduisent à retarder la propagation de cette micro-fissure (en s'y opposant). Ce mécanisme rend donc possible l'apparition d'autres micro-fissures dans la matrice. Le poids de chaque fissure vis-à-vis du mécanisme de localisation de la fissuration s'en trouve alors diminué et l'homogénéité mécanique de la matrice ainsi accrue. Il a été signalé précédemment que l'effet synergique entre la matrice et la fibre conduit à ce que l'adhérence apparente entre la fibre et la matrice, et que donc l'effort repris par la fibre, augmente avec la vitesse de contrainte locale (c'est-à-dire au

niveau de l'interface). Dans le cas où une fissure se propage préférentiellement dans une zone de densité de fibres plus faible, les fibres rencontrées par cette fissure sont proportionnellement plus sollicitées qu'ailleurs dans le composite ; et les effets de vitesse sur leur adhérence avec la matrice sont alors plus importants. En conséquence, les fibres rencontrées par les fissures, en s'opposant de manière plus efficace à la propagation de ces dernières quand les vitesses de sollicitations augmentent, conduisent à accroître la probabilité de création d'autres fissures et donc à délocaliser la fissuration par rapport à des sollicitations plus lentes. Au final le temps de chargement très court, en empêchant la relaxation des efforts près des premières fissures, conduit à une fissuration qui intéresse l'ensemble de l'échantillon et donc à un processus de localisation retardé.

Le fait que les fibres en moins grand nombre "travaillent" mieux aboutit à une homogénéisation de l'action des fibres, et donc à une homogénéisation mécanique du composite cimentaire. Ce processus ne peut devenir opérant que si l'on dispose d'une densité minimale de fibres à même d'empêcher tout phénomène de localisation immédiate.

### **3.4.3 Evolution de la déformation ultime**

L'augmentation de la déformation ultime avec la vitesse de sollicitation au sein des deux domaines de vitesse (statique rapide et dynamique), s'explique simplement par l'augmentation du nombre de fissures créées du fait des effets de vitesse (voir ci-dessus), augmentation qui se traduit par celle du nombre de fibres concernées par les fissures.

Par contre, le fait que la flèche ultime soit inférieure dans le domaine de la statique rapide à celle relative au domaine dynamique, ne peut s'expliquer que par une augmentation de la rigidité structurelle (c'est-à-dire de l'éprouvette) liée à l'apparition de forces d'inertie (se reporter à l'effet des forces d'inertie sur la matrice).

## 3.5 Modélisation numérique

Dans le chapitre 2 a été mis en évidence le caractère élasto-plastique du matériau pour des vitesses de chargement quasi statique. Puis la campagne expérimentale d'essais de choc a souligné la sensibilité du composite aux effets de vitesse ; une description des phénomènes physiques a ensuite été proposée. Il ressort que même pour le composite cimentaire fibré multi-échelles, les effets de vitesse restent associés au comportement visqueux de la matrice cimentaire (lié à la nano-porosité des hydrates) ; le fort dosage en fibres permettant de générer des effets de vitesse locaux supplémentaires (dans la zone d'enrobage de chaque fibre).

Pour certaines applications structurelles particulières, il peut être intéressant de vouloir tirer avantage des gains de résistance apportés par les effets de vitesse. Dans ce but, on recherche un outil de calcul capable de prendre en compte l'évolution de résistance avec l'augmentation de la vitesse de sollicitation. Compte tenu de ce qui précède, le choix se porte sur un modèle intégrant les caractères visqueux et élasto-plastique du CEMTEC<sup>multiscale</sup><sup>®</sup>. Dans la suite, nous présentons les principales modifications apportées par la prise en compte de la viscosité (équation d'état, loi d'évolution, critère de plasticité, évolution du domaine d'élasticité) dans un modèle élasto-plastique, puis les résultats des simulations effectuées.

### 3.5.1 Présentation du modèle

Le modèle visco-élasto-plastique utilisé fut développé et implanté par Sercombe dans le code de calcul CESAR-LCPC [Sercombe 1998]. Il s'applique au calcul dynamique de structures et ouvrages en béton armé et béton de fibres. Il fut notamment utilisé dans le cadre d'une étude prédictive sur la réponse de nouveaux conteneurs à haute intégrité, suite à l'impact résultant d'une chute libre de 5 à 12 mètres. Dans ce cadre particulier, les paramètres du modèle furent estimés suite à une campagne expérimentale d'essais de traction directe à différentes vitesses de chargement sur un béton de fibres ultra-performant. Le domaine de validité du modèle couvre des vitesses de chargement allant de  $5 \cdot 10^{-5}$  à 100 GPa/s, domaine dans lequel s'inscrivent nos essais en statique rapide.

Ce modèle est formulé dans le cadre de la thermodynamique des milieux continus. Sa principale caractéristique réside dans la définition d'une nouvelle variable d'état  $x$ , qui vise à dissocier les deux phénomènes distincts présents en dynamique que sont la microfissuration du matériau et sa viscosité. Seule la viscosité interne du béton est à l'origine des gains de résistance macroscopiques observés avec la vitesse de chargement ; elle est prise en compte au niveau macroscopique par la variable scalaire  $x$  représentant la déformation moyenne visqueuse d'un volume élémentaire représentatif (V.E.R.) du matériau. Son caractère scalaire traduit l'hypothèse d'isotropie faite sur les forces microscopiques de cohésion au sein des nanopores pour le V.E.R. considéré. Cela a conduit Sercombe à formuler deux écrouissages indépendants pour traduire l'évolution du domaine élastique :

- L'écrouissage plastique (instantané) qui ne se produit que lorsque le point de charge se trouve sur la surface seuil. Il s'agit de l'écrouissage au sens traditionnel du terme, qui est régi par l'évolution des déformations plastiques volumiques  $e^p$  [Ulm 1996].

- L'écroûissage "visqueux" (dépendant donc du temps) qui intervient indépendamment de la position du point de charge, c'est-à-dire aussi bien dans le domaine élastique que dans le domaine plastique. L'évolution de la surface de charge n'est donc pas instantanée.

Les forces de cohésion influencent la micro-fissuration du matériau. Pour tenir compte des déformations macroscopiques observables du squelette avec les effets de vitesse, il est nécessaire d'opérer un couplage entre la variable d'écroûissage  $\dot{x}$  et la variable de déformation moyenne visqueuse  $x$ . Cela implique alors un couplage entre la déformation moyenne visqueuse  $x$  et la force d'écroûissage  $\dot{x}$  régissant l'évolution du domaine élastique. C'est cette variation du domaine de charge indépendamment de la surface seuil qui permet de traduire l'augmentation de résistance en dynamique en fonction de la vitesse de sollicitation.

La loi d'évolution de la déformation moyenne visqueuse  $x$ , est associée à la force thermodynamique  $A$ , représentative des forces de cohésions microscopiques présentes dans les nanopores, au travers de la relation (3.3).

$$\mathbf{h} \dot{x} = A \quad (3.3)$$

Avec  $\eta$  la viscosité associée au phénomène physique à l'origine des effets de vitesse dans le béton ; elle est supposée intrinsèque au matériau et donc constante. L'identification des paramètres visqueux est réalisée en appliquant le modèle au comportement du béton en traction uniaxiale. L'équation d'état s'écrit dans ce cadre précis :

$$\mathbf{s} = E \left( \mathbf{e} - \mathbf{e}^p - \frac{x}{\sqrt{3}} \right) \quad (3.4)$$

Quand à loi d'évolution de la déformation moyenne visqueuse ( $x$ ), elle se résume à :

$$\mathbf{h} \dot{x} = \frac{|\mathbf{s}|}{\sqrt{3}} - \mathbf{k} x \quad (3.5)$$

avec  $\eta$  la rigidité. On néglige ici l'influence de la micro-fissuration sur l'évolution des déformations visqueuses (quasi-linéarité des courbes contrainte-déformation en traction directe jusqu'au pic d'effort). Le domaine d'élasticité en traction est défini par un critère de rupture de Rankine qui s'écrit ainsi :

$$f(\mathbf{s}, V) = \mathbf{s} - \mathbf{s}_t^{dyn} = \mathbf{s} - \mathbf{s}_t^{stat} - V(x, \mathbf{c}) = 0 \quad (3.6)$$

La force d'écroûissage est donc définie comme étant le gain de résistance entre traction statique et traction dynamique :

$$V = \Delta \mathbf{s}_t = \mathbf{s}_t^{dyn} - \mathbf{s}_t^{stat} \quad (3.7)$$

Cette dernière valeur est accessible expérimentalement et varie linéairement en fonction de la vitesse de chargement (supposée constante pour un essai donné). Les équations (3.4) et (3.6) conduisent à la définition d'un modèle visco-élasto-plastique à écroûissage non plastique tel que présenté Figure 3.26. Il reste à définir les paramètres du modèle que sont



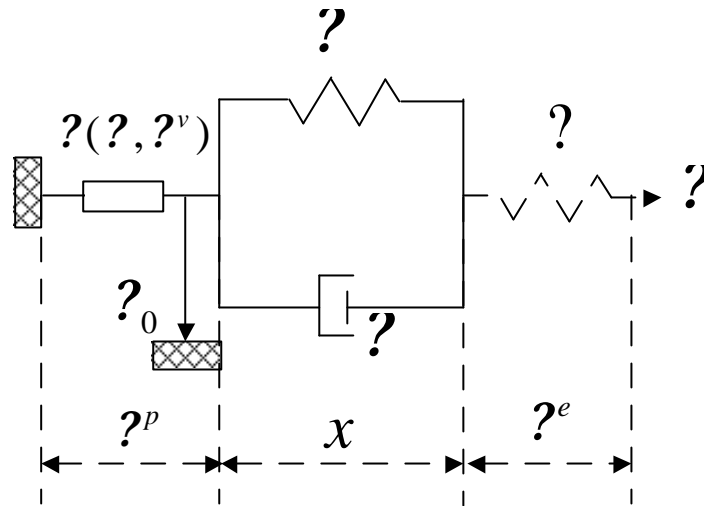


Figure 3.26 - Modèle rhéologique avec écrouissage visqueux, d'après [Sercombe<sup>b</sup> 1998]

la viscosité  $\eta$ , la rigidité  $k$ , et le module d'élasticité  $E$ , ainsi que la relation liant la force d'écrouissage  $F$  à la déformation visqueuse  $x$ . Le module d'élasticité  $E$  est calculé pour une vitesse de chargement limite correspondant à la fin du domaine visqueux (100 GPa/s, au-delà les forces d'inertie deviennent prépondérantes). Dans ce cas, les effets de vitesse induisent des forces de cohésion très importantes, si bien que les déformations visqueuses deviennent négligeables devant les déformations élastiques. Il s'agit donc d'un module dynamique :

$$E = E_{\infty}^{dyn} \quad (3.8)$$

La rigidité  $k$  est calculée dans le cas des très faibles vitesses de chargement ; l'évolution des déformations visqueuses devient alors négligeable ( $\dot{x} = 0$ ) et on obtient la relation :

$$\frac{1}{k} = \frac{1}{E^{stat}} - \frac{1}{E_{lim}^{dyn}} \quad (3.9)$$

Ce paramètre permet de calculer la variation du module élastique avec la vitesse de chargement. Pour l'étude de Sercombe fut établie expérimentalement la loi d'évolution suivante pour le module (0.9 GPa/u.log sur 6 décades) :

$$E = E_{lim}^{dyn} \approx E^{stat} + 5.4 \text{ GPa} \quad (3.10)$$

Dans le cas général d'un essai dynamique, l'évolution des déformations visqueuses est régie par le temps caractéristique  $t_c$  du phénomène visqueux au sein des nanopores.

$$t_c = \frac{h}{k} \quad (3.11)$$

Ce temps fut évalué en supposant que, lors d'un essai quasi statique, le processus visqueux devait être totalement achevé au pic d'effort. Sa valeur fut prise égale à 50 s pour les essais de traction directe menés à la vitesse de  $5.10^{-5}$  GPa/s.

Le dernier point concerne la relation liant la force d'écrouissage  $F$  à l'évolution des déformations visqueuses  $x$ . Or l'identification expérimentale des déformations visco-élastiques est difficile. Toutlemonde [Toutlemonde 1995] ayant montré que le gain de

résistance en traction était indépendant de la formulation du béton, il a défini un coefficient de gain de résistance absolue en traction,  $a = 0.7 \text{ MPa/u.log}$ . Par ailleurs la résistance en traction  $s$  varie avec le temps en fonction de la vitesse de chargement  $\dot{s}$  qui est constante durant l'essai.

$$s = \dot{s} \cdot t \tag{3.12}$$

Dans un premier temps, la relation (3.5) est exprimée en fonction du temps  $t$  et de la vitesse de chargement  $\dot{s}$  constante ; la résolution de l'équation différentielle obtenue, et la substitution du temps  $t$  par le rapport  $s / \dot{s}$  conduit à l'équation suivante :

$$x(s, \dot{s}) = \frac{s}{\sqrt{3}k} \left( 1 - \frac{\dot{s}}{s} t_c \left[ 1 - \exp\left(-\frac{s}{t_c \dot{s}}\right) \right] \right) \tag{3.13}$$

En faisant l'hypothèse qu'au pic d'effort pour un essai sur béton en traction directe, le gain de résistance est égal à la force d'écrouissage visqueuse (la variable d'écrouissage plastique ? est nulle si on néglige la micro-fissuration – hypothèse faite au vu de la quasi-linéarité de la courbe), on peut calculer pour chaque vitesse de chargement, la contrainte de traction dynamique et donc obtenir la déformation visqueuse et la force d'écrouissage correspondante. Ensuite un fittage des valeurs expérimentales a permis d'obtenir la relation suivante entre la force d'écrouissage et la déformation visqueuse en fonction du coefficient de gain absolu de résistance ( $a$ ). Le coefficient de 5.21 résulte du fittage.

$$V(x) = 5.21a \left( \frac{\log(x\sqrt{3})}{\log\left(\frac{s^{stat}}{k}\right)} - 1 \right) \tag{3.14}$$

Il s'agit là de la part d'écrouissage visqueux qui dans le cadre d'un matériau à comportement élasto-plastique vient s'ajouter à la force d'écrouissage plastique ? (?). Le Tableau 3.10 synthétise les paramètres du modèle visco-élasto-plastique.

Tableau 3.10- Paramètres et relations du modèle visco-élasto-plastique, d'après [SERCOMBE 1998]

<b>Module d'élasticité ?</b>	$E^* = E_{\infty}^{dyn} = E_{lim}^{dyn} \approx E^{stat} + 5.4 \text{ GPa}$
<b>Rigidité ?</b>	$\frac{1}{k} = \frac{1}{E^{stat}} - \frac{1}{E_{lim}^{dyn}}$
<b>Viscosité ?</b>	$\frac{h}{k} = 50 \text{ s}$
<b>Ecrouissage visqueux ?</b>	$V(x) = 5.21a \left( \frac{\log(x\sqrt{3})}{\log\left(\frac{s^{stat}}{k}\right)} - 1 \right)$

\* $E^{dyn}$  est établi sur 6 décades de vitesse de déformation

### 3.5.2 Résultats des simulations numériques

L'utilisation du modèle visco-élasto-plastique nécessite la détermination de paramètres supplémentaires par rapport au modèle élasto-plastique utilisé pour simuler les chargements statiques. Il est vérifié en premier lieu que la gamme de vitesses couverte par le modèle était compatible avec les trois vitesses de chargement pour nos essais dynamiques. L'étude s'intéresse donc bien à des gammes de vitesses où les phénomènes visqueux sont prépondérants sur les effets locaux d'inertie. Il s'agit maintenant de voir si le modèle est à même de retranscrire les effets de vitesse observés ; pour cela nous nous intéresserons aux trois grandeurs observables que sont la résistance au pic d'effort, la limite du domaine pseudo-élastique et le module d'élasticité.

Dans une première approche, on doit évaluer l'évolution du module d'élasticité entre sa valeur statique  $E^{stat}$  et sa valeur limite dynamique  $E^{dyn}$ . Dans la partie 3.3.4 a été établi une variation de 1.5 GPa/u.log pour le module de Young. Normalement le module d'élasticité dynamique est estimé pour un taux de chargement de 100 GPa/s. Or la campagne d'essais sur le système block-barre a montré que pour un taux de chargement de 50 GPa/s nous n'étions plus dans notre cas dans le domaine où les effets visqueux sont prépondérants (la relation entre la contrainte de traction par flexion et la vitesse de sollicitation n'est plus linéaire). Nous estimons donc  $E^{dyn}$  pour une vitesse de l'ordre de 10 GPa/s, ce qui donne pour  $E^{dyn}$ , 59 GPa. Le coefficient  $a$  qui traduit le gain de résistance en traction directe est lui pris égal à la valeur déduite de l'expérience soit :  $a = + 1.5 \text{ MPa/u.log}$ .

Une première série de calculs a conduit à des réponses nettement en-dessous de celles fournies par l'expérience ; cet écart étant d'autant plus marqué que la vitesse de sollicitation augmente. Par ailleurs, la fin du domaine pseudo-élastique était trop basse. Enfin le module d'élasticité est demeuré inchangé, traduisant une non prise en compte de la viscosité sur son évolution.

Pour essayer de corriger cette tendance, nous sommes revenus à la définition de la force d'érouissage ? (3.14) qui traduit le gain de résistance entre statique et dynamique. Initialement, c'est la déformation visqueuse  $x$  qui est exprimée en fonction de la force d'érouissage ? et non l'inverse. L'expression mathématique n'ayant pu être inversée, l'expression (3.14) a été calée par Sercombe sur les courbes donnant la force d'érouissage en fonction du logarithme de la déformation visqueuse moyenne  $\log(xv3)/\log(s^{stat}/?)$ . La relation donnant la déformation moyenne visqueuse  $x$  en fonction de la force d'érouissage dépend des paramètres suivants : la force d'érouissage ?, la résistance en traction statique  $S_i^{stat}$ , la rigidité ?, le coefficient  $a$ , la vitesse de contrainte  $\dot{S}$  et le temps caractéristique  $t_c$ . Les quatre premiers paramètres ( $S_i^{stat}$ ,  $\dot{S}$ , ? et  $a$ ) étant des valeurs issues de l'expérience, le seul paramètre pouvant être remis en cause pour les essais est le temps caractéristique  $t_c$ . Celui-ci fut pris égal à 50 s. Or un essai de traction mené à  $5 \cdot 10^{-2} \text{ MPa/s}$  jusqu'à 25 MPa, dure entre 400 et 500 s. Il est donc choisi de corriger l'expression (3.14) en jouant sur la valeur du temps, c'est-à-dire sur la valeur du paramètre 5.21.

La Figure 3.27 présente les courbes données par le modèle visco-élasto-plastique avec une valeur du paramètre égale à 6.94. Dans la Figure 3.28 sont présentées les courbes expérimentale et simulée pour la vitesse  $V_M$ . Les deux autres courbes permettant la comparaison calcul-expérience sont données en annexe 1-F.

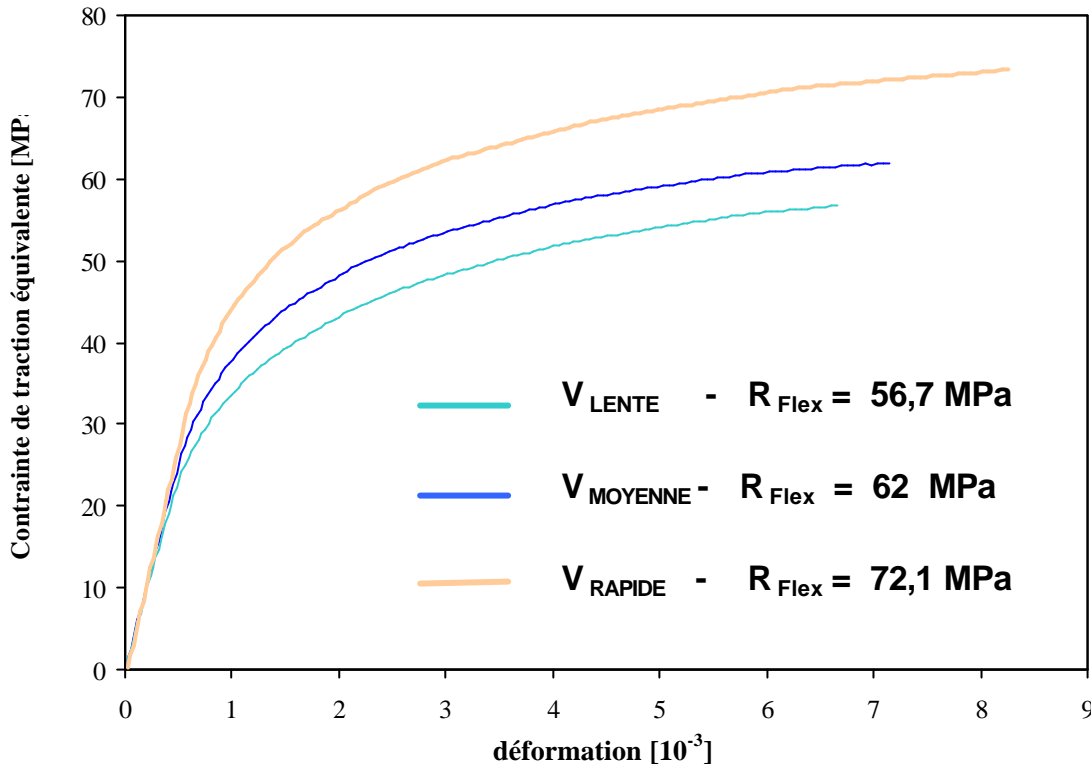


Figure 3.27 - Courbes simulées *Contrainte de traction équivalente-Déformation* pour trois vitesses de chargement

La Figure 3.29 donne l'évolution de la loi de comportement en traction uniaxiale avec la vitesse de sollicitation. Les figures 3.27 à 3.29 montrent que :

- Le comportement sous sollicitations statiques (vitesse lente) est sous-estimé en terme de pic d'effort (MOR = 57 MPa par le calcul contre 62 MPa pour l'expérience, soit 8 %). Pour les deux autres vitesses,  $V_M$  et  $V_R$ , les modules de rupture sont par contre proches de la valeur expérimentale (MOR = 62 et 72.1MPa pour le calcul contre MOR = 64 et 76.7 MPa pour l'expérience).
- L'effort est légèrement sur-estimé au-delà du domaine pseudo-élastique pour les deux vitesses supérieures  $V_M$  et  $V_R$  (Figure 3.28 - même critique que pour les courbes obtenues par l'approche inverse, cf. Figure 3.20 et annexe 1-E).
- La limite du domaine pseudo-élastique est correctement reproduite : on obtient respectivement pour chaque vitesse  $V_L$ ,  $V_M$  et  $V_R$  : 21.2, 24 et 28.9 MPa pour les simulations contre 20.1, 23.4 et 30.5 MPa pour l'expérience. Ces valeurs sont tout à fait acceptables, au regard des moyens déployés dans cette étude rapide et succincte.
- L'évolution du module élastique est nulle ; ce dernier garde une valeur de 50.5 GPa.

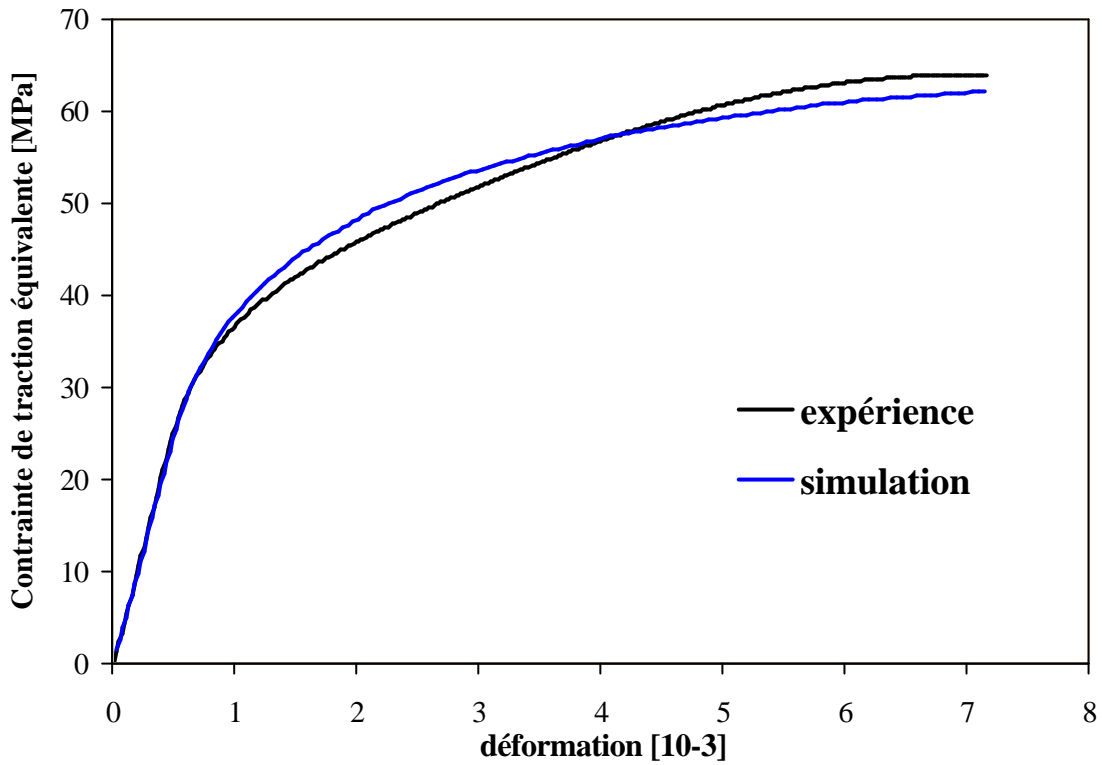


Figure 3.28 - Comparaison calcul/expérience pour les essais de flexion 4 points sur dallettes à vitesse de chargement moyenne ( $V = 1.25 \times 10^{-2}$  GPa/s)

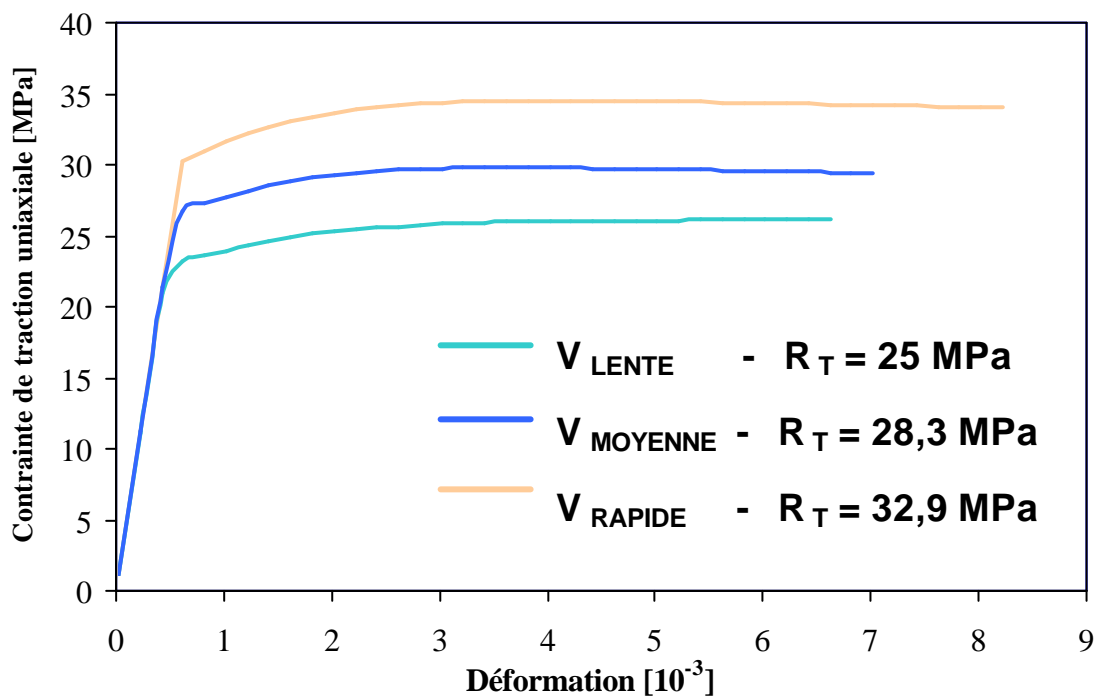


Figure 3.29 - Evolution de la loi de comportement en traction uniaxiale pour trois vitesses de sollicitation (module MCCI)

Les résultats montrent une évolution importante du domaine pseudo-élastique, rejoignant les résultats obtenus à la fois par l'expérience et à partir de l'approche inverse (cf. partie 3.3.4). Par contre l'évolution du comportement en traction uniaxiale ne semble pas tendre aussi rapidement vers un comportement élasto-plastique parfait comme cela fut souligné par l'approche inverse ; il avait été nécessaire de modifier la limite d'élasticité initiale (coefficient  $z_0$ ). Ceci peut provenir de la non prise en compte par le modèle visco-élasto-plastique de l'apport du renfort multi-échelles. Celui-ci démultiplie les effets de vitesse dans la matrice cimentaire.

Mais d'une manière générale, le choix de traduire les effets de vitesse sur le comportement mécanique du composite par une variable "d'écrouissage visqueux" est justifié puisque pour le composite, ces effets de vitesse prennent place eux-aussi au sein de la matrice cimentaire. Pour la gamme de vitesse étudiée, le gain de résistance reproduit est du même ordre de grandeur que celui constaté expérimentalement.

### **3.6 Conclusions**

Dans ce chapitre, il a été montré à partir d'essais de flexion dynamique sur un composite à matrice cimentaire fibré multi-échelles comment un comportement écrouissant en traction permettait d'obtenir une augmentation significative de la contrainte à rupture avec l'augmentation de la vitesse de sollicitation. A partir d'une analyse inverse, une loi de comportement élasto-plastique est calée pour les trois vitesses de sollicitation de statique rapide. L'évolution de cette loi avec la vitesse de chargement montre une sensibilité supérieure du composite par rapport à l'ensemble des bétons de fibres répertoriés. Une étude comparative sur la matrice cimentaire du composite permet de valider la démarche expérimentale. Ces résultats sont principalement attribués au fort dosage en fibres métalliques et particulièrement à la classe inférieure des micro-fibres. L'augmentation considérable du nombre de fibres et d'interfaces apportée par la formulation spécifique du composite permet une mise en traction de l'ensemble de la matrice cimentaire, siège des effets de vitesse, à des niveaux de déformation suffisamment petits pour éviter toute localisation. Une simulation des essais par un modèle élasto-visco-plastique permet de retrouver les tendances observées expérimentalement. Les effets de vitesse sont plus marqués sur le comportement pseudo-élastique que lors de l'écrouissage plastique.

L'étude bibliographique n'a pas permis de mettre en évidence un effet fibre sur le comportement pré-pic des BFM, malgré les très nombreux résultats répertoriés. Compte tenu des faibles dosages utilisés, de la dimension grossière des fibres et de la faible qualité de l'interface fibre-matrice, la contrainte à rupture n'est gouvernée que par les effets de vitesse sur la matrice cimentaire. La tendance est de 0.4 MPa/u.log pour des BFM classiques et de 0.8 MPa/u.log pour un BFUP contre 0.7 MPa/u.log pour les bétons. L'augmentation de l'énergie consommée pour une ouverture de fissure donnée augmente bien avec la vitesse de sollicitation. Cette augmentation est plus faible que sur la valeur au pic d'effort et décroît avec l'ouverture de fissure considérée, quelque soit la fibre considérée. Elle est de 0.5 MPa/u.log pour un BFUP pour une ouverture de 1 mm (fibre droite de 12 mm, diamètre 0.15). Ce résultat s'explique par l'insensibilité du phénomène de friction aux effets de vitesse.

La campagne expérimentale sur CEMTEC<sub>multiscale</sub><sup>®</sup> a consisté en essais de flexion 4 points sur dalles menés dans une gamme de vitesses de contrainte allant de  $1.25 \cdot 10^{-4}$  à 700 GPa/s. Pour les trois gammes de vitesses de statique rapide ( $1.25 \cdot 10^{-4}$  à 1.35 GPa/s), des essais sur la matrice cimentaire ont été réalisés en parallèle. Par méthode inverse, on accède pour les trois vitesses à la contrainte ultime, la limite du domaine pseudo-élastique et le module de Young. Les principaux résultats sont :

- Une augmentation de la contrainte ultime de 0.7 MPa/u.log pour la matrice cimentaire (fc 250 MPa). Cela permet de confirmer l'importance de la nanoporosité sur les paramètres de formulation.
- Une augmentation de la contrainte ultime du composite cimentaire fibré multi-échelles de 1.5 MPa/u.log. Cette valeur est bien supérieure à l'ensemble des bétons, fibrés ou non, testés à ce jour.
- Une augmentation de la limite pseudo-élastique du composite cimentaire fibré multi-échelles de 2.3 MPa/u.log. Les effets de vitesse sont donc plus importants quand la micro-fissuration reste limitée.
- Une augmentation du module de Young pour le composite de 1.5 GPa/u.log.

Pour les essais dynamiques, dont la vitesse varie de 50 à 700 GPa/s, on obtient jusqu'à un quadruplement du module de rupture entre statique et dynamique rapide. La tendance pour ce deuxième domaine de vitesses est de +3.8 MPa/u.log.

Une analyse des mécanismes d'endommagement du composite cimentaire multi-échelles sous sollicitations impulsives a été proposée. La conclusion principale tirée de cette analyse est que l'adhérence apparente  *fibre-matrice* , qui augmente avec la vitesse de sollicitation, génère une augmentation du module de rupture du CEMTEC<sub>multiscale</sub><sup>®</sup>, augmentation beaucoup plus importante que pour tous les matériaux cimentaires existants du fait de son important dosage en fibres (rendu possible par le caractère multi-échelles du CEMTEC<sub>multiscale</sub><sup>®</sup>). Les micro-fibres interviennent très tôt dans le processus de fissuration. Sous sollicitations impulsives, elles permettent d'une part de retarder ce processus, et d'autre part de solliciter localement une proportion plus importante de la matrice cimentaire environnante. L'effet fibre est donc indirect en ce sens qu'il démultiplie les effets de vitesse sur la matrice cimentaire. C'est l'effet micro-renfort absent des BFM et BFUP qui n'incorporent que des macro-fibres pour des dosages n'excédant pas 2%. L'effet multi-échelles intervient quand à lui suivant le même processus qu'en statique ; c'est-à-dire en permettant à un nombre toujours plus important de micro-fibres de travailler. L'augmentation de résistance ultime est donc toujours liée aux effets de vitesse sur la matrice cimentaire, effets amplifiés par la nature du renfort (micro-fibres et multi-échelles).

L'autre conclusion intéressante de cette analyse concerne l'homogénéisation mécanique du composite avec la vitesse de sollicitation. Il est proposé que cette homogénéisation soit la conséquence de la délocalisation des fissures dans le processus de fissuration, délocalisation induite par les effets visqueux générés au sein de la matrice et au niveau des

interfaces *fibres-matrice* ; le temps très court de sollicitation empêchant tout phénomène de localisation. Cela conduit à une participation plus importante de l'ensemble du matériau sollicité. Ce point est particulièrement intéressant dans l'optique d'un dimensionnement à partir de valeurs caractéristiques.

Dernier point, le calcul de structures réalisées avec le composite étudié peut déjà se faire à partir de modèles continus. Il n'est donc pas nécessaire dans un premier temps de développer d'outils spécifiques. Les modèles robustes et éprouvés tels que les modèles élasto-plastique, pour le comportement sous sollicitations statiques, et visco-élasto-plastique, pour les sollicitations dynamiques, devraient apporter les informations élémentaires à l'ingénieur.





# Chapitre 4

## Comportement sous sollicitations de fatigue

### 4.1 Introduction

L'objet du présent chapitre est l'étude du comportement sous sollicitation de fatigue des composites cimentaires fibrés multi-échelles, et plus particulièrement du CEMTEC<sup>multiscale</sup><sup>®</sup>. Une définition du phénomène de fatigue est donnée dans [SETRA 1996] que nous reprenons ici :

*"On entend par phénomène de fatigue, la dégradation progressive d'une structure soumise à des sollicitations fluctuantes ou répétées, qui se traduit par l'apparition et le développement de fissures, endommageant ces structures et pouvant les amener à la ruine par rupture brutale"*

Bien que formulée pour des assemblages métalliques, nous verrons par la suite que cette définition s'applique parfaitement au composite cimentaire fibré étudié. Avec un volume de fibres de 11 %, et trois dimensions de fibres, il est à priori difficile d'extrapoler les résultats présentés dans la littérature. Mais les principaux facteurs ayant une influence sur la durée de vie à la fatigue devraient raisonnablement être le nombre de cycles à rupture et le niveau de chargement. Une différence importante existe cependant entre les essais de fatigue sur métaux et sur BFM : dans le premier cas on caractérise le comportement d'un matériau alors que dans le second on s'intéresse à la fatigue d'une interface, discontinuité physique entre deux matériaux distincts. Ainsi pour les aciers on définit expérimentalement des courbes de résistance à la fatigue dite "courbes de Wöhler" ou courbes  $s-N$ , qui représentent l'évolution du nombre de cycles à rupture en fonction de l'étendue de contrainte dans un diagramme log-log. Ces courbes sont directement utilisables par les ingénieurs lors de dimensionnement d'ouvrage dont la durée de vie minimale est imposée dans le cahier des charges (100 ans pour un pont). Pour les ouvrages en béton, le poids propre des ouvrages dispense généralement de vérification relative au comportement en fatigue. Sinon, la démarche est similaire mais la tendance veut que l'on présente les résultats dans des diagrammes normés ( $F_{\max}$  fatigue/ $F_{\max}$  statique) en fonction du nombre de cycles à rupture ou de leur logarithme décimal. Au niveau maintenant des bétons de fibres, il faut reconnaître que cette présentation des résultats permet surtout de classer telle formulation par rapport à telle autre, sans véritablement insister sur les origines physiques des phénomènes observés. L'étude du comportement à la fatigue des céramiques fibrées est bien plus avancée dans ce domaine.

On remarquera qu'il n'est pas fait mention des phénomènes de fatigue, ni de leur prise en compte éventuelle au travers d'un coefficient partiel de sécurité dans le document technique relatif aux Bétons Fibrés Ultra-Performants [AFGC-SETRA 2003]. Ce constat tient en partie au manque de résultats expérimentaux dans ce domaine. Point étonnant dans la mesure où l'on souhaite s'affranchir au maximum des renforts passifs. Il existe donc un déficit de connaissance sur ce point précis mais vital.

Il est utile de souligner par ailleurs que les applications industrielles projetées, pour le composite étudié, sont majoritairement des éléments minces préfabriqués "2D" de structures tels que des planchers ou des coques sans autre renfort que les fibres métalliques. Il est donc primordial, si l'on considère ces applications, de qualifier et de quantifier le comportement en fatigue du matériau. Les principaux résultats expérimentaux et l'analyse développée dans ce chapitre sont repris dans [Parant<sup>a,b,c</sup> 2003]. La finalité de cette campagne expérimentale est donc triple :

- Premièrement, apporter des données expérimentales relatives au comportement en fatigue des matériaux à comportement écrouissant en traction uniaxiale.
- Deuxièmement, mettre en évidence un éventuel effet de synergie entre fibres et valider le concept de renfort multi-échelle vis-à-vis de sollicitation de fatigue. Apporte-t-il un gain en terme de limite d'endurance ?
- Troisièmement, étudier l'influence d'un fort dosage en fibres sur le comportement en fatigue de matériaux à matrice cimentaire.

Pour ce faire, nous nous appuyons sur une campagne expérimentale d'essais de fatigue en flexion alternée asymétrique. Ces essais sont réalisés sur des dalles représentatives d'un élément constitutif de tablier de pont mixte. Une instrumentation conséquente est mise en place pour chaque essai. La structure du chapitre se décompose comme suit.

Dans une première partie, nous faisons un état des lieux rapide sur les connaissances acquises lors des essais de fatigues sur béton de fibres métalliques. Après une définition des différents types de sollicitations couramment utilisés lors des campagnes expérimentales (traction, compression, flexion alternée ou ondulée), nous listons les paramètres susceptibles de modifier le comportement en fatigue des BFM. Puis nous présentons la démarche générale de dépouillement et d'analyse des résultats d'une campagne de fatigue. Enfin nous passons en revue les principaux modèles développés pour prédire la durée de vie d'éléments de structure soumis à des sollicitations cycliques, ainsi que les modèles micro-mécaniques décrivant l'évolution de l'interface  *fibre-matrice*  et des déformations résiduelles.

Dans une deuxième partie est présentée la démarche expérimentale adoptée et les principaux résultats obtenus sur le CEMTEC<sup>®</sup><sub>multiscale</sub>. Le faible nombre de spécimens testés est compensé par une démarche originale qui s'appuie sur la mesure de paramètres expérimentaux intrinsèques à chaque essai. Une corrélation forte est mise en évidence entre l'endommagement initial (1<sup>er</sup> chargement statique avant fatigue) et la durée de vie en fatigue. Une identification des seuils et valeurs remarquables du comportement du CEMTEC<sup>®</sup><sub>multiscale</sub> est possible. Une reconstruction de la courbe de limite d'endurance est proposée à partir de la courbe caractéristique de comportement en flexion statique et de la relation  *déformation initiale-nombre de cycles à rupture* .

La troisième partie propose une analyse des mécanismes micro-mécaniques régissant le comportement en fatigue du composite. L'influence du renfort multi-échelle est discutée et son rôle sur le comportement post-fatigue analysé.

## **4.2 Etude bibliographique du comportement des BFM sous sollicitations cycliques**

Pour les ouvrages en béton, et contrairement à ce qui existe pour la construction métallique et mixte, les chargements cycliques ne sont pas pris en compte explicitement dans les règles de dimensionnement du type de l'Eurocode 2. Les structures sont dimensionnées de telle sorte qu'elles ne subissent pas d'endommagement par fatigue. Pourtant un certain nombre de structures réalisées à partir d'éléments minces en béton de fibres sont régulièrement soumises à des chargements cycliques. On peut citer certaines structures off-shores, des réservoirs, des coques minces des pistes d'aéroport et des planchers industriels.

La caractérisation statique des BFM ne présente plus de difficulté et des règles de calcul aux états limites ont été développées [AFREM-BFM 1995] qui tiennent compte explicitement de la fissuration du béton. Il est désormais possible de calculer puis de construire des structures pour lesquelles la résistance à la fissuration de la matrice est dépassée. Cet état de fait pose un problème : comment évoluent ces structures fissurées pendant leur durée de vie ? L'un des points à vérifier concerne l'évolution de la fissuration sous sollicitation de fatigue.

Ainsi les BFM ont fait l'objet de nombreuses campagnes expérimentales depuis une trentaine d'années [Batson 1972, Shing 2003] et l'on peut affirmer qu'à peu près tous les types de fibres ont fait l'objet d'études plus ou moins approfondies. Puis les chercheurs ont mesuré l'importance de quantifier leurs résultats, en recourant à des procédures de dépouillement uniformisées. Maintenant, l'effort de recherche porte sur la modélisation du comportement en fatigue des BFM. Nous revenons sur ces différents points dans les parties qui suivent.

### **4.2.1 Principaux résultats relatifs à la fatigue des BFM**

Dans cette partie, il n'est pas fait de différence entre bétons de fibres métalliques et bétons fibrés ultra-performants. Ce choix se justifie à partir des trois constats suivants : les études de fatigue sur des matériaux fibrés ultra-performants sont peu nombreuses, elles sont similaires dans leurs démarches avec celles relatives au BFM et les résultats prouvent que les mécanismes en présence sont identiques. Dans tous les cas le pourcentage volumique de renfort ne dépasse pas 3% ; des valeurs de 0.5 à 1% reviennent le plus souvent.

#### **Les différents types d'essais**

Les trois catégories d'essais mécaniques utilisés pour caractériser les BFM sous sollicitations cycliques sont les essais de compression, de traction uniaxiale et de flexion, cette dernière catégorie se scindant en deux suivant que l'on s'intéresse à de la fatigue oligocyclique (séisme) ou à de la fatigue élastique (sous chargement de service).

#### *Essais de compression*

La résistance en compression est le paramètre le plus couramment employé pour caractériser un béton. Cela n'est plus suffisant dans le cas de BFM, le comportement post-fissuration étant l'information recherchée. Néanmoins, quelques auteurs ont étudié ce type de sollicitation.

On rapporte ici les principaux résultats issus des travaux de Otter, Hsu et plus récemment Cachim [Otter 1986, Su 1988, Cachim 2002]. Otter sollicite des cylindres 100 mm x 200 mm entre 10 et 90% de la résistance moyenne en compression, Hsu des prismes 150 mm x 150 x 38 mm en compression bi-axiale pour différents rapports  $s_1/s_2$ . Et Cachim teste deux formulations à 0.57% de fibres à crochets (30 et 60 mm de long) sur des cylindres 150 mm x 300 mm pour des niveaux de chargement variant entre 10 et 60 à 90 % de  $s_c$ . Ces derniers résultats sont difficilement comparables dans la mesure où la première série est testée après 2 mois de cure alors que la deuxième l'est après 1.5 an. Les conclusions apportées par ces études sont néanmoins concordantes :

- Il est difficile de définir une limite d'endurance en compression cyclique, même avec l'adjonction de 2 % de fibre à crochets et même sous sollicitation bi-axiale.
- Le niveau de déformation à la rupture en fatigue est fortement lié à celui obtenu sous chargement monotone statique. La ruine en fatigue intervient quand les déformations au niveau de chargement maximal rejoignent la courbe enveloppe du chargement statique. Ce concept s'applique au BFM comme il s'appliquait déjà au béton "blanc".
- Le nombre d'éprouvettes par niveau de charge doit être au moins de 5 pour pouvoir prédire la durée de vie à 20% près en terme de nombre de cycles, pour une probabilité de 0.9.

En fait ces essais sont en partie faussés par la nature des corps d'épreuve. Tout d'abord les éprouvettes sont moulées et non carottées dans des massifs, si bien que l'orientation des fibres peut être parallèle à la sollicitation ; les fissures qui apparaissent lors de la localisation des déformations (vers 85% de la limite de rupture) sont principalement orientées suivant la direction de sollicitation et localisées à l'interface matrice-granulat, si bien que les fibres peuvent difficilement les ponter. Ceci explique pourquoi les fibres interviennent peu dans le mécanisme de ruine en compression. De plus les fibres longues sont autant de défauts qui peuvent influencer le cheminement de la fissuration, en statique comme en fatigue. Enfin, les faibles dosages utilisés ne permettent pas d'accroître la résistance statique en compression ; leur influence n'est sensible qu'au-delà du pic d'effort. L'influence des fibres est donc minime en compression cyclique, tendance similaire à celle observée sous chargement monotone. Au final l'essai se rapproche d'un essai de fatigue sur béton blanc, ce qui explique les similitudes de comportement.

### Essais de traction

Les essais de traction uniaxiale sont certainement la meilleure voie expérimentale lorsqu'on souhaite étudier le comportement à la fissuration d'un BFM. Mais ils sont coûteux en temps et difficiles de mise en œuvre ; cela est encore plus vrai lorsqu'on souhaite faire des cycles de charge-décharge, qui plus est proches du pic d'effort. Aussi les données expérimentales sont-elles rares. Aucun exemple d'application structurelle n'a été recensé pour laquelle un critère de limite en fatigue sous sollicitation de traction fut demandé ! On cite ici deux études récemment publiées [Cangiano 2000, Zhang 2001]. Zhang procède à des essais de traction directe de fréquence 3.5 Hz sur prisme pré-entaillé contenant 1 % de

fibres métalliques droites ( $L_f$  25 mm,  $\varnothing_f$  0.4 mm, prisme 60 x 55 x 50 mm, entaille 9 mm sur deux faces opposées). Ses essais sont conduits à ouverture de fissure imposée (50 à 500 microns) afin de calibrer un modèle prédictif pour l'évolution de la contrainte de pontage avec le nombre de cycles. Il montre qu'après une chute rapide de la contrainte de pontage, une évolution plus lente et stable s'établit lorsque les fibres sont intégralement déchaussées. Les essais de Cangiano sont réalisés sur éprouvette cylindrique pré-entallée contenant 0.38 à 1.15% de fibres à crochets ( $L_f$  30 mm,  $\varnothing_f$  0.5 mm, cylindre 80 x 210 mm, entaille triangulaire 4 mm). La résistance du béton varie de 42 à 116 MPa en compression. La fréquence de chargement oscille entre 0.5 et 1 Hz. L'amplitude de chargement est gardée constante (50 % de la  $s_{t,moyen}$ ), seul le niveau effort maximal atteint  $f_{max}$  varie. Un premier chargement monotone à 95 % de  $s_{t,moyen}$  est réalisé. La conclusion de ces campagnes expérimentales est que la ruine se produit lorsque la courbe enveloppe des déformations, en l'occurrence l'ouverture de fissure, atteint celle des essais statiques. Ce résultat est similaire à celui obtenu en compression, sur bétons fibrés ou "blanc".

#### *Flexion alternée, ondulée, asymétrique*

L'essai de flexion reste la référence en matière d'endommagement par fatigue. Deux raisons peuvent l'expliquer : d'une part sa relative simplicité de mise en œuvre, d'autre part la possibilité de tester des éléments de structure (plaque, poutre) dans des conditions proches de leur fonctionnement en service. On distingue deux types de sollicitations, alternée ou ondulée.

La première catégorie d'essais concerne essentiellement la fatigue oligocyclique ; on teste soit des corps d'épreuves type poutre [Balaguru 2000, Daniel 2001], soit des structures ou éléments de structure en vraie grandeur [Del Toro 1988, Katzensteiner 1992] ou à échelle réduite. Le dosage en fibres ne dépasse pas 1.5 %. L'amplitude de contrainte est importante ce qui implique un nombre de cycles à rupture faible. Ce type de sollicitation est utilisé majoritairement pour simuler le comportement sous sollicitations sismiques. Dans tous les cas les fibres viennent en complément ou en substitution d'une partie du ferrailage d'effort tranchant. D'autres essais plus récents sur des matrices HP avec des dosages de 2% de fibres courtes [Fischer 2003] donnent des résultats encourageants. On signale cependant que l'influence des fibres est différente suivant que l'on s'intéresse à un nœud de rive ou bien à un nœud intérieur (effet des fibres faible). Mais le constat est identique, à savoir que l'éclatement rapide du béton d'enrobage habituellement constaté dès les deux ou trois premiers cycles n'a plus cours. Le confinement des armatures reste effectif et leur fonctionnement par ancrage mécanique en partie assuré. Il ressort que la longueur des fibres doit être suffisamment importante par rapport à l'ouverture des fissures pour conserver une action dans le domaine post-fissuration. Ce point est important puisque les déplacements subis par la structure lors d'un séisme conduisent à de grandes ouvertures de fissure.

L'essai le plus utilisé reste malgré tout l'essai de flexion ondulée, plus représentatif du comportement d'une dalle de pont mixte, d'une piste d'aéroport ou d'une structure marine, même si une inversion des contraintes peut se produire en condition de service (flexion répétée asymétrique). Un nombre considérable d'essais est rapporté dans la littérature et il est difficile de conclure quant à l'effet bénéfique des fibres sur le comportement à la fatigue du béton tant le nombre de paramètres est grand. Parmi ceux-ci on peut citer les dimensions des corps d'épreuves, la qualité de l'interface fibre-matrice (lié à la compacité de la matrice), la géométrie des fibres, leur état de surface, leur dimension, leur pourcentage volumique, la taille des granulats, la fréquence de chargement, le type de

signal, le taux de chargement, l'amplitude de contrainte, etc. Autant de nouveaux facteurs qui ont complexifié la compréhension des mécanismes. Deux synthèses [Ramakrishnan 1995, Lee 2003] tentent d'apporter des éléments de réponses. La première présente les résultats obtenus au cours de 5 thèses sur plus de 300 poutres de BFM en flexion. Les dosages sont faibles (0.5 et 1%), le type de fibre comprenant des fibres à crochet, ondulées et droites. La fréquence de sollicitation est de 20 Hz. Pour chaque formulation, un module de rupture moyen est défini à partir de 3 essais statiques. Chaque taux de chargement comprend au minimum trois essais ( $f_{\min}$  10% et  $f_{\max}$  55-95% du M.O.R.<sub>moyen</sub>). Les poutres sont initialement vierges ; celles qui atteignent deux millions de cycles sont rechargées à rupture lors d'un essai statique. Certaines poutres présentent après 2 millions de cycles des fissures d'environ 300  $\mu\text{m}$  d'ouverture. Les principales conclusions dégagées par les auteurs sont :

- La résistance à la fatigue (nombre de cycles à rupture) augmente avec la teneur en fibres.
- La limite d'endurance, définie comme la contrainte de fatigue qui permet d'atteindre 2 millions de cycles ( $s_{\text{fatigue}}/\text{M.O.R.}_{\text{moyen}}$ ), augmente avec le dosage en fibre pour les fibres à crochets. Pour les trois autres géométries, la tendance inverse est obtenue.
- Les poutres ayant atteint 2 millions de cycles présentent une résistance finale supérieure au M.O.R.<sub>moyen</sub>.

La principale critique que nous ferons concerne le niveau de chargement des poutres. On constate que dans tous les cas, excepté pour les fibres à crochet, le niveau de chargement en fatigue des poutres en BFM qui atteignent 2 millions, est inférieur au M.O.R.<sub>moyen</sub> du béton sans fibre. Pour ces poutres l'étude se résume à la fatigue de la matrice. L'augmentation du nombre de fibres correspond à une augmentation du nombre de défauts, ce qui est effectivement préjudiciable pour le comportement du béton. Ceci explique certainement la tendance obtenue pour les trois géométries de fibre (ondulée, droite et polypropylène). De plus, le M.O.R.<sub>moyen</sub> de chaque formulation est établi à partir de 3 essais statiques, ce qui est insuffisant. Ainsi pour les BFM dosés à 1% de fibres à crochets, le M.O.R.<sub>moyen</sub> est de 9.82 MPa alors que des valeurs de 14 MPa sont obtenues après deux millions de cycles. Un gain de plus de 50% de résistance après fatigue devrait faire réfléchir l'auteur sur l'origine physique du phénomène!

L'étude menée par Lee à partir des résultats de la littérature conduit aux remarques suivantes :

- Il faut aller au-delà de 1 million de cycles de flexion pour pouvoir définir une limite d'endurance pour les BFM.
- Le dosage volumique apparaît comme le facteur principal dans la résistance à la fatigue des BFM.
- Le facteur de forme ( $L_f/\varnothing_f$ ) et le type de fibre sont des paramètres secondaires dans la tenue à la fatigue.

Ces conclusions sont à tempérer : les dosages volumiques recensés sont limités à 1%, ce qui ne garantit pas que les poutres puissent reprendre un effort après fissuration supérieur au M.O.R. Et que penser de la résistance à la fatigue de BFM dosé à 6 % de fibres droites, longueur 5 mm, facteur de forme égal à 35 dans une matrice dont les granulats font 5 mm ? Ce type de béton n'a jamais été utilisé pour des essais de flexion et pour cause, sa ductilité est très faible. Dans le cas de fibre à crochet, le facteur de forme est effectivement moins

important comme le montre l'étude de Naaman [Naaman 1998] (facteur de forme de 60 et 100) puisque la stabilisation de l'ouverture de fissure intervient essentiellement lors de la sollicitation du crochet. La longueur de la fibre importe donc moins ; elle influencera surtout la cinétique d'évolution.

Un autre point concerne la fréquence de sollicitation. Bien que Neville [Neville 1995] rapporte que celle-ci n'a pas d'influence sur le comportement en flexion et compression à la fatigue du béton, des valeurs de 20 Hz semblent élevées pour des corps d'épreuves fissurés, des effets visqueux ou d'inertie pouvant se superposer au phénomène de fatigue. Butler rapporte que la réduction d'un facteur 100 de la vitesse de montée en charge (donc de la fréquence) conduit à une réduction par 10 de la durée de vie en fatigue de poutre en flexion 3 points. Généralement l'amplitude de la flèche limite "naturellement" la fréquence de chargement vers 5Hz (débit maximum de la servovalve).

Enfin on remarque que peu d'études ont suivi une approche réglementaire ; celle du projet national BEFIM [BEFIM 2002] s'est intéressée à la définition d'une limite d'endurance basée sur un critère de fissuration, imposé par les codes de calcul [AFREM-BFM 1995]. Il s'agissait de suivre le comportement à la fatigue de poutres en BFM initialement pré-endommagées (ouverture de fissure maximale réglementaire de 300  $\mu\text{m}$  et relevé de l'effort  $F_{300 \mu\text{m}}$ ). Les essais de flexion 3 points sur poutres 150 mm x 200 mm x 700 mm avec entaille de 10 mm sont menés à quatre taux de chargement (40, 50, 60 et 80 % de  $F_{300 \mu\text{m}}$ ) à la fréquence de 5 Hz. Le dosage en fibre est de 65  $\text{kg}/\text{m}^3$  ( $L_f/\varnothing_f = 52.5, 54$  et 80, fibres à crochets ou têtes d'ancrage). L'intérêt de cette démarche est de tenir compte explicitement de la résistance de l'éprouvette testée et non d'un M.O.R.<sub>moyen</sub> souvent mal défini. Les résultats montrent qu'il faut descendre en dessous de 50% de  $F_{300 \mu\text{m}}$  pour prévenir une ruine par fatigue. On est très loin des valeurs de 70% voire 95 % citées par Ramakrishnan sur des éprouvettes vierges [Ramakrishnan 1995].

### **Influence du renfort**

Afin d'améliorer la compréhension des mécanismes conduisant à la ruine par fatigue des BFM, les recherches ont tenté d'isoler les facteurs influents (pourcentage de fibre, résistance du béton, type de sollicitation, taux de contrainte, etc.). Seuls paramètres relatifs au renfort sont considérés ici.

#### *Nature de l'acier utilisé*

Afin d'obtenir un matériau ductile et résistant en fatigue, il est nécessaire de s'assurer que les fibres ne cassent pas. Il convient donc de choisir un acier de limite élastique suffisamment élevée pour éviter la ruine par fatigue des fibres. Les premières générations de fibres métalliques possédaient des résistances de 1100 MPa ; maintenant le tréfilage de fil de  $\varnothing_f$  0.15 mm permet d'atteindre des limites à rupture comprise entre 2200 et 2800 MPa. La rupture de fibres est observée par Ramakrishnan pour de faibles teneurs en fibres à crochets (1%).

#### *Pourcentage volumique du renfort*

Le deuxième facteur est le pourcentage volumique de fibre  $V_f$ . Des résultats contradictoires sont relatés, comme le montre les deux synthèses évoquées ci-dessus. Signalons qu'il est difficile d'apprécier l'influence de ce paramètre. En effet les BFM testés comportent rarement plus de 2% de fibre et les auteurs prennent comme référence la résistance à la fatigue du béton "blanc". L'introduction minimale de fibres suffit à faire évoluer



sensiblement la résistance à la fatigue exprimée en nombre de cycles à rupture. Mais ensuite il faudrait disposer d'une série d'essais sur le même BFM, avec des pourcentages volumiques variant par exemple de 0.5 à 5%, en prenant soin de reformuler pour chaque teneur en fibres la composition du béton afin que l'introduction des fibres ne perturbe pas la qualité de l'empilement granulaire. En effet de forts pourcentages conduisent à des pertes de résistance si la matrice n'est pas optimisée en conséquence. Mais ce critère reste un paramètre macroscopique qui ne renvoie pas à l'arrangement spatial des fibres au droit des fissures, point que nous abordons par la suite. Un effet bénéfique des forts pourcentages en fibre concerne le nombre de fissures créées. Dans le cas de matériau écrouissant, la fissuration est diffuse et multiple ce qui revient à diminuer les points de concentration de contrainte. A même effort imposé, l'énergie apportée pour propager chaque fissure est réduite.

### Orientation et distribution locale des fibres

Dans une étude de fatigue en flexion 4 points d'éprouvette de BPR fibré [Mouquet 2000], un comptage du nombre de fibres et de leur orientation par rapport à l'axe de l'éprouvette permet le calcul d'un coefficient local d'orientation des fibres. Effectué à intervalle régulier sur la zone de moment constant, ce travail montre que la fissure critique correspond à un facteur d'orientation plus faible que dans le reste de l'éprouvette. Ce résultat est identique pour les essais statiques et prouve qu'en fatigue, la ruine survient dans une zone faiblement pourvue en fibre ou alors mal orientée par rapport à la sollicitation. Un constat similaire mais non quantifié fut fait par [Ramakrishnan 1992] pour des essais de fatigue avec fibres à crochets.

### Géométrie des fibres

La géométrie du renfort est aujourd'hui considérée comme un paramètre déterminant dans le comportement à la fatigue. Son influence sous chargement monotone n'est plus à démontrer. Mais la géométrie englobe elle-même plusieurs facteurs : pour des fibres droites, le paramètre d'étude est plutôt le facteur de forme et la longueur de scellement, alors que pour des fibres déformées, c'est surtout l'ancrage mécanique qui prime. Les essais sont désormais presque exclusivement réalisés à partir de fibre fonctionnant par ancrage mécanique, souvent des fibres à crochets. Malheureusement, il n'a été regardé si effectivement l'ouverture des fissures de fatigue pour des éprouvettes n'évoluant plus en terme d'ouverture de fissure pouvait être reliée à l'activation du crochet eu égard à la longueur de la fibre. En fait les matrices cimentaires des BFM sont de qualité relativement moyennes (B35 à B50), ce qui se traduit par de faibles qualités interfaciales. L'orientation préférentielle des cristaux de portlandite dans la zone de transition interfaciale ([Bentur 1991] similaire à l'interface pâte-granulat) conduit à une structuration de la pâte moins dense au voisinage de la fibre [Wei 1986]. De plus les bétons ne sont pas optimisés en fonction du pourcentage volumique de renfort. Au final il est donc probable que pour les fibres à crochets, le seul phénomène dissipatif soit la plastification du crochet, l'adhérence n'intervenant que très peu. Cela donne effectivement un avantage à cette catégorie de fibre, avantage qui doit être relativisé. Pour les autres géométries cela explique l'importance des paramètres longueur de scellent et facteur de forme. On remarquera ainsi l'utilisation de fibres droites et courtes ( $L_f$  16 mm) pour le B.P.R. fibré, couplées à une matrice extrêmement compacte.

### Qualité de l'interface fibre-matrice – Contrainte d'adhérence et de frottement

Le comportement des BFM est intrinsèquement lié à l'interface fibre-matrice, dans la mesure où une fois la fissuration de la matrice initiée, le transfert des efforts s'opère vers

les fibres, via l'interface. La problématique est donc : qu'advient-il des propriétés de cette interface lors de cycles répétés de charge-décharge ? La liaison fibre-matrice est soit adhérente soit frottante, cette dernière étant moins forte que la première et diminuant avec le nombre de cycles. Cependant des essais de pull-out avec des matrices très compactes montrent une diminution négligeable de la contrainte de frottement avec la longueur de glissement [Hansen 1995] ; le passage à une sollicitation de fatigue n'est pas pour autant immédiat. On peut donc rechercher de hautes valeurs de contrainte d'adhérence. En fait l'utilité du renfort ne sert que si l'on travaille avec des sections fissurées, ce qui suppose donc que la décohérence des fibres soit amorcée. Une meilleure contrainte d'adhérence ne fera qu'augmenter la résistance du composite, mais pas sa durée de vie en fatigue.

Pour les céramiques fibrées ou pour des BFM avec fibres synthétiques, une détérioration des fibres peut se produire lors du frottement répété de la fibre dans sa gaine de matrice. Au mieux les débris arrachés à la fibre permettent d'obtenir un comportement durcissant de la contrainte moyenne de frottement ; au pire cela conduit à la rupture de la fibre. Pour les céramiques fibrées on recherche donc une interphase (troisième corps) qui permette d'éviter ces phénomènes (enrobage des fibres par une couche de carbone, "lubrification" de l'interface...). Dans le cas de fibres métalliques, la détérioration de la fibre avec le nombre de cycles est faible et la "contrainte de frottement" modélisée comme étant adoucissante. Avec l'augmentation de la longueur de décohérence, le facteur d'intensité de contrainte en mode I diminue et la vitesse d'ouverture de fissure ralentit.

En fait la notion de contrainte de "frottement" est une représentation macroscopique de phénomènes de micromécanique. Le frottement peut par exemple fortement augmenter lorsque les fibres glissent et fléchissent simultanément. La définition d'un coefficient de frottement est elle-même la moyenne des effets du retrait thermique et chimique de la matrice, de la rugosité des surfaces des corps en présence et du coefficient de Poisson de la fibre. Pour mieux comprendre le poids des différents facteurs, des études de tribologie [Rouby 2002] sont nécessaires mais n'ont pas été menées pour les BFM.

## **4.2.2 Principe de dépouillement des essais de fatigue**

Les résultats de campagne d'essais de fatigue montrent tous une grande dispersion, inhérente au phénomène de fatigue et à la mauvaise définition du taux de chargement dans le cas des BFM (anisotropie du renfort). Des représentations graphiques empiriques, type courbe de "Wöhler" ou diagramme de "Goodman" sont couramment employées pour présenter la résistance à la fatigue des BFM. La démarche consiste à choisir des paramètres d'observation fiables pour caractériser les phénomènes, puis à faire un traitement statique des données et enfin à définir une limite d'endurance pour l'aspect réglementaire.

### **Différents paramètres caractérisant le phénomène de fatigue**

L'étude bibliographique montre qu'il est difficile d'obtenir une relation fiable reliant la contrainte de traction par flexion à la durée de vie en fatigue. Ce problème tient surtout au fait que la résistance moyenne statique est très mal définie et le nombre d'essais par niveau de chargement est insuffisant. En conclusion, un traitement statistique des données est souvent impossible. On s'intéresse alors à des critères moins globaux et plus reliés au comportement mécanique du matériau. Ainsi l'endommagement progressif du matériau sous sollicitation cyclique est quantifié par mesure du module dynamique, de l'aire des boucles d'hystérésis (*Damping coefficient*) ou de la flèche à mi-portée. Pour les céramiques

des mesures d'émission acoustique sont préférées au module dynamique car plus précises [Kostopoulos 1999], ce qui est aussi retrouvé par [Naaman 1998]. Certaines études considèrent l'évolution de l'ouverture de fissure comme paramètre d'étude ; dans ce cas les essais de fatigue sont menés en flexion trois points sur corps d'épreuves pré-entaillés. L'objectif est alors souvent de calibrer un modèle basé sur une approche mécanique de la rupture qui prenne en compte l'évolution de la force de pontage. Celle-ci est exprimée en fonction de l'ouverture de fissure maximale et de l'amplitude cumulée d'ouverture de fissure. Ce dernier terme est alors repris pour d'écrire la loi d'évolution du coefficient de frottement fibre-matrice avec le nombre de cycles. L'ouverture de fissure peut aussi servir, non plus de paramètre d'étude dont on souhaite quantifier l'évolution, mais de condition initiale imposée. L'approche est alors réglementaire, les essais étant menés à un certain pourcentage de la force ayant provoquée la fissuration initiale [BEFIM 2002].

### Limite d'endurance

Le dépouillement d'une campagne expérimentale de fatigue doit normalement permettre de définir une loi prédictive du comportement en fatigue pour le matériau testé. Pour les matériaux métalliques, on présente classiquement l'ensemble des résultats dans un repère bi-logarithmique *étendu de contrainte-nombre de cycles* ( $\sigma$ -N), sous la forme de "courbe de Wöhler". Celle-ci sert ensuite à l'ingénieur pour le dimensionnement des ouvrages, dont le critère imposé est une durée de vie minimale sous condition de service. Cette démarche est globalement reprise pour les essais de fatigue sur bétons de fibre ; mais il est plus usuel de présenter les résultats en fonction du rapport *Contrainte de flexion de fatigue/M.O.R.<sub>moyen</sub>* et non de l'amplitude de contrainte  $\sigma$  en ordonnée. La définition de la référence, le M.O.R.<sub>moyen</sub> est donc cruciale : soit on raisonne à partir de la résistance statique du béton "blanc", mais l'intérêt est discutable, soit à partir de celle du BFM. Dans ce cas, il faut un nombre suffisant d'essais pour définir une référence statistiquement représentative, puisque l'ensemble du dépouillement en dépend ; ce point est trop souvent négligé dans les études (3 essais en général) et explique en partie la dispersion obtenue.

Mais la première question reste l'existence d'une telle limite pour les BFM. Les travaux de Hsu [Yin 1995] sur la résistance à la fatigue en compression de BFM montrent un diagramme bilinéaire sur une plage de 1000 à 2 millions de cycles, mais pas de plateau indiquant une stabilisation de l'endommagement. Malgré tout, les essais de flexion semblent indiquer l'existence d'une telle limite. Le nombre de cycles ne fait par contre pas l'unanimité : des essais à 1 million de cycles sont rapportés [Mouquet 2000, Granju 2002] mais plus souvent une valeur de 2 millions est prise comme référence [Ramakrishnan 1989]. Pourtant des ruptures à 2.8 millions de cycles sont obtenues dans [Naaman 1998]. Aussi certains proposent une valeur de 5 millions de cycles, valeur prise par ailleurs comme *limite de fatigue à amplitude constante* pour les aciers en France [SETRA 1996]. Comme la fréquence de sollicitation est faible, on est alors confronté à des durées d'essais et d'immobilisation de matériel très importantes.

Dans tous les cas, le traitement statistique des résultats nécessite une lourde campagne expérimentale en terme de nombre d'essais. Pour le béton non fibré, on exprime le niveau de chargement  $S$  ( $S = f_{\max}/f_{\text{statique}}$ ) en fonction du logarithme du nombre de cycles (4.1), en tenant compte éventuellement de l'effet de la contrainte de fatigue minimale  $f_{\min}$  (4.2) par l'intermédiaire du rapport  $R$  ( $R = f_{\min}/f_{\max}$ ). Mais une loi en puissance (4.3) semble mieux décrire la distribution. Les coefficients  $a$ ,  $b$ ,  $C1$  et  $C2$  sont des constantes expérimentales.

$$S = a - b \log(N) \tag{4.1}$$

$$S = 1 - b(1 - R)\log(N) \quad \text{pour } 0 \leq R \leq 1 \quad (4.2)$$

$$S = C_1(N)^{-C_2} \quad (4.3)$$

Afin de pouvoir décrire l'influence de l'amplitude de contrainte R sur la tenue à la fatigue de poutres chargées au même niveau de chargement S, on utilise la notion de durée de vie équivalente (4.4) ; l'équation (4.3) devient (4.5).

$$EN = (N)^{1-R} \quad (4.4)$$

$$S = C_3(EN)^{-C_4} \quad (4.5)$$

Shing part d'une étude portant sur 67 poutres soumises à de la fatigue (S varie de 0.9 à 0.6 et R de 0.1 à 0.3) dont le M.O.R est déterminé à partir de 54 essais statiques [Singh 2003]. Il montre que le concept de durée de vie équivalente est applicable au BFM, et que la distribution statique des durées de vie équivalente  $L_R$  suit la distribution de la loi de Weibull à deux paramètres ( $C_3$  et  $C_4$ ), cela pour un degré de probabilité de survie donné.

$$\ln \left[ \ln \left( \frac{1}{Lr(n)} \right) \right] = a \ln(n) - a \ln(u) \quad (4.6)$$

- u : durée de vie caractéristique pour le niveau de chargement S considéré
- a : valeur de la variable aléatoire
- n : pente de la droite pour le niveau de chargement S

Les valeurs de n, u et a sont obtenues par deux méthodes différentes et concordent : une méthode graphique et une méthode des moments.

### **4.2.3 Modélisation du comportement cyclique des BFM**

Cette partie présente les principales voies de modélisation du comportement à la fatigue des BFM. L'objectif de notre travail n'étant pas l'écriture d'un modèle, nous nous contenterons de donner les références utiles. Une synthèse est disponible dans [Ramakrishnan 1995]. La modélisation du comportement à la fatigue des BFM emprunte deux approches : l'une par l'intermédiaire de modèles continus, l'autre suivant une approche micromécanique couplée avec la mécanique de la rupture.

#### **Approche par modèles continus**

Bien que les cycles de charge-décharge conduisent à une fissuration visible et que le caractère continu de la matière ne soit plus conservé, les approches continues sont pratiques car "rapidement" implantables dans un code de calcul aux éléments finis. Les deux grandes familles utilisées sont :

- Les modèles d'endommagement qui permettent de reproduire la perte de rigidité due à la multi-fissuration et la propagation des fissures.
- Les modèles de plasticité qui permettent de simuler les déformations irréversibles dues à la dégradation des interfaces fibre-matrice.

Un modèle d'endommagement pour le béton appliqué au cas des BFM et modifié pour tenir compte du nombre de cycles a été développé par [La Borderie 1995]. L'endommagement est traduit par trois paramètres scalaires pour tenir compte de l'anisotropie de comportement du matériau. Le modèle permet de reproduire la recouvrance de la rigidité lors des refermetures de fissure. Un modèle non-linéaire d'endommagement cumulé a été développé par Oh [Oh 1991] pour tenir compte du niveau de chargement  $S$  et de la variation de l'amplitude de chargement  $R$  au cours de l'essai. L'évolution de l'endommagement pour un niveau de chargement n'est plus proportionnelle au rapport *Nombre de cycles appliqué-Nombre de cycles conduisant à la ruine pour ce niveau de chargement* (théorie de Palmgren-Miner) car cela conduisait à des coefficients d'endommagement  $D$  supérieurs à l'unité.

La deuxième voie empruntée est relative aux modèles de plasticité. On ne cite ici que les travaux de Cachim qui détourne un modèle visco-plastique pour l'appliquer aux BFM [Cachim 2002]. La dépendance en fonction du temps, qui traduit le caractère visqueux, est remplacée par une dépendance en fonction du nombre de cycles. Le modèle ne calcule pas l'état de contrainte à chaque instant des cycles, ce qui serait très gourmand en temps de calcul, mais ne considère que l'incrément de déformation plastique. Le chargement est donc gardé constant et égal à la contrainte de fatigue maximale  $f_{max}$ , pendant que le modèle décrit l'évolution des déformations permanentes. L'incrément de déformation par cycle est décrit par une loi exponentielle à deux paramètres à partir de résultats d'essais. La courbe du chargement statique est prise comme courbe enveloppe des essais de fatigue ; le comportement adoucissant du matériau est régi par la définition d'une énergie de fissuration  $G_f$ , la vitesse de déformation par une relation linéaire entre le niveau de chargement  $S$  et le logarithme du taux de déformation. Le modèle définit une courbe enveloppe de ruine par fatigue  $s_{c,fa}$  ; si un niveau de chargement trop important est appliqué, l'évolution des déformations n'intercepte pas cette courbe  $s_{c,fa}$  et finit par conduire à la ruine lorsque la courbe de chargement monotone est atteinte. Dans le cas contraire, l'évolution des déformations irréversibles est stoppée dès que le calcul intercepte la courbe  $s_{c,fa}$ .

### Approche par modèle de micromécanique

Le taux de propagation de fissure dans un BFM soumis à la fatigue dépend de la loi de fissuration de la matrice en fatigue, de la loi de pontage de fissure et de la loi de dégradation de l'interface fibre-matrice avec le nombre de cycles [Matsumoto 1998, Li 1999]. Une modélisation du comportement sous sollicitations cycliques d'un essai pull-out sert généralement de base à la loi de dégradation de l'interface fibre-matrice [Zhang 2001]. La décohésion intervient quand la contrainte de cisaillement dépasse la contrainte limite ; la contrainte d'adhérence élastique est négligée ainsi que l'effet de Poisson (rétractation diamétrale de la fibre). Après décohésion complète de la fibre, la contrainte de cisaillement interfacial est fonction du déplacement relatif de l'extrémité de la fibre. Elle est approchée par une loi polynomiale. L'effet de décohésion dit de "Gordon-Cook"<sup>20</sup> peut être pris en compte sous la forme d'une ouverture de fissure supplémentaire. La dégradation de la contrainte de cisaillement dépend de la contrainte initiale, de l'amplitude de glissement au droit de la fissure et d'un facteur réducteur normalisé et dépendant du nombre de cycles. Ce travail permet d'estimer la force reprise par une fibre orientée aléatoirement pontant la fissure.

---

<sup>20</sup> Décohésion de fibre en amont de la pointe de fissure due à l'état de contrainte triaxiale régnant dans cette zone et pouvant induire une contrainte de traction à l'interface fibre-matrice

L'étape suivante consiste à décrire le comportement macroscopique d'un élément de structure par une approche de mécanique de la rupture en mode I. D'autres descriptions tenant compte de la propagation en mode II d'une fissure circulaire à l'interface fibre-matrice sont développées pour les céramiques fibrées. L'endommagement et les processus de rupture se concentrent dans une zone en pointe de fissure (*cohesive zone*). Pour les composites fibrés, on étend la notion de FPZ (*fracture process zone*) pour tenir compte de l'apport des fibres en arrière de la pointe de fissure à la notion de FBZ (*fibre-bridging zone*). L'évolution de la fissuration est conditionnée par la somme du facteur d'intensité de contrainte créé par le chargement extérieur et le facteur d'intensité de contrainte de refermeture dû aux forces de pontage exercées sur les faces de la fissure. Ce dernier peut prendre en compte l'effet combiné des granulats et des fibres sur la force de pontage. Deux modèles sont couramment utilisés : le modèle de la fissure fictive (*fictitious crack model*, Hillerborg) ou le modèle de la bande fissurée (*crack band model*, Bazant). Comme le rappelle [Mai 2002], la réponse est fortement dépendante de la définition de la zone cohésive et du choix de la loi *contrainte-ouverture de fissure* régissant son comportement. Li constate que le comportement en fatigue est fortement dépendant du facteur d'intensité de contrainte initial et de l'amplitude de celui-ci pendant les cycles, ce qui recoupe les résultats des études expérimentales.

#### **4.2.4 Conclusions**

Des différents points abordés dans cette partie nous retiendrons que :

- Les BFM soumis à des sollicitations cycliques de traction ou de compression se rompent lorsque la courbe enveloppe des déformations rejoint la courbe de comportement statique. Cela est attribué au faible pourcentage de fibres incorporées qui ne modifie pas le comportement du béton avant localisation.
- La flexion alternée représente un cas de charge très dommageable pour les BFM.
- Les corps d'épreuves doivent avoir un âge qui garantisse une constance des résistances mécaniques durant la campagne expérimentale.
- La résistance à la fatigue en flexion, exprimée par rapport au M.O.R.<sub>statique</sub>, augmente avec le dosage de fibres pour les seules fibres à crochets, dans des matrices cimentaires de qualité moyenne.
- Les principaux facteurs liés à la fibre et identifiés comme influençant la résistance à la fatigue sont la géométrie, puis l'élanement de la fibre lorsqu'une zone de transition interfaciale existe entre fibre et matrice.
- L'évolution de l'endommagement par fatigue est bien corrélée avec l'évolution des boucles d'hystérésis et de la flèche. L'ouverture de fissure est un bon paramètre d'étude en vue d'une approche réglementaire.

L'analyse d'une campagne de fatigue sur BFM se heurte à la durée des essais, puisque les fréquences de sollicitation sont lentes. En conséquence on remarque que :

- Le nombre d'essais est très souvent insuffisant tant pour la définition du  $M.O.R._{statique}$  que pour chaque niveau de chargement. Cela explique largement la dispersion des résultats et la difficulté pour effectuer un traitement statistique des données avec des coefficients de corrélation élevés.
- Il n'est pas fait référence au comportement caractéristique du matériau ce qui rend difficile la définition d'une relation entre taux de chargement et nombre de cycles à rupture. Le niveau de chargement puis la contrainte de fatigue minimale sont cependant les principaux facteurs macroscopiques régissant la tenue à la fatigue.
- La description de la distribution des durées de vie est mieux approchée par des lois en puissance que par des lois log-normal.

Les modèles mécaniques sont peu nombreux ; un déficit de connaissance est constaté quant à la compréhension des mécanismes d'endommagement de l'interface fibre-matrice. Nombre de travaux s'inspirent des modèles développés pour les céramiques fibrées (approche mécanique de la rupture) pour prendre en compte la dégradation de l'interface. Mais ils ne tiennent pas encore compte de la multi-fissuration possible du matériau, et peu abordent le cas de chargement cyclique d'amplitude non-constante. Les modèles continus sont eux utilisés pour décrire la perte de rigidité et l'apparition de déformations irréversibles et pourraient constituer une première option rapide pour la modélisation du composite multi-échelles étudié.

## 4.3 Etude expérimentale du CEMTEC<sup>®</sup><sub>multiscale</sub> en fatigue

### 4.3.1 Formulation et mise en œuvre

La formulation du composite cimentaire testée est celle synthétisée dans le Tableau 1.6. Cette composition est la même que celle de l'étude sur le comportement en flexion en régime quasi-statique de dalles (cf. chapitre 1.4). La macro-fibre ( $L_f$  25 mm,  $\varnothing_f$  0.3 mm) présente une géométrie déformée avec deux crochets aux extrémités, et possède un facteur de forme de 83. L'utilisation d'une fibre longue ( $L_f / \varnothing_f > 80$ ) à crochets est justifiée par les résultats présentés dans l'étude bibliographique [Ramakrishnan 1995], résultats qui montrent le meilleur comportement de ces fibres sous sollicitation de fatigue même pour des dosages de 0.5% en volume. Dans l'étude citée, seule cette géométrie de fibre semble présenter une augmentation de la limite d'endurance (exprimée comme un pourcentage du  $M.O.R._{statique}$ ) avec l'augmentation du dosage ; la limite d'endurance à 2 millions de cycles passe de 76 à 82% du  $M.O.R._{statique}$  pour des dosages de 0.5 à 1%.

La fabrication reprend la même séquence de malaxage et la mise en œuvre s'effectue suivant le même protocole que pour les autres dalles. Les éprouvettes sont décoffrées à 48 h, puis traitées thermiquement 4 jours à 90 °C sous emballage étanche (pas de perte d'eau). Chaque dalle (longueur 600 mm et largeur 200 mm) est rectifiée afin que son épaisseur et son inertie soient parfaitement connues et constantes sur la longueur de la dalle (épaisseur variable d'une éprouvette à l'autre entre 35.7 et 40.8 mm). Un total de 25 corps d'épreuve a été fabriqué pour cette étude, qui se répartissent ainsi :

- 9 éprouvettes pour la définition du comportement statique de référence,
- 14 éprouvettes pour les essais de fatigue,
- 2 éprouvettes pour des essais préalables de mise au point.

Les éprouvettes proviennent de trois gâchées différentes et sont âgées de 10 à 14 mois au moment des essais, ce qui limite à priori les effets dus au mûrissement du béton en cours d'essais.

Les dalles sollicitées en fatigue sont peintes en blanc sur la face coffrée, qui sera la face tendue, afin de faciliter l'observation de la fissuration en cours d'essai. Le nombre d'éprouvettes testées en fatigue est limité au regard des campagnes expérimentales décrites dans la partie 4.2.1, ce qui ne permettra pas une étude statistique des résultats.

### **4.3.2 Montage et procédure expérimentaux**

Il s'agit d'essais de flexion 4 points dont le montage est identique à celui relatif à l'étude sur le comportement en flexion en régime quasi-statique de dalles. A noter que les éprouvettes ne sont pas pré-entaillées. Les appuis supérieurs du bâti de flexion sont donc espacés de 140 mm et la portée entre appuis inférieurs est de 420 mm. Les éprouvettes sont toutes sollicitées avec la face coffrée comme face tendue, la face comprimée étant la face rectifiée.

#### **L'instrumentation**

L'instrumentation mise en place sur les dalles s'inspire de celle utilisée pour les essais statiques. Elle est complétée par une mesure de l'ouverture de la fissure présumée critique quand celle-ci est identifiée. Dans ce cas l'essai est stoppé une dizaine de minutes pour installer et coller un capteur LVDT en sous face, de part et d'autre de la fissure principale. Cette instrumentation est faite sans déplacement de l'éprouvette et sous une charge minimale d'environ 3 kN. La Figure 4.1 montre un exemple d'instrumentation pour une dalle testée en fatigue 4 point. Les capteurs mis en place sont donc :

- 1 capteur LVDT de 10 mm de course pour la mesure de la flèche à mi-travée.
- 1 capteur LVDT de 10 mm de course pour la mesure de la déformation moyenne dans la zone de moment constant (base de mesure de 140 mm).
- 1 ou 2 capteurs LVDT de 2 mm de course collés sur la face tendue pour le suivi de l'ouverture de fissure critique.

La presse est une machine hydraulique de 500 kN de capacité (traction-compression) de chez Tinius-Oslen. L'asservissement est assuré par un automate programmable de chez MTS (TestStar). Le canal maître est le signal d'effort.



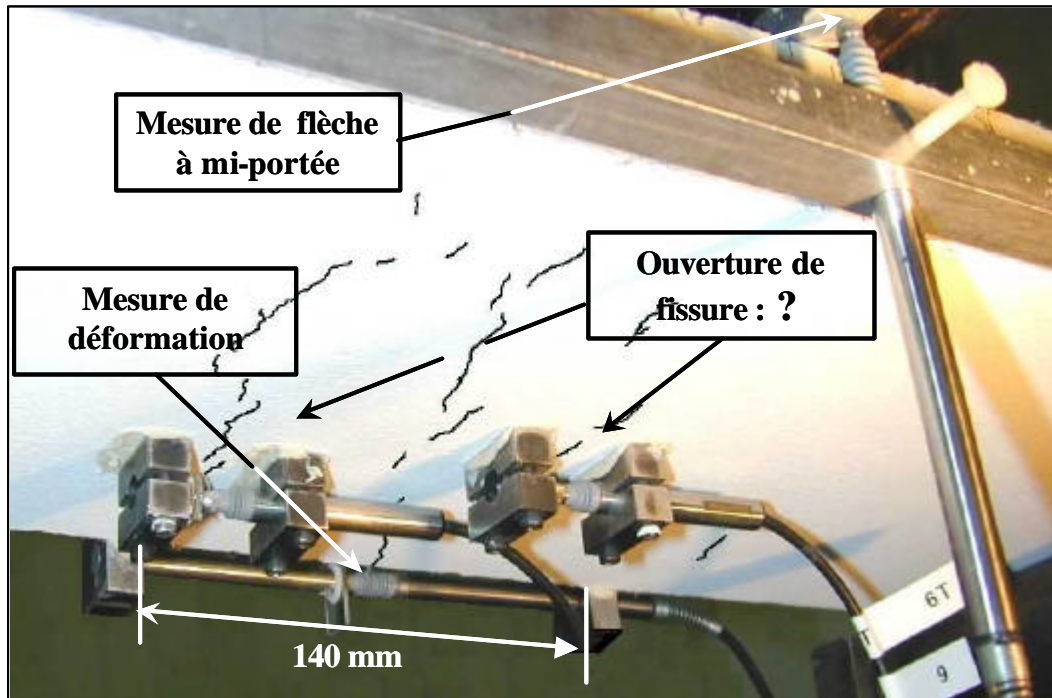


Figure 4.1 - Exemple d'instrumentation pour les essais de fatigue en flexion 4 points: mesure de déformation moyenne, de flèche et d'ouverture de 2 fissures.

### Définition des séquences de chargement

La séquence de chargement pour les essais statiques et les essais de rechargement post-fatigue est rigoureusement identique à celle définie au chapitre 2. Concernant les essais de fatigue, on travaille à contrainte de traction par flexion imposée, via le contrôle précis par la boucle d'asservissement de l'effort appliqué (réglage du P.I.D). On mesure donc l'importance d'une bonne maîtrise de la géométrie de l'éprouvette. A titre d'exemple, une variation de 1 mm sur l'épaisseur de la dalle entraîne une variation de 2 MPa sur la valeur de contrainte, soit 5 %. Pour notre lot d'éprouvettes, les épaisseurs étaient comprises entre 35.7 et 40.8 mm.

Pour ces essais, la sollicitation de fatigue est de type sollicitation sinusoïdale asymétrique non alternée. La définition de la sollicitation est relative aux applications projetées, à savoir des dalles nervurées de tabliers de ponts à ossature mixte. On ne s'intéresse donc pas aux cas de charge sismique (sollicitation majoritairement de type alterné) pour lesquels un faible nombre de cycles de grande amplitude vient solliciter les sections en traction et compression. Les nombreux essais de la littérature montrent que des sections de BFM se comportent moins bien que des sections Béton Armé. Dans le cas de poteaux d'ossature, les déplacements relatifs fibres-matrice sont incompatibles avec le fonctionnement mécanique des fibres. L'ouverture des fissures créées dès le premier cycle vient irrémédiablement déchausser les fibres, conduisant à la ruine rapide de la section. Cela n'exclut nullement l'utilisation des fibres en complément des armatures traditionnelles. Dans ce cas l'intégrité de la liaison poutre-poteaux peut être grandement améliorée [Fischer 2003], empêchant l'éclatement du béton d'enrobage et permettant un confinement des armatures. L'ancrage mécanique des armatures est conservé dans la zone de l'encastrement poutre-poteau.

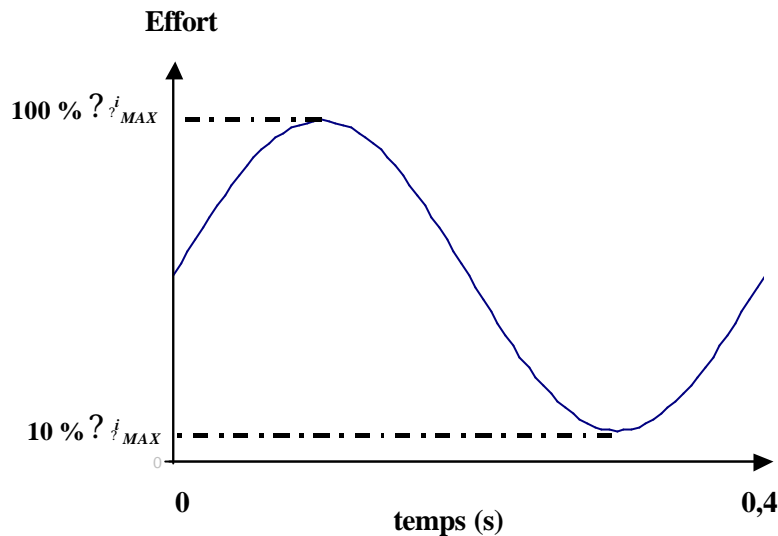


Figure 4.2 - Définition du chargement sinusoïdal asymétrique non alterné

On définit pour chaque essai le taux de chargement maximal que subira l'éprouvette. Ce ratio *contrainte de fatigue maxi/module de rupture caractéristique* est appelé  $R$ . La procédure de chargement est alors la suivante. On procède à un premier chargement statique jusqu'à imposer une contrainte de traction par flexion  $\sigma_{f,max}$  correspondant à 100 % du ratio  $R$ . Puis on procède au déchargement statique de l'éprouvette jusqu'à 55 % du ratio  $R$ . A partir de cet instant, la sollicitation cyclique est appliquée entre 10 et 100 % de  $\sigma_{f,max}$ . Il est à noter que  $\sigma_{f,max}$  correspond toujours au domaine de comportement non linéaire de l'éprouvette, c'est-à-dire le domaine fissuré (micro-fissuration non visible à l'œil).

La fréquence de la sollicitation est prise égale à 2,5 Hz, valeur imposée par la capacité du groupe hydraulique de la presse utilisée (marque TINUS OLSEN de 500 kN). Cette valeur est bien inférieure aux fréquences de 20 Hz couramment utilisées pour de faibles niveaux de chargement (80% du module de rupture moyen [Wei 1996]). Mais les flèches obtenues sur l'amplitude d'un cycle sont de l'ordre du millimètre au début de l'essai et atteignent 2 mm à l'approche de la rupture. La mise en résonance du circuit hydraulique à des fréquences de 4 Hz lors d'essais préalables nous a convaincus de ménager le groupe hydraulique. Bien qu'il semble que la fréquence de sollicitation ne modifie pas le comportement en fatigue [Neville 1995], cela représente une montée en charge d'environ 40 MPa en 0.2 s, vitesse qui peut déjà induire des phénomènes visqueux dans la matrice cimentaire et ainsi provoquer une légère augmentation de résistance (cf. chapitre 4).

Les essais sont menés jusqu'à 2 millions de cycles, à l'exception bien sûr des ruptures prématurées. Cette valeur est préférée à celle de  $10^6$  cycles utilisée pour le projet national BEFIM, tout en restant "raisonnable" en terme de temps. Naaman [Naaman 1998] a conduit des essais jusqu'à  $5 \cdot 10^6$  cycles à des fréquences 5 Hz, et des ruptures se sont produites vers  $2 \cdot 10^6$  cycles. Dans notre cas la durée d'un essai mené à terme nécessite tout de même 10 jours. Au terme des deux millions de cycles, les éprouvettes sont ensuite re-sollicitées en statique à vitesse de flèche imposée de  $200 \mu\text{m}/\text{min}$ . A noter que les éprouvettes n'ont pas été déplacées, ni leur instrumentation réinitialisée entre la fin de l'essai de fatigue et le rechargement à rupture.

### Les différents types d'informations enregistrées

Pour cette étude, les signaux internes disponibles sont les suivants :

- L'effort
- Le temps
- Le nombre de cycles
- Le déplacement vérin

A ces signaux il convient d'ajouter les quatre voies de mesures externes relatives aux capteurs LVDT. Le nombre de cycles sert de déclencheur (trigger) de début et de fin d'étape pour des acquisitions planifiées dans le temps. Ainsi nous enregistrons pour chaque essai les étapes suivantes :

- La rampe de chargement statique jusqu'à  $\sigma_{f,max}$
- Les 10 premiers cycles
- Deux cycles entiers à intervalle de temps prédéfini
- Les Pics/Vallées à intervalle de temps prédéfini ( $\sigma_{f,min} - \sigma_{f,max}$ ), avec un seuil de détection de 0.25 kN
- Les 10 derniers cycles (rupture ou non)
- Le rechargement statique jusqu'à rupture (si  $2 \cdot 10^6$  cycles atteints)

L'enregistrement des données se fait "au fil du temps" sur 8 voies en parallèle de manière synchrone. Initialement l'acquisition de cycles entiers se faisait tous les 200 000 cycles, et celle des Pics/Vallées tous les 10 000. Afin de mieux décrire l'évolution rapide de l'endommagement au cours des 100 000 premiers cycles, un raffinement fut apporté au coup par coup à cette segmentation. La définition de mots clés dans le fichier de données permet un dépouillement relativement automatisé des volumineux fichiers obtenus par l'intermédiaire des filtres disponibles dans le tableur.

### 4.3.3 Essais statiques

La formulation du CEMTEC<sub>multiscale</sub><sup>®</sup> est identique à celle utilisée lors de la caractérisation statique (cf. chapitre 2). Aussi n'avait-il pas été prévu initialement de nouvelle caractérisation statique du matériau. Les deux premiers essais de fatigue ont été menés à  $2 \cdot 10^6$  cycles. Les contraintes maximales de traction par flexion étaient de 38 et 40.8 MPa. Le module de rupture moyen obtenu pour des éprouvettes âgées de 1 mois est de 50.2 MPa (M.O.R.<sub>caractéristique</sub> de 40.7 MPa). Avec un ratio  $R$  compris entre 0.93 et 1, ces résultats semblent donc montrer un excellent comportement en fatigue, mais assez éloigné de la littérature. Néanmoins, nous avons décidé de "sacrifier" 9 dallettes sur les 25 disponibles, en les prélevant dans les trois différentes séries, pour définir un comportement moyen et caractéristique représentatif du lot d'éprouvettes.

La définition des courbes moyenne et caractéristique est similaire à la démarche décrite au chapitre 2. Les courbes expérimentales sont données en annexe 4-1 ; nous présentons uniquement dans la Figure 4.3 les courbes moyennes et caractéristiques. Nous rappelons que les dalles sont âgées de 10 à 14 mois. Les comportements moyen et caractéristique à âges différents sont rappelés dans la Figure 4.4 ; le module de rupture moyen passe de 51 à 63 MPa. On constate un gain de 20% sur le module de rupture moyen, ce qui relativise les premiers résultats obtenus. Le rapport  $R$  est désormais compris entre 0.82 et 0.88. Deux paramètres peuvent expliquer cette augmentation : soit l'orientation des fibres est plus favorable pour les trois séries de fatigue, soit la résistance de la matrice s'est bonifiée, traduisant une éventuelle poursuite de l'hydratation au cours du temps.

La première solution suppose un mauvais contrôle de la mise en œuvre lors des essais statiques initiaux. Cela n'est pas improbable dans la mesure où il s'agissait des premiers coulages pour cette géométrie de moule. Mais en contrepartie, cela signifie qu'il existe une orientation préférentielle des fibres (essentiellement les macro-fibres) et donc que l'orthotropie du réseau de fibres est discutable. A l'extrême, le comportement des dalles serait donc plus représentatif d'une poutre que d'une plaque.

La seconde solution concerne l'éventuelle poursuite de la montée en résistance de la matrice cimentaire. Afin d'étayer cette hypothèse, dix prismes ont été prélevés dans les dalles ayant servi à la caractérisation statique. La longueur des prismes correspond au sens de coulage et de sollicitation des dalles ; ceux-ci sont prélevés en dehors de la zone de flexion, à cheval sur l'appui inférieur, dans la zone la moins endommagée. La résistance moyenne est de 268 MPa ( $f_{\text{caract}}$  255 MP, COV 2.7%), à comparer avec les 225 MPa ( $f_{\text{caract}}$  205 MPa et COV 3.66%) obtenus 1 mois après traitement thermique sur la même géométrie par Arca [Arca 2002]. On note là aussi un gain d'une vingtaine de pourcent. Même si le gain de résistance en compression n'est pas directement transposable à la flexion, force est de constater que le matériau évolue dans le temps.

Des analyses du taux d'hydratation, très faible pour ce type de matrice à faible rapport Eau/Liant, pourraient venir conforter ces premières tendances. Il reste en effet une importante quantité de grain anhydre, et l'influence des réactions pouzzolaniques, plus longue à activer, est primordiale avec un rapport fumée de Silice/Ciment de 0.3. De plus, la quantité d'eau introduite dans la matrice est du même ordre que pour un béton standard, puisqu'elle est ici de 220 litres. Ceci va à l'encontre de l'idée communément admise qui prédit un arrêt du mûrissement avec la fin du traitement thermique. Il n'y a pas à notre connaissance de données sur ce point précis dans la littérature. Une autre explication liée au mûrissement de la matrice cimentaire peut s'expliquer par un retrait continu qui viendrait augmenter l'étreinte des fibres, et ainsi améliorer le comportement du composite. Là encore, le retrait est considéré comme quasiment nul au sortir de l'étuve.

Les principaux résultats de cette étude statique sont résumés dans le Tableau 4.1. L'analyse est conduite jusqu'au pic d'effort, ce qui explique que les courbes moyenne et caractéristique des figures 4.3 et 4.4 ne comportent pas de partie adoucissante, caractéristique d'un comportement structural et non d'un comportement matériau.

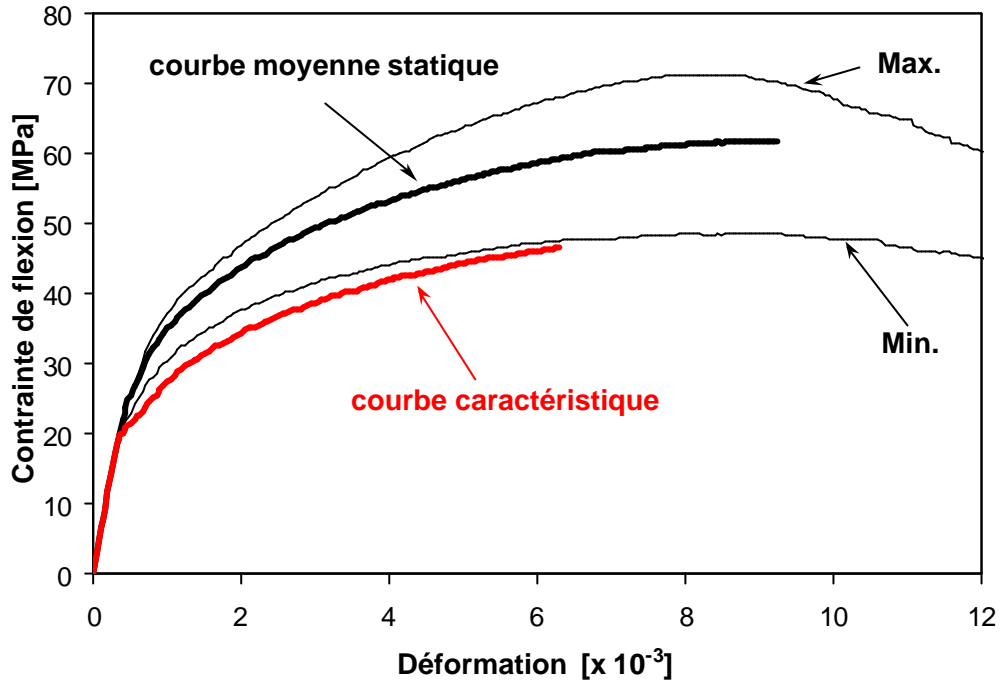


Figure 4.3 - Courbes min., max., moyenne et caractéristique du CEMTEC<sub>multiscale</sub><sup>®</sup> en flexion 4 points (dalles âgées de 10 à 14 mois).

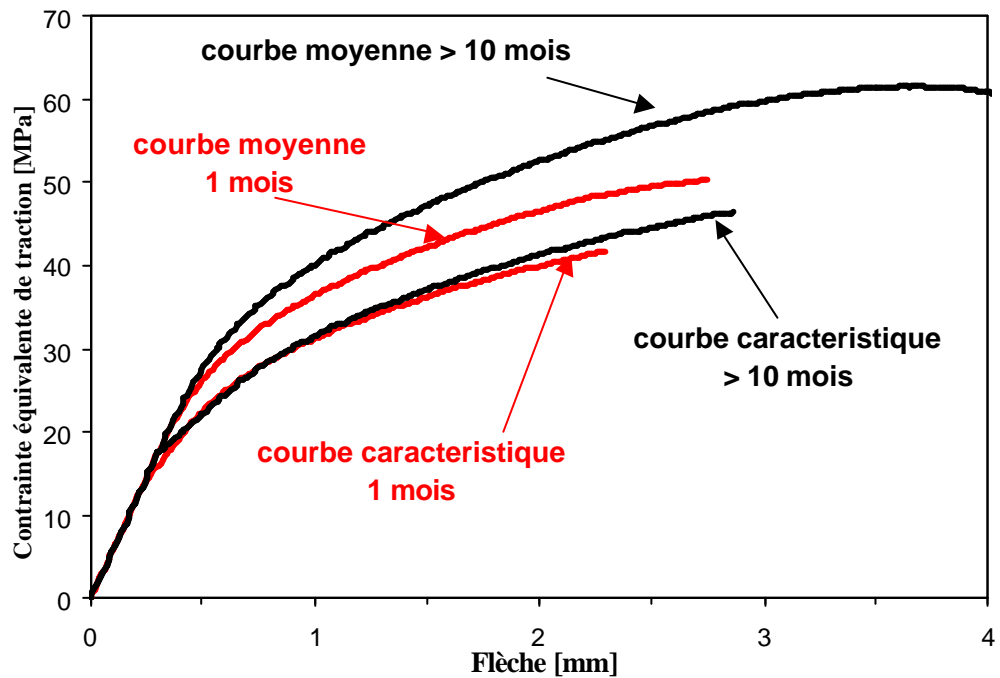


Figure 4.4 - Courbes moyenne et caractéristique du CEMTEC<sub>multiscale</sub><sup>®</sup> en flexion 4 points à différents âges.

Tableau 4.1 - Principales valeurs caractérisant le comportement statique du lot de dallettes testées en fatigue (dalletes âgées de plus de 10 mois)

<i>Caractéristiques</i>	<i>unités</i>	<i>Moyenne</i>	<i>Ecart type</i>	<i>COV</i>	<i>Caractéristique</i>
Module de rupture	(MPa)	61,5	7,23	11%	46,5
Limite pseudo-élastique	(MPa)	23,3	2,01	9%	19,5
Résistance en compression	(MPa)	268	6,94	3%	255
Module d'Young	(GPa)	56	4,63	8%	-
Déformation pic d'effort	(10 <sup>-3</sup> )	9,20	1,79	19%	6,3
Déformation élastique	(10 <sup>-3</sup> )	0,43	0,05	12%	0,33
Flèche au pic d'effort	(mm)	3,90	0,55	14%	2,9
Flèche élastique	(mm)	0,39	0,04	10%	0,3

#### 4.3.4 Essais de fatigue

A partir des résultats de l'étude statique, il apparaît que les éprouvettes n'étaient pas suffisamment chargées. Aussi des taux de chargement supérieurs ont-ils été testés. Les résultats relatifs au comportement mécanique macroscopique en fatigue sont synthétisés dans les figures suivantes. On présente successivement les courbes d'évolution des boucles d'hystérésis en fonction du nombre de cycles puis l'évolution de la flèche au pic d'effort  $F_{max}$  en fonction du nombre de cycles  $N_c$ . Dans un premier temps les résultats de l'étude de fatigue sont analysés en fonction du taux de chargement. Puis nous mettons en évidence l'influence de l'endommagement initial sur le comportement en fatigue du CEMTEC<sup>®</sup><sub>multiscale</sub> au travers de la déformation initiale  $e_{ic}$ . Ensuite nous montrons comment le seuil de déformation initiale peut être relié à un seuil d'ouverture de fissure limite. Enfin nous définissons une limite d'endurance pour le composite soumis à une sollicitation de fatigue.

##### Evolution de l'endommagement en fatigue

La présentation des résultats d'essai de fatigue se fait suivant plusieurs supports, mais reste généralement une observation macroscopique du comportement mécanique d'un élément de structure. Cela permet après coup de définir des tendances mais non d'identifier des paramètres intrinsèques.

##### Courbes types de suivi d'un essai de fatigue

Pour l'étude de fatigue, le taux de chargement  $R$  varie entre 0.77 et 1.03. Dans la Figure 4.5 et la Figure 4.6 sont présentés deux exemples de courbes de fatigue donnant l'évolution de la flèche durant un cycle, pour un intervalle de temps couvrant l'ensemble de l'essai. La première figure est relative à un essai ayant conduit à la ruine de la dallette ( $R = 0.9$ ), et la seconde à un essai ayant atteint les  $2.10^6$  cycles ( $R = 0.77$ ). L'ensemble des courbes est donné en annexe 4-2 pour chaque essai.

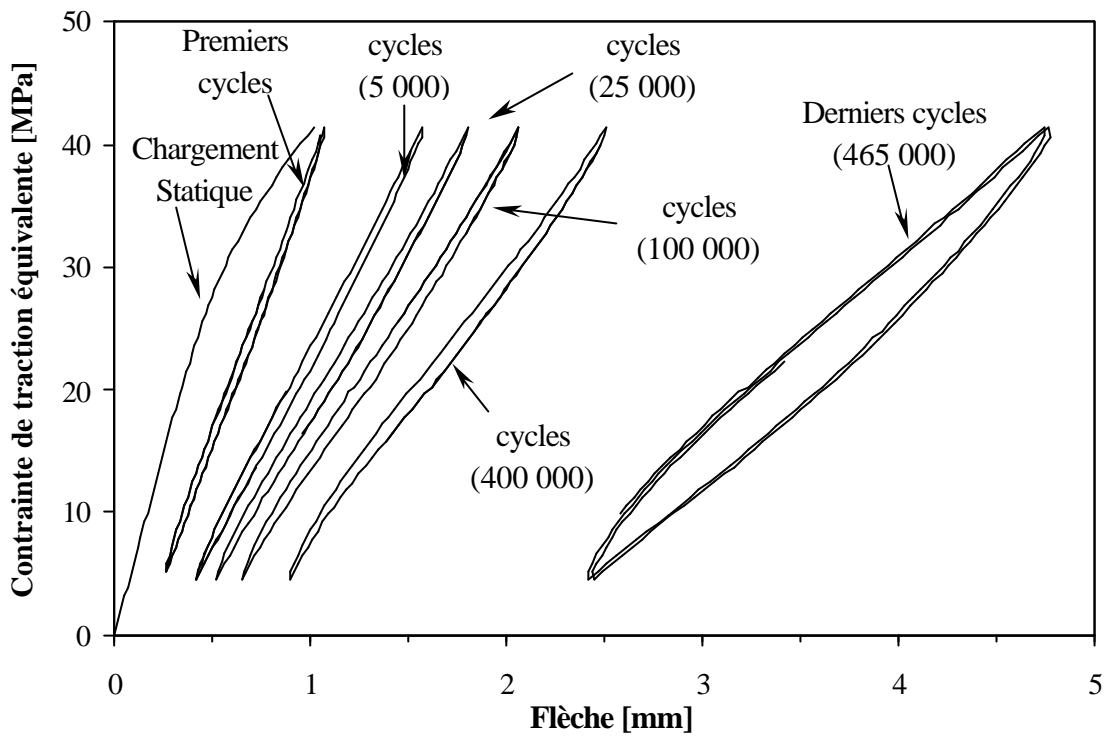


Figure 4.5 - Courbe *Contrainte cyclique-Flèche* jusqu'à rupture -  $R = 0.9$

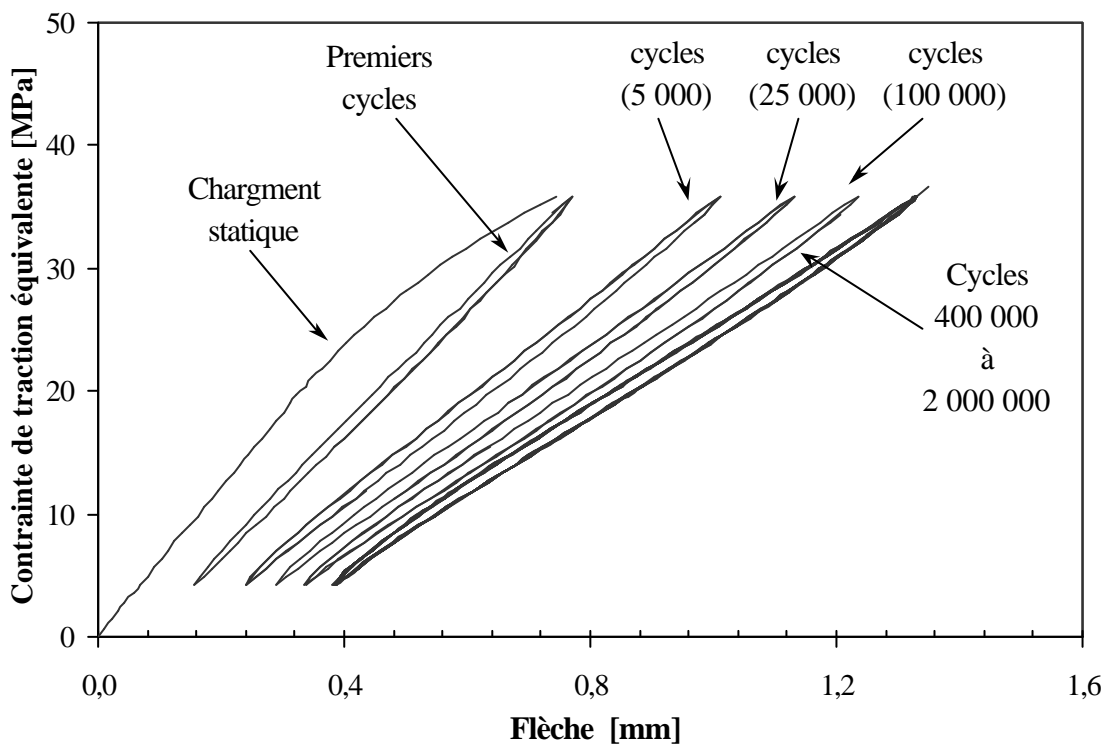


Figure 4.6 - Courbe *Contrainte cyclique-Flèche* avec stagnation -  $R = 0.77$

L'enregistrement de la première montée en charge, qui s'effectue en condition quasi-statique, permet de s'assurer que l'essai est mené dans le domaine non linéaire. En d'autre terme, un réseau de micro-fissures se développe dans la matrice cimentaire dès cette première étape. Cette micro-fissuration est non visible à l'œil nu. L'interface fibre-matrice est encore peu détériorée. Ce réseau continue de se développer dans les tous premiers cycles, jusqu'à stabilisation de la consigne, via la boucle d'asservissement de la presse.

Ensuite, la contrainte de traction par flexion n'évoluant plus, le réseau de micro-fissures évolue peu (au sens de la densité de fissuration, et donc de l'espacement moyen entre fissure). Des essais sur céramiques renforcées par fibres continues [Her 1998] montrent que la densité de fissure créée augmente avec le taux de chargement mais que le taux de fissures diminue avec le nombre de cycles. Le phénomène de pontage (bridging effect) devient effectif et la concentration de contrainte en pointe des fissures s'en trouve grandement réduite. La propagation des fissures dans l'épaisseur de la dalle est alors freinée par le nombre croissant de fibres interceptées. Le sens de propagation des fissures est de plus dévié lorsque ces dernières rencontrent des obstacles (fibres ou granulats); elle se réoriente alors vers la zone de faiblesse que constitue l'interface fibre-matrice. En effet, les méso- et macro-fibres sont recouvertes d'une fine couche de laiton, couche dont la fonction est de servir de lubrifiant solide lors du processus de tréfilage. La liaison fibre-matrice est donc relativement faible, aucune interaction chimique n'entrant en ligne de compte. Ce point n'est pas défavorable en soi. Car dans le cas de fibre trop longue ou dont l'adhérence avec la matrice est trop forte, la fissure risque de passer aux travers en ignorant le renfort et de remonter dangereusement vers la face comprimée.

Cette étape s'effectue dans les tous premiers cycles et est marquée par une évolution rapide du module et des déformations permanentes. Le matériau se "met en place", passant d'un comportement continu, à celui d'un matériau multi-fissuré avec reprise d'effort par renfort localisé, le reste des sections demeurant moins sollicité. A titre d'exemple on peut comparer l'évolution bien plus importante de la flèche au pic d'effort entre les 10 premiers et le 5 000<sup>èmes</sup> cycles et entre le 5 000<sup>èmes</sup> et le 25 000<sup>èmes</sup>, respectivement. Cette tendance est identique pour les deux dalles.

Globalement, ces courbes montrent deux tendances représentatives du comportement sous chargements cycliques d'un matériau composite. La première concerne la dégradation de l'interface fibre-matrice et le passage d'une liaison adhérente à une liaison frottante. Celle-ci ne cesse de diminuer si le processus de décohéation se propage avec le nombre de cycles. La deuxième est la présence de boucles d'hystérésis. Une observation rapide de l'énergie dissipée pendant les cycles de charge-décharge semble indiquer une variation relativement faible entre les dix premiers cycles et la dizaine ou centaine de cycles précédents la rupture, ce que Naaman [Naaman 1998] considère comme une quasi-absence d'évolution. En fait cette énergie augmente de 50 % pour l'essai représenté Figure 4.5. Les déformations irréversibles et l'endommagement du matériau ne cessent eux aussi de croître. Cela se traduit par l'augmentation de la flèche résiduelle (doublement - 0.42 à 0.89 mm) et par la diminution progressive de la rigidité de l'éprouvette. Exprimée en fonction de la déformation (les courbes obtenues présentent la même allure), l'aire entre les courbes de charge-décharge représente l'énergie dissipée au cours d'un cycle. Les phénomènes dissipatifs en présence peuvent être : du frottement entre lèvres des fissures ou lors du glissement de la fibre dans la matrice, la propagation des fissures, le déchaussement supplémentaire des fibres et leur plastification. Ces phénomènes s'amplifient et s'accélèrent



juste avant la rupture comme on le voit Figure 4.5. L'énergie dissipée pendant un cycle est alors en moyenne 10 fois supérieure à celle calculée au dixième cycle de chargement.

Ces phénomènes dissipatifs, initialement présents dans la Figure 4.6, vont progressivement s'atténuer pour finalement s'annuler (vers 400 000 cycles). L'endommagement ne progressant plus, l'essai atteint 2 millions de cycles.

Ce type de courbe explicite les différences de comportement macroscopique mais ne permet pas d'expliquer l'arrêt des processus d'endommagement observé dans la Figure 4.6. Dans ce cas, on constate tout d'abord une évolution plus lente des mécanismes d'endommagement par rapport à la Figure 4.5. On attribue naturellement cette différence de cinétique au plus faible taux de chargement  $R$  (0.77 contre 0.9). Puis on constate une stabilisation des déformations irréversibles (flèche) et de la rigidité, prouvant par-là que ces deux phénomènes sont liés. Pour un même nombre de cycles, en l'occurrence 400 000, la flèche au pic d'effort est faible au regard de celle avant rupture de la Figure 4.5 (1.4mm contre 4.8mm); l'amplitude sur un cycle est surtout deux fois moindre (1mm contre 2mm).

Ces résultats sont comparables avec les tendances observées par Naaman [Naaman 1998] sur un BHP ( $f_c = 50$  MPa) dosé à 2 % de fibres métalliques à crochets (facteur de forme de 60 et 100). En somme cela laisse déjà présager que les processus de ruine ne sont pas fondamentalement différents pour notre composite multi-échelle. La différence sera surtout sensible en terme d'effort admissible (M.O.R. de 62 MPa pour le CEMTEC<sup>®</sup>*multiscale* contre 15 pour le BHP).

### Evolution de la flèche (ou de la déformation)

L'autre représentation couramment utilisée consiste à suivre l'évolution de la flèche avec le nombre de cycles. Là encore, les mêmes informations sont obtenues pour la déformation en partie tendue dans la zone de moment constant. Lorsqu'un nombre suffisant d'essais est effectué, cette représentation présente l'avantage de pouvoir prédire l'ordre de grandeur du nombre de cycles à rupture. Par la suite on présente deux exemples d'évolution de la flèche maximale en fonction du nombre de cycles (cf. Figure 4.7), l'un relatif à une éprouvette qui a atteint 2 millions de cycles sans se rompre, l'autre relatif à une éprouvette qui s'est au contraire rompue avant les 2 millions de cycles.

On retrouve les trois phases caractéristiques d'un processus de ruine par fatigue :

- Une première phase qui correspond au début de la micro-fissuration de la matrice cimentaire. L'évolution de la flèche est rapide puis ralentit au fur et à mesure que le pontage des fibres intervient.
- Une seconde phase marquée par une évolution plus lente et relativement régulière de la flèche. C'est la phase de fatigue à proprement parler. Il y a décohéssion progressive des fibres sur la longueur encore adhérente à la matrice. Pour la partie déjà décollée, il y a usure de l'interface fibre-matrice. Cela se traduit macroscopiquement par une contrainte de refermeture de fissure qui diminue.
- Une troisième phase éventuelle marquée par une accélération de l'endommagement. Elle conduit très rapidement à la ruine de la structure. Cette dernière phase est absente si l'endommagement est contenu.

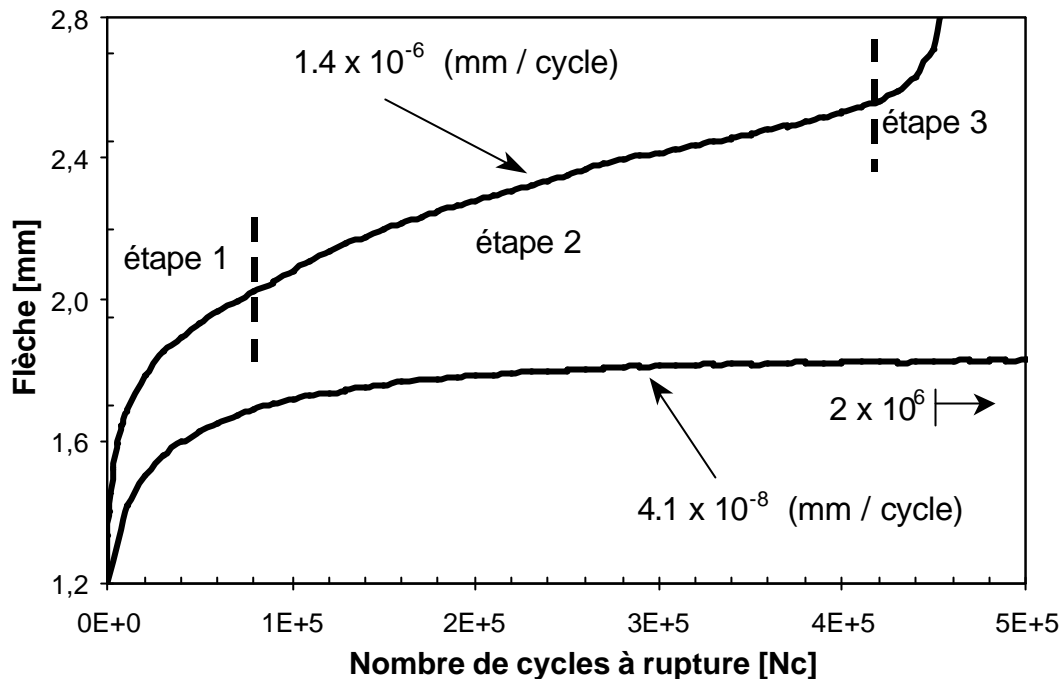


Figure 4.7 - Courbes types d'évolution de la flèche avec le nombre de cycles (exemple de courbe menant à la rupture et à une stagnation)

Ces résultats sont semblables à ceux obtenus dans le cadre du projet national BEFIM [BEFIM 2000] pour lequel des poutres en BFM (B35 dosé à 65 kg/m<sup>3</sup> de fibre à crochet) étaient initialement pré-fissurées jusqu'à une ouverture de 300 µm, et dans une étude sur le comportement en fatigue du DUCTAL<sup>®</sup> (B200 dosé à 2% fibre droite) sur éprouvette non entaillée [Mouquet 200].

Dans notre étude, nous calculons la pente  $S, \frac{\partial Flèche_{max}}{\partial N_{cycles}}$ , pour les quinze essais. La probabilité de ruine devient nulle pour des valeurs de pente inférieures à  $2 \cdot 10^{-5}$  µm/cycle. Pour le DUCTAL<sup>®</sup>, cette pente est estimée pour l'étude citée à  $10^{-4}$  µm/cycle, ce qui laisse penser que ce matériau est moins sensible à la vitesse d'évolution de son endommagement. Ce paramètre est certes discriminant, mais il nécessite le déroulement de l'essai jusqu'à obtention d'un régime pseudo stationnaire. Aussi certains auteurs essaient-ils de prédire la valeur de la pente à partir de l'analyse de la première phase d'évolution (étape 1-Figure 4.7). L'ensemble des courbes *Flèche max-nombre de cycles* est donné en annexe 4-3.

### Relation entre le taux de chargement $R$ et le nombre de cycles à rupture $N_c$

Les résultats d'une campagne de fatigue présente une dispersion importante comme cela a été souligné dans la revue bibliographique (cf. 3.2.2). La détermination d'une "courbe de Wöhler" ou de sa variante exprimée en fonction du rapport  $s_{f,max}/M.O.R._{moyen}$  nécessite un nombre important d'essais pour obtenir un nombre de points suffisant pour construire la courbe et pouvoir ainsi définir une limite d'endurance fiable. Or compte tenu de la dispersion intrinsèque sur la résistance des éprouvettes (impossibilité de connaître leur résistance réelle lors du chargement statique), de la dispersion inhérente des résultats

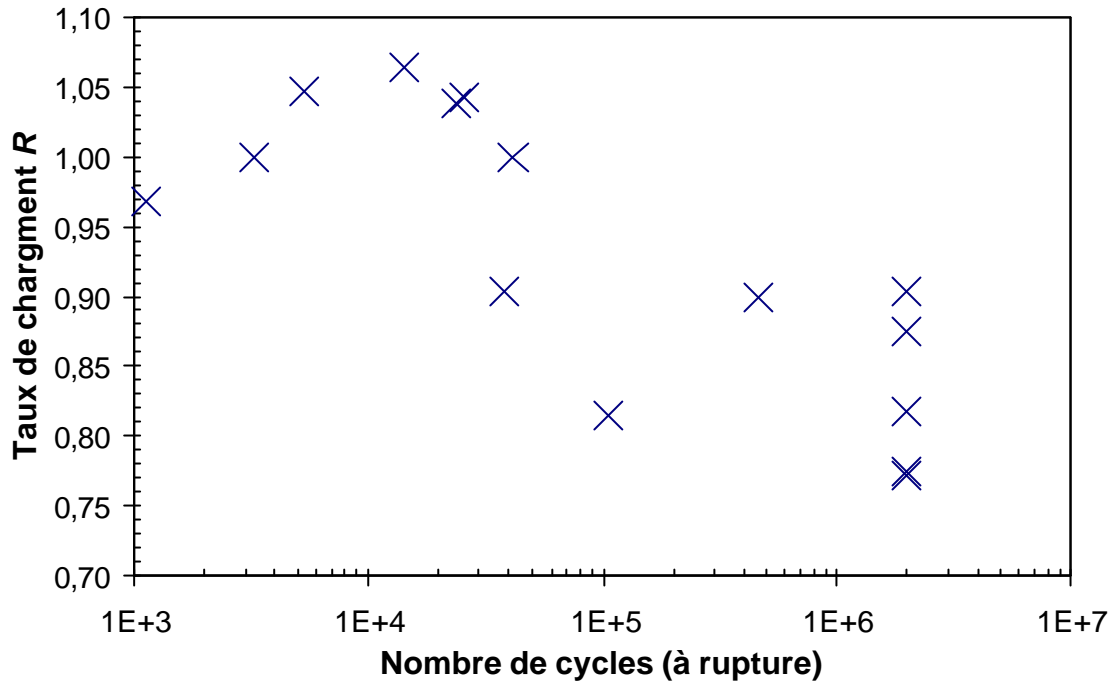


Figure 4.8 - Diagramme *Nombre de cycles à rupture Nc-Taux de chargement R*

d'essais de fatigue et du faible nombre d'éprouvettes (pas de dépouillement statistique de nos résultats), il n'a pas été possible de relier le taux de contrainte appliqué à la durée de vie des éprouvettes.

On présente dans la Figure 4.8 les résultats obtenus dans un diagramme semi-logarithmique *Nombre de cycles Nc-Taux de chargement R*. A partir de cette figure, on fait les remarques suivantes :

- La dispersion des résultats est importante comme attendu.
- En dessous d'un taux de chargement de  $R = 0.82$  les dalles en CEMTEC<sup>multiscale</sup>® ne se rompent pas en fatigue avant 2 millions de cycles.

La principale difficulté rencontrée avec les essais de fatigue sur béton de fibres concerne la définition de la résistance intrinsèque de l'éprouvette. Celle-ci n'est pas connue a priori car elle dépend en partie de l'homogénéité de la distribution des fibres ; la dispersion sur le comportement statique est ici importante (écart type de 7.23 MPa, C.O.V. 11.5%). Aussi avons-nous essayé d'exprimer les résultats en terme d'amplitude de contrainte, comme pour la caractérisation des aciers ; celle-ci varie de 33 à 45 MPa (cf. Figure 4.9). Mais là encore, en partie à cause du faible nombre d'échantillons testés, aucune tendance ne se dégage.

Ces résultats indiquent que le taux de chargement n'est pas le paramètre adéquat pour analyser la probabilité de ruine relative au composite. Néanmoins son influence n'est pas nulle. Ainsi une éprouvette soumise à un taux de chargement élevé va subir une amplitude de contrainte plus importante, ce qui impliquera une vitesse d'endommagement plus rapide de ses interfaces fibres-matrice. Cela ne signifie pas pour autant que l'évolution de la flèche sera plus rapide. Dans la Figure 4.10 sont présentées les courbes de montée en charge jusqu'à la contrainte de fatigue  $s_{f,max}$  pour chaque essai.

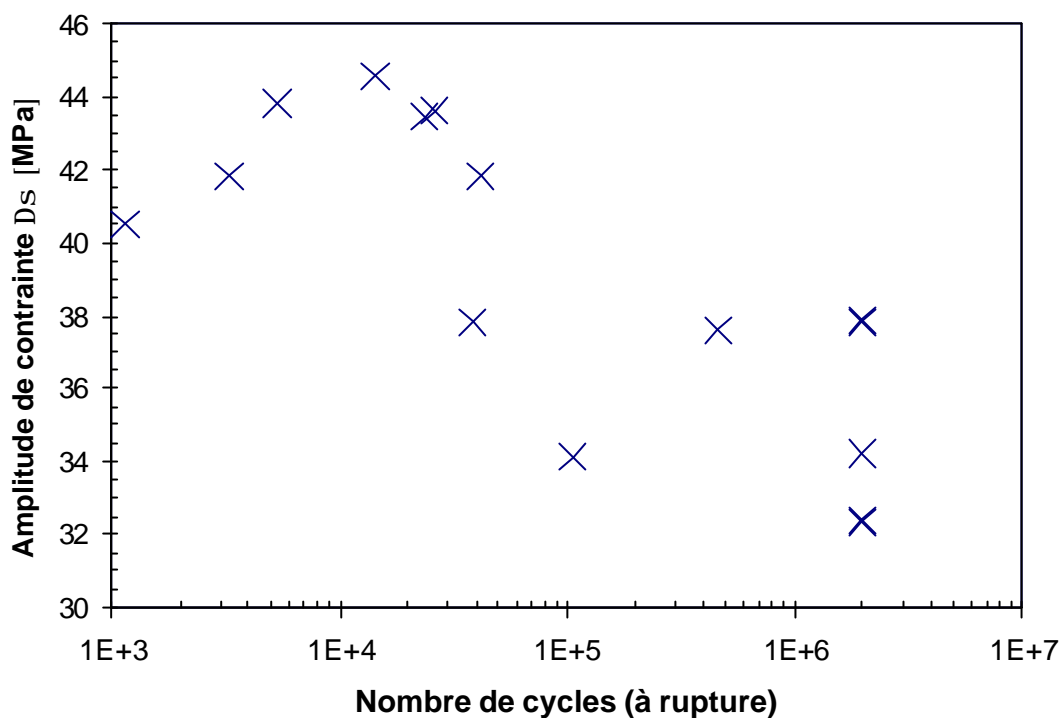


Figure 4.9 - Diagramme Amplitude de contrainte  $D_s$  - Nombre de cycles  $N_c$

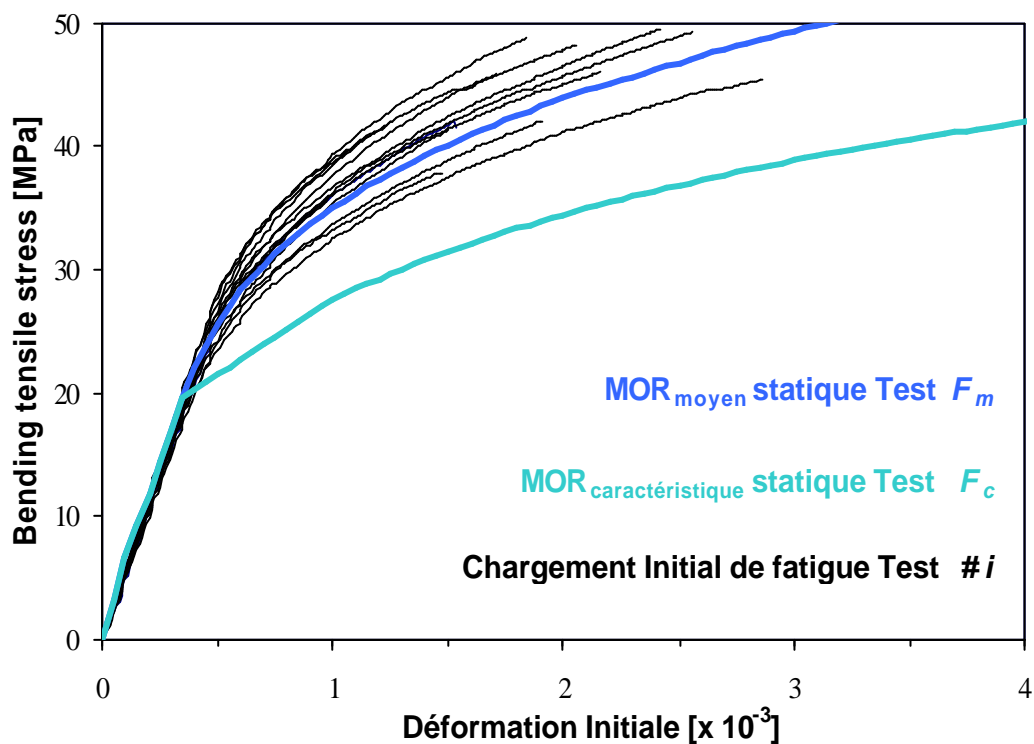


Figure 4.10 - Courbes Contrainte  $s_{f,max}$  - Déformation lors du chargement initial statique

Prenons le cas de deux dalles ayant subi la même déformation initiale mais dont les contraintes de flexion  $s_{f,max}$  sont suffisamment différentes pour être discriminantes. La première dalle est chargée initialement à 42 MPa ( $R = 0.9$ ) et présente une déformation initiale de  $1.84 \times 10^{-3}$  ; elle est représentative de la courbe moyenne des essais statiques pour laquelle ce niveau de déformation correspond à une contrainte de 42.8 MPa. La deuxième présente une déformation de  $1.94 \times 10^{-3}$  pour une contrainte de fatigue de 48.5 MPa ( $R = 1.04$ ) ; il s'agit de la dalle la plus raide du lot et compte tenu des différentes campagnes de caractérisation statique, celle qui serait a priori la plus résistante. L'homogénéité de la distribution des fibres et leur orientation sont dans ce cas optimales vis-à-vis de la sollicitation de fatigue. Pourtant ces deux éprouvettes présentent des pentes ( $S$ ) semblables avec pour valeurs 2.66 et  $5.93 \times 10^{-5}$  respectivement. Ici c'est l'exposant qui est discriminant, celui-ci variant pour nos essais entre  $10^{-3}$  et  $10^{-8}$  mm/cycle. Logiquement on doit donc obtenir un nombre de cycles à rupture sensiblement égal. Ceci est vérifié par les valeurs de  $N_c$  valant 25 950 et 38 620. La durée de vie en fatigue est dans les deux cas de l'ordre de la dizaine de milliers de cycles.

En conclusion, une dalle présentant un excellent comportement statique mais fortement chargée ne se comporte pas mieux en fatigue qu'une dalle moyenne et comparativement moins chargée. Dans le premier cas, la ruine est gouvernée par l'amplitude de contrainte, dans le second cas, par une zone de faiblesse du renfort (manque de fibre ou mauvaise orientation locale).

### Identification d'un seuil de déformation initiale

Au vu des résultats précédents, nous devons admettre que raisonner par rapport au comportement moyen du matériau ne permettra pas pour cette étude de dégager des informations pertinentes. Cela nous amène à travailler sur des paramètres propres à chaque essai, et donc représentatif du comportement de chaque dalle. Dans cette optique nous nous intéressons à la déformation de la zone tendue en fibre inférieure.

#### Relation entre la déformation initiale $e_i$ et la pente $S$

Nous considérons dans un premier temps l'influence de l'endommagement initial sur le comportement en fatigue du CEMTEC<sup>®</sup><sub>multiscale</sub>. Il est macroscopiquement représenté par la déformation initiale en zone tendue générée pendant le premier chargement statique. Pour montrer la dépendance entre endommagement initial et l'évolution dudit endommagement, nous considérons le diagramme *pente  $S$ -déformation initiale  $e_i$* . La Figure 4.11 montre une bonne corrélation entre ces deux paramètres intrinsèquement liés au comportement mécanique de l'éprouvette.

Ces résultats nous ont conduit à modifier notre démarche expérimentale. Dans la Figure 4.11, les essais menés à taux de chargement  $R$  imposés sont représentés par les croix. Il s'agit des 13 premiers essais. Ils amènent les commentaires suivants :

- Il existe une plage de déformation initiale  $e_i$  [ $1.27 \times 10^{-3}$ - $1.56 \times 10^{-3}$ ] non couverte par nos essais. Or le passage d'une plage à l'autre entraîne une réponse " tout au rien" (rupture relativement rapide ou tenue à la fatigue visiblement infinie).
- Le domaine des évolutions de flèche très rapide n'est pas exploré ( $S \sim 10^{-3}$  mm/cycle).

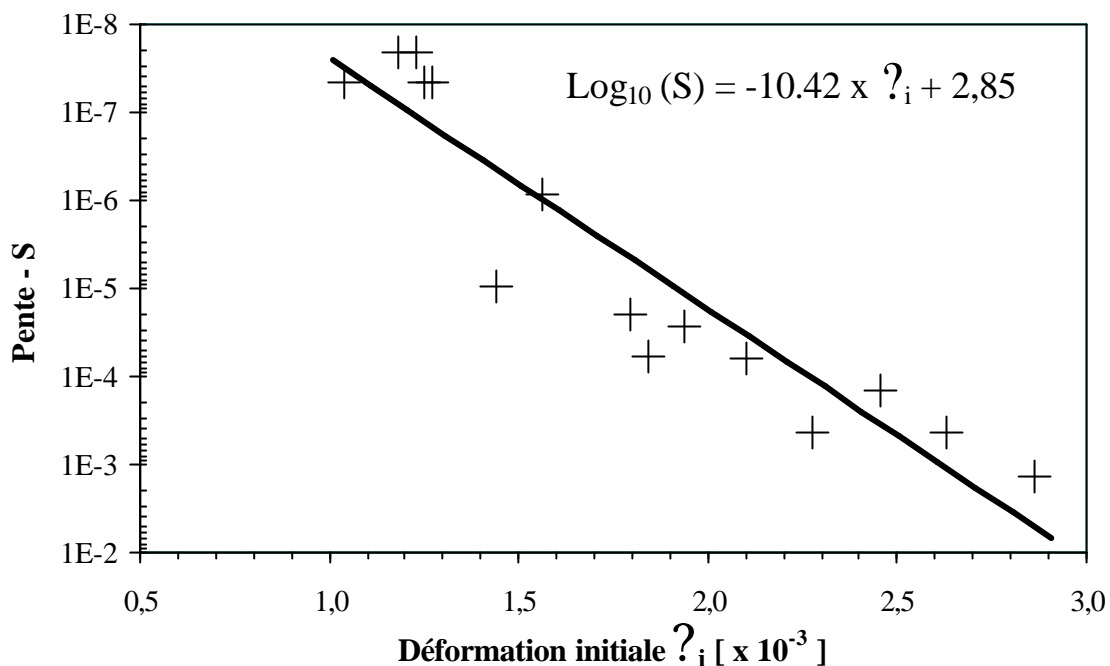


Figure 4.11 - Diagramme *Pente d'évolution de la Flèche S-Déformation initiale* ε<sub>i</sub>

Aussi pour les deux derniers essais de fatigue avons-nous raisonné non plus en taux de chargement appliqué mais en niveau d'endommagement initial. Ces essais sont représentés par des losanges.

Le chargement statique du premier essai est mené jusqu'à une élongation de 207 micromètres en fibre inférieure. Cela correspond, pour la base de mesure de 140 mm, à une déformation moyenne initiale ε<sub>i</sub> de 1.44 x 10<sup>-3</sup>. La valeur de l'effort maximal (24.16 kN, soit s<sub>f,max</sub> 37.8 MPa) atteinte pendant ce chargement statique sert par la suite de niveau de référence pour la sollicitation de fatigue. Avec 106 000 cycles à rupture, on est certes inférieur aux 465 000 cycles obtenus pour une déformation initiale de 1.56 x 10<sup>-3</sup>, mais les résultats sont cohérents en terme de pente S (9.43 x 10<sup>-6</sup> contre 8.47 x 10<sup>-7</sup> respectivement). On est par ailleurs au-dessus des essais dont la pente est en puissance 10<sup>-5</sup> mm/cycle (Nc 41 750, ε<sub>i</sub> 1.79 x 10<sup>-3</sup>). Ce résultat s'explique aussi en partie par la relative faiblesse de l'éprouvette dont le comportement statique est inférieur au comportement statique moyen (37.8 contre 39.9 MPa), tendance inverse à l'éprouvette ayant atteint 465 000 cycles.

Le dernier essai doit nous permettre d'obtenir une rupture extrêmement rapide du spécimen. La déformation initiale imposée est prise égale au double de la précédente, soit ε<sub>i</sub> de 2.86 x 10<sup>-3</sup>. Le but est atteint avec un nombre de cycles à rupture Nc (1135 cycles) effectivement bas et une pente S (1.37 x 10<sup>-3</sup> mm/cycle) dix fois plus importante que l'évolution la plus rapide mesurée auparavant.

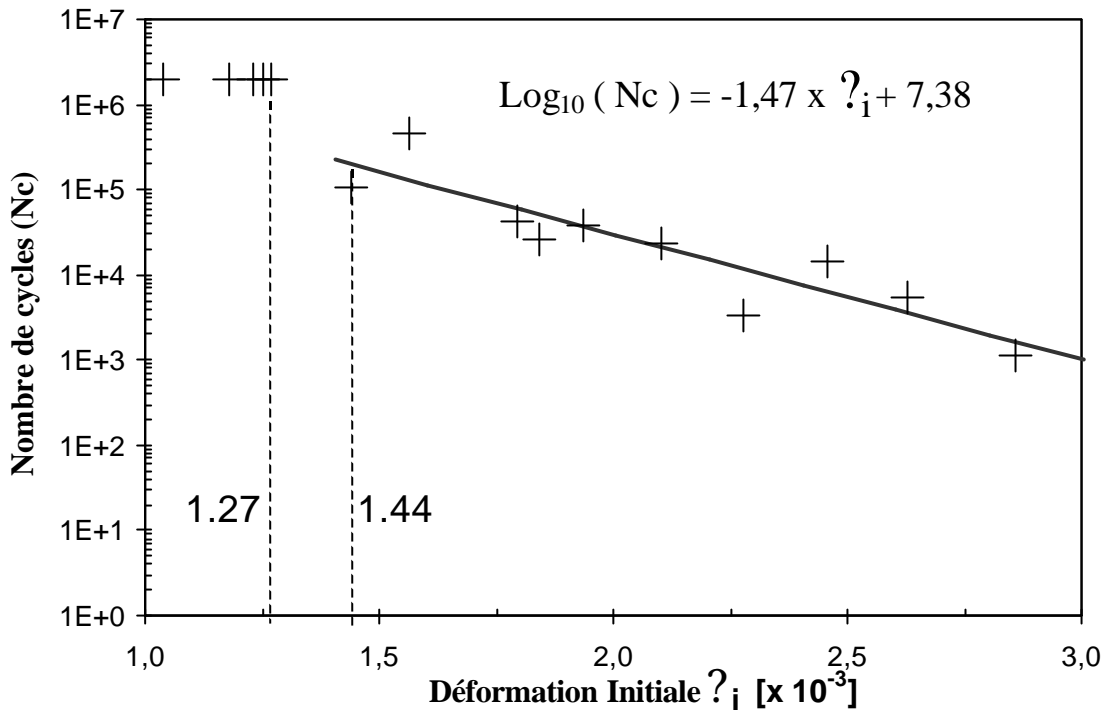


Figure 4.12 - Diagramme *Nombre de cycles à rupture Nc / Déformation initiale  $\epsilon_i$*

Relation entre le nombre de cycles Nc et la déformation initiale  $\epsilon_i$

A ce stade nous disposons de deux relations présentant des corrélations fortes entre paramètres matériaux : la première relie le nombre de cycles à rupture à l'évolution de la flèche, tandis que la seconde relie cette évolution à la déformation initiale. A partir de ces constats positifs, nous traçons le diagramme *nombre de cycles à rupture-déformation initiale*. Au regard de la Figure 4.12 on peut faire les remarques suivantes :

- Il existe un seuil critique  $\epsilon_{ic}$  de déformation initiale tel que, en dessous de ce seuil les dalles ne se rompent pas avant 2 millions de cycles, alors qu'au-delà la ruine est inévitable. La valeur de ce seuil est comprise entre  $1.27$  et  $1.44 \times 10^{-3}$ .
- Pour des valeurs de déformation supérieures au seuil, on peut définir une relation linéaire entre le nombre de cycles à rupture et la déformation initiale statique.

L'intérêt de la démarche est double. D'une part nous pouvons maintenant relier l'évolution de l'endommagement par fatigue à des paramètres matériaux intrinsèques à chaque spécimen de CEMTEC<sup>multiscale</sup>®. Cela nécessite un nombre d'essais réduit. D'autre part, nous sommes capables de prédire la tenue à la fatigue à partir d'un essai statique avec mesure de la déformation au pic d'effort, ce qui ne nécessite plus d'attendre l'établissement d'une évolution linéaire de la flèche. Un seuil de déformation initiale critique  $\epsilon_{ic}$  est par ailleurs identifié.

L'ensemble des paramètres expérimentaux mesuré ( $N_c$ ,  $S$ ,  $\epsilon_i$ ,  $S_{f,max}$  et  $R$ ) est regroupé au sein du Tableau 4.2. Cela confirme que le logarithme du nombre de cycles à rupture  $N_c$  est fonction de la puissance de 10 de la pente  $S$ .

Tableau 4.2 - Tableau récapitulatif des paramètres expérimentaux mesurés

<i>Référence</i>	<i>Déformation initiale <math>\epsilon_i</math></i>	<i>Pente S</i>	<i>Contrainte de fatigue</i>	<i>Taux de chargement R</i>	<i>nombre de cycles Nc</i>
	$10^{-3}$	mm/cycle	MPa		
CT2 E7_25.6 kN	1,04	$4,52 \times 10^{-8}$	35,9	0,77	2 000 000
CT1 E1_32 kN	1,18	$2,11 \times 10^{-8}$	38,0	0,817	2 000 000
Epn°6_26.52 kN	1,23	$2,09 \times 10^{-8}$	36,0	0,77	2 000 000
CT1 E3_26.8 kN	1,25	$4,51 \times 10^{-8}$	40,7	0,875	2 000 000
CT1 E4_31.95 kN	1,27	$4,46 \times 10^{-8}$	40,8	0,88	2 000 000
Epn°5_31.80 kN	1,56	$8,47 \times 10^{-7}$	41,8	0,90	465 150
CT1 E8_24.16 kN	1,44	$9,43 \times 10^{-6}$	37,9	0,82	105 898
CT1 E9_28.30 kN	1,79	$1,94 \times 10^{-5}$	46,5	1,00	41 750
CT2 E4_35.96 kN	1,84	$5,93 \times 10^{-5}$	48,5	1,04	25 950
Epn°8_30.95 kN	1,94	$2,66 \times 10^{-5}$	42,0	0,90	38 620
CT1 E2_32 kN	2,10	$6,11 \times 10^{-5}$	48,3	1,04	23 915
CT1 E7_31.97 kN	2,46	$1,46 \times 10^{-4}$	49,5	1,06	14 260
Epn°9_35.59 kN	2,63	$4,44 \times 10^{-4}$	48,7	1,05	5 336
CT2 E9_34.30 kN	2,28	$4,3 \times 10^{-4}$	46,5	1,00	3 260
CT2 E8_392 mm	2,86	$1,37 \times 10^{-3}$	45,0	0,97	1 135



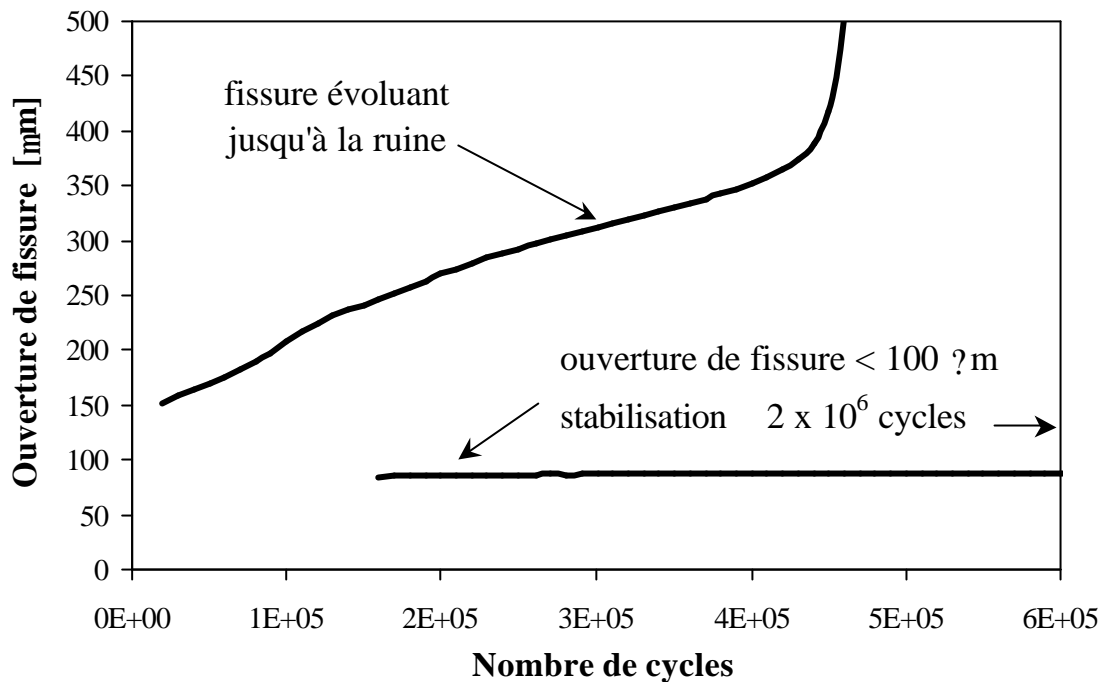


Figure 4.13 - Evolution de l'amplitude de battement de fissure  $\omega$  (stabilisation ou non)

#### Identification d'un seuil d'ouverture de fissure critique

Alors que nous nous sommes attachés dans une première partie à relier l'évolution du comportement en fatigue en fonction de l'endommagement initial, nous analysons maintenant le comportement du matériau fissuré en fatigue.

L'évolution des fissures a fait l'objet d'un suivi extensométrique. On présente en exemple deux évolutions d'ouverture de fissure critique pour des éprouvettes ayant atteint 2 millions et 400 000 cycles. La Figure 4.13 montre que celle-ci suit globalement la même cinétique d'évolution que la flèche, caractérisée par les courbes en  $S$ . Le début de la courbe n'est toutefois pas obtenu puisqu'un suivi en continu de l'essai est bien évidemment impossible. Dans le cas d'une éprouvette ayant atteint les 2 millions de cycles, l'ouverture de fissure se stabilise.

Sur les cinq spécimens testés en fatigue et ayant atteint 2 millions de cycles, trois ont fait l'objet d'un suivi extensométrique au niveau de la fissure "principale". De plus pour deux de ces dalles une deuxième fissure fut pontée, une incertitude demeurant quant à la définition de l'éventuelle fissure "critique". On donne pour ces trois cas l'amplitude d'ouverture de fissure. La Figure 4.14 présente le suivi extensométrique de la référence  $CT2\_n^{\circ}7\_27.6\text{ kN}$  et de la fissure principale de  $Ep\ n^{\circ}6\_26.52\text{ kN}$ :

- Référence  $CT1\_n^{\circ}4\_31.95\text{ kN}$  : 95  $\mu\text{m}$
- Référence  $CT2\_n^{\circ}7\_27.6\text{ kN}$  : 88  $\mu\text{m}$  et 49  $\mu\text{m}$
- Référence  $Ep\ n^{\circ}6\_26.52\text{ kN}$  : 102  $\mu\text{m}$  et 88  $\mu\text{m}$

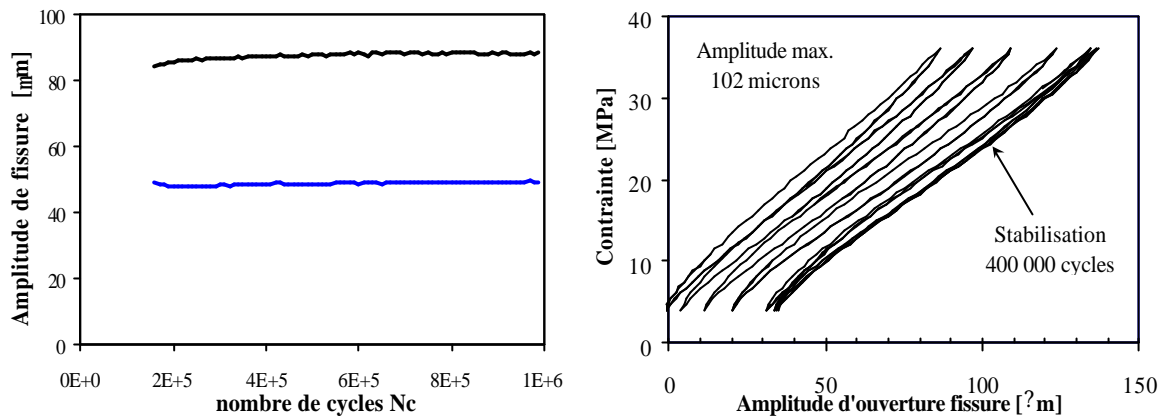


Figure 4.14 - Instrumentation de 2 fissures d'une même dalle: d'amplitude constante (gauche), stabilisation de l'ouverture (droite).

On constate donc qu'il existe un seuil en ouverture de fissure, et plus exactement en amplitude d'ouverture de fissure. Ce seuil est voisin de 100 microns. L'enregistrement des cycles  $S_{f,max} - \omega$  montre que la réponse de la fissure est identique dans la forme à la réponse de la déformation moyenne de la zone tendue, avec existence de boucle d'hystérésis, et en l'occurrence arrêt de la progression. La décohérence et le déchaussement des fibres, phénomènes physiques initialement activés, sont stoppés.

Concernant les éprouvettes dont l'endommagement initial est trop important, l'ouverture de la fissure ne cesse de croître, dépassant la valeur de 100 µm d'amplitude. Pour autant nous ne disposons pas du début des courbes relatives aux essais ayant conduit à la ruine. Il est donc difficile de dire si le passage du seuil de 100 µm marque un changement de cinétique pour l'ouverture de fissure. Il semble plus raisonnable de considérer ce seuil comme une valeur asymptotique pour les seules fissures qui se stabilisent. On peut être tenté alors de rechercher un lien physique entre l'amplitude des fissures et une longueur caractéristique du matériau telle la longueur des fibres.

### Présomption d'un seuil de ruine

Nous avons mis en évidence dans la partie précédente l'existence d'une ouverture de fissure limite conditionnant la non-propagation de l'endommagement par fatigue, seuil directement relié à la déformation initiale. Par contre il s'avère plus délicat d'obtenir une information similaire sur l'ouverture de fissure provoquant la ruine (passage de l'étape 2 à l'étape 3-Figure 4.7). Aussi donnons-nous seulement un intervalle à partir de nos enregistrements.

Il ressort des 9 fissures instrumentées ayant conduit à la ruine que l'amplitude de battement critique est comprise entre 260 et 350 µm (point d'inflexion sur la courbe *amplitude de fissure-nombre de cycles*). La dernière éprouvette testée, celle dont la déformation initiale fut la plus élevée ( $\epsilon_i = 2.86 \times 10^{-3}$ ), présentait une très fine fissure à la fin du chargement statique ; elle fut donc pontée avant le début des cycles de fatigue. La Figure 4.15 montre que l'amplitude de battement est déjà de 190 µm après 12 cycles et elle croît régulièrement pour être de 304 µm à 400 cycles sans que la courbe marque de point d'inflexion (le capteur s'est décollé en cours d'essai vers le 400<sup>ème</sup> cycle, la rupture intervenant au 1 135<sup>ème</sup>).

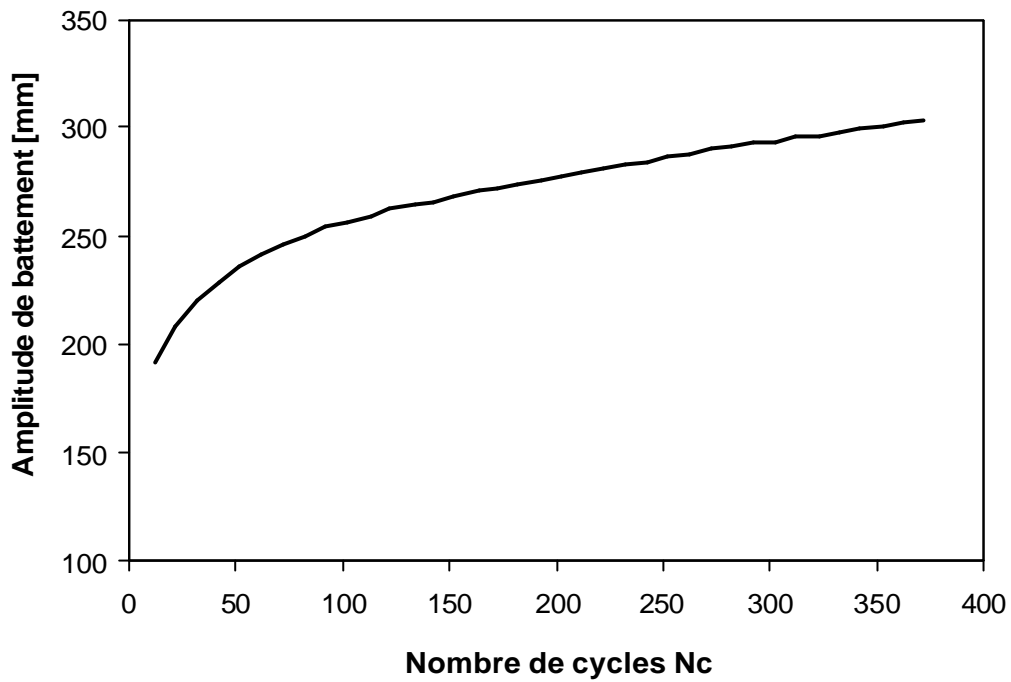


Figure 4.15 - Evolution de l'amplitude de battement de la fissure critique dans les tous premiers cycles (réf. CT2\_E8,  $e_i = 2.86 \times 10^{-3}$ ,  $N_c = 1135$ )

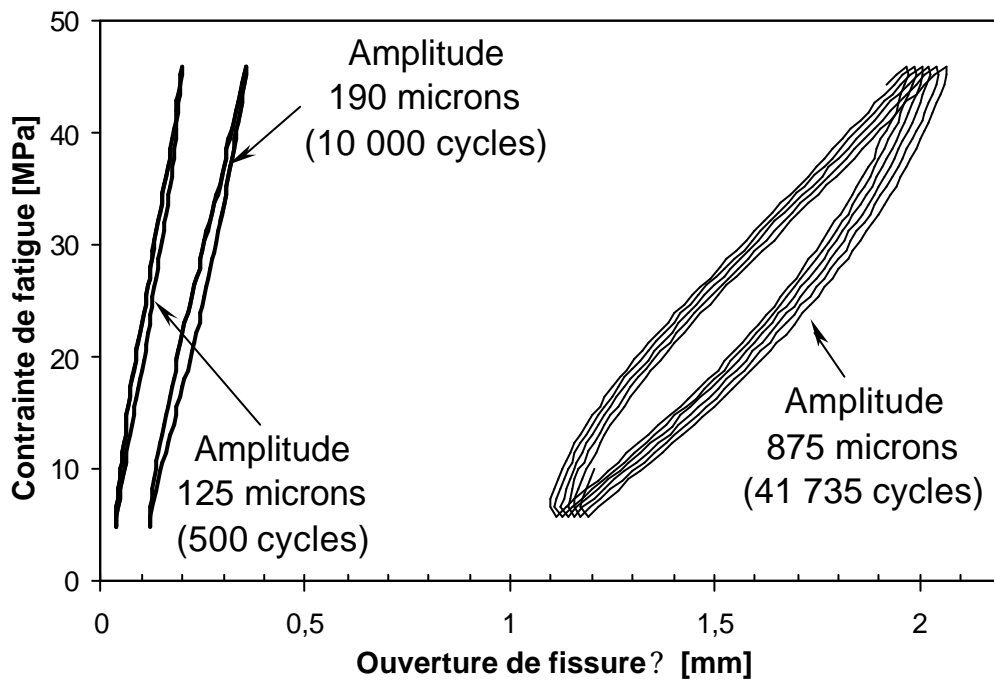


Figure 4.16 - Evolution de l'ouverture de fissure pour de grandes amplitudes  $\omega$  (réf. E9\_28.3kN)

Mais on peut s'interroger sur la pertinence de ce critère. Pour les fissures n'ayant pas évoluées, l'amplitude de battement est proche de l'ouverture de fissure, puisque l'ouverture résiduelle est faible. Ici ce n'est plus le cas : les ouvertures résiduelles sont comprises entre 0.6 et 1.1 mm dans les cycles précédents la ruine. Les amplitudes de battement sont quant à elles comprises entre 400 à 875  $\mu\text{m}$ . La Figure 4.16 montre que la capacité portante de la dalle reste supérieure à 45 MPa en traction par flexion (M.O.R.<sub>caractéristique</sub> 46.5 MPa) dix cycles avant rupture et pour une ouverture de fissure résiduelle supérieure à 1 mm, l'amplitude étant de 850  $\mu\text{m}$ . L'examen des données relatives à l'ouverture des fissures précédant la ruine présente deux caractéristiques :

- L'ouverture de fissure est importante vis-à-vis de la dimension des fibres.
- La gamme d'ouverture de fissure montre une forte dispersion.

Dans les cycles précédant la ruine, l'ouverture de fissure et son amplitude de battement sont très certainement fonctions de l'agencement du réseau de macro-fibres au niveau de la fissure principale. Celles-ci sont en moins grand nombre et donc sont les plus à même d'expliquer la dispersion observée. L'ouverture de fissure est donc à cet instant fonction du nombre de fibres encore actives et de leur orientation par rapport à la fissure. Avec des ouvertures résiduelles importantes, leur ancrage mécanique passe une valeur critique (fonction de leur nombre et leur orientation) et diminue rapidement, ce qui conduit à des amplitudes de battement qui augmentent fortement. Cela explique les résultats disparates observés. Mais cela résulte d'une évolution initiée bien plus tôt qui intéresse l'ensemble du renfort fibré.

Il est donc difficile de définir un critère déclenchant le passage de l'étape 2 à l'étape 3. On retient malgré tout que la zone de transition se produit pour des amplitudes de battement comprises entre 260 et 350  $\mu\text{m}$ .

Une seconde approche consiste à raisonner en terme de déformation moyenne, même si le caractère continu de la matière n'est plus respecté. Dans cette optique on présente dans le Tableau 4.3 les déformations ultimes de la partie tendue pour le 10<sup>ème</sup> cycle précédent la rupture. On donne à titre indicatif les valeurs obtenues lors de la caractérisation statique, ainsi que celle des éprouvettes ayant atteint 2 millions de cycles. On remarque que les déformations à rupture en fatigue sont toujours supérieures à la moyenne des déformations à rupture relative aux essais statiques. Le gain moyen dû au chargement cyclique est de 22 %. L'état de déformation après 2 millions de cycles est lui bien inférieur aux deux précédents, avec une moyenne de  $2.73 \times 10^{-3}$ . Au passage on note que cette valeur est bien supérieure à la déformation initiale critique ( $\epsilon_i$   $1.44 \times 10^{-3}$ ) traduisant par-là un phénomène d'accommodation du composite vis-à-vis de son état de fissuration. Le nombre de fissures ouvertes est un indicateur qualitatif de résistance à la fatigue comme le montre la Figure 4.17. On y présente le cas d'une éprouvette ayant atteint 2 millions de cycles, et celle qui a eu la plus faible durée de vie avec 1 135 cycles à rupture.

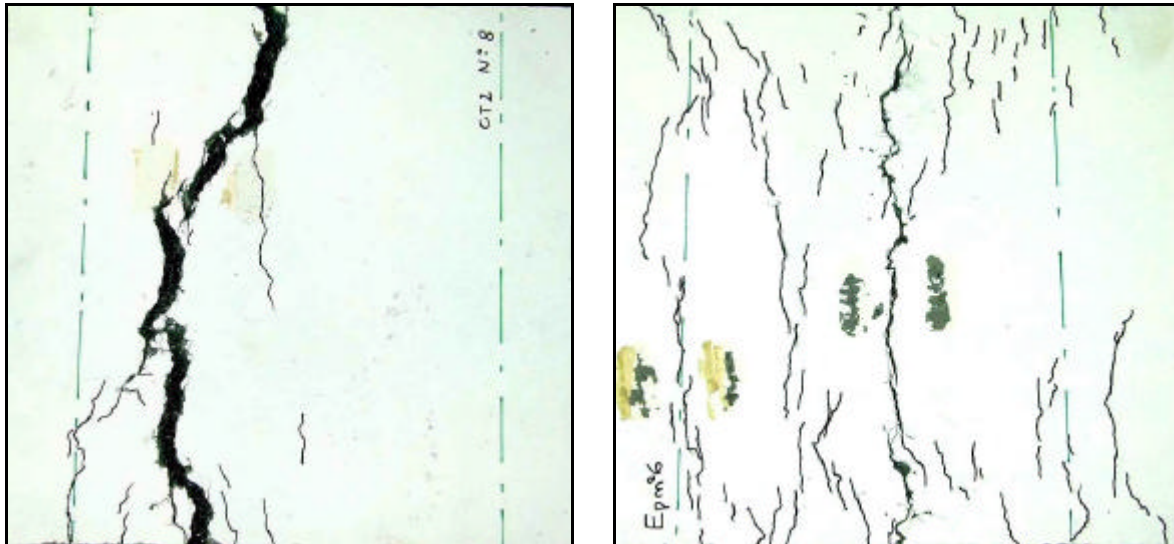


Figure 4.17 - Importance de la fissuration visible sur la durée de vie en fatigue : à gauche dalle s'étant rompue après 1 135 cycles (réf. CT2 E8\_35.5kN) et à droite dalle ayant atteint  $2 \times 10^6$  cycles (réf. Epn°6\_26.52kN)

Tableau 4.3 - Déformation ultime en partie tendue : en statique, après  $2 \times 10^6$  cycles et 10 cycles avant rupture.

Référence	Déformation à rupture ? $\epsilon$
CT1 E2_32 kN	$1,03 \times 10^{-2}$
CT1 E7_31.97 kN	$1,18 \times 10^{-2}$
CT1 E8_24.16 kN	$1,01 \times 10^{-2}$
CT1 E9_28.30 kN	$1,37 \times 10^{-2}$
CT2 E4_35.96 kN	$1,16 \times 10^{-2}$
CT2 E8_392 ? m	$1,06 \times 10^{-2}$
CT2 E9_34.30 kN	$1,33 \times 10^{-2}$
Epn°5_31.80 kN	$1,11 \times 10^{-2}$
Epn°9_35.59 kN	$1,33 \times 10^{-2}$
Moyenne 10 cycles av. rupture	$1,18 \times 10^{-2}$
CT1 E1_32 kN	$2,59 \times 10^{-3}$
CT1 E3_26.8 kN	$3,38 \times 10^{-3}$
CT1 E4_31.95 kN	$2,80 \times 10^{-3}$
CT2 E7_25.6 kN	$2,28 \times 10^{-3}$
Epn°6_26.52 kN	$2,60 \times 10^{-3}$
Moyenne à $2 \times 10^6$ cycles	$2,73 \times 10^{-3}$
Moyenne statique	$9,65 \times 10^{-3}$

### Définition d'une limite d'endurance

La définition d'une limite d'endurance nécessite normalement un nombre d'essais important pour pouvoir définir la contrainte de fatigue sous laquelle le matériau n'est pas sensible au phénomène de fatigue. Dans notre cas nous disposons d'un critère en déformation initiale. Cette déformation initiale statique est la déformation correspondant à la contrainte  $\sigma_{f,max}$  atteinte lors du chargement statique appliqué avant le début de la sollicitation de fatigue. Cette mesure peut être comparée à la courbe statique caractéristique *contrainte de traction équivalente-déformation* donnée précédemment Figure 4.3. De la même façon, nous pouvons maintenant reconstruire une courbe *contrainte de fatigue-nombre de cycles à rupture* à partir de la courbe caractéristique et de la relation reliant la déformation initiale aux nombres de cycles à rupture. La courbe intègre donc la dispersion sur le composite, puisque issue de la courbe caractéristique, et les phénomènes de fatigue fonction de la déformation. Elle est présentée dans la Figure 4.18.

Ce niveau de déformation correspond à une contrainte de traction par flexion de 30 MPa. Cette résistance peut s'exprimer par rapport au M.O.R.<sub>caractéristique</sub> et on obtient :

$$\frac{s_{f,limite}}{M.O.R._{caractéristique}} = 0.65$$

Cette valeur est relativement basse. Mais elle présente l'avantage de ramener la limite d'endurance à une valeur de résistance tenant compte de la dispersion sur le comportement du matériau (et non de l'essai de fatigue par nature dispersé). Ce paramètre crucial des bétons de fibres n'est à notre connaissance jamais précisé dans la présentation des résultats.

Le même rapport mais exprimé cette fois en fonction du M.O.R.<sub>moyen</sub> est encore plus faible, puisqu'il est légèrement inférieur à 50%. Les essais en flexion 3 points sur prisme 100 x 100 x 400 mm de Naaman précédemment cité donnent une limite d'endurance à 5 millions de cycles de 68 % pour un B35 dosé à 2% de fibre à crochet ( $L_f/\varnothing_f = 100$ ). Mais son module de rupture statique n'excède pas 20 MPa. Dans le cadre du projet national BEFIM, des essais de fatigue sur de petites poutres pré-entaillées (150 x 200 x 700 mm, entaille 10 mm) montrent qu'il faut descendre sous les 50% pour obtenir une durée de vie supérieure à 1 million de cycles (B35, dosé à 0.8% de fibre à crochet). Mais ce type de chargement est défavorable vis à vis du processus de fatigue puisqu'il localise l'endommagement.

Les essais de flexion 4 points sur DUCTAL<sup>®</sup> dosé à 2% de fibres droites sont plus proches de notre étude. En effet la fréquence de sollicitation est identique (2.5 Hz), la qualité de la matrice est semblable (B200, fort pourcentage de pâte, granulats < 500  $\mu$ m), la dimension des fibres proche ( $L_f/\varnothing_f = 80$ ,  $\varnothing_f = 200 \mu$ m) et la géométrie des corps d'épreuve quasiment semblable (ép. x portée : 50 x 450 cm contre 40 x 420 mm). Les fibres sont par contre des fibres droites. Dans ce cas, la limite d'endurance exprimée par rapport au M.O.R.<sub>moyen</sub> est inférieure à 80%, trois éprouvettes sur quatre ayant cassé à ce taux de chargement. Malheureusement aucun essai sous ce niveau n'a été réalisé, et le nombre de cycles fut limité à 1 million.

Globalement le niveau de chargement admissible reste donc très nettement supérieur ( $s_{f,limite} = 30$  MPa) aux autres BFM. Le composite semble malgré tout sensible au phénomène de fatigue ; le caractère multi-échelles du renfort n'étant pas aussi efficace en fatigue que dans le cas de chargements monotones.

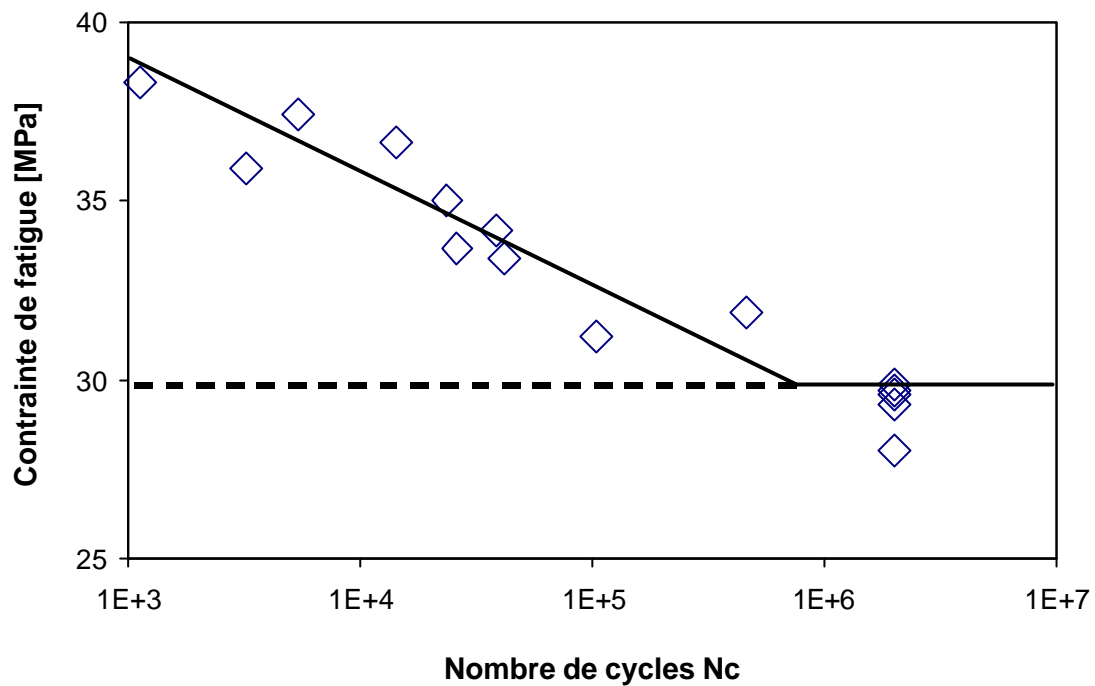


Figure 4.18 - Courbe de Wöhler reconstituée

### 4.3.5 Essais de rechargement à rupture

#### Courbes de rechargement post-fatigue

A la fin de l'étude de fatigue, nous disposons de 5 dalles non rompues ayant supportées 2 millions de cycles. A partir des cinq courbes de rechargement post-fatigue, nous avons établi une courbe de comportement moyen. La Figure 4.19 présente les résultats obtenus. Nous présentons les courbes en fonction de la flèche car pour une dalle, la fissure s'est développée au droit d'un des supports de mesure des déformations, entraînant sa chute. On met en évidence une variation importante de la rigidité résiduelle entre éprouvettes. Le domaine pseudo-linéaire est fortement accru, et se prolonge dans certains cas jusqu'à des flèches proches du pic d'effort. Toutes les dalles présentent un module de rupture élevé, compris entre 60 et 74 MPa. La valeur moyenne du  $M.O.R._{rechargement}$  est de 66.6 MPa. Il est aussi possible de calculer pour chaque essai, le rapport entre contrainte de fatigue et contrainte à rupture finale. Celui-ci oscille entre 0.54 et 0.62. Cependant il n'a pas été possible de relier ce rapport avec la pente  $S$ , ni le module de Young initial  $E$ . Une corrélation plus forte existe entre contrainte à rupture post fatigue et la déformation initiale, mais le nombre d'échantillons est trop faible pour en déduire une tendance. Les données relatives aux essais de rechargement post-fatigue sont regroupées dans le Tableau 4.4.

Tableau 4.4 - Synthèses des résultats expérimentaux sur dallettes après  $2.10^6$  cycles

<i>Référence</i>	<i>Contrainte de fatigue</i> (MPa)	<i>Contrainte à rupture</i> (MPa)	<i>Déformation initiale ?<sub>i</sub></i> (10 <sup>-3</sup> )	<i>Taux de chargement</i> ( $s_F / s_R$ )	<i>Pente S</i> (mm/cycle)
<i>CT1 E1_32 kN</i>	38,0	66,9	1,18	0,57	2,11 E-8
<i>CT1 E3_26.8 kN</i>	40,7	65,3	1,26	0,62	4,51 E-8
<i>CT1 E4_31.95 kN</i>	40,8	74,3	1,27	0,55	4,46 E-8
<i>Epn°6_26.52 kN</i>	36,0	60,2	1,04	0,60	2,09 E-8
<i>CT2 E7_25.6 kN</i>	35,9	66,3	1,23	0,54	4,52 E-8

### Comparaison des comportements moyens avant et après fatigue

Les courbes de chargement monotone, avant et après 2 millions cycles de fatigue sont présentées dans la Figure 4.20. On rappelle les courbes min et max. des courbes de rechargement. On observe effectivement que le comportement moyen après fatigue est supérieur à celui des spécimens non endommagés en fatigue. Le gain est d'environ 7 %. Les flèches au pic d'effort sont sensiblement identiques pour les deux courbes. Il est également à noter que lorsque  $\sigma_{f,max}$  est atteinte lors du chargement statique (c'est-à-dire avant que la sollicitation de fatigue commence), aucune fissure visible à l'œil n'apparaît, et que plusieurs fissures visibles apparaissent ensuite lors des cycles de fatigue. Des résultats similaires sont rapportés par Naaman et Ramakrishnan pour des bétons fibrés à 1 et 2% de fibres à crochets [Naaman 1998 et Ramakrishnan 1987,1995].

### 4.3.6 Conclusions sur l'étude expérimentale

Un nouveau composite cimentaire fibré multi-échelles a été testé en fatigue ondulée asymétrique. De l'étude expérimentale, nous retenons les points suivants :

- Le comportement statique présente un M.O.R.<sub>moyen</sub> de 61.5 MPa et une valeur caractéristique de 46.5 MPa. Aucune fissure visible n'apparaît avant le pic d'effort.
- La résistance de la matrice cimentaire semble continuer de croître dans le temps, même après 4 jours de traitement thermique à 90°C. Un gain de résistance de 20% est observé en compression comme en flexion.
- L'évolution du domaine d'endommagement progressif (étape 2) d'un spécimen en CEMTEC<sup>®</sup> multiscale est fonction de l'état d'endommagement initial du spécimen.
- Un seuil de déformation initiale critique  $e_{ic}$  est mis en évidence. En dessous de ce seuil, une dallette en CEMTEC<sup>®</sup> multiscale ne se rompt pas durant un essai de fatigue par flexion et au-delà de ce seuil le nombre de cycles à rupture dépend linéairement de la déformation initiale (échelle log-normale). Le seuil de déformation déterminé est pour cette étude compris entre  $1.24$  et  $1.44 \times 10^{-3}$ .



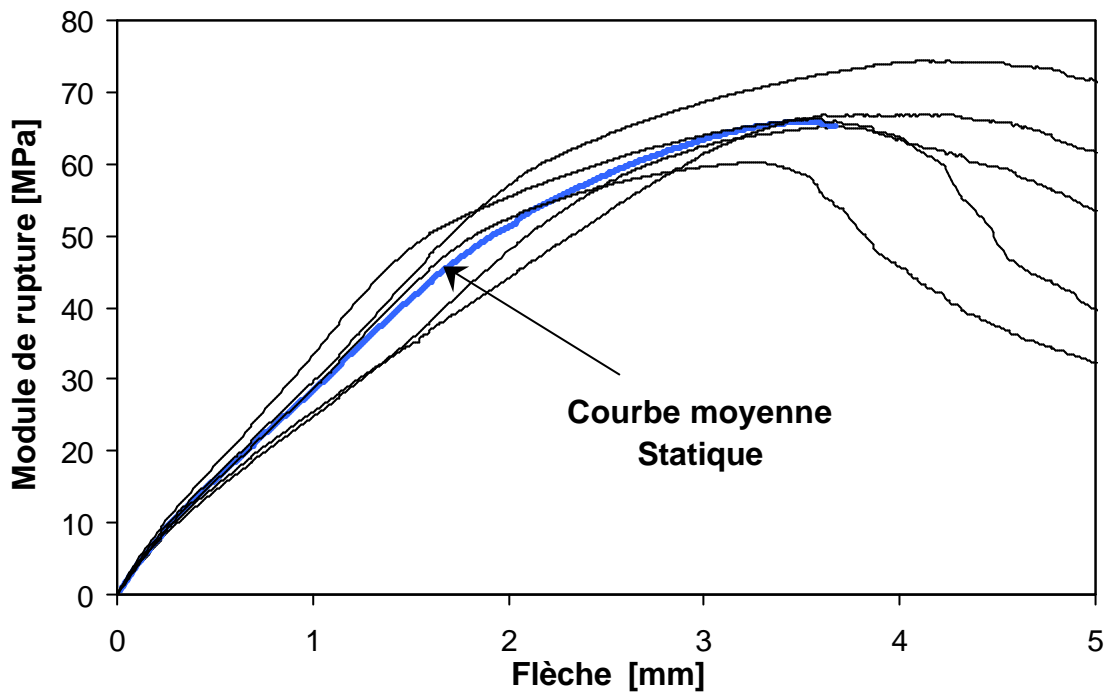


Figure 4.19 - Courbes de rechargement statique après  $2 \times 10^6$  cycles

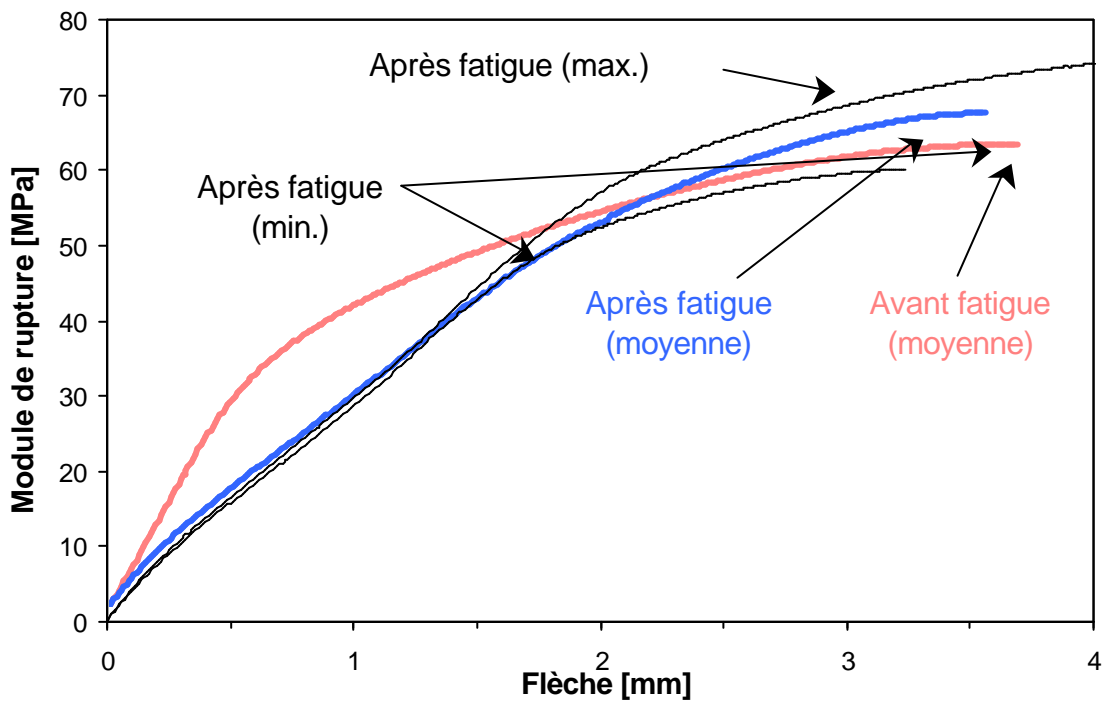


Figure 4.20 - Comparaison entre les comportements statiques moyens avant et après sollicitation de fatigue ( $2 \times 10^6$  cycles)

- Une courbe dite "de Wöhler " est reconstruite à partir de la courbe caractéristique de comportement statique en flexion et de la relation *Nombre de cycles à rupture Nc-Déformation initiale  $e_i$* .
- En dessous d'un taux de chargement  $R = 0.65$ , l'essai de fatigue en flexion ne provoque pas la ruine du spécimen en CEMTEC<sup>®</sup>*multiscale*.
- Un gain de résistance d'environ 7 % est observé sur le comportement en flexion statique entre des dalles ayant subi le chargement de fatigue et celles initialement vierges de tout endommagement.

## 4.4 Analyse des mécanismes physiques de fatigue

On peut, pour résumer ce qui précède, synthétiser certaines connaissances fiables et objectives sur le CEMTEC<sup>®</sup>*multiscale* de la manière suivante :

- La résistance en traction uniaxiale du matériau est principalement conférée par les micro- et méso-fibres qui sont courtes ( $\leq 6$  mm de long). Ces dernières, de faible facteur de forme (voisin de 35) et en fort pourcentage, permettent une limitation forte de l'évolution de la micro-fissuration et donc un prolongement du comportement pseudo-élastique apporté par les micro-fibres.
- Dans des matrices même ultra-compactes comme celle constitutive du CEMTEC<sup>®</sup>*multiscale*, les fibres utilisées, c'est-à-dire des fibres droites et à crochets, fonctionnent principalement par adhérence pendant les étapes 1 et 2 du processus de fatigue (même les plus longues). Leur longueur d'ancrage est trop faible pour aboutir à leur rupture (ce qui s'observe expérimentalement sur les faciès de rupture).
- Le rapport  $R$  défini précédemment, pour lequel il n'y pas de ruine en fatigue de l'éprouvette en CEMTEC<sup>®</sup>*multiscale* est relativement faible.
- Il existe un seuil en déformation  $\epsilon_{ic}$ , qui correspond à un état de micro-fissuration initiale, pour lequel on passe de manière brutale d'un domaine de comportement où le matériau ne se rompra jamais en fatigue, à un domaine où le nombre de cycles à rupture dépend linéairement de la déformation initiale statique (échelle log-normale).
- Lors du chargement statique qui précède la sollicitation de fatigue, aucune fissure visible n'apparaît alors qu'un net réseau de fissures visibles se développe lors des cycles de fatigue, pour des taux de chargement bien inférieurs au module de rupture moyen (62 MPa dans notre cas). Cela traduit un changement dans le processus de fissuration du matériau.

Ces informations conduisent à la proposition suivante concernant le processus d'endommagement du composite cimentaire multi-échelle sous sollicitations cycliques.

## 4.4.1 Les différentes étapes du processus d'endommagement par fatigue

### Première étape

Le chargement statique initial de l'éprouvette en CEMTEC<sup>®</sup><sub>multiscale</sub> introduit un état de micro-fissuration initiale macroscopiquement représenté par la déformation initiale  $\epsilon_{ic}$ . A ce stade on se situe déjà dans le comportement non linéaire du matériau. Cet état de micro-fissuration traduit un état d'endommagement de l'interface matrice-fibre, essentiellement relatif à la méso-fibre (courte). Lors des cycles de fatigue qui suivent, on assiste en parallèle au développement de la micro-fissuration (en nombre de micro-fissures actives) et à l'endommagement des interfaces fibre courte-matrice. Ceci se traduit macroscopiquement par une augmentation rapide de la flèche et de la déformation en zone tendue. La micro-fissuration du composite va très vite se stabiliser en terme de nombre de fissures créées, puisque le caractère écrouissant du matériau n'est pas sollicité pendant l'essai (pas d'évolution de la contrainte maximale appliquée, phénomène qui tend à multiplier la micro-fissuration). Seul le deuxième processus, relatif à l'endommagement de l'interface se poursuit, ce que traduit la vitesse d'évolution de la flèche de plus en plus lente. L'ouverture des micro-fissures initialement invisibles à l'œil croît pour finalement devenir décelable sans pour autant se propager de manière importante. Cette première étape d'endommagement est illustrée dans la Figure 4.21-a. Elle correspond à l'augmentation rapide de la déformation observée lors des premiers cycles (cf. Figure 4.7-étape 1).

### Deuxième étape

Les cycles de fatigue se poursuivant et les ouvertures de fissure augmentant, les fibres les plus longues du matériau (troisième échelle de fibre) vont être de plus en plus sollicitées, et donc leur interface se dégrader.

On montre (cf. Figure 4.13) qu'il existe un seuil d'amplitude de battement ??, de l'ordre de 100  $\mu\text{m}$ . Si l'on ne dépasse pas ce seuil, l'ouverture de fissure ne se propage pas, et l'éprouvette atteint 2 millions de cycles sans se rompre ; dans le cas contraire, l'ouverture de fissure continue de croître et l'éprouvette se rompt avant les 2 millions de cycles. Cette valeur d'ouverture de fissure ne doit pas pour autant être perçue comme un seuil déclenchant, mais plutôt comme une limite asymptotique d'ouverture de fissure, pour les seules éprouvettes qui montrent une absence d'évolution de leur endommagement. Il semble bien que cette ouverture limite représente une caractéristique intrinsèque du composite, liée aux différents pourcentages et facteurs de forme des renforts, ainsi qu'à la structuration du matériau au niveau de la fissure. Pour les éprouvettes ayant dépassé le seuil en déformation  $\epsilon_{ic}$ , la fissure passe le seuil de 100  $\mu\text{m}$  pendant une phase transitoire puis atteint un régime où son évolution stagne. Ce seuil ne traduit pas un changement de comportement du matériau (fin d'efficacité des méso-fibres ou début de plastification des crochets des macro-fibres par exemple) mais est directement dépendant de la déformation initiale  $\epsilon_{ic}$ . Des essais de pull out effectués sur des fibres à crochets similaires à celles utilisées ( $L_f$  25 mm,  $\varnothing_f$  0.2 mm) [Stroven 1987] montrent que le pic d'effort pour cette géométrie est atteint entre 0.5 à 0.6 mm de déplacement relatif dans le cas où la fibre est alignée avec la direction de sollicitation. Des ouvertures de fissures plus grandes sont donc tout à fait possibles dès lors que le réseau de fibres est orthotrope, et que l'ancrage de la fibre est amélioré par l'action des micro-fibres (pas d'éclatement de la matrice en bord de fissure), ce que corroborent les derniers cycles de fatigue avant ruine.

Cette deuxième étape d'endommagement correspond à l'augmentation stable, lente et linéaire de la déformation en fonction du logarithme du nombre de cycles (Figure 4.7-étape 2). Elle est l'illustration et la conséquence du caractère multi-échelle du renforcement et de l'endommagement du matériau ainsi que du phénomène de synergie entre les fibres. Si les méso-fibres remplissent convenablement leur rôle, elles aident les fibres les plus longues à maintenir les ouvertures de fissure dans un domaine où ces dernières ne voient pas leur interface avec la matrice et leur ancrage se dégrader lors des cycles de fatigue. Par contre, si les fibres intermédiaires remplissent insuffisamment leur rôle, les fibres les plus longues sont tellement sollicitées lors des cycles de fatigue que leur interface avec la matrice s'endommage progressivement, d'où une augmentation continue des ouvertures de fissure (cf. Figure 4.13) et par conséquent de la déformation de la partie la plus tendue de l'éprouvette.

On peut légitimement s'interroger sur la participation des micro- et méso-fibres dans le processus de pontage de fissure ouverte de plus de 100  $\mu\text{m}$ . Un constat s'impose quant à la participation des autres catégories de fibres dans le composite étudié. L'étude de fatigue sur BPR fibré [Mouquet 2000] citée précédemment montre que le M.O.R.<sub>moyen</sub> n'excède pas 30 MPa (20 MPa pour les travaux de Naaman sur des B50 dosés à 2% de fibre à crochet). Dans le cas du BPR, la matrice est ultra performante et l'étreinte radiale induite par le retrait important de la matrice cimentaire est similaire à celui développé par notre matériau. Le rapport longueur de la macro-fibre sur largeur de l'éprouvette est de plus favorable au BPR ( $L_f/l_{\text{moule}}$  0.32 et 0.125 respectivement), induisant un coefficient d'orientation moyen supérieur. Enfin la dimension et le diamètre des fibres utilisées pour le BPR ( $L_f$  16 mm,  $\varnothing_f$  0.16 mm) font qu'elles sont deux fois plus nombreuses que les macro-fibres du CEMTEC<sub>multiscale</sub><sup>®</sup> pour une même efficacité mécanique ( $L_f/\varnothing_f$  80). La probabilité de ponter une fissure est accrue pour le BPR et le taux de travail par fibre est inférieur dans ce cas. Pourtant le matériau est incapable de reprendre une contrainte de flexion de 45 MPa, qui plus est avec une ouverture de fissure supérieure au millimètre. En somme, si les seules macro-fibres intervenaient dans le processus de pontage, le CEMTEC<sub>multiscale</sub><sup>®</sup> devrait pouvoir supporter des taux de chargement en fatigue bien plus élevés, et le BPR des chargements statiques bien plus importants. Une étude de fatigue sur des dalles ne comportant pas de méso-fibres serait la meilleure confirmation des hypothèses avancées.

### Troisième étape

Alors que les fissures s'ouvrent progressivement pendant la deuxième étape d'endommagement, elles finissent par atteindre des valeurs d'ouverture incompatible avec la dimension de la méso-fibre (de l'ordre de 250 à 350  $\mu\text{m}$ ). A partir de ce moment, le caractère multi-échelle du renfort cesse, et la fissure critique est majoritairement pontée par des macro-fibres aux interfaces très dégradées. L'ouverture évolue rapidement et de manière instable lors des cycles suivants pour aboutir à la ruine de l'éprouvette. Cela constitue la dernière partie de la courbe (Figure 4.7-étape 3).

Cette propagation instable de la fissure est à mettre en parallèle avec la localisation de la fissuration (apparition d'une fissure visible) observée dans l'essai statique réalisé sur le même matériau au sein de la même éprouvette, localisation qui coïncide avec la contrainte de traction équivalente maximale. L'ouverture de fissure au moment de la ruine de l'éprouvette est comprise entre 400 et 875  $\mu\text{m}$ , et la déformation de la zone tendue d'environ 20 % supérieure à la déformation ultime du composite sous sollicitation statique.

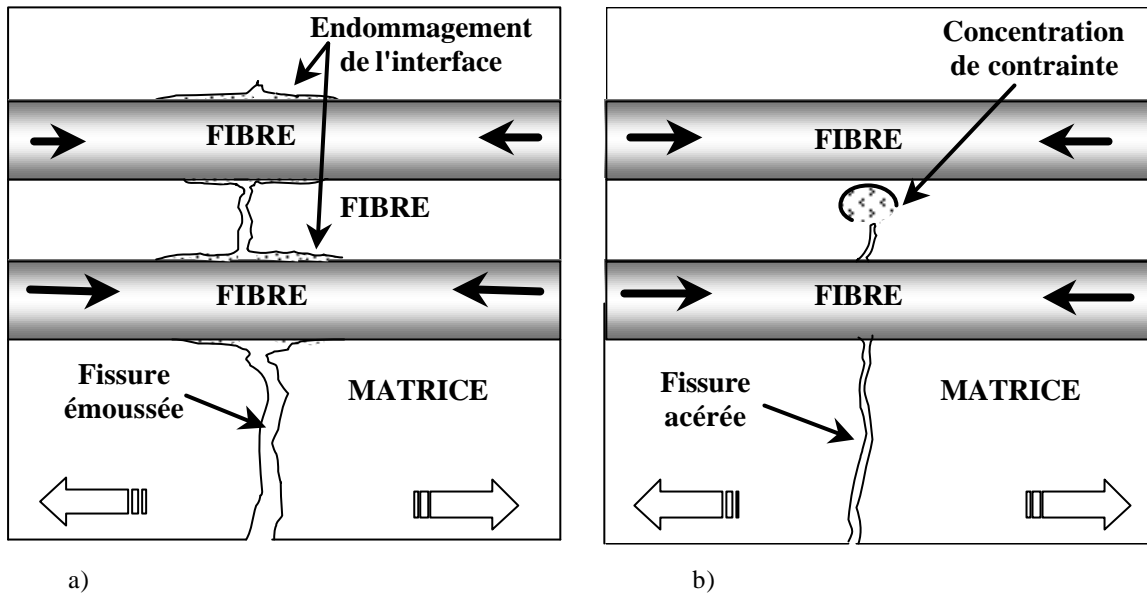


Figure 4.21 - Faciès de fissuration en présence d'une fibre : a) après sollicitation de fatigue. b) lors du premier chargement statique

#### 4.4.2 Pseudo accommodation du matériau

La comparaison entre les courbes de chargement statique moyennes avant et après sollicitation de fatigue (cf. Figure 4.20) met en lumière les points suivants :

- Les éprouvettes en CEMTEC<sup>®</sup><sub>multiscale</sub> sollicitées en statique après avoir subi 2 millions de cycles de fatigue présentent une rigidité beaucoup plus faible que celles sollicitées en statique sans avoir subi de sollicitation de fatigue.
- Le module de rupture moyen du CEMTEC<sup>®</sup><sub>multiscale</sub> ayant subi les 2 millions de cycles est au moins égal et même supérieur de 7 % à celui concernant le CEMTEC<sup>®</sup><sub>multiscale</sub> vierge de sollicitation de fatigue. La déformation ultime est par contre légèrement plus basse. Au final, la ductilité des éprouvettes fatiguées (déformation anélastique/déformation élastique) est nettement plus faible que celles des éprouvettes vierges.
- Le domaine pseudo-linéaire dans le comportement statique des éprouvettes est plus important pour les éprouvettes ayant subi préalablement la sollicitation de fatigue que pour celles vierges de cette sollicitation préalable.

Le premier point s'explique aisément par l'état de fissuration et d'endommagement du matériau. Les deux millions de cycles ont micro-fissuré la matrice cimentaire et parallèlement un réseau de fissure visible s'est développé, traduisant l'endommagement des interfaces fibre-matrice. Il en résulte logiquement une perte de rigidité matériau, renforcé par une perte de rigidité structurelle.

Le deuxième fait remarquable concerne l'augmentation du module de rupture. Ce phénomène a déjà été observé par d'autres auteurs pour des niveaux de sollicitation de fatigue faible, ce qui est globalement notre cas. Mais il n'a pas été formulé d'explication

pouvant raisonnablement expliquer ce phénomène. On propose ici d'aborder cette explication au travers de la mécanique de la rupture. On sait que le mécanisme de pontage de fissure absorbe une quantité considérable d'énergie et que la propagation des fissures s'en trouve réduite car les fibres réduisent le facteur d'intensité de contrainte en pointe de fissure (cf. Figure 4.21). Lors de la sollicitation de fatigue, les éprouvettes qui ont atteint les 2 millions de cycles sans rompre ont pour spécificité d'avoir une ou plusieurs fissures visibles dont l'ouverture n'a jamais dépassé les 100  $\mu\text{m}$  (voir ce qui précède). Le fait que la fissure n'évolue plus s'explique donc de la manière suivante :

- Une non-propagation des fissures, car pour des raisons géométriques une fissure qui se propage voit son ouverture augmenter.
- Un arrêt de l'endommagement des interfaces  *fibre-matrice*  relatives aux fibres intéressées par les fissures, car dans le cas contraire on assisterait également à une augmentation de l'ouverture des fissures.

Le fait que la fissure n'évolue plus marque un changement dans le phénomène dissipatif d'énergie au sein du matériau ; malgré l'étreinte induite par le retrait de la matrice sur les fibres, l'interface reste une zone de faiblesse relative pour le composite. Mais ce point est bénéfique dans la mesure où il permet une déviation des fissures pour les faire se propager majoritairement dans la zone interfaciale fibre-matrice. Une grande partie de l'énergie apportée au système est alors dissipée, non plus pour faire se propager la fissure dans la matrice, mais pour créer de nouvelles décohésions aux interfaces fibre-matrice. Ainsi, les fissures sont probablement très émoussées à leur extrémité, cette extrémité étant constituée par la zone endommagée à l'interface  *fibre-matrice*  (Figure 4.21-a). En effet, une fissure très pointue en son extrémité ne peut que se propager pour des niveaux de contrainte correspondant à  $\sigma_{f,max}$ , ce qui n'est pas le cas. Cette explication est cohérente avec l'augmentation du domaine de comportement pseudo-linéaire des éprouvettes re-sollicitées en statique après sollicitation de fatigue. Les fissures de fatigue se sont probablement plus propagées dans le composite endommagé que dans le composite vierge (ce que traduit le plus long domaine pseudo-linéaire) mais leur faciès en tête présente une morphologie favorable vis-à-vis des concentrations de contrainte (facteur d'intensité de contrainte).

Considérons maintenant le processus de fissuration et le comportement mécanique lorsque l'on sollicite en statique deux éprouvettes dont la situation de fissuration initiale est relative l'une à une éprouvette vierge, l'autre à une éprouvette endommagée par fatigue. L'état de fissuration initial entre les deux éprouvettes est donc très différent. L'éprouvette est vierge de fissuration dans le premier cas, et contient des fissures émoussées dans le second cas. Plaçons-nous maintenant au taux de chargement équivalent à une contrainte de traction valant  $\sigma_{f,max}$  ; la sollicitation de fatigue a beaucoup plus détérioré les interfaces  *fibres-matrice*  que la sollicitation monotone croissante (sollicitation quasi-statique) et les fissures de l'éprouvette "fatiguée" sont certainement un peu plus profondes que celles de l'éprouvette initialement vierge (Figure 4.21-a et b). A partir de cette contrainte  $\sigma_{f,max}$ , on se trouve dans deux situations concernant l'état de fissuration:

- Eprouvette vierge de sollicitation de fatigue préalable : les fissures sont relativement peu profondes mais assez acérées.
- Eprouvette préalablement sollicitée en fatigue : les fissures sont plus profondes mais beaucoup plus émoussées.

Si à partir de la contrainte  $\sigma_{f,max}$  on poursuit la sollicitation statique, la mécanique de la rupture montre que la concentration de contrainte de traction à l'extrémité des fissures relatives à l'éprouvette vierge peut être plus importante que dans le cas de l'éprouvette "fatiguée". Par conséquent, les fissures de la première peuvent avoir tendance à se propager plus que celles relatives à la seconde. Cette différence dans le processus de fissuration permet d'expliquer d'une part, que le domaine pseudo-linéaire dans le comportement statique des éprouvettes est plus important pour les éprouvettes ayant subi préalablement la sollicitation de fatigue que pour celles vierges de cette sollicitation préalable ; d'autre part que le module de rupture de la première catégorie d'éprouvette est légèrement supérieur à celui relatif à la seconde catégorie d'éprouvettes.

## 4.5 Conclusions

L'étude expérimentale concernant le comportement en fatigue d'un composite multi-échelle tel que le CEMTEC<sup>multiscale</sup><sup>®</sup> permet de tirer un certain nombre d'enseignements concernant le processus d'endommagement en fatigue de ces matériaux, enseignements qui se déclinent ainsi :

- La limite d'endurance à 2 millions de cycles est supérieure à la limite pseudo-élastique du matériau, ce qui signifie que le composite est à même d'empêcher la propagation instable d'une fissure.
- L'échelle intermédiaire de longueur de fibre (fibres courtes en pourcentage très élevé) qui intervient fortement et positivement dans la résistance en traction statique du composite étudié est l'échelle pouvant devenir le point faible du matériau lorsqu'il s'agit d'une sollicitation de fatigue. En effet, passé un certain taux de chargement, la sollicitation cyclique détériore très fortement l'interface fibre-matrice, ce qui est très dommageable pour des fibres fonctionnant par adhérence comme c'est le cas pour la plupart des composites cimentaires fibrés. Ainsi les fibres de faible facteur de forme que sont les méso-fibres pour le matériau composite étudié, deviennent rapidement inactives, et le composite n'est plus à même de se comporter comme un matériau à renfort multi-échelle. La résistance du composite s'en trouve fortement altérée et il s'ensuit une ruine rapide.
- Si l'état de fissuration initiale du matériau avant la sollicitation de fatigue conduit à un état de déformation en traction du matériau inférieure ou égale à  $1.27 \times 10^{-3}$ , les fibres intermédiaires remplissent parfaitement leur rôle vis-à-vis des fissures qui les concernent (c'est-à-dire les fissures qui sont en correspondance en terme d'échelle), et le comportement en fatigue du CEMTEC<sup>multiscale</sup><sup>®</sup> est stable (pas de rupture en fatigue après de 2 millions de cycles). Ceci montre l'influence de l'endommagement initial sur la tenue à la fatigue (ou l'influence du facteur d'intensité de contrainte initial pour la modélisation par la mécanique de la rupture).
- Cette déformation de  $1.27 \times 10^{-3}$  correspond à une contrainte de traction équivalente égale à 65 % du module de rupture caractéristique du matériau. Dans une structure en CEMTEC<sup>multiscale</sup><sup>®</sup> le fonctionnement en service de celle-ci risque donc d'être limité par le comportement en fatigue du matériau. Il faut pour autant rappeler que pour les structures métalliques, la contrainte de service en traction est

limitée à 60 % de la résistance en traction caractéristique de l'acier. De plus la limite de fatigue définie plus haut reste malgré tout, avec 30 MPa, très élevée en valeur absolue pour un matériau à matrice cimentaire fibrée.

- Les éprouvettes qui n'ont pas rompu avant les 2 millions de cycles présentent un comportement en flexion résiduel supérieur (gain de 7%) à celui relatif aux éprouvettes vierges de sollicitation de fatigue préalable. Ce résultat est la conséquence d'une modification de la morphologie des fissures occasionnée par la sollicitation de fatigue. En effet, les cycles de fatigue conduisent à un "émoussement" progressif des extrémités des fissures, fissures qui deviennent alors moins dangereuses au regard de leur potentiel de propagation.

Les connaissances acquises, et résumées ci-dessus, semblent indiquer que le comportement en service d'une structure en CEMTEC<sub>multiscale</sub><sup>®</sup> est limité par le comportement en fatigue du matériau, limitation liée à la dimension trop faible des fibres intermédiaires vis-à-vis de l'endommagement cyclique de l'interface  *fibre-matrice*. En conséquence, on pourrait être tenté d'augmenter la longueur de ces fibres intermédiaires pour améliorer le comportement moyen en fatigue du matériau. Ce faisant, pour des raisons de rhéologie, on serait amené à diminuer le pourcentage de fibres intermédiaires introduites dans la matrice (diminution qui entraînerait celle du coût du matériau). Ce choix aurait alors une double conséquence :

- Diminuer la résistance moyenne en traction du matériau.
- Augmenter la dispersion vis-à-vis du comportement en fatigue et vis-à-vis de la résistance en traction du matériau (donc diminuer possiblement les valeurs caractéristiques).

Cette étude sur le comportement en fatigue d'un composite cimentaire multi-échelle tel que le CEMTEC<sub>multiscale</sub><sup>®</sup> ouvre donc la porte à une réflexion quant à l'optimisation technico-économique d'un tel matériau, optimisation qui doit être faite en tenant compte de l'application industrielle visée.





# Chapitre 5

## Comportement d'une éprouvette endommagée et sollicitée en ambiance agressive

### 5.1 Introduction

La durabilité des bétons à hautes et très hautes performances a fait l'objet d'études approfondies depuis le milieu des années 80. Les résultats concordent pour dire que l'amélioration des résistances mécaniques, de la compacité du matériau et la quasi absence de porosité connectée, améliorent grandement les propriétés de transfert [Baron 1992, Malier 1992]. Le choix d'une matrice ultra performante va donc dans le sens de la durabilité du composite.

Le développement des bétons de fibres est antérieur à l'usage des BHP et autres BTHP. Pourtant ces bétons ne semblent pas souffrir des mêmes maux que le béton armé, à savoir une corrosion des renforts. Il importe de dissocier le cas d'une fibre enrobée dans la matrice de celui où la fibre traverse une fissure. En fait, dans la plupart des applications structurelles, les BFM sont sollicités en dessous de la résistance à la fissuration de la matrice cimentaire ce qui limite grandement l'apparition de macro-fissure (i.e.  $> 0.3$  mm, ouverture limite admissible par les règlements français pour les structures en béton armé). Mais les bétons de fibres ne sont là encore pas représentatifs du composite étudié. D'une part, la fraction volumique des fibres est au mieux trois fois inférieure à celle de notre matériau, avec des dimensions de renfort millimétriques (40 à 300  $\mu\text{m}$  dans notre cas), et des fibres isolées les unes des autres (leur nombre est de 2 ordres de grandeur supérieur ici). D'autre part, les études de durabilité s'intéressent majoritairement à des corps d'épreuves sains ou fissurés mais non chargés. On est loin du comportement sous sollicitations de service.

Compte tenu du comportement écrouissant en traction uniaxiale du matériau, le dimensionnement de structure doit conduire à faire travailler le composite à un niveau de contrainte supérieur à la résistance en traction de la matrice. Cela implique la présence d'une multi-fissuration fine et répartie comme nous l'avons vu dans les chapitres précédents. Or, la résistance mécanique du composite dépend entièrement des fibres métalliques, nombreuses mais de faible diamètre, donc à priori sensible à tout phénomène diminuant leur section ou leur résistance.

Qu'advient-il alors des fibres métalliques traversant une fissure active en présence d'un agent agressif ? Une corrosion de type chimique ou sous contrainte peut-elle se développer ? Si oui, avec quelle cinétique et quelle conséquence sur le comportement du matériau ? La faible distance inter-fibre voire leur contact ne constitue-t-il pas un chemin privilégié de corrosion ? Qu'advient-il de la capacité portante résiduelle ? Sinon, comment expliquera-t-on l'absence d'évolution ?

La problématique soulevée est donc le devenir du composite cimentaire fibré multi-échelle sous une sollicitation de service en présence d'un agent agressif. Dans une première partie nous rappelons les principaux résultats relatifs à la durabilité des matrices UHP, la définition des agents agressifs, la corrosion des fibres métalliques et l'existence ou non d'une ouverture de fissure critique pour les BFM.

Dans une deuxième partie nous explicitons les choix qui nous ont conduit à la définition d'un essai novateur adapté aux applications potentielles du composite. Il s'agit de maintenir en flexion des corps d'épreuves initialement endommagés en fatigue et ensuite chargés à leur état limite de service, en leur faisant subir des cycles d'immersion-séchage en solution saline. La description détaillée du dispositif expérimental précède la présentation des résultats.

Dans une dernière partie, nous proposons une analyse des phénomènes physiques observés à partir des connaissances acquises sur le matériau, notamment lors de la campagne de fatigue.

## **5.2 Rappels sur la durabilité des bétons de fibres métalliques**

L'objet de ce chapitre est l'étude du devenir des propriétés mécaniques d'un composite cimentaire fibré multi-échelles soumis à une ambiance agressive dans des conditions de chargement représentatives de son état de service. Il ne s'agit donc pas de quantifier une perméabilité à l'eau ou un coefficient de diffusion pour ce matériau, fonction d'un état de fissuration donné. Nous nous limiterons donc en matière de bibliographie aux quelques rappels utiles pour la définition de notre étude expérimentale.

Dans le cadre de la corrosion des fibres en présence d'un agent agressif tel que les chlorures, deux cas se présentent. Soit le BFM est non endommagé, les fibres sont entièrement enrobées par la matrice cimentaire et les ions doivent diffuser à travers le réseau poreux. Soit le BFM est endommagé et des fissures facilitent la pénétration des agents agressifs en profondeur. Ces deux cas de figure peuvent être dommageables pour le matériau étudié. D'une part, la fraction volumique est telle que les fibres affleurent à la surface des corps d'épreuve réduisant l'épaisseur de matrice à traverser à moins d'un millimètre. D'autre part, les corps d'épreuves sont endommagés et chargés ce qui signifie le développement d'une micro-fissuration constamment ouverte. Les caractéristiques mécaniques du composite dépendent donc entièrement du devenir des fibres et de toute réduction même minime de leur très faible section.

## 5.2.1 La corrosion des fibres dans la matrice

### Propriétés de transfert et durabilité des matrices cimentaires

La corrosion de fibres métalliques enrobées par une matrice cimentaire peut être rapprochée de celle des armatures utilisées dans le béton armé. Ce thème est devenu un axe de recherche important depuis une vingtaine d'année dans la mesure où les réparations sur le parc d'ouvrages existants prennent le pas sur la construction de nouvelles infrastructures.

Initialement, les fibres sont plus ou moins distantes de la surface en contact avec l'environnement extérieur, et donc la cinétique de corrosion est fonction des propriétés de transfert de la matrice cimentaire. Le processus de corrosion dépend principalement du pH de la solution interstitielle et de la pénétration d'agent agressif jusqu'aux aciers.

Le pH fortement basique des matrices cimentaires (voisin de pH 13 initialement) est le garant de la passivation des aciers dans le béton. Il est susceptible de chuter et donc d'entraîner un début de corrosion lorsque la réserve de basicité, à savoir la portlandite, diminue du fait de la carbonatation naturelle des hydrates<sup>21</sup> ou est naturellement faible ; typiquement ce dernier cas de figure se rencontre dans les matrices à ultra hautes performances (cf. Tableau 5.1) où l'excès de fumée de silice consomme intégralement  $\text{Ca}(\text{OH})_2$ . La carbonatation est liée à la diffusivité au gaz de la matrice cimentaire. Enfin un dernier cas de figure peut se présenter lorsqu'en présence d'eau pure, des phénomènes de lixiviation<sup>22</sup> entraînent les alcalins  $\text{Na}(\text{OH})$  et  $\text{K}(\text{OH})$  hors de la solution interstitielle et dissolvent la portlandite. La lixiviation est liée à la diffusion d'espèces ioniques à travers le réseau poreux.

La corrosion peut ensuite être facilitée ou accélérée par la présence d'ions agressifs. Nous retenons par la suite les ions chlorures comme espèce ionique agressive. Elle a fait l'objet de nombreuses études et est rencontrée aussi bien en ambiance marine que pour les problèmes de déverglaçage en période hivernale. Son action suppose la pénétration des ions jusqu'à la profondeur de l'acier et une concentration minimale définie par le rapport  $[\text{Cl}^-]/[\text{OH}^-]$  compris entre 0.6 et 1 suivant les auteurs [Hausman 1967, Raharinaivo 1998]. Les chlorures se combinent dans un premier temps avec la couche passivante d'hydroxyde ferreux  $\text{Fe}(\text{OH})_2$ , puis en sont ensuite éjectés et permettent en présence d'oxygène une corrosion des aciers en faisant chuter le pH vers 9.5 (cf. diagramme de "Pourbaix"). Les chlorures se trouvent principalement à l'état dissout dans la solution interstitielle et leur progression est due aux phénomènes de diffusion (déplacement sous gradient de concentration) et de perméabilité (déplacement sous gradient de pression d'eau) suivant l'état saturé ou non du milieu poreux.

Tout dépend donc des propriétés de transfert de la matrice cimentaire. Principalement on retient dans le Tableau 5.1 les mesures de perméabilité au gaz, de porosité à l'eau, de coefficient de diffusion (chlorures ou autres ions) relative à des matrices UHP [Roux 1996]. Ces résultats montrent des caractéristiques remarquables vis-à-vis de la durabilité du matériau, même comparés à des bétons dits à hautes performances.

---

<sup>21</sup> Principalement  $\text{Ca}(\text{OH})_2$  mais aussi les CSH [Dunster 1989].

<sup>22</sup> La lixiviation dissout aussi les composés anhydres tel  $\text{C}_2\text{S}$  et  $\text{C}_3\text{S}$  [Matte 1999].

Tableau 5.1 - Indicateurs de durabilité pour les bétons, d'après [AFGC-SETRA 2003]

Matériau	Porosité à l'eau (%)	Perméabilité à l'oxygène (m <sup>2</sup> )	Coefficient de diffusion du tritium (m <sup>2</sup> /s)	Teneur en Portlandite (kg/m <sup>3</sup> )
BHP	9 - 12	10 <sup>-17</sup>	2.10 <sup>-12</sup>	86
BFUP	1,5 - 6	< 10 <sup>-19</sup>	2.10 <sup>-14</sup>	0

En particulier la distribution du réseau poreux est le point remarquable de ces matrices UHP : d'une part la porosité capillaire est quasiment nulle (1-2% par porosimétrie au mercure [Roux 1996]) et d'autre part le réseau poreux est déconnecté. Ce dernier point, qui limite de manière drastique les transferts hydriques et ioniques, a été mesuré par Bonneau à partir de mesure du taux d'hydratation sur une matrice DUCTAL<sup>®</sup> de rapport Eau/Liant égale à 0.2 [Bonneau 2000]. Le seuil de percolation  $a_{percolation}$  n'est pas atteint pour cette matrice dont seulement 26% de la masse de ciment est hydratée. Des simulations à partir du modèle du N.I.S.T<sup>23</sup> confirment cette tendance.

### Corrosion des fibres métalliques dans une matrice cimentaire

Si le béton de fibre est non fissuré, le processus de corrosion se décompose en deux étapes. La première correspond à la pénétration des ions chlorures dans le béton. Sa durée augmente avec l'épaisseur de recouvrement des fibres et la diminution de la porosité. La seconde est marquée par le développement de la corrosion lorsque la concentration en ions chlorures et le pH le permettent. Les chlorures se concentrent principalement à l'anode, zone de dissolution des ions Fe<sup>2+</sup>. La poursuite du processus de corrosion dépend ensuite de la facilité avec laquelle les espèces ioniques en solution peuvent migrer entre cathode et anode via la solution interstitielle. Le rôle de cette dernière est triple :

- Permettre la diffusion de nouveaux agents agressifs
- Jouer le rôle d'électrolyte en transférant les charges électriques sous forme ionique
- Transférer les produits de corrosion

Pour des matrices cimentaires type B40, l'enrobage de la fibre représente une zone de faible compacité, à l'image la zone de transition interfaciale pâte-granulat. Elle représente une voie privilégiée de diffusion pour les espèces ioniques en permettant le transfert des ions hydroxydes et chlorures vers l'anode le long de l'interface acier-matrice [Janotka 1989], bouclant ainsi la pile électrochimique et permettant l'initiation de la corrosion.

Mais dans le cas de matrice à très faible rapport Eau/Liant, cette zone de transition n'existe plus. Chen a étudié la corrosion d'une fibre métallique dans une matrice de rapport Eau/Liant égale à 0.35 contenant 2% de NaCl [Chen 1987]. Pour un des essais il enrobe au préalable la fibre par une pâte de ciment de rapport Eau/Liant égale à 0.18. Dans le premier cas il détecte une légère corrosion, se traduisant par une diffusion d'ion Fe<sup>2+</sup> dans la

<sup>23</sup> National Institute of Standards and Technology, par D. Bentz et E. Garboczi.

matrice sur une profondeur de 40 microns à partir de la surface de l'acier. Dans le second cas, aucune trace de corrosion n'est décelée à la fin de l'essai. Il arrive à la conclusion qu'augmenter la compacité de la zone interfaciale est le moyen le plus efficace et le moins coûteux pour limiter la dissolution et la diffusion des ions  $Fe^{2+}$ .

Cela va dans le sens des essais accélérés<sup>24</sup> réalisés sur des BFM pour le stockage de déchet radioactif par [Dubois 1989]. Les trois types de fibres testées et convenablement enrobées présentent peu ou pas de produit de corrosion à l'interface fibre-matrice. De plus la corrosion amorcée au niveau d'une fissure ne se propage pas dans la partie enrobée.

La durabilité des BFM est de plus améliorée par le caractère discontinu et distribué du renfort. Contrairement au béton armé, pour lequel les produits de corrosion sont concentrés et proches de la surface libre, les BFM répartissent la production d'hydroxyde ferreux et de ses dérivés dans la masse. En conséquence, les volumes produits localement par quelques fibres ne sont pas suffisants pour provoquer l'éclatement du béton, même proche de la surface.

Le résultat attendu est logiquement une durabilité accrue des BFUP non fissurés. Ainsi le taux de corrosion est estimé à 0.01  $\mu\text{m}/\text{an}$  pour les fibres d'acier entrant dans la composition du DUCTAL<sup>®</sup> [Roux 1996].

Mais ces essais caractérisent le comportement du matériau, indépendamment de son état dans une structure sollicitée. Avec l'objectif de faire travailler le composite au-delà du seuil de fissuration de la matrice cimentaire, il devient indispensable d'observer localement le phénomène de corrosion au niveau d'une fissure.

### **Influence de la nature chimique de la surface des fibres**

Un paramètre souvent omis concerne le revêtement éventuel des fibres métalliques. Celui-ci a deux origines : soit il s'agit d'une galvanisation, soit il s'agit d'un dépôt de cuivre ou de laiton. Le premier cas assure de manière avérée une meilleure résistance à la corrosion des fibres [Dubois 1989]. Le second cas vient du process de tréfilage des fibres de très faible diamètre (<0.3 mm). Celui-ci impose souvent l'introduction d'un lubrifiant solide au niveau de la filière qui se retrouve ensuite à la surface des fibres. En fait la couche n'est pas continue et ne peut donc pas assurer de fonction protectrice (notamment à l'extrémité). Pire, des phénomènes de corrosion peuvent apparaître si l'acier joue le rôle d'anode sacrificielle vis-à-vis du métal le recouvrant (cas du cuivre notamment).

## **5.2.2 Corrosion des fibres traversant une fissure**

Si les fibres pontant les fissures se corrodent, l'augmentation des ouvertures de fissures résultante conduit à une profondeur de pénétration des ions plus importante. Reste à déterminer si le processus est évolutif ou s'il peut ralentir voir s'arrêter en présence de déchets en fond de fissure.

---

<sup>24</sup> Essais accélérés en ambiance de brouillard salin ou en solution sulfatique à une température de 60°C.

### **Influence de l'ouverture des fissures sur les propriétés de transfert**

Dans un premier temps, les recherches ont eu pour objectif la définition d'une ouverture limite de fissure n'engendrant pas de corrosion. C'est ainsi que de nombreux auteurs se sont intéressés à la quantification de la corrosion de corps d'épreuves fissurés ou ont mesuré l'évolution des propriétés de transfert en fonction de la micro-fissuration des BFM.

#### Existence d'une ouverture de fissure limite

La démarche est similaire à celle utilisée dans les règlements de béton armé et précontraint pour lesquels l'ouverture de fissure est limitée via le contrôle de la contrainte dans les aciers longitudinaux, pour une classe d'environnement donnée.

La diversité des fibres et des pourcentages utilisés ne facilite pas les comparaisons. Massicotte rapporte la synthèse faite par [Cantin 1996] sur l'influence de l'ouverture de fissure sur la corrosion des fibres métalliques [Massicotte 2000] :

- Des ouvertures de fissures inférieures à 0.15 mm n'engendrent pas de dommage lié à la corrosion [Hannant 1977].
- Pour une matrice de rapport Eau/Liant égale à 0.5, l'ouverture de fissure critique est de 0.25 mm. Si cette ouverture est dépassée, 90% des fibres sont corrodées après 40 cycles de séchage-humidification en présence d'une solution concentrée à 3.5% de NaCl, de pH 9.1 [Morse 1977]. Le taux de rupture des fibres est fonction du nombre de cycles, puis se stabilise au-delà de 32 cycles. En dessous de 0.25 mm, les fissures tendent à être bouchées par les produits de corrosion.
- L'ouverture limite est une fonction du temps d'exposition [Halversen 1976]. Pour une même solution de NaCl concentrée à 5% et à 63°C, l'ouverture critique passe de 0.13 mm à 0.05 mm quand le temps d'exposition passe de 28 à 58 jours.

Cette dernière remarque est assurément la plus judicieuse. Les essais de Bouvier rapportés précédemment [Bouvier 1989] montrent qu'au niveau d'une fissure et après 500h aucune trace de corrosion n'est visible. Par contre après 3000 h d'exposition, la profondeur de corrosion sur les fibres métalliques varient localement de 15 à 70  $\mu\text{m}$  suivant la nature de l'acier (galvanisé ou non). Comparé à la dimension de nos fibres (40 à 300  $\mu\text{m}$ ), cela n'est plus du tout négligeable pour notre composite.

La notion d'ouverture limite semble donc difficilement utilisable. Cela va dans le sens des résultats obtenus sur béton armé. Rossi rapporte les travaux de [Bakker 1988] qui souligne qu'en dessous de 0.3-0.4 mm, il n'est pas possible statistiquement de relier l'ouverture de fissure à la vitesse de corrosion des armatures. Ce résultat est confirmé par l'étude réalisée durant 14 ans au LMDC<sup>25</sup> par [François 1998] sur des poutres BA chargées en flexion dans un brouillard salin. Il est démontré qu'en dessous de 0.5 mm, c'est l'état de micro-fissuration dans la zone de transition interstitielle pâte-granulat qui accroît la diffusivité des chlorures. Au niveau des armatures, cette même micro-fissuration permet ou non la corrosion des aciers en fonction de l'adhérence. Les auteurs mettent ainsi en évidence le lien entre la contrainte dans les armatures longitudinales et l'état de micro-fissuration à l'interface des armatures, et ainsi du degré de corrosion. Ceci est cohérent avec les explications fournies dans la partie 5.2.1 sur l'importance du contact fibres-matrice.

---

<sup>25</sup> Laboratoire Matériaux et Durabilité des Constructions, Inst.Nat. des Sc. Appl. de Toulouse.

Ces observations macroscopiques étant insuffisantes pour quantifier l'influence de la micro-fissuration, des outils spécifiques ont été développés pour mesurer la perméabilité à l'eau et le coefficient de diffusion aux ions chlorures de BFM fissurés.

*Propriétés de transfert et fissuration des BFM*

Les essais de laboratoire en relation avec les indicateurs de durabilité évoqués précédemment se répartissent donc en deux catégories :

Tout d'abord des mesures de coefficient de diffusion apparent  $D_a$  ont été effectuées sur des bétons micro-fissurés. A partir d'essais sur BO et BHP ( $f_c$  40 et 100 MP) sollicités en traction en ambiance saline pendant 20 mois, Konin met en évidence l'évolution du coefficient de diffusion avec l'état d'endommagement<sup>26</sup> des bétons, indépendamment du temps d'exposition [Konin 1998]. Concernant les BFM, des profils de pénétration en chlorures totaux ont été mesurés sur des anneaux de béton (épaisseur 50 mm, diamètre 150 mm et rapport Eau/Liant 0.48) préalablement micro-fissurés. Le dispositif de charge, dit "cœur expansif" [Masse 1998], permet un contrôle précis de l'ouverture des fissures radiales créées (fissure entre 6 et 325  $\mu\text{m}$ ). La quantification de la micro-fissuration est réalisée par la méthode des répliques [Ollivier 1985]. Tout en maintenant ouverte cette fissuration, le dispositif de chargement et l'anneau sont placés dans une cellule de diffusion. Après 14 jours d'exposition, le profil de pénétration suivant une direction perpendiculaire aux fissures est établie. Les résultats montrent qu'au-delà de 125  $\mu\text{m}$ , la teneur en [Cl] augmente fortement (0.25% du poids de ciment), mais qu'en dessous de 55  $\mu\text{m}$ , la concentration n'est pas affectée [Gagné 1998]. Les auteurs expliquent ce résultat par une éventuelle cicatrisation des fissures les plus fines.

Cette procédure bien qu'intéressante, est délicate à mettre en oeuvre. De plus, le calcul d'un coefficient de diffusion est difficile et peut être influencé par la quantité d'ions fixés chimiquement ou physiquement le long de la fissure, ainsi que par la nature des molécules utilisés ( $\text{CaCl}_2$  ou  $\text{NaCl}$ ). Aussi les chercheurs se sont-ils tournés vers des essais de perméabilité à l'eau sur BFM fissurés, réputés plus sensibles à l'état de fissuration des échantillons.

Les différents modes opératoires utilisés pour mesurer la perméabilité des BFM se différencient principalement par la technique de fissuration de l'échantillon. Un essai de flexion sur plaque de BFM couplé à un perméamètre est proposé par [Ferrier 2000]. D'autres auteurs utilisent l'essai de fendage Brésilien (splitting test) ou un essai de fendage à partir d'éprouvette rainurée (Wedge splitting). Dans l'essai de fendage brésilien, l'échantillon est déchargé avant mesure de la perméabilité, induisant une refermeture des fissures. Dans l'essai "Wedge splitting", un suivi de la fissuration est possible tout en procédant à la mesure de la perméabilité [Aldea 2001]. Mais le rainurage préalable de l'éprouvette impose un chemin de fissuration peu représentatif du processus de micro-fissuration diffus obtenu sur les matériaux à très fort dosage en fibres, ce qui modifie le faciès de fissuration. Des essais de perméabilité sur éprouvettes sollicitées en traction uniaxiale sont utilisés par [Gérard<sup>27</sup> 1996] et [Shah 2001]. Ce dernier montre que la perméabilité de BFM dosé à 1% augmente seulement bien après le pic d'effort, mais aucune information n'est disponible sur la distribution et l'ouverture des fissures.

---

<sup>26</sup> Fonction lui-même de la résistance mécanique et de la sollicitation appliquée

<sup>27</sup> Il n'est pas fait référence à des BFM dans ces essais.



Globalement toutes ces études montrent une réduction d'un facteur 100 de la perméabilité avec l'incorporation de fibres métalliques courtes. Celle-ci est habituellement calculée en supposant que le flux entre les parois des fissures est laminaire : il évolue avec le cube de l'ouverture de fissure (formule de Poiseuille). L'action des fibres sur la perméabilité est donc double : d'une part un fort dosage en fibre va créer des faciès de rupture très contrastés, augmentant d'autant la tortuosité. D'autre part, la multi-fissuration induite par un fort pourcentage de fibres courtes va conduire, pour un même état de déformation, à la création de fissures plus fines. D'après ce qui vient d'être dit, on en déduit que les fibres vont très rapidement limiter les propriétés de transferts (ceci reste valable pour des ouvertures inférieures à 150  $\mu\text{m}$ ).

Shah rapporte le cas de BFM dont la perméabilité augmente passé un certain pourcentage de fibres [Tsukamoto 1990]. Ceci tient à l'absence d'optimisation de la compacité du mélange, l'ajout supplémentaire de fibre induisant une mauvaise rhéologie et donc une diminution de l'ensemble des caractéristiques du BFM fabriqué. On regrettera au final qu'aucun essai n'ait été mené sur des BFUP.

### **Durabilité des bétons de fibres métalliques fissurés**

Au final la transposition d'une mesure de perméabilité vers la détermination d'un taux de corrosion n'existe pas. La corrosion des fibres en fond de fissure est localisée. Elle est accélérée par la présence continue de chlorure. Le facteur limitant sera plutôt la capacité de diffusion de l'oxygène et des hydroxydes vers la cathode, donc à travers la matrice non fissurée.

Les références relatives à la corrosion de **structures fissurées** en BFM sont peu nombreuses. Comme elles font souvent appel à des corps d'épreuves épais (10 cm), la corrosion n'a pas le temps de se développer en profondeur sur la durée de l'étude, si bien que les caractéristiques mécaniques sont faiblement affectées. De plus, rares sont celles pour lesquelles le chargement est concomitant avec l'attaque par les chlorures ([Mu 2003], mais des cycles de gel-dégel sont associés au chlore et au chargement, rendant difficile l'analyse des contributions de chaque paramètre de l'essai). Enfin les faibles dosages incorporés modifient peu le comportement de la structure avant le pic d'effort et donc la sensibilité du matériau à la corrosion. Signalons cependant l'étude de Kosa sur des éléments minces en SIFCON dosé à 14% de fibres métalliques de 30 mm de long, diamètre 0.5 mm [Kosa 1991]. Les panneaux testés mesurent 1.25 cm d'épaisseur et certains sont pré-fissurés, d'autres pré-carbonatés avant de subir 10 mois dans une solution de NaCl. Les résultats montrent que même si la résistance en flexion diminue peu (8% à 10 mois), la réduction du diamètre des fibres (-30%) est deux à trois fois plus rapide que celle de panneaux initialement vierges conservés dans les mêmes conditions. Les fibres se rompent lors du rechargement à rupture au lieu de se déchausser. Ces résultats contrastent avec les tendances optimistes des études citées précédemment.

Dans le cas du composite étudié, une éventuelle corrosion sous contrainte, du même type que celle affectant les câbles de précontrainte peut éventuellement se produire compte tenu de la nuance des aciers utilisés pour les macro et méso-fibres ( $f_u$  compris entre 2600 et 3400 MPa). Ce type de corrosion consiste en une fragilisation des aciers à haute limite élastique par l'hydrogène  $H^+$ . Celui-ci est produit au niveau de la zone cathodique et s'insère dans les dislocations de l'acier, zone de plus grandes déformations. Si l'état de déformation locale dépasse l'état de déformation admissible de l'acier fragilisé, sa ductilité chute et il se fissure. Les conditions d'apparition d'une telle corrosion sont :

- Une nuance d'acier supérieur à 1000 MPa avec une teneur en carbone élevée.
- Un taux de chargement supérieur à 50 % de la contrainte ultime pour notre nuance d'acier (70% pour les aciers de précontrainte).

L'acier des micro-fibres a une limite élastique voisine de 800 MPa, trop faible pour y être sensible. Concernant les méso-fibres, leur faible élanement ( $\lambda=30$ ) ne permet pas de développer une contrainte suffisante dans l'acier. Celle-ci est limitée à 650 MPa<sup>28</sup>

Seule les macro-fibres sont donc susceptibles d'être sensibles à la corrosion sous contrainte, avec une contrainte théorique de 1400 MPa à la limite d'adhérence. Mais la part d'effort reprise par chaque taille de fibre est difficilement estimable. Dans tous les cas, seule une observation du faciès de rupture éventuelle permettrait de détecter ce type de corrosion. Mais dans notre cas, la présence de rouille due à la corrosion par les chlorures risque de masquer ces éventuelles traces.

### **5.2.3 Essais de corrosion accélérés**

L'étude de la durabilité des ouvrages de génie civil renvoie habituellement à des processus physico-chimiques longs. Pour information on cite l'étude de François sur des poutres en béton armé chargées en flexion dans une enceinte de brouillard salin [François 1999]. Avec un enrobage de 4 cm, il fallut pas moins de 7 ans avant de voir se développer une fissuration secondaire le long des aciers longitudinaux issue des produits de corrosion. On est donc à la recherche d'essais accélérés sur petite structure. Mais d'une manière générale, il n'est pas possible de définir un coefficient multiplicateur pour un type d'essai donné. On présente dans le Tableau 5.2 un aperçu des principaux essais de corrosion développés tant sur béton armé que sur BFM.

#### **Paramètres relatifs à l'endommagement des corps d'épreuve**

La diversité d'essais explique les conclusions opposées auxquelles aboutissent par exemple Kosa et Cantin. Le premier conclut que la ductilité (-25% à 10 mois) d'éprouvettes en BFM pré-fissurées est affectée par la réduction du diamètre moyen des fibres métalliques (-20% à 10 mois), tandis que le second s'interroge sur la sévérité ou non de ce type d'environnement pour ces matériaux. La dimension des corps d'épreuve et les dosages en fibre utilisés suffisent à expliquer ces différences pour des ambiances agressives similaires.

Compte tenu de ce qui précède, les essais sous chargement sont les plus représentatifs, puisque les règlements (AFGC pour les BFM et AFGC-SETRA pour les BFUP) autorisent désormais les bétons fibrés à travailler jusqu'à des ouvertures de fissures de 300  $\mu\text{m}$ , à l'état limite de service. De plus ils conduisent à des vitesses de corrosion plus rapide. Cependant les études citées en référence [François 1999, Mu 2002, ...] sont conduites avec des dispositifs de chargement non constants dans le temps, puisqu'ils ne compensent pas les déplacements induits par le fluage du béton en cours d'essai (ce point est d'autant plus vrai que le chargement intervient au jeune âge).

---

<sup>28</sup> Pour une contrainte d'adhérence moyenne de 10 MPa répartie.

### Choix d'une ambiance agressive

Le comportement in situ d'ouvrages en béton met en évidence l'agressivité des ambiances marines. Plus particulièrement, les zones de dégradations privilégiées se situent en zone de marnage pour les ouvrages maritimes, pour lesquelles les phases d'immersion succèdent aux phases de séchage à l'air et au vent.

C'est dans cette optique que nombre d'études sont conduites en ambiance de brouillard salin [Dubois 1989, François 1999, Mangat 2000] ou sur site soumis aux embruns marins [O'Neil 1996]. Les essais de Dubois montrent le caractère plus corrosif du brouillard salin NaCl par rapport à l'immersion dans une solution de  $\text{Na}_2\text{SO}_4$  à 3000 h. Deux des raisons traditionnellement avancées sont que le brouillard ne sature pas en sel la surface des éprouvettes et permet l'apport de chlorures en parallèle à la diffusion de l'oxygène (la diffusion des gaz est de 4 ordre de grandeur inférieur dans l'eau que dans l'air).

La création d'ambiance saline est couramment réalisée par des enceintes industrielles et répond à la norme NFX 41-002. Mais les dimensions des échantillons sont alors limitées en taille, surtout si l'on désire y introduire un dispositif de chargement et d'acquisition de mesures. Le développement d'une enceinte de brouillard salin de grande dimension est en fait relativement complexe à mettre en œuvre. Outre l'automatisation de cycles de pulvérisation-séchage contrôlés en température, le principal obstacle est la création d'un véritable brouillard. On peut résumer les points importants à respecter comme suit :

- La plupart des pulvérisations sont réalisées au moyen de buses grossières en plexiglas pour éviter qu'elles ne s'obstruent et se corrodent avec le sel. Or seul l'utilisation d'atomiseurs inoxydables permet de créer un réseau de fines gouttelettes et non ce qui s'apparente être sinon une pluie ; se pose alors le problème du coût.
- On doit veiller à l'homogénéité du brouillard ce qui suppose plusieurs points de pulvérisation ; en aucun cas le jet ne doit mouiller directement les éprouvettes.
- Le toit de l'enceinte doit être incliné pour évacuer la condensation sur les bords de l'enceinte et non conduire à la formation de gouttelettes qui finissent par ruisseler sur les corps d'épreuve.
- La face tendue des éprouvettes doit être disposée verticalement pour éviter la stagnation d'humidité.

De fait, la majorité des essais se résument être ni plus ni moins des essais en solution saline. Dans ce cas la diffusion de l'oxygène est très fortement ralentie. La corrosion va alors dépendre principalement des cycles d'humidification-séchage. Dans les essais de François, la corrosion n'a réellement débutée qu'après 7 années, soit 1 an après la mise en place des cycles. Les 6 premières années consistaient en une pulvérisation continue.

Tableau 5.2 - Synthèse des Principaux types d'essais de corrosion

Référence	Fissuration initiale et/ou Chargement	Type de béton <sup>et/ou</sup> de fibres	Conditions d'essai	Ambiance % Cl	pH
[Halvorsen 1976]	Eprouvettes fissurées	fibres métalliques	58 jours T 63°C	Eau chlorée 5%	-
[Morse 1977]	Eprouvettes fissurées	fibres métalliques Eau/L'aint 0,5 f <sub>c</sub> 40 MPa	40 cycles T 23°C	Eau chlorée 3,5%	9,1
[Chen 1987]	-	Eau/Liant 0,35 fils métalliques 5 mm	-	béton contenant 2 % chlore	-
[Dubois 1989]	Eprouvettes vierges et préfissurées	fibre métalliques galvanisées ou non	3000 h	solution Na <sub>2</sub> SO <sub>4</sub> Brouillard salin NaCl	45 g/100 l 5%
[Kosa 1991]	Eprouvettes chargées	fibres métalliques à crochet 2%	T 20, 50 et 80 °C	Eau chlorée 3,5%	-
[O'Neil 1996]	Flexion 3 points 35% du MOR	Béton armé	18 années	A proximité de la mer	-
[Cantin 1997]	Poutres vierges et préfissurées	fibres métalliques ondulées et crochet	168 jours T 38°C	milieu salin	-
[François 1999]	Flexion 3 points Poutres chargées	Béton armé f <sub>c</sub> 45 MPa 1 et 4 cm d'enrobage	6 ans 3 ans T 20 °C	brouillard continu (7 j brouillard / 7j séchage)	Eau chlorée 3,5%
[Toledo Filho 2000]	-	f <sub>c</sub> 60 MPa à 14 jours fibres végétales	322-jours 46 cycles T 18°C	immersion	Eau de mer Eau
[Mangat 2000]	-	Eau/L'aint 0,58 fils métalliques 3 mm	600 jours	6 h pulvérisation 6 h séchage	brouillard salin 3,2%
[Mu 2002]	Eprouvettes chargées	1,5 % de fibres métalliques	cycles de gel-dégel en présence de chlorure (ASTM C666A)	Eau chlorée 3,5%	-

La tendance qui se dégage est l'utilisation de NaCl dosé à 3.5%, représentative de la plus part des salinités des océans. Cependant on peut être tenté d'utiliser des dosages beaucoup plus fort afin d'accélérer les gradients de concentration, et donc de diminuer le temps nécessaire pour parvenir à un rapport  $[Cl]/[OH]$  proche de 1 dans la solution interstitielle. Dans la même approche, on peut vouloir recourir à d'autres molécules, du type des sulfates ou bien associer l'ion chlorure avec du calcium ( $CaCl_2$ ) au pouvoir théorique corrosif plus marqué. En fait, il apparaît que ces deux démarches conduisent à une cristallisation dans les pores de la matrice cimentaire et à l'obturation des fines fissures. De plus la taille plus grossière des molécules de  $CaCl_2$  encrasse plus vite les buses de pulvérisation (cas de pulvérisation par atomiseur). Au final une croûte de sel risque de se former qui limitera par la suite la propagation des chlorures, ainsi que de l'oxygène.

### **Influence des cycles d'humidification-séchage et de la température**

S'il est établi que l'alternance de cycles d'humidification-séchage est primordiale dans l'accélération de la corrosion des BFM, force est de constater la pauvreté d'informations sur le sujet. La durée des cycles est rarement justifiée, sauf dans les études de Tolêdo Fihlo et de Hong.

Le premier définit la durée d'un cycle à partir d'essais de perte de masse sur un échantillon de béton initialement saturé en eau. En supposant que son échantillon est totalement saturé après 24 h d'immersion, et constatant une perte d'environ 70% de la masse gagnée après 6 jours de séchage sous une atmosphère de 40 % d'humidité relative, il décide d'appliquer des cycles d'une semaine (1jour d'immersion, 6 jours de séchage).

Le second a étudié spécifiquement l'effet des cycles sur les profils de pénétration des chlorures dans le béton [Hong 1999]. Pour des bétons de rapport Eau/Liant égal à 0.4 et 0.3, avec ou sans fumée de silice ( $f_c$  de 40 et 80 MPa), la profondeur de pénétration est une fonction de la racine carré du nombre de cycles (tendance semblable avec la durée du temps d'exposition). Plus intéressant, il montre que la vitesse de pénétration des chlorures est fonction de la durée du séchage. Pour ce faire les échantillons subissent une immersion de 6h en solution saline de NaCl ( $1 \text{ mol.l}^{-1}$ ) puis un séchage à 50% d'humidité relative de 18 ou 66 h. Le résultat est que plus la durée de séchage augmente, plus les ions pénètrent vite. Mais cette tendance s'atténue à mesure que la qualité du béton croît. Cela montre également que plus la porosité est fine, plus la période de séchage doit être longue. Et que la progression des ions est due principalement au gradient d'humidité dans le réseau poreux plutôt qu'à la diffusion pendant de longue période de séchage.

Le dernier point abordé concerne l'influence de la température. Ce paramètre accélère les cinétiques de réaction chimique dans la plupart des cas. D'après Raharinaivo, une augmentation de  $10^\circ\text{C}$  multiplie par deux la vitesse de corrosion de l'acier dans une solution de NaCl. Mais les études portant sur des BFM ([Kosa 1991], à  $20$ ,  $50$  et  $80^\circ\text{C}$ ) n'ont pas permis de quantifier le gain aussi précisément. De fait, la température de la solution est très souvent supérieure à  $30^\circ\text{C}$ .

## **5.2.4 Conclusions - Cahier des charges**

Des points abordés précédemment, on retient que les fibres bien enrobées dans un béton compact ne subissent pratiquement pas de corrosion. Quelques études se sont intéressées à la corrosion des fibres contenues dans une fissure ouverte sans remettre en cause le comportement du BFM tel qu'il est sensé travailler (dimensionnement en dessous de la limite de fissuration de la matrice). Seule une étude pour laquelle le chargement des corps d'épreuve est maintenu, le dosage en fibres élevé et l'épaisseur des plaques testées faible, a mis en évidence une sensibilité à la corrosion. En général, le volume des produits de corrosion, faute d'un pourcentage de fibres suffisant, ne conduit pas à une fissuration secondaire comme on l'observe avec le béton armé. Les fissures permettent bien le développement d'une corrosion ponctuelle : mais, là encore, la discontinuité du réseau de fibres protège en général le matériau d'une propagation en profondeur de la corrosion. En outre, les auteurs n'ont pas réussi à mettre en évidence une ouverture limite en terme de durabilité (entre 0.15 et 0.3 mm). L'analyse des différents essais accélérés existants nous conduit à retenir le cahier des charges suivant pour notre essai :

- Les corps d'épreuve doivent être pré-endommagés à un niveau représentatif de leur état limite de service.
- L'ouverture des fissures doit être maintenue dans le temps pour être représentatif du comportement de la structure en service.
- Le niveau de chargement doit être maîtrisé à tout instant. Il doit s'ajuster automatiquement pour tenir compte des phénomènes de fluage. Cela permet de prévenir toute chute de sollicitation dans les fibres et aux niveaux des interfaces fibre-matrice.
- La solution corrosive doit être représentative des ambiances agressives réelles sans toutefois être trop concentrée (obturation des fissures).
- Les corps d'épreuves doivent subir une alternance de cycles d'humidification-séchage, avec une période de séchage marquée.

Il serait intéressant d'enrichir les informations recueillies avec une quantification de la micro-fissuration et une mesure de l'évolution des ouvertures de fissures. Après l'inventaire des techniques existantes (technique dite "des répliques" ou vidéo-microscopie), ce point n'a finalement pas été retenu dans le cadre de cette étude particulière. Bien qu'intéressantes, ces informations nécessitent un investissement conséquent en matériel et une formation spécifique qui ne sont pas actuellement disponibles au LCPC.

## 5.3 Fluage en flexion du matériau étudié en ambiance agressive

Cette partie précise les points caractéristiques de l'essai, en référence au cahier des charges précédemment établi, puis présente les résultats obtenus. Les applications de dalles minces visées nous conduisent à travailler à partir d'essai de flexion sur dallettes. La géométrie des corps d'épreuves, le processus d'endommagement, la procédure de mise en charge et la création de l'ambiance agressive sont successivement définis. Le suivi extensométrique et l'acquisition des données sont rapidement détaillés. L'évolution des flèches à mi-porté des dallettes endommagées, chargées mais non corrodées, précède la présentation de l'intégralité des courbes de rechargement à rupture relatives au comportement statique de toutes les éprouvettes quel que soit leur chargement et l'ambiance qu'elles ont ou non subis.

### 5.3.1 Dispositif expérimental

#### Matériau et Corps d'épreuve

Dans la continuité des précédentes études, la formulation du composite testé répond à celle donnée dans le Tableau 1.6 du chapitre 1. La fraction volumique du renfort est de 11 %. La géométrie des corps d'épreuve est-elle aussi globalement conservée. Elle se veut toujours représentative d'applications structurelles possibles. Seul deux points subissent une légère modification pour s'adapter au dispositif de fluage :

- La largeur des dallettes est désormais de 150 mm (contre 200 mm), valeur imposée par l'espacement entre les montants du bâti de fluage. Les nouvelles dimensions des corps d'épreuve sont 40 x 150 x 600 mm (épaisseur x largeur x longueur).
- La longueur de la macro-fibre est de 25 mm et conserve un élancement de 80, si bien qu'elle ne respecte plus tout à fait les conditions AFGC-SETRA concernant le rapport entre la longueur des fibres  $L_f$  et la largeur des plaques minces  $l_p$  ( $l_p$  supérieure à  $8 \times L_f$ ). Cette fibre droite sans crochet est torsadée.

Les éprouvettes sont fabriquées suivant la séquence de malaxage défini au chapitre 1 (coulage à la goulotte dans moule en contreplaqué CTBX, avec vibration durant remplissage). Vingt deux dallettes sont fabriqués ainsi que 12 cylindres de compression 11 x 22 cm. L'ensemble est protégé de la dessiccation de surface, puis démoulé à 48h.

Deux types de cures sont mis en place :

- Une moitié subit un traitement thermique à 90°C pendant 4 jours en condition hydrothermale (enveloppe cellophane + papier aluminium autocollant).
- L'autre moitié commence une cure à l'air. Par la suite, toutes les éprouvettes sont conservées 180 jours à l'air (stockage laboratoire 50% HR).

La surface non coffrée des dalles, ainsi que les faces des cylindres de compression, sont rectifiées comme pour toutes nos études précédentes. Cette surface, qui laisse apparaître des fibres métalliques, sera par la suite disposée pour être la face comprimée en flexion.

## **Pré-endommagement et Dispositif de mise en charge**

### Pré-endommagement par fatigue

L'endommagement initial des éprouvettes consiste en général en un essai de flexion jusqu'à une valeur imposée de contrainte ou plus souvent de flèche à mi-portée. Ici, la démarche est différente en ce sens qu'il paraît important de se rapprocher du comportement en service d'une structure réalisée avec le composite cimentaire. L'ouvrage voit pendant sa durée de vie des cycles de chargement plus ou moins importants qui vont accentuer son endommagement (ouverture de fissures) et faciliter l'action d'agents agressifs (gel, chlorures, sulfates,...). Dans cette optique la séquence d'endommagement choisie est la suivante :

- Un premier chargement sous sollicitation quasi-statique jusqu'à un taux de chargement correspondant à la contrainte de flexion caractéristique : le but est de créer la microfissuration.
- Une succession de cycles de fatigue pour le taux de chargement précédemment défini : le but est de dégrader l'interface fibre-matrice.

Concrètement la séquence de chargement est rigoureusement identique à celle définie pour les essais de fatigue. Il s'agit d'essai de flexion quatre points pilotés en effort. Le taux de chargement est de 33 et 42 MPa pour les dalles non traitées (NT) et traitées thermiquement (TT). Cela conduit à des flèches initiales comprises entre 0.75 et 0.82 mm pour les dalles NT et entre 0.9 et 1.1 pour les dalles TT (déformation en zone tendue comprise respectivement entre  $[1.04; 1.24 \times 10^{-3}]$  et entre  $[1.23; 1.46 \times 10^{-3}]$ ).

Suite au premier chargement quasi-statique, les éprouvettes subissent 2 500 cycles de fatigue. Il s'agit d'un choix arbitraire compatible avec le nombre d'éprouvettes à endommager (16 au total) et la disponibilité de la presse utilisée. Chaque essai dure une vingtaine de minutes. Il ne conduit pas à une fissuration visible. Sur les 22 dalles fabriquées, 6 sont vierges de tout endommagement et serviront de référence.

### Dispositif de fluage en flexion 3 points - protocole de chargement

Afin de contrôler parfaitement le chargement en cours d'essai, nous recourons à un essai de fluage en flexion. Initialement développé par Chanvillard<sup>29</sup> avec un vérin hydraulique non asservi, nous lui associons un accumulateur oléopneumatique<sup>30</sup> utilisé au LCPC pour des essais de fluage en compression. Le détail de l'accumulateur est donné en annexe 5-1. Le montage consiste en un vérin hydraulique relié à l'accumulateur oléopneumatique via une vanne trois voies. L'accumulateur est fait d'une réserve d'huile séparée par une membrane d'un volume d'azote sous pression (170 bars max.). Le volume d'azote est suffisamment grand pour que les variations du volume d'huile dans le vérin ne conduisent pas à une chute de pression dans l'accumulateur. Ainsi tout déplacement du vérin du fait du fluage des dalles est compensé par l'apport d'huile et l'effort demeure constant.

---

<sup>29</sup> à l'Ecole Nationale des Travaux Publics de l'Etat - Lyon

<sup>30</sup> Accumulateur OLAER 5 Litres type IHVS



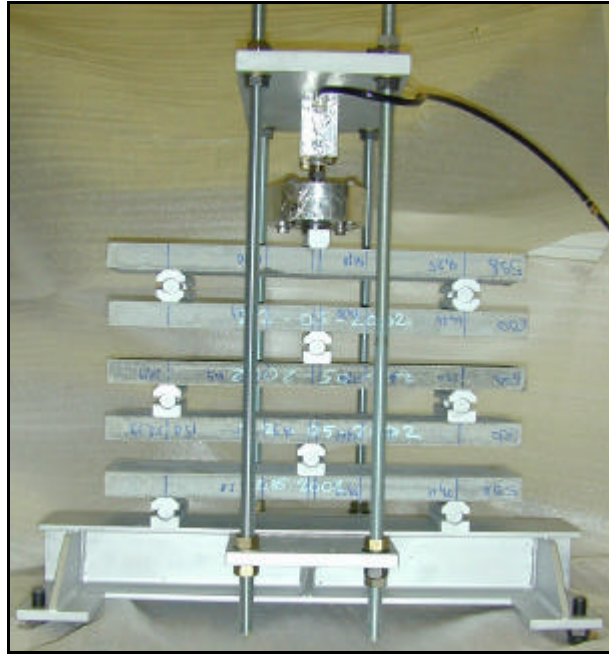


Figure 5.1 - Dispositif de fluage en flexion 3 points

Nous utilisons deux bâtis de fluage (un par type de cure), recevant chacun cinq éprouvettes initialement endommagées par fatigue. Les dallettes sont empilées l'une sur l'autre au moyen d'appuis rotulés comme le montre la Figure 5.1. L'ensemble reçoit une protection anti-corrosion par peinture. Un capteur d'effort<sup>31</sup> est intercalé entre le vérin<sup>32</sup> et l'éprouvette supérieure. Le capteur et le vérin sont protégés par un revêtement de feuilles d'aluminium autocollantes.

Faute d'informations sur la dimension des fissures, le taux de chargement appliqué correspond à un état de déformation en zone tendue identique à celui induit par l'essai de chargement statique en flexion 4 points. Une modélisation par éléments finis des essais de flexion trois et quatre points, avec la loi de comportement du matériau étudié, permet de définir le niveau d'effort.

Un rapide calcul montre que l'effort repris par la dallette inférieure est d'environ 5% plus grand que celui repris par la dallette supérieure du fait du poids des 4 dallettes et des appuis rotulés (55 kg pour un effort vérin d'environ 1,2 t). Le calcul est mené en prenant comme géométrie de référence l'inertie de la dallette supérieure ; celle-ci est parfaitement définie (3 mesures de largeur et 6 d'épaisseur pour chaque dallette).

Ainsi pour chaque bâti, les dallettes sont empilées en fonction de leur inertie décroissante en sélectionnant 5 des 8 disponibles qui présentent une variation extrême d'environ 5% sur leur inertie. Concrètement, l'inertie des éprouvettes est comprise entre 79.3 et 83.2 cm<sup>4</sup> pour la série traitée thermiquement et entre 66.2 et 70 cm<sup>4</sup> pour la série non traitée. Les efforts appliqués sont respectivement de 12.6 et 14.1 kN pour les bâtis NT et TT.

---

<sup>31</sup> SENSY 2965 – Capacité 100 kN

<sup>32</sup> ENERPAC BS 462252 – Capacité 43 kN (350 bars)

La mise en charge via l'ouverture d'une vanne trois voies entre l'accumulateur oléopneumatique et le vérin se fait en 0.4 s. Cette procédure "on-off" est utilisée pour les essais de fluage en compression sur cylindres 16 x 100 cm<sup>2</sup>. Un essai à blanc sur des dallettes de réserve a montré que cette procédure n'était pas adaptée, car elle occasionne un "coup de bélier" qui met en résonance le bâti et menace l'empilement précaire des dallettes du fait des nombreux jeux existant entre appuis rotulés et éprouvettes.

La procédure de chargement retenue se décompose comme suit :

- Mise en place des dallettes sur le bâti avec le capteur d'effort et le vérin.
- La vanne 3 voies est en position "pompe-accu-vérin" ; les trois organes communiquent entre eux.
- La pression d'azote  $P_{N_2}$  est amenée à 80% de la pression d'huile  $P_{huile}$  définitive. La chambre de l'accumulateur ne contient pas d'huile. L'effort dans le vérin est donc nul.
- Lancement de l'acquisition de mesure (suivi de l'effort et des flèches).
- Mise en marche de la pompe hydraulique. L'huile est injectée simultanément dans l'accumulateur et dans le corps du vérin. La montée en charge est progressive.
- Arrêt de la pompe hydraulique à la pression voulue ( $P_{huile} = 100$  et 112 bars pour le bâti NT et TT). Basculement de la vanne en position "accu-vérin". Débranchement de la pompe : le dispositif de fluage est autonome.

### **Création de l'ambiance agressive**

Pour les deux types de cures, nous étudions quatre ambiances :

- Dallettes vierges (3 par série – sigle V) : elles ne sont pas endommagées par fatigue, ni chargées, ni corrodées. Elles sont stockées à l'air dans la pièce de l'essai (température de 20°C ± 2 et humidité relative comprise entre 50 % ± 10).
- Dallettes endommagées et corrodées (3 par série - sigle EC) : après les cycles de fatigue, elles sont laissées en ambiance agressive telle quelle.
- Dallettes endommagées et chargées (2 par série – sigle EF) : après les cycles de fatigue, elles sont soumises au fluage en flexion.
- Dallettes endommagées, corrodées et chargées (3 par série – sigle EFC) : après les cycles de fatigue, elles sont soumises au fluage en flexion en ambiance agressive.

Chaque bâti reçoit donc deux éprouvettes en position haute qui subiront uniquement du fluage (EF), et trois éprouvettes en position basse qui subiront l'effet de l'ambiance agressive (EFC). La place restante disponible dans le bac sert au stockage des dallettes endommagées et corrodées (EC). Le dispositif expérimental est schématisé au travers des Figure 5.2 et Figure 5.3.

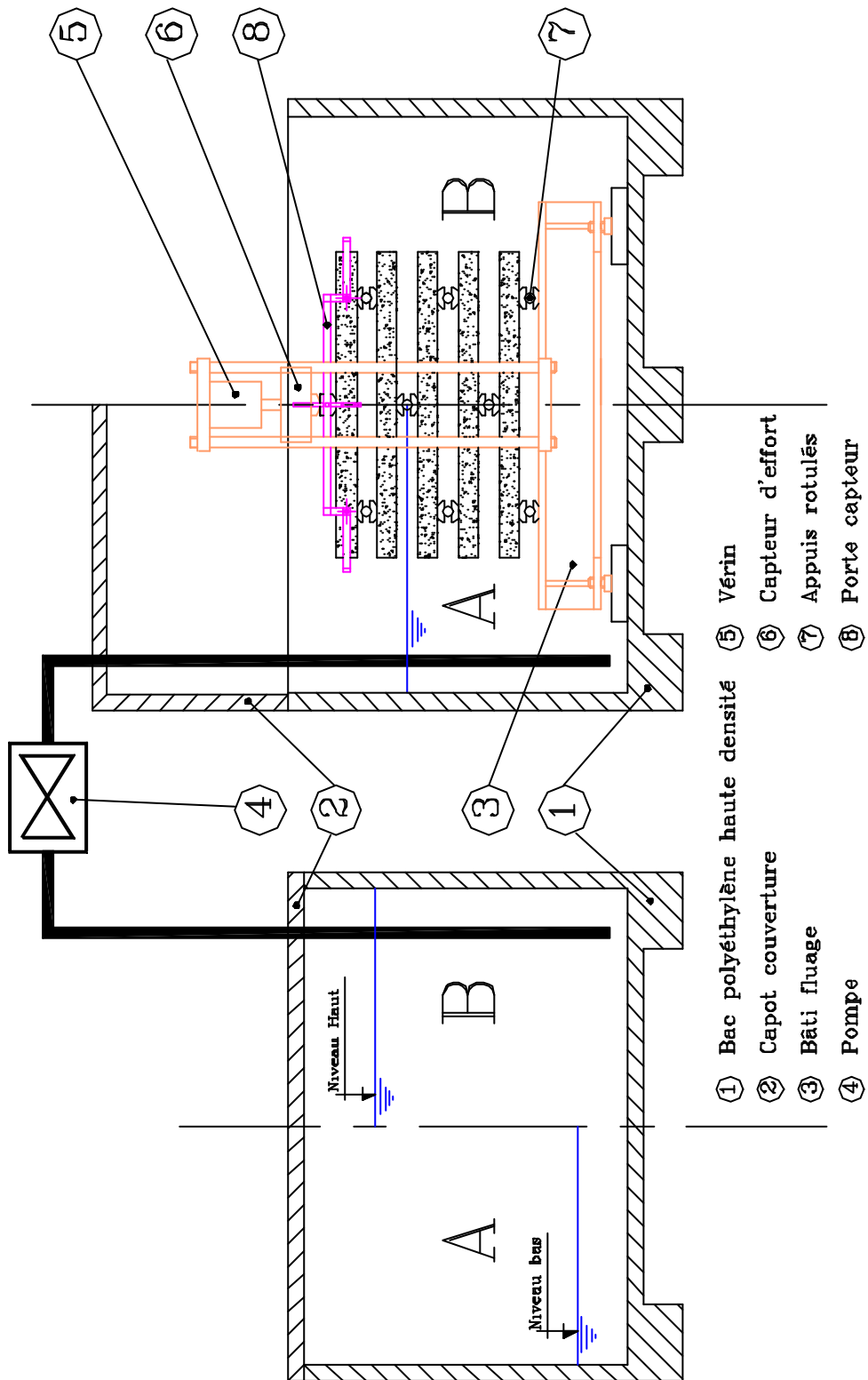


Figure 5.2 - Dispositif expérimental de fluage en ambiance agressive - Vue en plan

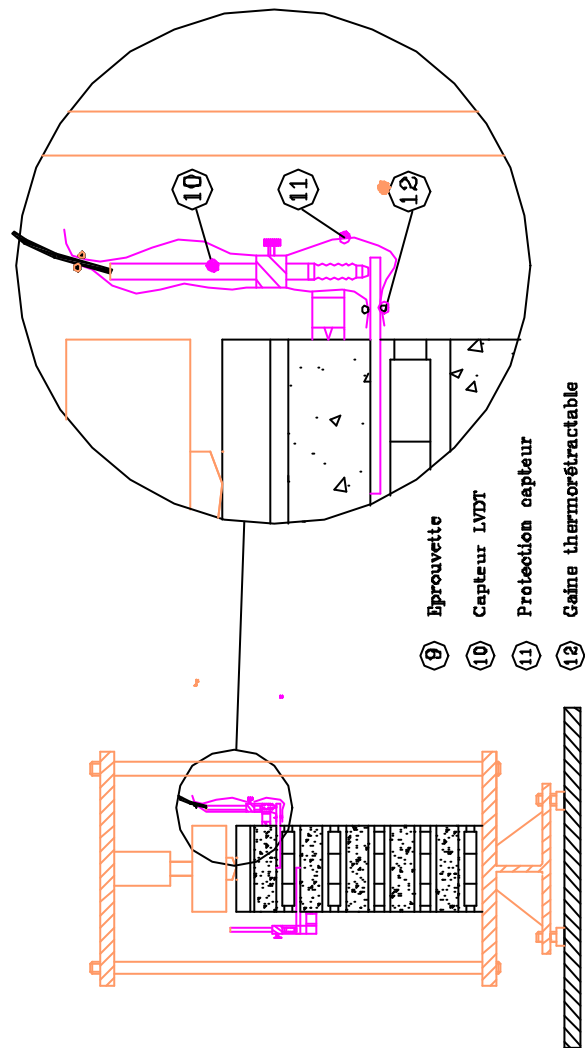


Figure 5.3 - Dispositif expérimental de fluage en ambiance agressive - Coupe et détails

Compte tenu de l'étude bibliographique, du cahier des charges et de l'espace disponible en laboratoire, le choix se porte sur une ambiance agressive à base d'une solution saline. Quatre cent litres de solution de NaCl dosée à 50g/L sont préparés, soit une teneur légèrement supérieure à la salinité de l'eau de mer. L'ensemble du banc d'essai est disposé dans une salle contenant d'autres dispositifs expérimentaux. La solution saline est donc stockée dans un bac réserve en polyéthylène recouvert par un capot d'étanchéité.

Les deux bâtis de fluage avec leurs dix dalles sont placés avant chargement à l'intérieur d'un bac identique à celui de réserve, puis leur horizontalité est ajustée. Un capot d'étanchéité contenant une réservation pour la sortie des fils d'instrumentation (capteurs d'effort et de flèches) recouvre le tout. Afin de ne pas subir l'influence de la corrosion (vapeur saline au-dessus de la solution), la face tendue des dalles endommagée-fluage est recouverte d'une feuille d'aluminium autocollante. Le remplissage et la vidange du bac de fluage se fait à l'aide d'une pompe reliée au bac de réserve (débit : 1 m<sup>3</sup>/h).

### **Définition des cycles – dispositif de séchage**

L'étude bibliographique a mis en évidence l'importance des cycles d'humidification-séchage, avec une part plus importante pour cette deuxième phase. A partir de l'étude de Hong qui montre l'effet plus important des cycles de 66h par rapport aux cycles de 18h et faute de méthodologie disponible [Hong 1999], un cycle hebdomadaire avec 1 jour d'humidification et 6 jours de séchage est adopté. Il faut garder à l'esprit que la corrosion, si elle se développe, s'initiera prioritairement au niveau des fissures et non après diffusion des chlorures à travers la matrice cimentaire. Lors des phases de séchage, le capot de protection est relevé (air ambiant à 20°C et 50% HR) et l'intégralité de la solution est transvasée (aspiration du résidu en fond de bac à l'aide d'un aspirateur qui assure une absence de solution saline dans le bac).

L'intérêt des cycles est de permettre le déplacement des fronts d'humidité dans les deux ou trois premiers millimètres à partir de la surface libre et ainsi d'accélérer la pénétration des agents agressifs par succion lors de la réhumidification.

Pour accélérer le séchage et faire chuter l'humidité relative externe, il est impératif d'insuffler de l'air notamment dans les zones préférentiellement humide que sont le fond du bac, et l'espace inter-éprouvette (4 cm entre éprouvette). Nous recourrons pour cela à un système de quatre ventilateurs (type ventilateur pour refroidissement de microprocesseur) disposés sur un support de sorte qu'ils soufflent un jet d'air continu entre les espaces inter-éprouvettes au niveau des zones tendues (cf. Figure 5.4). La sonde d'hygrométrie de la salle est déplacée de temps en temps au niveau de la dalle inférieure pour valider la démarche ; l'hygrométrie varie dans cette zone entre 50 et 70% suivant le moment de la mesure.

Pour limiter le colmatage éventuel des fissures par le sel, nous avons rincé à l'eau claire toutes les éprouvettes soumises aux cycles d'humidification après 65, 80 et 142 jours. La solution a été remplacée après 153 jours. La durée totale de l'essai est de 210 jours soit 30 cycles d'humidification-séchage.

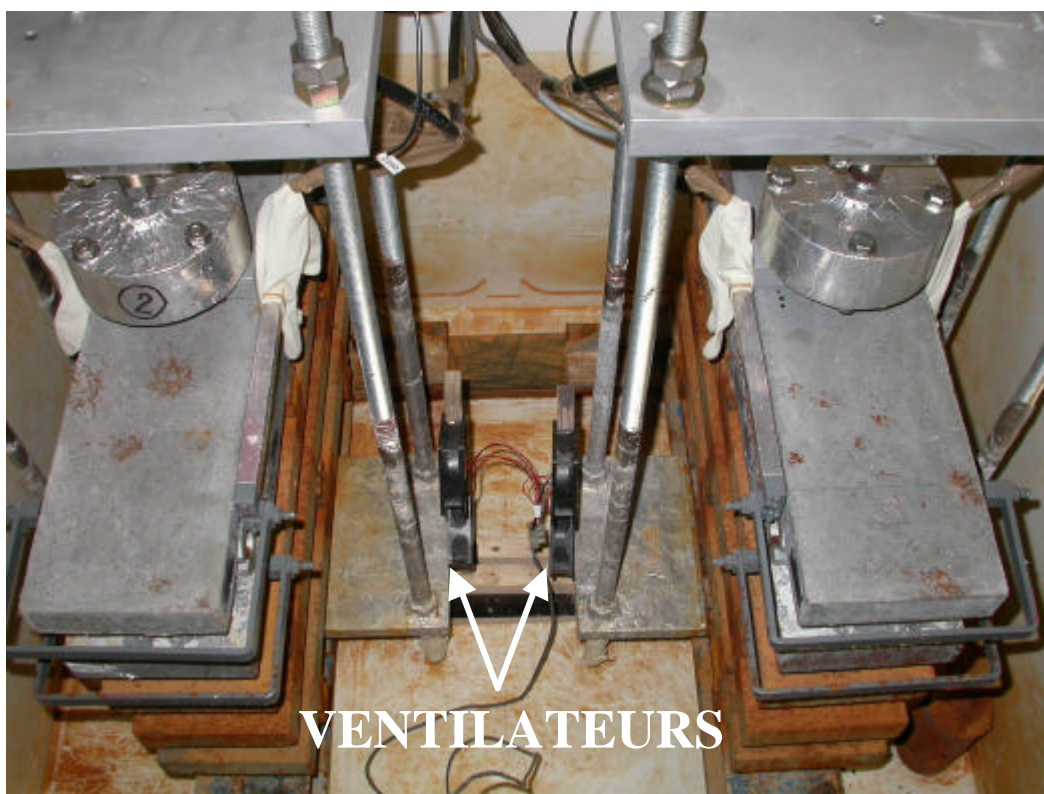


Figure 5.4 - Vue générale des bâtis en phase de séchage (ventilateur en bas)

### **Dispositif d'extensométrie – Acquisition de mesures**

L'objet de l'étude porte sur la corrosion et non sur le fluage. Cependant il est primordial de suivre l'évolution de l'effort appliqué dans le temps et il est toujours intéressant de profiter de l'expérimentation pour enrichir nos connaissances sur le composite.

L'instrumentation mise en place se résume à 2 capteurs d'effort et 4 capteurs LVDT pour le suivi des flèches (2 par bâti pour les dalles EF). Les dalles EFC ne sont pas instrumentées (prix des capteurs anti-corrosion > 1500 €). Les capteurs LVDT sont protégés de l'humidité par une gaine en latex (un gant tout simplement) qui englobe aussi la cible en acier du capteur. L'étanchéité est assurée par une gaine thermo-rétractable. Le détail est disponible dans la Figure 5.3. Les porte-capteurs sont du même type que ceux utilisés pour les campagnes d'essais précédentes, même si une légère adaptation est rendue nécessaire pour tenir compte de la largeur des dalles et de l'encombrement réduit du montage (la barre support repose sur les lamelles élastiques au lieu d'y être suspendue).

La chaîne d'acquisition est composée de :

- 6 capteurs (2 efforts et 4 LVDT) et leur rallonge respective. Le calibrage des capteurs est effectué avec les rallonges dans la salle d'essai (T°C et HR).
- 1 carte D100 16 voies pour le branchement des capteurs. Elle fait office de conditionneur pour les capteurs LVDT. Les capteurs d'effort ont leur conditionneur.
- 1 ordinateur PC avec le logiciel Superflu dédié. L'acquisition se fait sur seuil (5  $\mu\text{m}$  pour les flèches). On dispose de  $2^{13}$  bits soit 8192 points pleine échelle pour 2 mm.

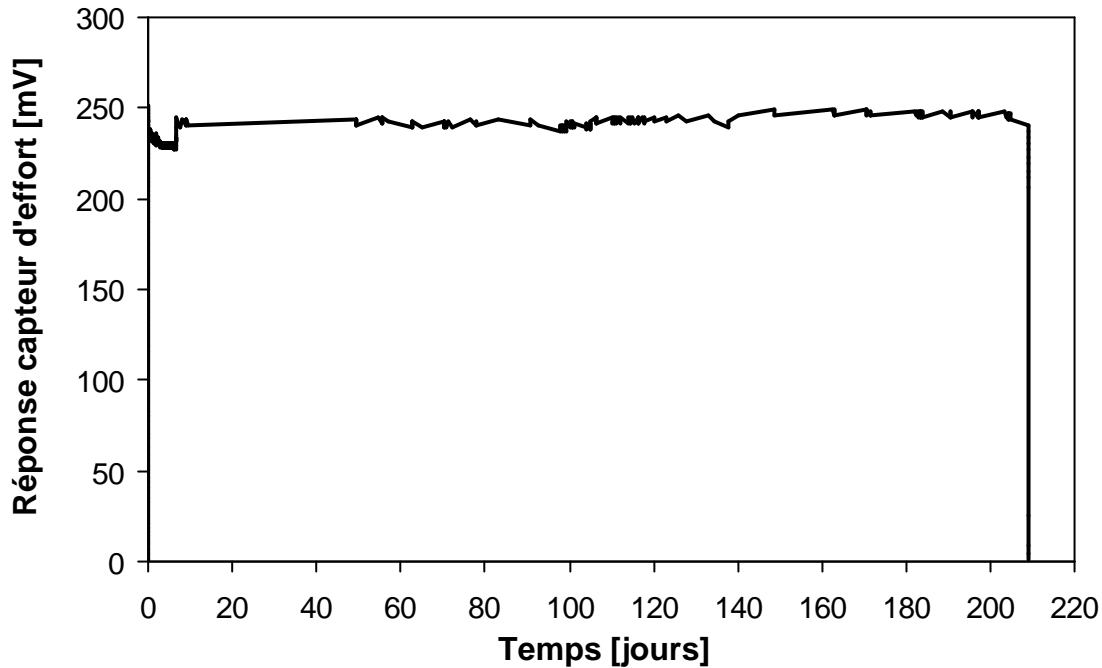


Figure 5.5 - Evolution de l'effort appliqué au cours du temps.

### 5.3.2 Présentation des résultats

La Figure 5.5 présente l'évolution du chargement imposé aux dalles en fonction du temps ; on constate que le but assigné est atteint à savoir un effort constant sur la durée de l'essai (un rechargement est effectué après dix jours). L'évolution des flèches est donnée pour information en annexe 5-2. Bien que l'essai ne soit pas contrôlé précisément en température et en hygrométrie, on constate que les déformations différées sont plus importantes pour les éprouvettes non traitées que pour celles traitées thermiquement (15 et 20% pour les dalles NT contre 11 et 13% pour les dalles TT). Le nombre d'éprouvettes est insuffisant pour en tirer des conclusions relatives au fluage.

Après 30 cycles d'humidification-séchage, les dalles sont déchargées puis laissées au repos une semaine avant d'être rechargée jusqu'à rupture en flexion 4 points. Les essais sont menés suivant le protocole défini pour les essais statiques, à vitesse de flèche imposée de 400  $\mu\text{m}/\text{min.}$ , 400 jours après la date de coulage.

Les Figure 5.6 à 5.9 présentent l'ensemble des courbes de rechargement à rupture pour les deux types de cure, ainsi que les courbes moyennes par types d'ambiance. Les tendances obtenues sont identiques pour les deux types de cure :

- Les dalles vierges ont les plus faibles résistances mécaniques ( $MOR_{NT} = 64 \text{ MPa}$  et  $MOR_{TT} = 67 \text{ MPa}$ ). Mais leur module d'Young vaut respectivement 53 GPa pour les dalles non traitées et 58.3 GPa pour celles traitées thermiquement.
- Les dalles EFC présentent les plus hautes résistances ( $MOR_{NT} = 73.3$  et  $MOR_{TT} = 74.1 \text{ MPa}$ ). Leur rigidité est légèrement inférieure à celles des éprouvettes vierges avec  $E_{NT} = 48.3 \text{ GPa}$  et  $E_{TT} = 51.6 \text{ GPa}$  (NT et TT).

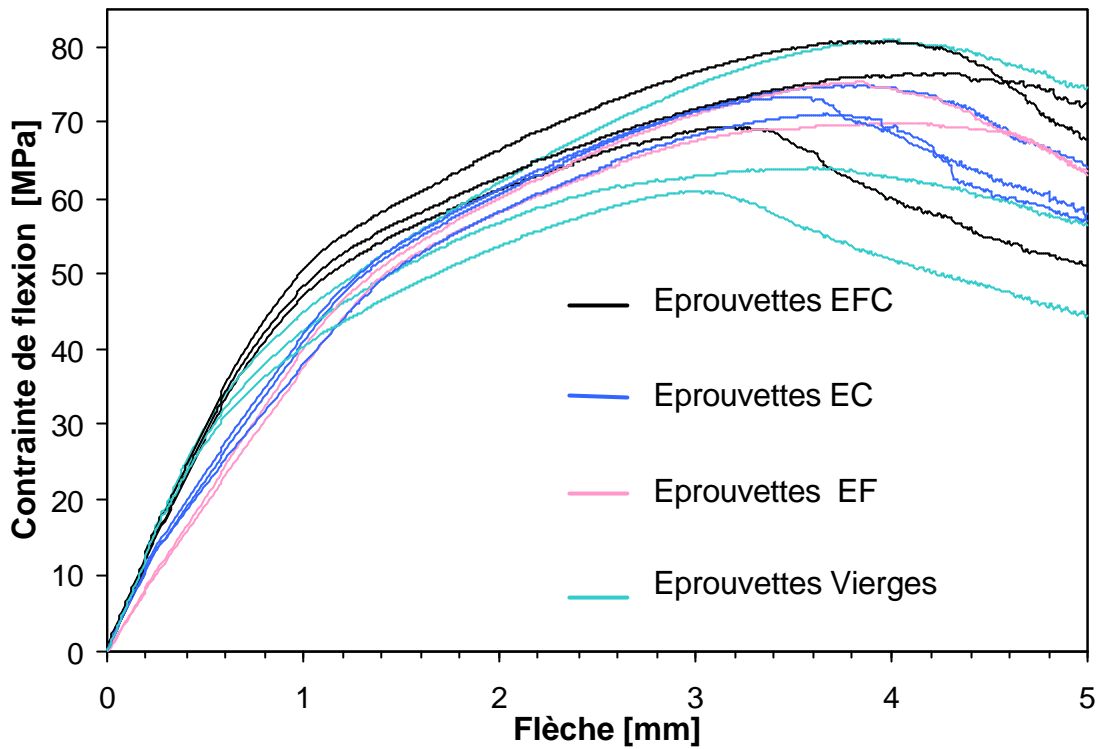


Figure 5.6 - Echantillons Traités Thermiquement : ensemble des courbes *Flèche-contrainte de flexion*

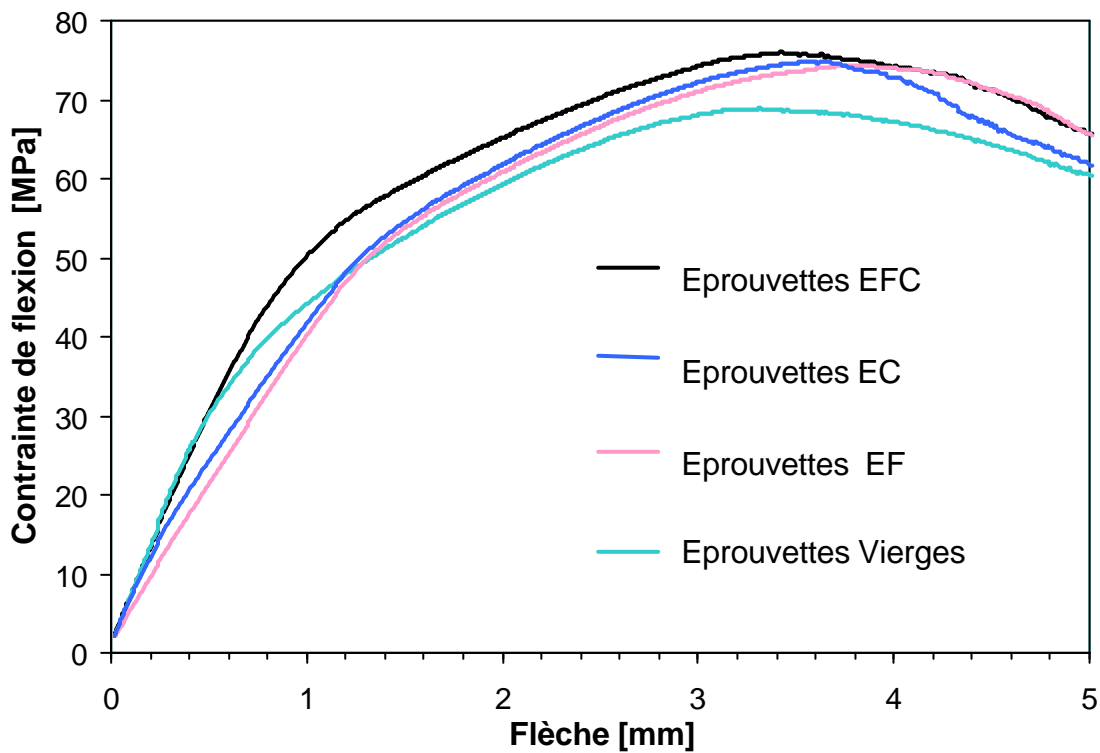


Figure 5.7 - Echantillons Traités Thermiquement : ensemble des courbes moyennes *Flèche-Contrainte de flexion*



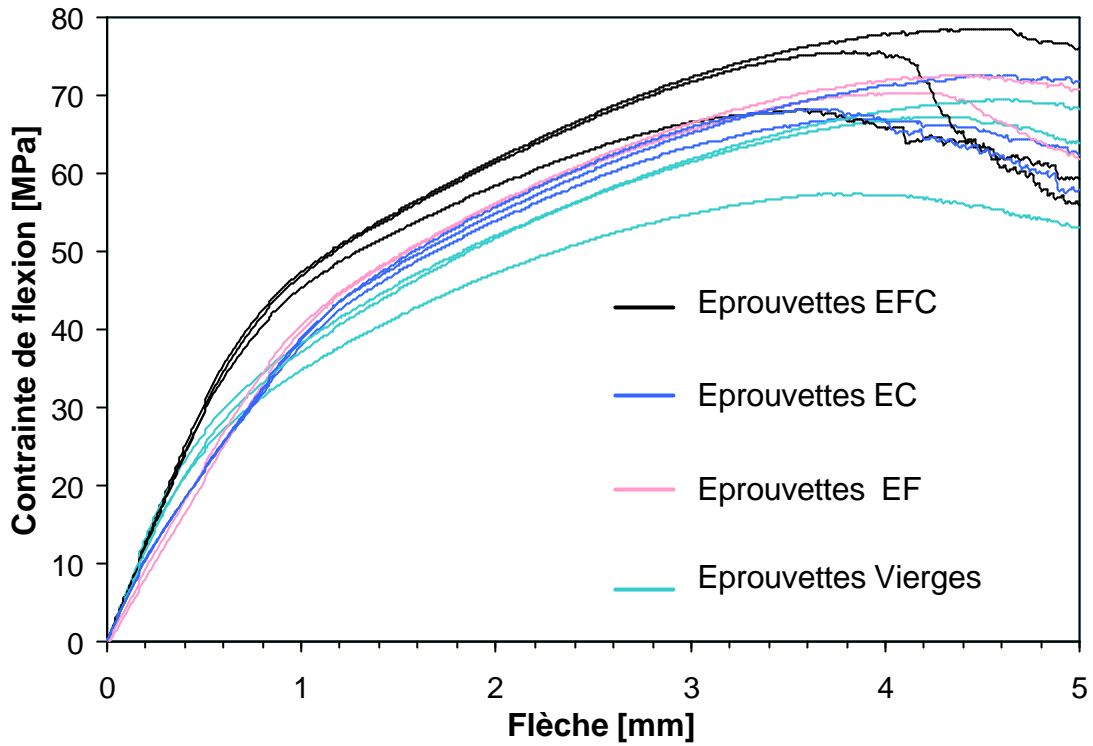


Figure 5.8 - Eprouvettes Non Traitées Thermiquement : ensemble des courbes *Flèche-contrainte de traction par flexion*

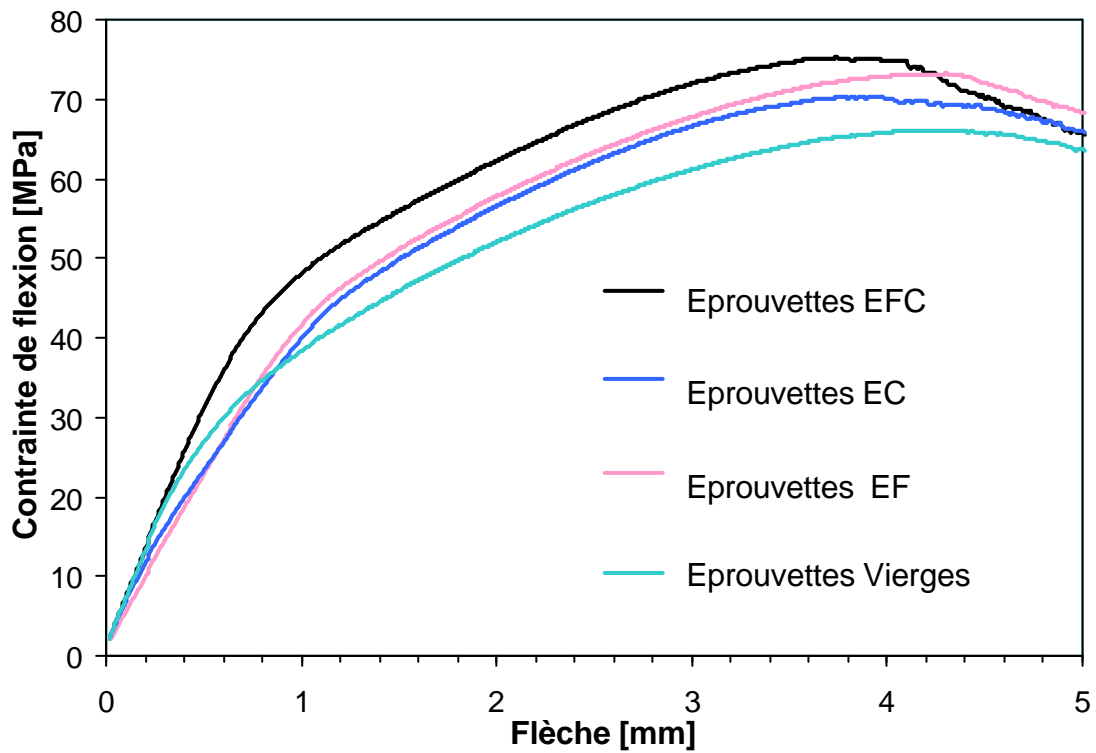


Figure 5.9 - Eprouvettes Non Traitées Thermiquement : ensemble des courbes moyennes *Flèche-Contrainte de traction par flexion*

- Les dalles EC et EF montrent des comportements sensiblement identiques compte tenu de la dispersion sur le matériau. Leur résistance est supérieure aux dalles vierges :  $MOR_{NT} = 68.5$  et  $MOR_{TT} = 72.9$  MPa pour les dalles EC et  $MOR_{NT} = 71.3$  et  $MOR_{TT} = 72.5$  MPa pour les dalles EF. Leur rigidité est nettement plus faible que pour les deux autres séries. Celle des dalles EC est initialement la même que les dalles vierges puis chute à partir d'une contrainte de traction par flexion de 10 MPa pour rejoindre celle des éprouvettes EF. La rigidité moyenne pour ces 10 éprouvettes est de 30 GPa.

Les variations de masse des dalles sont faibles, quel que soit la cure, l'ambiance ou le chargement appliqué. Ainsi il est systématiquement négatif pour les éprouvettes vierges (-0.07 à -0.16%) et systématiquement positif pour les éprouvettes dans le bac (immergées ou au-dessus de la solution ; +0.08 à +0.5%). Pour les deux types de cures, les éprouvettes EFC sont logiquement celles gagnant le plus en masse (0.25 à 0.5%), les dalles EC gagnant le moins (0.08 à 0.28%) et les dalles EC occupant la place intermédiaire (0.17 à 0.33%).

Les résistances moyennes<sup>33</sup> en compression à 400 jours sont pour les éprouvettes NT et TT respectivement égale à 223 et 247 MPa (résistances caractéristiques de 215 et 232 MPa).

## **5.4 Interprétation des résultats expérimentaux**

Compte tenu de la dispersion sur le comportement du matériau, les résultats montrent après 400 jours une similitude de comportement, que l'on considère les éprouvettes traitées thermiquement ou celles non traitées. Pour chacune des quatre ambiances, la courbe moyenne des éprouvettes traitées thermiquement est légèrement supérieure à celle des éprouvettes non traitées. La seule différence notable concerne les dalles vierges pour lesquelles la fin du domaine pseudo-linéaire intervient plus tôt que pour les dalles endommagées-fluage-corrodées (14 contre 18 MPa), sans toutefois se traduire par une résistance moyenne plus faible. La comparaison deux à deux des courbes moyennes pour chaque type d'ambiance est donnée en annexe 5-3. Il ressort de ces courbes que l'influence du traitement thermique est faible après 400 jours. Les réactions d'hydratation et de pouzzolanité initialement activées par le traitement thermique atteignent visiblement un degré d'avancement similaire en l'absence de traitement thermique, à condition qu'on leur en laisse le temps, ce que confirme les résistances en compression (12% d'écart, cf. partie 2.3.3).

La comparaison des comportements mécaniques entre dalles endommagées-fluage et dalles vierges met en lumière les deux points suivant :

- La rigidité des éprouvettes pré-endommagées par fatigue puis maintenues sous chargement demeure nettement inférieure à celle des éprouvettes vierges. Le domaine de comportement pseudo-élastique est par contre accru, avec une linéarité certaine.
- La résistance au pic d'effort des éprouvettes endommagées-fluage est légèrement supérieure à celle de éprouvettes vierges.

---

<sup>33</sup> 400 jours à l'air (TT et NT) dans la salle d'essai - 6 éprouvettes rodées 11 x 22 cm par type de cure.

Ces conclusions sont en parfait accord les résultats obtenus lors de l'étude de fatigue, pour les éprouvettes rechargées après  $2 \cdot 10^6$  cycles. Le gain de résistance s'explique ici par l'effet bénéfique de quelques cycles de fatigue à un taux de chargement modéré. Le faciès de fissuration créé lors de l'endommagement est favorable vis-à-vis des concentrations de contraintes en pointe de fissures. Le maintien du chargement à la contrainte maximale de fatigue rend le comportement pseudo-élastique quasiment linéaire, alors qu'il présentait une partie concave puis convexe pour les dalles de fatigue. Il n'induit pas de perte de résistance.

Comme cela fut souligné précédemment, le comportement des dalles EC est quasiment identique aux dalles EF, à cette différence près que leur rigidité initiale se confond pratiquement avec celle des éprouvettes vierges. Pour ces éprouvettes soumises aux cycles d'humidification-séchage, il semble qu'un début de cicatrisation de la matrice cimentaire ait lieu. Mais comme les fissures sont partiellement voire totalement refermées faute de chargement appliqué et de leur finesse initiale, l'apport d'eau au niveau des fissures est limité en profondeur. Quoiqu'il en soit, cela est insuffisant pour conduire à une restauration totale de la rigidité, la matrice restant endommagée en profondeur. On constate en effet que les courbes divergent pour une contrainte de flexion d'environ 10 MPa, soit bien avant la contrainte de fissuration de la matrice cimentaire saine. Les essais de flexion quasi-statiques sur la matrice cimentaire non fibrée (cf. chapitre 3) ont montré que la contrainte de traction par flexion vaut dans ce cas 18 MPa.

L'interface fibre-matrice reste endommagée. Ainsi la rigidité des dalles chute dès rupture en traction de la matrice nouvellement régénérée, soit vers la dizaine de MPa, pour se rapprocher rapidement de celle des dalles EF. On retrouve le comportement mécanique tel qu'il était à la fin de l'endommagement par fatigue. Par la suite les comportements sont similaires, en terme de rigidité comme de pic d'effort. La résistance au pic d'effort profite aussi dans ce cas de l'effet bénéfique des 2500 cycles de fatigue.

Le comportement des dalles ECF est plus atypique. Non seulement le module de rupture de ces dalles est le plus élevé des quatre ambiances testées, mais en plus les corps d'épreuves semblent avoir retrouvé leur rigidité initiale.

- Le premier point est imputable à l'endommagement par fatigue et corrobore la tendance forte obtenue sur les dalles EC et EF. La résistance n'est affectée ni par la présence de la solution agressive, ni par le maintien en charge.
- Le second point semble indiquer une cicatrisation presque totale de la matrice cimentaire initialement fissurée. Les modules d'élasticité sont en réalité de 48.3 et 51.6 MPa pour les dalles ECF donc légèrement plus faible que ceux des dalles vierges (53 et 58.3 MPa). Cette cicatrisation s'opère sous sollicitation de traction. Plus encore, le domaine pseudo-élastique est désormais plus important ce qui traduit un meilleur fonctionnement mécanique des micro-fibres et d'une partie des méso-fibres.

Un constat semblable fut fait par Singh sur des éléments minces (30 mm) en ferrociment sollicités en flexion pendant 7 mois en ambiance agressive<sup>34</sup> [Singh 1985]. Il constata que le domaine pseudo-linéaire et le module de rupture augmentaient avec le temps de

---

<sup>34</sup> 3150 cycles : immersion 90 minutes dans solution à 40°C de NaCl dosé à 3.5% puis séchage 30 minutes à 70°C puis rechargement statique à rupture.

chargement si le niveau de charge ne dépassait pas 70 % de la contrainte ultime du composite. Certaines de ses éprouvettes furent testées en fatigue après 3 et 7 mois de chargement en ambiance agressive. Les résultats montrèrent que la durée de vie chutait après 3 mois mais qu'elle augmentait après 7. Il conclut que ces gains étaient dus à l'augmentation de résistance de la matrice et à l'amélioration de l'adhérence fibre-matrice sous chargement.

La question posée est donc de savoir si les résultats obtenus sur les dalles pré-endommagées par fatigue et maintenues chargées en ambiance agressive sont dus à une auto-cicatrisation de la matrice entre les lèvres des micro-fissures ou si cette cicatrisation s'accompagne d'une restauration des interfaces micro-fibres/matrice. Concernant le béton seul, Jacobsen [Jacobsen 1996] rapporte le cas d'éprouvettes endommagées et conservées dans l'eau de mer pendant 3 ans ayant retrouvées intégralement leur caractéristiques mécaniques par auto-cicatrisation [Fidjestol 1980]. Mais le taux d'endommagement initial n'y est pas spécifié. Or il est démontré qu'à 90% de leur résistance ultime en compression, des éprouvettes chargées à 8h ont la même résistance finale que des éprouvettes vierges de tout chargement au jeune âge [Abdel-Jawad 1992].

Certains auteurs ont montré sur des bétons faiblement dosés en ciment ( $250 \text{ kg/m}^3$ ) et de rapport Eau/Liant relativement élevé (0.5 et 0.7) que la cicatrisation était d'autant meilleure que l'endommagement intervenait tôt (entre 8 et 72h) [Zamorowski 1985, Abdel-Jawad 1992]. Effectivement pour ces formulations, la réaction d'hydratation consomme rapidement une grande partie du ciment, l'eau étant en excès et le gain de résistance à 90 jours est alors limité. Avec 1300 kg de liant et un rapport Eau/Liant de 0.16, nous sommes loin d'hydrater ne serait-ce qu'un tiers du ciment (cf. [Bonneau 2000]) et de plus le chargement intervient 180 jours après le coulage des éprouvettes, certaines étant traitées thermiquement.

En fait, il est clairement établi que la cicatrisation des fissures nécessite avant tout la présence de grains anhydres et un apport d'eau [Neville 1995], deux conditions pleinement remplies dans le cadre de cette étude. Une conservation à l'air a peu d'effet sur la cicatrisation [Abdel-Jawad 1992] et une immersion continue est moins performante qu'une ambiance humide [Munday 1974]. D'après Neville et Zamorowski, l'application d'une pression sur les faces des fissures facilite le phénomène de cicatrisation. Ce paramètre doit être relativisé aux vues des gains de rigidité et de résistance obtenus dans notre étude, puisque nos fissures restent ouvertes et sollicitées en traction.

Plus important semble être l'ouverture des fissures. Se basant sur des observations par microscopie électronique en électrons rétro-diffusés, Jacobsen met en évidence le remplissage partiel de fissures<sup>35</sup> excédant  $10 \mu\text{m}$  [Jacobsen 1995]. Les produits réformés sont majoritairement des CSH de forme aplatie ainsi que des cristaux de portlandite, aussi observés par Abdel-Jawad et Neville et Vernet [Vernet 2000], et d'ettringite en plus petite quantité. Cela explique selon lui le gain partiel mais jamais total de résistance en compression<sup>36</sup>, bien que les mesures de la rigidité par émission acoustique semblent indiquer une cicatrisation totale [Jacobsen 1996]. Il est maintenant admis que ce type de mesures n'est pas adapté pour quantifier les phénomènes de cicatrisation.

---

<sup>35</sup> Fissures créées par des cycles de gel-dégel sur des BHP contenant ou non 5% de fumée de silice.

<sup>36</sup> Perte de 25% de résistance en compression sur un BHP de 140 MPa soumis à 300 cycles de gel-dégel, puis 5 % de gain après 3 mois en ambiance humide.

Pour des ouvertures de fissures inférieures ou égales à 5  $\mu\text{m}$ , les fissures semblent totalement refermées en électrons secondaires. Cependant la microscopie par électrons rétro-diffusés montre que les CSH formés sont moins denses que la matrice environnante non fissurée. Même cicatrisées, les fissures restent des zones de faiblesse qui seront autant d'amorces de fissures lors d'une nouvelle sollicitation comme l'observent Jacobsen et Abdel-Jawad. Cela peut expliquer la différence de rigidité entre les dalles pré-endommagées et maintenues chargées en ambiance agressive et les dalles vierges.

Dans l'étude de Jacobsen, le béton contenant 5% de fumée de silice présente moins de produits néoformés, sans que l'auteur puisse expliquer ce phénomène. Si cicatrisation il y a effectivement dans notre cas, le fort pourcentage de fumée de silice (25% du poids de ciment) ne l'a semble-t-il pas gêné, peut être du fait de la réserve en grains anhydres très supérieure à celle d'un BHP. Les résultats de Vernet sur des éprouvettes de Ductal<sup>®</sup> endommagées en flexion confirment ce point. Des fissures de 40  $\mu\text{m}$  d'ouverture furent rapidement comblées par les hydrates néoformés, de même composition que ceux initiaux. La cicatrisation est grandement facilitée dans l'étude par la finesse des micro-fissures, initialement invisibles à l'œil donc vraisemblablement inférieures à 50  $\mu\text{m}$ . Reinhardt étudie l'influence de l'ouverture des fissures sur la vitesse de cicatrisation et montre que la vitesse d'obturation est d'autant plus rapide que les fissures sont fines. Son étude porte sur des échantillons de BHP<sup>37</sup> fissurés par fendage dont l'ouverture de fissure est contrôlée [Reinhardt 2003]. Outre l'accélération de la cicatrisation avec la température, les principaux résultats sont :

- A 20°C les fissures de 50  $\mu\text{m}$  laissent passer 45% du flux d'eau initial à 25h et 2% à 2 semaines.
- A 20°C et 150  $\mu\text{m}$  d'ouverture, le flux à 25 h est de 75% de flux initial et de 14% à 2 semaines.

La cicatrisation peut donc être extrêmement rapide pour des bétons à hautes résistances. L'influence de cette cicatrisation sur la vitesse de pénétration des chlorures est étudiée par Jacobsen à partir d'essai de migration sous champs électrique d'ions  $\text{Cl}^-$  dans des échantillons de BHP (Eau/Liant 0.4) endommagés par des cycles de gel-dégel [Jacobsen 1996<sup>b</sup>]. Les résultats montrent que :

- La vitesse de migration sous champ électrique des ions  $\text{Cl}^-$  est 2.5 à 8 fois plus rapide après les cycles gel-dégel. Mais une réduction de 28 à 35 % de cette vitesse est obtenue après une période de cicatrisation de 3 mois dans de l'eau carbonatée.
- Des fissures 300  $\mu\text{m}$  voient une réduction sensible du flux d'eau les traversant.

La finesse des ouvertures de fissure, la quantité importante de grains anhydres et l'alternance de cycles d'humidification-séchage ont donc contribué au phénomène de cicatrisation pour les dalles pré-endommagées et maintenues chargées ; le taux d'hydrates néoformés explique l'augmentation du domaine pseudo-élastique.

A partir de 1.5 mm de flèche, l'évolution de la résistance suit globalement la même tendance pour toutes les dalles. Ce dernier point s'explique par le niveau d'endommagement initial imposé au composite. On présente dans la Figure 5.10 et la Figure 5.11 les courbes *Contrainte-Flèche* relatives à l'endommagement initial et au comportement à rupture de dalles initialement vierges.

---

<sup>37</sup> Rapport Eau/Liant 0.37 avec 360  $\text{kg}/\text{m}^3$  de ciment, résistance en compression de 90 MPa.

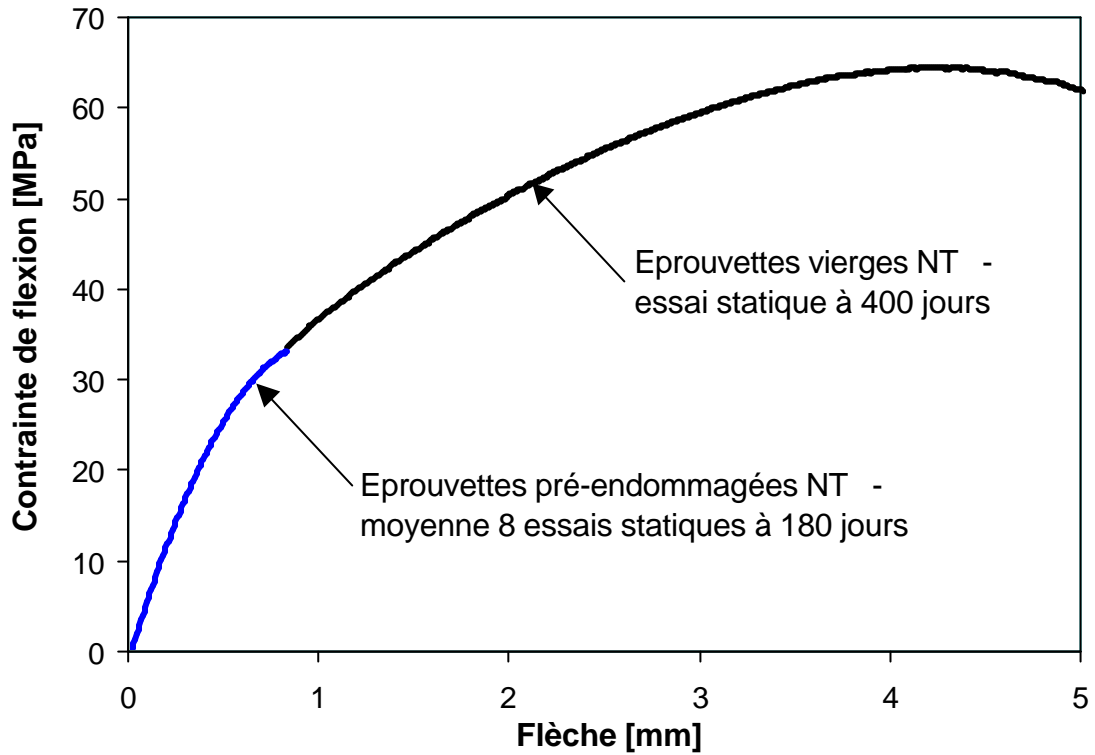


Figure 5.10 - Courbes *Contraite-Flèche* pour les dalles NT : endommagement initial (180 jours) et comportement à rupture (dalles vierges à 400 jours).

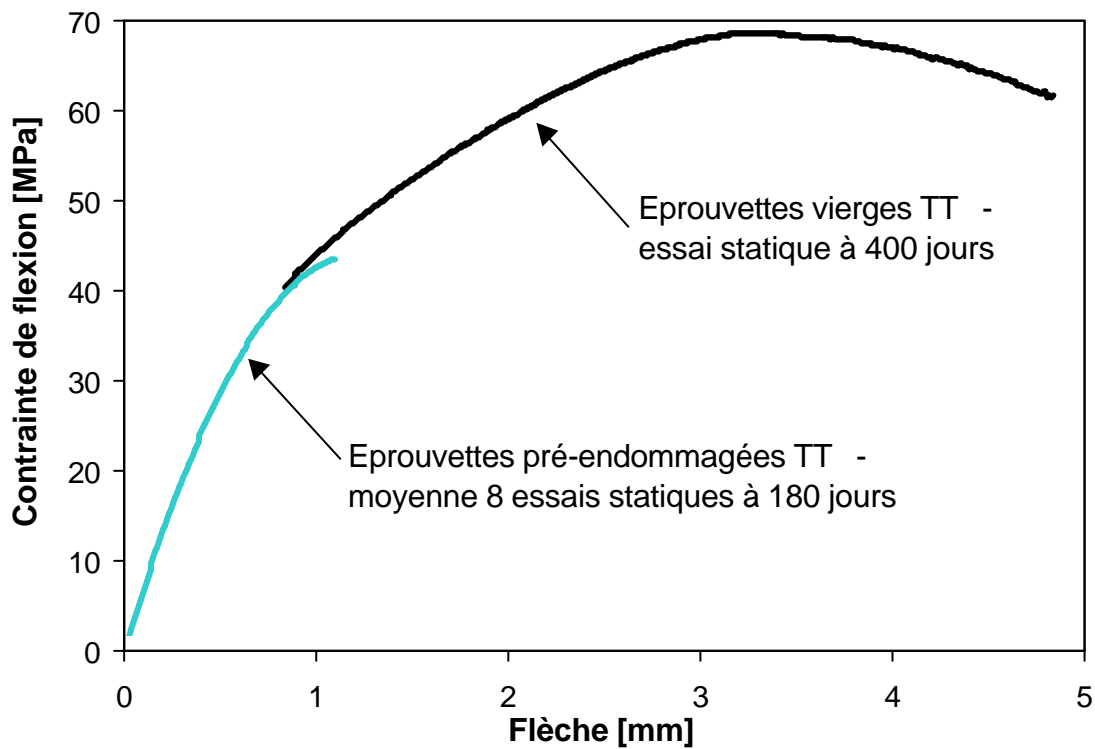


Figure 5.11 - Courbes *Contraite-Flèche* pour les dalles TT : endommagement initial (180 jours) et comportement à rupture (dalles vierges à 400 jours).

D'une manière générale, les taux de chargement de 33 et 42 MPa pour les éprouvettes NT et TT sollicitent peu l'interface macro-fibre/matrice. Cette catégorie de fibres intervenant relativement tard dans le processus de fissuration mais progressivement au fur et à mesure que l'état de déformation croît, il est logique que l'évolution des courbes soit similaire pour toutes les ambiances, passé le domaine pseudo-élastique où elles interviennent peu. La différence consiste en un niveau de contrainte plus élevé pour un état de déformation donné, phénomène que nous attribuons principalement à la meilleure efficacité des micro- et méso-fibres pour les dalles ECF et à la synergie entre fibres.

Or l'interface des micro- et méso-fibres est initialement endommagée comme en témoignent les courbes de rechargement des dalles EC et EF (cf. Figure 5.7 et Figure 5.9). On s'attend donc à voir les courbes des dalles ECF rejoindre celle des dalles EC et EF passé la fin du domaine pseudo-élastique, puisque nous avons vu que seule, la cicatrisation ne permet pas de recouvrance totale de la résistance. Il n'en est rien ! Cela nécessite donc une amélioration partielle de l'interface des fibres, qui s'oppose donc à l'action bénéfique des cycles de fatigue (émoussement de l'extrémité des fissures). La flèche au pic d'effort légèrement plus faible des dalles EFC va dans ce sens. Cette amélioration peut avoir deux origines :

- Soit il s'agit d'un début de corrosion des fibres à l'interface fibre-matrice, produisant une augmentation de l'étreinte autour des fibres et donc une amélioration de leur adhérence. Ce processus est en contradiction avec les observations rapportées dans l'étude bibliographique et le fait que la cicatrisation de la matrice limite la pénétration des agents agressifs. De plus, l'observation microscopique des fibres n'a pas permis dans le cadre de cette étude de révéler des traces de corrosion, même pour des enrobages inférieurs à 500  $\mu\text{m}$ .
- Soit la qualité de l'interface fibre-matrice s'est restaurée (par apport d'eau extérieure ou par migration d'eau initialement non fixée chimiquement par la matrice à travers la micro-fissuration de l'interface).

Cette dernière explication semble plus cohérente avec les résultats de Gray qui montrent une amélioration de la résistance à l'arrachement de fibres initialement chargées par deux fois au-delà du pic d'effort par essai pull-out puis placées en cure humide pendant 90 jours [Gray 1983]. Lors du rechargement des fibres déjà sollicitées, l'effort maximal est supérieur à celui nécessaire pour arracher des fibres jusque là mais sollicitées. Le gain de résistance est trouvé supérieur au gain imputable au seul mûrissement de la matrice cimentaire. Il en conclut que l'adhérence fibre-matrice cicatrise mieux que les mortiers ou bétons endommagés. Ses résultats vont dans le sens des ceux présentés ci-dessus qui indiquent un accroissement de la cicatrisation avec la finesse des ouvertures de fissures considérées.

Pour les conditions d'endommagement initial, pour le niveau de chargement imposé et pour le type d'ambiance agressive retenue, nous pouvons affirmer que le comportement mécanique du composite n'est pas affecté par la corrosion. Il est probable que les fissures créées lors de l'endommagement, bien que maintenues ouvertes, se soient cicatrisées dès les premiers cycles d'immersion-séchage compte tenu de leur finesse.

On peut cependant s'interroger sur le caractère prédictif de notre essai ; que se serait-il passé si la température avait été plus élevée, le nombre de cycles plus important ou le niveau de chargement plus haut ? Dans la mesure où l'ouverture des fissures sous sollicitations de service en fatigue est limitée à la centaine de microns (cf. chapitre 4) et la température accélère la cicatrisation, il est raisonnable d'estimer qu'elles seront rapidement rebouchées partiellement par l'auto-cicatrisation de la matrice cimentaire dans le cas d'un chargement monotone.

## 5.5 Conclusions

La problématique soulevée portait sur le devenir des propriétés mécaniques du composite cimentaire fibré multi-échelle soumis à un environnement agressif en condition de service. Gardant cet objectif en ligne de mire nous avons développé un essai novateur de corrosion sous contrainte. Les principales caractéristiques de l'essai sont :

- Une géométrie de corps d'épreuve représentative des applications structurelles envisagées qui permette une comparaison avec les précédentes études statiques, dynamiques et cycliques.
- Un pré-endommagement contrôlé des corps d'épreuves par une sollicitation de fatigue. L'idée sous-jacente est de se rapprocher du comportement sous sollicitation de service d'un élément de structure ayant déjà été sollicité. La fatigue permet un meilleur endommagement de l'interface fibre-matrice par rapport à un essai statique monotone.
- Un chargement constant maintenu à un niveau représentatif de l'état limite de service, grâce à l'utilisation d'un dispositif de fluage en flexion couplé à un accumulateur oléopneumatique.
- La mise en place expérimentale d'une instrumentation par capteur LVDT en ambiance agressive. Celle-ci ne requière pas d'autre matériel que celui couramment employé pour les campagnes d'extensométrie. Sa robustesse et son surcoût nul font qu'il pourra aisément être réutilisé.

L'étude a porté sur deux séries de onze dalles de CEMTEC<sup>®</sup><sub>multiscale</sub> 40 x 150 x 600 mm traitées ou non thermiquement. Pour chaque série, trois dalles sont conservées intactes dans les conditions de température et d'hygrométrie de la salle d'essai. Les huit autres sont endommagées en fatigue par flexion 4 points au taux de chargement de 33 et 42 MPa (traction par flexion respectivement des éprouvettes NT et TT). Cinq éprouvettes sont ensuite sollicitées en flexion 3 points au même taux de chargement ; trois d'entre elles subissent 30 cycles d'humidification-séchage dans une solution de NaCl dosée à 50 g/l. Les trois dalles restantes subissent 30 cycles d'humidification-séchage sans chargement. Les principaux enseignements retirés de cette étude sont :

- Une absence de dégradation des propriétés mécaniques du matériau sous l'action de l'environnement agressif. Si corrosion il y a, elle n'affecte pas les fibres, même les plus petites et les plus proches des fissures. Sinon une chute de résistance et de module aurait été constatée au moins dans la première partie des courbes effort-flèche



dépendante des micro-fibres de faible diamètre (les fibres apparentes en partie comprimée dû au rodage ont été dévorées par la rouille).

- Les gains de résistance constatés sont pour une large part attribuable aux cycles de fatigue. Ceci est cohérent avec les résultats précédents et renforce l'analyse menée sur le comportement sous sollicitations cycliques du composite.
- Les dalles pré-endommagées par fatigue ne voient pas d'évolution de leurs caractéristiques mécaniques, qu'elles soient maintenues chargées à l'air ou bien stockées déchargées en solution saline. Dans un cas comme dans l'autre, la cicatrisation n'a pas lieu faute d'apport suffisant en eau au niveau des fissures et micro-fissures.
- Les éprouvettes endommagées, maintenues chargées et subissant les cycles d'humidification-séchage voit une restauration quasi-totale de leur rigidité initiale (91 et 88.5% pour NT et TT).
- Faute d'investigation en profondeur, mais ce n'était pas l'objectif de l'étude, l'état d'endommagement des interfaces fibres-matrice est inconnu. Cependant cette interface est certainement partiellement cicatrisée dans le cas des dalles EFC. Cette affirmation s'appuie sur l'extension du domaine pseudo-élastique. Une amélioration du comportement mécanique du composite dans ce domaine est en lien directe avec le développement d'une meilleure association micro-fibre/matrice.

Ces résultats sont principalement à mettre en relation avec la composition de la matrice cimentaire et la fraction volumique élevée du renfort. Il semble que la finesse de la fissuration créée ait permis une cicatrisation rapide des fissures limitant dès lors l'influence de l'environnement extérieur, cicatrisation facilitée par la part importante de grains anhydres dans la matrice.

Nos résultats sont donc cohérents avec les observations rapportées dans la littérature - cicatrisation des fissures dans les BHP, comportement des ferrociments - et cohérents avec les propositions faites concernant le comportement du composite sous sollicitations statiques et de fatigue. Des questions restent cependant en suspens :

- La réglementation [SETRA-AFGC 2003] permet une ouverture limite de 100  $\mu\text{m}$ . La cicatrisation aura-t-elle le même impact bénéfique sur les problèmes de corrosion pour un BFUP aussi endommagé et contenant peu de fibre?
- La cinétique de cicatrisation influence certainement la cinétique de corrosion. Peut-elle la stopper totalement dans le cas de micro-fissure en empêchant les agents agressifs de progresser dans les fissures? Qu'advient-il quand l'ouverture de fissure croît?
- Que serait-il advenu si la sollicitation avait été alternée ? Des cycles répétés d'ouverture-fermeture des fissures auraient-ils empêché la cicatrisation et permis ainsi à terme le développement d'une corrosion localisée?

# Conclusions générales et Perspectives

La première étape de la présente étude portait sur la formulation d'un matériau à matrice cimentaire fibrée développant une haute résistance en traction uniaxiale. La démarche de formulation s'est appuyée sur l'analyse du processus de fissuration en traction des matrices cimentaires. Le composite formulé se caractérise par :

- Sa fraction volumique élevée (**11 %**) de fibres métalliques.
- La spécialisation du renfort en fonction de l'échelle de fissuration considérée (**3 dimensions de fibres**).

La méthodologie développée peut être reprise pour la formulation et l'élaboration d'autres matériaux composites. Il importe de rappeler que cette démarche fut menée à partir d'une caractérisation mécanique sous chargement statique.

Après définition d'une géométrie de corps d'épreuve qui se veut représentative d'une dalle mince, l'étude s'est attachée à caractériser le comportement mécanique et les processus d'endommagement du composite cimentaire fibré multi-échelles formulé, sous chargements sévères. Les sollicitations mécaniques retenues sont : la fatigue, le choc et le fluage en ambiance agressive. Elles répondent à des types d'applications structurelles potentielles pour lesquelles le rapport coût-performance pourrait être favorable. Pour chaque sollicitation, les résultats sont présentés sous l'angle du renforcement multi-échelles. Il est montré que le matériau développe une synergie matrice-renfort efficace sous sollicitations monotones. Elle se caractérise par la mise en action graduelle et continue des différentes échelles de fibres, et ce jusqu'au pic d'effort. Les principaux apports du renfort multi-échelles sont donc les suivants :

- Une résistance en traction uniaxiale supérieure à **20 MPa**.
- Une ductilité accrue en traction par rapport aux bétons existants et commercialisés. La déformation correspondant à la contrainte maximale en traction par flexion est comprise entre  **$5.10^{-3}$**  et  **$10.10^{-3}$** .
- Aucune fissure visible n'est observée lorsque la contrainte maximale en traction est atteinte ; seul le comportement post-fissuration signale l'apparition d'une fissure localisée.

- Une sensibilité du composite plus importante aux effets de vitesse par rapport aux autres matériaux cimentaires. Le renfort multi-échelles, et tout particulièrement les micro-fibres, amplifient les phénomènes visqueux au sein de la matrice cimentaire en y améliorant le transfert des efforts. Le gain absolu de résistance en traction est de l'ordre de **1.5 MPa/u.log** dans le domaine des vitesses de contrainte correspondant à la statique rapide ( $ds/dt < 10 \text{ GPa.s}^{-1}$ ).
- Une multi-fissuration fine et répartie qui favorise la cicatrisation de la matrice cimentaire (initialement pré-endommagée en fatigue). Ce phénomène nécessite un apport d'eau extérieure au travers des fissures pour permettre une hydratation des nombreux grains anhydres présents sur les lèvres des fissures. Une amélioration des caractéristiques mécaniques est alors constatée, même en ambiance agressive (solution chlorée).

L'ensemble de ces caractéristiques résulte du nombre de fibres, de la spécialisation du renfort et de la synergie entre fibres.

L'inconvénient majeur de la spécialisation du renfort tient au fait que les performances mécaniques du composite chutent dès qu'une fraction du renfort perd de son efficacité mécanique. Ainsi le comportement sous sollicitations cycliques est limité par la détérioration de l'interface matrice/méso-fibre qui conduit au développement de fissures d'ouverture incompatible avec le bon fonctionnement de ces dernières (fibres de faible élanement). La limite d'endurance du composite en fatigue asymétrique non alternée est égale à **65 %** de son module de rupture caractéristique, ce qui équivaut à une contrainte de traction uniaxiale avoisinant **12 MPa**. La méthodologie développée a mis en évidence le lien fort existant entre l'endommagement initial du composite et sa durée de vie en fatigue, exprimée en terme de nombre de cycles à rupture. Le choix d'un paramètre physique pertinent, en l'occurrence la déformation initiale du matériau avant sollicitation de fatigue, a permis de prédire le comportement en fatigue du composite, malgré le faible nombre de spécimens testés. Les principaux enseignements de cette étude sont :

- L'existence d'un seuil d'endommagement initial qui se traduit par une déformation initiale de l'ordre de  **$1.3 \times 10^{-3}$** . En deçà de ce seuil, le phénomène de fatigue n'existe pas, au-delà le nombre de cycles à rupture est une fonction linéaire décroissante de la déformation initiale.
- L'existence d'une ouverture limite de fissure ; l'amplitude de battement des fissures se stabilise à une centaine de microns pour les éprouvettes ayant enduré  **$2.10^6$  cycles**.
- Une pseudo-accommodation du matériau sous des cycles de faible amplitude de déformation ; la résistance **après  $2.10^6$  cycles** est ainsi légèrement supérieure à la résistance moyenne relative aux essais statiques (**supérieure de 8 %**).

Ce travail a par ailleurs montré qu'une modélisation continue du composite est adaptée à la description des comportements mécaniques statique et dynamique. Dans le premier cas, l'utilisation d'un modèle élasto-plastique est validée. Dans le second cas, la détermination de la résistance en traction directe par une approche inverse a permis de quantifier les effets de vitesse sur cette résistance. La prise en compte de ces effets dans un modèle visco-élasto-plastique est pertinente (dans le domaine des vitesses de contrainte excluant les effets d'inertie).

Les études présentées montrent les potentialités offertes par cette catégorie de matériau composite et les limitations qu'impose l'approche multi-échelles. Parmi celles-ci, il semble important de bien préciser l'objectif recherché en terme de fonctionnalité de la structure. Suivant que l'accent sera mis sur le comportement statique ou le comportement en fatigue, deux approches de formulation sont alors possibles :

- Dans le premier cas, priorité est donnée à la fraction volumique pour parvenir à de hautes résistances mécaniques et profiter du renfort multi-échelles. Dans ce cas les fibres sont nécessairement courtes pour des raisons rhéologiques et le composite est sensible à la fatigue.
- Dans le second cas, il est impératif d'augmenter l'efficacité mécanique des méso-fibres. Cela passe par une augmentation de leur élancement et donc par une diminution de leur fraction volumique. Le corollaire est une diminution des performances statiques et une augmentation de la dispersion des résistances.

Les sollicitations monotones et cycliques apparaissent donc antinomiques pour un composite fibré multi-échelles. Concernant la durabilité du composite, il est montré que la cicatrisation de la matrice cimentaire, en colmatant les fissures, permet de limiter les transferts d'agents agressifs. Néanmoins, il serait utile de vérifier que cette cicatrisation se développe aussi efficacement lorsque les fissures s'ouvrent et se referment continuellement sous une sollicitation de fatigue. Cette proposition n'a pas pour but de complexifier à outrance un essai de laboratoire mais de retranscrire plus fidèlement l'évolution des caractéristiques mécaniques du matériau dans le cadre d'un ouvrage soumis à des sollicitations de service.

A partir du travail accompli, on dispose désormais d'une connaissance approfondie du comportement mécanique et d'une compréhension des mécanismes d'endommagement. Il reste que le passage d'un matériau de laboratoire vers un composite industriel nécessite une maîtrise des procédés de mise en œuvre ; ceci afin de contrôler l'orientation préférentielle des fibres sans avoir recours à des opérations de comptage ou des carottages pour chaque structure devant être construite. L'effort de recherche doit principalement porter sur les deux points suivants :

- La modélisation des écoulements de matrices fibrées afin d'une part de prédire la répartition des fibres dans la structure et d'autre part d'optimiser la géométrie des coffrages et des procédures de mise en œuvre. A cette condition seulement, les réticences des donneurs d'ordre pourraient être vaincues.
- L'optimisation de la géométrie des structures pour tirer pleinement partie des résistances mécaniques élevées en traction. Les structures doivent donc être repensées (architecte-ingénieur) afin que l'innovation ne se résume pas à un jeu de poutrelles ultra performantes (BFUP 200 MPa par exemple) supportant une dalle de pont épaisse formulée en B25.

Le développement de cette catégorie de matériau ne peut se faire, du moins dans un premier temps, qu'au sein de l'industrie de la préfabrication. Il convient alors de réfléchir à la définition d'assemblages mécaniques performants pour liasonner entre eux les éléments structuraux constitutifs de l'ouvrage à réaliser.



# Bibliographie

## A

**Abdel-Jawad**, Y., Haddad, R. (1992). "Effect of early overloading of concrete on strength at later ages", *Cement and Concrete Research*, **22**, pp. 927-936.

**Abrams**, A. (1917). "Effect of rate of application of load on the compressive strength of concrete", *ASTM Journal*, 17(Part II), pp. 364-377.

**Acker**, P. (2003). "Micromechanical analysis of creep and shrinkage mechanisms", communication privée LCPC, 2003.

**Aldea**, C-M, A.P, Shah, S.P. (2000). "Permeability of cracked high performance fiber reinforced cement based composites", *Proceeding of the 5<sup>th</sup> International RILEM Symposium: Fibre-Reinforced Concretes (FRC)– BEFIM 2000*, ed. P. Rossi & G. Chanvillard, Lyon, 13-15 September, France, pp. 681-690.

**Alford**, N.M., Groves, G.W. (1982). "Double D.D: Physical properties of high strength cement pastes", *Cement and Concrete Research*, vol. 12, **3**, pp.349-358.

**Arca**, A. (2002). "Etude expérimentale sur le comportement mécanique du BFUP", Rapport de fin d'étude, *Laboratoire Central des Ponts et Chaussées*, 90 pages.

**AFGC-SETRA** (2002). *Bétons fibrés à ultra-hautes performances – Recommandations provisoires*. Documents scientifiques et techniques, co-édité par l'AFGC et le SETRA.

**AFREM-BFM** (1995) "Recommandation sur les méthodes de dimensionnement, les essais de caractérisation, de contrôle et de convenance - Eléments de structures fonctionnant comme des poutres".

## B

**Bache**, H.H. (1981). "Densified cement ultrafine particle-based-materials", *proceeding of the 2<sup>nd</sup> International Conference on super-plasticizers in concrete*, Ottawa, June 10-12, 1981.

**Bailly**, P. (1988). "Effets des explosions sur les constructions – chargement et réponse de la structure", Thèse de 3<sup>ème</sup> cycles, Université d'Orléans, juin 1988.

**Bailly, P.** (1990). "Comportement mécanique des composites ciment-fibres, l'apport des essais dynamiques", *Rapport scientifique du G.R.E.C.O. – Matériau -1990*.

**Bailly, P.** (1994). "Une modélisation d'un matériau fragile avec prise en compte d'effets dynamiques", *C.R. Acad. Sci. Paris*, t.318, série II, pp.1-6.

**Bakker, R.F.M.** (1988). RILEM Report TC 60-CSC, Chapman and Hall, pp. 22-54.

**Balaguru, P., Franklin, H.S.** (1999). "High performance user-friendly fiber reinforced composite under cyclic loading", *Proceeding of the 3<sup>ème</sup> International ACI/RILEM/ACBM Workshop*, ed. by Reinhardt & Naaman, E&FN Spon, Mainz, Germany, May 16-19, PRO 6, pp. 225-238.

**Banthia, N., Trottier, J.F.** (1991). "Deformed steel fiber – cementitious matrix bond under impact", *Cement and Concrete Research*, vol. 21, pp. 158-168

**Banthia, N., Mindess, S., Trottier, J.F.** (1996). "Impact resistance of steel fiber reinforced concrete", *ACI Materials Journal*, vol. 93, n°5, September-October, pp. 472-479.

**Banthia, N., Yan, C.** (1996). "Bond-slip characteristic of steel fibers in high reactivity metakaolin (HRM) modified cement-based matrices", *Cement and Concrete Research*, vol.26, n°5, pp. 657-662.

**Baron, J., Sauterey, R.** (1982). "Le béton hydraulique – connaissance et pratique", *Presses de l'Ecole Nationale des Ponts et Chaussées*, Paris, France.

**Baron, J., Ollivier, J.P.** (1992). La durabilité des bétons, *Presses de l'Ecole Nationale des Ponts et Chaussées*, Paris, France, 453 pages.

**Baston, G., Ball, C., Bailey, L.** (1972) "Flexural fatigue strength of steel fibre reinforced concrete beams", *ACI Journal*, November 1972, pp. 673-677.

**BEFIM** (2002). Le Développement Industriel des Bétons de fibres Métalliques, Conclusion et Recommandation du Projet National - Opération du Plan Génie Civil, *Presse de l'Ecole Nationale des Ponts et Chaussées*, Paris, France, 262 pages.

**Behloul, M.** (1996). "Analyse et modélisation du comportement d'un matériau à matrice cimentaire fibrée à ultra-hautes performances", Thèse de doctorat de l'ENS Cachan, Laboratoire Mécanique et Technologie, Cachan, France.

**Bénezet, J.C., Benhassaine, A.** (1999). "Influence de la taille des particules sur la réactivité pouzzolanique de poudres de quartz", *Bulletin des Laboratoires des Ponts et Chaussées*, 219, janvier-février, pp. 17-28.

**Ben Romdhane R.** (1998). "Caractérisation et modélisation de l'interface Acier-Béton-Implantation dans le code de calcul CESAR LCPC", rapport provisoire des travaux de thèse, à paraître LCPC, division Béton et Composites Cimentaires, Paris.

**Bentur, A., Cree, R.** (1987). "Cement reinforced with steel wool", *Int. J. of Cement Composite and Lightweight Concrete*, vol. 9, n°4 pp. 217-224.

**Bentur, A., Mindess, S., Skalny, J.** (1989). "Reinforcement of normal and high strength concretes with fibrillated polypropylene fibre", *Proceeding of the Conference on Recent Development in Fibre Reinforced Cements and Concrete*, ed. by Swamy & Barr, Elsevier Applied Science, Cardiff, UK, 18-20 September 1989, pp. 229-239.

**Bentur, A.** (1991). "Microstructure, interfacial effects and micromechanics of cementitious composites", in *Advances in Cement Composites*, ed. S. Mindess, the American Ceramic Society, pp. 523-547.

**Bindiganavile, V., Banthia, N.** (2001). "Machine effect in the drop-weight impact testing of plain concrete beams", Proceedings of the 3<sup>d</sup> International Conference on Concrete under Severe Condition, CONSEC'01, ed. by N. Banthia, E&FN Spon, vol. 1, pp. 589-596, Vancouver, Canada, 18-20 juin 2001.

**Bindiganavile, V., Banthia, N., Aarup, B.** (2002) "Impact response of ultra-high-strength fiber-reinforced cement composite", *ACI Materials Journal*, vol. 99, n°6, November-December, pp. 543-548.

**Bischoff, P.H., Perry, S.H.** (1991) "Compressive behaviour of concrete at high strain rates", *Materials and Structures*, vol. 24, pp. 425-450.

**Bischoff, P.H., Perry, S.H.** (1995) "Impact behavior of plain concrete loaded in uniaxial compression", *Journal of Engineering Mechanics*, vol. 121, n°6, pp. 685-693.

**Bolomey, J.** (1935). "Granulation et résistances probables des bétons", *Travaux*, **19**, n°30, pp. 228-232.

**Bonneau, O., Vernet, C., Moranville, M., Aïtcin, P-C.** (2000). "Characterization of the granular packing and percolation threshold of reactive powder concrete", *Cement and Concrete Research*, **30**, pp. 1861-1867.

**Boulay, C., Colson, A.** (1981). "A concrete extensometer eliminating the influence of transverse strains on the measurement of longitudinal strains", *Materials and Structure*, vol.14, pp. 35-38.

**Boulay, C., Le Maou, F., Renwez, S., Sercombe, J., Toutlemonde, F.** (1997). "Caractérisation du comportement au choc d'un béton de poudres réactives grâce à des essais de traction directe". *Rapport d'étude LCPC pour Bouygues D.S.*, juin.

**Boulay, C., Arca, A., Taihlan, J.L., Sananes, J., Rossi, P.** (2003). "Comportement mécanique d'un nouveau composite cimentaire à écrouissage positif - II. Comportement en traction uniaxiale", à paraître dans le *Bulletin de Liaison des LPC*.

**Butler, J.E.** (1989). "The performance of concrete containing high proportions of steel fibres with particular reference to rapid flexural and fatigue loadings", Proceeding of Conference on *Recent Development in Fiber Reinforced Cements and Concrete*, ed. by Swamy & Barr, Elsevier Appl. Science., Cardiff, UK, 18-20 September 1989, pp. 544-552.

## C

**Cachim, P.B., Figueiras, J.A., Pereira, P.A.A.** (2002). "Fatigue behavior of fibre-reinforced concrete in compression", *Cement and Concrete Composites*, **24**, pp. 211-217.

**Cachim, P.B., Figueiras, J.A., Pereira, P.A.A.** (2002). "Numerical modelling of fiber-reinforced concrete fatigue in bending", *International Journal of Fatigue*, **24**, pp. 381-387.

**Cangiano, S., Plizzari, G.A, Colosio, P.** (2000). "Post-peak fatigue behavior of fiber-reinforced concrete", proceedings of the 5<sup>ème</sup> *International RILEM Symposium: Fibre-*



*Reinforced Concretes (FRC) BEFIB'2000*, ed. P. Rossi & G. Chanvillard, Lyon, France, 13-15 September 2000, pp.399-408.

**Cantin, R.** (1997). Etude des propriétés à basse température et de la durabilité du béton armé d fibres d'aciers. Thèse de Doctorat, Université Laval, Québec, Canada.

**Casanova, P.** (1992). "Etude du comportement d'un élément de structure en béton armé renforcé par du béton de fibres métalliques projeté", *Mémoire de DEA de l'Ecole Normale Supérieure de Cachan*.

**Casanova, P.** (1996). Bétons renforcés de fibres métalliques – Du matériau à la structure, Thèse de doctorat de l'Ecole Nationale des Ponts et Chaussées, février 1996, France, 201 pages.

**Chanvillard, G, Aïtcin, P.C.** (1991). "On the modelling of the pull-out behaviour of steel fibres", *Proceeding of the International ACI/RILEM Workshop*, ed. by Reinhardt & Naaman, E&FN Spon, Mainz June 23-26, PRO 15, pp. 467-478.

**Chanvillard, G., Giraudon, G., Roque, O.** (2000). "Panneaux préfabriqués de façades en béton de sable renforcé de fibres de fonte amorphe", *Proceeding of the 5<sup>ème</sup> International RILEM Symposium*, ed. by Rossi & Chanvillard, RILEM Publication, PRO15, Lyon 13-15 Septembre, France pp. 181-192.

**Chauvel, D., Razani, P., Hamelin, P., Perfumo, J.C.** (1989). "Impact of fibre reinforced concrete slabs", *Proceeding of the Conference on Recent Development in Fiber Reinforced Cements and Concrete*, ed. by Swamy & Barr, Elsevier Applied Science, Cardiff, UK, 18-20 September 1989, pp. 274-283.

**Chen, Z. Y, Wang, N.Z.** (1987). "The effect of the paste-steel interfacial zone on the electrochemical properties of reinforcing rods", *Proceeding of the International Symposium of Materials Research Society: Bonding in Cementitious Composites*, ed. Shah & Mindess, vol. 114, Boston, December 2-4, pp.277-283.

**Cowell, W.L.** (1966) "Dynamic properties of plain Portland cement concrete", techn. Report R447, DASA 130181, US Naval Civil Engineering Laboratory, Port Hueneme (CA), USA.

## **D**

**Daniel, L, Loukili, A.** (2001). "Cyclic bending of high strength fibre reinforced concrete beams: influence of fibre length", *Proceedings of the 3<sup>rd</sup> International Conference on Concrete under Severe Condition, CONSEC'01*, ed. by N. Banthia, E&FN Spon, vol. 1, pp. 842-850, Vancouver, Canada, 18-20 juin 2001

**De Larrard, F.** (1988). Formulation et propriétés des bétons à très hautes performances, thèse de doctorat de l'Ecole Nationale des Ponts et Chaussées, Rapport de recherche LPC, n°149, mars.

**De Larrard, F., Gorse, J.F., Puch, C.** (1992). "Comparative study of various silica fumes as additives in high-performance cementitious materials", *Materials and Structures*, RILEM, vol. 25, pp. 265-272.

**De Larrard**, F., Sedran, T. (1994). "Optimization of ultra-high performance concrete by using a packing model", *Cement and Concrete Research*, vol. 24, n°6, pp. 997-1009.

**Do**, M.T. (1995). "Fatigue des BHP", *Annales de l'ITBTP*, n°536, septembre 1995.

**Douglas**, N.M.A. (1997). Modélisation du comportement mécanique des composites ciment-fibres en tenant compte de la microstructure. Thèse de doctorat de l'Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, juillet 1997, Lyon, France, 193 pages.

**Dubois**, F., and Nougier, H. (1989). "Durability of steel fibrous concrete used for the manufacture of containers for nuclear waste storage", Proceeding of the *Conference on Recent Development in Fibre Reinforced Cements and Concrete*, ed. by Swamy & Barr, Elsevier Applied Science, Cardiff, UK, 18-20 September, pp.573-581.

**Dunster**, A.M., (1989). "An investigation of the carbonation of cement paste using trimethylsilylation", *Advances in Cement Research*, Vol. 2, 7, pp. 99-106.

## **F**

**Fauchet**, B. (1991). Analyse poroplastique des barrages en béton et de leurs fondations. Rôles de la pression interstitielle. Thèse de doctorat de l'Ecole Nationale des Ponts et Chaussées, Paris, France.

**Faury**, J. (1953). "Le béton - Influence de ses constituants inertes", Règles à adopter pour sa meilleure composition. Sa confection et son transport sur les chantiers., Dunod ed., Paris, 3<sup>ème</sup> édition, pp. 66-67.

**Ferrier**, E., Hamelin, P. (2000). "Permeability study of fibers shotcrete", Proceeding of the 5th International RILEM Symposium: Fibre-Reinforced Concretes (FRC)–BEFIM' 2000, ed. P. Rossi & G. Chanvillard, Lyon, 13-15 September, France, pp. 671-380.

**Fidjestol**, P., Nilsen, N. (1980). ACI SP-65, pp. 205-221.

**Fortin**, J. (1999). "Formulation de bétons de fibres à ultra-hautes performances-fabrication et essais de flexion trios points", Rapport interne LCPC, Paris, France, tome 3 - 20p.

**Fisher**, G., Li, V.C. (2003). "Ultra-ductile engineered cementitious composites for seismic resistant structures", proceedings of the *fib* 2003 Symposium, May 6-8, Athens, Greece, pp. 158-159.

**François**, R., Arliguie, A. (1999). "Effect of microcracking and cracking on the development of corrosion in reinforced concrete", *Materials and Structures*, **51**, n°2, pp. 143-150.

**Freyssinet**, M.E. (1936). *Cement and Concrete Manufacture*, vol. 9, **71**.

## **G**

**Gagné**, R., François, R., Masse, P. (1998). "Chloride penetration testing of cracked mortar samples", Sciences des matériaux et Propriétés des bétons-1<sup>ères</sup> Rencontres Internationales, Toulouse, France.

**Gary, G., Toutlemonde, F.** (2003). "Comportement dynamique du béton - Aspects expérimentaux". Chapitre 1 du traité Hermès. *A paraître aux éditions HERMES.*

**Gatty, L., Bonnamy, S., Feylessoufi, H., Van Damme, H., Richard, P.** (1998). "Silica fume and reactivity in reactive powder concretes", proceedings of the Sixth CANMET / ACI / JCI: *Fly ash, silica fume, slag and natural pouzzolans in concrete*, ed. V.M. Malhotra, SP-178, Bangkok, Thailand, May 31-June 5, volume 2, pp. 931-953.

**Gérard, B., Breyse, D., Ammouche, A., Houdusse, O., Didry, O.** (1996). "Cracking and permeability of concrete under tension", *Materials and Structures*, vol.29, n°187, pp. 141-151.

**Glinicki, M.A.** (1994). "Toughness of fiber reinforced mortar at high tensile loadings rates", *ACI Materials Journal*, vol. 91, n°2, March-April, pp. 161-166.

**Gokoz, U.N., Naaman, A.E.** (1981). "Effect of strain rate on the pull-out behaviour of fiber in mortar", *The International Journal of Cement Composite*, vol. 3, n°3, August, pp. 187-202.

**Granju, J.L., and All.** (2002). "Action transversale – Comportement différé de poutres en BFM fissures", in Le développement industriel des BEtons de Fibres Métalliques – conclusions et recommandations, sous la direction de P. Rossi, ed. *Presses de l'Ecole Nationale des Ponts et Chaussées*, Paris, France, pp.1223-238.

**Gray, R.J.** (1984). "Autogenous healing of fibre/matrix interfacial bond in fibre-reinforced mortar", *Cement and Concrete Research*, **14**, pp. 315-317.

## **H**

**Halvorsen, G.T., Kesler, C.E., Robinson, A.R., Stout, J.A.** (1976). "Durability and physical properties of steel fiber reinforced concrete", Report n°DOT-TST 76T-21, US Department of Transportation, Federal Railroad Administration, Washington, D.C., 73 pages.

**Handong, Y, Wei, S., Huisu, C;** (1999). "The effect of silica fume and steel fiber on the dynamic mechanical performance of high strength concrete", *Cement and Concrete Research*, **29**, pp. 423-426.

**Hannant, D.J., Edgington, J.** (1975). "Durability of steel fibre reinforced concrete", Proceedings of the *RILEM Symposium on Fiber Reinforced Cement and Concrete*, vol. 1, Construction Press Ltd, (UK), pp. 159-169.

**Hansen, W., Tjiptobroto, P.** (1992). "Tensile strain hardening in fiber reinforced cement composites", Proceedings of the International RILEM/ACI Workshop: *High Performance Fiber Reinforced Cement Composites*, ed. A.E. Naaman and H.W. Reinhardt, pp. 419-428.

**Hansen, W.** (1995). Contribution au chapitre "Fiber-Matrix Interface", Proceedings of the 2<sup>nd</sup> International RILEM Workshop: *High Performance Fiber Reinforced Cement Composites 2 (HPFRC 2)*, ed. by A.E. Naaman and H.W. Reinhardt, pp. 149-191.

**Hausmann, D.A.** (1967). "Steel corrosion in concrete, how does it occur?", *Materials Protection*, November 1967, pp. 19-23.

**Her**, Y.C., Wang, P.C., Yang, J.M. (1998). " Fatigue crack initiation and multiplication of unnotched titanium matrix composites", *Acta Mater.*, vol. 46, n°18, pp. 6645-6659.

**Hong**, K., Hooton, R.D. (1999). "Effects of cycles chlorides exposure on penetration o concrete cover", *Cement and Concrete Research*, 29, pp. 1379-1386.

**Hordijk**, D.A., Reinhardt, H.W., Cornelissen, H.A.W. (1987). "Fracture mechanics parameters of concrete from uniaxial tensile test as influenced by specimen length", *C.R. International Conference on the Fracture of Concrete and Rocks*, Shah & Swartz ed., Houston, Texas, pp. 138-149.

**Hoy**, C.W, Bartos, P.J.M. (1999). "Interaction and packing of fibres: effects on the mixing process", proceedings of the 3<sup>rd</sup> International RILEM Workshop: *High Performance Fiber Reinforced Cement Composites 3 (HPFRC 3)*, PRO 6, ed. by A.E. Naaman and H.W. Reinhardt, Mainz, Germany, May 16-19, pp. 185-191.

**Hughues**, B.P., Gregory, R. (1972). "Concrete subjected to high rates of loading in compression", *Magazine of Concrete Research*, March 1972, vol. 24, n°78, pp. 25-36.

**Humbert P.** (1989). "Un code général de calculs aux éléments finis" - *Bulletin de liaison des LPC*, n°160, pp. 112-116.

**Hutchinson**, J.W., Jensen, H.M. (1990). "Models of fiber debonding and pullout in brittle composites with friction", *Mech. Mater.*, vol. 9, pp. 139-163.

## I

**Isaia**, G. C, Gastaldini, A. L. G., Moraes, R. (2003). "Physical and pozzolanic action of mineral additions on the mechanical strength of high-performance concrete", *Cement and Concrete Composites*, **25**, pp. 69-76.

## J

**Jacobsen**, S., Marchand, J., Hornain, H. (1995). "SEM observations of the microstructure of frost deteriorated and self-healed concretes", *Cement and Concrete Research*, **25**, n°8, pp. 1781-1790.

**Jacobsen**, S., Sellevold, E.J. (1996). "Self healing of high strength concrete after deterioration by freeze/thaw", *Cement and Concrete Research*, **26**, n°1, pp. 55-62.

**Jacobsen<sup>b</sup>**, S., Marchand, J., Boisvert, L. (1996). "Effect of cracking and healing on chloride transport in OPC concrete", *Cement and Concrete Research*, **26**, n°6, pp. 869-881.

**Jacquelin**, E., Hamelin, P. (2001). "Block-bar device for energy absorption analysis". *Mechanical System and Signal Processing*, 15 (3), pp.603–617,.

**Jacquelin**, E., Hamelin, P. (2003). "Force recovered from three recorded strains". *International Journal of Solids and Structure*, 40 (1), pp.73–88.

**Janotka**, I., Krajci, L., Komolos, K., Frtalova, D. (1989). "Chloride corrosion of steel fibre reinforcement in cement mortar", *The Inter. J. of Cem. Comp. And Lightweight Con.*, vol. 11, n°4, pp. 21-228.

**Japan Recommendations** (1984). Recommendations for design and construction of steel fiber reinforced concrete, *Concrete Library of JSCE*, n°3, June 1984.

## K

**Katzensteiner**, B., Mindess, S.; Filiatrault, A., Nathan, N.D., Banthia, N. (1992). "Use of steel fibre concrete in seismic design", Proceedings of the Fourth RILEM International Symposium: *Fiber reinforced Cement and Concrete*, ed. R.N. Swamy, E. & F.N. Spon, PRO 17, Sheffield, July 20-23, 1992, pp. 613-628.

**Kerans**, R.J.& All. (1991). "Theoretical analysis of the fiber pullout and pushout test", *J. Am. Ceram. Soc.*, vol. 74, n°7, pp. 1585-1596.

**Konin**, A., François, R., Arliguie, G. (1998). "Penetration of chlorides in relation to the microcracking state into reinforced ordinary and high performance concrete", *Materials and Structures*, **31**, pp. 310-316.

**Körmeling**, H.A. (1986). "Strain rate and temperature behaviour of steel fibre concrete in tension", Delft University Press, Delft, 1986, p.148.

**Körmeling<sup>b</sup>**, H.A. (1986). "Experimental results of plain and steel fibre reinforced concrete under uniaxial impact tensile loading". TH Delft, Delft University Press, Department of Civil Engineering, Report 5-84-8, Delft.

**Kosa**, K., Naaman, A.E., Hansen, W. (1991). "Durability of fiber reinforced mortar", *ACI Material Journal*, vol. 88, n°3, May-june, pp. 23-27.

**Kostopoulos**, V., Pappas, Y.Z., Markopoulos, Y.P. (1999). "Fatigue damage accumulation in 3-Dimensional SiC/SiC composites", *Journal of the European Ceramic Society*, **19**, pp. 207-215.

**Krauthammer**, T., Jenssen, A., Langseth, M.(1993). "Structural concrete slabs under impulsive loads", Workshop held in Tromsø, Norway, June.

## L

**La Borderie**, C., Mazars J., Pijaudier-Cabot, G. (1992). "Reponse of plain and reinforced concrete under cyclic loadings", in *Concrete Design Based on Fracture Mechanics*, ACI Special Publication SP-134, 1992.

**Lankard**, D.R., Newell, J.K. (1984). "Preparation of highly reinforced steel fiber reinforced concrete composites", in *Fiber Reinforced Concrete*, ACI SP-81, Detroit, pp. 286-306.

**Lee**, M.K., Barr, B.I.G. (2003) "An review of the fatigue behavior of plain and fibre reinforced concrete", *Cement and Concrete Composites*, à paraitre ([www.elsevier.com](http://www.elsevier.com)).

**Le Maou**, F. (2003). Premiers essais de fluage et retrait sur le CEMTEC<sup>®</sup><sub>multiscale</sub> - Rapport interne LCPC 2003.

**Li, V.C.,** Matsumoto, T. (1998). " Fatigue crack growth analysis of fiber reinforced concrete with effect of interfacial bond degradation", *Cement and Concrete Composites*, **20**, pp. 339-351.

**Li, X.,** Lok, T.S, Zhao, P, Liu, D., Lan, S. (2001). "Methodology for the study of dynamic property of steel fiber reinforced concrete subjected to high strain rate", Proceedings of the *Third International Conference on Concrete under Severe Condition*, ed. By N. Banthia, Vancouver, Canada, 2001, pp.681-690.

**Loukili, A.** (1996). Etude du retrait et du fluage de bétons à ultra-hautes performances, thèse de l'Ecole Centrale de Nantes, 15 novembre 1996.

**Lundberg, B.,** Henchoz, A. (1977). "Analysis of elastic waves from two-point strain measurement". *Experimental Mechanics*, **17** (6), pp.213–218.

## **M**

**Mai, Y.W.** (2002). "Cohesive zone and crack-resistance (*R*)-curve of cementitious materials and their fibre-reinforced composites", *Engineering Fracture Mechanics*, **69**, pp.219-234.

**Malier, Y.** (1992). Les Bétons à hautes Performances. Caractérisation, durabilité, application, Presses de l'Ecole Nationale des Ponts et Chaussées, Paris, France, 673 pages.

**Mangat, P.S.,** Molloy, B.T., Gurusamy, K. (1989). "Marine durability of steel fibre reinforced concrete of high water/cement ratio", Proceeding of the *Conference on Recent Development in Fibre Reinforced Cements and Concrete*, ed. by Swamy & Barr, Elsevier Applied Science, Cardiff, UK, 18-20 September 1989, pp. 553-562.

**Mansur, M.A.,** Ong, K.C.G., Paramasivam, P. (1986). "Shear strength of fibrous concrete beams with stirrup", *Journal of Sc. Eng.*, vol. 112, n°9, September, pp.2066-2079.

**Masse, P.,** François, R., Gagné, R. (1998). "Outils expérimentaux pour l'étude de l'influence de la fissuration sur les propriétés de transfert des bétons", Sciences des matériaux et Propriétés des bétons-1<sup>ères</sup> Rencontres Internationales, Toulouse, France, pp. 109-116.

**Massicotte, B.** (2000). "Effet de la corrosion sur la résistance en flexion du béton renforcé de fibres métalliques", Rapport N° EPM/CGS-2000-08, by Dakpo J.A. & Massicotte B., Département des génies civil, géologique et des mines, Groupe Structures, Ecole Polytechnique de Montréal, Canada, 10 pages.

**Matsumoto, T.,** Li, V.C. (1999). "Fatigue life analysis of fiber reinforced concrete with a fracture mechanics based model", *Cement and Concrete Composites*, **21**, pp. 249-261.

**Mindess, S,** Banthia, N, Yan, C (1987). "The fracture toughness of concrete under impact loading", *Cement and Concrete Research*, **17**, pp. 231-241.

**Mindess, S.,** Yan, C. (1992) "Bond of reinforcing bars in FRC under impact loading", Proceedings of the International RILEM-ACI Workshop: *High Performance Fiber Reinforced Cement Composites*, ed. by Reinhardt & Naaman, pp. 479-491.

**Mindess, S,** Wang, N;, Rich, L.D., Morgan, D.R. (1998). "Impact resistance of polyolefin fiber reinforced precast units", *Cement and Concrete Research*, **20**, pp. 387-392.

**Morse**, D.C., Williamson, G.R. (1977). "Corrosion behaviour of steel fibrous concrete", Technical Report M-113, US Army Corps of Engineers Construction, Engineering Research Laboratory, Champaign, Illinois, 36 pages.

**Mouquet**, D., Bernier, G., Behloul, M. (2000). "Etude du comportement à la fatigue du BPR fibré", Proceedings of the 5<sup>ème</sup> International RILEM Symposium: *Fibre-Reinforced Concretes (FRC) BEFIB'2000*, ed. P. Rossi & G. Chanvillard, Lyon, France, 13-15 September 2000, pp. 769-780.

**Mu**, R., Miao, C., Luo, X., Sun, W. (2002). "Interaction between loading, freeze-thaw cycles, and chloride salt attack of concrete with and without steel fibre reinforcement", *Cement and Concrete Research*, **32**, pp. 1061-1066.

**Munday**, J.G.L., Sangha, C.M., Dhir, R.K. (1974). Proc. 1<sup>st</sup> Austr. Conf. Eng. Mat., the University of New South Wales, 174 pages.

## **N**

**Nataraja**, M.C., Dhang, N., Gupta, A.P. (1999). "Statistical variations in impact resistance of steel fiber-reinforced concrete subjected to drop weight test", *Cement. and Concrete Research*, **29**, pp. 989-995.

**Naaman**, A.E., Reinhardt, H.W. (1995). "Characterisation of high performance fiber reinforced cement composites", contribution to Chapter 1, Proceedings of the 2<sup>nd</sup> International RILEM Workshop: *High Performance Fiber Reinforced Cement Composites 2 (HPFRC 2)*, ed. by A.E. Naaman and H.W. Reinhardt, pp. 1-24.

**Naaman**, A.E., Hammoud, H. (1998). "Fatigue characteristics of high performance fiber-reinforced concrete", *Cement and Concrete Composites*, **20**, pp. 353-363.

**Naaman<sup>b</sup>**, A.E. (1998). "New fiber technology: cement, ceramic and polymeric composite", *Concrete International*, vol.20, n°7, July.

**Naaman**, A.E. (2000). "Fiber reinforcements for concrete: looking back, looking ahead", proceeding of the 5<sup>th</sup> International RILEM Symposium: *Fiber-Reinforced Concretes (FRC)-BEFIM'2000*, PRO 15, ed. Rossi & Chanvillard, Lyon, France, 13-15 Sept., pp. 65-86.

**Nakamura**, H., Misashi, H. (1999). "Formulation of design criteria for HPFRC", proceedings of the 3<sup>rd</sup> International RILEM Workshop: *High Performance Fiber Reinforced Cement Composites 3 (HPFRC 3)*, ed. A.E. Naaman and H.W. Reinhardt, pp. 91-100.

**Neville**, A.M. "Hardened Concrete: Physical and Mechanical Aspects ", ACI monograph, n°6, American Concrete Institute, Detroit, MI, pp.85.

**Neville**, A.M.,(1995). Properties of concrete, fourth edition, Longman ed., pp. 340.

**O**

**Oh**, B.H. (1991). "Cumulative damage theory of concrete under variable-amplitude fatigue loadings", *ACI Materials Journal*, vol. 88, n°1, Jan-Febr, pp. 41-48.

**Ollivier**, J.P (1985). "A non-destructive procedure to observe the microcracks of concrete by scanning electron microscopy", *Cement and Concrete Research*, vol.15, n°6, pp. 1055-1060.

**Ong**, K.C.G., Basheerkhan, M., Paramasivam, P. (1999). "Resistance of fibre concrete slabs to low velocity projectile impact", *Cement and Concrete Composite*, **21**, pp. 391-401.

**Orban**, J.A., Parcevaux, P.A, Guillot, D.J. (1986). "Specific mixing energy: a key for cement slurry quality", communication for the 61<sup>st</sup> Annual Technical Conference and Exhibition of the Society of Petroleum Engineers, New Orleans, October 5-8, 1986.

**Otter**, D.E., Naaman, A.E. (1988). "Properties of steel fiber reinforced concrete under cyclic loading", *ACI Materials journal*, 1988.

**Ouang**, C., Shah, S.P. (1992) "Toughening of high strength cementitious matrix reinforced by discontinuous short fibres", *Cement and Concrete Research*, vol. 26, n°6, pp. 1201-1215.

**P**

**Parant<sup>a</sup>**, E., Rossi, P., Boulay, C. (2003). "Mechanical Behavior of a new Ultra-High Performance Cement Composite under plastic fatigue loading", Proceeding of the *fib* Symposium 2003-Concretes Structures in seismic Regions, Athens, May 6-8, pp. 174-175.

**Parant<sup>b</sup>**, E., Rossi, P., Boulay, C. (2003). "Fatigue Behavior of a Multi-Scale Cement Composite", propose pour publication dans *Materials and Structures*.

**Parant<sup>c</sup>**, E., Rossi, P. (2003). " Mécanismes d'endommagement en fatigue d'un composite cimentaire multi-échelle", propose pour publication dans le *Bulletin de Liaison des LPC*.

**Parant<sup>d</sup>**, E., Rossi, P. (2003). "Mécanismes d'endommagement sous sollicitations impulsionnelles d'un composite cimentaire fibrés multi-échelle ". Proposé pour publication dans le *Bulletin de Liaison des LPC*

**Parant<sup>e</sup>**, E., Jacquelin E., Rossi, P., Boulay, C. (2003). "Effets de la vitesse de sollicitation sur le comportement en flexion d'éléments de dalle constitués d'un composite cimentaire multi-échelle". Proposé pour publication dans le *Bulletin de Liaison des LPC*.

**Parant<sup>f</sup>**, E., Tailhan, J.L., Rossi, P. (2003). "Identification et évolution de la loi de traction uniaxiale d'un composite cimentaire fibré multi-échelle sous sollicitation dynamique". Proposé pour publication dans le *Bulletin de Liaison des LPC*.

**Pierre**, P, Pleau, R., Pigeon, M. (1999). "A finite element study of the influence of micro-fibres on the tensile strength of cement paste", proceedings of the 3<sup>rd</sup> International RILEM Workshop: *High Performance Fiber Reinforced Cement Composites 3* (HPFRC 3), ed. A.E. Naaman and H.W. Reinhardt, pp. 387-398.

**Power**, T.C. (1968). The properties of fresh concrete, ed. John Wiley and Sons, New York.



## R

**Ramakrishnan**, V., Orberling, G., Tatnall, P. (1987). "Flexural fatigue strength of steel fibre reinforced concrete", in *Fibre Reinforced Concrete-Properties and Applications*, SP 105-13, ACI, Detroit, pp 225-245.

**Ramakrishnan**, V., Lokvik, G. (1992). "Flexural fatigue strength of fiber reinforced concretes", Proceedings of the International RILEM/ACI Workshop: *High Performance Reinforced Cement Composites*, ed. by Reinhardt & Naaman, E. & F.N Spon, Mainz, June 23-26, 1991, pp. 271-287.

**Ramakrishnan**, V., and All. (1995). "Cyclic behaviour, fatigue strength, endurance limit and models for fatigue behaviour of FRC", Proceedings of the 2<sup>nd</sup> International RILEM Workshop: *High Performance Fiber Reinforced Cement Composites 2 (HPFRC 2)*, ed. by A.E. Naaman and H.W. Reinhardt, pp 103-116.

**Raharinaivo**, A., Arliguie, A., Chaussadent, T., Grimildi, G., Pollet, V., Taché, G. (1998). La corrosion et la protection des aciers dans le béton, *Presses de l'Ecole Nationale des Ponts et Chaussées*, Paris, France, 167 pages.

**Regourd**, M. (1982). "L'hydratation du ciment Portland", dans Le béton hydraulique, *Presses de l'Ecole Nationale des Ponts et Chaussées*, Paris, France, pp.193-221.

**Reinhardt**, H.W. (1982). "Concrete under impact loading-Tensile strength and bond", *Heron*, vol. 27, n°3, Delft 1982.

**Reinhardt**, H.W., Rossi, P., Van Mier, J.G.M (1990). "Joint investigation of concrete at high rates loading", *Materials and Structures*, **23**, pp. 213-216.

**Reinhardt**, H.W., Joos, M. (2003). "Permeability and self-healing of cracked concrete as a function of temperature and crack width", *Cement and Concrete Research*, **33**, pp. 981-985.

**Richard**, P., Cheyrezy, M. (1995) – Les bétons de poudres réactives, *Annales de l'ITBTP*, **532**, pp. 85-102.

**Rossi**, P., Acker, P., and Malier, Y. (1987). "Effect of steel fibers at two stages: the material and the structure". *Materials and Structures*, **20**, pp. 436-439.

**Rossi**, P. (1991). "A physical phenomenon which can explain the mechanical behaviour of concrete under high strain rates", *Materials and Structures*, **24**, pp. 422-424.

**Rossi**, P., Van Mier, J.G.M., Boulay, C., Le Maou, F. (1992). "The dynamic behaviour of concrete: influence of free water", *Materials and Structures*, **25**, pp. 509-514.

**Rossi**, P. (1994). "Dynamic behavior of concrete: from the material to the structure". *Materials and Structures*, **27**, pp. 319-323.

**Rossi**, P., Belloc, (1995). "Optimisation d'un mortier ultra-haute performance à fort dosage en fibres métalliques", rapport de recherche interne, LCPC, Paris, France.

**Rossi**, P., Renwez, S., Belloc, A. (1995). "Les bétons fibrés à ultra hautes performances", *Bull. Liaison Labo. P. et Ch.*, 196, mars-avril, pp. 61-66.

- Rossi, P.** (1997). "Strain rate effects in concrete structures: the LCPC experience". *Materials and Structures*, hors série, pp. 54-62.
- Rossi<sup>b</sup>, P.** (1997) « High performance multimodal fiber reinforced cement composite (HPMFRCC) : the LCPC experience ». *ACI Materials Journal*, vol. 94, n°6, pp. 478-483.
- Rossi, P.** (1998). Les Bétons de fibres métalliques. *Presses de l'Ecole Nationale des Ponts et Chaussées*, Paris, France, 306 pages.
- Rossi, P., Arca, A., Parant, E., Laurence, O., Fakhri, P.** (2002). "Comportement mécanique d'un nouveau composite cimentaire à écrouissage positif. I – Comportement en flexion". *Bulletin de Liaison des LPC*, n° 238, Mai-Juin 2002 – Réf. 4439, pp. 25-38.
- Rouby, Dominique** (2002). "Quelques aspects tribologiques sous-jacents à la micromécanique des interfaces dans les composites à fibres et matrice céramique", *Mécaniques et Industries*, **3**, pp. 497-502.
- Roux, N., Andrade, C., Sanjuan, M.A.** (1996). "Experimental study of durability of reactive powder concrete", *Journal of Materials in Civil Engineering*, February, pp.1-6.
- Roy, H.H., Gouda, G.R.** (1973). "High strength generation in cement pastes ", *Cement and Concrete Research*, vol. 3, **6**, pp. 807-820.

## **S**

- Shannag, M.J., Brincker, R., Hansen, W.** (1997). "Pullout behaviour of steel fibers from cement-based composites", *Cement and Concrete Research*, vol. 27, n°6, pp. 925-936.
- Sedran, T., De Larrard, F.** (1994). "René-LCPC: un logiciel pour optimiser la granulométrie des matériaux de génie civil, Journées des sciences de l'Ingénieurs. Presqu'île de Giens, 4 - 7 octobre 1994, Actes des JSI94, **1**, pp. 113-122.
- Sedran, T.** (1999). Rhéologie et rhéométrie des bétons - Application aux bétons autonivelants, Thèse de l'Ecole Nationale des Ponts et Chaussées, Spécialité: Structures et Matériaux.
- Sercombe, F.** (1998) "*Modélisation du comportement du béton en dynamique rapide. Application au calcul des conteneurs à haute intégrité*" - Etudes et Recherches des LPC, série **OA 30**, Laboratoire Central des Ponts et Chaussées, Paris, France.
- Sercombe<sup>b</sup>, F., Ulm, F-J, Toutlemonde, F.** (1998). "Viscous hardening plasticity for concrete in high-rate dynamics", *Journal of Engineering Mechanics*, sept. 1998, pp. 1050-1057.
- SETRA** (1996). Ponts Métalliques et Mixtes-Résistance à la fatigue, *Guide de conception et de justification*, réalisé et diffusé par le Service d'Etudes Techniques des Routes et Autoroutes, Mai 1996, 100 pages.
- Shah, P.S, Lawler, J.S, Rapoport, J.** (2001). "Reinforcing fibers and permeability of cracked concrete with implications for durability", *Proceedings of the 3<sup>rd</sup> International Conference on Concrete under Severe Condition-CONSEC'2001*, ed. by Banthia, Vancouver, Canada.

**Shink**, M. (1999). "Matériaux à ultra hautes performance fibrés", Rapport interne LCPC, Paris, France, 52 p.

**Singh**, G., Fong, L.P. (1992). "Fatigue characteristics of wiremesh reinforced mortar in a corrosive environment", Proceedings of the Fourth RILEM International Symposium: *Fiber reinforced Cement and Concrete*, ed. R.N. Swamy, E. & F.N. Spon, PRO 17, Sheffield, July 20-23, 1992, pp. 1232-1245.

**Singh**, S.P., Kaushik, S.K. (2003) " Fatigue strength of steel fibre reinforced concrete in flexure", *Cement and Concrete Composites*, **25**, à paraître (site www.elsevier.com).

**Stroeven**, P., (1979). "Micro- and macromechanical behaviour of steel fibre reinforced mortar in tension", *Heron*, vol.24, n°4, pp. 7-40.

**Su**, E.C.M, Hsu, T.T.C. (1988) "Biaxial compression fatigue and discontinuity of concrete", *ACI Materials Journal*, May-June, 1988.

**Suaris**, W., Shah, S.P. (1983) "Properties of concrete subjected to impact", *Journal of the Structural Engineering*, vol. 109, N° 7, July, pp. 1727-1740.

**Suaris**, W., Shah, S.P. (1984) "Rate-sensitive damage theory for brittle solids to impact", *Journal of the Engineering Mechanics*, vol. 110, N° 6, June, pp. 985-997.

**Suaris<sup>b</sup>**, W., Shah, S.P. (1984) "Test methods for impact resistance of fiber reinforced concrete", Proceeding of the *International Symposium – Fiber Reinforced Concrete*, ed. By Hoff, ACI Publication SP-81, pp. 247-266.

## **T**

**Takeda**, J., Tachikawa, H., (1961). "Deformation and fracture of concrete subjected to dynamic load", *Mechanical Behaviour of Materials*, Proceedings of the International Conference of Tokyo, Vol. 4, pp. 267-277.

**Tailhan**, J.L., Arca, A., Rossi, P., Parant, E., Clément, J.L. (2003). "Comportement en traction uni-axiale d'un composite cimentaire à écrouissage positif à partir d'une approche inverse", à paraître dans le *Bulletin de Liaison des LPC*.

**Toutlemonde**, F, Pasutto, S. (1990). "Essais de dalles de béton au tube à choc", GRECO Géomatériaux, Rapport scientifique 1990, pp. 115-119.

**Toutlemonde**, F. Boulay, C., Gourraud, C. (1993). "Shock tube test of concrete slabs", *Materials and Structures*, 26, pp. 38-42.

**Toutlemonde**, F. (1995) Résistance aux chocs des structures en béton - Du comportement du matériau au calcul des ouvrages, Rapport de Recherche Hors Série, Laboratoire Central des Ponts et Chaussées, Paris, France.

**Toutlemonde**, F., Boulay, C., Sercombe, J., Le Maou, F., Renwez, S., Adeline, R. (1998). "Characterisation of Reactive Powder Concrete (RPC) in direct tension at medium to high loading rates", proposé comme communication à la conférence *CONcrete under Severe Conditions II*, CONSEC'98, Tromsø, Norvège.

**Toutlemonde**<sup>b</sup>, F., Rossi, P. (1998). "Free water in concrete pores: an attempt of physical explanation of concrete dynamic behaviour", in *ACI SP-175 Concrete and Blast effects*, ACI International, W. Bounds ed., paper SP 175-14, pp. 261-280.

**Toutlemonde**, F., Rossi, P. (1999). Discussion de l'article 95-M73 / paru dans le n° November-December 1998 *ACI Materials Journal*, p. 735 "Review of strain rate effects for concrete in tension", par L.J. Malvar & C.A. Ross, publiée dans *ACI Materials Journal*, sept.- oct. 1999, vol. 96 n° 5, pp. 614-615.

**Tsukamoto**, M. (1990). "Tightness of fiber concrete", *Darmstadt Concrete: Annual Journal on concrete and concrete structure*, **5**, pp. 215-225.

## U

**Ulm** F. J., (1996), "Un modèle d'endommagement plastique: application aux bétons de structure" - Etudes et recherches des laboratoires des ponts et chaussées, série **OA 19**, Paris, France.

## V

**Velez**, K. and All. (2001). "Determination by nanoindentation of elastic modulus and hardness of pure constituents of Portland cement clinker", *Cement and Concrete Research*, **31**, pp. 555-561.

**Vernet**, C., Moranville, M., Cheyrezy, M. (2000). "Ultra-high durability concretes. Chemistry and microstructure", proceedings of the *International Conference on High Performance Concrete. Workability, Strength, and Durability*, December 10-15, Hong Kong and Shenzhen, China.

**Vos**, E., Reinhardt, H.W. (1982) "Influence of loading rate on bond behaviour of reinforcing steel and prestressing strands", *Materials and Structures*, vol.15, n°85, pp. 3-10.

## W

**Watson**, A.J. (2002). "Loading from explosions and impact", in Dynamic loading and design of structures, chapter 6, AJ Kappos ed., Spon Press.

**Wei**, S., Mandel, J.A., Said, S. (1986). "Study of the interface strength in steel fibre reinforced cement-based composites", *Advn. Cem. Bas. Mat.*, vol. 2, n°1, pp. 30-38.

**Wei**, S., Jiamming, G., Yun, Y. (1996). "Study of the fatigue performance and damage mechanism of steel fiber reinforced concrete", *ACI Materials Journal*, vol. 93, n°3, May-June, pp. 206-212.

**William** K.J., Warnke E.P., (1975), "Constitutive model for the triaxial behaviour of concrete" - *Int. Assoc. of Bridge and Struct. Eng.*, Seminar on Concrete Structures, paper III-1, Bergamo, Italy, IABSE proc 19.

**Wise, S., Jones, W., Herzfeld, C., Double, D.** (1987). "Chopped steel fiber reinforced bond ceramic (CBC) composites", Proceeding of the *International Symposium of Materials Research Society: Bonding in Cementitious Composites*, ed. Shah & Mindess, vol 114, Boston, December 2-4, pp. 197-203.

**Wu, G.Y., Shivaraj, S.K., Ramakrishnan, V.** (1989) "Flexural fatigue strength, endurance limit, and impact strength of fibre reinforced refractory concretes", Proceeding of the *Conference on Recent Development in Fibre Reinforced Cements and Concrete*, ed. by Swamy & Barr, Elsevier Applied Science, Cardiff, UK, 18-20 September 1989, pp. 261-273.

## **Y**

**Yin, W, Hsu, T.T.C.** (1995) "Fatigue behavior of steel fibre reinforced concrete in uniaxial and biaxial compression", *ACI Materials Journal*, Jan-Febr.

## **Z**

**Zamorowski, W.** (1985). "The phenomenon of self-regeneration of concrete", *The Inter. J. of Cem. Comp. and Lightweight Conc.*, vol.7, n°3, pp. 199-202.

**Zanni, H., Cheyrezy, M., Maret, V., Philippot, S., Nieto, P.** (1996). "Investigation of hydration and pozzolanic reaction in reactive powder concrete (RPC) using <sup>29</sup>Si NMR", *Cement and Concrete Research*, **26** (1), pp. 93-100.,

**Zhang, J., Stang, H., Li, V.C.** (2001). "Crack bridging model for fibre reinforced concrete under fatigue tension", *International Journal of Fatigue*, **23**, pp. 655-670.

**Zhang, J., Li, V.C.** (2002). "Monotonic and fatigue performance in bending of fiber-reinforced engineered cementitious composite in overlay system", *Cement and Concrete Research*, **32**, pp. 415-423.

**Zielinski, A.J., Reinhardt, H.W.** (1982) "Stress-strain behaviour of concrete ad mortar at high rates of tensile loading", *Cement and Concrete Research*, Vol. 12, pp. 309-319.

**Zielinski, A.J.**(1986) "Concrete under biaxial compressive-impact tensile loading", *Fracture toughness and fracture energy of concrete*, ed. F.H. Wittmann, Elsevier Science Publisher B.V. Amsterdam.

- 200 Références -

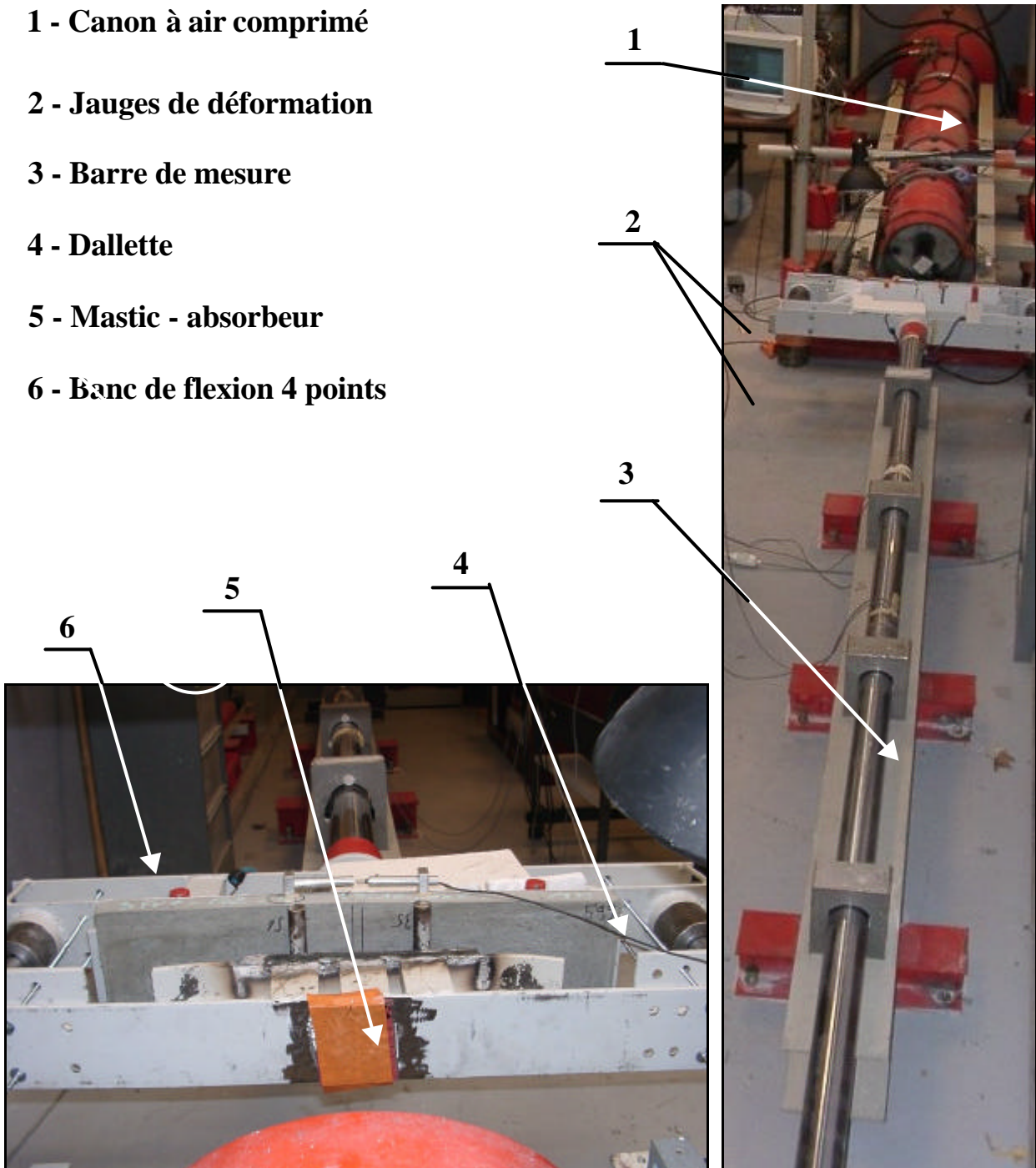
# **Annexes**

<b><u>Annexe 1-A</u></b>	<b>230</b>
<b><u>Annexe 1-B</u></b>	<b>231</b>
<b><u>Annexe 1-C</u></b>	<b>233</b>
<b><u>Annexe 1-D</u></b>	<b>236</b>
<b><u>Annexe 1-E</u></b>	<b>238</b>
<b><u>Annexe 1-F</u></b>	<b>240</b>
<b><u>Annexe 2-A</u></b>	<b>242</b>
<b><u>Annexe 3-A</u></b>	<b>243</b>
<b><u>Annexe 3-B</u></b>	<b>244</b>

## Annexe 1-A

*Dispositif expérimental block-barre – essais de choc à grande vitesse de chargement  
L2MS - Laboratoire Mécanique Matériaux Structures – IUT Génie Civil Lyon I.*

- 1 - Canon à air comprimé**
- 2 - Jauges de déformation**
- 3 - Barre de mesure**
- 4 - Dallette**
- 5 - Mastic - absorbeur**
- 6 - Banc de flexion 4 points**



## Annexe 1-B

*Equations de "Lundberg" - Reconstruction de l'effort transmis à la barre de mesure dans la section entrante d'abscisse  $x_0$  à partir de l'enregistrement des déformations.*

[Lundberg 1977] a montré comment, à partir de deux mesures de déformations  $e_A(t)$  et  $e_B(t)$  au niveau de deux sections différentes  $A$  (d'abscisse  $x_A$ ) et  $B$  (d'abscisse  $x_B$ ) de la barre, il est possible de reconstruire l'histoire de la déformation  $e_C(t)$  et de la vitesse pour n'importe quelle section  $C$  de la barre. Dans le cas particulier de cette étude, on cherche à calculer l'effort transmis à la barre par le chevêtre. Pour ce faire on calcule la déformation et la vitesse de la barre au niveau de la section correspondant à l'interface *barre/échantillon*, que nous nommerons la section 0. Pour ce faire on a recours aux relations suivantes, que nous appellerons "équations de Lundberg" :

### Déformation :

$$\mathbf{e}_0(t+2T) = \mathbf{e}_0(t) + \mathbf{e}_A(t+T_A+2T) - \mathbf{e}_A(t-T_A) + \mathbf{e}_B(t-T_A+T) - \mathbf{e}_B(t+T_A+T) \quad \text{pour } t \geq 0 \quad (4.7)$$

et

$$\mathbf{e}_0(t) = \mathbf{e}_A^i(t+T_A) = \mathbf{e}_A(t+T_A) \quad \text{sur } [0, 2T[ \quad (4.8)$$

### Vitesse :

$$\frac{v_0(t+2T)}{c_0} = \frac{v_0(t)}{c_0} - \mathbf{e}_A(t+T_A+2T) - \mathbf{e}_A(t-T_A) + \mathbf{e}_B(t-T_A+T) + \mathbf{e}_B(t+T_A) \quad \text{pour } t \geq 0 \quad (4.9)$$

avec

$$v_0(t) = -c_0 \mathbf{e}_A^i(t+T_A) = -c_0 \mathbf{e}_A(t+T_A) \quad \text{sur } [0; 2T[ \quad (4.10)$$

### Notations :

- $\mathbf{e}_0(t), v_0(t)$  : déformation et vitesse au niveau de la section 0,
- $\mathbf{e}_A(t), v_A(t)$  : déformation et vitesse au niveau de la section A,
- $\mathbf{e}_B(t), v_B(t)$  : déformation et vitesse au niveau de la section B,
- $T_A = \frac{\overline{OA}}{c_0}$  : temps mis par l'onde incidente pour parvenir jusqu'au niveau de la section  $x_A$ .
- $T_B = \frac{\overline{OB}}{c_0}$  : temps mis par l'onde incidente pour parvenir jusqu'au niveau de la section  $x_A$ .



- $T = T_B - T_A$
- $c_0 = \sqrt{\frac{E}{\rho}}$  : célérité de l'onde de traction-compression qui se propage dans la barre ( $E$  : module de Young et  $\rho$  : masse volumique de la barre)
- l'exposant  $i$  veut dire incident.

On en déduit alors la force supportée par l'échantillon à tester :

$$F(t) = ES e_0(t) \tag{4.11}$$

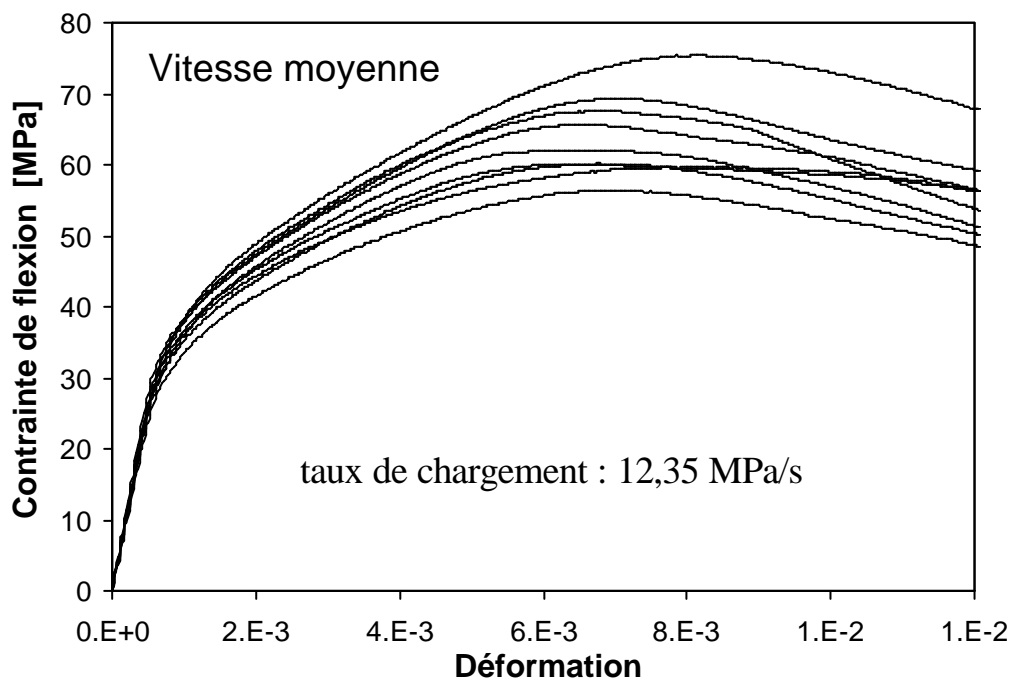
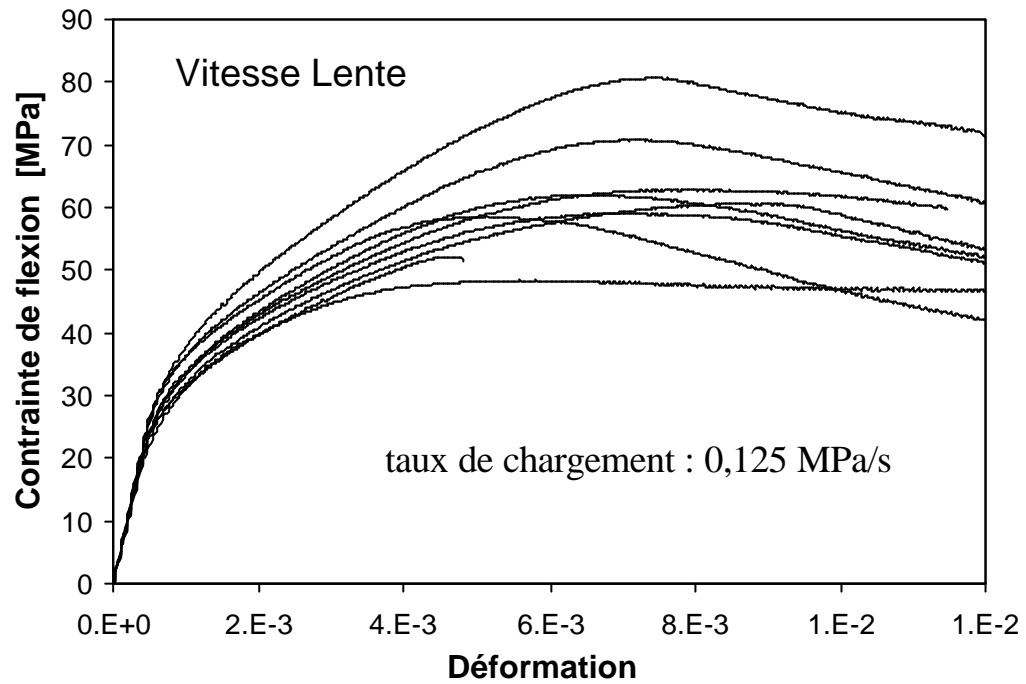
[Jacquelin 2001, 2003] a montré que ces équations induisent des oscillations parasites inhérentes à l'équation réursive (4.7). Aussi utilise-il une équation de Lundberg modifiée. Lorsque la barre de mesure est libre (pas d'encastrement à son extrémité) et que l'on dispose d'un pont de jauge à mi-longueur de la barre (ce qui est le cas ici), "l'équation de Lundberg" modifiée se simplifie pour aboutir au formalisme suivant :

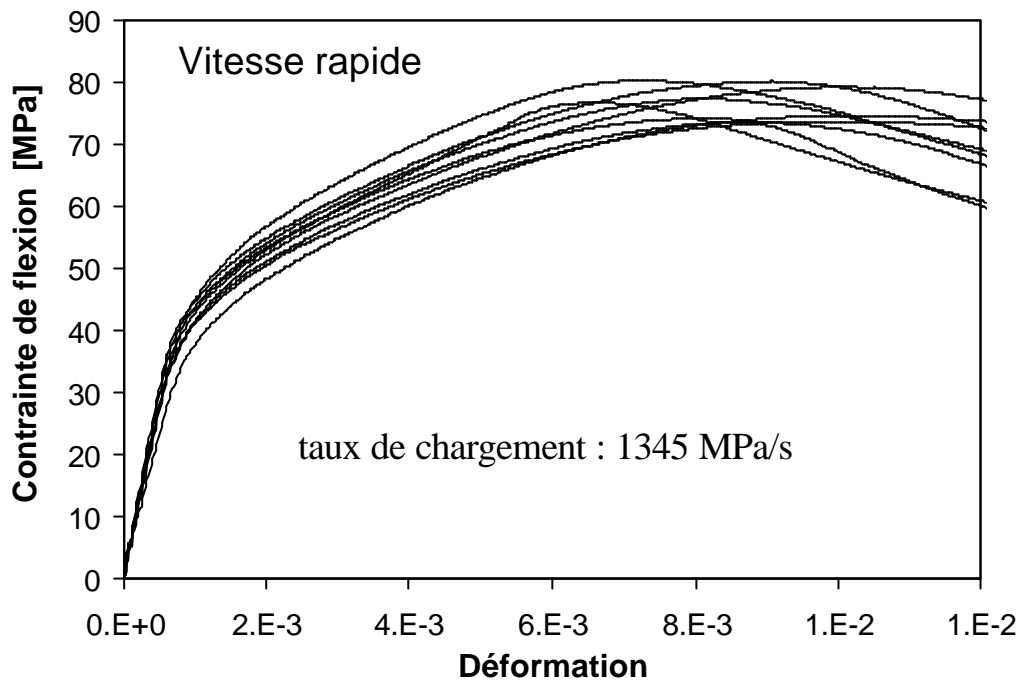
$$e_0(t) = e_B(t + T_B) + e_B(t - T_B) \tag{4.12}$$

La prise en compte de la dispersion du milieu ( $T_A$ ,  $T_B$  et  $T$  dépendent alors de la fréquence des ondes qui se propagent) se fait en réécrivant l'équation (4.12) dans le domaine fréquentiel, par transformée de Fourier, puisque l'on connaît par ailleurs l'évolution de la vitesse de propagation d'une onde de traction-compression en fonction de la fréquence.

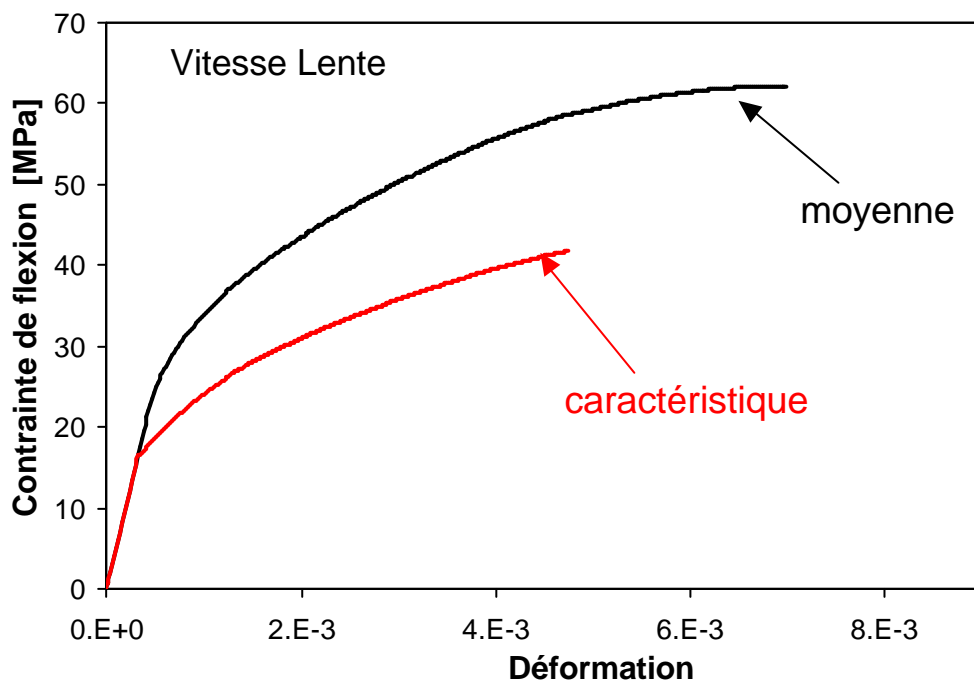
## Annexe 1-C

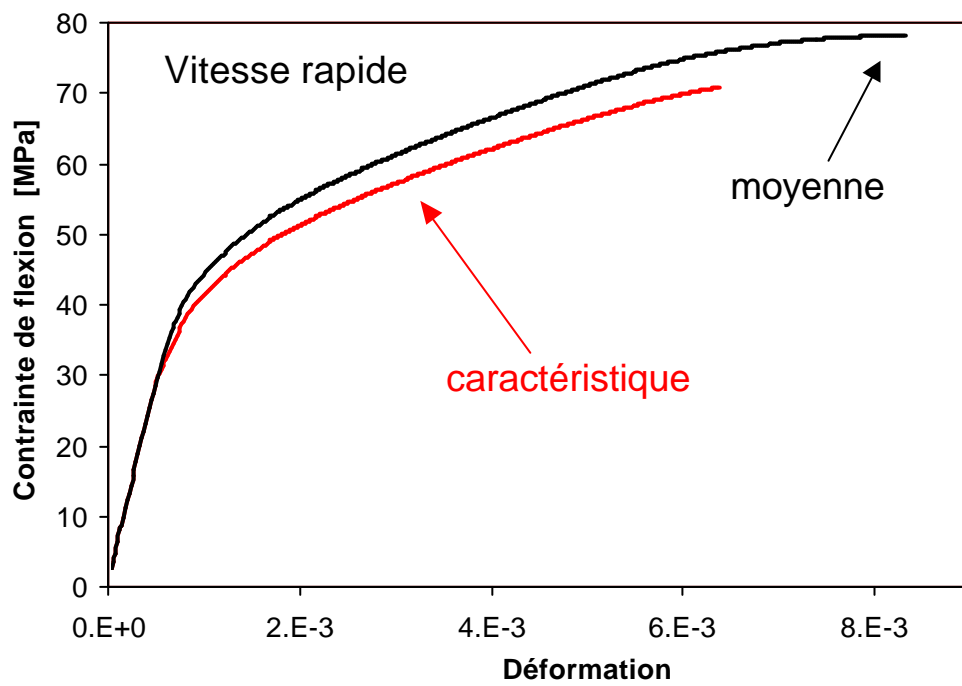
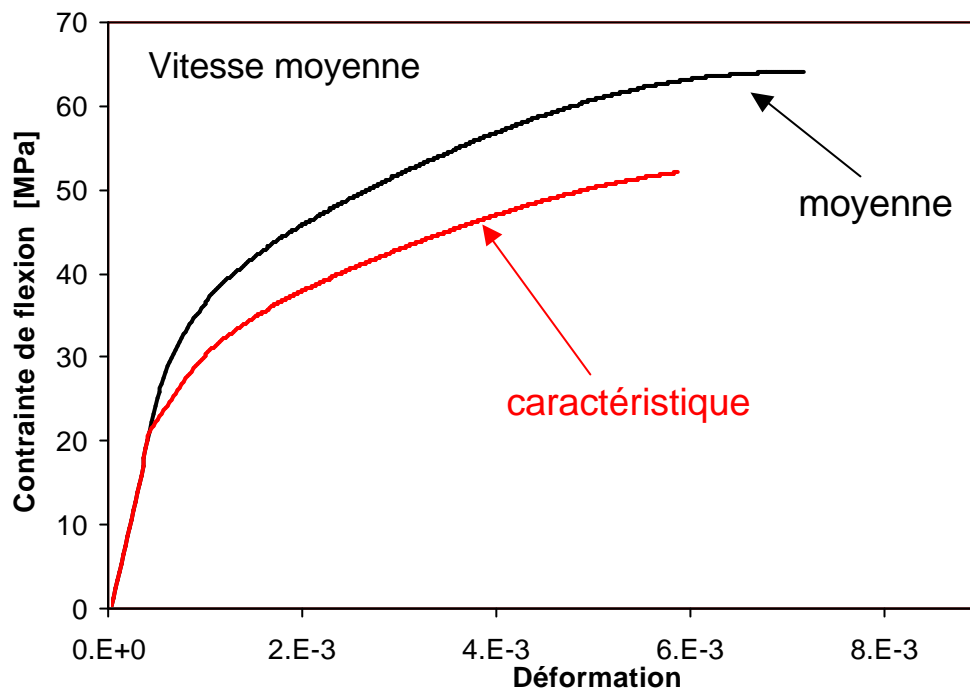
Courbes Contrainte de traction équivalente-Déformation relatives aux 3 vitesses de statique rapide  $V_L$ ,  $V_M$  et  $V_R$ .





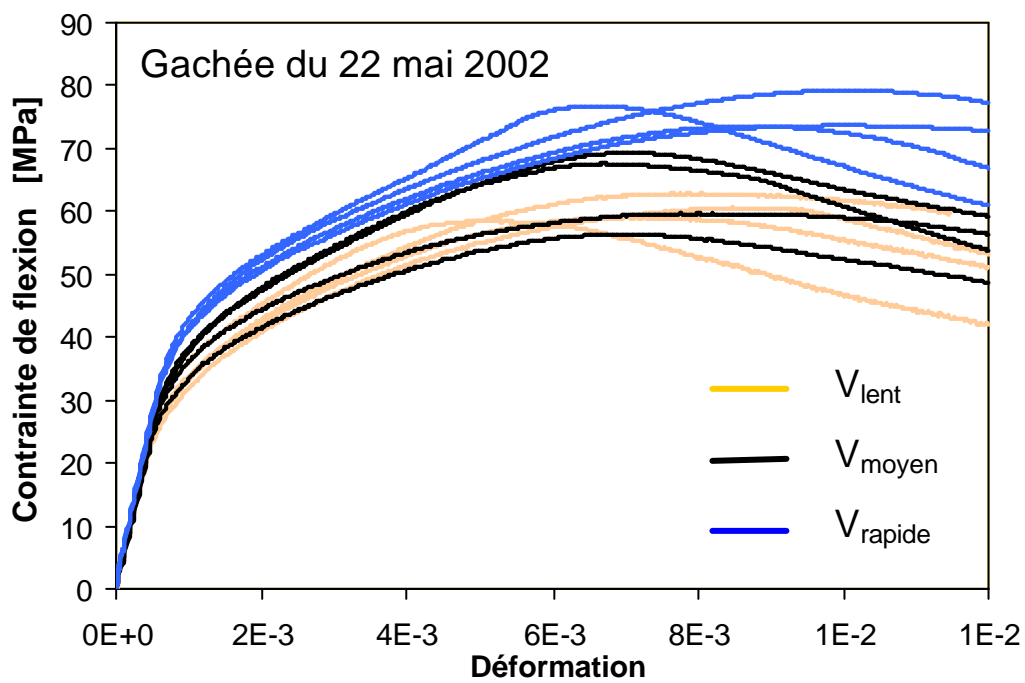
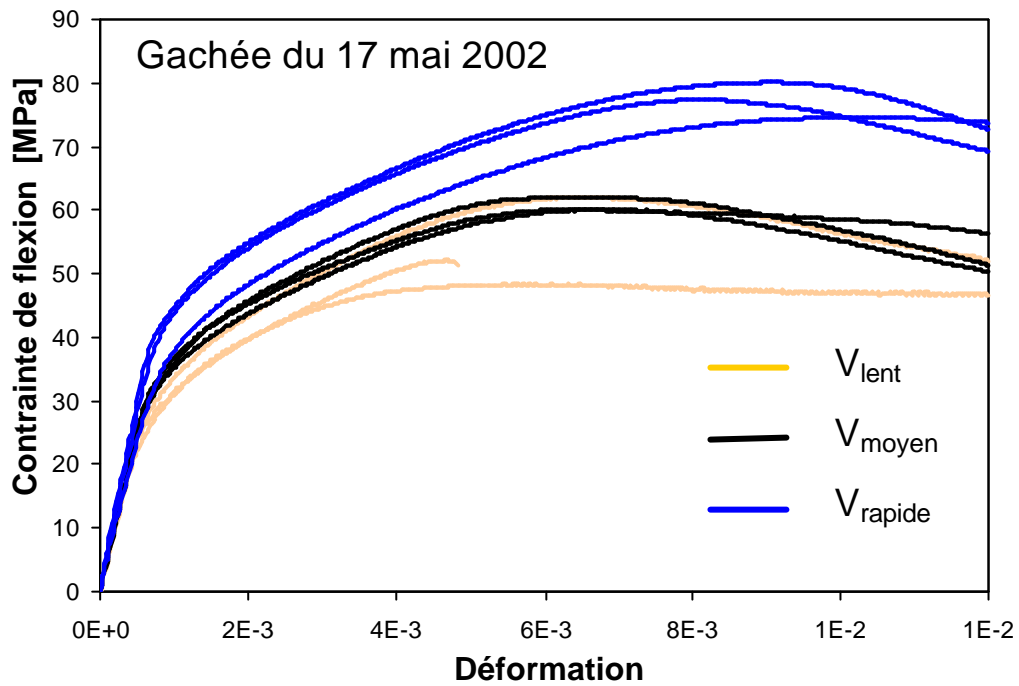
*Courbes moyenne et caractéristique Contraite de traction équivalente-Déformation relatives aux 3 vitesses de statique rapide  $V_L$ ,  $V_M$  et  $V_R$ .*

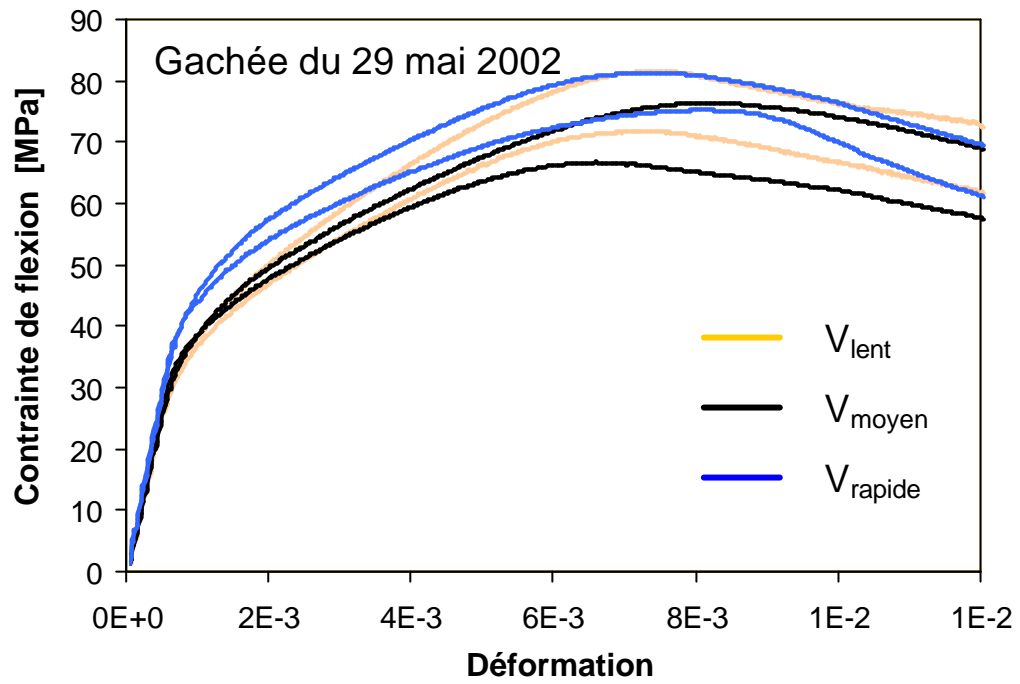




Annexe 1-D

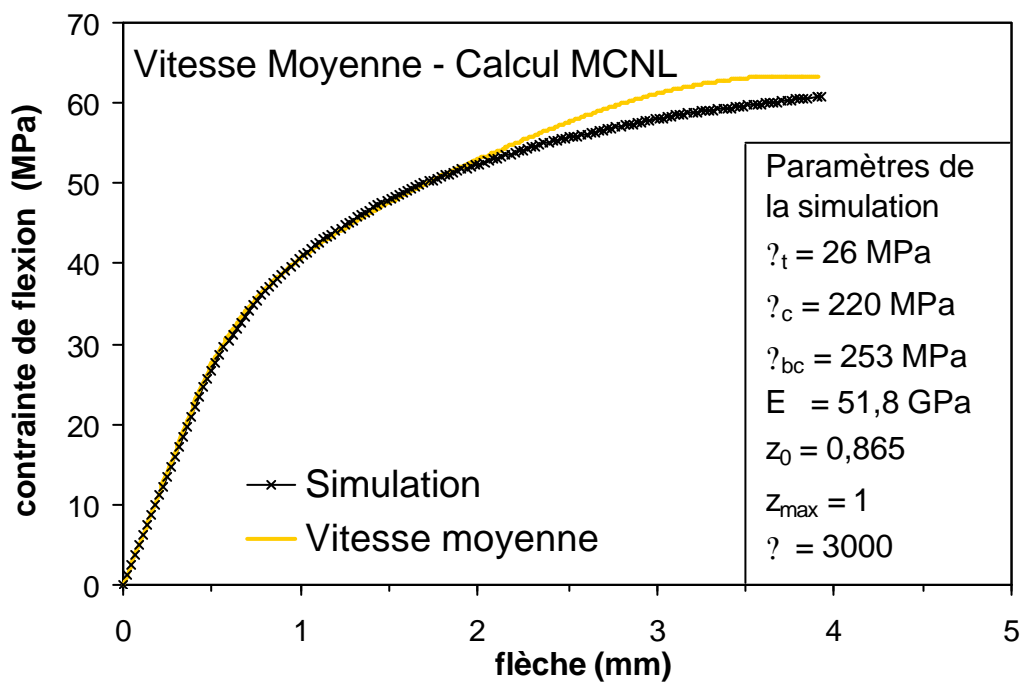
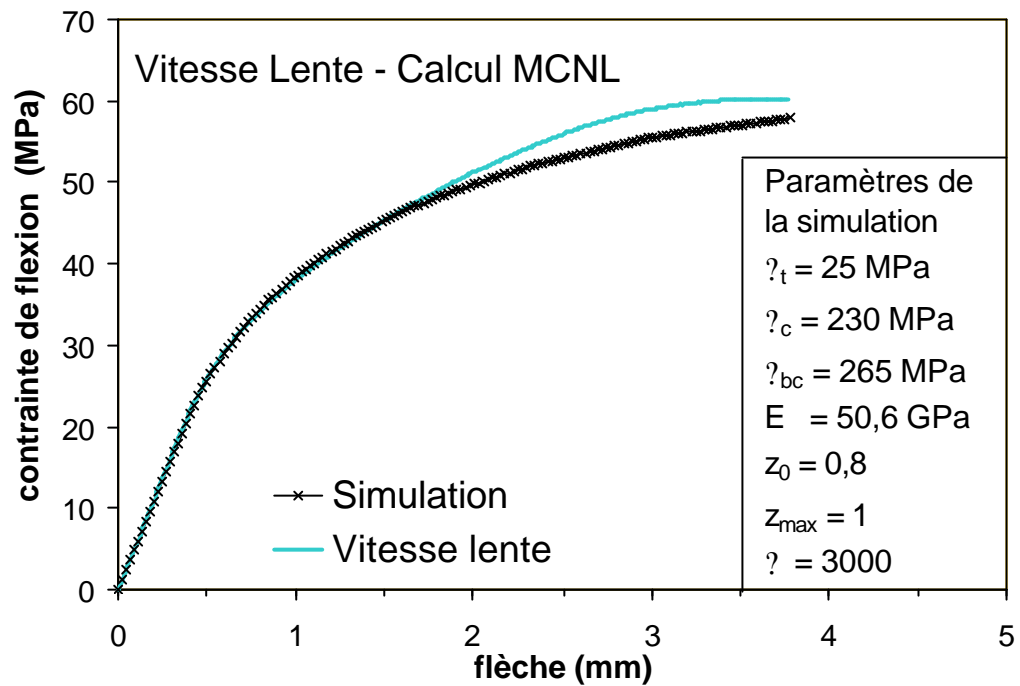
Courbes expérimentales Contrainte de traction équivalent-Déformation en fonction de la date de coulage et de la vitesse de sollicitation

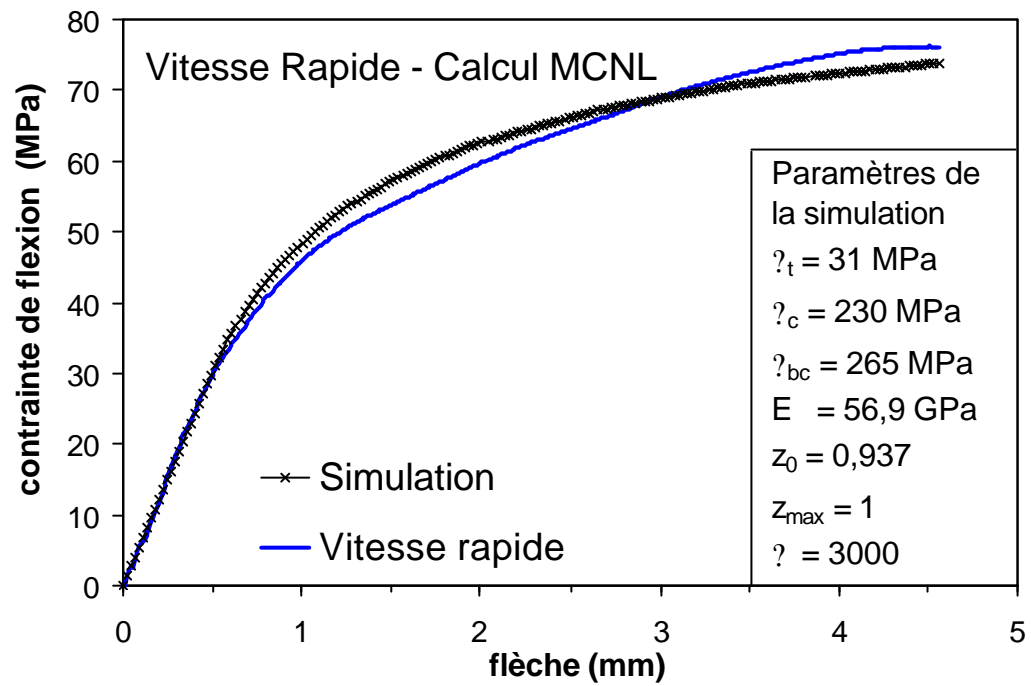




## Annexe 1-E

Simulation numérique à l'aide d'un modèle élasto-plastique (code de calcul CESAR-LCPC module MCNL) ; comparaison avec les courbes moyennes expérimentales – 3 vitesses de sollicitations  $V_L$ ,  $V_M$  et  $V_R$ .

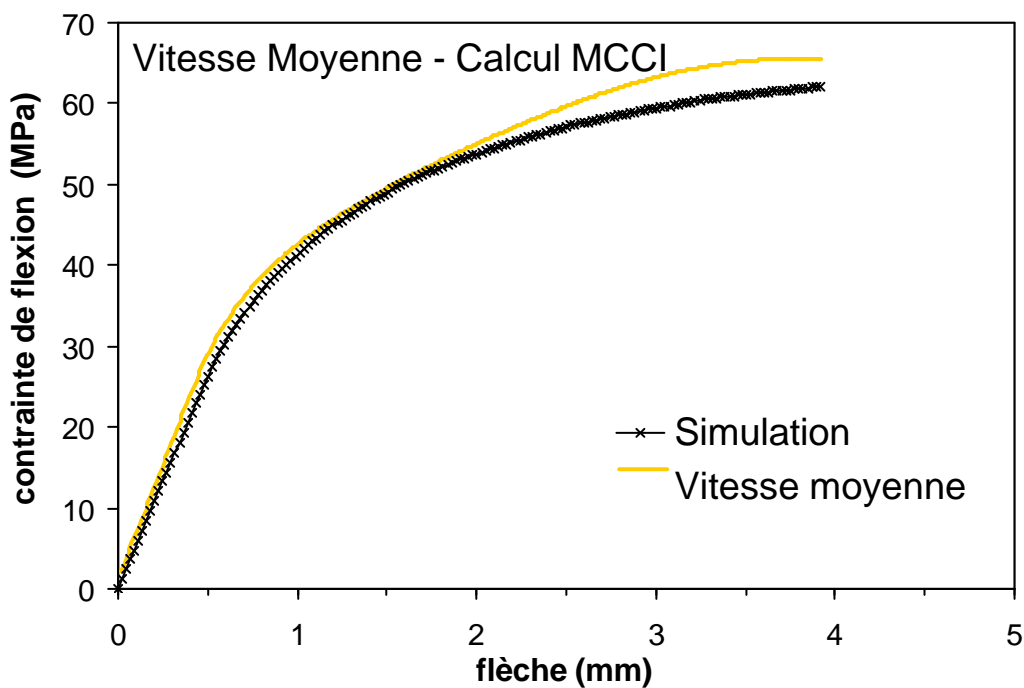
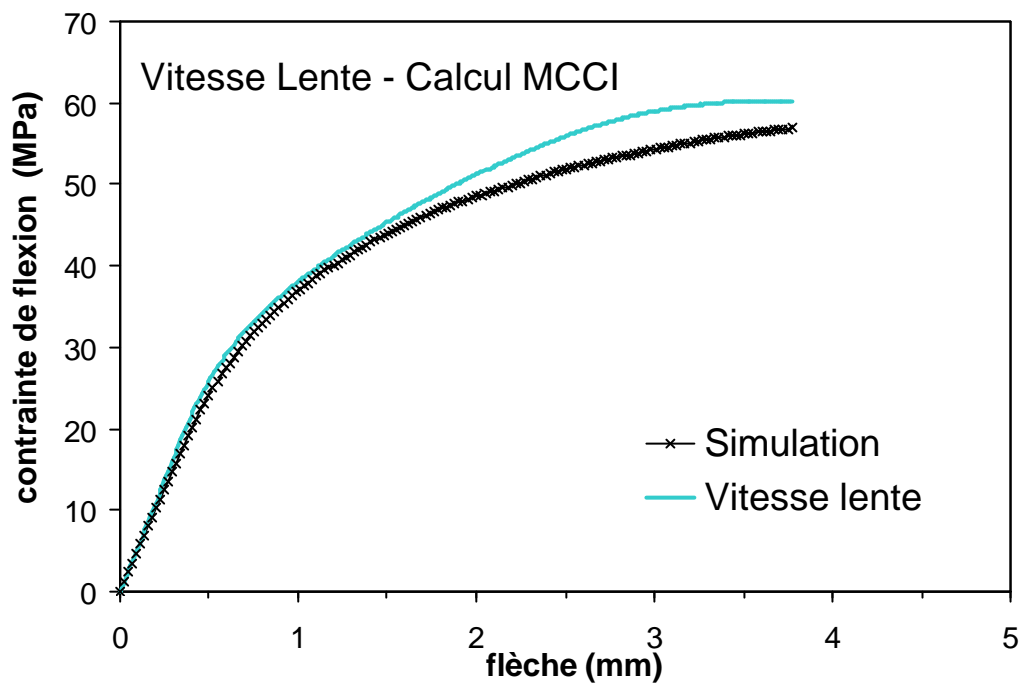


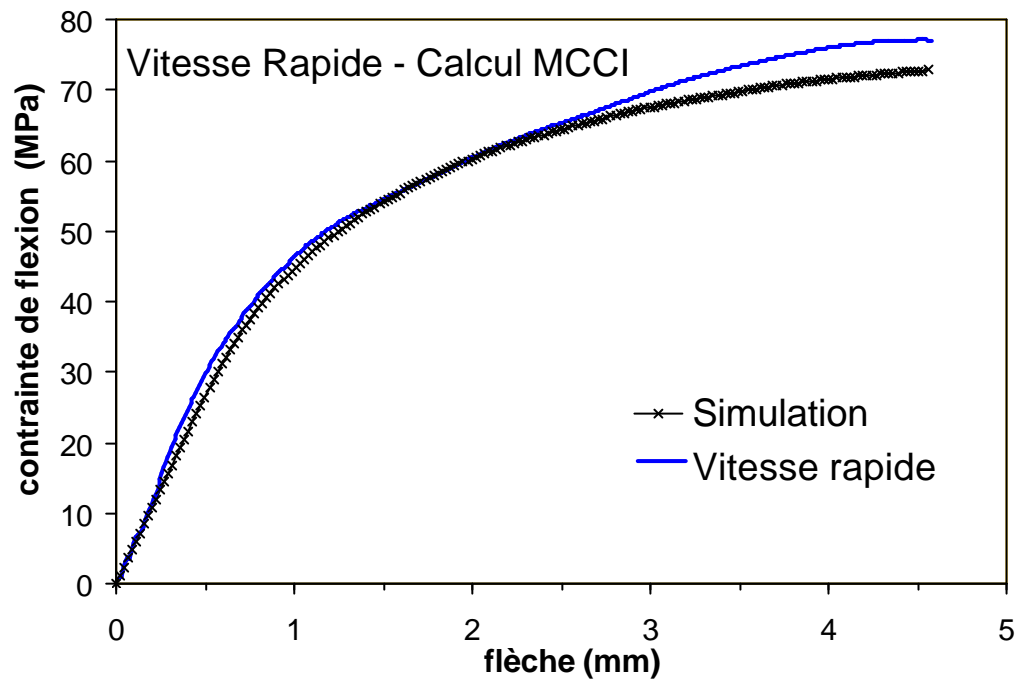




## Annexe 1-F

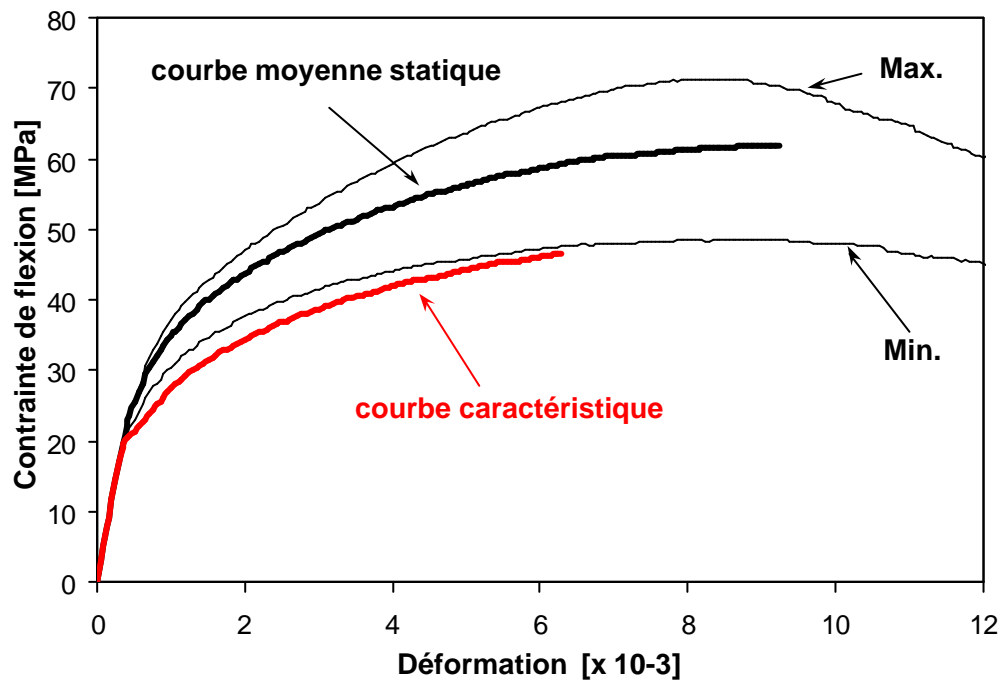
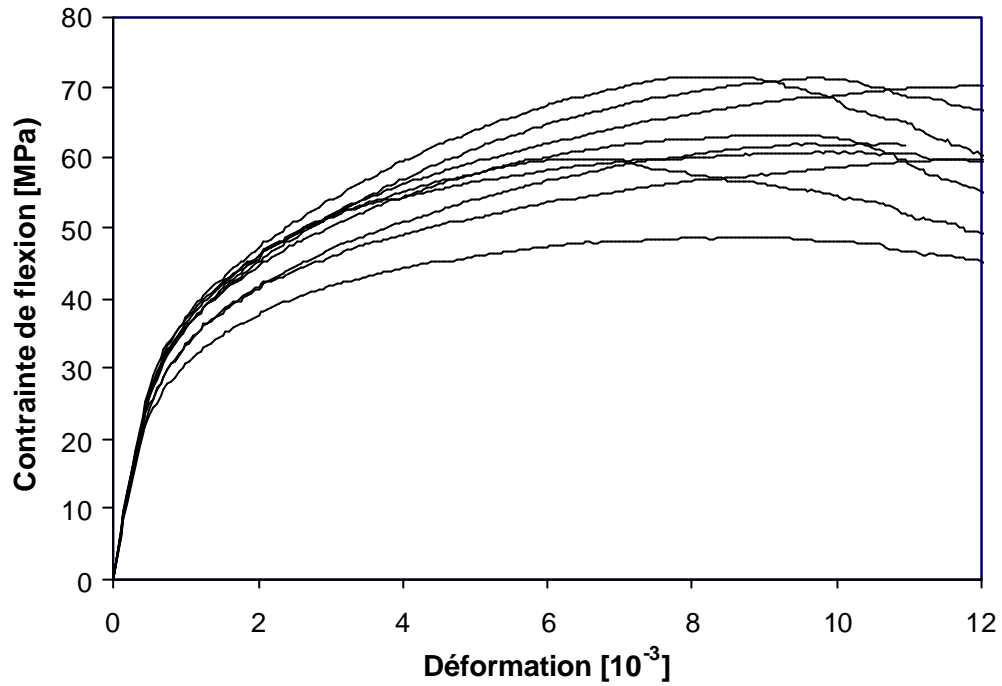
Simulation numérique à l'aide d'un modèle visco-élasto-plastique (code de calcul CESAR-LCPC – module MCCI) ; comparaison avec les courbes moyennes expérimentales – 3 vitesses de sollicitations  $V_L$ ,  $V_M$  et  $V_R$ .





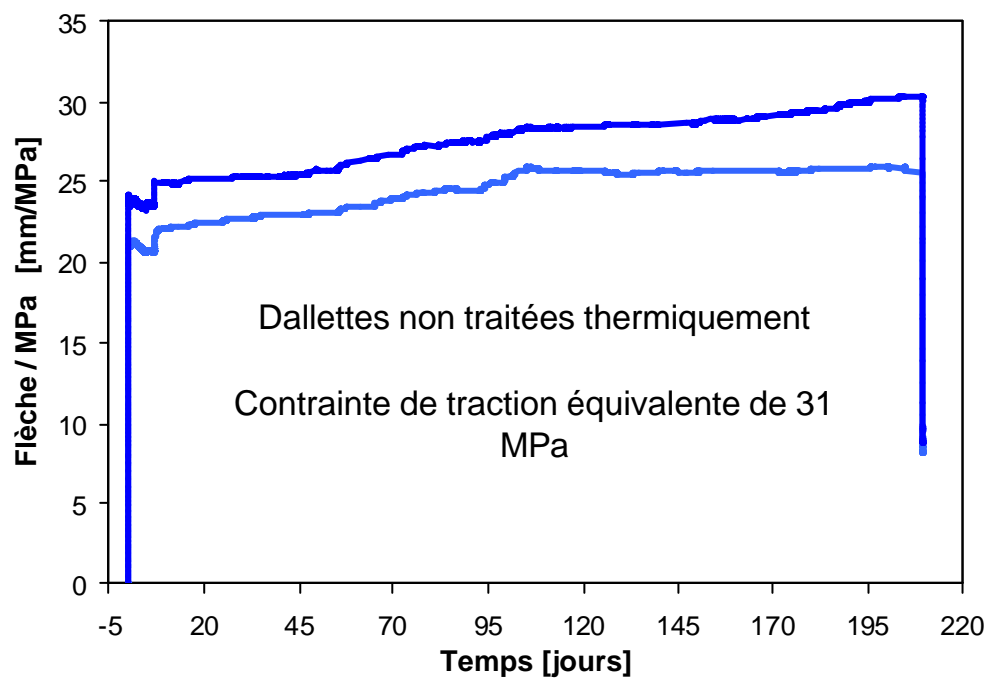
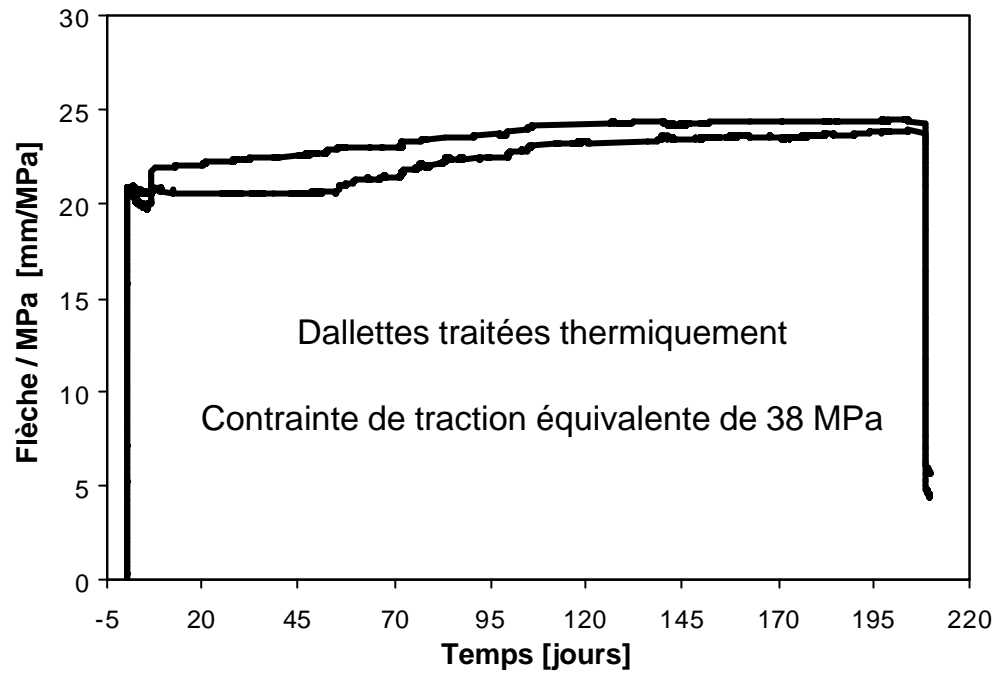
## Annexe 2-A

Essais quasi-statiques en flexion 4 points - Courbes expérimentales sur dalles âgées de 10 mois et plus - Courbes moyenne et caractéristique.



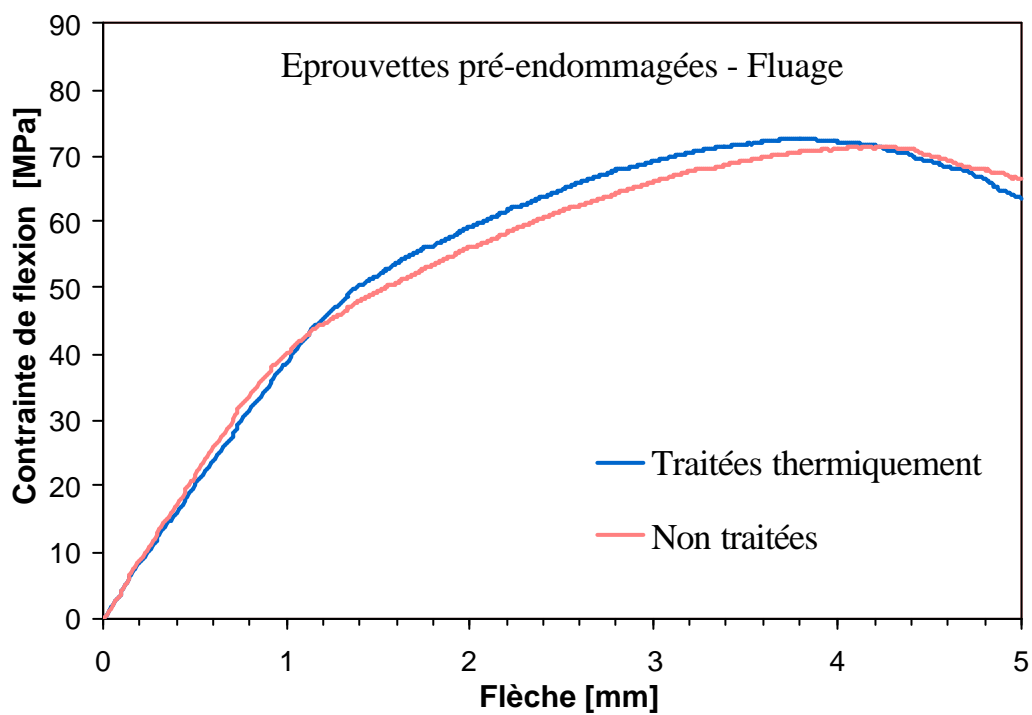
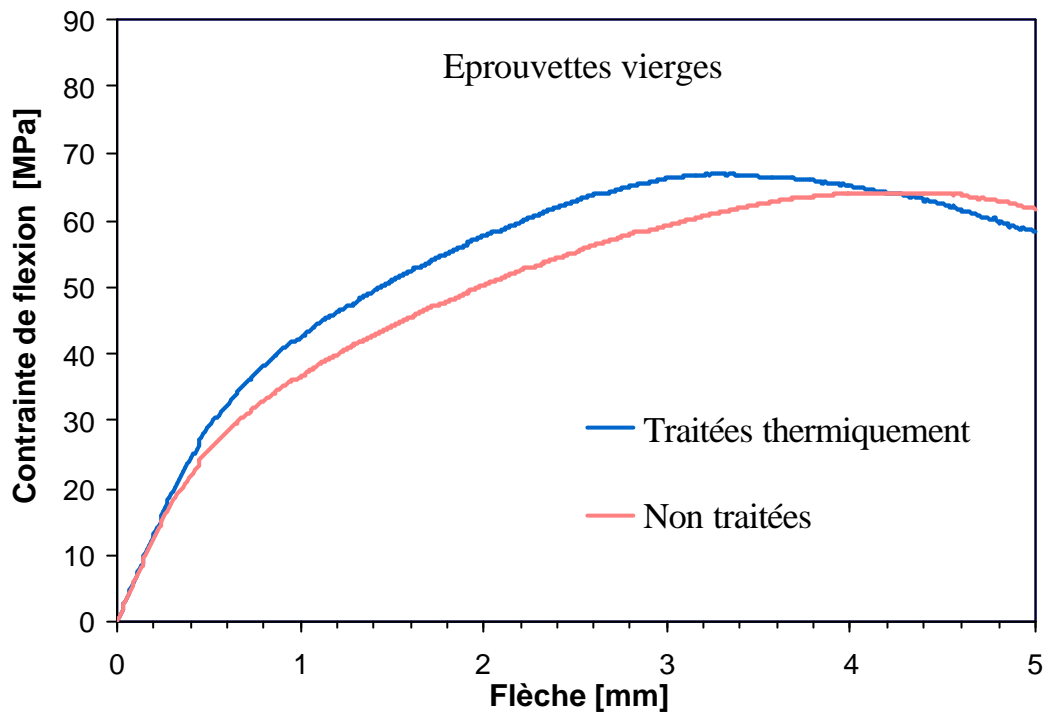
## Annexe 3-A

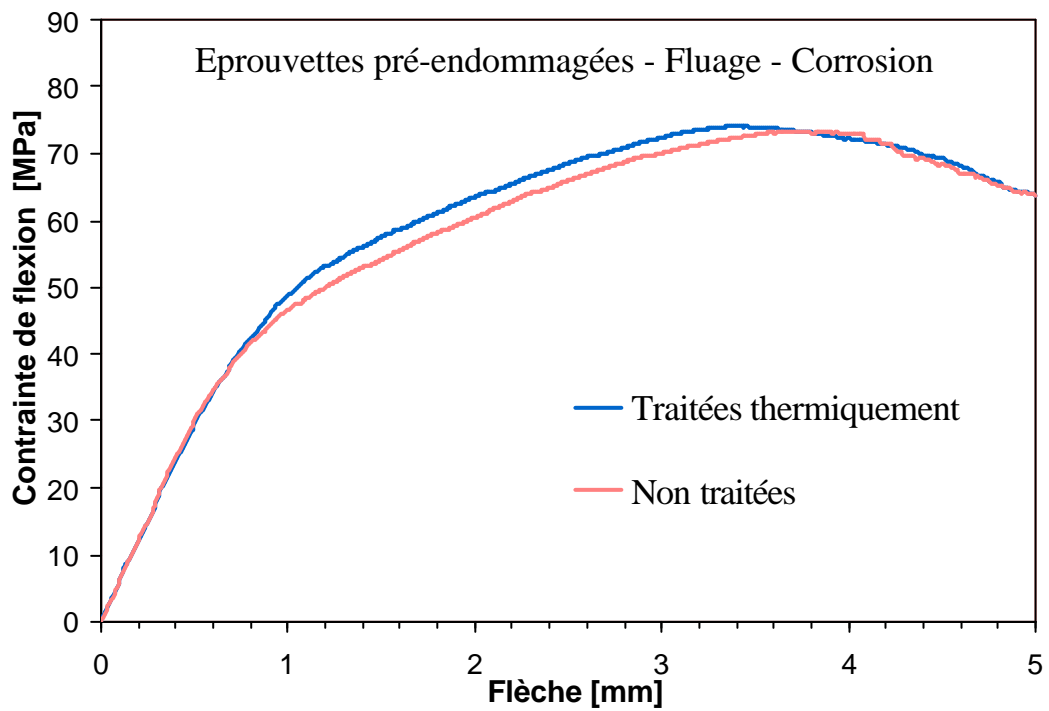
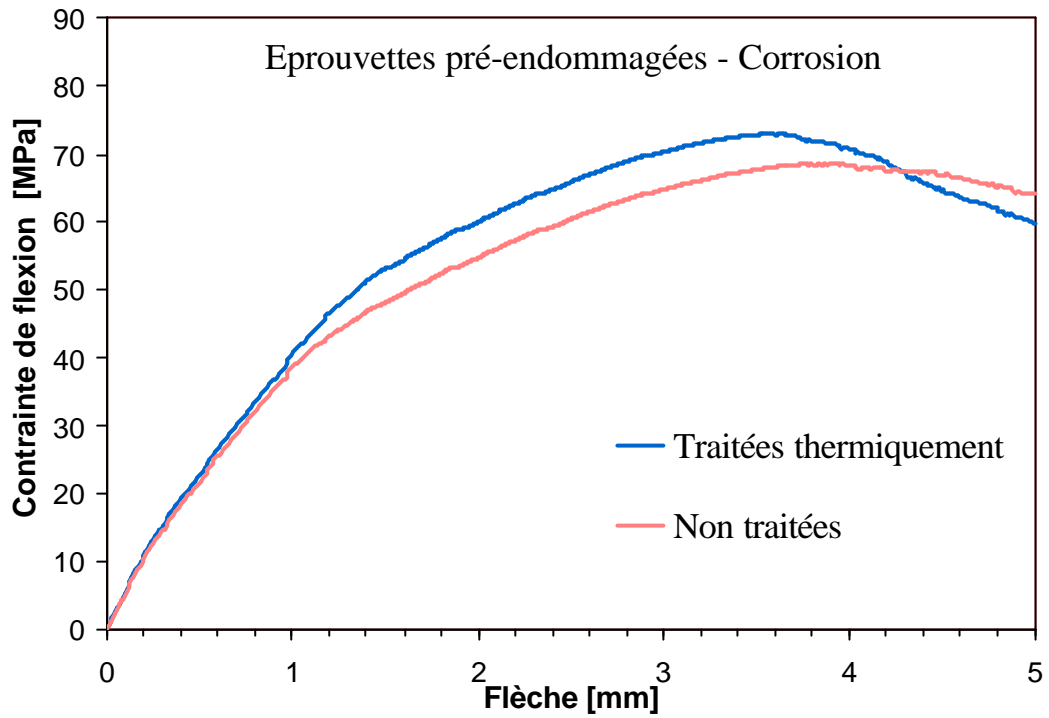
Essais de fluage en ambiance agressive - Evolution des flèches à mi-portée au cours du temps (dallettes pré-endommagés en fatigue puis chargée sous sollicitation de service).



## Annexe 3-B

Essais de fluage en ambiance agressive – Comparaison des courbes moyennes contrainte-flèche pour les dalles traitées et non traitées thermiquement (4 conditions de conservation).











## Résumé :

Ce travail porte sur l'étude du comportement mécanique et des mécanismes d'endommagement d'un composite cimentaire fibré multi-échelles soumis à des sollicitations sévères : fatigue, choc et fluage en ambiance agressive. L'analyse des mécanismes de fissuration des matrices cimentaires conduit à l'utilisation de trois dimensions de fibres métalliques afin d'intervenir à chaque étape du processus de fissuration. La matrice cimentaire est ultra-compacte et résistante ( $s_{bc} > 200$  MPa) et la fraction volumique du renfort atteint 11 %. Le renfort multi-échelles se caractérise par la mise en action graduelle et continue des différentes échelles de fibres jusqu'au pic d'effort. Une détermination de la résistance en traction uniaxiale ( $> 20$  MPa) à partir d'essais de flexion 4 points sur dalles minces en utilisant une approche inverse est validée. Il est montré que le matériau étudié est élasto-plastique avec écrouissage positif en traction. Le renfort multi-échelles, et particulièrement les micro-fibres, amplifient les phénomènes visqueux dans la matrice cimentaire en y améliorant le transfert des efforts. Le gain absolu de résistance en traction, sous sollicitations dynamiques, est estimé par approche inverse à 1.5 MPa/u.log. Le comportement en fatigue est limité par le faible élanement des méso-fibres. Une corrélation forte existe entre la durée de vie en fatigue et l'état d'endommagement initial (1<sup>er</sup> chargement statique). Une courbe de Wöhler corrigée est reconstruite connaissant le comportement statique caractéristique et l'état initial de déformation des corps d'épreuve. Sous sollicitation de service, la fissuration fine et diffuse, induite par l'efficacité du renfort multi-échelle, conduit à une cicatrization presque totale en présence d'eau de corps d'épreuve pré-endommagés par fatigue et maintenus chargés en solution saline.

**Mots-clés :** Béton - fibres métalliques - matrices ultra-performances – BFUP - composite - renfort multi-échelles - traction uniaxiale - ductilité - approche inverse - élasto-plasticité - cicatrization - fatigue - seuil - choc - effet de vitesse – viscosité – modèles continus.

**Damage mechanisms and mechanic behaviour of a Multi-Scales Fibre Reinforced Cement Composite under severe conditions : fatigue behavior, shock behavior and corrosion.**

## Abstract :

This work is concerned with the mechanical behavior and the damage mechanisms of a multi-scales fibre reinforced cement composite subjected to severe conditions : fatigue, impact and creep in aggressive environmental conditions. The cracking analysis of the cementitious matrix leads to the use of three different steel fibres sizes in order to intervene to each stage of the cracking process. The cementitious matrix is ultra-compact and resistant ( $s_{bc} > 200$  MPa) and the volume fraction of the reinforcement reaches 11 %. The multi-scales reinforcement is characterized by the gradual and continuous activation of the various fibre scales until the peak strength. The direct tensile strength ( $> 20$  MPa) is determined by a back-analysis approach using four points bending test on thin slabs. The studied material is elasto-plastic with positive work hardening in traction. The multi-scales reinforcement, and especially the micro-fibres, amplifies the viscous phenomena in the matrix by improving the stress transfer within it. Using a back-analysis, it is found that the tensile strength increases by about 1.5 MPa/log<sub>10</sub> unit under dynamic loading. The fatigue behaviour is limited by the weak slenderness ratio of meso-fibres. A strong correlation exists between the fatigue-life and the initial damage (first static loading). A corrected "Wöhler" curve is determined knowing the characteristic static behavior and the initial damage of the specimen. Under serviceability load, diffuse multiple cracking, induced by multi-scales reinforcement efficiency, leads to an almost total self-healing of specimens pre-cracked by cyclic loading and then maintained loaded in a chloride solution.

**Key-words :** Concrete – steel fibres – high-performance matrix – HPFRCC - composite – multiscale reinforcement – direct tensile strength - ductility – back analysis - elasto-plasticity – self-healing - fatigue behaviour - threshold – impact test – rate effects – viscosity – continuous modeling.