

Mécanismes d'endommagement d'un composite cimentaire fibré multi-échelles

I. Endommagement sous sollicitations impulsives

Édouard PARANT
Pierre ROSSI

LABORATOIRE CENTRAL DES PONTS ET CHAUSSÉES

RÉSUMÉ

Les mécanismes d'endommagement sous sollicitations impulsives d'un composite cimentaire multi-échelles fortement dosé en fibres métalliques sont analysés. Après un rappel des principaux résultats expérimentaux, les apports du renfort fibré multi-échelles sur le processus de fissuration de la matrice cimentaire sont explicités.

Il apparaît que le renfort multi-échelles amplifie les phénomènes visqueux dans la matrice cimentaire en y améliorant le transfert des efforts. Le gain absolu de résistance en traction sous sollicitations dynamiques, estimé à 1,5 MPa/u.log, est principalement dû à une augmentation du domaine pseudo-linéaire du composite, domaine d'action privilégié des micro et méso-fibres. Il se produit une homogénéisation mécanique du composite, qui se traduit par une diminution de la dispersion des résistances avec la vitesse de sollicitation. Cette homogénéisation est la conséquence de la délocalisation des fissures pendant le processus de fissuration. Enfin, on constate une augmentation des déformations ultimes due au meilleur ancrage mécanique des fibres.

DOMAINE : Ouvrages d'art.

ABSTRACT

DAMAGE MECHANISMS OF A MULTI-SCALE FIBER REINFORCED COMPOSITE

I. DAMAGE WHEN SUBMITTED TO PULSED LOADS

This article deals with the analysis of the damage mechanisms of a multi-scales fibre reinforced composite (MSFRC) under impact. This composite contains a high volume fraction of steel fiber (11%). The principal results are presented ; then the contribution of the multi-scales fibre reinforcement on the matrix cracking process is clarified.

It appears that the multi-scales fibre reinforcement amplifies the viscous phenomena in the matrix by improving the stress transfer within it. The direct tensile strength increases by about 1.5 MPa/log₁₀ unit under dynamic loading. It is mainly due to an increase in the pseudo-linear behavior of the composite. Micro and meso-fibers are specially effective in this domain, where the crack openings are very small. There is a mechanical homogenisation of the composite. A reduction in the dispersion of the ultimate strength is observed with the increase of the loading rate. This fact is the consequence of the delocalisation/redistribution/relocation of the cracking process in the full specimen during impact. Finally one notes an increase in the ultimate strains due to the improvement of surrounding matrix strength and consequently of the fiber anchorage.

FIELD: Structural engineering.

INTRODUCTION

Depuis quelques années, le Laboratoire Central des Ponts et Chaussées travaille sur le développement de nouveaux composites cimentaires dans le but d'obtenir des matériaux suffisamment résistants et ductiles pour réaliser 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 [1]. 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).

À partir de ce concept et de développements récents portant sur l'optimisation du renfort, le LCPC a déposé un brevet mondial en mars 2001 sous le nom de CEMTEC^{multiscale}®. Ce composite cimentaire multi-échelles est caractérisé par un pourcentage volumique total de fibres métalliques égal à

11 %, valeur bien supérieure à celles des autres MSCC existants. De plus, il incorpore trois géométries de renfort, qui se distinguent principalement par leur longueur et leur facteur de forme. Ces trois géométries sont les suivantes :

1. Micro-fibres dont la longueur est inférieure à 2 mm ;
2. Méso-fibres dont la longueur est comprise entre 2 et 6 mm pour un facteur de forme de 30 ;
3. Macro-fibres dont la longueur est supérieure ou égale à 20 mm pour un facteur de forme voisin de 80.

Plusieurs problématiques relatives au matériau développé ont été abordées dans le cadre de ces recherches. Ainsi, plusieurs campagnes d'essais mécaniques ont été réalisées afin de caractériser les différents comportements mécaniques du composite (comportement sous sollicitation statique, en fatigue, à grandes vitesses de sollicitation, etc.). Cela a par ailleurs conduit au développement d'un essai original de traction uniaxiale [2], ainsi qu'à des essais de durabilité, des essais sur éléments structuraux et des essais d'optimisation du procédé de fabrication.

Dans un premier article ont été présentés les résultats relatifs aux comportements du matériau en compression et en flexion en régime quasi-statique [3]. Un second article s'est attaché à caractériser, de manière quantitative, le comportement mécanique macroscopique du matériau sous sollicitations rapides. Une loi de traction uniaxiale a été obtenue à partir des essais de flexion en utilisant une méthode inverse. Son évolution en fonction de la vitesse de sollicitation a été étudiée et a fait l'objet d'une publication à paraître. Dans le présent article, nous proposons une analyse qualitative des mécanismes d'endommagement du matériau sous sollicitations de type impulsionnel traité sous l'angle composite cimentaire multi-échelles.

FAITS EXPÉRIMENTAUX

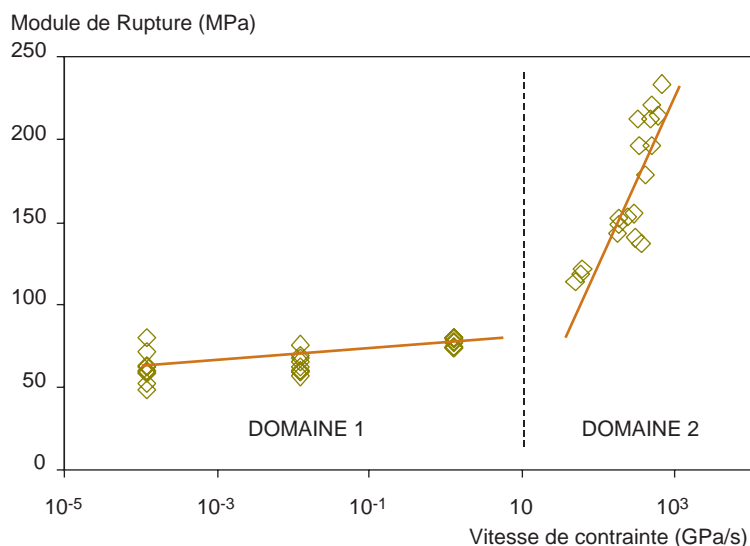
La formulation du CEMTEC^{multiscale}[®] est indiquée dans le tableau I. Il faut noter que plus de la moitié des 11 % de fibres métalliques est constituée par la méso-fibre. C'est cette dernière qui, dans le Multi-Scale Concept, confère au matériau sa très grande résistance en traction uniaxiale.

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

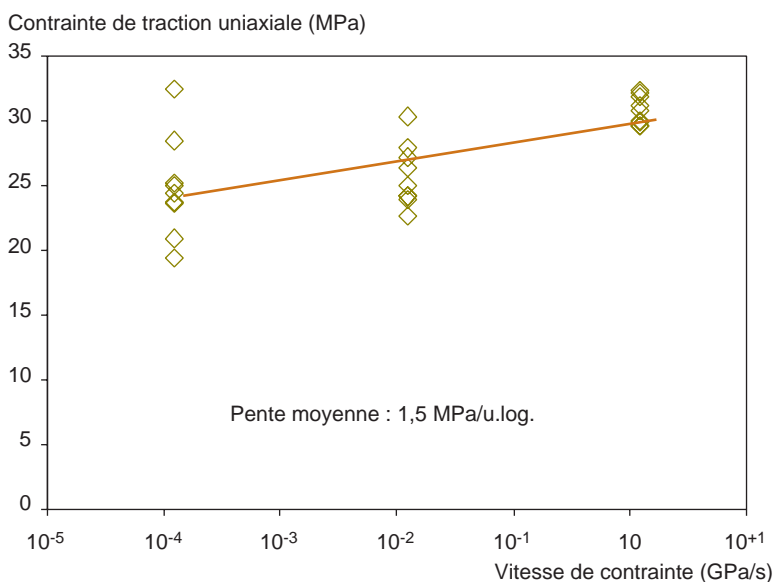
1. Dans le domaine des sollicitations statiques rapides, que nous définirons par une plage de variation du taux de chargement (de contrainte de traction) allant de $1,25 \cdot 10^{-4}$ GPa/s à 1,35 GPa/s (Fig. 1 – domaine 1), la relation entre la résistance en traction uniaxiale du matériau et la vitesse de contrainte peut raisonnablement être prise pour linéaire. La pente de cette relation linéaire est égale à 1,5 MPa/u.log (Fig. 2). La valeur de cette pente est nettement plus élevée que celle relative aux matériaux

TABLEAU I
Composition du CEMTEC^{multiscale}[®]

Matériaux		Quantités	
Ciment Portland	(CPA CEM 152.5 R)	1 050	kg/m ³
Sable	(Quartz 125-400 μm)	514	kg/m ³
Fumée de silice	(Zirconium)	268	kg/m ³
Superplastifiant	(Polyphosphonate – 30 %)	44	kg/m ³
Eau totale		211	litres
Fibres métalliques		897	kg/m ³
Fumée de silice/Ciment	0,255	Superplastifiant/Liant	1,02 %
Sable/Ciment	0,573	Air occlus	2 %
Eau/Ciment	0,201	Densité	2,98
Eau/Liant	0,16		



■ **Fig. 1**
Évolution du Module de Rupture (M.O.R.) du CEMTEC_{multiscale}[®] avec la vitesse de chargement.



■ **Fig. 2**
Évolution de la résistance en traction uniaxiale du CEMTEC_{multiscale}[®] en fonction de la vitesse de contrainte pour le domaine quasi-statique (domaine 1).

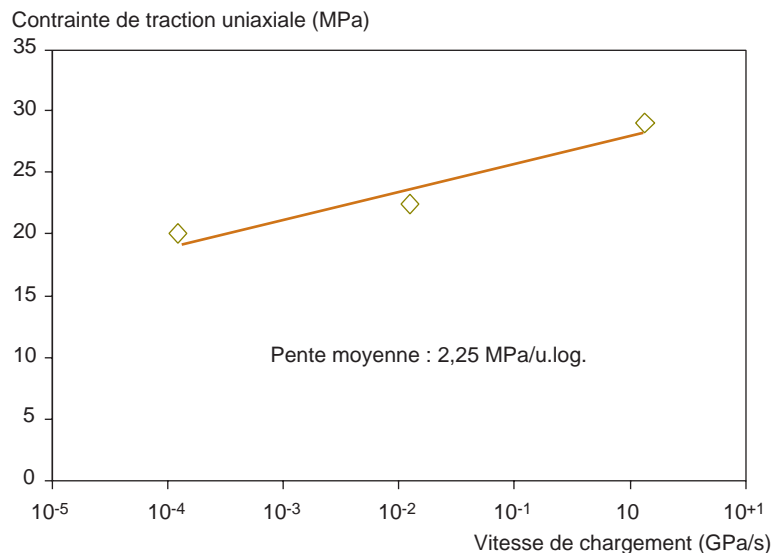
cimentaires connus. En effet, pour les bétons dits « courants », bétons à hautes performances compris, cette pente est égale à 0,7 MPa/u.log [4], alors que pour les bétons fibrés ultra-performants tels que le DUCTAL[®] elle vaut 0,8 MPa/u.log [5, 6]. Il est également important de préciser que pour la matrice de référence du CEMTEC_{multiscale}[®], elle vaut 0,7 MPa/u.log (cf. Fig. 4) comme pour les autres bétons non fibrés.

2. Dans le domaine des sollicitations statiques rapides, la relation entre la limite pseudo-linéaire de la courbe *contrainte de traction par flexion – déformation* (Fig. 3) et la vitesse de contrainte est également linéaire. La pente de cette relation est estimée à 2,3 MPa/u.log, valeur supérieure à celle définie ci-dessus, qui relie le module de rupture du matériau à la vitesse de contrainte.

3. On observe une homogénéisation mécanique du composite cimentaire (mais pas de la matrice de référence), la dispersion sur le module de rupture diminuant avec la vitesse de sollicitation. L'écart-type (respectivement le coefficient de variation) passe de 9,8 MPa (16 %) à 2,8 MPa (3,6 %).

4. 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 :

■ **Fig. 3**
 Évolution de la limite pseudo-élastique moyenne relative au comportement en traction uniaxiale en fonction de la vitesse de contrainte pour le domaine correspondant à de la statique rapide (domaine 1).



– 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 $1,25 \times 10^{-4}$ GPa/s et 1,35 GPa/s (domaine 1).

5. Le module d'Young des éprouvettes augmente avec la vitesse de sollicitation dans le domaine de vitesse 1. 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.

6. 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.

ANALYSE DES MÉCANISMES PHYSIQUES

Augmentation du module de rupture

Les faits expérimentaux rappelés ci-dessus montrent que, pour un matériau composite tel que le CEMTEC[®]_{multiscale}, 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.

Rappel sur les processus de fissuration de la matrice cimentaire en dynamique

Depuis les travaux réalisés au Laboratoire Central des Ponts et Chaussées [5, 7-9], les effets de vitesses relatifs au comportement en traction des matrices cimentaires ont été quantifiés, et une explication phénoménologique des mécanismes physiques a été proposée par Rossi [10]. Les effets de vitesse observés sur le comportement mécanique du béton sont 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. En fin de compte, la viscosité interne du matériau est à relier à la seule porosité des hydrates. Une hypothèse a été avancée concernant le mécanisme physique ayant pour cause principale cette eau évaporable. Celui-ci s'apparente à l'effet Stéfán, 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 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 :

$$F = \frac{3\eta V^2}{2\pi h^5} \cdot \dot{h}$$

où

- F est la force de rappel,
- η 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) est soumis à des déformations de traction, on comprend pourquoi les effets de vitesse sont importants au sein du béton humide.

À partir du processus de fissuration en traction du béton en régime quasi-statique [1], le mécanisme visqueux, apparenté à l'effet Stéfan, intervient en dynamique à deux échelles différentes, mais de manière similaire :

- avant la localisation : le mécanisme visqueux peut avoir pour conséquence de retarder la création des microfissures puis, une fois celles-ci amorcées, peut retarder leur propagation en limitant l'endommagement de la zone précédant la pointe de fissure. Ces deux actions conduisent, d'une part, à retarder la localisation de la microfissuration, et donc à augmenter le pic d'effort, et, d'autre part, à augmenter, dans une moindre mesure, le module d'Young apparent 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.

Parallèlement à « l'activation » du mécanisme visqueux, on ne peut plus négliger les forces d'inertie lorsque les vitesses de contrainte et de déformation générées par la sollicitation dynamique atteignent des valeurs élevées. Ces forces d'inertie vont intervenir lors de la sollicitation dynamique, avant même la phase de microfissuration, en s'opposant à la mise en mouvement de l'ensemble des points matériels du corps d'épreuve, ce qui augmente la résistance apparente du matériau. Ensuite, lors de la création des microfissures et de leur propagation, les effets inertiels sont principalement sensibles en pointe de fissure. À cet endroit, un point matériel se trouvant à la surface d'une des lèvres d'une microfissure qui vient de se créer, ou de se propager, passe très rapidement d'une vitesse v_1 (avant fissure) à une vitesse $v_2 \gg v_1$ (après fissure). Ces forces d'inertie ont pour conséquence de s'opposer à la propagation des microfissures, conduisant ainsi à retarder la localisation de cette microfissuration. Ces forces d'inertie interviendront également après la phase de localisation de la fissuration si la vitesse d'ouverture de la macrofissure reste très élevée (suivant le même mécanisme que pour les microfissures).

Il est clair que, bien que pouvant intervenir simultanément, le mécanisme visqueux, ainsi que les forces d'inertie, ne sont pas activés avec la même intensité selon la vitesse de sollicitation qui est imposée à l'éprouvette. Un modèle simple [11] calé sur des résultats expérimentaux semble indiquer que, pour des vitesses de déformation inférieures à une vitesse critique de l'ordre de 1 s^{-1} , les forces d'inertie sont négligeables vis-à-vis des effets visqueux, et que, pour des vitesses supérieures ou égales à cette vitesse de déformation, les forces d'inertie ne sont plus du tout négligeables, pour devenir prépondérantes à partir d'une vitesse de déformation égale à environ 10 s^{-1} .

Intervention des fibres sur le processus de fissuration sous sollicitation dynamique

À 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, il n'est pas fait mention de mécanisme physique ayant un effet négatif dans la littérature ; tout au plus les auteurs soulignent-ils la relative insensibilité des matrices cimentaires « classiques » à l'incorporation d'un faible pourcentage de fibres.

Quant aux effets positifs potentiels, Rossi [9] a proposé deux mécanismes physiques susceptibles d'interagir positivement sur l'évolution de la résistance des matrices fibrées avec la vitesse de solli-

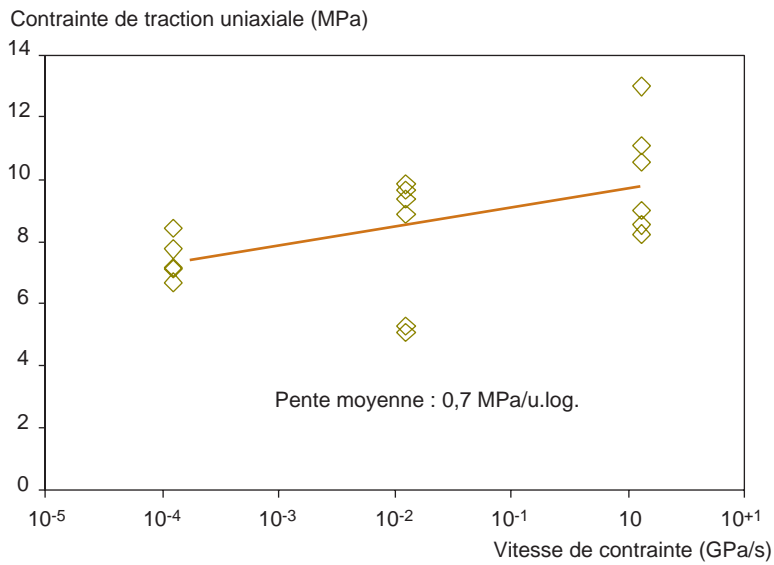
citation, à savoir la diffraction des ondes par les fibres et un couplage synergique entre la fibre et le béton. L'étude expérimentale menée n'a pas apporté d'éléments nouveaux pouvant valider le premier mécanisme (on notera seulement que son effet devrait être accentué avec l'augmentation du pourcentage 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 microfissures ou des microfissures 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, qu'elle est ondulée ou simplement qu'elle n'est pas alignée dans le sens de la 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 sont négligeables, *les seuls effets de vitesses liés à la présence des fibres métalliques sont les effets locaux de vitesses générés par l'action mécanique de ces fibres sur la matrice.*

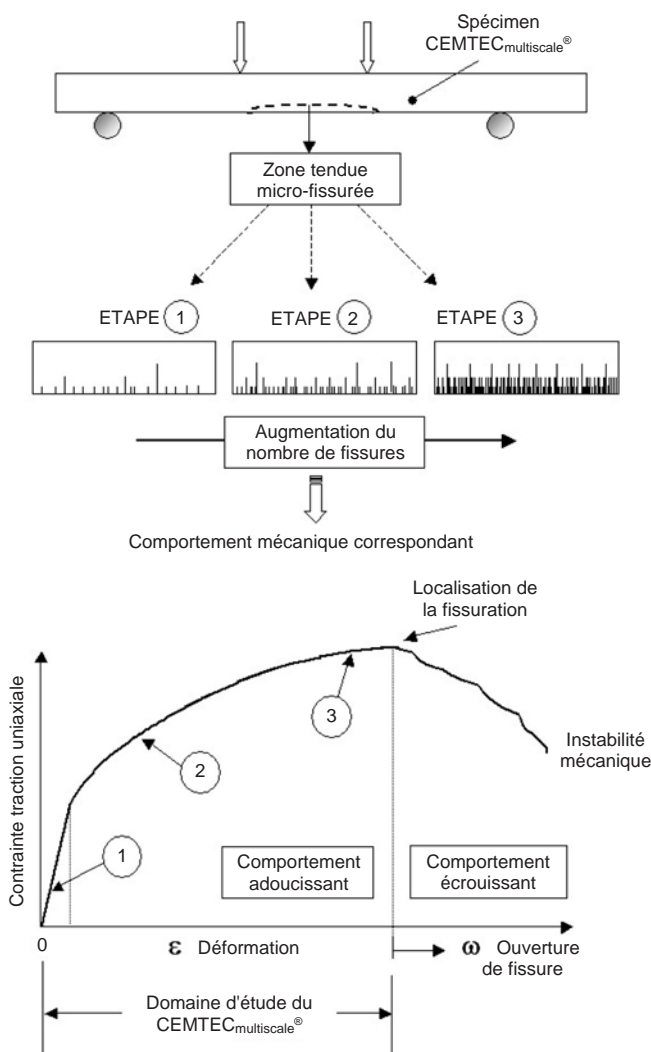
Dans le cas d'une fibre qui fonctionne par adhérence, ce qui est le cas du CEMTEC_{multiscale}[®] étudié, la contrainte transmise par la fibre à la matrice qui l'enserme est une contrainte macroscopique de cisaillement. À une échelle plus fine, si l'on tient compte à la fois du retrait endogène de la 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 microfissuration (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, donc 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_{multiscale}[®] (cf. Fig. 2) sont supérieurs à ceux relatifs à la matrice de référence (Fig. 4), ainsi qu'au sein des bétons mono-fibrés qui comportent nettement moins de fibres que les composites cimentaires multi-fibrés (entre 0,5 et 2,5 % classiquement). Et cela explique de plus les effets de vitesse sur le domaine pseudo-linéaire de comportement du CEMTEC_{multiscale}[®], supérieurs à ceux relatifs au module de rupture. La quantité de fibre travaillant durant le comportement pseudo-linéaire est certes 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, car la part de la microfibre en terme de nombre de fibres et de surface spécifique est sans commune mesure avec les deux autres dimensions de renfort. Cela explique la plus grande sensibilité du composite dans son domaine pseudo-linéaire, par rapport au pic d'effort, et reste cohérent avec le processus de fissuration d'un composite cimentaire à renforts multi-échelles, qui conduit à une augmentation continue du nombre de fissures, tel que représenté sur la figure 5. Ce processus se décompose schématiquement en trois étapes :

- ① étape 1 : le développement d'une microfissuration intéressant prioritairement les microfibrilles : à 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 ;
- ② étape 2 : la propagation de certaines de ces microfissures (création de méso-fissures) jusqu'à leur pontage par les méso-fibrilles : ce pontage conduisant à une reprise d'effort supplémentaire par le composite, de nouvelles microfissures 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, ce qui se traduit par l'écroutissage, mais faiblement en valeur relative ;
- ③ étape 3 : la propagation de certaines des méso-fissures (création de macrofissures) jusqu'à leur pontage par les macrofibrilles : 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 et méso).



■ Fig. 4
Évolution de la résistance en traction uniaxiale de la matrice non fibrée en fonction de la vitesse de contrainte.



■ Fig. 5
Schéma de principe du processus de multi-fissuration d'un composite cimentaire fibré multi-échelle.

Les notions de micro, méso et macrofissures évoquées ci-dessus sont à mettre en relation avec les trois géométries de fibres utilisées.

Le processus de fissuration proposé s'apparente à l'effet « boule de neige » et s'arrête avec l'apparition d'une macrofissure localisée à l'échelle de la structure (apparition d'une instabilité de comportement).

Homogénéisation mécanique

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

Lorsqu'une microfissure 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 microfissure en s'y opposant. Ce mécanisme rend donc possible l'apparition d'autres microfissures 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 donc l'effort repris par la fibre, augmente avec la vitesse de contrainte locale au niveau de l'interface. Dans le cas où une fissure se propage préférentiellement dans une zone de densité de fibre 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 augmenter la probabilité de création d'autres fissures et donc à délocaliser la fissuration par rapport à des sollicitations plus lentes.

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.

Évolution de la déformation ultime

L'augmentation de la déformation ultime avec la vitesse de sollicitation au sein des deux domaines de vitesse 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 2 de vitesse de sollicitation, à celle relative au domaine 1, ne peut s'expliquer que par une rigidification structurelle (c'est-à-dire de l'éprouvette) liée à l'apparition de forces d'inertie qui agissent sur la matrice.

CONCLUSIONS

Dans le présent article a été présentée une analyse des mécanismes d'endommagement d'un composite cimentaire multi-échelle fortement dosé en fibres métalliques, le CEMTEC[®]_{multiscale}, sous sollicitations impulsives.

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[®]_{multiscale}, 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-échelle du CEMTEC[®]_{multiscale}).

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*.

RÉFÉRENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- [1] ROSSI P., ACKER P., MALIER Y., Effect of steel fibers at two stages : the material and the structure. *Materials and Structures*, vol. 20, **1987**, pp. 436-439.
- [2] BOULAY C., ARCA A., SANANES J., TAILHAN J.-L., ROSSI P., Comportement mécanique d'un nouveau composite cimentaire à écouissage positif. II. Comportement en traction uniaxiale, *Bulletin des laboratoires des Ponts et Chaussées*, **243**, **2003**, pp. 19-30.
- [3] ROSSI P., ARCA A., PARANT E., LAURENCE O., FAKHRI P., Comportement mécanique d'un nouveau composite cimentaire à écouissage positif. I. Comportement en flexion, *Bulletin des laboratoires des Ponts et Chaussées*, **238**, **2002**, pp. 25-38.
- [4] TOUTLEMONDE F., ROSSI P., 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, **1998**, pp. 261-280.
- [5] SERCOMBE J., *Modélisation du comportement du béton en dynamique rapide – Application au calcul des conteneurs à haute intégrité*, Thèse de doctorat de l'École Nationale des Ponts et Chaussées, **1998**.
- [6] TOUTLEMONDE F., ROSSI P., Discussion de l'article 95-M73/paru en novembre-décembre 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*, vol. 96, **5**, septembre-octobre **1999**, pp. 614-615.
- [7] ROSSI P., Dynamic behavior of concretes : from the material to the structure, *Materials and Structures*, vol. 27, **170**, **1994**, pp. 319-323.
- [8] ROSSI P., Strain rate effects in concrete structures : the LCPC experience, *Materials and Structures*, hors série, **1997**, pp. 54-62.
- [9] ROSSI P., *Les bétons de fibres métalliques*, Presses de l'École Nationale des Ponts et Chaussées, **1998**, 309 pages.
- [10] ROSSI P., TOUTLEMONDE F., Effect of loading rate on the tensile behaviour of concrete : description of the physical mechanisms, *Materials and Structures*, vol. 29, **186**, **1996**, pp. 319-323.
- [11] BAILLY P., Une modélisation d'un matériau fragile avec prise en compte d'effets dynamiques, *C.R. Acad. Sci. Paris*, t.318, série II, **1994**, pp. 1-6.