



HAL
open science

**Propriétés mécaniques de plaques en composite
cimentaire renforcé par des fibres de verre = Mechanical
properties of glass fibre-reinforced cement composite
plates**

Florian Chalancon, Geneviève Foray, Anne Malchère, Jean-Yves Cavaillé, Eric
Maire, Laurent Orgéas, Pierre J.J. Dumont, Jérôme Adrien

► **To cite this version:**

Florian Chalancon, Geneviève Foray, Anne Malchère, Jean-Yves Cavaillé, Eric Maire, et al.. Propriétés mécaniques de plaques en composite cimentaire renforcé par des fibres de verre = Mechanical properties of glass fibre-reinforced cement composite plates. JNC 16, Jun 2009, Toulouse, France. 10 p. hal-00389320

HAL Id: hal-00389320

<https://hal.science/hal-00389320>

Submitted on 11 Jun 2009

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.

Propriétés mécaniques de plaques en composite cimentaire renforcé par des fibres de verre

Mechanical properties of glass fibre-reinforced cement composite plates

Florian Chalencon¹, Foray Geneviève¹, Annie Malchère¹, Jean-Yves Cavaillé¹, Eric Maire¹
Laurent Orgéas², Pierre Dumont³, J. Adrien¹

1 : Laboratoire Mateis
INSA de LYON – F - 69621 Villeurbanne CEDEX
e-mail : florian.chalencon@insa-lyon.fr, genevieve.foray@insa-lyon.fr,
annie.malchere@insa-lyon.fr, jean-yves.cavaillé@insa-lyon.fr, eric.maire@insa-lyon.fr, jérome.adrien@insa-lyon.fr

2 : CNRS / Université de Grenoble
Laboratoire Sols-Solides-Structures-Risques (3SR),
BP 53, 38041 Grenoble Cedex, France
e-mail : Laurent.Orgéas@hmg.inpg.fr

3 : CNRS / Institut Polytechnique de Grenoble
Laboratoire de génie des procédés papetier (LGP2),
BP 65, 38402 Saint Martin d'hères Cedex, France
e-mail : pierre.dumont@efpg.inpg.fr

Résumé

La caractérisation des propriétés mécaniques de composites cimentaires minces renforcés par des fibres de verre a été réalisée par l'intermédiaire de deux types d'essais de traction : un chargement simple à rupture et un essai de fissuration sur éprouvettes entaillées. Deux types de fibres de verre et trois longueurs ($L_f = 6, 12, 24$ mm) sont comparés (mèche HP, Haute Performance et filaments HD, Haute Dispersion). Les variables sont le facteur de forme et l'ensimage. Pour le composite renforcé avec les mèches HP le renforcement évolue de manière croissante avec L_f . Des gains de 1.9 sur la contrainte ultime et 3 sur la déformation sont obtenus pour $L_f = 24$. Pour un renforcement avec les filaments HD le gain est de 2 sur la contrainte ultime quelque soit L_f ; en revanche le gain de 6 obtenu sur la déformation pour une $L_f = 6$ mm diminue quand L_f augmente. Du point de vue de la fissuration, une analyse par courbe R, permet de déterminer le seuil d'énergie G nécessaire pour propager une fissure. Dans le cas de la fibre HP, ce seuil G croit lorsque la longueur de la fibre augmente. Dans le cadre de la fibre HD, le seuil G est constant et égal à 470 J/m². Les effets de bords sont clairement mis en évidence, lorsque la longueur des fibres augmente et ne permettent plus de calculer G avec précision pour HP24.

Abstract

The characterisation of mechanicals properties of thin cement composite plates reinforced with two types of glass fibre is performed under tension: a normalized tension test on dog-bone sample and cracking test on notched sample. Two types of fibre with different aspects ratios and coatings, are compared (HP High Performances bundles and HD High Dispersion filament). More-over three lengths are studied for each fiber ($L_f = 6, 12, 24$ mm). HP bundles longer than 12mm improve the mechanical properties of the composites. Optimal performances are reached for the 24 mm fibres, with a 1.9 stress gain and 3 strain gain. The reinforcement with HD filament causes a two fold stress gain whatever the fibre length is. Nevertheless, the good strain gain (x6) obtained for 6mm fibre length decreases when L_f increases. The ability of the glass fibers to provide strengthening and toughening mechanisms for cement thin composite was investigated with an R-curve approach. The measured G values increased with the fiber length for the HP fibers. The measured G values are constant and equal to 470 J/m² for the HD fibers. As the fiber length increase, an exponential part appears on the right hand side of the R-curve hindering an accurate G calculation for HP24.

Mots Clés : composite cimentaire, fibre de verre, courbe R, fissuration, taux restitution d'énergie.

Keywords: cement composite, glass fibre, R curve, crack-growth, energy release rate.

1. Introduction

L'ajout de fibres comme renfort dans des matériaux composites à matrice cimentaire implique des modifications de rhéologie, de microstructure et de propriétés d'usage dont la durabilité, l'esthétique et la résistance à la fissuration. Le renfort apporté par les fibres en matière de propriétés à la rupture est souvent complexe et dépend fortement de la microstructure produite [1-2-3].

Pour optimiser ce renfort, on étudie les propriétés mécaniques par des essais de traction simple et la fissuration par l'analyse des courbes R que l'on relie à la microstructure caractérisée par microtomographie RX, MEB et porosimétrie Hg.

Le matériau étudié est un composite cimentaire du commerce renforcé par deux types de fibres de verre Alkali Résistantes (AR) qui diffèrent par leur ensimage et leur morphologie : des fibres HD (Haute Dispersion, diamètre $\approx 14 \mu\text{m}$) et des mèches de fibres HP (Haute Performance, diamètre équivalent $\approx 200 \mu\text{m}$). Trois longueurs de fibres et de mèches de fibres sont testées : 6, 12, et 24 mm. Les fibres sont ajoutées en faibles quantités dans le composite : 1% en masse soit 0.5% du volume, pour limiter les variations de rhéologie. Un protocole rigoureux permet de suivre l'élaboration, la mise en forme et la maturation du composite en conditions contrôlées. Les microstructures ainsi que les propriétés mécaniques des plaques composites ainsi produites sont caractérisées après 21 jours de maturation.

2. Matériaux et élaboration des éprouvettes

2.1 Prémix

Le mortier composite est élaboré à partir d'un mélange granulaire commercial (Maïté, LAFARGE). Sa distribution de tailles de grains mesurée par granulométrie laser est donnée sur la figure 1. Les diamètres des grains s'étendent de $2 \mu\text{m}$ à plus de 1.5mm et sont distribués en 4 populations : 2 à $10 \mu\text{m}$; 10 à $50 \mu\text{m}$; 50 à $300 \mu\text{m}$; $300 \mu\text{m}$ à 1.5mm . Des analyses ATD-ATG et des observations MEB confirment la présence dans les deux plus petites populations de ciment, de divers polymères et d'ajouts. Des fillers calcaires, siliceux et du sable composent les deux plus grandes populations. De faibles quantités de polymères et d'ajouts sont également observées sur la phase $[80-1\ 500\mu\text{m}]$

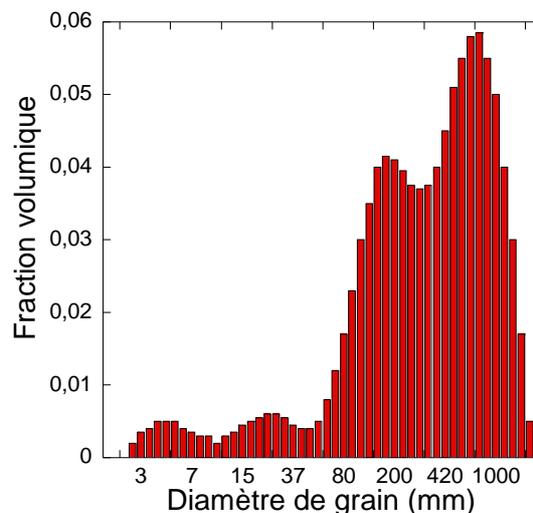


Fig. 1. Distribution granulométrique des particules du prémix, granulomètre laser mastersizer 2000.

2.2 Fibres de verre

Nom	Nature des fibres	Composition	Ensimage/coating	L_f (mm)	d_f (μm)	L_f/d_f
Cemfil Anti-crack HP	Mèche intègre	Verre AR (ZrO_3)	Styrène-butadiène Collage, résine époxy	6	$d_{eq} = 160 \mu\text{m}$ (elliptique)	50
				12		100
				24		150
Cemfil Anti-crack HD	Filaments dispersés	Verre AR (ZrO_3)	Styrène-butadiène Colle hydrosoluble	6	$d = 14 \mu\text{m}$	450
				12		900
				24		1800

Tab. 1. Fibres de verre HP et HD.

Le renfort est obtenu par l'ajout de deux types de fibres de verre Alkali Résistantes (AR), Cemfil Anti-crack. Ces fibres, les HD (Haute Dispersion, diamètre $\approx 14 \mu\text{m}$) et les HP (Haute Performance, diamètre équivalent

$\approx 200 \mu\text{m}$) [Table 1], différent par leur ensimage et leur morphologie. Trois longueurs de fibres et de mèches de fibres ont été testées : $L_f = 6, 12, \text{ et } 24 \text{ mm}$. Le renfort va introduire dans le système de grains, un élément nouveau dont le facteur forme varie de 50 (HP6), à 1800 (HD24). Une fraction massique faible (fibre/mortier+eau) de 0.01 ($f_v = 0.0056$) est utilisée pour les différents composites pour limiter les effets sur la rhéologie de mise en œuvre.

2.3 Procédure d'élaboration et de mise en forme des éprouvettes

L'élaboration de la pâte de mortier débute par le malaxage du prémix et de l'eau pendant 3 min à un taux de gâchage eau/prémix constant de 0.17. Les fibres sont introduites en deux fois au bout de 60 et 90 s. Les HD se dispersent en filament au contact de l'eau, les HP maintiennent leur intégrité. Après ces 3 min, la pâte est laissée au repos pendant 10 min.

Les éprouvettes sont ensuite élaborées par coulage gravitaire pour former des plaques prismatiques de 6mm d'épaisseur. Les plaques sont enfin placées en enceinte climatique à 90% HR et 20°C pendant 24h puis conservées pendant 20 jours à 35%HR et 20°C hors de l'enceinte. Ce protocole permet de contrôler rigoureusement la maturation de l'éprouvette. Cette maturation va induire la formation d'hydrates à partir des éléments cimentaires présents et dans le même temps la texturation de certains des polymères. Les essais seront tous réalisés à une échéance de 21 jours.

3. Caractérisation de la microstructure du composite

3.1 Porosimétrie au mercure

Cette technique invasive consiste à introduire un fluide non mouillant, du mercure, à des pressions croissantes dans un échantillon initialement sous vide. Le mercure pénètre progressivement via les pores reliés aux surfaces extérieures vers le centre de l'échantillon. Pour chaque palier de pression (160 points sur [0,0038-400MPa]), la quantité de fluide introduite est mesurée. Connaissant la masse de l'échantillon, la fraction volumique poreuse et les densités sont déterminées. Des hypothèses, et la loi de Washburn permettent de relier la pression d'intrusion à un diamètre équivalent de remplissage des pores. Pour les matériaux cimentaires, les courbes d'intrusion sont composées de trois domaines poreux : macro-pores de surface [50 μm -2mm], capillaires [0,5-50 μm] et gel pores [0.002-0.05 μm] [4].

3.2 Microtomographie à rayon x

La microtomographie à rayon x consiste à scanner un échantillon au rayon x et obtenir une radiographie de celui-ci. La radiographie formée est la projection des coefficients d'absorption de chaque structure présente dans l'échantillon analysé. Grâce à un nombre important de radiographies, prises à différentes orientations, le volume représentatif 3D de l'échantillon peut être reconstruit. Le volume comporte ainsi des niveaux de gris, qui correspondent à des structures du matériau, possédant un même coefficient d'atténuation. La résolution de l'image obtenue et le volume total analysé dépendent de la distance entre la source de rayon x et l'échantillon. Les structures du matériau, plus petites que la résolution ne sont pas vues. Une résolution de 6 μm est ainsi utilisée pour caractériser nos échantillons. Un logiciel d'analyse d'image (ImageJ) nous permet de segmenter les différentes phases par un seuillage sur les niveaux de gris. Les fractions volumiques, les distributions granulométriques et les orientations sont ensuite estimées en utilisant des outils mathématiques morphologiques [5].

3.3 Composite Hydraté sans fibres et avec fibres

3.3.1 Squelette solide

La figure 2 représente une image MEB des trois catégories de faciès de rupture étudiés (ref, HP, HD). A première vue, la structure solide du composite a un aspect alvéolé en forme de nid d'abeille. La surface des porosités ovoïdes est rugueuse et composée de plusieurs composants distincts par leur morphologie. Une co-matrice organo-minérale forme ces parois et enrobe les différents grains présents dans le mélange. La micrographie du composite cimentaire sans fibre de verre [fig. 3a.] confirme ceci par une représentation volumique du composite. Chaque niveau de gris correspond à un coefficient d'atténuation. On distingue en noir les macro-pores, en gris clair les grains massifs de sable et fillers siliceux. On aperçoit également des petites taches plus blanches correspondant au ciment en cours d'hydratation et à certains ajouts. Ces différents grains (ciment, filler et sable) sont noyés ou reliés par des ponts ou ligaments de matière qui forme un réseau ramifié gris. La résolution de 6 μm choisit ne permet pas de discrétiser les phases polymères et minérale formées lors de la maturation du composite. Ces morphologies sont mises en évidence à fort grossissement via le MEB et l'ESEM et sont caractéristiques des hydrates modifiés par des polymères [fig. 3c, 3d, 3e, 3f]

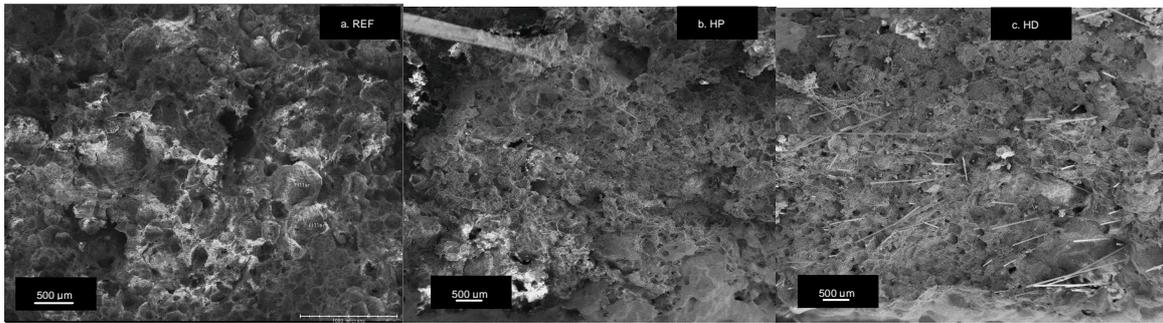


Fig. 2. Microstructure MEB du composite cimentaire seul (a) et renforcé par des fibres HP (b) et HD (c).

Au final, le squelette solide de notre composite possède une structure complexe par sa géométrie et par ses composants organiques et minéraux réactifs ou non. L'importante étendue de tailles des grains [nm, mm] ne permet cependant pas de caractériser ce squelette par toutes les techniques mises en œuvre ici.

3.3.2 Phase poreuse

La distribution en taille et la fraction volumique des défauts influence notablement les propriétés mécaniques d'un matériau [6]. La figure 3b représente la phase poreuse de la micrographie 3D brute du composite cimentaire [fig. 3a.]. Le réseau complexe de macro-pores est d'abord caractérisé par l'outil morphologique associé à la tomographie, qui indique $f_v = 30\%$, et $d_{\text{médian}} = 200\mu\text{m}$. Des images ESEM à fort grandissement montrent que les parois qui délimitent les bulles sont percées par des capillaires de diamètre $10\mu\text{m}$ environ et permettent de connecter toutes les porosités entre elles [fig. 3c. et 3d.]. Cette dernière échelle de porosité n'est pas la plus petite puisque la co-matrice organo-minérale est structurée à l'échelle du nanomètre [3e. 3f]. La porosimétrie au mercure mesure elle, 40% de porosité ouverte et une distribution tri-modale ($d_{\text{médian}} = 10\mu\text{m} - 1\mu\text{m} - 5\text{nm}$)

La tomographie assimile les clusters de capillaires à des porosités de l'ordre de la centaine de microns. En revanche, la porosimétrie au mercure attribue le volume des porosités au diamètre de leurs capillaires d'accès. Il est donc difficile connaître avec précision la distribution en taille des défauts présents dans le matériau, et de l'intégrer pour simuler les propriétés mécaniques.

Au final, la porosité du matériau est aussi complexe et étendue, comme le squelette solide. Les 40% de porosité sont entièrement ouverts et architecturés de la manière suivante :

- Population 1, pores de diamètre $d \sim 200\mu\text{m}$, la plus importante en volume cumulé.
- Population 2, capillaires $d \sim 10\mu\text{m}$ qui connectent les macro-pores entre eux,
- Population 3, porosité inter et intra hydrates ($\ll 1\mu\text{m}$), la plus important en nombre d'individus.

3.3.3 Phase fibreuse

Les figures 4a et 4b représentent les micrographies 3D des composites HP et HD, seillées sur un coefficient d'atténuation, pour visualiser uniquement les fibres, le ciment et certains ajouts. Les densités de fibres (nb fibre par unité de volume) sont très différentes : beaucoup moins denses pour les HP que les HD. De la même manière, la maille du réseau formé est large pour les HP ($d_{\text{inter-fibres}} \sim 1\text{ mm}$) et fine pour les HD ($d_{\text{inter-fibres}} \sim 10\mu\text{m}$). Les fibres à fort élanement (L_f/d_f) sont parfois parallèles ou courbées à l'intérieur du composites [fig. 4(b)].

En supposant l'homogénéité de la répartition spatiale des fibres et une orientation aléatoire des fibres, la distance moyenne théorique entre chaque fibre peut être estimée par la formule suivante [6] :

$$h = \frac{1}{nL_f^2} \quad (\text{eq. 1})$$

où n représente la densité de fibres par unité de volume. Les courbes rouges de la figure 4(c) représentent l'évolution de h en fonction du rapport de forme L_f/d_f . Le paramètre h décroît quand le rapport de forme augmente, mais cette distance est distincte d'un facteur 10 entre les deux types de fibres. Lorsque cette distance est de l'ordre de grandeur du diamètre des fibres, les fibres se touchent et l'on peut aussi estimer, toujours pour la même répartition de fibres, le nombre de contacts fibre-fibre par fibre $n_{c/f}$ [7]:

$$n_{c/f} = nL_f \left(\frac{\pi}{4} L_f d_f + \frac{1}{2} d_f^2 + d_f^2 \right) \quad (\text{eq. 2})$$

Les courbes bleues de la figure 4 (c) représentent l'évolution de $n_{c/f}$ en fonction de l'élanement L_f/d_f des fibres. Lorsque $n_{c/f} \geq 2$ la phase fibreuse forme un réseau continu dans le matériau et, quand $n_{c/f} < 1$, le

réseau est discontinu. L'approche théorique confirme les mesures tomographie, les HP forment un réseau discret et les HD un réseau continu pour un taux massique de 1%, ceci pour L_f variant de 6 à 24mm.

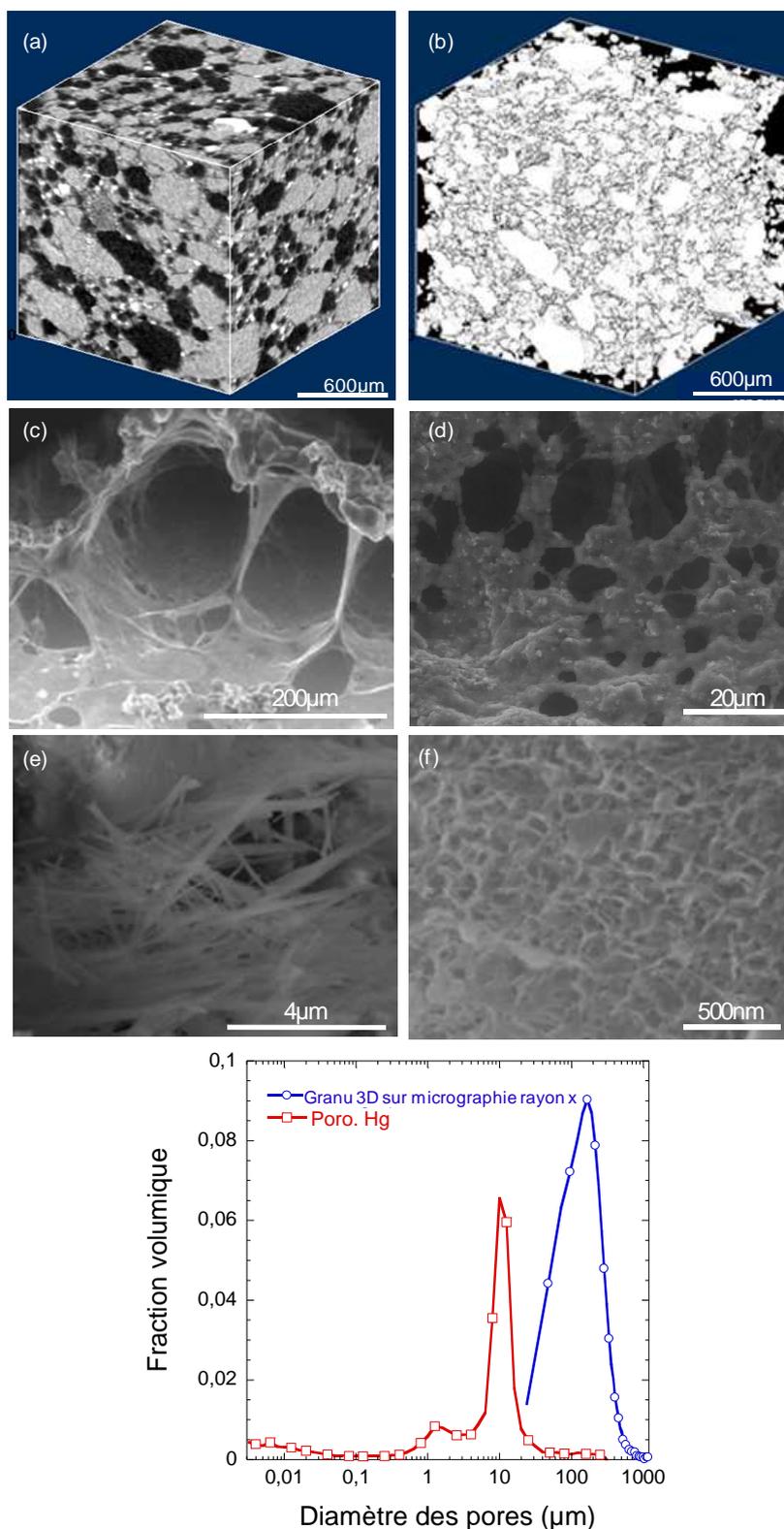


Fig. 3. Micrographie 3D du composite cimentaire brut (a), phase poreuse de la micrographie 3D (b), ESEM pelletier : pores de 200µm de la phase poreuse (c), capillaires (d), porosité inter hydrate (e) et (f), distribution volumique des diamètres des pores (g).

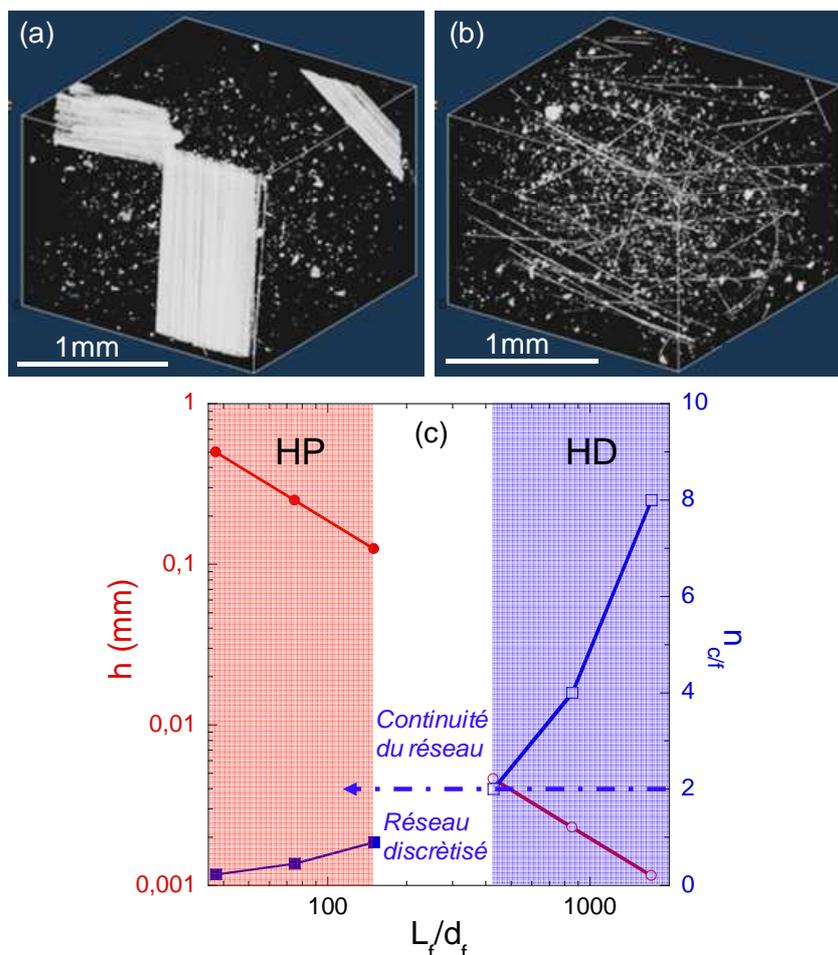


Fig. 4. Micrographie de la phase fibreuse pour la fibre HP (a) et HD (b) et évolution de la distance moyenne théorique entre fibre h et du nombre de contact entre fibre par fibre théorique $n_{c/f}$ (c).

4. Caractérisation mécanique du composite : Principes et grandeurs

4.1 Caractérisation du comportement mécanique avant fissuration

Le comportement mécanique avant fissuration est déterminé par un essai de traction simple sur des éprouvettes haltères [fig. 5(a)]. La force F est enregistrée au cours du temps et l'allongement DL de la zone utile de longueur 100mm et de largeur 40mm est mesuré par un extensomètre. Des essais cycliques croissants et des chargements monotones sont réalisés à une vitesse de traction $0.5 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$. La contrainte nominale axiale σ (eq. 3) et la déformation axiale ε (eq. 4) sont ensuite calculées selon

$$\sigma = \frac{F}{S_0} \quad (\text{eq. 3})$$

$$\varepsilon = \frac{\Delta L}{L_0} \quad (\text{eq. 4})$$

où S_0 et L_0 sont respectivement la section droite et la longueur utile initiale des éprouvettes. La figure 5b montre les courbes de traction obtenues pour les deux types de chargement. Sur la courbe de chargement monotone, la contrainte ultime σ_u et la déformation ultime ε_u sont relevées ; sur la courbe de chargement cyclique le module apparent E_{app} défini comme la pente sécante de la boucle d'hystérésis décharge/charge et la déformation irréversible à la contrainte nulle sont également déterminées.

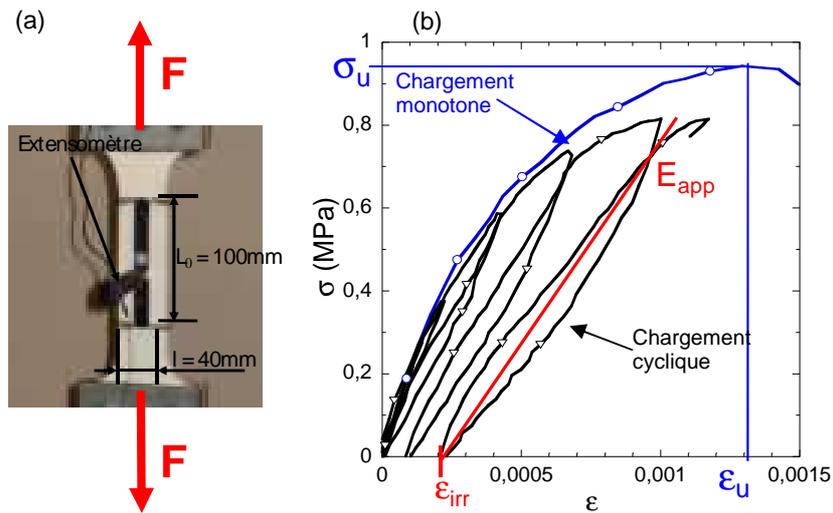


Fig. 5. Dispositif de fissuration (a) et grandeurs mesurées (b).

4.2 Caractérisation de comportement à la fissuration du mortier

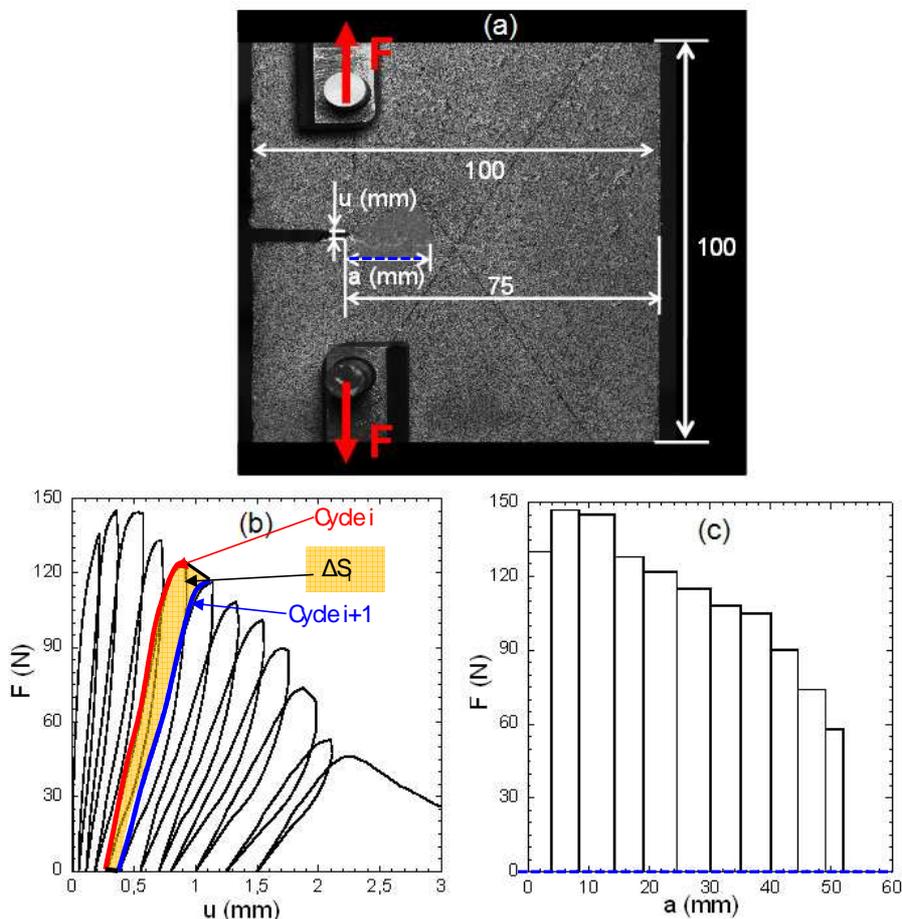


Fig. 6. Dispositif de fissuration (a) et grandeurs mesurées : $F(u)$ (b), et $F(a)$ (c).

Le comportement à la fissuration du mortier est étudié grâce à un essai de traction cyclique croissant sur éprouvette entaillée [fig. 6a]. La force de traction F est enregistrée au cours du temps et l'ouverture de la fissure u est mesurée avec un extensomètre. Des photographies hautes résolutions, de l'éprouvette au chargement maximal et minimal permettent de mesurer la longueur totale de la fissure a (méthode optique) pour chaque cycle i . Les figures 6(b) et 6(c) montrent les résultats bruts d'évolution de la force F en fonction de l'ouverture u de la fissure et de la longueur de fissure a . Ces résultats servent ensuite à calculer l'énergie de fissuration apparente G_{app} (J/m^2), pour faire progresser la fissure sur le cycle i avec la formule suivante (eq. 3) [8].

$$G_{app} = \frac{\Delta S_i}{2b\Delta a_i} \quad (\text{eq. 5})$$

ou ΔS_i est l'aire définie sur la courbe $F(u)$ [figure 6(b)] entre deux chargement, b l'épaisseur de l'éprouvette et Δa_i l'accroissement de fissure entre deux cycles : $\Delta a_i = a_n - a_{n-1}$. Cette énergie correspond au travail qu'il faut fournir pour faire progresser la fissure, en ouvrant une interface au sein du matériau. L'évolution de G_{app} en fonction de la longueur totale de fissure a , forme une courbe caractéristique, la courbe R.

5. Propriétés mécaniques du composite : Résultats et discussions

5.1 Propriétés mécaniques avant fissuration

La figure 7a montre l'évolution du module apparent E_{app} en fonction de la déformation irréversible ϵ_{irr} pour des composites HP12 ($L_f=12\text{mm}$), HD12 et non fibré. E_{app} décroît au fur et à mesure que l'on déforme de manière irréversible le matériau. Cette décroissance se retrouve sur toutes les formulations et semble suivre une loi exponentielle.

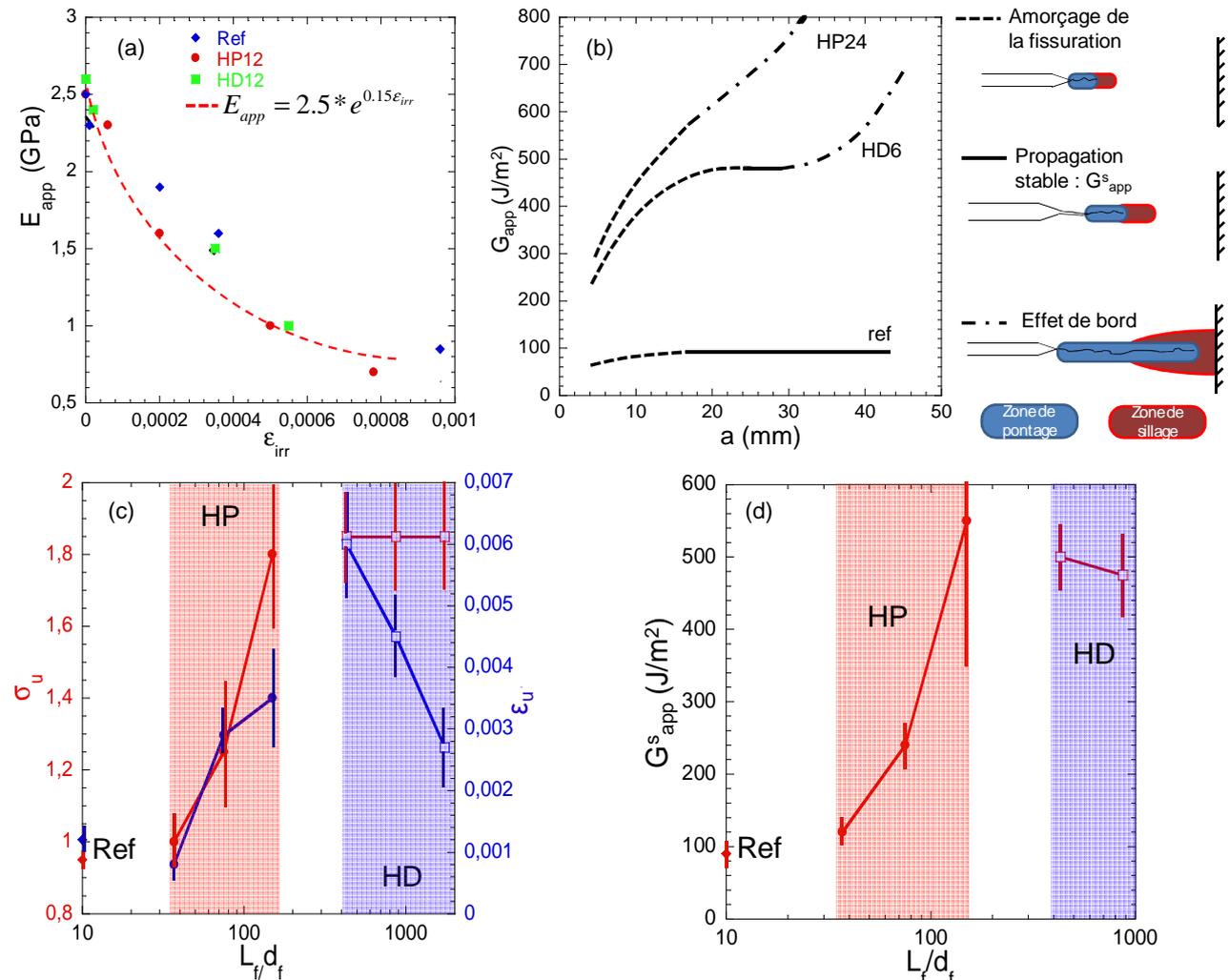


Fig. 7. Evolution du module apparent en fonction de la déformation irréversible (a), allure des courbes R et régime de propagation de la fissure (b), évolution de la contrainte ultime et déformation ultime (c) et du seuil d'énergie (d) en fonction du rapport de forme.

C'est le comportement typique des matériaux de construction fortement endommageables [10]. Cet endommagement débute dès 0.4MPa pour une déformation $\epsilon = 2*10^{-4}$. Les contraintes ultimes et les déformations ultimes, mesurées pour nos 7 composites, sont tracées en fonction du rapport L_f/d_f sur la figure de synthèse 7c.

La mèche HP permet d'améliorer la déformation et la contrainte ultime à partir de $L_f = 12\text{mm}$; elle est par contre sans effet à 6mm. Pour $L_f = 24\text{mm}$, les résultats atteignent une contrainte ultime de 1.8MPa et une déformation ultime $\epsilon_u = 3.5*10^{-3}$. Cette évolution peut être liée à la diminution de la distance moyenne entre fibres h avec la longueur, qui permet de diminuer la propagation de l'endommagement au sein de la matrice cimentaire. Cette augmentation de la continuité du réseau devra être confirmée en tomographie.

Les filaments HD, très élargis augmentent la contrainte ultime dès $L_f = 6\text{mm}$, indépendamment de L_f . En revanche, la déformation ultime diminue quand L_f augmente. La stabilité de la contrainte peut être due au fait que le réseau HD est continu quelque soit L_f et très proche du réseau spatialement formé par les grains de ciment. Le réseau HD contrôle ainsi la propagation de l'endommagement lié aux réactions d'hydratation cimentaire. Lorsque L_f augmente, la rhéologie de mise en œuvre des composites est légèrement perturbée, le réseau formé est moins homogène, les déformations sont plus importantes.

On remarque également que l'ajout de fibres, augmente l'écart type des propriétés mécaniques. L'orientation et la dispersion des fibres peuvent être hétérogènes entre les différentes élaborations. Il est important de mesurer ces paramètres pour améliorer la compréhension des lois de comportement.

5.2 Comportement à la fissuration

La figure 7a, (Ref, HD6 et HP24) montre trois allures classiques (normale, faible effet de bord, fort effet de bord) de courbes R obtenues lors de l'essai de fissuration.

Pour le composite sans fibre, notre référence la courbe se décompose en deux parties :

- une première partie où G_{app} augmente ; c'est l'amorçage de la fissure où une zone de pontage en aval du fond de fissure et une zone de sillage en amont du fond de fissure apparaissent et croissent progressivement.
- Une seconde partie où G_{app} est constant ; c'est la propagation stable de la fissure où les zones de pontage et de sillage ont atteint une longueur critique. G_{app}^s est défini dans ce régime de fissuration.

Pour la fibre HD6, un troisième régime de fissuration suit la propagation stable :

- Une troisième partie où G_{app} augmente exponentiellement ; des effets de bord apparaissent lorsque le fond de fissure arrive près du bord de l'éprouvette.

Pour la fibre HP24, le régime stationnaire de fissuration n'est jamais atteint et la courbe passe directement de l'amorçage de la fissure à l'effet de bord. Dans ce cas, les zones de pontage et de sillage n'ont pas atteint leurs longueurs critiques avant que le fond de fissure soit trop près du bord de l'éprouvette [11]. On ne peut pas définir G_{app}^s et on ne sait pas exactement où se trouve la transition entre le premier et le troisième mode. Ces allures de courbe sont obtenues lorsque le volume élémentaire représentatif du matériau est inférieur ou égale à la zone de fissuration.

Dans la figure 7(d), G_{app}^s de chaque composite est comparé en fonction du facteur de forme des fibres.

- Pour la fibre HP l'amélioration de G_{app}^s débute à $L_f = 12\text{mm}$ et augmente avec la longueur L_f . Pour $L_f = 24\text{mm}$, la valeur atteinte est 550J/m^2 mais l'erreur sur la valeur est importante puisqu'il n'y a pas de régime de propagation stable de la fissure. Néanmoins, ces résultats confirment la traction simple.
- Pour la fibre HD, G_{app}^s diminue très légèrement avec la longueur de fibre L_f . Toutes les longueurs de fibres permettent d'obtenir un niveau supérieur à 450J/m^2 .

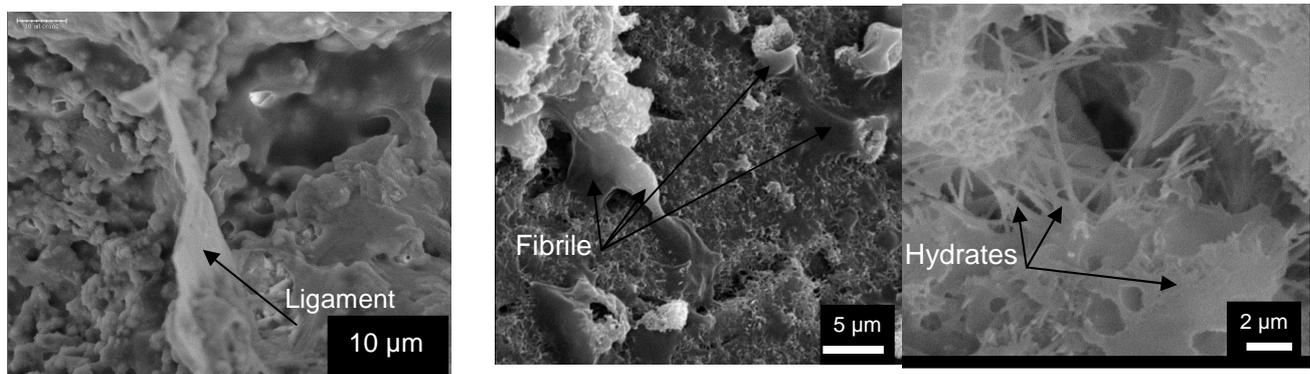


Fig. 8. Microstructure MEB des faciès de rupture sur la zone de sillage

L'énergie nécessaire pour fissurer les composites cimentaires provient de différents mécanismes dissipateurs d'énergie. Ces mécanismes qui permettent d'ouvrir des interfaces dans le matériau peuvent être [10] :

- L'endommagement du matériau dans la zone de sillage : microfissuration, étirement de fibrilles de polymère, rupture au niveau des hydrates (fig. 8).
- La striction d'un ligament de polymère jusqu'à la rupture.
- Le contournement d'un grain
- Le frottement entre grain.
- La décohésion et le frottement d'une fibre lors de son extraction.
- La défibrillation de mèche de fibre.

Afin d'expliquer de manière plus précise l'influence de ces mécanismes sur les résultats de courbe R, la microstructure des faciès de rupture et des matériaux non endommagés devra être étudiée plus finement.

6. Conclusion

La caractérisation mécanique des propriétés avant et pendant la fissuration par l'intermédiaire de deux essais de traction (traction simple et fissuration) a clairement mis en évidence l'effet renfort apporté par les deux types de fibres de verre (HP et HD) à nos composites cimentaires poreux (40%).

L'utilisation de trois longueurs de fibres a permis d'étendre le domaine de l'étude d'un renfort fibreux : les HP formant un réseau discontinu et les HD un réseau continu.

La microstructure du composite est très complexe de par la diversité de la nature de ces composants, la taille des grains (nano au millimètre), la complexité géométrique des différentes phases et la difficulté de les identifier séparément. La combinaison de techniques d'observation MEB et ESEM, tomographie à rayon X et porosimétrie au mercure permet de décrire cette microstructure multi-échelles.

Le caractère endommageable du composite débute à de faibles sollicitations (0.4MPa et 0.02%). Le module apparent est fortement dégradé à de faibles sollicitations en présence et en absence de renforts.

Pour ces composites, l'étude de la fissuration par analyse de courbe R apporte un complément d'information intéressant.

Lorsque le réseau fibreux est discontinu (fibres HP), les résultats obtenus montrent que les propriétés avant fissuration et pendant fissuration sont liés. Les performances augmentent avec la longueur de fibre utilisée.

Lorsque le réseau est continu (fibres HD) la longueur influence très peu le niveau du seuil de fissuration et la contrainte ultime ; la déformation ultime diminue par contre avec la longueur de fibre.

Les composites HP24, HD6 et HD12, présentent des propriétés similaires et nettement supérieures à la référence, en termes de contrainte à la rupture et d'énergie de fissuration pour un taux de renfort massique de 1%. Ces composites montrent par contre des lois de comportement distinctes.

Une caractérisation plus fine de la microstructure de la phase fibreuse à l'intérieur de la zone utile et dans la zone de fissuration est nécessaire. Des indicateurs tels que les tenseurs d'orientation des fibres, la dispersion des fibres, les longueurs de fibres déchaussées, la texture des hydrates et des phases polymères formées permettront de mieux expliquer les évolutions des propriétés mécaniques.

Références

- [1] S. ROLS, Conception d'un composite ciment-fibres de polypropylène ductile et durable, Thèse Génie des matériaux. Lyon : INSA, 1996, 206p.
- [2] R. ROZIERE, S. GRANGER, PH. TURCRY, A. LOUKILI. Influence of paste volume on shrinkage cracking and fracture, Cement and concrete composite, 2007, volume 29, Pages 626-636.
- [3] R. NILICA, H. HARMUTH. Mechanical and fracture mechanical characterization of building materials used for external insulation composite systems. Cement and Concrete Research. 2007 volume 35, pages 1641-1645.
- [4] G.THEVENIN , J. PERA, M. CHABANNET , Solidification/stabilization of lead nitrate, mechanisms involved in function of binder used, Cement and Concrete Research, Volume 29, N°10, 1605-1610 (1999).
- [5] E. MAIRE, P. COLIOMBO, J. ADRIEN, L. BABOUT, L. BIASETTO. Characterization of the morphology of cellular ceramics by 3D image processing of X-ray tomography. Journal of the European Ceramic Society, Volume 27, Issue 4, 2007, Pages 1973-1981.
- [6] H. ELAQRA, N. GODIN, G. PEIX, M. R'Mili, G. Fantozzi, Damage evolution analysis in mortar, during compressive loading using acoustic emission and X-ray tomography: Effects of the sand/cement ratio, cement and concrete research (2007) 37 (5), pp. 703-713.
- [7] P. DUMONT, Etude des phénomènes de redistribution lors de la mise en forme des matériaux multi-constituants. Application à la mise en forme des composites à fibres courtes, Thèse génie des matériaux. Grenoble : INPG, 2003.
- [8] S. LE CORRE, P. DUMONT, L. ORGEAS, D. FAVIER. Rheology of highly concentrated planar fiber suspensions. Journal of Rheology. 2005, volume 49, pages 1029-1058.
- [9] M. SAADAOUI. Etude de la résistance à la propagation de fissure dans les céramiques monolithiques de type alumine et zircone. Thèse Génie des matériaux. Lyon : INSA, 1991, 170p.
- [10] S. MEILLE, M. SAADAOUI, P. REYNAUD, G. FANTOZZI, Mechanism of crack propagation in dry plaster, Journal of the European Ceramic Society, Volume 23, Issue 2, 2003, Pages 3105-3112.
- [11] B. ALLARD. Influence de la microstructure sur le comportement à la rupture et à la résistance au choc thermique des matériaux carbonés. Thèse Génie des matériaux. Lyon : INSA, 1990, 197p.