

Propagation d'une fracture dans un composite à renfort fibreux

On considère le cas d'une fracture se propageant en traction dans un composite renforcé par des fibres. On discutera uniquement ici la situation où la contrainte est appliquée normalement au plan de la fracture et où celle-ci se propage perpendiculairement à la direction des fibres (mode I). Dans le bilan énergétique de la fracture, il faut prendre en compte des contributions multiples provenant de :

- la création de nouvelles surfaces au sein de la matrice et du renfort,
- la déformation élastique de la fibre et de la matrice,
- des processus dissipatifs. Ceux-ci sont liés d'une part aux déformations plastiques de la matrice et de la fibre, d'autre part au frottement qui accompagne le déchaussement des fibres en pointe de fissure.

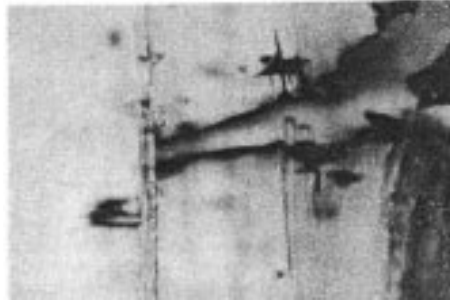


FIG. 1 – Rupture et déchaussement de fibres lors de la propagation d'une fracture dans un composite renforcé par des fibres de verre.

On se propose ici d'évaluer à titre comparatif les énergies mises en jeu lors de la rupture des fibres et du déchaussement et de l'extraction des fibres.

1 Déchaussement du renfort dans un composite à fibres courtes

On considère une matrice renforcée unidirectionnellement par des fibres courtes de longueur identiques et toutes alignées perpendiculairement au plan de la fracture (figure 2). L'ouverture de la fissure induit le déchaussement et l'extraction de fibres de part et d'autre du plan de la fracture. On fait l'hypothèse que la contrainte de cisaillement interfaciale, τ_i , reste constante durant toutes les étapes du déchaussement. Par ailleurs, la longueur des fibres est supposée inférieure à la longueur critique, L_c , définie par :

$$L_c = \frac{\sigma_{fr} a}{2\tau_i} \quad (1)$$

où σ_{fr} et a sont respectivement la contrainte à rupture et le diamètre de la fibre. Dans la mesure où la longueur des fibres est inférieure à L_c , celle-ci ne peuvent se rompre et la propagation de la fracture ne peut mettre en jeu que leur leur déchaussement et leur extraction de la matrice.

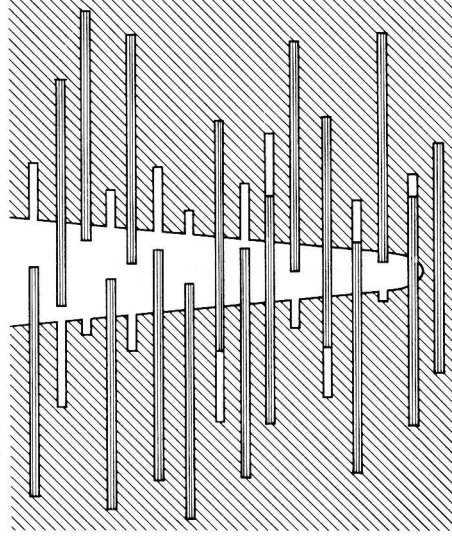


FIG. 2 – Déchaussement et extraction de fibres courtes en point de fissure.

Pour un filament enchâssé d'une longueur l dans la matrice, la force correspondant au cisaillement de l'interface est donnée par $2\pi a l \tau_i$. Cette force correspond à la traction $\pi a^2 \sigma_f$ exercée sur la fibre, ce qui permet d'écrire :

$$\sigma_f = \frac{2l\tau_i}{a} \quad (2)$$

La force d'extraction décroît donc linéairement avec la longueur déchaussée. Le travail lié à l'extraction de la fibre sur la longueur l est :

$$U_d = \int_0^l 2\pi a x \tau_i dx \quad (3)$$

soit

$$U_d = \pi a l^2 \tau_i \quad (4)$$

Soit N le nombre de fibres par unité de surface de la fissure. Le nombre de fibres ayant une longueur d'enchâssement comprise entre l et $l + dl$ sur une des faces de la fissure est $N dl / 2L$ où $2L$ est la longueur de la fibre (on suppose que les fibres sont toutes de même longueur et disposées aléatoirement dans la même direction). Le travail total, U_0^T , effectué par unité de surface de la fracture est obtenu en sommant les contributions individuelles de chacune des fibres :

$$U_0^T / 2 = \int_0^L \frac{N U_e dl}{2L} \quad (5)$$

soit

$$U_0^T = V_f a \tau_i s^2 / 6 \quad (6)$$

avec $V_f = N \pi a^2$ le taux volumique de fibres et $s = a/L$ le rapport d'aspect de la fibre. L'énergie dissipée par le déchaussement des fibres a pour $s = s_c = a/L_c$ une valeur maximale donnée par

$$U_0^{T \max} = V_f a \sigma_{fr}^2 / 24 \tau_i \quad (7)$$

Pour un composite carbone/époxy avec $\tau_i = 6MPa$, $\sigma_{fr} = 2.3GPa$, $a = 8\mu m$ et $V_f = 0.5$ l'énergie à rupture correspondante est de l'ordre de 150 kJ/m^2 .

2 Rupture des fibres dans un composite à fibres longues

On considère ici le mécanisme par lequel une fibre est déformée puis rompt en pointe de fissure (fig.3). Lors de l'ouverture de la fracture, la fibre a également la possibilité de glisser dans la matrice sur une certaine longueur à partir de la surface de la fracture. Lorsque la fibre casse, elle se retracte dans la matrice et l'énergie élastique liée à sa déformation est perdue.

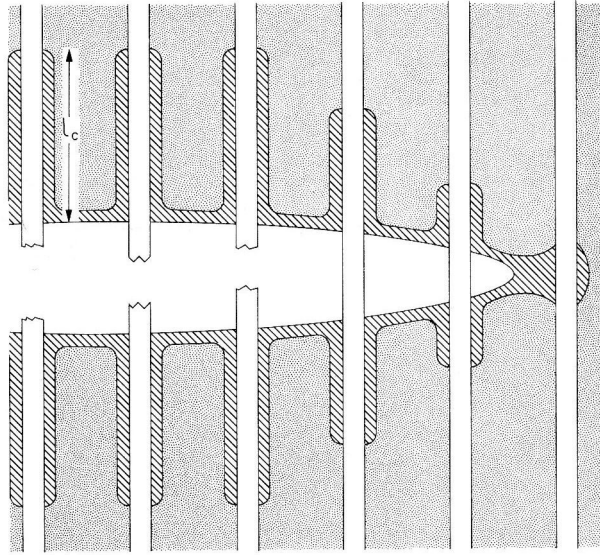


FIG. 3 – *Fracture d'un composite à fibre longues. Les fibres s'allongent et rompent dans le plan de la fracture. Chaque fibre s'allonge et frotte sur une longueur L_c dans la matrice avant de rompre. Les zones hachurées correspondent à la déformation plastique de la matrice.*

L'énergie élastique emmagasinée dans une portion dx de fibre soumise à une contrainte σ_f est donnée par :

$$dU_{el} = \frac{\pi a^2}{2} \sigma_f du \quad (8)$$

Dans la mesure où la fibre a un comportement élastique Hookéen, $du = \sigma_f/E_f dx$ où E_f est le module d'Young de la fibre. En substituant cette expression de du dans l'équation(8), il vient :

$$dU_{el} = \pi a^2 \sigma_f^2 dx / 2E_f \quad (9)$$

Dans ce qui suit, on ne prendra en compte que l'énergie élastique provenant des contraintes locales induites en fond de fissure. En première approximation, on peut considérer que cette énergie élastique est stockée dans la fibre sur une longueur correspondant à la distance de glissement de la fibre dans la matrice. En supposant un frottement à cisaillement constant à l'interface, la fibre aura glissé au moment de sa rupture sur la longueur critique L_c définie précédemment (équation (1)).

D'après l'équation (2), la contrainte appliquée à une distance x du plan de la fracture est donnée par :

$$\sigma_f = \frac{2(L_c - x) \tau_i}{a} \quad (10)$$

L'énergie élastique dU_{el} emmagasinée dans une portion élémentaire de fibre dx est donc

$$dU_{el} = 2\pi (L_c - x)^2 \tau_i^2 dx / E_f \quad (11)$$

Le travail correspondant au frottement de cette même portion de fibre est

$$dU_f = 2\pi a \tau_i u dx \quad (12)$$

où u est le déplacement de la surface de la fibre par rapport à la matrice donné par

$$u = \int_x^{L_c} \epsilon_f dx \quad (13)$$

A $x = L_c$, la déformation de la fibre et le glissement provoqué par le champ de contrainte en pointe de fissure sont supposés nuls. La déformation ϵ_f se déduit de l'équation (10). En substituant ϵ_f dans (13) et en intégrant, on obtient alors le déplacement u de la fibre dans la matrice :

$$u = \frac{\tau_i (L_c - x)^2}{a E_f} \quad (14)$$

La substitution de cette expression dans l'équation (12) montre que $dU_f = dU_{el}$. L'énergie totale mise en jeu dans la facture et le frottement de la fibre est ainsi

$$U_f + U_{el} = \frac{2}{E_f} \int_{L_c}^0 2\pi (L_c - x)^2 \tau_i^2 dx \quad (15)$$

L'énergie de rupture par unité de surface U_1^T est égale à $2N(U_f + U_{el})$, où N est le nombre de fibres par unité de surface. En intégrant l'équation (15) et en remplaçant V_f par $N\pi a^2$ et l_c par $\sigma_{fr}a/2\tau_i$, il vient

$$U_1^T = \frac{V_f a \sigma_{fr}^3}{6E_f \tau_i} \quad (16)$$

En reprenant le composite carbone/époxy cité en exemple dans la première partie, on obtient une énergie à rupture U_1^T de l'ordre de $3.6 kJ.m^{-2}$, soit beaucoup moins que l'énergie associée aux processus de déchaussement et d'extraction des fibres. Ce calcul montre donc que les mécanismes de décohésion et de frottement à l'interface peuvent contribuer de façon extrêmement importante à l'énergie de rupture.

On voit ainsi que l'optimisation des propriétés mécaniques d'une interface doit se faire en prenant en compte deux exigences contradictoires :

- les propriétés élastiques (module) du composite qui requièrent une bonne adhérence fibre/matrice afin de maximiser l'efficacité du transfert de charge,
- l'aptitude du composite à dissiper de l'énergie lors de la propagation d'une fracture qui repose en grande partie sur l'aptitude de l'interface à la décohésion.

References

M.R. Piggott, '*Load bearing fibre composites*', Pergamon, 1980