

RESUME : Cette fiche décrit les processus de rupture en traction longitudinale et transverse de matériaux composites unidirectionnels. Dans le cas de la rupture longitudinale, deux cas de figures sont considérés selon que la déformation à rupture de la fibre est inférieure (composites à matrice organique) ou supérieure (composites à matrice céramique) à celle de la matrice. La rupture des fibres et de la matrice est supposée se produire pour une valeur fixe de la déformation, alors que dans la réalité la déformation à rupture des constituants est une propriété distribuée. Les aspects statistiques de la rupture ne sont donc pas pris en compte.

Connaissances requises : [propriétés élastiques des composites](#), ordre de grandeurs des [caractéristiques à rupture des fibres et des matrices](#)

SOMMAIRE

1. [Rupture en traction longitudinale](#)
 - 1.1 $\epsilon_{rf} < \epsilon_{rm}$
 - 1.2 $\epsilon_{rf} > \epsilon_{rm}$
2. [Rupture transverse](#)
3. [Bibliographie](#)

1. Rupture en traction longitudinale

Dans le cas d'un composite unidirectionnel soumis à une traction longitudinale, l'amorçage de la rupture se produit soit par rupture des fibres lorsque la déformation à rupture des fibres est plus faible que celle de la matrice ($\epsilon_{rf} < \epsilon_{rm}$), soit par rupture de la matrice dans le cas contraire.

Cas 1 : $\epsilon_{rf} < \epsilon_{rm}$

Un premier scénario consiste à considérer que la rupture des fibres entraîne instantanément celle du composite. Si l'on admet l'égalité des déformations dans la fibre et la matrice, la contrainte appliquée au moment de la rupture du composite est donnée par:

$$\sigma_r = v_f \sigma_{rf} + (1 - v_f) \sigma^*$$

où σ^* est la valeur de la contrainte dans la matrice au moment de la rupture. L'équation ci-dessus considère également que la matrice a un comportement élastique dans la plage de déformation $0 - \epsilon_r$.

$$\sigma_{rf} = E_f \epsilon_r = E_f \epsilon_{rf} \quad \text{et} \quad \sigma^* = E_m \epsilon_r$$

ce qui donne:

$$\sigma_r = \left[v_f E_f + (1 - v_f) E_m \right] \frac{\sigma_{rf}}{E_f} \quad (1)$$

Il n'y a renforcement par les fibres que si la résistance à rupture du composite est supérieure à celle de la matrice non renforcée soit:

$$\sigma_r > \sigma_{rm}$$

ce qui n'est vérifié qu'au-delà d'une certaine fraction volumique critique de fibres V_{fcrit} donnée par :

$$V_{fcrit} = \frac{E_f \sigma_{rm} - E_m \sigma_{rf}}{(E_f - E_m) \sigma_{rf}}$$

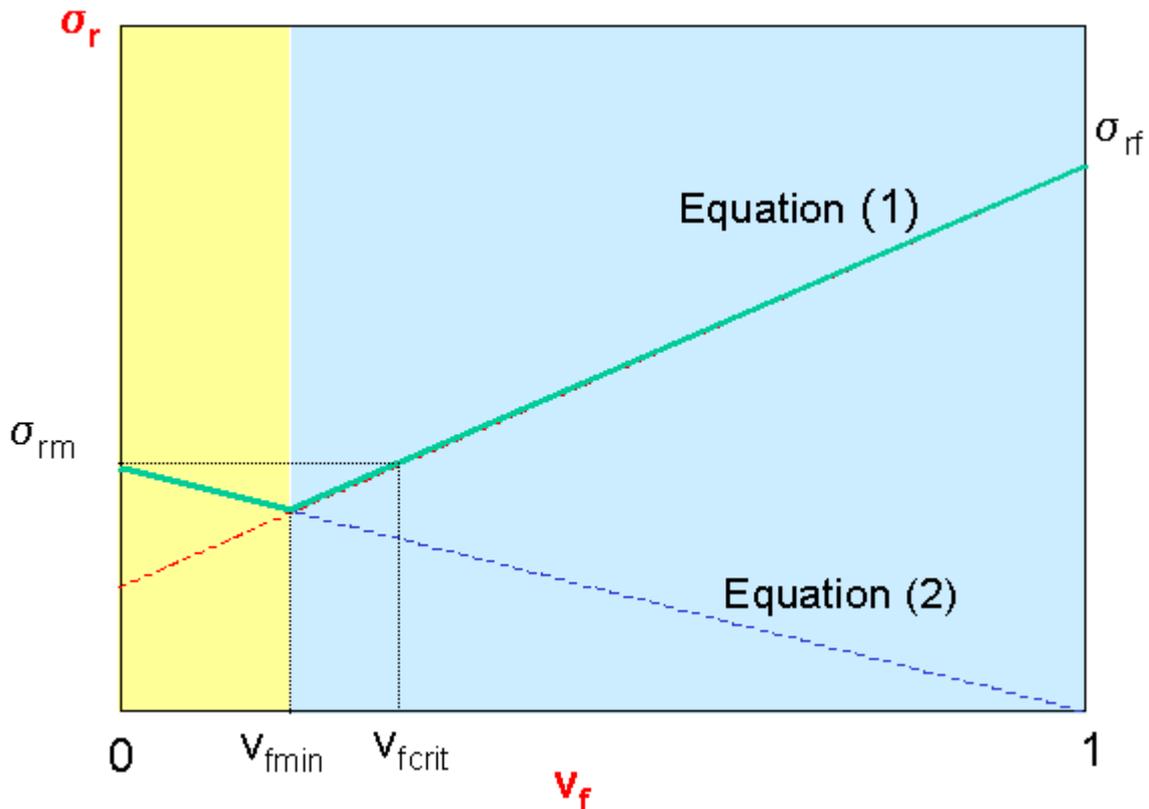
On peut également imaginer une situation dans laquelle, les fibres ayant rompu, la matrice peut encore supporter la contrainte appliquée. La rupture du composite n'intervient donc que lorsque la contrainte supportée par la matrice atteint sa valeur à rupture σ_{rm} , soit:

$$\sigma_r = V_m \sigma_{rm} = \sigma_{rm} (1 - V_f) \quad (2)$$

la contrainte à rupture minimale intervient donc pour la fraction de fibres V_{fmin} définie par l'intersection des droites définies par les équations (1) et (2), soit :

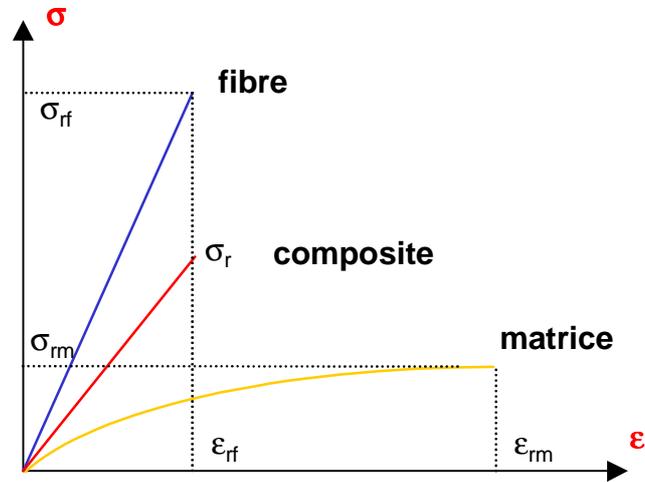
$$V_{fmin} = \frac{E_f \sigma_{rm} - E_m \sigma_{rf}}{E_f \sigma_{rf} - E_m \sigma_{rf} + E_f \sigma_{rm}}$$

si $V_f < V_{fmin}$ la rupture des fibres intervient avant celle de la matrice et la contrainte à rupture est donc définie par l'équation (2). Dans le cas contraire, la rupture des fibres entraîne automatiquement celle de la matrice et σ_r est donnée par l'équation (1).

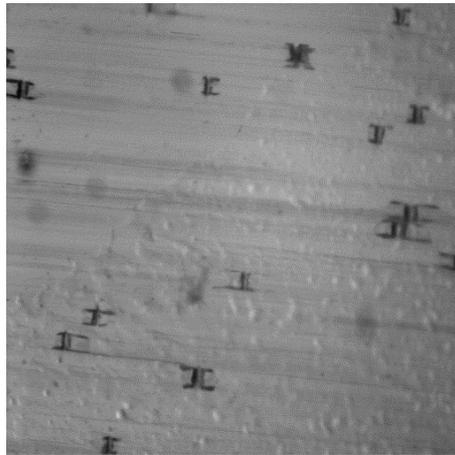


Contrainte à rupture en traction d'un unidirectionnel en fonction du taux volumique de fibres
($\epsilon_{rf} < \epsilon_{rm}$)

Dans la pratique, les ordres de grandeurs de $V_{f_{crit}}$ sont très faibles (pour un UD renforcé par des fibres de carbone $V_{f_{crit}} \approx 2\%$) et la rupture longitudinale de l'unidirectionnel est donc pilotée par celle des fibres. Comme illustré sur le schéma ci-dessous, la déformation à rupture du composite est égale à celle des fibres:



Courbe contrainte/déformation d'un composite soumis à une traction longitudinale ($\epsilon_{rf} < \epsilon_{rm}$)



Ruptures de fibres de verre dans un composite à matrice polyépoxyde en traction longitudinale (diamètre des fibres $20\mu\text{m}$)

Cas 2 : $\epsilon_{rf} > \epsilon_{rm}$

Cette situation correspond aux composites à matrice céramique pour lesquels la rupture fragile de la matrice intervient souvent avant celle des fibres. On observe généralement des fissures matricielles se propageant dans une direction perpendiculaire à celle des fibres.

Si l'on considère que la rupture de la matrice entraîne celle des fibres, la contrainte à rupture du composite est donnée par :

$$\sigma_r = \sigma_f^* v_f + \sigma_{rm} (1 - v_f)$$

où σ_f^* est la contrainte supportée par la fibre au moment de la rupture de la matrice. Par ailleurs, la loi de Hooke permet d'écrire:

$$\sigma_{rm} = E_m \varepsilon_{rm}$$

$$\sigma_f^* = E_f \varepsilon_{rm}$$

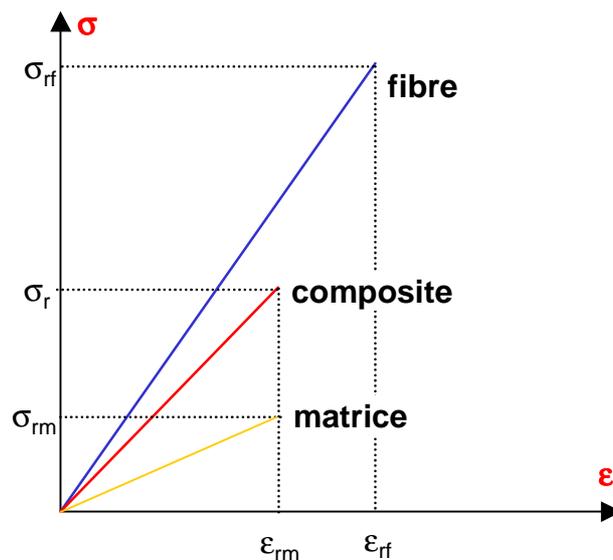
La rupture de la matrice entraînant celle du composite; $\varepsilon_r = \varepsilon_{rm}$, ce qui permet de déterminer σ_f^* :

$$\sigma_f^* = \frac{E_f}{E_m} \sigma_{rm}$$

La contrainte à rupture du composite est alors donnée par:

$$\sigma_r = \left[E_f v_f + E_m (1 - v_f) \right] \frac{\sigma_{rm}}{E_m} \quad (3)$$

Le comportement à rupture du composite est alors piloté par la fissuration de la matrice fragile (figure ci-dessous). Dans la mesure où celle-ci se manifeste à des valeurs de déformation très faibles, ce comportement n'est pas optimal.



Courbe contrainte/déformation d'un composite à matrice céramique soumis à une traction longitudinale (ε_{rf} ε_{rm})

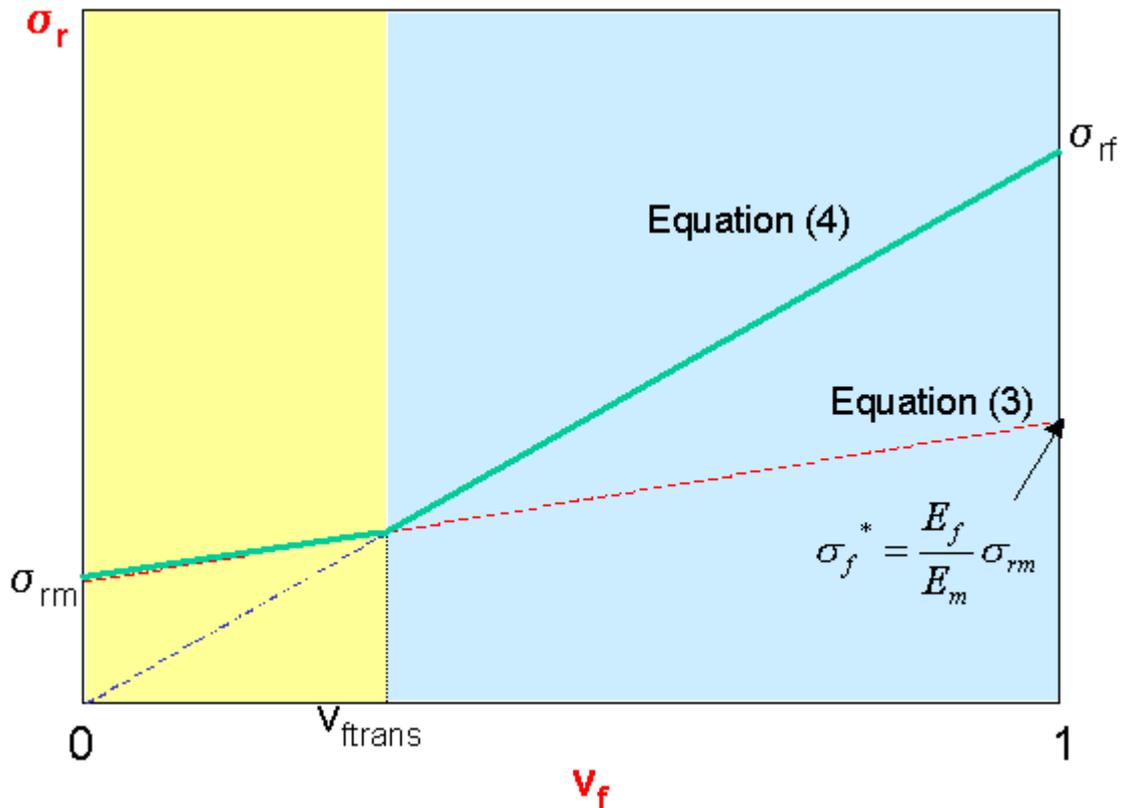
Une fois la matrice rompue, on peut cependant considérer la situation dans laquelle les fibres peuvent supporter sans se rompre la contrainte appliquée. Dans ce cas:

$$\sigma_r = v_f \sigma_{rf} \quad (4)$$

L'intersection des droites correspondant aux équations (3) et (4) correspond alors à la fraction de renfort v_{ftrans} donnée par:

$$v_{ftrans} = \frac{\sigma_{rm}}{\sigma_{rm} + \sigma_{rf} - \sigma_{rm} \frac{E_f}{E_m}}$$

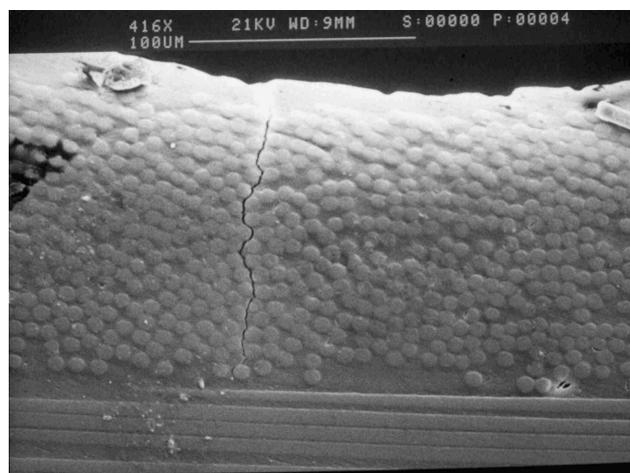
Si $V_f < V_{ftrans}$, la rupture de la matrice entraîne immédiatement celle des fibres. Dans le cas contraire, la rupture de la matrice intervient avant celle des fibres, qui conditionne la rupture ultime du composite. Dans la pratique V_{ftrans} est très faible et la rupture des fibres est donc différée par rapport à la fissuration de la matrice.



Contrainte à rupture en traction d'un unidirectionnel en fonction du taux volumique de fibres (E_f , E_m)

2. Rupture en traction transversale

Sous chargement transverse, la rupture d'un pli unidirectionnel met en jeu des fissurations matricielles et des décohésions à l'interface fibre/matrice. Ce mode de rupture correspond généralement au premier endommagement observé dans les stratifiés croisés soumis à des efforts de traction. On observe alors des fissures transverses dites intra-laminaires dans les plis désorientés par rapport à l'axe de chargement. Ces ruptures interviennent bien avant la rupture des plis orientés à 0° par rapport à l'axe de sollicitation.



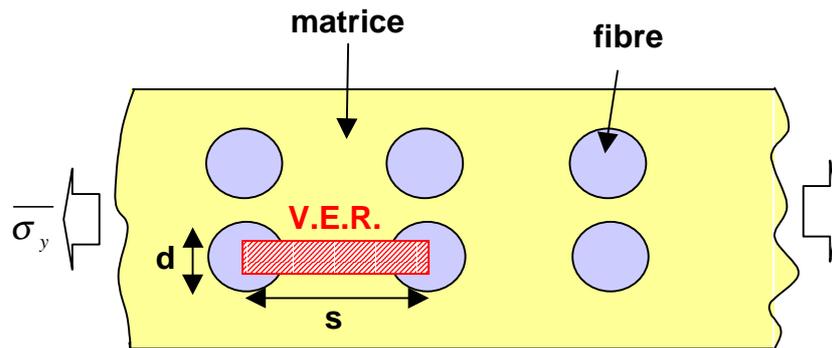
Fissuration transverse dans un stratifié fibres de carbone /matrice époxyde

En raison notamment de la méconnaissance des propriétés à rupture de l'interface et des champs de contrainte complexes générés dans la matrice, ces ruptures sont très difficiles à prévoir.

Une approche simplifiée consiste à considérer que la rupture résulte de concentrations de contraintes autour des fibres. La déformation à rupture transverse ε_{ry} est alors reliée à la déformation à rupture ε_{rm} de la matrice par un facteur de 'concentration de contraintes' F défini comme suit:

$$\varepsilon_{ry} = \varepsilon_{rm} / F$$

F peut être déterminé pour certaines configurations simplifiées telle celle décrite dans la figure ci-dessous:



Sous l'action d'une traction transverse $\overline{\sigma}_y$, l'élongation moyenne $\overline{\delta}_y$ du VER peut s'écrire:

$$\overline{\delta}_y = \overline{\delta}_{fy} + \overline{\delta}_{my} = s\overline{\varepsilon}_y = d\overline{\varepsilon}_{fy} + (s - d)\overline{\varepsilon}_{my}$$

Pour des raisons d'équilibre $\overline{\sigma}_{my} = \overline{\sigma}_{fy}$

Ce qui donne:

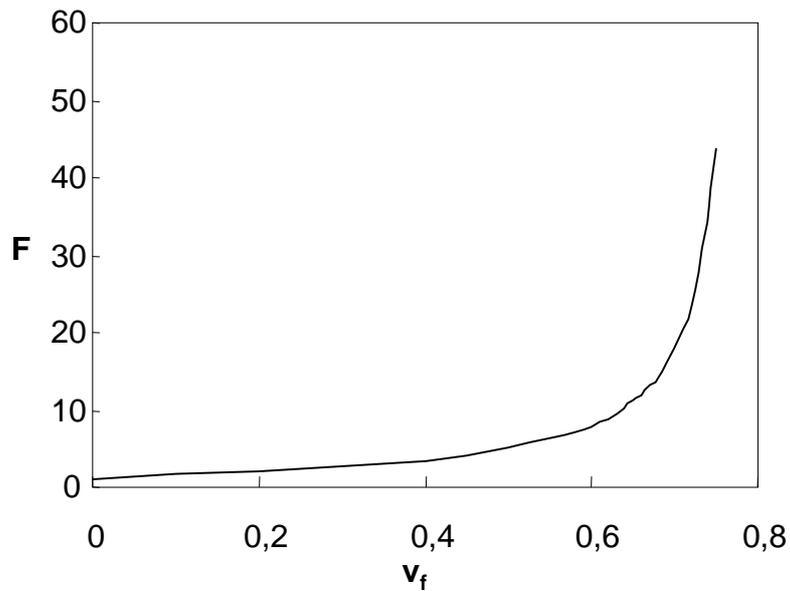
$$s\overline{\varepsilon}_y = \left(d \frac{E_m}{E_f} + s - d\right) \overline{\varepsilon}_{my}$$

Ce qui permet d'estimer le facteur de concentration de contraintes F:

$$F = \frac{\overline{\varepsilon}_m}{\overline{\varepsilon}_y} = \frac{1}{\frac{d}{s} \left[\frac{E_m}{E_f} - 1 \right] + 1}$$

En faisant l'hypothèse d'un arrangement triangulaire avec $\nu_f = 0,45$, on trouve ainsi $F=3$, c'est à dire que la contrainte à rupture transverse est environ trois fois plus faible que la rupture en traction de la matrice non renforcée (de l'ordre de 80 à 100 MPa pour une résine polyépoxyde).

On peut également noter que F augmente de façon fortement non linéaire avec ν_f (cf figure ci-dessous).



Evolution du facteur de concentration de contrainte avec le taux de fibres

Pour en savoir plus

[Bibliographie](#)

- Berthelot, J.M., 'Matériaux Composites - Comportement Mécanique et Analyse des Structures', Tech&Doc, 1999
- Piggott, M., Load Bearing Fibre Composites, Pergamon Press,

[Antoine Chateuminois](#) - Mai 2000

Merci de me faire part de vos commentaires éventuels à l'adresse suivante :
antoine.chateuminois@espci.fr