

V. 1. INTRODUCTION

L'endommagement dans un matériau composite est défini comme un ensemble des changements microstructuraux qui provoque sa détérioration irréversible sous l'effet du chargement. Lorsqu'une structure composite est sollicitée, la dégradation de ses propriétés mécaniques a lieu bien avant sa rupture finale : l'endommagement provoque un adoucissement des matériaux et un changement des caractéristiques élastique.

Par mécanisme de rupture, il faut comprendre tout processus mécanique produisant au sein d'un matériau une "discontinuité" locale de matière appelée fissure. Il est usuel de parler d'initiation de la rupture et de propagation de la rupture. L'initiation de la rupture peut être considérée comme la création de microfissures à l'échelle microscopique (celle des constituants) à partir d'un défaut. On parlera de microfissuration. La propagation de la rupture est le résultat de la création de nouvelles surfaces de rupture à l'échelle macroscopique (plusieurs fois celle des constituants), à partir des microfissures existantes. On parlera également de macrofissuration. Dans le cas des matériaux composites, l'initiation de la rupture se produit généralement bien avant l'observation d'un changement du comportement macroscopique.

V. 2. RUPTURE DES COMPOSITES

La famille des composites comprend une grande variété de matériaux ayant des structures différentes. Il n'y a donc pas une cinétique unique de rupture mais il existe au moins deux approches analytiques qui tentent de décrire la défaillance des composites.

1^{ère} approche

La défaillance d'un matériau composite est considérée d'une façon analogue à celle des milieux continus, qui se rompent pour une contrainte appliquée, par propagation d'une fissure amorcée à cause d'une irrégularité dans la structure.

Avec cette approche, les équations définies auparavant sont souvent appliquées aux matériaux composites, mais avec moins de confiance que dans le cas des matériaux homogènes, car la structure hétérogène de ces composites mène souvent à une défaillance plus complexe qu'une simple fissuration.

L'énergie de rupture peut être dissipée dans un composite par divers mécanismes, à savoir :

- La rupture de la matrice ;
- La rupture des fibres ;
- La rupture de l'interface fibre - matrice ;
- L'énergie élastique relâchée après la rupture de l'interface fibre-matrice ;
- L'extraction des fibres de la matrice ;
- Le cisaillement des fibres non alignées normalement à la fissure.

Ces mécanismes rendent difficile une description de la défaillance générale, d'autant plus qu'ils jouent des rôles plus au moins important dans les différents composites.

De plus, l'analyse fondée sur la mécanique linéaire de la rupture, est inutilisable si les fissures peuvent être bloquées par des fibres, ce qui est souvent le cas quand la fissure est normale aux fibres. Ce phénomène explique pourquoi les matériaux composites à fibres possèdent de si bonnes propriétés en sollicitation cyclique, $c - \dot{\epsilon} - d$ en fatigue.

Il est évident qu'une faible interface fibre-matrice produirait un matériau ayant une bonne résistance à la fissuration et une haute ténacité à la rupture.

2^{ème} approche

Elle tient compte des rôles des constituants du composite et de leurs propriétés individuelles. Cette approche est surtout applicable aux matériaux pour lesquels il faut faire rompre les fibres pour casser le composite, ce qui est le cas d'un composite unidirectionnel.

V. 3. MECANISME DE RUPTURE D'UN MATERIAU COMPOSITE UNIDIRECTIONNEL

La rupture finale du composite unidirectionnel 1D est le résultat d'accumulation de plusieurs mécanismes élémentaires (Fig. V. 1).

- Rupture des fibres ;
- Rupture transversale de la matrice ;
- Rupture longitudinale de la matrice ;
- Rupture de l'adhésion fibre-matrice.

En général, chaque mécanisme n'est pas isolé, mais plusieurs mécanismes se produisent simultanément. Ces mécanismes se développent selon la nature du matériau et les conditions de chargement mécanique imposées.

L'initiation et aussi la propagation de la rupture dépendent des propriétés des fibres et de la matrice, de l'interface fibre-matrice, de la fraction volumique des fibres et les conditions du chargement mécanique imposées.

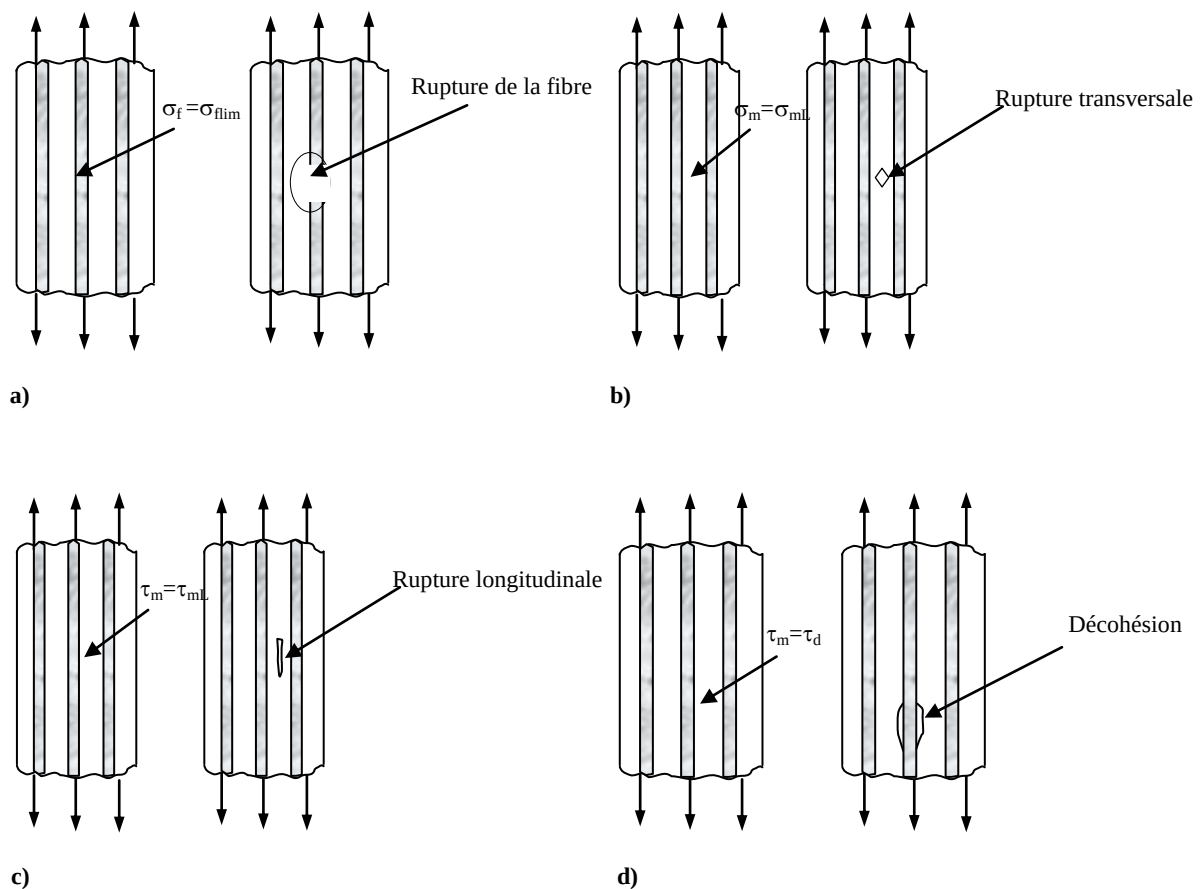


Fig. V. 1 : Mécanismes de rupture d'un matériau composite unidirectionnel UD

- a) Rupture de fibres
- b) Rupture transversale de la matrice
- c) Rupture longitudinale de la matrice
- d) Rupture de l'adhésion fibre-matrice (décohésion fibre – matrice)

Dans un matériau composite unidirectionnel soumis à des sollicitations mécaniques, la rupture des fibres intervient lorsque la contrainte de traction σ_f dans une fibre atteint la contrainte à la rupture σ_{fu} de la fibre. La rupture de la fibre produit une concentration de contraintes au voisinage de la rupture. La redistribution de ces contraintes, et par conséquent le processus de rupture résultant, dépend principalement : de la contrainte à la rupture des fibres, de la capacité de la matrice à absorber l'énergie libérée, des propriétés de l'interface fibre-matrice, etc.

La fissuration de la matrice peut se produire, soit par fissuration transverse lorsque la contrainte en traction σ_m dans la matrice atteint la contrainte à la rupture σ_{mu} de la matrice, soit par fissuration longitudinale lorsque la contrainte de cisaillement τ_m dans la matrice atteint la contrainte en cisaillement à la rupture τ_{mu} , généralement au voisinage d'une fibre. Ce dernier mode de rupture, appelé "splitting" par les anglo-saxons, se produit lorsque la contrainte de décohésion est supérieure à la contrainte en cisaillement à la rupture de la matrice : $\tau_d > \tau_{mu}$. Dans le cas contraire où $\tau_d < \tau_{mu}$, il se produit une rupture par décohésion de l'interface fibre-matrice (2.5).

La rupture finale d'un matériau composite unidirectionnel est le résultat de l'accumulation de ces divers mécanismes élémentaires. L'initiation, puis la propagation de la rupture dépendent des propriétés des fibres et de la matrice, de

V. 3. 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 ($\varepsilon_f^R < \varepsilon_m^R$), soit par rupture de la matrice dans le cas contraire.

Cas 1 : $\varepsilon_f^R < \varepsilon_m^R$

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 :

$$\sigma_f = V_f \sigma_f^R + (1 - V_f) \sigma^*$$

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 $0 - \varepsilon_f^R$.

$$\sigma_f^R = E_f \varepsilon_f = E_f \varepsilon_f^R \quad \text{et} \quad \sigma^* = E_m \varepsilon_m^R$$

Ce qui donne :

$$\sigma_r = [V_f E_f + (1 - V_f) E_m] \frac{\sigma_{rf}}{E_f} \quad (V. 1)$$

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

$$\sigma^R > \sigma_m^R$$

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

$$V_{fcrit} = \frac{E_f \sigma_m^R - E_m \sigma_f^R}{(E_f - E_m) \sigma_m^R}$$

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_m^R , soit :

$$\sigma_f = V_m \sigma_m^R = \sigma_m^R (1 - V_f) \quad (V. 2)$$

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

$$V_{fmin} = \frac{E_f \sigma_m^R - E_m \sigma_f^R}{E_f \sigma_f^R - E_m \sigma_f^R + E_f \sigma_m^R}$$

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 (V. 2). Dans le cas contraire, la rupture des fibres entraîne automatiquement celle de la matrice et σ_r est donnée par l'équation (V. 1).

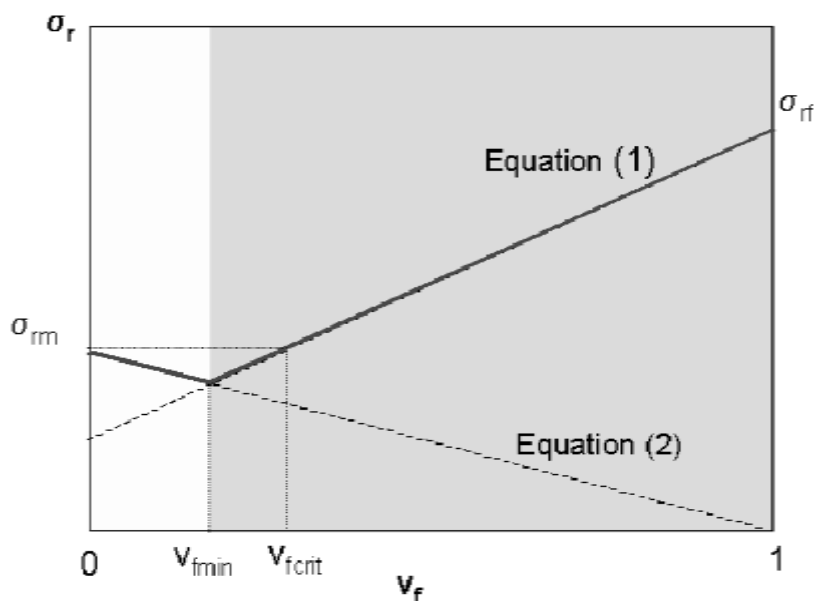


Fig. V. 2 : Contrainte à la rupture en traction d'un unidirectionnel

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

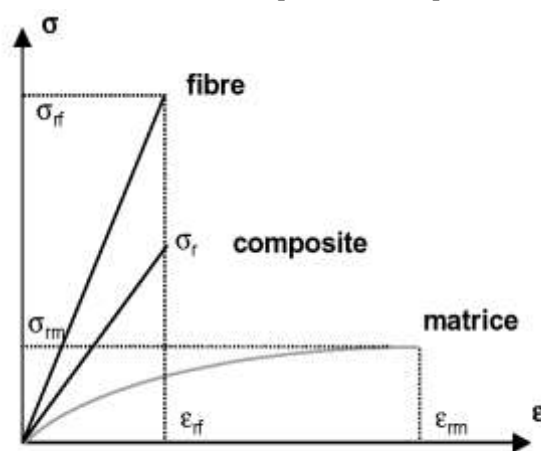


Fig. V. 3 : Courbe contrainte - déformation d'un composite soumis à une traction longitudinale $\epsilon_{rf} < \epsilon_{rm}$



Fig. V. 4 : Rupture de fibres de verre dans un composite à matrice poly-époxyde en traction longitudinale (Diamètre des fibres 20µm)

Cas 2 : $\varepsilon_f^R > \varepsilon_m^R$

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 :

$$\sigma_f = \sigma_f^* V_f + \sigma_m^R (1 - V_f)$$

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

$$\sigma_m^R = E_m \varepsilon_m^R$$

$$\sigma_f^* = E_f \varepsilon_m^R$$

La rupture de la matrice entraînant celle du composite : $\varepsilon^R = \varepsilon_m^R$, ce qui permet de déterminer σ_f^*

$$\sigma_f^* = \frac{E_f}{E_m} \sigma_m^R$$

La contrainte à rupture du composite est alors donnée par :

$$\sigma_f = \left[E_f V_f + E_m (1 - V_f) \right] \frac{\sigma_m^R}{E_m} \quad (V. 3)$$

La contrainte à rupture du composite est alors pilotée par la fissuration de la matrice fragile (Fig. V. 5). Dans la mesure où celle-ci se manifeste à des valeurs de déformation très faibles, ce comportement n'est pas optimal.

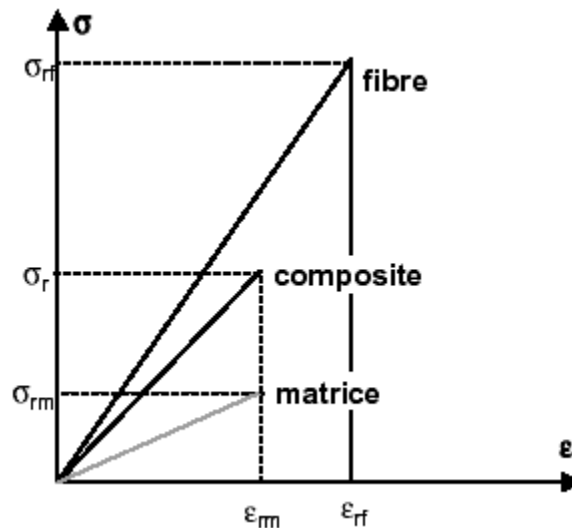


Fig. V. 5 : Courbe contrainte - déformation d'un composite à matrice céramique soumis à une traction longitudinale ($\varepsilon_{ff} > \varepsilon_{rm}$)

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 :

$$\sigma_f = V_f \sigma_f^R \quad (V. 4)$$

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

$$V_{ftrans} = \frac{\sigma_m^R}{\sigma_m^R + \sigma_f^R - \sigma_m^R \frac{E_f}{E_m}}$$

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 conditionnent 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.

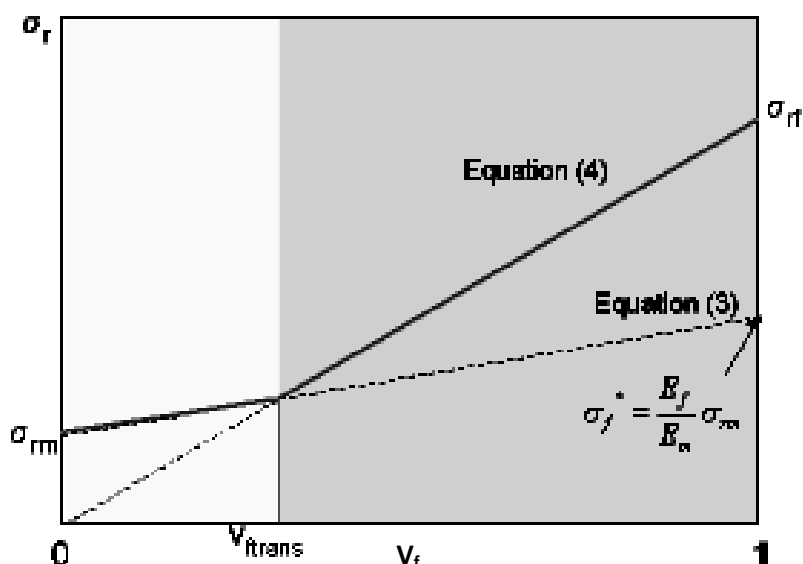


Fig. V. 6 : Contrainte à la rupture en traction d'un unidirectionnel en fonction du taux volumique des fibres ($\varepsilon_f^R > \varepsilon_m^R$)

V. 3. 2 Rupture en traction transversale

Sous chargement transverse, la rupture d'un pli unidirectionnel met en jeu des fissurations matricielles et des dé-cohésions 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.

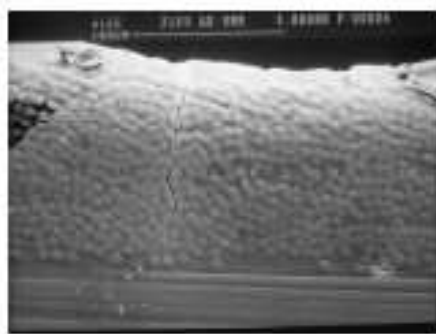


Fig. V. 7 : Fissuration transverse dans un stratifié fibres de carbone / matrice époxyde

V. 4. MODE DE RUPTURE D'UN STRATIFIÉ

Un stratifié résulte de la superposition de plusieurs plis unidirectionnels avec une orientation propre à chaque pli. Dans le cas plus général, un stratifié résulte de la superposition de tissus ou de mats.

Lorsqu'un stratifié est soumis à des sollicitations de traction monotone ou cyclique, différents types d'endommagements apparaissent et se développent. Expérimentalement, il a été observé que le premier mode d'endommagement est la fissuration transverse. Ensuite et pendant la propagation de l'endommagement transverse, il a été observé l'amorçage d'endommagements plus graves tels que la fissuration longitudinale ou/et le délaminage. Quant à la rupture finale du composite stratifié, elle résulte de la propagation et l'accumulation de la propagation de ces trois dommages auxquels s'ajoutent des ruptures de fibres.

Il a été observé que l'ordre d'apparition de ces endommagements est conditionnés par les principaux paramètres suivants : l'architecture de stratifié, la nature des constituants fibre/matrice ainsi que le type de sollicitation.

La fissuration transverse apparaît dans les plis désorientés par rapport à l'axe de chargement prédominant. La nature du second type d'endommagement dépend de plusieurs paramètres précités. Expérimentalement, on a observé des délaminages de bord après la fissuration transverse dans des stratifiés épais. Alors que dans les stratifiés minces, des fissures longitudinales après les fissures transverses ont été observé.

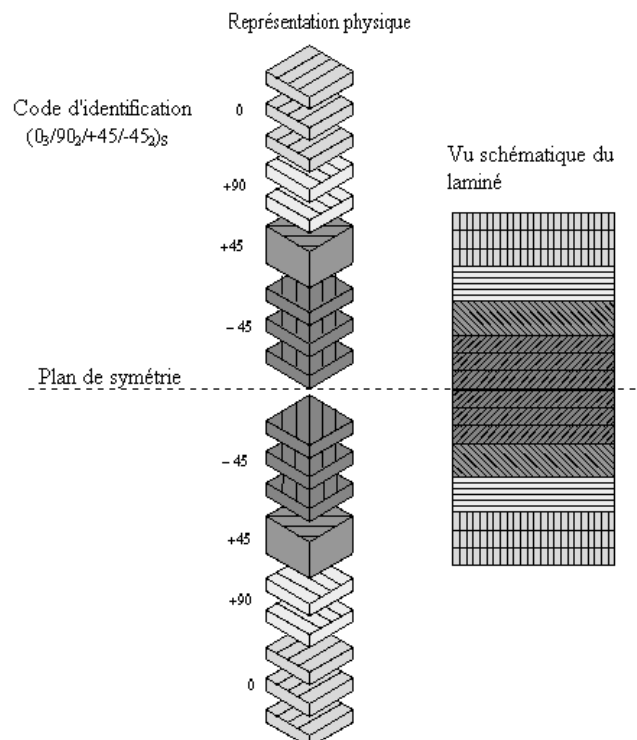


Fig. V. 10 : Représentation d'un stratifié

V. 5. MECANISME DE PONTAGE DES FISSURES

Du fait de la façon dont une fissure interagit avec les renforts, les principaux mécanismes de renforcement des composites à matrice fragile sont :

- (i) mécanismes de renforcement par courbure et par déviation du front de fissure,
- (ii) mécanismes de renforcement par microfissuration et par transformation de phase induites sous contrainte,
- (iii) mécanismes de renforcement par pontage de fissures.

Le mécanisme de pontage entre les lèvres des fissures absorbe considérablement l'énergie disponible pendant la progression de la fissure. Selon la nature de l'entité qui assure le pontage, on peut assister à différents niveaux de tolérance à l'endommagement. Ce mécanisme est lié à la propagation d'une fissure qui épargne les renforts et qui est déviée à leurs frontières. Le pontage sera d'autant plus efficace que les renforts résistent à l'ouverture de cette fissure.

Le mécanisme de pontage des fissures par des fibres courtes représente une image réduite de celui observé dans le cas des fibres continues. La Figure (V. 11) est une illustration des différents mécanismes mis en oeuvre pendant l'interaction d'une fissure matricielle avec des renforts en fibres longues.

L'endommagement des composites renforcés par des fibres continues est caractérisé par la multifissuration de la matrice. Les fissures se propagent dans le matériau en contournant les renforts et en étant déviées aux interfaces renfort/matrice.

L'ouverture d'une fissure (Fig. V. 11), suite à l'accroissement de la sollicitation extérieure (parallèle à l'axe des fibres), est contrôlée par une fraction de fibre qui assure le transfert de charge. Ces fibres sont d'autant plus chargées que les lèvres de la fissure s'écartent et sont finalement rompues. La fraction de fibre qui assure le pontage diminue donc progressivement (car la résistance des fibres est distribuée) ce qui permet à la fissure de

progresser. Le pontage réduit très fortement le facteur d'intensité de contrainte en fond de fissure matricielle, d'où le renforcement.

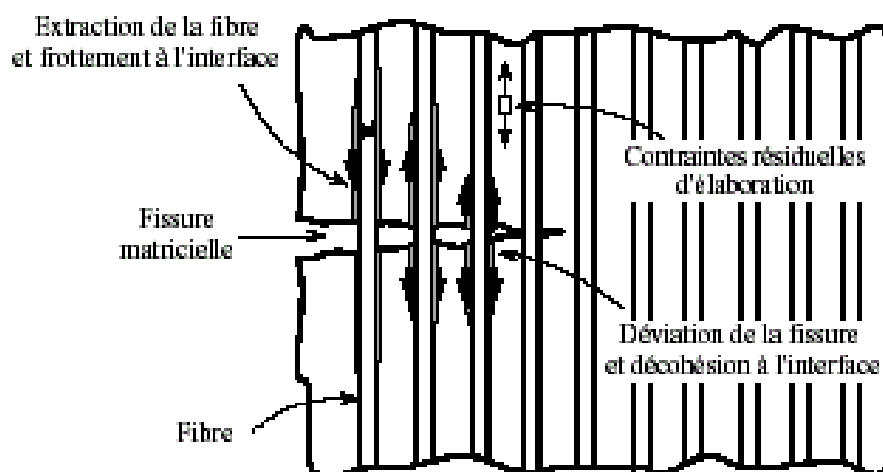


Fig. V. 11 : Mécanismes d'absorption de l'énergie de fissuration dans les composites avec renforcement en fibres continues.

La fissure matricielle est située dans le plan perpendiculaire à la direction de la sollicitation extérieure sur le composite.

La rupture des fibres s'effectue, pour la majorité, à l'intérieur de leur logement dans la matrice, loin du plan principal de la fissuration matricielle. A ce stade de la propagation de la fissure, une grande partie de l'énergie disponible pour propager la fissure est dissipée sous forme de création de nouvelles surfaces (décohésion aux interfaces fibres/matrice). Le reste de l'énergie disponible se dissipe :

- (i) sous forme d'ondes acoustiques suite à la rupture de la plupart des fibres assurant le pontage de la fissure,
- (ii) sous forme de frottement aux interfaces pendant l'allongement des fibres intactes et pendant l'extraction des fibres rompues jusqu'à la rupture totale du matériau.

Les mécanismes, mis en œuvre pendant l'endommagement d'un composite unidirectionnel, sont intimement liés à la présence d'une liaison "contrôlée" entre le renfort et la matrice. L'effet du renfort peut être altéré si la liaison à l'interface est trop forte, de telle sorte que la fissure se propage dans le matériau en ignorant le renfort. Toutefois, il peut être fortement exploité si les portions décollées des fibres rencontrent une résistance au frottement à l'interface élevée. Cela conduit à des faibles longueurs de fibres qui seront extraites de la matrice. Ces situations ont été observées expérimentalement.

V. 6. ROLE DE L'INTERFACE FIBRE/MATRICE

L'idée de laisser propager les fissures au lieu de les éviter, pour augmenter la tolérance à l'endommagement dans les composite, a permis de mettre en œuvre des matériaux dont le comportement jusqu'à la rupture n'est plus du type fragile. Cela est d'autant plus marqué que le renfort en fibres continues possède des architectures complexes (fibres enchevêtrées dans plusieurs directions).

Le principal objectif, recherché à travers l'utilisation de fibres continues, est de prévoir à l'avance un grand nombre de surfaces pouvant être créées (pour minimiser l'énergie disponible) pendant la propagation de la fissure matricielle. Ces surfaces traduisent l'ensemble des aires occupées par les interfaces fibres/matrice. Elles dépendent, donc, de la fraction volumique de fibres et de l'inverse de leur diamètre (c'est-à-dire, plus le diamètre de la fibre est faible plus grande sera la surface des interfaces par unité de volume de la matrice).

Cette technique de renforcement suppose que la fissure matricielle doit pouvoir être déviée aux interfaces fibres/matrice. Dans cette optique, les expériences ont mis en évidence l'efficacité du revêtement des fibres dans la production des composites avec une grande tolérance à l'endommagement.

La maîtrise de l'épaisseur et de la structure des matériaux de revêtement, aux interfaces des renforts, est indispensable pour remplir efficacement l'effet du renforcement.

La technique du revêtement des fibres représente le moyen le plus efficace pour contrôler les caractéristiques des éléments déposés (microstructure, uniformité, morphologie des surfaces) avant l'élaboration du composite. Cette technique permet notamment de prévoir des revêtements complexes, comme la mise au point de microstructures à gradient de fonction comprenant plusieurs couches, qui assurent : (i) la protection de la fibre pendant l'élaboration du composite, (ii) la protection de l'interface fibre/matrice d'un environnement dégradant (oxydant) et (V) une résistance au cisaillement appropriée pour la déviation de la fissure matricielle à l'interface.

Pour que les propriétés du composite soient meilleures, il est nécessaire que la fibre glisse après la décohésion à l'interface. En effet, les revêtements sont assez souples dans la direction radiale à la fibre, et peuvent accommoder l'expansion radiale liée au glissement relatif des surfaces fracturées. Cette expansion augmente la contrainte radiale à l'interface et, de ce fait, la contrainte de frottement des fibres.

L'évolution de la déformation transversale, d'un composite unidirectionnel en sollicitation de traction monotone, montre un comportement original en termes d'évolution de l'interface. Cette déformation transversale traduit d'abord la contraction de Poisson au début de l'essai, puis une forte expansion transversale au fur et à mesure que la sollicitation sur le composite augmente et que la fissuration matricielle s'étend. En effet, les pontages des fissures génèrent des glissements relatifs entre fibre et matrice qui induisent une expansion radiale du fait des irrégularités des surfaces produites par la décohésion. Cette expansion radiale autour de chaque fibre conduit dans les composites unidirectionnelles à un gonflement dans les directions transversales.

Le rôle du frottement, aux interfaces fibres/matrice, est plus crucial dans le cas des sollicitations mécaniques cycliques, conduisant à la fatigue des composites. Pendant ces sollicitations, la matrice se fissure généralement dès le premier cycle de chargement. Le comportement du matériau sera dicté ensuite par la capacité des fibres, qui assurent le pontage, à transférer les cycles de chargement via le frottement à l'interface.

La figure V. 12 montre une représentation schématique d'un composite unidirectionnel avec une fissure matricielle située au milieu. Sont également représentés les profils de la contrainte de traction sur les fibres qui assurent le pontage de la fissure. Dans le cas d'un frottement constant, cette contrainte admet un maximum à la position de la fissure matricielle, et décroît linéairement dans la zone de décohésion ($2L_1$) (profil (a) sur la figure V. 12). L'effet de fatigue, dans ces composites, est décrit par une décroissance continue de la contrainte de frottement liée à la dégradation à l'interface. En effet, la diminution de la contrainte de frottement (correspondant à une pente plus faible, profil (b) sur la Figure V. 12) nécessite une zone de transfert de charge ($2L_2$) plus large. Celle-ci doit équilibrer la contrainte supportée par les fibres dans la zone ($2L_1 < 2L_2$).

L'augmentation de la zone de transfert de charge, à mesure que le frottement à l'interface diminue, implique une plus grande probabilité de rupture des fibres (c'est l'effet de volume prévu par la statistique de weibull). Cette dernière conduit à la rupture des fibres au fur et mesure que le nombre de cycles augmente, c'est l'effet de fatigue qui précède la rupture totale du composite.

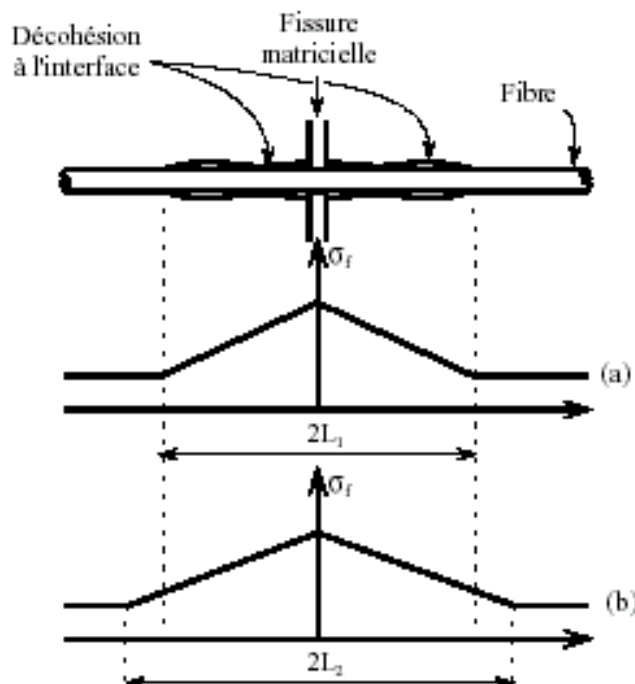


Fig. V. 12 : Evolution du profil de chargement sur une fibre qui assure le pontage d'une fissure matricielle.

La diminution de la contrainte de frottement à l'interface, pendant les cycles de chargement et de déchargement, induit une longueur de transfert de charge plus large.

Il faut noter que ces mécanismes d'endommagement, décrits au par avant, sont une illustration simplifiée des principaux mécanismes réels qui se produisent dans les matériaux composites unidirectionnels.

Ces mécanismes deviennent de plus en plus complexes lorsqu'il s'agit de composites renforcés selon plusieurs directions et avec des renforts ondulés par le tissage par exemple. Néanmoins ces mécanismes font toujours intervenir la décohésion et le frottement, éventuellement entre des entités à une échelle plus grande que les fibres (mèches, fils, plis, etc.).

V. 7. FACIES DE RUPTURE :

Les faciès de rupture des composites à fibres sont très divers. Ils dépendent essentiellement de la nature et des caractéristiques différentes des fibres, de la matrice et de leurs interfaces. Nous proposons ci-après une tentative de classification systématique des faciès avec les mécanismes qui sont à l'origine.

V. 7. 1. Matériaux à renfort aléatoire :

Si la liaison fibre – matrice est trop forte $\sigma_f^D > \sigma_f^R$, toutes les fibres se rompent (soit en traction, soit en flexion) au droit de la fissure matrice et la rupture est de type fragile (cas A1). Dans le cas contraire, si $\sigma_f^D < \sigma_f^R$, après la première fissure matrice, les fibres pontées restent intactes et un décollement à l'interface fibre – matrice apparaît. Dans ce cas, les faciès se présentent selon le cas A2 ou A3.

Cas A2 qui est pratiquement le cas A1 avec un décollement à l'interface.

Cas A3, celui-ci dépend de la contrainte de frottement. La rupture est de type contrôlé.

Il faut remarquer qu'une partie des fibres désorientées par rapport à l'effort appliqué, présentent une probabilité de rupture plus grande au droit de la fissure matrice du fait de la sollicitation en flexion.

V. 7. 2. Composite à renfort unidirectionnel (1D)

Cas U1 : C'est le cas où les fibres sont toutes rompues au droit de la fissure matrice ; σ_f^D est très supérieure à σ_f^R . La rupture est brutale, la rupture de matrice entraîne la rupture du composite.

Cas U2 : Les fibres sont toutes rompues au droit de la fissure matrice, avec décollement à l'interface fibre – matrice. Donc $\sigma_f^R > \sigma_f^D$, les fibres se rompent à l'endroit où la contrainte appliquée est maximale. La rupture est plutôt non contrôlée avec une énergie qui croît car il y a la contribution de l'énergie absorbée par décollement.

Cas U3 : Les Fibres se rompent à des endroits différents de part et d'autre de la fissure matrice, $\sigma_f^D < \sigma_f^R$. Il y a des déchaussements de fibres. La rupture est contrôlée et le processus d'extraction des fibres absorbe le plus d'énergie.

V. 7. 3. Composite 2D et 3D

La rupture des matériaux composites 2D et 3D se distingue de part et les mécanismes qui opèrent à l'échelle de l'éprouvette ($\cong 1\text{cm}$), des mèches ou des torons (1 mm), des fils (100 μm) et des fibres ($\cong 10\text{ }\mu\text{m}$). On considère que seules les structures perpendiculairement à la fissure principale sont susceptibles de contrôler la rupture, les structures parallèles sont considérées comme fragiles (énergie de rupture très faible).

Cas E1 : La fissure matrice entraîne la rupture du composite. Les torons sont rompus au droit de la fissure matrice. La contrainte de décohesion des torons est supérieure à celles de leur rupture $\sigma_t^D \gg \sigma_t^R$. La rupture est de caractère fragile non contrôlée (idem casA1 à l'échelle des torons).

Cas E2 : Après la rupture matrice, il y a décollement à l'interface toron – toron et toron matrice de part et d'autre de la fissure matrice ($\sigma_t^R > \sigma_t^D$). L'énergie de rupture est la somme des contributions suivantes : rupture matrice, le décollement et la rupture des torons, elle-même fonctionnant selon U1, U2 ou U3. Dans ce cas la rupture est un peu plus contrôlée que le cas précédent.

Cas E3 : C'est typiquement le même cas que celui du cas E2. Par contre, il y a décollement au sein des sous structures du toron (fils ou filaments). De plus, on note que l'interface fil - fil et fil - matrice est plus faible par rapport au cas précédent ($\sigma_f^R > \sigma_f^D$). L'énergie de rupture englobe en plus du cas E2, l'énergie de décollement des fils et des filaments. Les sous structures des torons peuvent être analysées de la même façon que les torons.

Cas T1 : rupture coplanaire des fils et des filaments : rupture fragile

Cas T2 : déchaussement des fils au sein du toron et la rupture est du type contrôlée.

Cas T3 : déchaussement et rupture des fils dans toute la section du toron à des niveaux différents.

Les même cas peuvent avoir lieu à l'échelle des fils du fait qu'ils se présentent comme des torons à une échelle plus petite.

Tous les fils d'un toron peuvent se rompre dans le même plan (T1) ou à des niveaux différents.

Cas F1 : rupture des filaments dans un même plan : rupture fragile.

Cas F2 : rupture et déchaussement des filaments en paquet à différents niveaux : rupture contrôlée.

Cas F3 : rupture et déchaussement des fibres individuelles au sein d'un fil.

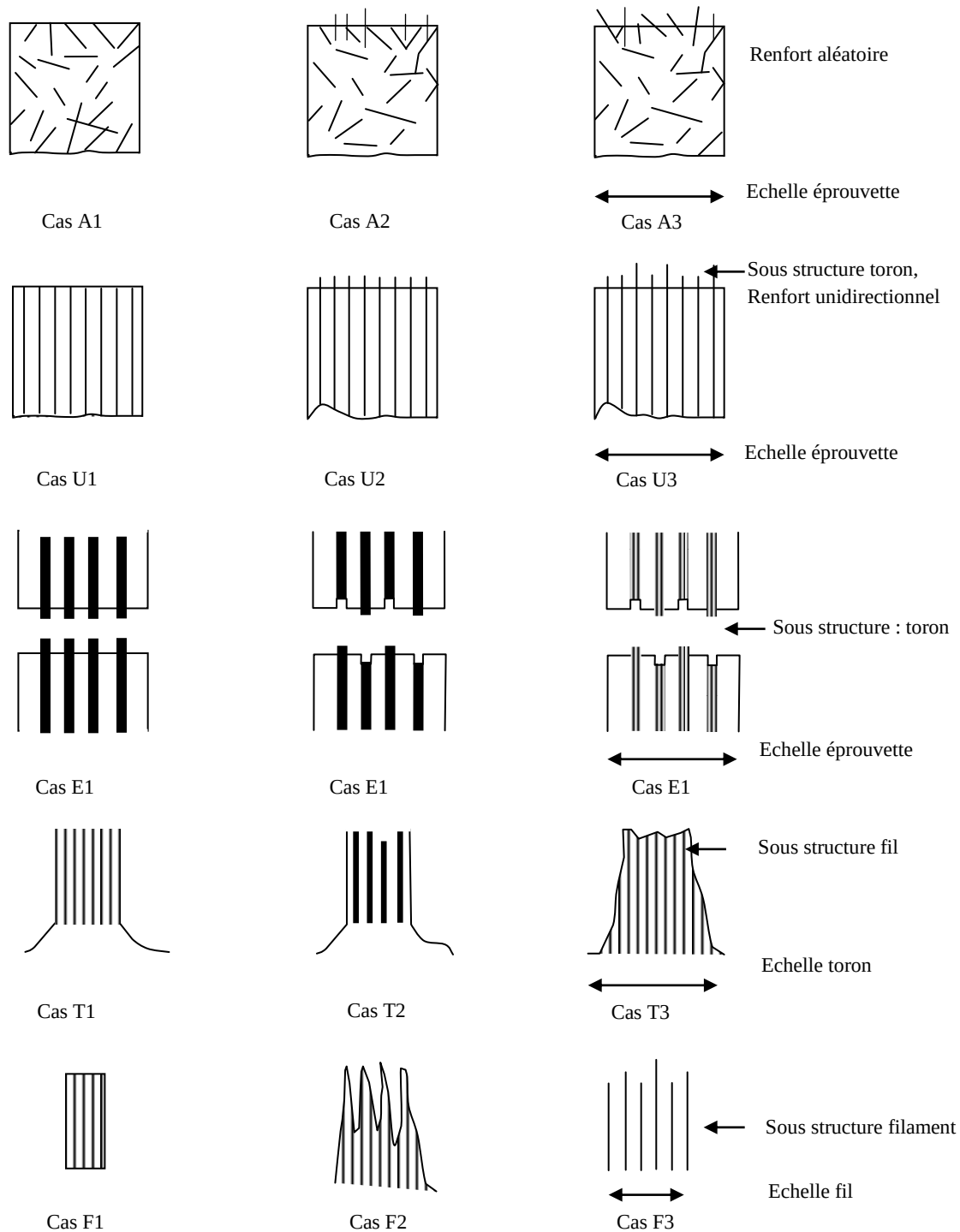


Fig. V. 13 : Schéma des faciès de rupture à différentes échelles d'observation