Salvatore Milana

MECCANICA DEI MATERIALI COMPOSITI

Da molti anni a questa parte, ormai, il numero e l'importanza delle applicazioni dei materiali compositi sono cresciuti esponenzialmente, dominando il campo dei cosiddetti materiali "innovativi" (detti anche "non convenzionali"), ovvero materiali differenti da quelli solitamente utilizzati nelle costruzioni meccaniche come materiali metallici, materie plastiche, gomme ecc. Oggigiorno, le applicazioni dei materiali compositi riguardano innumerevoli campi, partendo dall'ambito delle attrezzature sportive di largo consumo (caschi, bici da corsa, canne da pesca ecc.), passando per quello dell'industria automobilistica (paraurti, accessori di vario tipo), arrivando fino al campo delle applicazioni aerospaziali, dove buona parte dei compositi oggi più utilizzati ha visto la nascita ed il primo utilizzo.

Il successo dei materiali compositi è dovuto essenzialmente alle loro eccezionali proprietà fisico-meccaniche. Esiste un vastissimo numero di tipologie di compositi, ciascuno dei quali si adatta a specifiche applicazioni. Nel corso di questo articolo, dopo una breve panoramica sui materiali in questione, verrà esaminata la meccanica dei compositi, iniziando con la micromeccanica della lamina. Gli ultimi due step della meccanica di tali materiali, ovvero macromeccanica della lamina e del laminato, verranno trattati in un secondo momento.

Benché siano ormai ampiamente diffusi in tutti i settori applicativi industriali, i materiali compositi sono ancora considerati innovativi non convenzionali. Tra quelli omogenei tradizionali, nessuno possiede la combinazione ideale di proprietà per le applicazioni strutturali (Tabella 1). Questa considerazione ha portato allo sviluppo di materiali che ne "combinano" due o più omogenei e che consentono di utilizzare le migliori proprietà di ciascun costituente in modo sinergico.

Si possono definire compositi materiali costituiti da due o più "fasi" di natura diversa ed almeno 2 delle fasi presenti hanno proprietà fisiche e meccaniche sensibilmente differenti tra loro. Queste due fasi prendono il nome di:

• Rinforzo, elemento più resistente, presente in fase discontinua (particelle o fibre).

• Matrice, elemento meno resistente presenta, però, in fase discontinua.

Durante la progettazione dei materiali compositi bisogna tenere conto delle proprietà meccaniche di rinforzo e matrice presi singolarmente, della loro dimensione, della loro concentrazione e della loro interazione. Oltre a tutto questo, il progettista deve tenere conto del fatto che si tratta di materiali anisotropi (le grandezze fisiche non sono uguali in tutte le direzioni) ed eterogenei. Dunque, mentre per i materiali isotropi, si può seguire una trattazione abbastanza agevole, visto che le proprietà meccaniche sono le stesse lungo tutte le direzioni dello spazio, per i materiali compositi bisogna

introdurre il concetto di “ortotropia”. È, infatti, possibile localizzare tre assi mutuamente ortogonali, lungo i quali le proprietà meccaniche si mantengono invariate. Tali assi prendono il nome di “assi di ortotropia” ed in genere vengono indicati con 1 asse parallelo alle fibre, 2 asse perpendicolare alle fibre, 3 asse perpendicolare alla lamina, avendo opportunamente definito con il termine “lamina” un singolo strato di un materiale composito (Figura 1), mentre con il termine “laminato” l’unione di più lamine.
Volendo studiare le proprietà meccaniche dei materiali compositi, è possibile definire la cosiddetta “meccanica del composito” che può essere a sua volta suddivisa in tre parti: micromeccanica della lamina, macromeccanica della lamina, macromeccanica del laminato. In questa sezione verrà trattata la prima parte.
La micromeccanica è lo studio delle proprietà meccaniche della lamina a partire da fibra e matrice prese singolarmente. Lo scopo è quello di determinare le caratteristiche della lamina (costituita da due strati di matrice tra i quali viene interposta la fibra). In particolare in questa sezione si determinano il modulo elastico di un composito laminato a matrice polimerica con fibre continue in condizioni di isodeformazione e isosollecitazione, il coefficiente di Poisson ν_{12}, il modulo di elasticità tangenziale G_{12}, la resistenza a trazione e quella a compressione.

PROPRIETÀ	METALLI	CERAMICHE in massa	CERAMICHE fibre	POLIMERI
Resistenza a trazione	**	*	***	*
Rigidezza	***	*	***	*
Tenacia	**	*	*	**
Resistenza all’impatto	**	*	*	**
Limite di fatica	**	*	**	**
Creep	*	*	***	*
Durezza	**	*	**	*
Densità	*	*	**	***
Stablità termica	**	*	***	*
Caratteristiche igroscopiche	***	*	**	*
Resistenza all’ambiente	*	*	*	**
Usura	**	**	**	*
Resistenza alla corrosione	*	*	*	***

Tab. 1 - Elenco delle principali proprietà fisiche e meccaniche dei materiali omogenei tradizionali (*** eccellente; **buono; *medio basso).

Determinazione del coefficiente elastico E_1

Si consideri un campione di prova ideale di composito laminato con strati alterni di fibre continue e di matrice, come mostra la Figura 2 di cui sotto:
Indicando con P_c il carico di trazione applicato alla lamina lungo la direzione 1, questo risulta pari alla somma del carico P_f sopportato dalle fibre e del carico P_m sopportato dalla matrice, cioè:

$$P_c = P_f + P_m$$

In termini di tensioni si ha quindi:

$$\sigma_c A = \sigma_f A_f + \sigma_m A_m$$

Dato che la lunghezza degli strati della matrice e delle fibre sono uguali, le aree Ac, Af e Am possono essere sostituite dalle frazioni di volume V_c, V_f e V_m :

$$\sigma_c = \sigma_f V_f + \sigma_m V_m$$

Cioè la tensione media sulla lamina è la media delle tensioni presenti su fibra e matrice, pesate secondo i rispettivi volumi. Nella usuale ipotesi di isodeformazione si ha:

$$\varepsilon_f = \varepsilon_m = \varepsilon_c = \varepsilon$$

Derivando l’espressione di σ_c si ottiene:

$$\frac{d\sigma_c}{d\varepsilon} = \frac{d\sigma_f}{d\varepsilon} V_f + \frac{d\sigma_m}{d\varepsilon} V_m$$

Nell’ipotesi che matrice e fibra abbiano un comportamento elastico lineare si ha:

$$E_c = E_f V_f + E_m V_m$$

Questa equazione è conosciuta come “regola delle miscele” e consente di calcolare il valore del modulo elastico longitudinale E_1 di un composito conoscendo il modulo elastico delle fibre, della matrice ed il loro volume percentuale. Si noti che, come la densità e la tensione, il modulo di Young E_1 è dato dalla media pesata secondo i volumi di fibra e matrice.
Il modulo di elasticità longitudinale E_1 di una lamina è, quindi, sempre compreso tra quello della matrice (limite inferiore con V_f =0 e V_m=1) e quello della fibra (limite superiore con V_f =1 e Vm=0) e cresce al crescere della percentuale di volume delle fibre.

Determinazione del coefficiente elastico E_2

Si consideri la Figura 3.
Per determinare l’equazione del modulo elastico trasversale E_2 di una lamina, bisogna considerare che lo sforzo sul composito sia uguale allo sforzo sugli strati di fibre e allo sforzo sugli strati di matrice, cioè:

$$\sigma_c = \sigma_f = \sigma_m$$

L’allungamento totale del composito nella direzione degli sforzi è, per tanto, uguale alla somma degli allungamenti degli strati di fibre e di matrice:

$$L_c \varepsilon_c = L_f \varepsilon_f + L_m \varepsilon_m$$

Assumendo che l’area perpendicolare allo sforzo non cambi dopo che questo sia stato applicato ed assumendo unitaria la lunghezza del composito, si ha:

$$\varepsilon_c = \varepsilon_f V_f + \varepsilon_m V_m$$

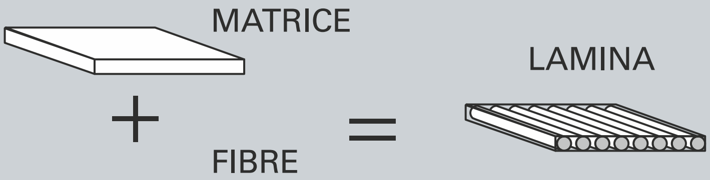

Fig. 1 - Esempio di lamina elementare. In alto è schematizzata la matrice, in basso le fibre. L'unione delle due dà la lamina, a destra.

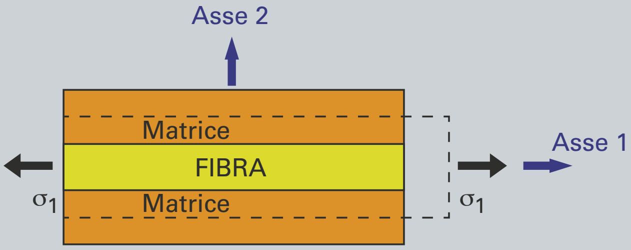

Fig. 2 - Campione di prova ideale di composito laminato con strati alterni di fibre continue e di matrice. Viene applicato un carico lungo l'asse 1, ovvero l'asse parallelo alle fibre.

Applicando la ormai familiare legge di Hooke e sostituendo nell'espressione di ε_c si ottiene:

$$\frac{\sigma}{E_c} = \frac{\sigma V_f}{E_f} + \frac{\sigma V_m}{E_m}$$

Dividendo ogni termine per σ:

$$\frac{1}{E_c} = \frac{V_f}{E_f} + \frac{V_m}{E_m}$$

Calcolando il denominatore si ha:

$$\frac{1}{E_c} = \frac{V_f E_m}{E_f E_m} + \frac{V_m E_f}{E_m E_f}$$

Elaborando il tutto si ottiene:

$$\frac{1}{E_c} = \frac{V_f E_m + V_m E_f}{E_f E_m} \rightarrow E_c = \frac{E_f E_m}{V_f E_m + V_m E_f}$$

A differenza di quanto accade per il modulo elastico longitudinale E_1, il modulo di elasticità trasversale E_2 è legato a quello della matrice e delle fibre da una relazione non lineare: sostanzialmente è l'inverso del modulo ad obbedire alla regola delle miscele. Così come E_1, il modulo trasversale teorico E_2 varia tra quello della matrice e quello della fibra.

Determinazione del coefficiente di Poisson ν_{12}:

Per determinare il coefficiente di Poisson ν_{12}, si considera uno stato mono assiale di tensione in direzione longitudinale come mostrato in Figura 4.

L'applicazione di una tensione longitudinale produce nella lamina una deformazione trasversale data da:

$$\varepsilon_2 = \frac{\Delta w}{w} = \frac{\Delta w_f \Delta w_m}{w} = \frac{-\nu_f \varepsilon_1 w_f - \nu_m \varepsilon_1 w_m}{w}$$

Tendendo conto che, per il modello considerato, il rapporto tra lo spessore del singolo componente e lo spessore della lamina coincide con la relativa concentrazione in volume, si ha:

$$\nu_{12} = -\frac{\varepsilon_2}{\varepsilon_1} = \nu_f V_f + \nu_m V_m$$

Similmente al modulo di elasticità longitudinale, il coefficiente di Poisson v12 del composito è legato alle fibre ed alla matrice dalla regola delle miscele. Il valore teorico stimato è valido nell'ipotesi che la fibra abbia un comportamento isotropo.

Determinazione del modulo di elasticità trasversale G_{12}

Il modulo di elasticità trasversale G12 può essere valutato teoricamente considerando il modello deformato illustrato in Figura 5.

Nell'ipotesi che la tensione tangenziale sia sentita in ugual misura dalla fibra e dalla matrice e che entrambe abbiano una deformazione angolare dipendente dal proprio modulo di elasticità trasversale, si ha:

$$\gamma_f = \frac{\tau}{G_f}; \quad \gamma_m = \frac{\tau}{G_m}$$

Lo spostamento totale Δ, pari al prodotto della deformazione angolare totale γ per lo spessore della lamina w, è dato dalla somma dello spostamento di fibra e matrice:

$$\Delta = \Delta_f + \Delta_m = \gamma_f w_f + \gamma_m w_m = \gamma w$$

Tenendo conto che, per il modello considerato, il rapporto tra lo spessore del singolo componente e lo spessore della lamina coincide con la relativa concentrazione in volume, si ha:

$$\gamma = \gamma_f V_f + \gamma_m V_m$$

Utilizzando la definizione del modulo di elasticità trasversale e sostituendo si ottiene:

$$\frac{1}{G_{12}} = \frac{\gamma}{\tau} = \frac{\gamma_f V_f + \gamma_m V_m}{\tau} = \frac{\left(\tau/G_f\right)V_f + \left(\tau/G_f\right)V_f}{\tau} = \frac{1}{G_f}V_f + \frac{1}{G_m}V_m$$

Similmente a quanto accade per il modulo di Young in direzione trasversale, è l'inverso del modulo di elasticità trasversale ad obbedire alla regola delle miscele. I valori di G_{12} non sempre sono in buon accordo con quelli rilevati sperimentalmente, a causa del fatto che nella generica sezione trasversale lo sforzo di taglio si ripartisce tra fibra e matrice. Al fine di tener conto di ciò si introduce un fattore correttivo del rapporto delle concentrazioni, detto fattore di ripartizione η_s. L'introduzione del coefficiente di ripartizione, consente nella pratica di determinare il modulo di elasticità trasversale delle fibre a partire dalla determinazione sperimentale del modulo del composito e conoscendo il modulo della matrice.

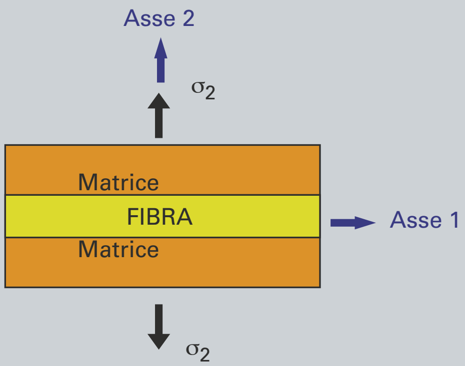

Fig. 3 - Campione di prova ideale di composito laminato con strati alterni di fibre continue e di matrice. Viene applicato un carico lungo l'asse 2, ovvero l'asse perpendicolare alle fibre.

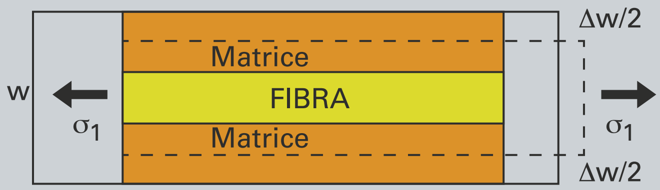

Fig. 4 - Campione di prova ideale utilizzato per il calcolo del coefficiente di Poisson ν_{12}. Inizialmente la larghezza è data da "w", poi si ha una variazione pari a Δw.

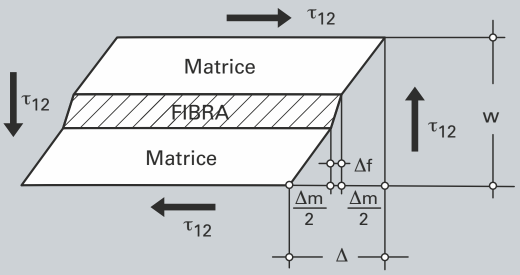

Fig. 5 - Lo spostamento totale Δ, pari al prodotto della deformazione angolare totale γ per lo spessore della lamina w, è dato dalla somma dello spostamento di fibra e matrice.

Resistenza a trazione longitudinale

Considerando un composito fibro-rinforzato, l'osservazione sperimentale mostra che la rottura di una lamina avviene allorquando la deformazione longitudinale raggiunge il valore limite di rottura delle fibre. Solitamente, infatti, la matrice è caratterizzata da una deformabilità più elevata delle fibre e da una resistenza molto più bassa. In queste condizioni, quinfi, la rottura del composito è governata da quella delle fibre. In presenza di fibre duttili, per le quali la rottura avviene per scorrimento, vi possono, però, essere significativi scostamenti da tale situazione, dovuti essenzialmente agli sforzi di compressione che la matrice esercita sulle fibre che ostacolano e rallentano la rottura delle stesse rispetto alla condizione di fibra singola.

Nell'ipotesi che la rottura della lamina coincide con la rottura delle fibre, che avviene alla deformazione $\varepsilon_{f,R}$, la tensione di rottura a trazione del composito può essere ottenuta con la nota regola delle miscele:

$$\sigma_{c,R} = \sigma_{f,R} V_f + \sigma_{m|\varepsilon_{f,R}} \left(1 - V_f\right)$$

Esiste, in tal caso, una concentrazione minima delle fibre $V_{f,min}$ necessaria affinché la rottura del composito coincida con quella delle fibre:

$$V_{f,min} = \frac{\sigma_{m,R} - \sigma_{m|\varepsilon_{f,R}}}{\sigma_{f,R} - \sigma_{m|\varepsilon_{f,R} + \sigma_{m,R}}}$$

Evidentemente, se $V_f < V_{f,min}$ la presenza delle fibre non costituisce affatto un rinforzo per la matrice e si ha:

$$\sigma_{c,R} = \sigma_{m,R} \left(1 - V_f\right)$$

da cui si ottiene la concentrazione critica delle fibre Vf,crit necessaria ad assicurare un reale rinforzo:

$$V_{f,crit} = \frac{\sigma_{m,R} - \sigma_{m|\varepsilon_{f^*}}}{\sigma_{f,R} - \sigma_{m|\varepsilon_{f^*}}} > V_{f,min}$$

Quando V_f è minore di $V_{f,min}$ la resistenza del composito dipende dalla deformazione della matrice ed è minore della resistenza della matrice. Se V_f è più grande di $V_{f,min}$, ma minore di $V_{f,crit}$, la resistenza del composito dipende dalla deformazione della fibra, pur rimanendo la resistenza più bassa di quella della sola matrice. Solo nel caso in cui V_f è più grande di $V_{f,crit}$ si ha un effettivo rinforzo della matrice, dovuto all'introduzione delle fibre.

Resistenza a trazione trasversale

Considerando il modello semplificato della Figura 2, si intuisce come la resistenza a trazione trasversale della lamina coincida con quella della matrice. In realtà, a causa di inevitabili fenomeni di concentrazione di tensioni localizzate all'interfaccia nonché delle diverse caratteristiche elastiche di matrice e fibre, la rottura avviene a livelli di tensione più bassi di quelli che producono rottura nella sola matrice. Per tener conto di tale riduzione si introduce un fattore correttivo S:

$$\sigma_{c,R} = \frac{\sigma_{m,R}}{S}$$

L'espressione analitica di S è la seguente:

$$S = \frac{1 - V_f \left[1 - \left(\frac{E_m}{E_f}\right)\right]}{1 - \sqrt{\frac{4V_f}{\pi}} \left[1 - \left(\frac{E_m}{E_f}\right)\right]}$$

Una stima migliore del coefficiente correttivo S può essere ottenuta con metodi numerici a partire dalla conoscenza dello stato tensionale.

Coefficiente di dilatazione termica

Come le caratteristiche meccaniche quali rigidezza e resistenza, anche il coefficiente di dilatazione termica lineare di una lamina composita è diverso nelle due direzioni, longitudinale e trasversale. In generale, poiché le fibre impediscono la stessa dilatazione termica della matrice in direzione longitudinale a causa del loro basso coefficiente di dilatazione, la lamina composita presenta una dilatazione termica in direzione trasversale maggiore rispetto a quella in direzione longitudinale. Si riportano, di seguito, le relazioni analitiche del coefficiente di dilatazione termica lineare longitudinale α_L e di quello trasversale α_T. ■

$$\alpha_L = \frac{\alpha_f E_f V_f + \alpha_m E_m V_m}{E_f V_f + E_f V_f}$$

$$\alpha_r = \frac{\varepsilon_T}{\Delta_T} = (1 + \nu_f)\alpha_f V_f + (1 + \nu_m)\alpha_m V_m - \alpha_L \nu_{12}$$