

Meccanismi di frattura nei materiali compositi polimerici a fibra corta: influenza delle variabili esterne sull'orientazione critica delle fibre

S. Fara, A. Pavan

Dipartimento di Chimica, Materiali e Ingegneria Chimica, Politecnico di Milano

E' stata studiata l'influenza delle variabili esterne (velocità di carico e condizioni ambientali) sui meccanismi di frattura, e quindi sulla tenacità dei compositi a fibra corta.

Per tutti i materiali indagati è stata evidenziata l'esistenza di un'orientazione critica delle fibre in corrispondenza della quale interviene una transizione nei meccanismi coinvolti nella frattura, e quindi nell'andamento della tenacità con l'orientazione.

1. INTRODUZIONE

Il crescente interesse negli ultimi anni, per i materiali compositi polimerici a fibra corta, è dovuto al fatto che questi materiali hanno proprietà meccaniche in molti casi confrontabili con quelle dei materiali compositi a fibra lunga e possono esse formati con le semplici tecnologie normalmente impiegate per i materiali polimerici tal quali.

Le proprietà meccaniche di questi materiali dipendono d'altra parte da una complessa interazione di variabili interne, come tipo di matrice, tipo d'interfaccia fibra-matrice, contenuto di fibra, dimensioni delle

fibre, orientazione delle fibre, e di variabili esterne, come velocità d'applicazione del carico, temperatura, umidità. Lo studio di queste dipendenze è quindi necessario per l'utilizzo di questi materiali nell'ingegneria.

La relazione tra la tenacità e alcune delle variabili interne, come il tipo di matrice e di fibra, il contenuto di fibra e la lunghezza delle fibre è stata investigata negli ultimi anni [1]. Mentre alcuni autori hanno considerato, in relazione alla tenacità, solo una caratterizzazione microstrutturale grossolana [2, 3], Friedrich [4, 5] e Karger-Kocsis [1] hanno sottolineato la necessità di una caratterizzazione microstrutturale più dettagliata che includa anche la distribuzione dell'orientazione delle fibre. Essi hanno assunto l'esistenza di una dipendenza lineare tra la tenacità, espressa come valore critico del fattore d'intensificazione degli sforzi K_C , e un parametro d'efficacia del rinforzo R che tiene conto della microstruttura ed è direttamente correlato all'arrangiamento geometrico delle fibre lungo il fronte della cricca R . Recentemente tuttavia, alcuni autori [6, 7] hanno messo in dubbio questa assunzione sulla base del fatto che differenti meccanismi di frattura intervengono al

variare non solo della lunghezza ma anche dell'orientazione delle fibre [1, 8, 9]. Da queste osservazioni è scaturita la necessità di studiare la relazione tra i parametri che caratterizzano la microstruttura e i meccanismi coinvolti nella frattura dai quali dipende fortemente la resistenza del materiale.

Ampiamente studiata è la relazione con la lunghezza delle fibre: la tenacità cresce con la lunghezza delle fibre fino ad un valore massimo in corrispondenza di una lunghezza critica l_c . La frattura avviene con scollamento e scorrimento tra matrice e fibre per lunghezze inferiori a l_c , con rottura delle fibre per lunghezze maggiori [1, 8]. Mentre il tipo di meccanismo coinvolto nella frattura al variare della lunghezza delle fibre è ormai noto, ancora da chiarire, anche perché la caratterizzazione dell'orientazione delle fibre richiede un considerevole impegno sperimentale, è la relazione tra la tenacità e l'angolo che le fibre formano con la direzione d'applicazione del carico.

Recentemente, considerando il più semplice caso di materiali con fibre allineate in un'unica direzione, è emersa l'esistenza di un'orientazione critica delle fibre in corrispondenza della quale interviene una transizione nei meccanismi coinvolti nella frattura e quindi nell'andamento della tenacità con l'orientazione [7]. Accanto ad una lunghezza critica delle fibre, un'orientazione critica dovrebbe quindi essere considerata [10, 11, 12].

Per confermare questo risultato ed approfondire i fenomeni coinvolti, nel presente lavoro è stato investigato l'effetto di velocità d'applicazione del carico, temperatura e umidità sulla suddetta transizione. Per meglio evidenziare la transizione sono stati ancora una volta considerati materiali con fibre allineate in una direzione e le prove

di frattura sono state condotte su provini tagliati a diversi angoli rispetto alla direzione delle fibre. Lo studio ha coperto un ampio spettro di materiali, diversi per matrice polimerica (poliammide 6.6 e polioossimetilene) e contenuto di fibra di vetro (15 e 30% in peso).

2. DETTAGLI SPERIMENTALI

Materiali

Lastre unidirezionali di poliammide 6.6 (PA6.6), caricata con il 30% in peso di fibra di vetro (G30), e di polioossimetilene (POM), caricato con il 15% e il 30% in peso di fibra di vetro (G15 e G30), sono state preparate per stampaggio a compressione di sottili spaghetti di materiale estruso, allineati all'interno di uno stampo rettangolare [7, 10, 11]. La tecnica messa a punto per la preparazione delle lastre unidirezionali si basa su due osservazioni:

- le fibre all'interno degli spaghetti, specie se di piccolo diametro, sono tutte allineate nella direzione d'estrusione, essendo l'estrusione un processo con flusso di materiale in un'unica direzione;
- l'allineamento delle fibre negli spaghetti è mantenuto dal successivo stampaggio a compressione, essendo questo un processo senza flusso di materiale.

Le lastre sono state ottenute con spessori variabili tra i 5 e i 12 mm.

Caratterizzazione della microstruttura

La microstruttura delle lastre è stata caratterizzata misurando il contenuto di fibra (in peso e in volume), le dimensioni medie delle fibre (diametro e lunghezza), la distribuzione della lunghezza e

dell'orientamento delle fibre.

Il contenuto effettivo di fibra è stato calcolato dal peso del residuo dopo bruciatura della matrice polimerica: campioni di materiale sono stati portati alla temperatura di 700°C e tenuti per almeno 5 ore per garantire il completo allontanamento della matrice. Il residuo della bruciatura, presentandosi come un ammasso irregolare di fibre incollate tra loro, è stato immerso in acetone e agitato delicatamente per liberare le fibre senza causarne la rottura. Le fibre sono state quindi osservate con un microscopio in luce trasmessa: le dimensioni di almeno 2000 fibre per ogni campione sono state misurate per definire le dimensioni medie e la distribuzione della lunghezza.

L'orientazione delle fibre è stata controllata in sei diversi punti per ogni lastra. In ogni punto, la distribuzione dell'orientazione delle fibre nello spessore è stata determinata sezionando la lastra e osservandola al microscopio in luce riflessa suddividendola in 20-50 settori a seconda dallo spessore B del provino. L'orientazione d'ogni singola fibra è stata determinata misurando la lunghezza degli assi delle sezioni ellittiche delle fibre. L'orientazione media delle fibre in ogni singolo settore è stata quindi descritta utilizzando usando il tensore di Advani-Tucker definito come [13]:

$$a_{ij} = \frac{\sum_k (p_i p_j)_k l_k F_k}{\sum_k l_k F_k} \quad (1)$$

dove a_{ij} sono le componenti del tensore (o fattori di orientazione), p_i è la componente rispetto all'asse i del vettore unità \hat{p} allineato con la k -

esima fibra (Fig. 1a), l_k è la lunghezza della fibra e F_k un fattore peso che tiene conto della probabilità di una fibra di essere tagliata da un piano di data giacitura (Fig. 1b):

$$F_k = \frac{1}{l_k \cos q_k} \quad (2)$$

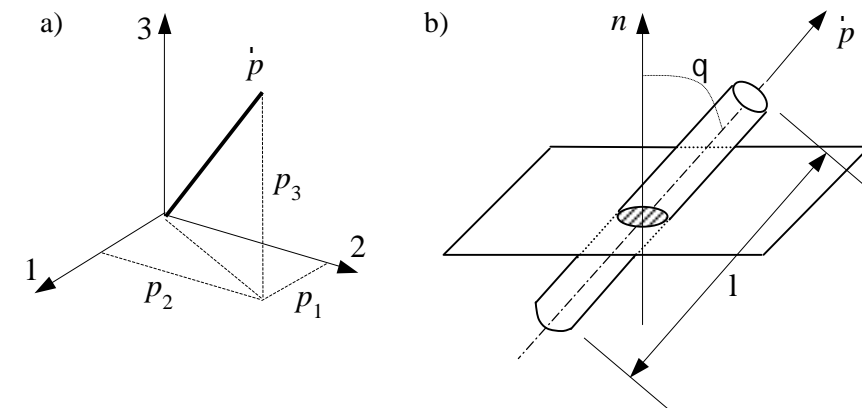


Fig.1: a) Vettore unità \hat{p} e sistema di riferimento; b) fibra cilindrica e piano sezionante

La procedura per caratterizzare l'orientazione delle fibre consiste quindi essenzialmente nel sezionare le lastre stampate con un piano perpendicolare alla direzione d'allineamento degli spaghetti estrusi (piano 2°- 3° in figura 2a); preparare le superfici sezionate per l'osservazione al microscopio usando tecniche metallografiche; misurare la lunghezza degli assi della sezione ellittica di ogni fibra con

un programma di analisi delle immagini appositamente sviluppato [14]; calcolare l'orientazione media di ogni settore con l'eq. 1; determinare la distribuzione dei fattori di orientazione nello spessore della lastra.

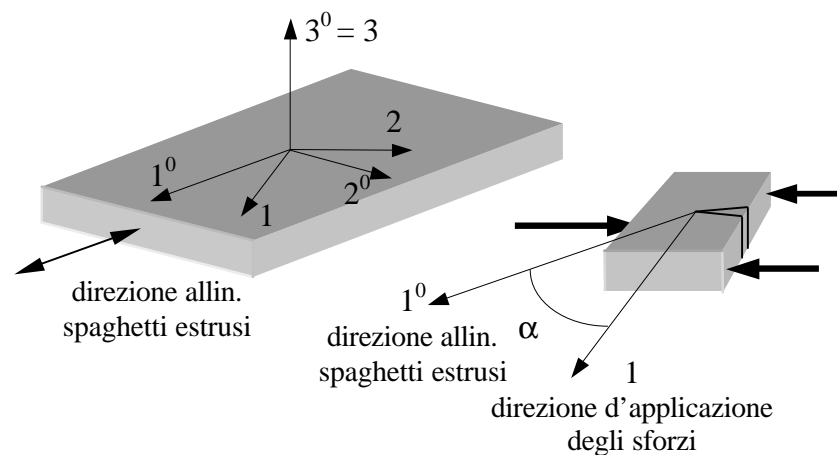


Fig. 2 Sistema di riferimento e angolo di taglio dei provini

Prove di frattura

Prove di frattura in modo I sono state condotte in flessione a tre punti, a bassa (10 mm/min) e alta (1 m/s) velocità di carico, su provini intagliati, tagliati ad angoli α diversi tra la direzione d'allineamento delle fibre (direzione degli spaghetti estrusi 1°) e la direzione perpendicolare al piano dell'intaglio (direzione d'applicazione degli sforzi 1) come mostrato in figura 2b.

In mancanza di norme specifiche per la caratterizzazione dei compositi a fibra corta, sono state seguite le indicazioni delle norme ISO per la determinazione della tenacità nei materiali polimerici [15, 16].

Come suggerito dalle norme i provini hanno dimensioni: spessore B, altezza $W=3B$, profondità d'intaglio $a_0=0.5B$, essendo B lo spessore della lastra e avendo fissato la distanza degli appoggi $S=4W$. Gli intagli acuti sono stati ottenuti facendo scorrere una lama affilata in un intaglio preesistente.

I test di frattura a bassa velocità di carico (10 mm/min) sono stati condotti su un dinamometro Instron 1125, quelli ad alta velocità (1 m/s) su un pendolo strumentato Resil 25 della Ceast. Con il dardo Fractovis della Ceast, equipaggiato con camera termostatica, sono invece stati condotti i test ad alta velocità a 80°C e a -70°C su provini di PA6.6 G30 e POM G30 rispettivamente. Velocità di carico e condizioni ambientali sono riassunte in tabella 1.

Prima delle prove, tutti i provini sono stati essiccati in stufa da vuoto a 100°C per 16 ore. Alcuni campioni di PA6.6 sono stati immersi per 96 ore in acqua distillata, prima di essere testati a 23° e a 80°C a 1 m/s, per studiare l'effetto dell'assorbimento d'acqua nel materiale.

Come suggerito dalla norma, sui provini utilizzati nelle prove ad alta velocità di carico, un sottile strato di plastilina è stato applicato nel punto d'impatto per ammortizzare gli effetti dinamici.

La tenacità, espressa in termini di fattore critico d'intensificazione degli sforzi K_{IC} , è stata quindi misurata individuando l'innesco della frattura dalle curve carico-spostamento. Sebbene, i requisiti per l'applicabilità della teoria della meccanica della frattura elastica lineare, siano stati generalmente soddisfatti, l'individuazione del punto d'innesco è stato in qualche caso incerto a causa della difficoltà di distinguere piccole fluttuazioni dinamiche residue da effetti di pop-in. In tutti i casi dubbi,

la prova è stata scartata.

Tab.1: Velocità di carico e condizioni ambientali

Materiale	Velocità di carico	Temperatura	Contenuto d'acqua
PA6.6 G30	10mm/min	23°C	secco
	1m/s	23°C, 80°C	saturo
POM G15	10mm/min	23°C	secco
	1m/s	23°C	secco
POM G30	10mm/min	23°C	secco
	1m/s	-70°C, 23°C	secco

Frattografia

Dopo rottura le superfici di frattura sono state esaminate con un microscopio a scansione elettronica per l'individuazione dei meccanismi coinvolti nella frattura.

3. RISULTATI E DISCUSSIONE

Microstruttura

I valori medi ottenuti per il contenuto di fibra, in peso w_f e in volume v_f , la lunghezza (media aritmetica l_n e pesata l_m), e il diametro d sono riportati in tabella 2.

Tab.2: Contenuto e dimensioni medie delle fibre

Materiale	w_f	v_f	l_n	l_m	l_m/l_n	d
	%	%	μm	μm	-	μm
PA6.6 G30	28.8	15.4	417	544	1.30	11
POM G15	14.9	8.8	144	197	1.37	12
POM G30	29.9	19.1	122	172	1.41	12

Dal confronto tra i risultati ottenuti per il polioossimetilene caricato con il 15% e il 30% di fibra è possibile constatare la nota diminuzione della lunghezza media delle fibre all'aumentare del loro contenuto e, quindi, all'aumentare delle interazioni tra fibra e fibra.

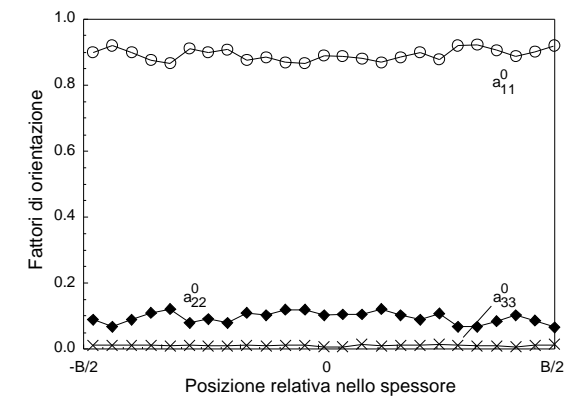


Fig.3: Fattori d'orientazione e posizione relativa nello spessore:

POM G30, $B=5\text{ mm}$

Come atteso, l'orientazione delle fibre risultò essere altamente unidirezionale ($a_{11}^0 \sim 1$, $a_{22}^0 \sim a_{33}^0 \sim 0$) e uniforme nello spessore B delle lastre. Un esempio di distribuzioni dell'orientazione delle fibre nello spessore è riportato in figura 3.

Tenacità e meccanismi di frattura

Le curve carico-spostamento registrate nelle prove di flessione a tre punti su provini intagliati mostrano forme diverse al variare dell'angolo di taglio α dei provini rispetto alla direzione d'allineamento delle fibre. Come esempio nelle figure 4 e 5 sono riportate le curve ottenute nelle prove condotte a 23°C, a bassa (10 mm/min) e ad alta (1 m/s) velocità di carico, su provini di PA6.6 G30.

In generale, a 10 mm/min, all'aumentare dell'angolo α il grado di non linearità prima del raggiungimento del carico massimo decresce e i picchi diventano più appuntiti. L'avanzamento della cricca passa da stabile ad instabile e discontinuo ("slip-stick"). La non-linearità delle curve carico-spostamento può essere attribuita al meccanismo di pull-out delle fibre. Per angoli α piccoli, le fibre sono, infatti, essenzialmente allineate nella direzione perpendicolare al piano dell'intaglio e la cricca può procedere solo rompendo o sfilando le fibre dalla matrice. Per angoli α grandi, quando le fibre sono essenzialmente allineate nel piano dell'intaglio, la cricca procede invece in modo instabile lungo l'interfaccia fibra-matrice. Per angoli $30^\circ < \alpha < 60^\circ$ le curve di carico sono non-monotoniche. Prima del raggiungimento del carico massimo si verifica una brusca caduta del carico, "pop-in", seguita da successiva risalita.

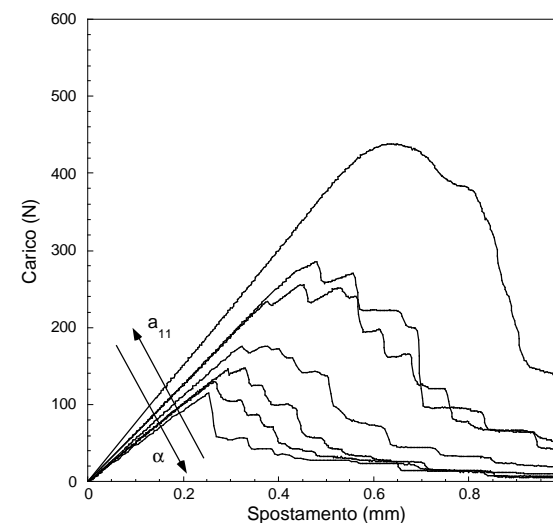


Fig. 4 Curve carico-spostamento per provini di PA 6.6 G30 tagliati a diversi angoli α . Velocità di carico: 10 mm/min. Temperatura: 23°C

Nelle prove condotte a 1 m/s, la relazione forma della curva di carico-angolo di taglio α dei provini è meno evidente e in generale maggiori problemi si sono presentati nell'individuazione del punto d'innescò a causa della difficoltà di distinguere piccole fluttuazioni dinamiche residue da effetti di "pop-in". I grandi spostamenti registrati in queste prove, maggiori di quelli delle prove condotte a bassa velocità, sono dovuti alla bassa cedevolezza iniziale del sistema dovuta alla presenza dell'ammortizzatore.

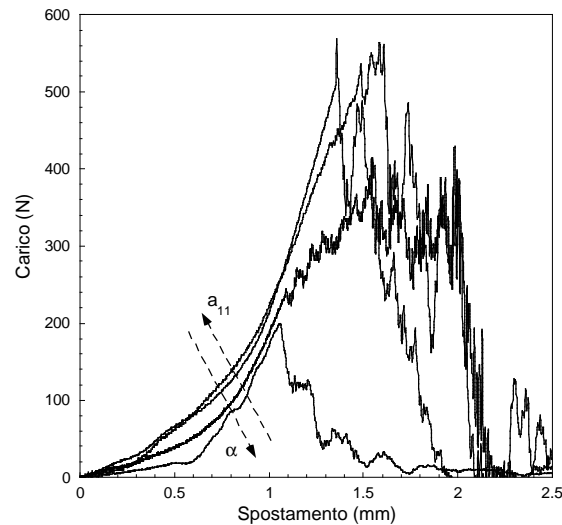


Fig. 5 Curve carico-spostamento per provini di PA 6.6 G30 tagliati a diversi angoli α . Velocità di carico: 1 m/s. Temperatura: 23°C

I valori del fattore critico di intensificazione degli sforzi K_{IC} , misurati all'inscospetto della frattura, nelle diverse condizioni ambientali e di carico, su provini tagliati a diversi angoli α , sono stati quindi riportati in funzione del fattore di orientazione a_{11} rispetto alla direzione di applicazione degli sforzi (direzione 1 di figura 2). Il fattore di orientazione a_{11} è stato calcolato a partire dal valore di a_{11}^0 , precedentemente misurato nel piano 2°-3°, considerando una rotazione degli assi cartesiani di un angolo α (ulteriori dettagli in [7, 13]). Vale la pena sottolineare che al crescere di α da 0° a 90°, a_{11} varia da 1 a 0.

In figura 6, 7, 8, 9, e 10 sono riportati i risultati ottenuti per i diversi materiali.

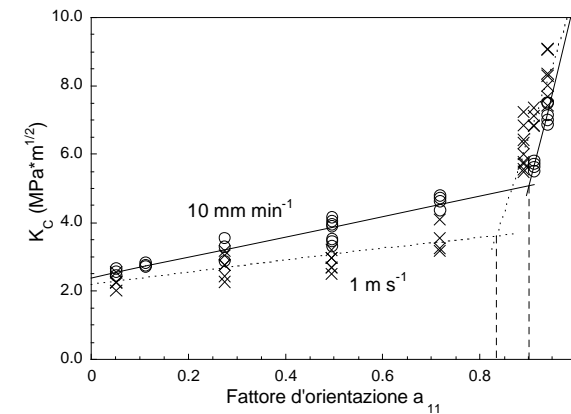


Fig. 6 K_{IC} in funzione del fattore di orientazione delle fibre a_{11} : prove a 23°C, 10 mm/min (o) e a 1m/s (x), su provini essiccati di PA6.6 G30

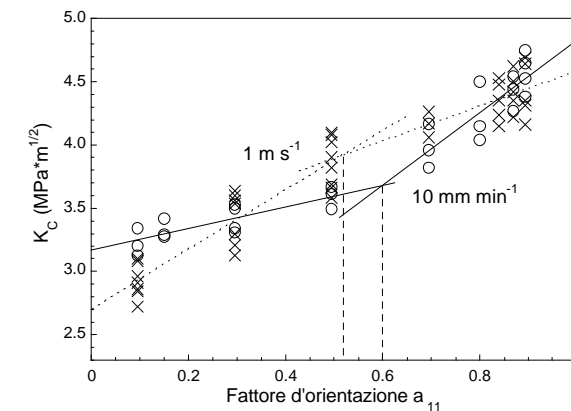


Fig. 7 K_{IC} in funzione del fattore di orientazione delle fibre a_{11} : prove a 23°C, 10 mm/min (o) e a 1m/s (x), su provini essiccati di POM G30

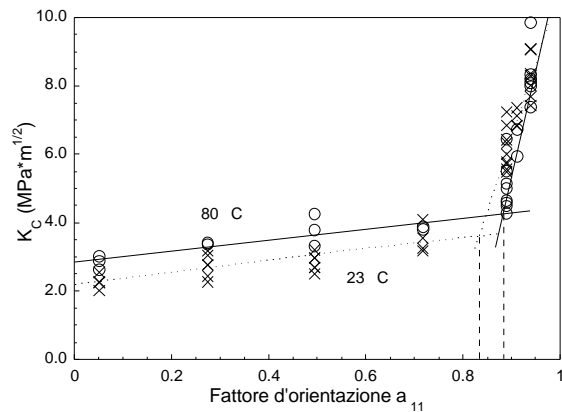


Fig. 8 K_C in funzione del fattore di orientazione delle fibre a_{11} : prove a $1m/s$ su provini essiccati di PA6.6 G30, a $23^\circ C$ (x) e a $80^\circ C$ (o)

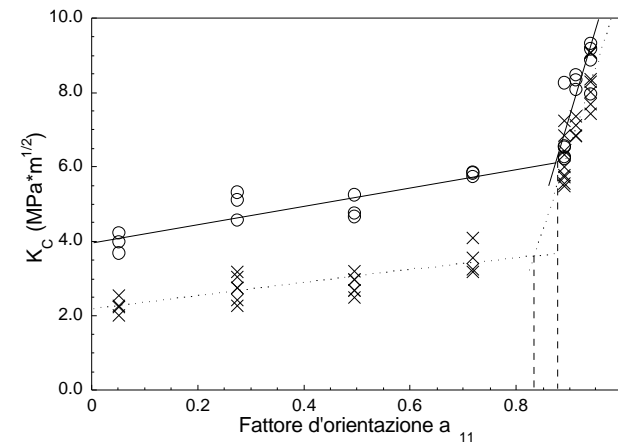


Fig. 10 K_C in funzione del fattore di orientazione delle fibre a_{11} : prove $23^\circ C$, $1m/s$, su provini di PA6.6 G30 essiccati (x) e saturi d'acqua (o)

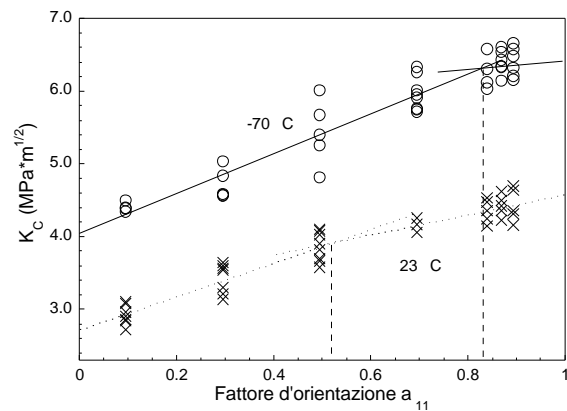


Fig. 9 K_C in funzione del fattore di orientazione delle fibre a_{11} : prove a $1m/s$ su provini essiccati di POM G30, a $23^\circ C$ (x) e a $-70^\circ C$ (o)

Tutti i sistemi analizzati mostrano lo stesso fondamentale risultato osservato precedentemente [10, 11, 12]: il valore critico del fattore di intensificazione degli sforzi K_C mostra un andamento non semplicemente lineare con il fattore di orientazione delle fibre a_{11} , un valore critico del fattore di orientazione, $(a_{11})_C$, separa due tratti lineari a diversa pendenza.

L'esistenza di un fattore di orientazione critico è confermata dalla variazione della direzione di propagazione della cricca al variare dell'orientazione delle fibre. In generale la cricca procede nella direzione del piano dell'intaglio per provini con $a_{11} > (a_{11})_C$ mentre devia per seguire la direzione di prevalente allineamento delle fibre per provini con $a_{11} < (a_{11})_C$.

L'andamento non semplicemente lineare di K_C e la deviazione della direzione di propagazione della cricca possono essere interpretati con l'intervento di meccanismi di frattura diversi come confermato dall'analisi al microscopio delle superfici di frattura. A bassi valori del fattore di orientazione delle fibre, $a_{11} < (a_{11})_C$, la cricca procede principalmente attraverso la matrice o lungo l'interfaccia fibra-matrice; ad alti valori del fattore di orientazione, $a_{11} > (a_{11})_C$, il pull-out delle fibre è il meccanismo predominante. Le superfici di frattura per un provino di POM G30 sono mostrate in figura 11 come esempio.

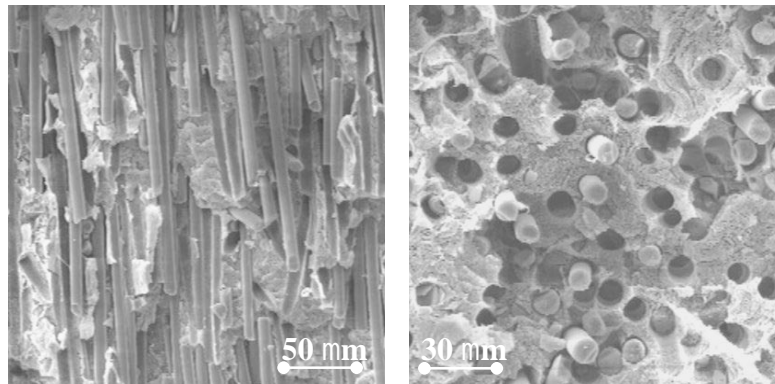


Fig. 11 Superfici di frattura al SEM di POM G30: a) con fibre allineate nel piano dell'intaglio, $a_{11} = 0$, b) con fibre allineate in direzione perpendicolare al piano dell'intaglio, $a_{11} = 1$. Velocità di carico: 1 m/s. Temperatura: 23°C

L'inclinazione dei tratti lineari del diagramma K_C - a_{11} e il fattore di orientazione critico $(a_{11})_C$ variano in modo complesso con le variabili interne (tipo di matrice, resistenza dell'interfaccia fibra-matrice, contenuto e dimensioni delle fibre) ed esterne (velocità di applicazione

del carico, temperatura, umidità).

Per semplicità, si è cercato di spiegare l'influenza delle variabili esterne nei due casi estremi: $a_{11} = 0$ e $a_{11} = 1$.

Nel caso $a_{11} = 0$ (si veda l'intercetta sull'asse verticale di sinistra dei grafici in figura 6-10) l'aumento della tenacità al diminuire della velocità di carico (Fig. 6 e 7), al crescere della temperatura (Fig. 8) e al crescere del contenuto d'acqua (plasticizzante per il PA6.6) (Fig. 10) può essere giustificato con la corrispondente diminuzione dello sforzo di snervamento della matrice. Al diminuire dello sforzo di snervamento della matrice ci si aspetta infatti un aumento del volume del materiale snervato e quindi un aumento della resistenza a frattura. Allo stesso momento, al diminuire dello sforzo di snervamento della matrice, la cricca passa dal procedere all'interfaccia fibra-matrice, all'attraversare la matrice. La superficie di frattura dei provini di PA6.6 G30 testati a 23°C mostra fibre pulite e cavità lasciate dalle fibre scollate conseguenza del fatto che la cricca procede principalmente attraverso l'interfaccia fibra-matrice. Poche fibre sono invece visibili sulla superficie di frattura dei provini di PA6.6 G30 testati a 80°C in conseguenza del fatto che la cricca procede principalmente attraverso la matrice.

Un diverso comportamento ha mostrato il POM G30 testato a diverse temperature (Fig. 9): in questo caso, all'abbassarsi della temperatura, la tenacità cresce. Ciò può essere dovuto all'insorgere di stress termici nel materiale durante il raffreddamento a -70°C causati dal differente coefficiente di espansione termica tra fibre e matrice. Gli sforzi termici così generati, essendo di compressione sulle fibre, aumentano la resistenza dell'interfaccia fibra-matrice e quindi la tenacità del

materiale.

Nel caso $a_{11}=1$ (si veda l'intercetta sull'asse verticale di destra dei grafici in figura 6-10) l'aumento della tenacità al diminuire della temperatura (Fig. 9) può essere spiegato con un corrispondente aumento della forza necessaria per il pull-out delle fibre ipotizzabile sia nel caso di interfaccia fibra-matrice debole, sia forte.

Se l'interfaccia tra fibra e matrice è debole, la forza di pull-out aumenta al diminuire della temperatura a causa del maggior attrito tra fibra e matrice conseguente all'insorgere degli stress termici di compressione sulle fibre. Se l'interfaccia è forte d'altra parte, la forza di pull-out aumenta perché, al diminuire della temperatura, aumenta la resistenza a taglio della matrice.

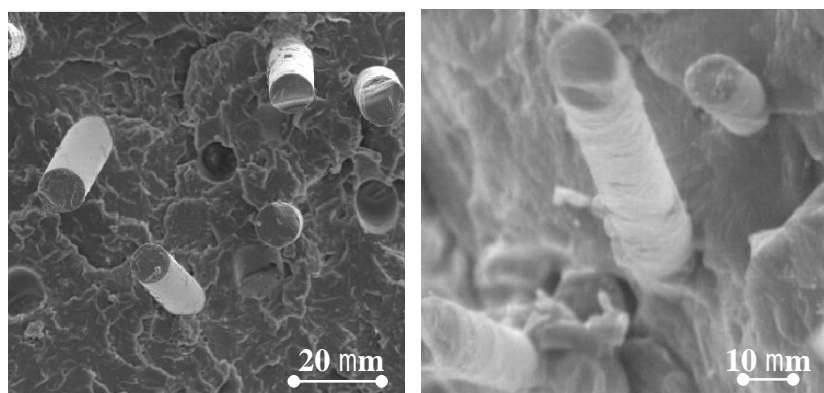


Fig. 12 Superfici di frattura al SEM per $a_{11}=1$: a) POM G15, b) PA6.6 G30. Velocità di carico: 1 m/s. Temperatura: 23°C

Nel primo caso (interfaccia debole) ci si aspetta una superficie di

frattura con fibre sfilate “pulite”, come osservato nei provini di POM G15 (Fig. 12a), nel secondo caso (interfaccia forte) fibre sfilate “sporche” e matrice snervata, come osservato nei provini di PA6.6 G30. L'aumento della forza di pull-out delle fibre può spiegare infine, anche l'aumento della tenacità all'aumentare del contenuto d'acqua nei provini di PA6.6 G30 (Fig. 10). In questo caso il maggior attrito tra fibra e matrice sarebbe conseguenza del rigonfiamento della matrice per assorbimento d'acqua.

4. CONCLUSIONI

Tutti i sistemi analizzati mostrano lo stesso fondamentale risultato osservato precedentemente [10, 11, 12]: il valore critico del fattore di intensificazione degli sforzi K_C mostra un andamento non semplicemente lineare con il fattore di orientazione delle fibre a_{11} . Un valore critico del fattore di orientazione, $(a_{11})_C$, separa due tratti lineari a diversa pendenza.

L'andamento non semplicemente lineare di K_C e l'esistenza di un valore critico del fattore di orientazione, $(a_{11})_C$, possono essere interpretati con l'intervento di meccanismi di frattura diversi. A bassi valori del fattore di orientazione delle fibre la cricca procede principalmente attraverso la matrice o lungo l'interfaccia fibra-matrice; ad alti valori il pull-out delle fibre è il meccanismo predominante.

L'inclinazione dei tratti lineari del diagramma K_C - a_{11} e il fattore di orientazione critico $(a_{11})_C$ variano, non solo da sistema a sistema, ma anche con le variabili esterne (velocità di applicazione del carico, temperatura, umidità). L'influenza di queste è diversa per i diversi meccanismi.

BIBLIOGRAFIA

1. Karger-Kocsis, J. (1989). In: *Application of Fracture Mechanics to Composite Materials*, Ch. 6, Friedrich, K. (Ed.), Elsevier, Amsterdam.
2. Hashemi, S. and Muga, J. (1993) *Journal of Materials Science* 28, 3983.
3. Huang, D.D. (1995) *Polymer Composites* 16, 10.
4. Friedrich, K., Carlsson, L.A., Gillespie, J.W. Jr., Karger-Kocsis, J. (1991). In: *Thermoplastic Composite Materials*, Ch. 8, Carlsson, L.A. (Ed.). Elsevier, Amsterdam.
5. Friedrich, K. (1985) *Composite Science and Technology* 22, 43.
6. Choi, N.S. and Takahashi, K. (1996) *Journal of Materials Science* 31, 731.
7. Lumini, F. and Pavan, A. (1998) *Plastics, Rubber and Composites Processing and Application* 27, 240.
8. Carling, M.J. and Williams, J.G. (1990) *Polymer Composites* 11, 307.
9. Lapique, F., Gaarder, R.H. and Larsen, A. (2001) *Journal of Reinforced Plastic and Composites* 20, 744.
10. Fara, S. and Pavan, A. (2000). In: *Advances in Mechanical Behaviour, Plasticity and Damage*, pp.195-200, Miannay, D., Costa, P., François, D. and Pineau, A. (Ed.s). Vol.I, Elsevier, Amsterdam.
11. Fara, S. and Pavan, A. (2001). In: *Proc. 6th Int.l Conf. on Deformation and Fracture of Composites*, pp.123-132, Manchester, UK, 4-5 April 2001.
12. Fara, S. and Pavan, A. "Fracture toughness in short fibre composites: analysis of fracture mechanisms in relation to fibre orientation in unidirectional materials" to be submitted.
13. Advani, S.G. and Tucker, C.L. (1987) *Journal of Reology* 31, 751.
14. Piccardi, M., *Software per l'analisi delle immagini appositamente sviluppato per il presente lavoro.*
15. ISO 13586:2000. *Plastics – Determination of fracture toughness (GIC and KIC) – Linear elastic fracture mechanics (LEFM) approach.*
16. ISO 17281:2002 *Plastics – Determination of fracture toughness (GIC and KIC) at moderately high loading rates (1 m/s).*