

ANALISI FRATTOGRAFICA DI COMPOSITI A MATRICE DI ALLUMINIO E RINFORZO DISCONTINUO ROTTI A FATICA

F. Felli, A. Brotzu

*Dipartimento ICMMPM - Università "La Sapienza" - Roma
via Eudossiana 18 - 00184 Roma*

SOMMARIO: Lo studio e l'osservazione delle superfici di frattura con microscopi ottici e soprattutto elettronici a scansione (SEM) permette di ricavare informazioni sulla natura e la tipologia della frattura e sulle sue caratteristiche attraverso ben note indicazioni che l'esperto frattografo può individuare ed interpretare. Inoltre dalla morfologia della frattura si può risalire immediatamente alla natura più o meno fragile del materiale interessato. È però difficile, se non in particolari casi, come ad esempio con le striature di fatica, (individuabili solo in particolari zone e per alcuni materiali) con cui è possibile misurare la velocità locale di propagazione della cricca, avere informazioni quantitative correlabili ai vari parametri di cedimento del materiale come energia coinvolta, velocità di propagazione della cricca, effetti di chiusura, ecc. I compositi di alluminio con rinforzi di fibre corte o particolato presentano in prove di velocità di propagazione della cricca (da/dN vs. ΔK) un andamento caratteristico, molto complesso, con rapide variazioni della velocità di propagazione della cricca. Il presente studio, attraverso un'accurata riproduzione di tutto il profilo della cricca, rilevato sia al centro (zona di deformazione piana) che al bordo (zona di sforzo piano) del provino, si pone come obiettivo di effettuare alcune correlazioni tra determinate dimensioni del profilo (altezza media dei picchi, angolo di deviazione, ecc.) e la velocità di propagazione della cricca, la chiusura, ecc. L'indagine è stata fatta per quattro tipi di compositi. Vengono discussi i risultati e le correlazioni ottenuti.

PAROLE CHIAVE: Frattografia, Profili delle Fratture, Fatica, Compositi

INTRODUZIONE

La deflessione microscopica della geometria della cricca di fatica può giocare un ruolo molto importante sulla resistenza a frattura ciclica di un materiale. Infatti, nel caso di deflessione del percorso della cricca, nelle regioni vicino all'apice non si ha più uno sforzo di fatica in modo I, ma si entra in regime di modi misti. In particolare si ha modo I e modo II quando si ha solo inclinazione della cricca rispetto al piano di frattura (piano xy, tilt), mentre si ha modo I, modo II e modo III quando oltre all'inclinazione vi è anche svergolamento (piano yz, tilt+twist). Deviazioni della cricca dal modo I provocano alterazioni del fattore di intensificazione dello sforzo effettivo, della velocità di propagazione apparente ed aumentano la chiusura della cricca. Appare quindi importante, e molti ricercatori in questi ultimi anni vi hanno riservato particolare attenzione, fare una trattazione dettagliata quantitativa sul ruolo che una frattura in modo misto gioca nell'influenzare la crescita della cricca di fatica rispetto alla semplice

propagazione in modo I. D'altronde le complesse geometrie che si incontrano nelle fratture dei solidi generano parecchie incertezze nella comprensione dei meccanismi di frattura non planari e richiedono una trattazione che richiama alcuni schemi necessariamente semplificati. Oltre alla deflessione della cricca, nelle fratture cicliche assume importanza per la riduzione del coefficiente di intensificazione degli sforzi lo spostamento (sfasamento) della due rispettive superfici di frattura (mismatch) generate da una deformazione e relativo spostamento irreversibile cinematico che si ha durante la fase di scarico del ciclo. Il profilo della cricca, preso su di una sezione verticale del piano della frattura interna od esterna, può essere geometricamente quantificato in vari modi. Esso può essere ad esempio approssimato ad una serie di elementi lineari rettilinei consecutivi (Fig. 1). Quindi, fissando le coordinate arbitrariamente, si possono misurare varie grandezze che caratterizzano il profilo della frattura come per esempio: l'altezza dei picchi (H), gli angoli di deflessione della cricca rispetto al piano di propagazione (θ), l'estensione del profilo inclinato (D), l'estensione del profilo piano (S), la lunghezza effettiva ($L=D+S$), la frazione di profilo inclinato ($D/D+S$), la lunghezza media dei segmenti inclinati o piani (D' , S'), la misura dello spostamento delle rispettive superfici (mismatch). Queste misure possono essere fatte anche limitatamente ad alcuni intervalli del profilo. Significative informazioni possono essere date anche dalla misura della lunghezza media e dal calcolo della frazione della lunghezza delle cricche secondarie (branches). Tutti questi dati possono variamente essere trattati mediante le diverse formule della matematica statistica e della stereologia. Per quantificare l'effetto delle deflessioni sulla propagazione della cricca sono stati proposti vari modelli. Suresh (1985), per esempio, idealizza la cricca come una serie di segmenti deflessi di un angolo θ l'uno rispetto all'altro e caratterizzati da un grado di deflessione pari a $D/D+S$ (Fig. 1).

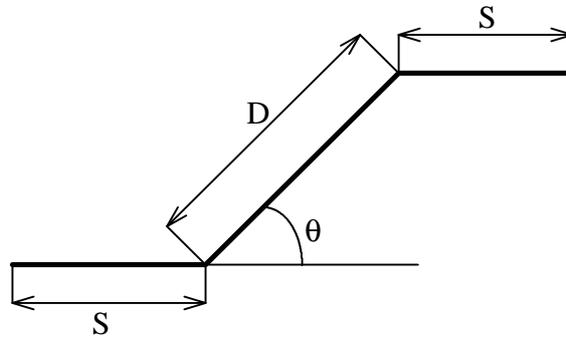


Figura 1: Idealizzazione di un piccolo segmento di cricca con deflessioni periodiche (S lunghezza dei segmenti piani, D lunghezza dei segmenti deflessi e θ angolo di deflessione).

Localmente, su di una cricca così idealizzata, agiscono sforzi sia di trazione (modo I) che di scorrimento (modo II). I rispettivi fattori di intensificazione degli sforzi sono dati dalle seguenti relazioni:

$$\begin{aligned} k_1 &\approx \cos^3\left(\frac{\theta}{2}\right) K_I = a_{11} K_I \\ k_2 &\approx \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \cos^2\left(\frac{\theta}{2}\right) K_I = a_{21} K_I \end{aligned} \quad (1)$$

dove K_I è il fattore di intensificazione degli sforzi nominale in modo I. L'intensità effettiva degli sforzi all'apice della cricca è data dalla media quadratica delle due componenti. L'effettivo Δk^* che agisce su di una cricca non planare può essere rappresentato dalla media pesata dei singoli Δk agenti nei vari segmenti. Si ottiene così la seguente relazione:

$$\Delta k^* = \left\{ \frac{D \cos^2\left(\frac{\theta}{2}\right) + S}{D + S} \right\} \Delta K_I \quad (2)$$

Inoltre le deflessioni del percorso della cricca producono una apparente riduzione della velocità di propagazione. Indicando con $(da/dN)_L$ la velocità di propagazione media di una cricca planare (modo I), la velocità di propagazione media di una cricca deflessa, per uguali valori di ΔK effettivo, è data da

$$\left(\frac{da}{dN} \right) = \left\{ \frac{D \cos \theta + S}{D + S} \right\} \left(\frac{da}{dN} \right)_L \quad (3)$$

Le equazioni (2) e (3) valgono per cricche che al carico minimo sono completamente chiuse. Nella realtà la deflessione della cricca è accompagnata sempre da spostamenti irreversibili delle due rispettive superfici di frattura che fanno sì che la cricca non si richiuda completamente in corrispondenza del carico minimo, ma invece rimanga parzialmente aperta, producendo un'ulteriore riduzione del fattore di intensificazione degli sforzi che effettivamente agisce sull'apice della cricca. Per tenere conto di questa componente Suresh ha idealizzato questo comportamento come indicato nella figura 2 e lo ha quantificato mediante il rapporto $\chi = u_{II}/u_I$, dove u_I è lo spostamento nel modo I dall'apertura massima fino a quella corrispondente al momento del primo contatto, mentre u_{II} è lo sfasamento tra le due superfici.

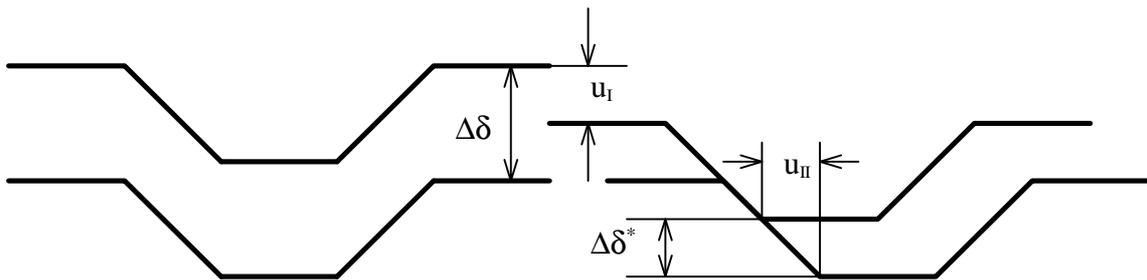


Figura 2: Schematizzazione di una cricca con deflessioni pienamente aperta (a sinistra) ed al momento del primo contatto generato dallo sfasamento tra le due superfici di frattura durante lo scarico (a destra).

Attraverso una serie di semplici passaggi matematici si può ottenere la seguente relazione:

$$\frac{\Delta K_I}{\Delta K_{eff}} \approx \left\{ \frac{D \cos^2\left(\frac{\theta}{2}\right) + S}{D + S} \right\}^{-1} \left\{ 1 - \left[\frac{\chi \tan \theta}{1 + \chi \tan \theta} \right]^{1/2} \right\}^{-1} \quad (4)$$

dove i parametri caratterizzanti la cricca deflessa ($D/D+S$ e θ) e quello caratterizzante lo sfasamento delle due superfici di frattura (χ) sono combinati per dare il rapporto tra il ΔK nominale in modo I e quello effettivo. La figura 3 mostra una rappresentazione grafica dell'equazione (4) per un grado di deflessione $D/D+S=0.75$ e per vari gradi di sfasamento χ al variare dell'angolo di deflessione θ .

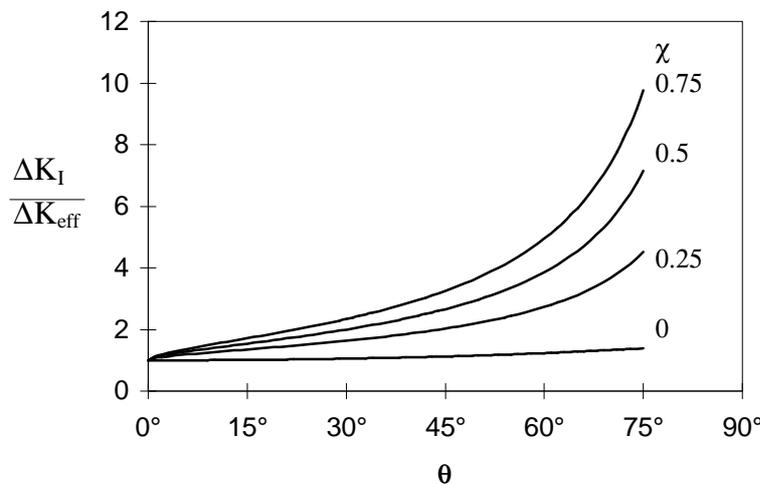


Figura 3: Predizione della variazione di $\Delta K_I/\Delta K_{eff}$ in funzione dell'angolo di deflessione θ e del fattore di sfasamento χ per il valore prefissato del grado di deflessione $D/D+S$ di 0.75

Il modello ora rappresentato è stato realizzato per un semplice caso bidimensionale, ma può essere esteso anche al più realistico caso tridimensionale coinvolgendo oltre alla deflessione (modo II) anche lo svergolamento (modo III, twist) delle superfici di frattura. Comunque tale caso non verrà trattato in questo lavoro. Per valutare l'entità della chiusura indotta dalla rugosità delle superfici di frattura mediante le caratteristiche geometriche del profilo della cricca, è stata proposta la seguente formula empirica (Levin e Karlsson, 1993, Levin e Karlsson, 1991, Wasén, 1989):

$$K_{cl} = 1.2 \frac{E}{E_{acciaio}} H^{1/3} \quad (5)$$

che descrive appunto la dipendenza della chiusura della cricca dalla sua topografia (H , altezza dei picchi) e dal modulo elastico del materiale. H è espresso in μm ed E in MPa, il valore ottenuto è in $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$. Questa formula è stata elaborata per acciai e leghe di alluminio, ma può essere estesa anche ai materiali compositi, anche se i valori ottenuti sono leggermente sottostimati rispetto a quelli sperimentali.

MATERIALI E TECNICHE

Sono stati studiati i profili delle superfici di frattura per fatica dei quattro compositi riportati in tabella 1.

Tabella 1: Materiali impiegati

Matrice	Rinforzo	Tecnica di produzione
A356	15% SiC	Squeeze-Casting
AS9C1G	20% Al ₂ O ₃ -SiO ₂	Squeeze-Casting
2014	20% Al ₂ O ₃ -SiO ₂	Squeeze-Casting
Al-2.5Mg	50% Al ₂ O ₃	Pressurless infiltration

I profili sono stati prelevati da provini CT sottoposti a prove di velocità di propagazione della cricca a diversi R (P_{min}/P_{max}) (Felli et al., 1996, Felli et al. 1995). In particolare i primi tre compositi sono stati sottoposti ai rapporti di carico 0.15 e 0.3, mentre l'ultimo anche a 0.5 e 0.7. I profili sono stati ottenuti sezionando le superfici di frattura di ogni campione perpendicolarmente al piano di propagazione. Oltre ai profili interni sono stati osservati anche quelli esterni in modo da evidenziare le eventuali differenze indotte dalle diverse condizioni di carico (sforzo piano o deformazione piana).

I profili sono stati riprodotti mediante un microscopio ottico a 200 ingrandimenti ed elaborati secondo lo schema riportato in figura 4. In particolare sono state rilevate le distanze tra il profilo ed una linea retta di riferimento, arbitrariamente posizionata al di sotto del profilo stesso, parallela alla direzione media di propagazione della cricca. le misure sono state effettuate a intervalli regolari (20 μ m). I dati così ottenuti sono stati variamente elaborati in modo da ottenere: una rappresentazione computerizzata del profilo della cricca (ottenuto come catena continua di segmenti rettilinei), l'angolo medio di deflessione rispetto alla direzione di propagazione (θ), l'altezza media dei picchi (H), la lunghezza del percorso deviato (D), quella del percorso piano (S) e quella effettiva (D+S), la percentuale di percorso deviato (D/D+S).

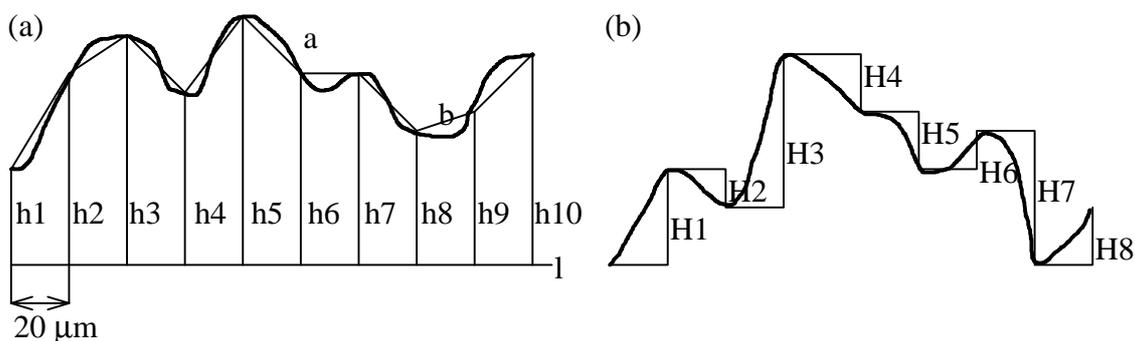


Figura 4: a) Schema della elaborazione dei profili (a profilo reale, b profilo elaborato come catena di segmenti, l retta di riferimento arbitraria, hi distanza tra la retta di riferimento ed il profilo); b) schema dell'elaborazione delle altezze dei picchi.

È stata anche valutata la frazione di lunghezza delle cricche secondarie e la loro lunghezza media per tutti i compositi.

RISULTATI E DISCUSSIONE

In figura 5 a titolo di esempio è riportato un profilo di una frattura reale per un solo composito sia in funzione della distanza dall'intaglio che del ΔK .

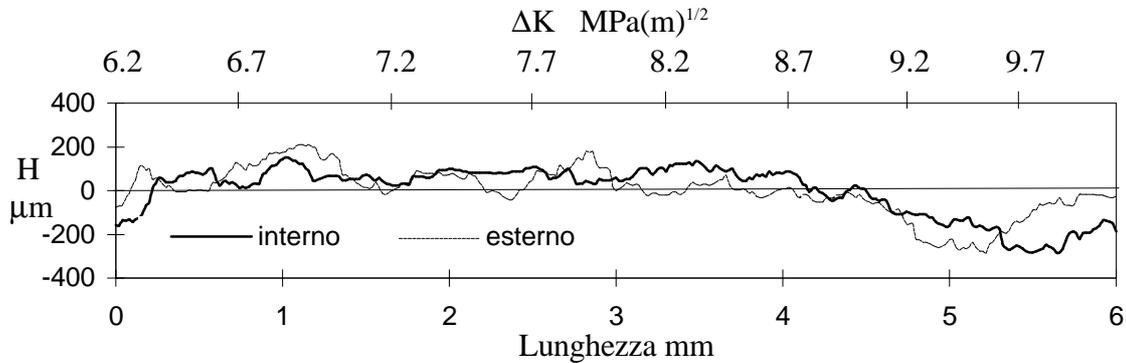


Figura 5: Profili interno ed esterno del composito Al-2.5%Mg+ Al₂O₃ (prova ad R=0.15).

Nelle tabella 2 sono riportati tutti i valori H, θ e D/D+S calcolati per i profili interni ed esterni dei quattro compositi per i valori di R indicati.

Tabella 2: Valori di H, θ e D/D+S dei profili interni ed esterni dei vari materiali.

Materiali	R	H _{int} μm	H _{est} μm	θ _{int}	θ _{est}	$\frac{D}{D+S}$
A356+SiC	0.15	13	13	23°	23°	0.81
	0.3	15	15	33°	29°	0.8
2014+Al ₂ O ₃ -SiO ₂	0.15	24	25	27°	27°	0.79
	0.3	23	22	27°	28°	0.77
AS9C1G+ Al ₂ O ₃ -SiO ₂	0.15	32	28	29°	31°	0.73
	0.3	20	20	28°	28°	0.73
Al-2.5Mg+ Al ₂ O ₃	0.15	21	24	28°	30°	0.66
	0.3	21	22	29°	30°	0.65
	0.5	24	26	27°	30°	0.67
	0.7	30	27	33°	31°	0.66

Si evince subito che non vi sono sostanziali differenze tra i profili esterni e quelli interni a conferma del fatto che in questi materiali la zona interessata da sforzo piano è estremamente limitata. In figura 6 sono riportate le altezze medie H dei profili in funzione della distanza dall'intaglio per i quattro compositi indicati. Si può notare una chiara tendenza, quando la cricca avanza (all'aumentare quindi di ΔK), all'aumento di H per tutti e quattro i compositi. Questo chiaramente giustifica il fatto che, aumentando con ΔK le dimensioni della zona plastica intorno all'apice della cricca, si ha un continuo incremento della zona di processo in modo tale da avere zone più ampie sottoposte ad elevate sollecitazioni; questo porta anche a frattura un numero sempre maggiore di

particelle prossime all'apice della cricca e quindi ad un maggiore danneggiamento del materiale.

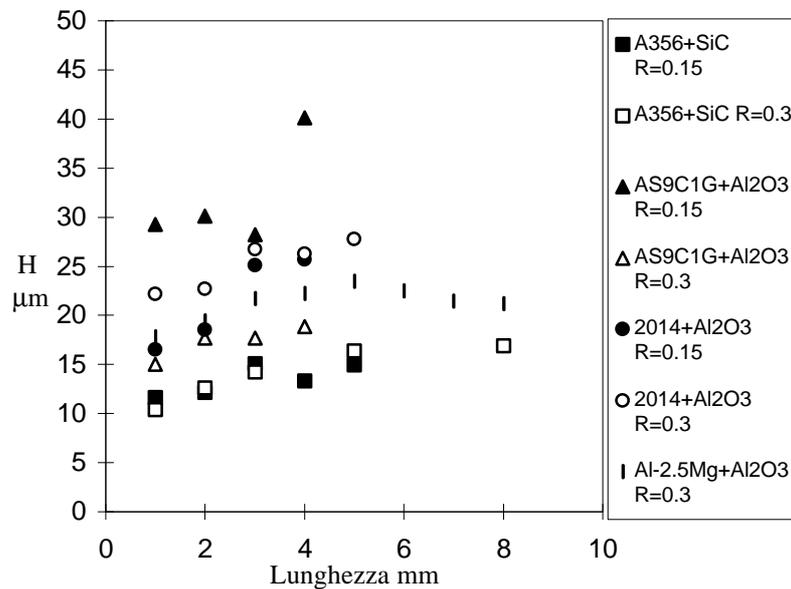


Figura 6: Altezza dei picchi in funzione della distanza dall'intaglio per i quattro compositi esaminati ed i diversi R

In figura 7 vengono invece riportate le H medie dei profili in funzione di R. Si può notare (ad eccezione del composito AS9C1G+ Al₂O₃-SiO₂) una chiara tendenza ad un aumento di H all'aumentare di R.

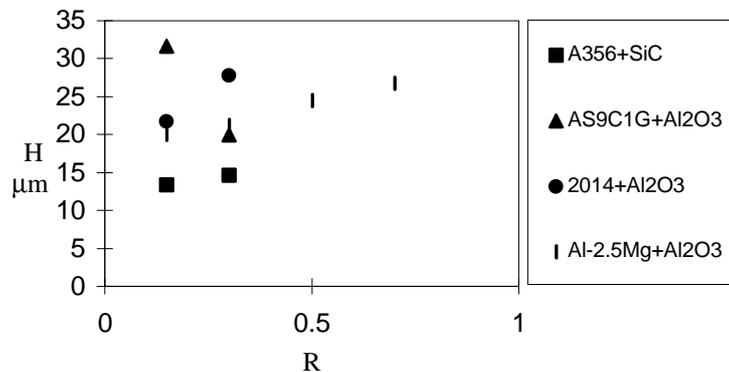


Figura 7: Altezza dei picchi in funzione del rapporto di carico R per i quattro compositi esaminati

I valori di θ (tabella 2) non mostrano una tendenza significativa essendo abbastanza vicini per tutti e quattro i compositi oscillando intorno ai 28° con due sole eccezioni estreme di 23° e 33°. L'angolo di inclinazione non varia sensibilmente ne con la distanza del punto del profilo dall'intaglio, ne al variare di R ne se si osservano i profili interni o quelli esterni. Facendo riferimento all'equazione (5) possiamo fare alcune considerazioni preliminari. La prima parte dell'equazione tiene conto del contributo sulla chiusura della porzione superficie di frattura inclinata attraverso i parametri di D/D+S e di θ , mentre la

seconda parte tiene conto del contributo dello sfasamento delle rispettive superfici di frattura attraverso il rapporto χ (mismatch). La misura di χ è abbastanza complessa richiedendo un microscopio a scansione dotato all'interno della camera di un sistema in grado di applicare carichi al campione, tale da permettere di eseguire osservazioni e misure sul campione durante l'applicazione del carico massimo e minimo (primo contatto tra le superfici). Introducendo nell'equazione (5) i valori di $D/D+S$ e di θ trovati per i quattro compositi ai vari R, otteniamo i valori di $\Delta K_I/\Delta K_{eff}$ riportati nella tabella 3. Questi valori sono stati calcolati inserendo due valori estremi di χ (0 e 0.75).

Tabella 3: Valori del $\Delta K_I/\Delta K_{eff}$ e del K_{cl} ricavati dalle formule (5) e (6) per i vari materiali esaminati.

Materiale	R	$\left(\frac{\Delta K_I}{\Delta K_{eff}}\right)_{\chi=0}$	$\left(\frac{\Delta K_I}{\Delta K_{eff}}\right)_{\chi=0.75}$	K_{cl}^* MPa \sqrt{m}
A356+SiC	0.15	1.03	2.03	1.23
	0.3	1.07	2.30	1.29
2014+Al ₂ O ₃ -SiO ₂	0.15	1.04	2.20	1.56
	0.3	1.04	2.25	1.52
AS9C1G+ Al ₂ O ₃ -SiO ₂	0.15	1.05	2.29	1.63
	0.3	1.04	2.24	1.39
Al-2.5Mg+ Al ₂ O ₃	0.15	1.04	2.23	2.89
	0.3	1.04	2.27	2.89
	0.5	1.04	2.19	2.98
	0.7	1.06	2.47	3.26

* Formula empirica (6)

I valori ottenuti per i vari compositi sono molto simili tra di loro e non variano al variare di R. Inoltre il valore molto vicino all'unità calcolato per $\chi=0$ (assenza di sfasamento delle rispettive superfici di frattura) indica che il contributo dovuto all'inclinazione del profilo è quasi irrilevante, mentre inserendo il valore $\chi=0.75$ si ottengono valori fino a 2.47; ciò indica che il contributo preminente alla riduzione del ΔK_I nominale è quello dovuto allo sfasamento delle superfici. Inoltre dalle prove da/dN vs. ΔK del composito Al-2.5Mg+Al₂O₃ (figura 8) ad R=0.15 e R=0.7, si ottiene che ad R=0.15 il ΔK_{th} è uguale a 1.9 MPa \sqrt{m} mentre ad R=0.7 è uguale a 3.8 MPa \sqrt{m} . È noto che ad R elevati la chiusura è in genere molto limitata (Newman e Elber, 1988), per cui possiamo presumere che i valori da noi ottenuti nella prova ad R=0.7 siano molto vicini a quelli propri del materiale quando viene considerato il ΔH_{eff} . La differenza tra i ΔK_{th} delle due prove è pari a 1.9 MPa \sqrt{m} . Questo dato è in buon accordo con i valori trovati con l'equazione (5). Infatti assumendo una valore dello sfasamento nullo per la prova ad R=0.7 ($\chi=0$, $\Delta K_I/\Delta K_{eff}=1.06$) ed un valore più alto per la prova ad R=0.15 ($\chi=0.75$, $\Delta K_I/\Delta K_{eff}=2.23$), i ΔK_{th} una volta corretti praticamente coincidono. Possiamo quindi supporre che il contributo alla chiusura al variare di R sia legato soprattutto alla variazione dello sfasamento delle superfici; in particolare a valori di R elevati lo sfasamento è praticamente nullo e va via via crescendo al diminuire di R. Questo non contrasta con quanto trovato precedentemente per quanto riguarda l'andamento delle altezze dei picchi H che invece aumentano al crescere di R, lasciando presupporre un incremento della

chiusura. Probabilmente al diminuire di R, aumentando lo sfasamento si ha un maggiore schiacciamento delle superfici, con relativo smussamento dei picchi e relativa riduzione di H.

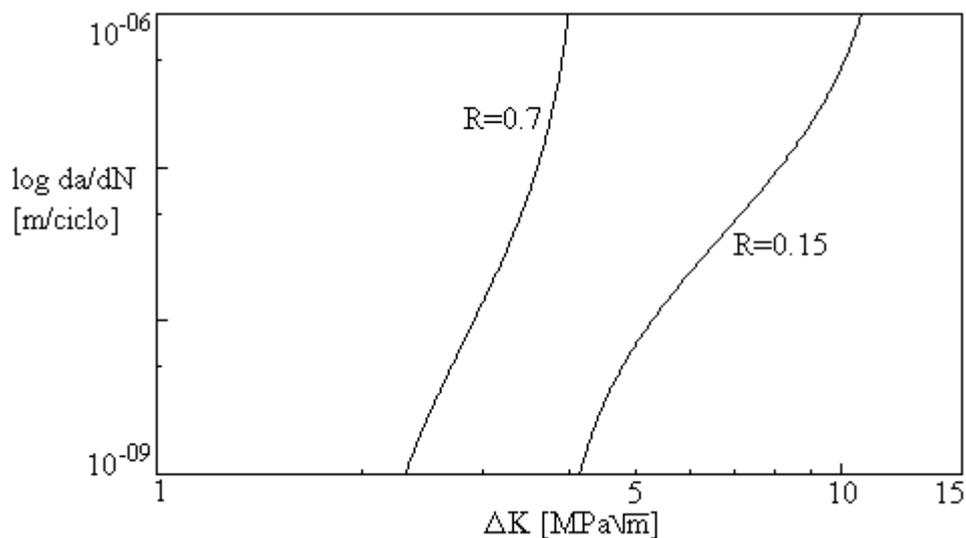


Figura 8: Curve di velocità di propagazione della cricca in funzione del DK del composito Al-2.5Mg+Al₂O₃ ad R=0.15 e 0.7.

I calcoli di chiusura in funzione di H eseguiti con la formula semiempirica (6) danno per i nostri materiali i valori riportati in tabella 3. Il fatto che questa formula possa dare per i compositi valori sottostimati è probabilmente dovuto al fatto che essa non tiene conto che aumentando lo sfasamento le altezze H dei picchi possono ridursi a causa del succitato effetto di sfregamento, schiacciamento e relativo smussamento dei picchi.

In tabella 4 vengono infine riportati i valori della lunghezza media l_m e la frazione delle lunghezze f_l delle cricche secondarie (branches).

Tabella 4: Lunghezza media l_m e frazione di lunghezza f_l delle cricche secondarie

Materiale	R	l_m μm	f_l
A356+SiC	0.15	35	1 %
	0.3	25	0.5 %
2014+Al ₂ O ₃ -SiO ₂	0.15	25	2 %
	0.3	40	2 %
AS9C1G+ Al ₂ O ₃ -SiO ₂	0.15	110	4 %
	0.3	100	2 %
Al-2.5Mg+ Al ₂ O ₃	0.15	110	10 %
	0.3	100	9.5 %
	0.5	110	2 %
	0.7	110	6 %

Si vede che per questi compositi, anche al variare di R, si hanno valori molto modesti., quindi si deve supporre che in questo caso le cricche secondarie giochino un ruolo minimo sulla chiusura.

CONCLUSIONI

Lo studio dei profili delle superfici di frattura per fatica dei quattro compositi ha evidenziato che:

1. non vi sono sostanziali differenze tra i profili interni ed esterni del provino;
2. gli angoli di deviazione del profilo sono molto simili per tutti i compositi e non variano al variare del rapporto R;
3. Le altezze dei picchi aumentano all'aumentare del ΔK e di R;
4. Il contributo alla chiusura è minimo per quanto riguarda l'inclinazione del profilo, mentre è legato soprattutto allo sfasamento relativo delle due superfici di frattura (mismatch);
5. lo sfasamento, portando a contatto le superfici di frattura, tende ad usarle facendo sì che dove questo fenomeno è maggiore, le altezze dei picchi si riducono. Formule empiriche che ambiscono a calcolare la chiusura attraverso la rugosità del profilo e quindi le altezze dei picchi, dovrebbero tenere conto di questo fenomeno;
6. I materiali studiati presentano un basso tasso di cricche secondarie.

BIBLIOGRAFIA

- Felli, F., Brotzu, A., Pinna, F., Di Russo, E., 1995, "Structure and Fatigue of an Aluminium Matrix Composite Obtained by Indirect Squeeze Casting" EUROMAT 95, Padova-Venezia 25-28 Settembre 1995, AIM, pp. 131-136.
- Felli, F., Brotzu, A., Pinna, F., Di Russo, E., 1996, "Structure, Fracture Toughness and Fatigue of Two Aluminium Matrix Composite Obtained by Vertical Squeeze Casting Technique", accettato da "Materials Science and Technology".
- Levin, M. e Karlsson, B. 1991, "Influence of SiC Particle Distribution and Prestraining on Fatigue Crack Growth Rates in Aluminium AA6061-SiC Composite Material", Mat. Sci. and Tech., Vol. 7, pp. 596-606.
- Levin, M. e Karlsson, B., 1993, "Fatigue Behaviour of a Saffil-Reinforced Aluminium Alloy (AA6061)", Composites, Vol. 24, n. 3, pp. 288-295.
- Newman, J. C. e Elber, W., eds, 1988, "Mechanics of Fatigue Crack Closure", ASTM.
- Suresh, S., 1985, "Fatigue Crack Deflection and Fracture Surface Contacts: Micromechanical models"; Metall. Trans. A, Vol. 16A, pp. 249-259.
- Wasén, J., 1989, "fatigue Crack Growth And Fracture in Steels", dissertazione, Chalmers University of Technology, Göteborg, Svezia.