

**IGF 11 - XI Convegno Nazionale
Gruppo Italiano Frattura
Brescia, 4-6 luglio 1995**

Influenza delle particelle di SiC sulla propagazione della cricca di fatica in un composito a matrice metallica Al-Si

F.Iacoviello¹, M.Cavallini², L.Hyspeckà³, M.Losertova³

¹ Università di Cassino, Dip. Ingegneria Industriale, Italia

² Università di Roma "La Sapienza", Dip. ICMMPM, Italia

³ VSB Technical University, 70800 Ostrava, Rep. Ceca

Sommario

E' stato analizzato il comportamento meccanico di un composito a matrice metallica di Al-Si sotto l'aspetto della propagazione della cricca di fatica, con una particolare enfasi al ruolo svolto dalle particelle di SiC ed all'influenza delle numerose fasi secondarie osservate.

Da analisi effettuate con il microscopio elettronico a scansione SEM su sezioni longitudinali della superficie di frattura, è stata stabilita una relazione fra la morfologia della cricca ed i risultati della prova di fatica nel diagramma $da/dn-\Delta K$ (velocità di avanzamento della cricca - ampiezza del fattore di intensificazione degli sforzi).

Introduzione

Negli ultimi quindici anni la richiesta crescente di materiali sempre più leggeri con elevate resistenze e rigidzze specifiche ha avuto come effetto quello di sviluppare i compositi come seria alternativa alle leghe tradizionali.

I compositi a matrice metallica a base di Al, sebbene non offrano proprietà estremamente elevate, hanno il vantaggio di essere caratterizzati da una essenziale isotropia di comportamento meccanico con un costo non elevato, dato che i processi di fabbricazione con rinforzante SiC particellare sono essenzialmente di tipo convenzionale.

Il SiC, utilizzato come rinforzante, ha una buona conducibilità termica ed una buona compatibilità chimica con l'alluminio, formando un buon legame con la matrice senza formare fasi intermetalliche fragili. Tale risultato è ottenuto limitando le permanenze ad alta temperatura, evitando quindi il prolungato contatto della matrice metallica liquida con le particelle di carburo di silicio solide [1], che può portare alla reazione



La presenza del Si nella lega contribuisce a spostare l'equilibrio della reazione in modo da evitare la dissoluzione dei carburi.

Questo lavoro descrive la struttura e il comportamento fratturistico di un composito a matrice metallica di Al-Si, contenente particelle di SiC con una percentuale volumetrica nominale del 10%. E' stata analizzata l'influenza della microstruttura e dei difetti sulla propagazione delle cricche di fatica.

Materiale e procedure sperimentali

La composizione chimica nominale della matrice metallica di questo composito, è la seguente [2]:

Tabella 1: composizione chimica della matrice, a base Al, in % in peso

	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ni	Ti	Zn	Altri
Min.	9.5	0.8	3.0	0.5	0.3	1.0	0.0	0.00	0.03
Max.	10.5	1.2	3.5	0.8	0.5	1.5	0.2	0.03	0.10

Le particelle di SiC sono state iniettate durante il processo di colata sotto pressione in forme di lastre di dimensioni di 12.7x140x140 mm. Le caratteristiche meccaniche sono [3]:

$$R_{p0.2} = 144.2 \text{ MPa} \quad R_m = 184.0 \text{ MPa}$$

Da queste lastre sono stati ottenuti mediante taglio con getto di acqua ad alta pressione provini per prove di trazione e per prove di meccanica della frattura CT (compact type). Per eseguire la lavorazione è stata utilizzata questa tecnologia in quanto le particelle di SiC rovinano in modo eccessivamente rapido gli utensili. L'apice dell'intaglio dei provini CT è stato ottenuto elettroerodendo per una lunghezza di 1.5 mm.

Sono state eseguite prove di fatica sul composito contenente il 10% volumetrico di SiC, secondo la normativa ASTM E647, utilizzando un macchina per prove meccaniche servoidraulica INSTRON 8501, controllata mediante computer. La misurazione della lunghezza della cricca veniva

effettuata durante lo svolgimento della prova mediante rilevamento estensimetrico. Le prove sono state condotte nelle condizioni di temperatura, umidità ed aria di laboratorio, applicando un carico sinusoidale ad ampiezza costante, con rapporto di carico $R=P_{\min}/P_{\max}$ pari a 0.5, ad una frequenza di 20 Hz. Sono state scelte queste condizioni di carico per analogia a precedenti lavori[4,5]. Le superfici di frattura sono state estensivamente analizzate per mezzo del microscopio elettronico a scansione SEM dotato di EDX. Si è poi provveduto al rilevamento dei profili longitudinali della frattura su sezione del provino nichelato dopo frattura. I risultati sono stati interpretati alla luce anche di una attenta analisi metallografica con e senza attacco[3].

Analisi metallografica

Il composito è stato esaminato nelle condizioni di fornitura, senza alcun trattamento termico successivo alla solidificazione.

L'osservazione al microscopio ottico della superficie lucidata (ma non attaccata) rivela una distribuzione fortemente disomogenea delle particelle di SiC, con una densità maggiore in prossimità delle due superfici laterali.

La microstruttura osservata presenta grani molto fini dato che le particelle di carburo di silicio fungono da siti preferenziali di nucleazione. In prossimità delle particelle di SiC si trovano spesso fasi identificate mediante EDX come $(Al,Cu,Ni)_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$ (figura 1). Vi sono inoltre delle particelle di tipo scrittura cinese [6], la cui composizione è prossima a quella della fase Al_3NiCu .

Sono state trovate inoltre diverse fasi molto fini (p.e. Al_7Cu_4Ni o la fase aciculare Al_5FeSi), insieme a strutture dendritiche a base prevalente di Al e ad un eutettico complesso (figura 2).

I grani della matrice hanno una dimensione media di circa 16 μm , mentre le particelle di carburo di silicio hanno un diametro nominale di circa 8 μm .

Risultati sperimentali

Dalle prove di tenacità, è stato ottenuto un valore di tenacità alla frattura medio (K_{IC}) di 15.3 $MPa\sqrt{m}$. Le prove eseguite indicano una sostanziale indipendenza del valore della tenacità rispetto alla direzione dell'intaglio.

Sono state quindi eseguite prove di propagazione a fatica secondo le modalità sopra esposte, ed i risultati sono stati interpolati utilizzando la relazione di Paris [7], valida nello stadio II di propagazione della cricca di fatica. I punti sperimentali ottenuti sono rappresentati nella figura 3.

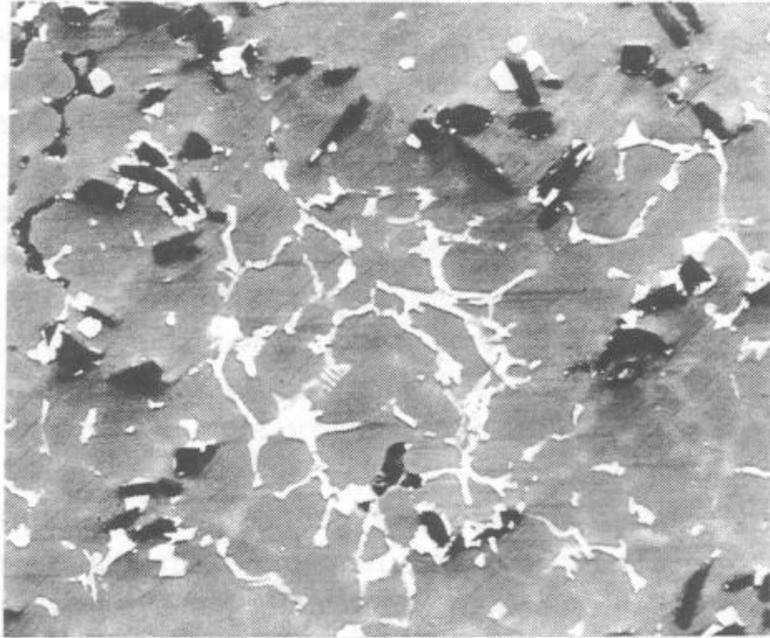


Figura 1: Metallografia delle superfici non attaccate con evidenza di nucleazioni di fasi complesse sui carburi di silicio $[(Al,Cu,Ni)_{15}(Fe,Mn)_3Si_2]$ (x 540)

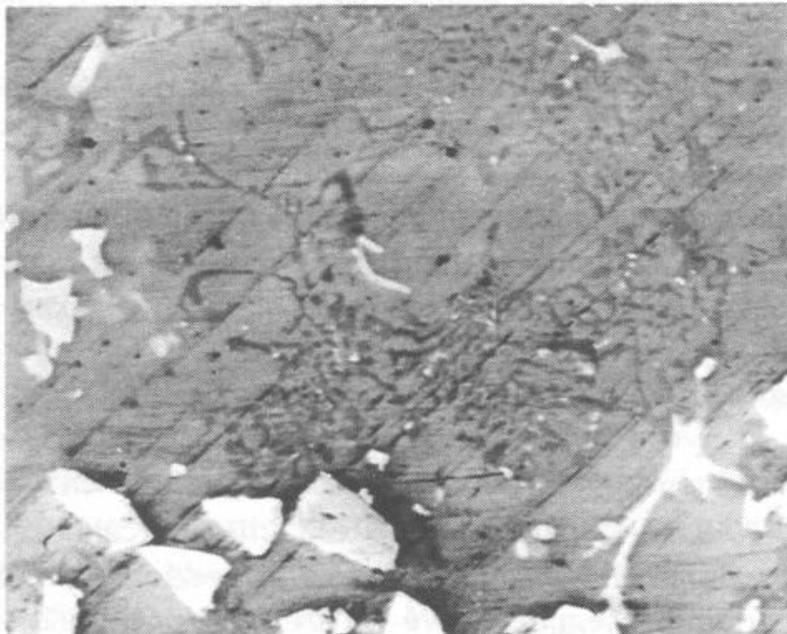


Figura 2: Metallografia della superficie non attaccata con eutettico complesso (x 1500).

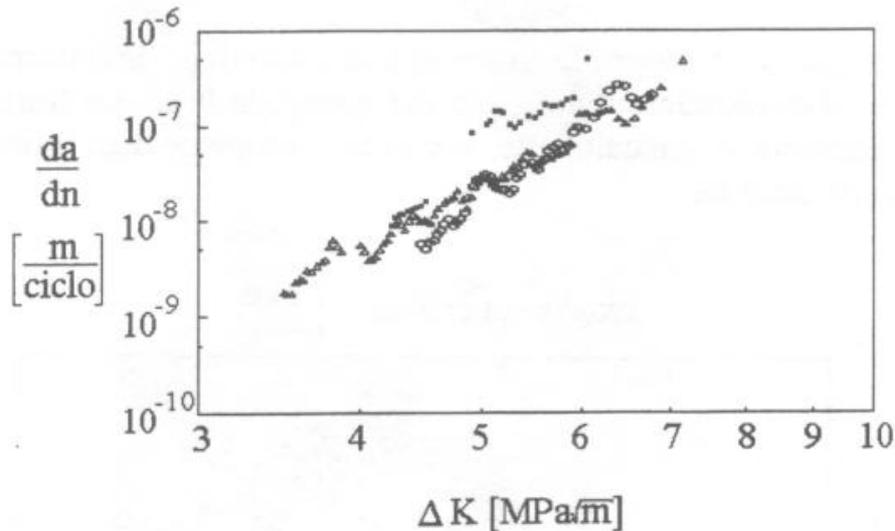


Figura 3: Punti sperimentali della propagazione della cricca di fatica ottenuti per $R=0.5$, con tre diverse prove

La dispersione dei risultati per più prove condotte nelle stesse condizioni è superiore a quella caratteristica delle leghe di alluminio che per una lega 2091 è dell'ordine di $\pm 20\%$ [8]. I punti sperimentali hanno un andamento che, pur seguendo la forma sigmoideale propria del comportamento a fatica delle leghe di Al [4], presentano una serie di oscillazioni. Ciò è evidente nella figura 4, dove al diagramma $da/dn-\Delta K$ di una prova di fatica è associato il profilo laterale della cricca di fatica (ottenuto con osservazioni al SEM della zona centrale del provino CT).

Dal paragone tra i due diagrammi è evidente che ad ogni variazione brusca dell'andamento della curva $da/dn-\Delta K$ corrisponde lungo il profilo della cricca una variazione dell'angolo fra la direzione di propagazione della cricca e la direzione di applicazione del carico ($\pm 20\div 30^\circ$). Alla propagazione della cricca ortogonale alla direzione di applicazione del carico corrisponde una velocità pressochè costante.

La cricca avanza scegliendo il percorso più facile, procedendo ad esempio attraverso fasi fragili e porosità; un percorso tormentato connesso ai numerosi difetti presenti in questo materiale implica momenti di rapida propagazione della cricca e momenti di rallentamento dovuto al manifestarsi di modi di frattura misti e ad effetti di chiusura [9,10]. L'effetto di chiusura è dovuto sia ad interferenza tra le due superfici molto irregolari sia a particelle di ossido di Al prodotte per sfregamento, che vanno ad interporsi tra le due superfici. Durante l'avanzamento la cricca, come già evidenziato da altri ricercatori [11], evita sia le particelle di SiC che l'interfaccia particella/matrice. L'incontro con grappoli di particelle di SiC (osservati al SEM) può

comportarne la deviazione con momentaneo rallentamento della sua propagazione.

Nella figura 5 è possibile osservare la superficie di frattura nichelata e lucidata fino ad evidenziare delle isole del materiale base. La frattura interessa solo saltuariamente e casualmente i carburi, propagandosi prevalentemente all'interno della matrice.

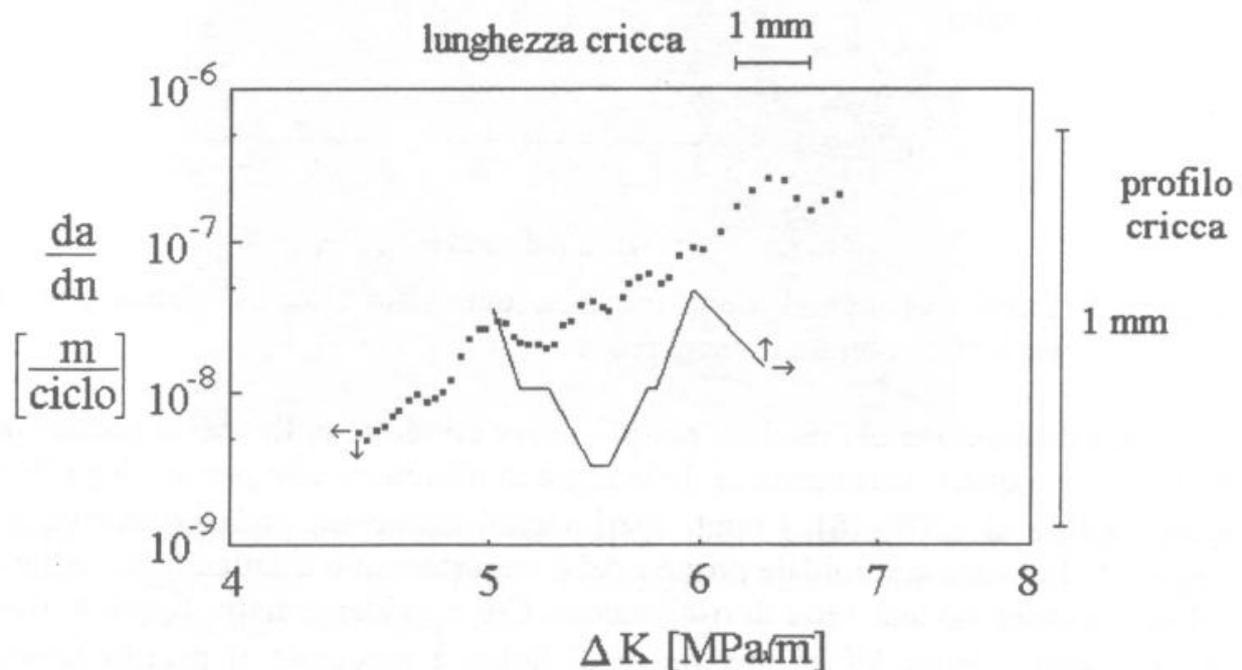


Figura 4: Propagazione della cricca di fatica e profilo longitudinale in funzione della lunghezza della cricca o del ΔK

Conclusioni

La struttura del composito particellare esaminato in questo lavoro presenta numerose fasi, la cui nucleazione avviene anche in prossimità delle particelle di carburo di silicio.

I risultati delle prove di fatica indicano una dispersione più elevata degli analoghi materiali monolitici, a causa della disomogeneità della struttura, difetti e distribuzione delle particelle di carburo di silicio. La tortuosità della frattura comporta accelerazioni e rallentamenti per la presenza di fasi fragili e di effetti di ritardo.



Figura 5: Superficie di frattura nichelata e lucidata (x 500)

Bibliografia

- [1] S.V. Nair, J.K. Tein e R.C. Bates, *Int. Metals Rev.* 30, 275 (1985).
- [2] ALCAN Handbook: *Duralcan Composites F3D.10S and F3D20.S in 0-10mm cast-to-size tensile bar.*
- [3] P.Zenisek, M.Losertova, F.Iacoviello, M.Cavallini, L.Hyspeckà *Structure and mechanical properties of Al Si metal matrix composites with (SiC)_p additions.* Metall. Sci. Technol, (in stampa).
- [4] M.Cavallini, F. Iacoviello *Fatigue models for Al alloys*, *Int. J. Fatigue* 13, 442-446 (1991).
- [5] M.Cavallini, F.Iacoviello, F.Felli *Propagazione della cricca di fatica in una lega Al-Li 8090*, Atti del convegno IGF9, Roma giugno 1993, p.171.
- [6] L.Backerud, G.Chai, J.Tamminen, *Solidification characteristics of Aluminium alloys*, Vol.2, Foundry alloys, University of Stockholm, AFS/Skanaluminium.
- [7] P.C.Paris, F.Erdogan *A critical analysis of crack propagation laws* *Trans.ASME, J.Basic Eng.* 85n,528 (1963).
- [8] M.Cavallini, F.Iacoviello *A statistical analysis of fatigue crack growth in a 2091 Al-Cu-Li alloy*, *Int. J. Fatigue* 17,135-140 (1995).
- [9] W.Elber *Damage tolerance in aircraft structures* ASTM STP 486, 1971, p.280.
- [10] E.Zaiken, R.O.Ritchie *On the development of crack closure and threshold condition for short and long fatigue cracks in 7150 Al alloys* *Metallurgical Transaction* , Vol 16A (1985), 1467.
- [11] D.M. Knowles, J.E.King *The influence of ageing on fatigue crack growth in SiC-particulate reinforced 8090*, *Acta metall. mater*, vol.39 n.5 p793, 1991.