

# Compositi a matrice di alluminio rinforzati con particelle: vantaggi e svantaggi rispetto alle leghe tradizionali

G. M. La Vecchia, F. D'Errico, F. Micari

*I compositi a matrice metallica rinforzati con particelle stanno sempre più diffondendosi nella produzione industriale di componentistica strutturale dedicata al settore trasporti. I costi relativamente contenuti, l'impiego di tecnologie di produzione convenzionali e l'ottimizzazione di quelle dedicate, stanno espandendo rapidamente il loro utilizzo anche a settori per produzione di serie, grazie ad un miglior rapporto costi/benefici. Interessanti, in tal senso, sono i risultati ottenuti da recenti ricerche, finalizzate ad approfondire quali meccanismi di danneggiamento intervengono nell'applicazione di carichi statici, dinamici, nonché quelli che hanno luogo per fenomeni di usura. La buona correlazione tra dati sperimentali e microstruttura del materiale ha consentito di individuare i parametri guida per l'ottimizzazione sia dei processi di fabbricazione, sia delle caratteristiche meccaniche funzionali. Utili indicazioni sono state estrapolate, al fine di garantire una maggior replicabilità ed affidabilità delle prestazioni in esercizio, per questa tipologia di materiali.*

**Parole chiave: materiali compositi, selezione materiali, caratterizzazione materiali**

## INTRODUZIONE

I compositi a matrice metallica (MMC, Metal Matrix Composites), e più in particolare quelli rinforzati con particelle (DRC, Discontinuously Reinforced Composites), offrono importanti opportunità nell'ambito della produzione di componentistica strutturale in campo aerospaziale, aeronautico ed automotive. La bassa massa volumica caratteristica delle leghe di alluminio, da sempre, ha concentrato gli interessi dei progettisti, per i quali lo sviluppo delle prestazioni di un oggetto non può prescindere dall'utilizzo di materiali lightweight [1-4]. I bassi carichi di snervamento ed i limitati valori del modulo elastico che contraddistinguono questa famiglia di leghe metalliche hanno, tuttavia, imposto dei vincoli insormontabili, dato che tutto quello che si riusciva a guadagnare in termini di peso utilizzando l'alluminio al posto di leghe dotate di maggior densità, inevitabilmente si perdeva in termini di volume.

L'inserzione di una fase secondaria (solitamente materiale di natura ceramica, ossidi o carburi) caratterizzata da elevata resistenza ed elevato modulo elastico consente di incrementare alcune delle caratteristiche meccaniche che rendono le leghe di alluminio poco fruibili in applicazioni strutturali [5-7]. I compositi a matrice di alluminio così ottenuti sono ormai da tempo stati caratterizzati con lavori sperimentali che si occupano sia degli aspetti microstrutturali sia della effettiva applicabilità degli stessi a settori non soltanto di nicchia, ma interessati ad una produzione su larga scala. Si tenta, infatti, di sfruttare la versatilità che questa tipologia di composito offre: il rinforzante ceramico in particelle ( $\text{SiC}$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,

$\text{TiC}$ ,  $\text{B}_4\text{C}$ ) permette di ottenere materiali pressoché isotropi, con costi relativamente contenuti, se rapportati ad analoghi compositi rinforzati con fibre [3, 8].

Pur fissando il tipo di matrice e di rinforzante, stretta è la dipendenza delle caratteristiche meccaniche dalla microstruttura finale, intesa in termini di percentuale di rinforzante, dimensione media delle particelle e loro distribuzione. Ne consegue che anche il processo di fabbricazione, in quanto in grado di intervenire sulla microstruttura del componente finito, ha una notevole influenza sulla performance del materiale [9-11].

Ulteriore vantaggio consiste nella possibilità di applicare per la fabbricazione dei compositi di alluminio rinforzati con particelle processi tecnologici tradizionali, limitando, in tal modo, gli interventi di conversione negli impianti. Tecnologie dedicate del tipo net-near-shape (produzione dei componenti in forma pressoché finita), quali la sinterizzazione mediante pressatura isostatica a caldo (Hot Isostatic Pressing), mirano ad omogeneizzare la microstruttura finale grazie ad una migliore distribuzione del rinforzante all'interno della matrice. Non meno rilevanti sono gli effetti benefici indotti da questo tipo di tecniche di produzione sulla microstruttura in termini di miglior omogeneità microstrutturale e maggiore resistenza del legame all'interfaccia matrice-rinforzante [12-19]. Si vuole in tal modo, da un lato abbattere i costi relativi alle necessarie operazioni di finitura, onerose poiché richiedono l'utilizzo sia di utensili dedicati sia di parametri di lavorazione a bassa produttività a causa dell'elevata durezza conferita dal rinforzante di natura ceramica, dall'altro, si vuole garantire una minore dispersione delle proprietà meccaniche. L'obiettivo di conseguire una maggiore replicabilità dei risultati, sì da abbattere i coefficienti di sicurezza applicati in fase di progetto, tuttora troppo elevati per questa tipologia di materiali.

Una progressiva tendenza ad adottare gli MMC rinforzati con particelle per componenti strutturali dimensionati con i principi della progettazione di tipo "fail safe", ha reso inoltre necessaria un'approfondita campagna di studio focaliz-

G. M. La Vecchia  
Dipartimento di Ingegneria Meccanica, Università di Brescia

F. D'Errico  
Dipartimento di Meccanica, Politecnico di Milano

F. Micari  
FSconsulting, Milano/Bergamo

Memoria presentata al 29° Convegno nazionale AIM, Modena, 13-15 novembre 2002

zata sui meccanismi di danneggiamento in presenza di carichi dinamici, correlandone i risultati con i parametri microstrutturali [20-24].

Scopo di questo articolo è proprio quello di offrire una panoramica sui compositi a matrice di alluminio rinforzati con particelle, mettendo in luce le peculiarità fisico-meccaniche che maggiormente sono coinvolte in fase progettuale nonché gli aspetti salienti legati alla loro produzione ed al loro impiego.

CARATTERISTICHE MECCANICHE SPECIFICHE

Analizzando la produzione degli MMC dedicati ad applicazioni di tipo strutturale, storicamente si registra una certa tendenza ad incrementare il tenore di rinforzante sino alle soglie ritenute ottimali del 25-30%. Valori superiori sono considerati critici per le proprietà di duttilità e di tenacità del composito, valori troppo bassi non producono, d'altra parte, gli effetti desiderati per quanto riguarda l'incremento delle caratteristiche meccaniche (statiche e dinamiche) ed il comportamento ad usura. Le alte percentuali di rinforzo e l'ottimizzazione dei processi in grado di ottenerle [25-26] sono invece ricercate nel caso di componenti dedicati ad impieghi per i quali le specifiche fondamentali sono elevata durezza, ottimo comportamento ad usura e ridotti coefficienti di dilatazione termica (dischi freno, cielo dei pistoni e sedi per fasce elastiche per motori a combustione per impieghi terrestri, ecc.). Considerando, a titolo di esempio, l'andamento del modulo elastico al crescere della percentuale di rinforzo (fig. 1) è interessante notare come questo sia pressoché lineare in funzione della percentuale di rinforzo, per una grande varietà di compositi a matrice di alluminio, e, soprattutto, come la dispersione dei risultati attorno la retta di regressione lineare diminuisca sensibilmente a partire da valori di soglia per il rinforzante prossimi al 25% in volume. Oltre certi tenori, quindi, il fenomeno di rafforzamento è influenzato soltanto dalla frazione in volume, piuttosto che dalla tipologia delle particelle.

Più che del valore assoluto, comunque, la scelta del materiale più adatto per componenti strutturali deve tener conto del valore specifico del modulo di Young, relativo, quindi, alla massa volumica. Tale parametro, infatti, mediante l'ausilio delle mappe di Ashby, permette di effettuare una scelta ottimizzata del materiale in base ai parametri ritenuti i capisaldi di un progetto, variabili, ovviamente, da caso a caso in funzione delle specifiche funzionali dell'oggetto [27]. Per le applicazioni strutturali dedicate al settore trasporti, la riduzione delle masse e delle inerzie deve essere conseguita in fase di progetto senza indurre eccessivi incrementi di volumi e decrementi in rigidità, spesso sinonimi di incompatibilità tra le deformazioni sotto carico e gli ingombri funzione dei vincoli imposti.

Un DRC base alluminio rinforzato in particelle esibisce valori del parametro  $E/\rho$  intorno ai 40 GPa/(Mg/m<sup>3</sup>), pari a circa 1,5 volte rispetto a quello di un acciaio e di una lega di Ti per impieghi strutturali, e quasi il doppio rispetto a quello di una ghisa.

Anche la scelta del processo produttivo esercita una notevole influenza sui parametri microstrutturali e sulle proprietà meccaniche dei materiali compositi. I processi di fabbricazione che utilizzano la matrice allo stato fuso spesso hanno come conseguenza l'insorgere di difetti microstrutturali quali porosità, zone di addensamento delle particelle (clusters), indebolimento del legame all'interfaccia causato dalla precipitazione di fasi secondarie fragili.

Pur con diversi meccanismi di danneggiamento, che vanno dalla coalescenza dei microvuoti pregressi (porosità) alla comparsa di nuove microcavità riconducibili sia a scollamenti all'interfaccia matrice-rinforzo, sia a rotture imputabili

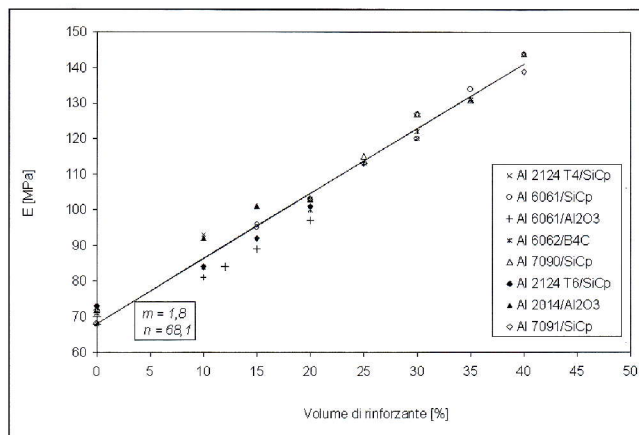


Fig. 1 - Andamento del modulo elastico per alcuni DRC rinforzati con particelle.

Fig. 1 - Different DRCs evaluated in terms of particle reinforcement percentage vs. Young's modulus.

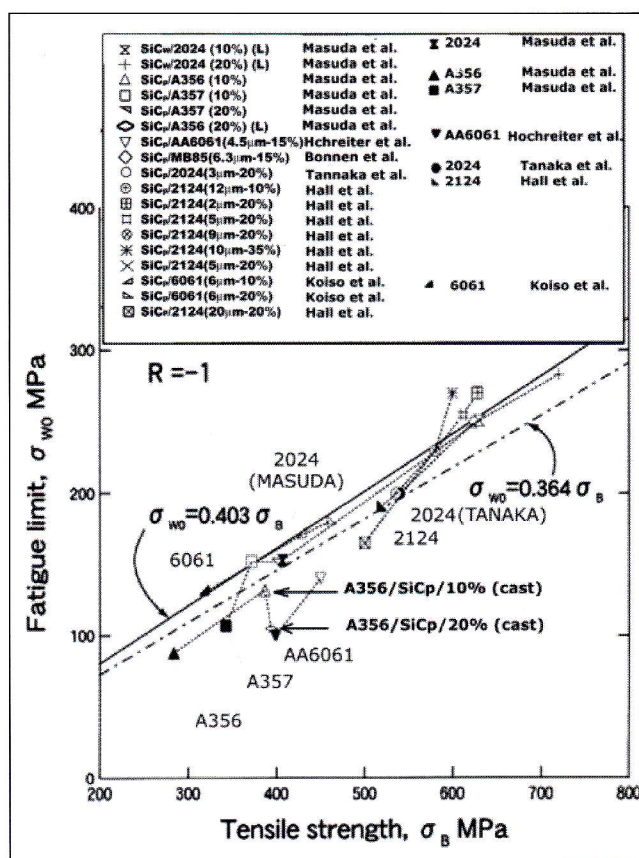


Fig. 2 - Relazione tra il limite a fatica ed il carico a rottura per alcune leghe di alluminio rinforzate e non rinforzate [40].

Fig. 2 - Fatigue limit vs. ultimate tensile strength for several aluminium alloys and MMCs having the same metallic matrix.

li a stati di sovrasollecitazione localizzati all'interno dei clusters, l'effetto delle difettosità microstrutturali porta a decrementi sensibili delle proprietà meccaniche del materiale, soprattutto se sottoposto a carichi ciclici [28-32].

In quest'ottica, la produzione di componenti in materiale composito, realizzati facendo ricorso alla metallurgia delle polveri, permette di ottenere una microstruttura sicuramente più omogenea. L'innesco delle microcricche di fatica, in questo caso, avviene in maniera predominante a causa della rottura delle particelle [33-34]. Forte influenza esercita la dimensione media delle stesse sul meccanismo di rottura a temperatura ambiente. Alcuni studi hanno infatti messo in

evidenza come, a parità di percentuale di rinforzante, l'incremento delle dimensioni medie delle particelle produca il decremento di tutte le caratteristiche meccaniche e di duttilità del materiale [35-36].

Una microstruttura più omogenea ed un ridotto grado di difettosità, per di più, ha consentito di individuare le correlazioni esistenti tra i due parametri microstrutturali fondamentali di un DRC (dimensione lineare media delle particelle e tenore di rinforzante) ed il comportamento a fatica ad alto numero di cicli (HCF) [37]. Il valore del limite a fatica (rapporto di fatica  $R = -1$ ) per tali materiali tende ad aumentare con il crescere del tenore di rinforzante e con il decrescere della dimensione media delle particelle [38-40]. Alcuni Autori, tuttavia, documentano tendenze contrastanti per compositi Al 6061/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> con valori del limite a fatica per il materiale rinforzato che, a seconda dei casi, risultano più bassi [41], o più alti [42] rispetto a quelli propri del materiale non rinforzato.

Recenti studi [40] hanno portato alla determinazione di un dato abbastanza affidabile circa il rapporto di fatica ( $L_f/r_m$ ) di questi materiali, mettendo in evidenza quanto importante risulti disporre di un composito quanto più omogeneo possibile, condizione questa che, ancora una volta, individua come ottimali i DRC prodotti mediante metallurgia delle polveri.

In figura 2 è riportato un diagramma che correla i dati di resistenza a fatica illimitata ( $10^7$  cicli,  $R = -1$ ) con quelli di resistenza statica a trazione, per una grande varietà di DRC a matrice di alluminio. Tutti i materiali sono stati prodotti mediante metallurgia delle polveri, fatta eccezione dei compositi A356/SiC<sub>p</sub> e A357/SiC<sub>p</sub> (getti). In legenda sono riportate anche le informazioni relative alla dimensione media delle particelle e della loro percentuale in volume all'interno della matrice (quando non specificato, si tratta comunque di particelle con dimensione media lineare al di sotto dei 12µm).

Le linee tratteggiate uniscono dati relativi alle caratteristiche meccaniche acquisiti per una ben definita tipologia di matrice: in particolare tali linee uniscono icone piene relative alla lega madre, ed icone vuote relative a compositi a partire da questa matrice.

Dal grafico appare subito evidente che il limite a fatica per una lega rinforzata è sempre superiore rispetto a quello della lega base, e tende ad aumentare al crescere del tenore di rinforzante. Fanno eccezione il composito A356/SiC<sub>p</sub> ed il 2124/20%SiC<sub>p</sub>/20µm, per i quali si registra un valore per il limite di fatica inferiore rispetto quello della lega base. Per il primo, prodotto per fusione, il decremento è imputabile all'elevato grado di porosità riconducibile al processo di fabbricazione, difettosità tanto più diffusa quanto maggiore è il tenore di rinforzo [43]. Per il secondo il decremento del limite di fatica, in concomitanza con una riduzione del carico unitario a rottura, è riconducibile all'impiego di particelle di rinforzo di maggiori dimensioni, e quindi più sensibili a rotture in presenza di carichi ciclici [44]. Pertanto, fermo restando gli effetti che sul limite di fatica ha la tecnologia produttiva, la dimensione del rinforzante ed il suo tenore, il ricorso a diagrammi come quello riportato in figura 2 offre al progettista un sicuro aiuto per la progettazione a fatica di componenti realizzati in materiale composito a matrice di alluminio.

**SCelta DELLE GRANDEZZE CARATTERIZZANTI UN MMC IN FUNZIONE DELL'IMPIEGO**

Sempre rimanendo nel settore dei trasporti, che ad oggi rappresenta la maggior parte del mercato per gli MMC a matrice di alluminio, è possibile individuare per questa famiglia di materiali alcuni impieghi caratteristici. Tra questi citiamo: dischi freno, bielle, componentistica per rotori, telai per biciclette. Ciascuno di questi componenti presenta criticità o

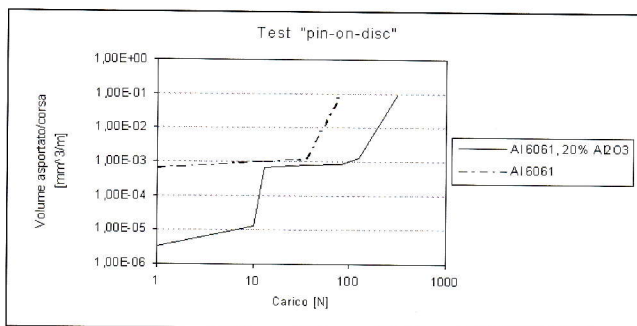


Fig. 3 – Comportamento tribologico: confronto tra composito Al 6061/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 20% e la lega base [62].

Fig. 3 – Wear behaviour diagrams of the composite Al 6061/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 20% compared with the 6061 alloy.

per R<sub>m</sub> o per L<sub>f</sub> o per resistenza ad usura. Si comprende pertanto come le sopraccitate caratteristiche siano sempre più frequentemente oggetto di ricerca. Numerosi studi mirano a determinare il legame tra queste proprietà meccaniche, il tipo di matrice e di rinforzante e le condizioni di esercizio.

**Resistenza all'usura**

L'elevata resistenza all'usura è una delle caratteristiche meccaniche che, nel corso degli anni, ha favorito la diffusione dei compositi a matrice di alluminio. La possibilità di poter abbinare una limitata massa volumica dell'alluminio con le ottime caratteristiche tribologiche del rinforzante ceramico, rende questi materiali particolarmente attraenti per una vasta gamma di possibili applicazioni industriali.

Per questi motivi sono sempre più numerosi gli studi mirati a conoscere i parametri che guidano i fenomeni di usura, in funzione anche delle diverse variabili legate sia ai materiali sia alle condizioni di esercizio.

I fenomeni associati al danneggiamento per usura dei materiali sono influenzati tanto da parametri di natura fisico-meccanica (condizioni di carico, velocità relativa, geometria del contatto, ecc.), quanto a parametri legati al materiale (affinità chimica dei materiali considerati, punto di fusione, durezza superficiale, ecc.) o alla tipologia di contatto tribologico (presenza di un terzo corpo o di lubrificante, reazioni chimiche, trasferimento di film solidi da un materiale all'altro, picchi di temperatura).

Pertanto, l'insieme di tutti questi fattori sono da tenere ben presente quando si deve realizzare un nuovo componente in MMC.

I meccanismi che portano al danneggiamento per usura sono legati alla risposta alle sollecitazioni dinamiche sia della superficie del materiale (deformazione plastica locale, fatica, microzone di fusione), sia della parte di materiale immediatamente al di sotto della superficie di contatto (elevati tensori di sforzo-deformazione, nucleazione di microvuoti, microcricche, interazioni matrice rinforzante), sia, infine, all'interposizione di un terzo corpo (particelle degli stessi materiali coinvolti che agiscono sia meccanicamente sia chimicamente nella zona di contatto).

Nel seguito verrà fatta una breve panoramica sul comportamento ad usura dei MMC considerando le variabili sopra elencate distinte nelle due classi definite come fattori esterni e fattori interni.

**Fattori esterni**

Le prove di laboratorio atte ad investigare i fenomeni di usura sono del tutto simili per modalità a quelle sviluppate per testare le leghe tradizionali.

In figura 3 è riportato un diagramma caratteristico del comportamento ad usura di un Al 6061/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (a confronto con la lega base) quale esempio classico di comportamento tri-

MEMORIE

11-12/2003

bologico degli MMC rinforzati con particelle: la perdita di peso (volume asportato per unità di lunghezza) è riportata in funzione del carico.

Tutti gli studi presenti in letteratura [45-51] sono concordi nel rilevare un andamento tipico per i compositi, caratterizzato da due punti di discontinuità nella legge volume asportato-carico, al contrario di quanto accade per il materiale compatto. L'andamento, inoltre, mostra quanto sia vantaggioso l'utilizzo dei compositi fintanto che i carichi in gioco si mantengono al di sotto di un certo valore di soglia (primo punto di discontinuità).

Infatti mentre per carichi bassi si ha un sensibile vantaggio rispetto ai materiali compatti, questo tende ad annullarsi spostandoci verso forzanti maggiori.

La motivazione di tale comportamento è stata individuata nel fatto che per valori bassi di pressione superficiale le particelle di rinforzante (per la maggior parte dei casi SiC) fanno da "portante" del carico e il danneggiamento avviene principalmente a fenomeni ossidativi (oxidative microgrooving); quando si supera il carico di transizione la componente ceramica non riesce a supportare l'elevato carico specifico e si assiste ad una frammentazione delle particelle. A questo punto intervengono fenomeni di danneggiamento dovuti sia alla crescita di cricche nella zona subsuperficiale ed alla conseguente delaminazione della matrice, sia a fenomeni di usura dovuti alla presenza di un terzo corpo abrasivo costituito dalle stesse particelle di rinforzante distaccatesi dalla matrice. Questo porta i valori di perdita di peso del materiale composito prossimi a quelli del materiale compatto. Per quanto attiene il comportamento sotto carichi elevati, la componente ceramica ha solo la funzione di ritardare il brusco aumento nei valori di perdita di peso, spostandoli verso carichi applicati maggiori rispetto a quelli propri dell'alluminio base. Una giustificazione a questo fenomeno è stata trovata nella differente risposta dei due materiali alle alte temperature: nella lega base, infatti, si assiste alla comparsa di diffuse zone di adesione (microsaldature locali), prime responsabili del fenomeno di danneggiamento, al contrario, il danneggiamento per il composito, a pari condizioni, è guidato sostanzialmente da fenomeni di delaminazione subsuperficiale [62].

I compositi hanno inoltre una risposta all'usura da scorrimento che varia al variare della velocità relativa. Recenti studi hanno dimostrato come si possa identificare per questi materiali un valore di transizione di velocità di scorrimento, diverso per le diverse composizioni [45].

Nella maggioranza dei casi sono state identificati dei valori di velocità di transizione, compresi tra 1,2 - 3,6 m/s, superati i quali si ha un brusco cambiamento nei meccanismi di danneggiamento. Per bassi valori di velocità di scorrimento la perdita di materiale, ancora una volta, è imputabile a fenomeni di delaminazione subsuperficiale e crescita delle microcricche che fanno staccare porzioni di materiale, le quali, a loro volta, contribuiscono al fenomeno di usura fungendo da terzo corpo. Superato il valore di transizione si innescano, invece, fenomeni di usura adesiva e abrasiva che non inducono asportazione di porzioni di materiale di dimensioni rilevanti, e sono contrastate dalla presenza della componente ceramica.

Anche fattori ambientali, quali la temperatura esterna, possono influenzare la risposta a questo tipo di usura, anche se non è mai stato riscontrato un vantaggio significativo nell'utilizzo di un composito piuttosto che una lega base. In condizioni di utilizzo ad alta temperatura, infatti, il fenomeno dell'usura è controllato dalla matrice che vede significativamente diminuire le sue caratteristiche meccaniche. Va comunque detto che l'aggiunta, per esempio, di particelle di SiC in una matrice di alluminio migliora in generale la stabilità termica del materiale e dunque ha un benefico effetto indiretto anche sul fenomeno di usura.

#### Fattori intrinseci

Il tentativo di correlare la microstruttura al diverso comportamento ad usura dei DRC, ha portato ad individuare un legame diretto tra meccanismi di danneggiamento ed i classici parametri microstrutturali che ne caratterizzano, in generale, il comportamento meccanico (morfologia delle particelle, loro distribuzione all'interno della matrice, natura del legame all'interfaccia con la matrice metallica).

In particolare, in tutti i casi in cui è il rinforzante a comandare il fenomeno di usura (bassi carichi o alte velocità) la bontà del legame all'interfaccia tra matrice e particelle, unitamente alla resistenza intrinseca della ceramica usata, rende il materiale più o meno resistente. Risulta dunque fondamentale la scelta della ceramica che escluda l'insorgere di reazioni chimiche che portano alla formazione di composti fragili localizzati all'interfaccia con la matrice metallica: si è visto, per esempio, che rinforzando una lega 6061 con particelle di TiC si estendeva la zona superficiale in cui si avevano fenomeni di microcricche e delaminazione, rispetto a quanto riscontrato con la stessa matrice rinforzata con SiC, TiB<sub>2</sub> e B<sub>4</sub>C con ovvi effetti negativi sul livello di usura a parità di condizioni di prova [46].

Insieme alla tipologia del rinforzante ha anche una certa rilevanza la dimensione media delle particelle. Studi sperimentali effettuati sull'argomento [47-48] non hanno portato, tuttavia, alla definizione di un legame diretto tra la resistenza ad usura e la dimensione del rinforzante. Quello che sicuramente è emerso è che, ancora una volta, il livello di danneggiamento risulta legato alla forza applicata ed alla velocità relativa con cui viene condotta la prova. Prove effettuate su materiali rinforzati con particelle di SiC hanno messo in evidenza un peggioramento del comportamento del materiale con l'aumentare della dimensione media delle particelle [49]. Questo fenomeno è stato imputato all'aumento delle rotture di particelle, il che ha reso la delaminazione il meccanismo di danneggiamento prevalente.

Di contro altre ricerche [50] hanno evidenziato, per prove condotte a bassi carichi, un migliorato comportamento del materiale all'aumentare delle dimensioni del rinforzante. Sempre in relazione alle particelle di rinforzante si possono correlare i livelli di usura con la percentuale e la distribuzione delle stesse in seno alla matrice. Per esempio, nel caso di leghe di alluminio rinforzate con particelle di allumina [51] si nota un peggioramento marcato del livello di danneggiamento della superficie quando la componente ceramica è presente in percentuale superiore al 35% in peso.

Aumentare la percentuale di rinforzante significa anche far crescere il numero di zone preferenziali di innesco cricca (superfici di contatto matrice/rinforzante, eventuali asperità delle particelle) amplificando il fenomeno di distacco di porzioni di materiale per microcracking superficiale.

Anche la distribuzione delle particelle di rinforzo può influenzare il buon comportamento del materiale testato. La presenza di cluster di particelle, che spesso è legata ai parametri di produzione del composito, crea delle forti disomogeneità nel materiale: avremo così delle zone di matrice, dove la resistenza ad usura sarà quella della lega base, e, cosa ancora più dannosa, delle zone di concentrazione degli sforzi in corrispondenza degli addensamenti di particelle, il più delle volte accompagnate da un elevato numero di difettosità (scollamenti che causano formazione di microvuoti). Appare quindi chiaro come le disomogeneità microstrutturali riducano la resistenza all'usura rispetto alle attese.

Visto l'elevato numero di variabili spesso tra loro indipendenti in grado di influenzare il comportamento ad usura di un MMC, per aiutare nella scelta del giusto materiale sono state realizzate apposite mappe, o schemi che cercano di dare una visione di insieme delle condizioni di impiego e della conseguente risposta del materiale.

Nonostante ciò, come quasi sempre accade in campo inge-

gnistico, bisognerà scegliere la soluzione di compromesso tra necessità funzionali e reali possibilità offerte dal materiale composito.

**COMPORAMENTO A FATICA:  
MECCANISMO DI PROPAGAZIONE DELLA CRICCA**

In letteratura sono apparsi una serie di studi sistematici che mettono in relazione il ruolo che i diversi parametri microstrutturali hanno nel controllo della resistenza a fatica dei compositi a matrice di alluminio rinforzati con particelle: processo di fabbricazione, proprietà della matrice, proprietà del rinforzante, interfaccia matrice/rinforzante, percentuale in volume del rinforzante [3, 32-33].

Per un DRC l'andamento della legge di Paris evidenzia sempre nette differenze rispetto a quella propria di un materiale compatto (fig. 4). Il valore di soglia  $\Delta K_{th}$ , corrispondente all'inizio della propagazione di una cricca all'interno del materiale, è generalmente più elevato per il materiale composito. Sulle superfici di frattura di provini sottoposti a valori del  $\Delta K$  prossimi al valore di soglia (I stadio) si rileva un numero molto limitato di particelle rotte. Lo stato di sollecitazione instauratosi all'apice della cricca non è in grado, cioè, di indurre rotture delle particelle incontrate sul percorso, che causano, anzi, deviazioni della cricca stessa lungo l'interfaccia matrice-rinforzante. Anche i bordi grano sono sede di ostacolo per l'avanzamento della cricca a bassi carichi, e, quindi, è facile imbattersi in superfici di frattura la cui rugosità dipende fortemente sia dalla dimensione media del grano, sia della distanza inter-particellare. La cricca avanzerà, pertanto, lungo un percorso tortuoso e propagherà in modo preferenziale in corrispondenza di zone a bassa resistenza del materiale, localizzandosi ed accrescendosi all'interno della matrice oppure in corrispondenza dell'interfaccia matrice/rinforzante. Contemporaneamente il fenomeno di wedging (mutua compenetrazione) causato dalle asperità della superficie, sfavorisce l'apertura della cricca (crack closure effect) [52].

Alcuni autori [53] hanno analizzato l'influenza esercitata dalla dimensione media delle particelle e dal tenore di rinforzante sul valore del  $\Delta K_{th}$ : al crescere delle dimensioni delle particelle si assiste ad un aumento di  $\Delta K_{th}$ .

La dispersione di particelle ceramiche all'interno della matrice ha l'effetto di aumentare il  $\Delta K_{th}$  e l'esponente  $m$  che regola la legge del Paris:  $da/dN=C [\Delta K]^m$ , mentre riduce la tenacità alla frattura rispetto al materiale non rinforzato [54]. Vista la forte influenza esercitata dal processo di fabbricazione sulla distribuzione del rinforzante e sulla qualità del legame all'interfaccia, ci si dovrà aspettare valori del  $\Delta K$  di soglia abbastanza dispersi per un MMC realizzato mediante tecnologia fusoria, al contrario di quanto si riscontra per lo stesso composito realizzato mediante metallurgia delle polveri o tecnologia spray-forming, ovvero con metodi che permettono di ottenere una microstruttura più omogenea (grano equiassico, inibizione del clustering delle particelle) [19].

Di contro, nel caso di compositi realizzati per via fusoria, gli addensamenti di particelle indotti da segregazioni a bordo delle dendriti, originano una microstruttura fortemente disomogenea che non solo ha effetto sulla nucleazione della frattura, ma che condiziona anche la fase di propagazione della cricca. Come risultato si assiste sì ad un miglioramento nella resistenza alla propagazione della cricca per un effetto di crack closure, riconducibile alle disomogeneità nella distribuzione del rinforzante, ma non trascurabili sono gli effetti che questo aspetto microstrutturale ha tanto sulla affidabilità del dato ricavato, quanto, più in generale, sul comportamento meccanico.

Al di sopra del valore del  $\Delta K$  di soglia, la propagazione della cricca sembra non dipendere dalla microstruttura del ma-

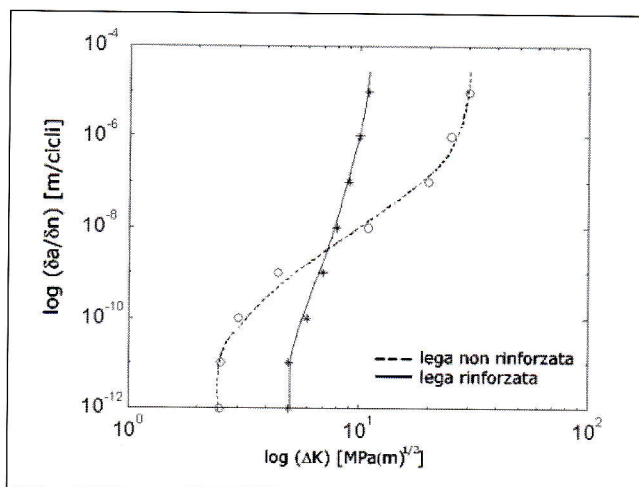


Fig.4 - Rappresentazione qualitativa dell'andamento della velocità di propagazione della cricca in funzione del  $\Delta K$  per un MMC rinforzato in particelle confrontato con quello relativo alla lega base.

Fig.4 - Qualitative crack opening rate versus  $\Delta K$  (Paris' law diagram): dotted line = aluminium alloy, and thick continuous line = MMC reinforced with particles.

teriale. La plasticizzazione all'apice della cricca raggiunge valori tali per cui risulta scarsamente influenzata sia dalla presenza di particelle più o meno grossolane sia dalla loro distribuzione [55, 56].

La qualità del legame matrice rinforzante gioca invece un ruolo predominante nella propagazione della cricca per valori elevati di  $\Delta K$ , dato che questa risulta essere favorita dal fenomeno di bridging offerto dai microvuoti originatisi per scollamento all'interfaccia matrice-rinforzo a causa dell'elevato stato di sollecitazione presente nella zona di plasticizzazione all'apice della cricca.

L'esponente  $m$  non subisce apprezzabili variazioni in funzione della percentuale di rinforzante e della sua dimensione media, come riscontrato su compositi base alluminio (matrice Al 2124, rapporto di fatica  $R=0,1$ ,  $m=5$ ) rinforzati con particelle di SiC in tenori variabili dal 15% al 30%, con dimensioni medie variabili tra i 5 ed i 16  $\mu m$  [57-58].

Nella zona di transizione tra la propagazione stabile della cricca e quella instabile, si assiste ad un rapido incremento dell'esponente  $m$ , solitamente associato ad una sovrapposizione tra due meccanismi di danneggiamento: l'uno tipicamente legato a fenomeni di danneggiamento dinamici (apertura della cricca per plasticizzazione all'apice della stessa), l'altro invece, consistente nella rottura delle particelle di rinforzante, tipicamente riscontrabile in molti MMC sottoposti a prove di natura statica, con applicazione monotona di carichi (sollecitazioni di trazione risultano più critiche rispetto a quelle di compressione). La rottura delle particelle, localizzate in prossimità dell'apice della cricca, è provocata dall'elevato stato di sollecitazione a trazione (imposto dalla fase di salita del ciclo) che si viene ad instaurare in questa porzione di materiale [38, 59]. A differenza di quanto accade in corrispondenza di bassi carichi (valori di  $\Delta K \approx \Delta K_{th}$ ), la particella è sottoposta a carichi tali da provocarne la rottura, a patto che il legame all'interfaccia matrice-rinforzo sia forte.

La probabilità di rottura delle particelle aumenta con l'aumentare della loro dimensione media, in accordo con quanto riscontrato in alcuni modelli previsionali proposti in letteratura [60].

Studi condotti su Al 2124 rinforzato con particelle di SiC di varia dimensione e presente in diversi tenori percentuali in volume (10, 20 e 30%), hanno permesso di evidenziare come il rapporto  $A_r/A_n$  (frazione d'area di particelle rotte/frazione di area occupata da particelle) aumenti proporzional-

MEMORIE

11-12/2003

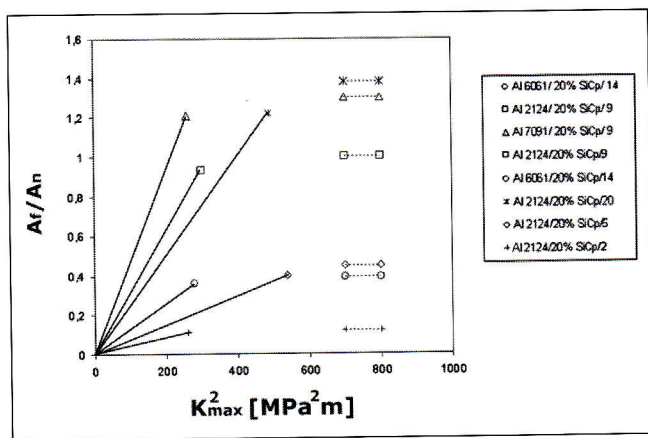


Fig.5 - Andamento della frazione di area interessate da rottura di particelle per propagazione della cricca di fatica in funzione di  $K_{max}^2$  (quadrato del fattore di intensificazione degli sforzi massimo): dati rilevati per diverse tipologie di composito. Le linee tratteggiate rappresentano la soglia per il parametro adimensionale  $A_f/A_n$  relativa ad osservazioni fatte su provini sottoposti a prova monotona statica di trazione [61].

Fig.5 -  $K_{max}^2$  parameter ( $K$ =stress intensity factor) on the fraction of area interested by breaking particles caused by the crack opening phenomena. Dashed lines represent the threshold for the dimensionless parameter  $A_f/A_n$  obtained by collecting data resulting from monotonic tensile tests.

mente al quadrato del  $K_{max}$ , fino ad un valore limite. La prova monotona a trazione fa rilevare valori di  $A_f/A_n$  superiori, se pur di poco, al valore di "saturazione" (figura 5). In definitiva, circa le modalità di propagazione della cricca, si può affermare che, rispetto al materiale compatto, il composito rinforzato con particelle manifesta maggiore resistenza alla propagazione della cricca in corrispondenza del valore del  $\Delta K$  di soglia, grazie a diffusi fenomeni di chiusura della cricca, per poi evidenziare minore tenacità in campo secondario e terziario ( $\Delta K$  elevati) a causa della nucleazione di microvuoti innescati dalla rottura del rinforzante, e conseguente effetto di bridging degli stessi con la cricca principale di fatica (figura 4).

CONCLUSIONI

Fermo restando l'enorme versatilità propria degli MMC a matrice di alluminio rinforzati con particelle, il loro impiego in campo strutturale impone necessariamente che si disponga di informazioni dettagliate circa la microstruttura, e, precisamente, sui tre parametri fondamentali (percentuale di rinforzante, dimensione media delle particelle, legame matrice/rinforzante) che governano il comportamento del materiale in presenza di carichi statici, dinamici o in condizioni di funzionamento che inducono danneggiamenti per usura. Tali informazioni sono state tradotte in una serie di diagrammi esemplificativi del comportamento del materiale in funzione sia dei parametri chiave sia del parametro funzionale (limite a fatica,  $\Delta K$  di soglia, perdita in volume per contatto con corpo antagonista, ecc.). La buona correlazione offerta in tali diagrammi da molti dei materiali appartenenti alla classe dei MMC a matrice di alluminio rinforzati con particelle permette, non solo di ricavare informazioni utili per la fase di progetto, ma consente anche di scegliere opportunamente la metodologia di produzione in base alle funzionalità richieste all'oggetto che con tale composito verrà fabbricato. Per componenti cui si richiede elevata affidabilità e replicabilità dei risultati, e per i quali i costi di produzione risultano meno vincolanti, si opererà per formatura mediante deformazione plastica a caldo, partendo

da semilavorati realizzati per sinterizzazione. In particolare volendo ottenere elevate caratteristiche meccaniche (buon comportamento statico e dinamico), si potrà scegliere tra leghe della serie 2000 rinforzate con particelle dell'ordine dei 2-5µm, presenti in matrice con tenori del 25%. In conclusione, anche nel caso dei materiali compositi a matrice metallica, così come per le più consolidate leghe metalliche tradizionali, il progettista ha oggi a disposizione validi strumenti per la scelta del materiale più adeguato all'impiego, a patto di saperli interpretare mediante una conoscenza di base circa i meccanismi di danneggiamento che interverranno durante l'esercizio.

BIBLIOGRAFIA

1. D.J. LLOYD, Acta Metall. Mater. 39, (1991) p. 59
2. J. WHITE, "Racing into production", Materials World 10 (1997) p.578
3. D.J.LLOYD, Int. Mat. Reviews 39 No1 (1994) p.1
4. T. W. CLYNE and P. J. WITHERS, An introduction to Metal Matrix Composites, Cambridge, Cambridge University Press (1993)
5. A.P. DIVECHA, S.G. FISHMAN, D. KARMARKAR, J. Met. 33 (1981) p.12
6. A.P. DIVECHA, S.G. FISHMAN, "Technical Properties of Silicon Carbide Reinforced Aluminum" Proc. 3rd Int. Conf. On Composite Materials 3 (1979) p.351
7. D.L MC DANELS, Met. Trans. A 16A (1985) p. 1105
8. V.K. LINDROOS, M. J. TALVITIE, J. Mater. Process. Techn. 53 (1995) p.273
9. P.K. ROHATGI, R.ASTHANA, S.DAS, Int. Met. Rev. 51 (1986) p.115
10. R.L. MAHAR, R. JAKASAND, C.A. BRUCH, "Behaviour study of Sappire Wool, Aluminum and Al-Alloys Composites" Tech. Rep. AFML-TR-68 (May 1968)
11. T.W. KLINE, J. F. MASON, Met. Trans. 18 (1987) p.1518
12. K.C. CHAN, G.Q. TONG, L. GAO, J. Mater. Process. Techn. 74 (1998) p. 142
13. C. CARRE, Y. BARBAUX, J. TSCHOFEN, Proc. Int. Conf. on P.M. Aerospace Materials 1991, Lausanne, paper 36
14. H.V. ATKINSON, A.ZULFIA, A. LIMA FILHO, H. JONES, S. KING, Materials & Design 18 (1997) p.243
15. H. JONES, "Rapid solidification of metals and alloys", Monographs series No.8, The Institute of Metallurgists (1982)
16. Y.R.K. PRASAD, S.SASIDHARA, A compendium of Processing Maps, ASM International Materials Park, OH 44073-0002 U.S.A (1997) p.1
17. B.RALPH, H.C.YUEN, W.B.LEE, J. Mater. Process. Techn. 63 (1997) p.349
18. G.M. LA VECCHIA, F. D'ERRICO, F. MICARI, Metal. It. 3 (2002) p.43
19. G.M. LA VECCHIA, F. D'ERRICO, Int. J. Materials & Product Techn., 17, No.3/4 (2002) p.261
20. S. BARNES, I. R. PASHBY, D. K. MOK, Trans. ASME 118 (1996), p.423
21. C. BADINI, M. BRESLING, L. CESCHINI, E. LANDI, Metall. Ital., 92, (2000), p.49
22. P. POZA, J. LLORCA, J.Metall. Mater.Trans. 26A (1995) p.3131
23. L.WANG, Z.M.SUN, T. KOBAYASHI, H. TODA, Z.G.WANG, Mater. Trans. JIM 37 (1996), p.762
24. J.LLORCA, A. MARTIN, Mater. Sci. Engng. A201 (1995) p.77
25. B.E. NOVICH, R.W. ADAMS, Proc. IEPS Conf., p.220
26. J.L. MARTINEZ, J.M. FUSARO, G.L. ROMERO, D.

- HUMBERT, D. HOOSER, Proc. 41st Int. SAMPE Symp. 41 p.1417
27. M.F. ASHBY, Material selection in mechanical design, Butterworth-Heinemann, Oxford U.K., (1992) p.1
  28. R. ZHANG, C. SMPSON, Mater. Sci. Engng. A148 (1991) p.53
  29. C. MASUDA, Y.J. TANAKA, Mater. Sci. Engng. A220 (1996) p.413
  30. A.R. VAIDYA, J.J. LEWANDOWSKI, Mater. Sci. Engng. A220 (1996) p.85
  31. N.J. HURD, Mater. Sci. Techn. 4 (1988) p.513
  32. S. KUMAI, J.E. KING, J.F. KNOTT, Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct. 15 (1992) p.1
  33. S. KUMAI, J.E. KING, J. F. KNOTT, Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct. 13 (1990) p.511
  34. F.J.J. BONEN, J.E. ALLISON, J.W. JONES, Metall. Trans. A22 (1991) p.1007
  35. G.C. WEY, P. F. BECHER, J. Am. Ceram. Soc. 76 (1984) p. 571
  36. C.F.F. LANGE, J. Am. Ceram. Soc. 56 (1973) p. 445
  37. E. HOCHREITER, M. PANZENBOCK, F. JEGLTSCH, Int. J. Fatigue 15 (1993) p.493
  38. J.N. HALL, J.W. JONES, A.K. SAKDEV, Mater. Sci. Engng. 184A (1994) p.69
  39. N. CHAWLA, C. ANDRES, J.W. JONES, J.W. ALLISON, Metall. Mater. Trans. 29A (1998) p.2843
  40. K. TANAKA, Y. AKINIWA, K. SHIMIZU, H. KIMURA, S. ADACHI, Int. J. Fatigue 22 (2000) p.431
  41. M. PAPA KYRIACOU, H.R. MAYER, S.E. STANZL-TSCHEGG, M. GROSCHL, Int. J. Fatigue 18 No7 (1996) p.475
  42. CHINGSHEN LI, F. ELLYN, Mat. Scie. & Engng. A214 (1996) p.115
  43. C. MASUDA, Y.J. TANAKA, J. Mater. Sci. 27 (1992) p.413
  44. J.N. HALL, J.W. JONES, A.K. SAKDEV, Mater. Sci. Engng. 183A (1994) p.69
  45. A. SATO, R. MEHRABIAN, Metall. Trans. 7B (1976) p.443
  46. M. ROY, B. VENKATARAMAN, V.V. BHANUPRASAD, Y.R. MAHAJAN, G. SUDARAJAN, Metall. Trans. 23A (1992) p.2833
  47. A. JOKINEN, P. ANDERSON, Ann. Powder Metallurgy Conf. Proc., Metal Powder Industries Federation, American Powder Metallurgy Institute, Princeton, NJ (1990) p.517
  48. A. SATO, R. MEHERABIAN, Metall. Tans. 7B (1976) p.443
  49. S. SKOLIANOS, T.Z. KATTAMIS, Mater. Sci. Eng. A163 (1993) p.107
  50. A.T. ALPAS, J. ZHANG, Metall. Trans. 25A (1994) p.969
  51. K. ANAND, KISHORE, Wear 85 (1983) p.163
  52. S. SURESH, Fatigue of Materials, Cambridge University Press (1991), Cambridge
  53. J.K. SHANG, R.O. RITCHIE, Acta Metall. 37 , 8, (1989) p.2267
  54. J.K. SHANG, W. YU, R.O. RITCHIE, Report No UCB/R/87/A1048, University of California, Berkeley
  55. D.L. DAVIDSON, Eng. Fract. Mech. (1989) p.965
  56. W.A. LOGDSON, P.K. LIAW, Eng. Fract. Mech. 24 (1986) p.737
  57. J.K. SHANG, R.O. RITCHIE, Metall. Trans. A 20 (1989) p.897
  58. J.K. SHANG, W. YU, R.O. RITCHIE, Mater. Sci. Eng. A 102 (1988) p.181
  59. J.J. BONEN, J.E. ALLISON, J.W. JONES, Metall. Trans. A22 (1991) p.1007
  60. Y. BRECHET, J.D. EMBURY, S. TAO, L. LUO, Acta Metall. Mater. 38 No.8 (1991) p.1786
  61. J.N. HOLL, J.W. JONES, A.K. SACHDEV, Mater. Sci. Engng. 184A (1994) p.69
  62. A.T. ALPAS, J. ZHANG, Mater. Sci. Eng. A161 (1993) p.273.

A B S T R A C T

**ALUMINIUM MATRIX COMPOSITES  
REINFORCED WITH PARTICLES:  
ADVANTAGES AND DISADVANTAGES  
REGARD TO ALUMINIUM ALLOYS**

**KEYWORDS:**

**MMC, structural applications, mechanical properties, microstructure**

*Low density of aluminium alloys has been making designers be interested in applications for structural parts for last years, assuming that an object can develop in performance especially thanking to a wide use of lightweight materials [1-4].*

*Too low yield strengths and Young's modula, typical of aluminium alloys, however, have been representing a hard limit to such applications, because all the improvements (which can match on a part in terms of weight reduction) will pay*

*off with volume increasing.*

*Thanking to their higher mechanical properties than the compact ones, the Metal Matrix Composites (MMC), particularly those reinforced with particles (known like Discontinuously Reinforced Composite or DRC), offer enormous advantages in production of structural parts for aerospace, aeronautic and automotive applications.*

*Although it were fixed the kind of both the matrix and the reinforcement, mechanical properties of the final component will strictly depend by the obtained microstructure, in terms of percentage of the reinforcement into matrix, size and distribution of the particles. The whole productive process has a very high influence on the final microstructure, and so interesting the in service performance of the part.*

*DRCs are often preferred to the metal matrix composite fibres reinforced, due to both lower costs of fabrication and to wide possibility of employing the traditional productive processes, not to over-budgeting for the conversion of producti-*

ve installations. Dedicated technologies, which use near-net-shape techniques to realize a part (like the Hot Isostatic Pressing or the infiltration procedures), aim to realize a very homogeneous microstructure by dispersing uniformly the reinforcement into the matrix.

These kinds of fabricating technologies also allow reducing the undesirable effects of low bond strength at interface matrix-reinforcement, caused by local precipitating of brittle secondary phases typical of melting processes.

Including a secondary step, like a hot plastic deformation process, into the whole near-net-shape production cycle, often brings to a relevant reduction of residual porosity and can avoid the extra costs due to the machining. Not less important is the effect produced on the local mechanical properties of the material: the more homogeneous is the material, the more reliable will be the data obtained with usual mechanical tests (UTS, Yield strength, fatigue limit, etc.).

Designing a structural component, like a vehicle part, specific mechanical properties (like specific density,  $E/\rho$ ) are much important than the absolute values,  $E$ . These parameters, in fact, make the choice of most appropriate material for the specific application possible, by the use of the map of Ashby [27]. High percentage of reinforcement are pursued in case of non-structural parts, but those thought for applications in which high hardness, good wear resistance and low thermal expansion coefficient are the main topics.

For the last years, the high wear resistance of a DRC material has been concurring in increasing the diffusion of aluminium matrix composites. Wear damage phenomena are driven by different nature parameters: some physical-mechanical parameters (applied load, sliding velocity, geometry of contact area, etc.), others strictly connected with the material structure (chemical affinity of different materials involved, melting point, hardness, etc.) or with the type of contact (presence of a third body or lubricant, chemical

reactions, localized increasing of temperature, etc.).

The new trend in "fail safe" designing make studies focused on the response to dynamic loads of MMCs, specifically on the fatigue damage mechanisms involved.

Most of these studies investigate the relationship between the parameters strictly connected to the material (processing methods, mechanical properties of both matrix and reinforcement, properties at the interface, volume percentage of ceramic part) and the fatigue properties.

Comparing the Paris' analysis data of a DRC with those of the matrix alloy, evident advantages of the composite can be underlined (fig.4). The  $\Delta K_{th}$  value (the threshold value of the crack stable opening) is generally higher for the MMC, due to the crack closure phenomena. On the other hand, bulk alloys perform a higher toughness than composites materials in the second (constant crack opening rate) and third field (instable crack growing) of the Paris' diagram. This behaviour is related to the growth of micro-voids generated by the cracked particles and to consequent bridging of these microvoids.

The MMC aluminium composites, therefore, have a lot of advantages compared with bulk metallic alloys, in different application but, especially in structural components. However, in order to match a correct design it has to be evaluating detailed information about the material microstructure (especially about volume percentage of reinforcement, size and type of boundary matrix-particles).

Recently, a complete set of diagrams has been studied to correlate the metallurgical parameters with the functional ones (fatigue life, wear performances,  $\Delta K_{th}$  - figures 2 and 3). This graphs, especially for MMC aluminium based, demonstrate to be a powerful instrument for engineers not only during designing steps of a part, but also for reviewing the production processes of the composite and reaching the optimum on field performances of the component.