

EFFETTO DEI PROCESSI DI DEFORMAZIONE PLASTICA A CALDO SULLA TENACITÀ ALLA FRATTURA E SULLA MICROSTRUTTURA DEL COMPOSITO 2124/SiC_p

G.M. La Vecchia*, F. D'Errico**, C. Badini***

* *Università di Brescia, Dip. Ingegneria Meccanica, Brescia*

** *Politecnico di Milano, Dip. Meccanica, Milano*

*** *Politecnico di Torino, Dip. Scienza dei Materiali ed Ingegneria Chimica, Torino*

ABSTRACT

For the last years, technological processes to manufacture parts, made by metal matrix composites (MMC) reinforced with alumina or carbide particles, have been using hot plastic deformation (like extrusion) to form them into near-net-shapes, aiming to decrease expensive secondary machining operations. In fact, as high percentage of reinforcement, characterized by high hardness and strength, brings a decreasing in machinability, making costs of products grow up, its strengthen allows to improve mechanical behaviour of composites. On the other hand, fundamental is a good physical-chemical link at matrix/reinforcement interface to obtain safe microstructure both at the end of the process productive cycles and during component underloading service.

Concurrent presence of these two so different phases (in terms of deformation topics) is responsible for microstructure damaging (particle fracturing, matrix-particle interface debonding, clustering of reinforcement particles), and, therefore, cause for decreasing in mechanical properties. For this reason, a proper selection of process parameters has to be suggested to optimise the final component behaviour.

In particular, regarding hot deformation technologies, in the present paper, the aluminum matrix composite Al 2124/26% vol. SiC_p has been characterized in terms of microstructure and fracture mechanics behaviour, both in form of as received sintered billet, and in form of part forged into a pump body for automotive applications.

SOMMARIO

Sempre più frequentemente, i cicli produttivi dei componenti in composito a matrice di alluminio, rinforzati con particelle di SiC o di Al₂O₃, prevedono il ricorso a tecnologie di deformazione plastica a caldo (estrusione, stampaggio) in modo tale da eliminare, od in ogni caso ridurre fortemente, le onerose operazioni di finitura per asportazione di truciolo.

Volendo utilizzare processi di deformazione plastica a caldo per l'ottenimento di particolari di forma pressoché finita, realizzati in materiale composito a matrice metallica avente tenori di rinforzante pari a circa il 20-30 % in volume, è necessario operare con parametri di processo dedicati che tengano conto della contemporanea presenza di due fasi: la matrice metallica, che nel caso di lega di alluminio, risulta

facilmente deformabile, e le particelle di ossido o di carburo, che, al contrario, presentano una deformabilità decisamente più contenuta. Pertanto, qualora si operi con temperature, velocità di deformazione e tassi di riduzione locali non appropriati si potrebbe incorrere in difetti microstrutturali quali la formazione di microporosità all'interfaccia particelle di rinforzo/matrice, la rottura di particelle od il loro addensamento, tutti fattori che risultano essere causa di abbattimento delle caratteristiche meccaniche del componente finale.

Partendo da tali presupposti, nel presente lavoro è stato caratterizzato dal punto di vista microstrutturale e meccanico, soffermandosi soprattutto sulla tenacità alla frattura, il composito 2124 rinforzato con il 26% in volume di SiC_p sia sottoforma di billetta di partenza (ottenuta per sinterizzazione) sia a seguito di operazioni di stampaggio a caldo dedicate all'ottenimento di un corpo pompa per impieghi nel settore veicolistico.

INTRODUZIONE

La ricerca basata sui materiali innovativi propone soluzioni progettuali alternative, fornendo brillanti esempi di quanto, prestazioni e funzionalità di un componente meccanico, siano strettamente legate alla scelta del materiale stesso. Considerando in particolare le leghe di alluminio, il ridotto peso specifico offerto da tale famiglia di materiali ne spinge l'utilizzo in tutto il settore dei trasporti, a fronte dell'esigenza di base di contenere i pesi, sì da incrementare in modo significativo la performance del componente (intesa come aumento delle prestazioni fini a se stesse oppure dell'efficienza del mezzo) [1-5]. Tuttavia, le modeste proprietà meccaniche, tipiche delle leghe di alluminio, ne precludono l'utilizzo in componenti strutturali, ove basse dilatazioni in campo elastico ed elevati carichi a snervamento sono i parametri base per la fattibilità di un progetto. Partendo da questi presupposti si comprende come i compositi a matrice metallica si proponano a livello industriale, ormai da più di un decennio, come un compromesso di sicuro interesse, poiché riescono a sfruttare la ridotta massa volumica propria della matrice di alluminio, intervenendo con sensibili modifiche del comportamento meccanico della stessa mediante l'inserzione di una fase non metallica di rinforzo.

L'utilizzo di materiali compositi a matrice metallica rinforzati con particelle rimane tuttavia limitato, al momento, a campi di impiego che possano giustificare costi di produzione attualmente ancora non competitivi, specie se confrontati con quelli tipici delle leghe tradizionali. Lo sviluppo di nuove tecnologie produttive o la messa a punto di quelle ormai consolidate, capaci di realizzare componenti near-net-shape, sì da contenere i costi necessari per le lavorazioni di finitura, sono due strade correntemente battute per assicurare a questi materiali futuri impieghi su componentistica di larga scala [6-8].

D'altra parte, tecnologie di produzione adeguate, oltre a ridurre sensibilmente i costi legati alle operazioni di lavorazione secondaria, sono in grado di imporre modifiche microstrutturali vantaggiose, come può essere facilmente desunto analizzando gli incrementi riscontrabili nelle proprietà meccaniche [9-10]. La necessità di ricorrere ad utensili diamantati e parametri macchina strettamente dedicati, mal si sposerebbe, infatti, con le esigenze industriali che non possono prescindere da un buon compromesso tra caratteristiche meccaniche, costi di produzione e commercializzazione.

Attualmente, prefissato per un composito a matrice metallica il tenore di rinforzo sottoforma di particelle, volendo ottenere caratteristiche meccaniche ottimizzate, è consigliabile partire da semilavorati (billette) ottenuti mediante metallurgia delle polveri. Questi ultimi, infatti, possono prevedere all'interno del loro ciclo tecnologico, una fase di pressatura isostatica a caldo che consente di ottenere un grado di porosità residuo decisamente contenuto (valori dell'ordine dell'1% [11]), impedendo la formazione di precipitati fragili all'interfaccia matrice-rinforzo [12], vista l'assenza di fase liquida, oltre ad assicurare una maggiore omogeneità nella distribuzione del rinforzante all'interno del materiale. La qualità del legame tra matrice e rinforzante influenza in maniera determinante le proprietà meccaniche del composito, giacché la funzionalità del rinforzo consiste proprio nel sopportare carichi superiori a quelli generalmente tollerabili dalla matrice. Un legame debole non permetterebbe, ovviamente, di scaricare lo stato di sforzo sulle particelle a causa del prematuro scollamento dell'interfaccia.

Inoltre, i meccanismi di danneggiamento a livello microscopico, sono classificabili sostanzialmente in formazione di microcavità, causate proprio da scollamenti all'interfaccia matrice-rinforzo, oppure dalla rottura delle particelle stesse. In termini di resistenza alla frattura, se da un lato entrambi i meccanismi portano inevitabilmente a rotture a livello macroscopico, dall'altro sono nettamente diversi, in termini di qualità del composito, dato che la frattura del rinforzante testimonia che questi ha pienamente assolto la sua funzione di sopportare il carico fino a rottura, preservando la matrice più debole [13].

Sebbene con costi di processo più elevati rispetto ai pezzi ottenuti per fusione, i compositi sinterizzati permettono di utilizzare particelle di rinforzo molto più fini, tali da apportare miglioramenti in termini di caratteristiche meccaniche del pezzo finito.

Anche la distribuzione del rinforzante gioca un ruolo fondamentale nella resistenza offerta dal materiale alla frattura: maggiori sono le zone di addensamento del rinforzante, maggiori saranno le probabilità di incorrere in stati di sovrasollecitazione localizzate all'interfaccia matrice rinforzo, facilitando la comparsa di difetti tipo microcavità pur essendo, globalmente, il componente sollecitato con carichi relativamente contenuti.

Partendo, dunque, da una microstruttura esente da difetti di legame matrice-particelle, i processi per deformazione plastica, condotti a temperature e con velocità di deformazione adeguata [14], possono indurre ulteriori miglioramenti in termini di caratteristiche meccaniche del componente, grazie alle modifiche apportate in termini di microstruttura, più omogenea, a seguito della redistribuzione del rinforzante indotta da tali lavorazioni, e più fine, in termini di dimensioni medie dei grani della matrice metallica, a fronte di fenomeni di ricristallizzazione dinamica che possono intervenire durante il processo di deformazione [15].

Il presente lavoro estende una precedente campagna di prove condotte dagli autori mirata a valutare, da un lato quale siano i meccanismi di cedimento coinvolti durante deformazioni plastiche a caldo su un composito a matrice di alluminio rinforzato con SiCp, dall'altro ad ottenere una previsione sui parametri ottimizzati di processo di forgia per un componente a geometria complessa (corpo pompa per impieghi nel settore dei trasporti) basandosi sulle mappe di processo, sviluppate con metodi numerici in grado di interpolare i dati sperimentali ottenuti su campioni cilindrici, sottoposti a compressione monoassiale in differenti condizioni (temperatura, velocità di deformazione e deformazioni imposte).

QUADRO DELLE PROVE

Il composito a matrice metallica investigato è costituito dalla lega di alluminio 2124 (Al-Cu-Mg) rinforzata con il 26% in volume di SiC in forma di particelle (3 μm di dimensione media), acquistato dalla Aerospace Metal Composite Ltd sottoforma di billetta sinterizzata prodotta mediante pressatura isostatica a caldo (HIP).

Tale materiale è stato sottoposto ad una caratterizzazione meccanica (prove di trazione e meccanica della frattura) condotte sia su billetta allo stato di fornitura (dimensioni: 42 mm di diametro, 130 mm di lunghezza), sia su campioni prelevati da componenti deformati plasticamente a caldo con diversi parametri di processo (temperatura, velocità di deformazione, tasso di riduzione), al fine di valutarne l'influenza sulla microstruttura. Nel presente lavoro, oltre a riportare la sintesi dei risultati delle sperimentazioni effettuate precedentemente dagli autori come termine di paragone [16] (prove di trazione su forgiati in stampo aperto in forma di piatti con tassi di riduzione 3.5:1 e 7:1, prove di meccanica della frattura su campioni prelevati dai piatti ottenuti con rapporto di riduzione più elevati), ci si soffermerà sul componente forgiato in forma finita di corpo pompa (fig.1a), analizzandone gli aspetti microstrutturali e la loro influenza sulle caratteristiche meccaniche del pezzo.

Il componente in esame è stato realizzato mediante forgia in stampo chiuso per mezzo di una pressa idraulica di tipo industriale (portata 1000 ton) con velocità media di avanzamento pari a 12 mm/s.

Al fine di studiare le variazioni di caratteristiche meccaniche indotte sul componente finito dalle diverse temperature di processo utilizzate, è stato ricavato in direzione longitudinale (lungo l'asse del pezzo) un provino di trazione (diametro nominale pari a 10 mm) per ognuno dei componenti realizzati con tre differenti parametri di processo: stessa temperatura di pre-riscaldamento (520 °C per 1h), stessa temperatura di inizio forgia (pari a 500 °C), ma differente temperatura di fine forgia: il primo componente è stato estratto a 480 °C, il secondo a 455 °C, ed il terzo a 430 °C. Sono stati prodotti tre corpi pompa per ognuna delle tre condizioni sopra descritte, in modo da ottenere un numero sufficiente di dati sperimentali ottenuti nelle stesse condizioni di prova.

Per quanto concerne il componente finito realizzato con parametri di processo ottimizzati (T_{in} : 500 °C, T_{out} : 480 °C) si è provveduto, inoltre, a valutarne la tenacità alla frattura, confrontando i dati ottenuti con quelli relativi alla billetta tal quale ed al forgiato in stampo aperto con tasso di riduzione 7:1.

Per tale ragione, quattro provini di meccanica della frattura, di dimensioni 12mm×24mm×100mm, sono stati ricavati in direzione longitudinale (fig.1b), da ciascun corpo pompa analizzato. Le prove sperimentali hanno riguardato sia provette con intaglio a raggio di fondo finito ottenuto per elettroerosione a filo ($\rho=0,4$ mm), sia campioni con precricca a fatica ($\rho\rightarrow 0$).

Con l'ausilio di un microscopio elettronico a scansione sono state condotte analisi frattografiche sulle superfici di frattura dei provini di meccanica della frattura, al fine di valutare l'effetto della microstruttura sui meccanismi di cedimento coinvolti a livello microscopico.

La sperimentazione è stata completata con analisi microstrutturali al fine di valutare la morfologia della matrice metallica, la distribuzione del rinforzante ed il grado di porosità al variare dei parametri di deformazione imposti. Per quest'ultima analisi è stato necessario fare uso di un sistema di analisi di immagine operante in parallelo ad un microscopio elettronico a scansione, vista l'impossibilità manifestata da strumentazione

di microscopia ottica di rilevare la porosità decisamente ridotta sia per quanto riguarda la percentuale, sia per quanto attiene la dimensione dei singoli pori.

RISULTATI E DISCUSSIONE

In tabella 1 e 2 sono riportati i dati sperimentali ottenuti sui campioni del composito investigato relativi all'insieme delle prove meccaniche effettuate.

Come evidenziato dai dati di trazione (tab.1), tutti e tre i corpi pompa (forgiato finito) denotano un incremento generalizzato delle caratteristiche meccaniche rispetto ai dati riguardanti la billetta allo stato di fornitura, andamento interpretabile in termini di un miglioramento della microstruttura a fine processo.

I componenti finiti sono stati realizzati, infatti, con parametri di processo ottimizzati definiti grazie all'ausilio della mappe di processo, precedentemente calcolate, per il materiale in esame [14]. Queste ultime rappresentano uno strumento capace di definire la finestra di processo ottimale in termini di temperatura, velocità di deformazione e tasso di riduzione e sono state ottenute mediante una campagna di prove di compressione a caldo condotte su campioni cilindrici. Di conseguenza, l'utilizzabilità dei dati contenuti nelle mappe risulta limitata, qualora si vogliano estendere i risultati anche a geometrie complesse, caratterizzate da parametri velocità di deformazione e deformazioni non direttamente riconducibili a quelli rilevabili sperimentalmente in condizioni di sollecitazione monoassiale. Tuttavia, tenendo conto che la posizione di prelievo dei provini destinati alle prove meccaniche è sufficientemente discosta dalla superficie del corpo pompa, ed in particolare dalla zona dell'aletta (garantendo in tal modo una velocità di deformazione e tassi di riduzione locali non troppo disomogenei, e per di più compresi all'interno dell'intervallo $10^{-3} \div 10^{-1} \text{ s}^{-1}$, per le velocità di deformazione, e con tassi di riduzione variabili tra il 10% ed il 50%), è possibile, in prima approssimazione, anche in assenza di uno studio agli elementi finiti, utilizzare le indicazioni derivabili dalle mappe di processo.

Gli incrementi di proprietà tensili del forgiato rispetto alla billetta confermano la bontà della microstruttura del composito sottoposto a deformazione plastica a caldo, e sono principalmente interpretabili attraverso una riduzione della porosità residua del semilavorato di partenza.

Considerando più nel dettaglio gli effetti della temperatura di forgia, è possibile affermare che valori più elevati di $R_{p0,2}$ ed R_m sono stati ottenuti per il componente forgiato utilizzando il minimo intervallo di forgia ($T_{in}=500 \text{ °C}$ e $T_{out}=480 \text{ °C}$).

D'altra parte, confrontando i dati relativi al forgiato in stampo aperto (piatto) con il tasso di riduzione più severo (7:1, valore questo volutamente scelto al di sopra della soglia utilizzata nella pratica operativa di stampaggio o forgiatura, sì da valutare l'effetto sul danneggiamento della microstruttura prodotta da stati di deformazione molto spinti), non si evidenziano sensibili differenze rispetto ai dati della billetta iniziale, sintomo questo dell'assenza di apprezzabili danneggiamenti microstrutturali. Inoltre il piatto conferma di possedere un comportamento meccanico migliore del corpo pompa forgiato a temperature più basse ($T_{in}: 500 \text{ °C}$, $T_{out}: 430 \text{ °C}$), fenomeno, questo, dovuto alla notevole fibratura (fig.2b-orientamento preferenziale delle particelle disposte lungo le bande di scorrimento del materiale, evidenziabili dalle zone di colore bianco corrispondenti alle isole di matrice metallica fortemente stirate) prodotta dalle modalità di deformazione imposta. I provini di trazione, infatti, sono stati prelevati sul

piatto trasversalmente alla dimensione di massima estensione della billetta, e, dunque, parallelamente alla direzione dei flussi plastici primari, con conseguente incremento delle proprietà meccaniche del materiale reso, in tal modo, fortemente ortotropo.

La tenacità del corpo pompa è stato indagata mediante prove di meccanica della frattura condotte secondo la normativa per i materiali metallici, nonostante il composito esaminato presenti una percentuale elevata di rinforzo. Tale scelta è la diretta conseguenza della possibilità di effettuare operazioni di precricatura (indice, questo, di una sufficiente tenacità del composito), grazie alla presenza di una distribuzione abbastanza omogenea della fase metallica, sì da escludere la propagazione di schianto di un difetto, anche severo, quale l'intaglio realizzato per elettroerosione a filo sui provini. Inoltre, le precedenti esperienze condotte su composito 2124 rinforzato con particelle di SiC [13] dimostrano come, a seguito di sollecitazioni meccaniche esterne applicate a temperatura ambiente, il meccanismo di cedimento principale consista nella rottura delle particelle, piuttosto che nello scollamento delle stesse all'interfaccia con la matrice, sintomo, questo, di un forte legame chimico esistente tra particella e matrice metallica. Questo meccanismo di cedimento testimonia che la fase metallica assolve perfettamente il suo compito, ovvero scarica lo stato di sforzo sulla fase caratterizzata da resistenza maggiore, denotando, di conseguenza, di governare gran parte del danneggiamento prodotto in fase di carico. Il tenore di alluminio, da una parte, e la distribuzione abbastanza omogenea delle particelle di rinforzo dall'altra, sono dunque fattori in grado di garantire una buona tenacità del composito, sì da escludere la necessità di ricorrere ad approcci di meccanica della frattura propri dei materiali fragili, famiglia nella quale rientrano anche alcuni compositi a matrice metallica con elevate percentuali di rinforzo.

I dati di tenacità alla frattura ottenuti per la billetta, dimostrano una sostanziale isotropia del materiale, come facilmente evidenziabile dai risultati ricavati sia con prelievo delle provette longitudinale ($K_{IC|L-T}$ pari a 13.3 MPa \sqrt{m}), sia trasversale ($K_{IC|T-L}$ pari a 12.5 MPa \sqrt{m}). Tale risultato è peraltro supportato dalla assenza di orientazione preferenziale delle particelle di rinforzo, che rappresenta l'elemento in grado di incidere in modo rilevante sulla eventuale anisotropia del materiale, caratterizzato, allo stato di fornitura, da una pressoché omogenea distribuzione della matrice (fig.2a). La tenacità alla frattura del materiale di origine è compresa in una fascia di valori medio-alti per un composito con il 26% di SiC_p, grazie soprattutto alla tecnologia di produzione utilizzata, che consente l'utilizzo di polveri di dimensioni molto contenute e, grazie alla fase di hipatura a caldo, di ridurre la porosità percentuale a circa l'1%. Il dato del fattore critico di intensità delle sollecitazioni aumenta nel caso si consideri tanto il forgiato corpo pompa, quanto il forgiato piatto 7:1, evidenziando, oltre ad un abbattimento della porosità a seguito delle operazioni di deformazione plastica a caldo (per il corpo pompa non si supera la soglia dello 0,6%), anche una maggiore redistribuzione del rinforzante. Diminuiscono, in tal modo, le zone di addensamento delle particelle di rinforzante (clusters), all'interno delle quali le stesse particelle tendono a localizzarsi fino ad entrare in contatto tra loro durante il fluire plastico della matrice. Sebbene tali particelle difficilmente giungano a rottura in quanto sollecitate a compressione, al contrario di quanto accade sulla superficie di frattura (fig.3), la zona caratterizzata dall'addensamento di tali particelle, diventa sede preferenziale di microporosità. Queste ultime, indotte dal processo di deformazione, si manifestano mediante scollamenti localizzati all'interfaccia matrice-rinforzo causati dal blocco del flusso plastico della

matrice e dal conseguente stato di sovrastimolazione prodotto internamente al cluster di particelle (fig.4).

Per quanto riguarda, infine, il dato di tenacità relativo al forgiato corpo pompa, intagliato con elettroerosione con raggio di fondo finito (0,4mm), al contrario di quanto ipotizzato a monte delle prove non si è assistito a significative variazioni rispetto a risultati ottenuti con i campioni precriccati (tab.1). E' evidente, quindi, che il materiale risente poco dell'effetto geometrico di intaglio a causa della sua elevata disomogeneità microstrutturale che è causa di stati tensionali residui localizzati all'interfaccia matrice/rinforzo, fattore non trascurabile ai fini della tenacità del composito[17].

Conclusioni

Utilizzando il composito 2124 rinforzato con particelle di SiC è stata dimostrata la possibilità di impiegare i processi di stampaggio a caldo per i compositi contraddistinti da un tenore di rinforzo medio-alto senza che il ricorso di tale tecnologia produttiva comporti decrementi nelle proprietà meccaniche. Utilizzando parametri di processo ottimizzati, si è dimostrata la possibilità di migliorare, rispetto al semiprodotto di partenza (billetta hippata), sia la resistenza alla trazione sia la tenacità alla frattura. Tali risultati sono stati interpretati attraverso la diminuzione di porosità ed una più omogenea distribuzione del rinforzante ottenuta nel componente finito (corpo pompa).

Fermo restando la necessità di utilizzare parametri di deformazione plastica a caldo ottimizzati per i materiali compositi, in modo da non danneggiare la microstruttura (e quindi ridurre le proprietà meccaniche del pezzo finito), la possibilità di ricorrere al processo di stampaggio a caldo offre potenziali sviluppi, consentendo di ottenere particolari di forma pressocchè finita, limitando il ricorso alle dispendiose operazioni di finitura necessarie, ad esempio, qualora si ricorra alla tecnologia fusoria.

BIBLIOGRAFIA

1. C.F.Legzdins, I.V.Samarasekera, J.A. Meech, "An expert system for metal matrix composite selection and design", Canadian Met. Quarterly 1997, **36** No.3 177-202
2. J. White, "Racing into production", Materials World 1997, **10** 578-579
3. M.K. Agghajanian, C.A.Andersson, R.J.Wiener, B.R.Rossing, "High reinforcement content metal matrix composites for automotive applications", Int. Congress and Exposition 27 Feb.-2 March 1995, Detroit, Michigan
4. J.M.Capus, "Automotive PM in the new millenium", MPR 2000 5, 18-20
5. W.H.Hunt Jr., "New automotive directions for Al-based PM", MPR 2000 5, 28-36
6. M.K. Agghajanian, M. A. Rocazella, J.T. Burke, S.D. Keck, "The fabrication of metal matrix composites by a pressureless infiltration technique", J. Mater. Scie. 1991, **26** 447-454
7. M.C. Breslin, J. Ringnald, L. Xu, M. Fuller, J. Seeger, G.S. Daehn, T. Ottani, H.L. Fraser, "Processing, microstructure, and properties of co-continuous alumina-aluminum composites", Mater. Sci. Eng. 1995, **195A** 113-119
8. M.A. Taha, N. A. El-Mahallawy, "Metal-matrix composites fabricated by pressure-assisted infiltration of loose ceramic powder", J. Mater. Process. Techn. 1998, **73** 134-146
9. I.A. Ibraim, F.A. Mohamed, E.J. Lavernia, "Particulate reinforced metal matrix composites – A review", J. Mater. Scie. 1991, **26** 1137-1156
10. V.K.Lindroos, M.J.Talvitie, "Recent advances in metal matrix composites", J.Mater.Process Techn. 1995, **53** 273-274

11. G.M. La Vecchia, F. D'Errico, F. Micari, "*Influence of temperature on the hot deformation process of an aluminum matrix composite*", Proc. 2nd Heat and surface treatment Rimini 12-14 giugno 2001, 447-457
12. D.J.Lloyd, E.Dewing, "*Advanced structural material*", Wilkinson 1988, 71-77
13. G. M. La Vecchia, F. D'Errico, "*Fracture mechanics behaviour of aluminium matrix composites reinforced with SiC*", Int. J Mater. Product Techn. 2002, **17** 261-274
14. G.M. La Vecchia, F. D'Errico, F. Micari, "*Hot formability of the 2124/SiCp composite investigated by processing map*", Metall. It. 2002, **94** No. 3 43-49
15. H.Xu, E.J. Calmiere, "*Particulate refinement and redistribution during the axisymmetric compression of an Al/SiCp Metal Matrix Composite*", Composites 1999, part A **30** 203-211
16. C.Badini, G.M.La Vecchia, T. Fino, T. Valente, "*Forging of 2124/SiCp composite: preliminary studies of the effects on microstructure and strength*", J. Mat. Process Tech. 2001, **116** 289-297
17. M.Valente, F.Billi, "*Micromechanical modifications induced by cyclic thermal stress on metal matrix composites for automotive application*
18. s", Composites 2001, part B **32** 529-533

Condizioni	Direzione prelievo provino*	Rm [MPa]	Rp _{0.2} [MPa]	A%
Billetta HIP	L	413	277	2.8
Forgiato 3.5:1	T	446	290	3
Forgiato 7:1	T	437	305	2.3
Forgiato finito: <i>Tin:500°C</i> <i>Tout:480°C</i>	L	451	320	2
Forgiato finito: <i>Tin:500°C</i> <i>Tout:455°C</i>	L	421	286	1.8
Forgiato finito: <i>Tin:500°C</i> <i>Tout:430°C</i>	L	411	285	1.7

* L è la dimensione massima della billetta o la massima dimensione lineare del forgiato

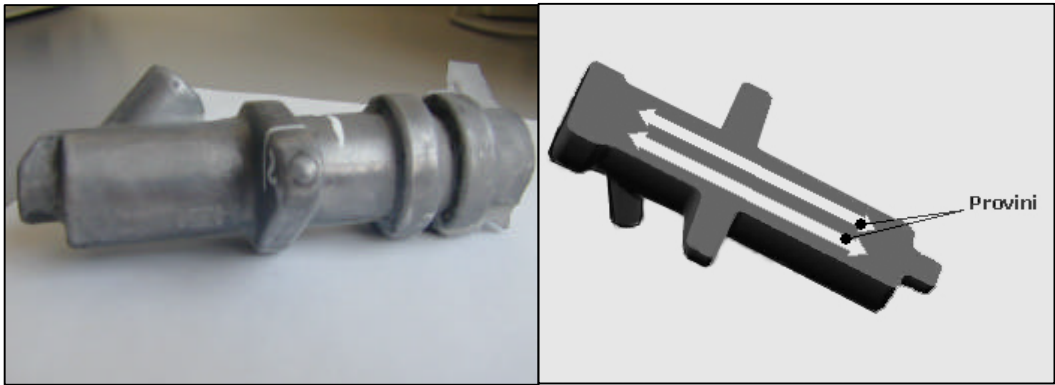
Tabella 1: Dati sperimentali relativi alle prova di trazione

Condizioni	Prelievo	K _{IC} [MPa√m]
Billetta HIP	L-T	13.3*
	T-L	12.5*
Forgiato 7:1	T-L	16.7*
Forgiato 7:1 +T4	T-L	10.3*
Forgiato: <i>Tin :500°C</i> <i>Tout:480°C</i>	L-T	17.5*
	L-T	17.9**

* $\rho \rightarrow 0$

** $\rho = 0,4$ mm

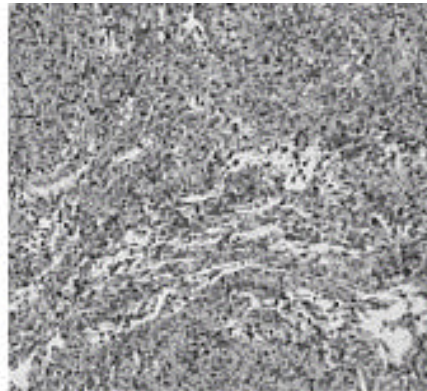
Tabella 2: Risultati delle prove di tenacità alla frattura



a

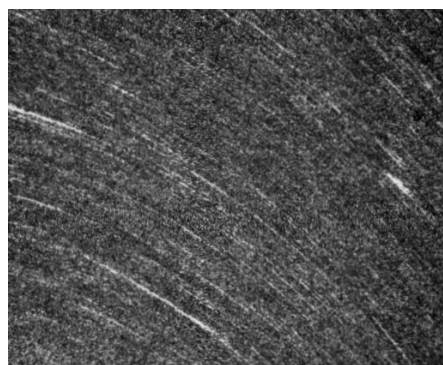
b

Fig.1: Corpo pompa al termine della operazione di forgia (a);posizione di prelievo dei campioni per le prove meccaniche (b).



a

100 μm



b

200 μm

Figura 2: Effetto del ciclo produttivo sulla direzionalità delle isole di matrice (zone bianche- billetta a); piatto 7:1(b)

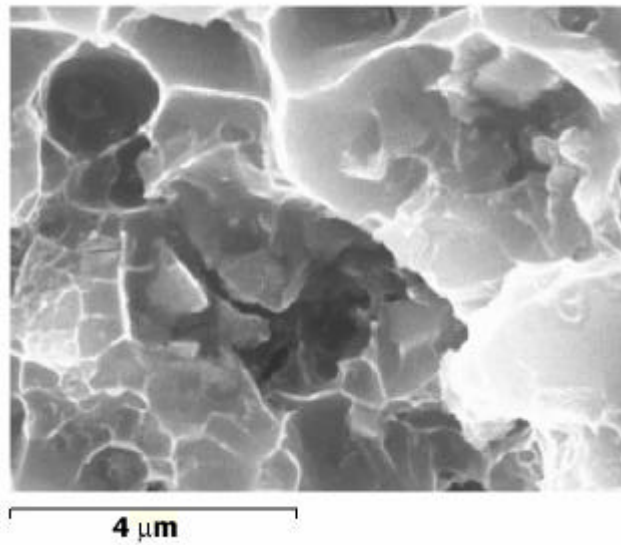


Figura 3: Esempio di particelle di rinforzante fratturate (campione di meccanica della frattura)

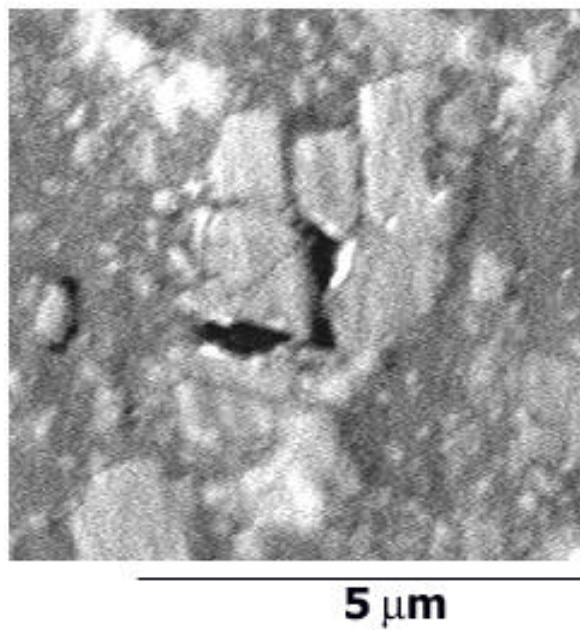


Figura 4: Microporosità in prossimità di zone di addensamento di particelle di rinforzo