

# Forgiatura del composito AA2014/15%vol. $Al_2O_{3p}$ : effetti sulla microstruttura e sulle proprietà a trazione

L. Ceschini, A. Morri, G. L. Garagnani, C. Campolo, A. Suppo

*In questo lavoro è stato studiato l'effetto della forgiatura sulla microstruttura e sulle proprietà a trazione, sia a temperatura ambiente che a 150 e 300 °C, del composito AA2014/15%vol. $Al_2O_{3p}$ . L'effetto principale della forgiatura, dal punto di vista microstrutturale, è consistito in un sostanziale affinamento dei grani della matrice (passati da circa 80  $\mu m$  nel CMM fuso a circa 18  $\mu m$  nel forgiato). Il processo non ha, peraltro, indotto fratture delle particelle, né decoesioni matrice/rinforzo. Per quanto attiene alle proprietà meccaniche, si è osservato un decisivo miglioramento della durezza e delle proprietà a trazione del CMM forgiato, rispetto al fuso, nell'intero intervallo delle temperature di prova. L'incremento simultaneo sia della resistenza a trazione, che dell'allungamento a rottura, è stato correlato all'affinamento microstrutturale indotto dalla forgiatura.*

**Parole chiave:** materiali compositi, alluminio e leghe, forgiatura, prove meccaniche

## INTRODUZIONE

I compositi a matrice metallica (CMM) ed, in particolare, quelli a matrice in lega di alluminio e rinforzo particellare, sono una categoria di materiali molto promettenti per applicazioni in molteplici settori ed in particolare in quello dei trasporti, grazie alle elevate caratteristiche di resistenza e rigidità specifiche, resistenza ad usura e a fatica, mantenute anche a temperature moderatamente elevate [1-6]. Occorre tuttavia evidenziare che, a fronte della notevole attività di ricerca su questi materiali, il loro utilizzo è attualmente limitato a settori di nicchia, quali quello aeronautico ed aerospaziale, automobilistico e motoristico da competizione. Questo è in parte dovuto ai costi, più elevati rispetto alle corrispondenti leghe non rinforzate, in conseguenza sia delle difficoltà dei processi di produzione, che di quelli di lavorazione per asportazione di truciolo o per deformazione plastica. I CMM con rinforzo particellare possono, ad esempio, essere sottoposti a laminazione, estrusione, stampaggio, forgiatura ed anche formatura superplastica, ma occorre prestare particolare attenzione alle condizioni di processo, al fine di evitare effetti indesiderati, quali ad esempio: danneggiamento o frattura del rinforzo, distribuzione non omogenea dello stesso [7-10]. La maggior parte degli studi sulla deformazione plastica dei compositi sono relativi ai processi di estrusione e laminazione, mentre quelli relativi alla forgiatura sono abbastanza limitati [11-17]. Essi indicano, in generale, un peggioramento della forgiabilità del composito, rispetto alla corrispondente lega non rinforzata, a causa della ridotta duttilità di questi materiali, conseguente alla presenza del rinforzo. Alcuni autori [16-17] evidenziano, peraltro, un effetto positivo del processo di forgiatura sulle caratteristiche microstrutturali del composito (migliore distribuzione delle particelle di rinforzo, minore livello di porosità) e, conse-

guentemente, sulle proprietà meccaniche. Obiettivo del presente lavoro è stato quello di valutare l'influenza della forgiatura sulla microstruttura e sulle proprietà a trazione, sia a temperatura ambiente che alle temperature di 150 °C e 300 °C, del composito in lega AA2014 rinforzata con particelle di  $Al_2O_3$ , ottenuto per fusione.

## MATERIALI E PROCEDURA SPERIMENTALE

La sperimentazione descritta in questa ricerca è stata effettuata su un composito acquisito da Duralcan in forma di barra (diametro  $\phi=180$  mm), avente matrice in lega AA2014 rinforzata con il 15% in volume di particelle di  $Al_2O_3$  (AA2014/15%vol. $Al_2O_{3p}$ ). La caratterizzazione microstrutturale e meccanica è stata eseguita sul composito nelle seguenti condizioni: (a) grezzo di fusione e trattato termicamente allo stato T6 (CMM-1); (b) grezzo di fusione, forgiato (in stampo aperto) e trattato termicamente allo stato T6 (CMM-2). Per confronto è stata studiata anche la lega non rinforzata AA2014, forgiata e trattata T6. In Tabella I è riportata la composizione chimica della matrice del composito, mentre le condizioni di trattamento termico sono riassunte in Tabella II.

Si	Mg	Cu	Zn	Mn	Cr	Fe	Ti	Al
0,84	0,51	4,46	0,25	0,79	0,10	0,70	0,15	Resto

Tabella I – Composizione chimica (% in peso) della matrice AA2014 del composito.

Table I – Chemical composition (wt%) of the AA2014 matrix alloy.

Solubilizzazione	Tempra	Invecchiamento
502 °C, 2h	acqua	160 °C, 16 h

Tabella II – Parametri del trattamento termico T6 effettuato sulla lega AA2014 e sul composito AA2014/15%vol. $Al_2O_{3p}$ .

Table II – Heat treatment condition (T6) for the unreinforced AA2014 alloy and AA2014/15%vol. $Al_2O_{3p}$  composite.

L. Ceschini, A. Morri - Istituto di Metallurgia, Università di Bologna  
G. L. Garagnani - Dipartimento di Ingegneria, Università di Ferrara  
C. Campolo - Alenia Aeronautica, Torino  
A. Suppo - Alenia Aerospazio - Divisione Spazio, Torino

Memoria presentata al 30° Convegno nazionale AIM, Vicenza 17-19 novembre 2004

H iniziale mm	H finale mm	Rapp. Forgiatura %	N stampate	T prima dello stampaggio °C	T dopo lo stampaggio °C	ΔT °C
50	18	180	3	430	270	157

Tabella III – Condizioni di forgiatura utilizzate per il CMM AA2014/15%vol. $Al_2O_{3p}$ .  
Table III – Forging conditions used for the AA2014/15%vol. $Al_2O_{3p}$  composite.

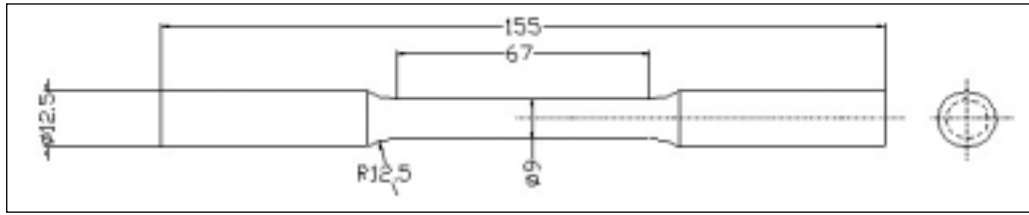


Fig. 1 – Geometria e dimensioni (in mm) del provino utilizzato nelle prove di trazione.

Fig. 1 – Shape and dimensions (mm) of the specimen used for the tensile tests.

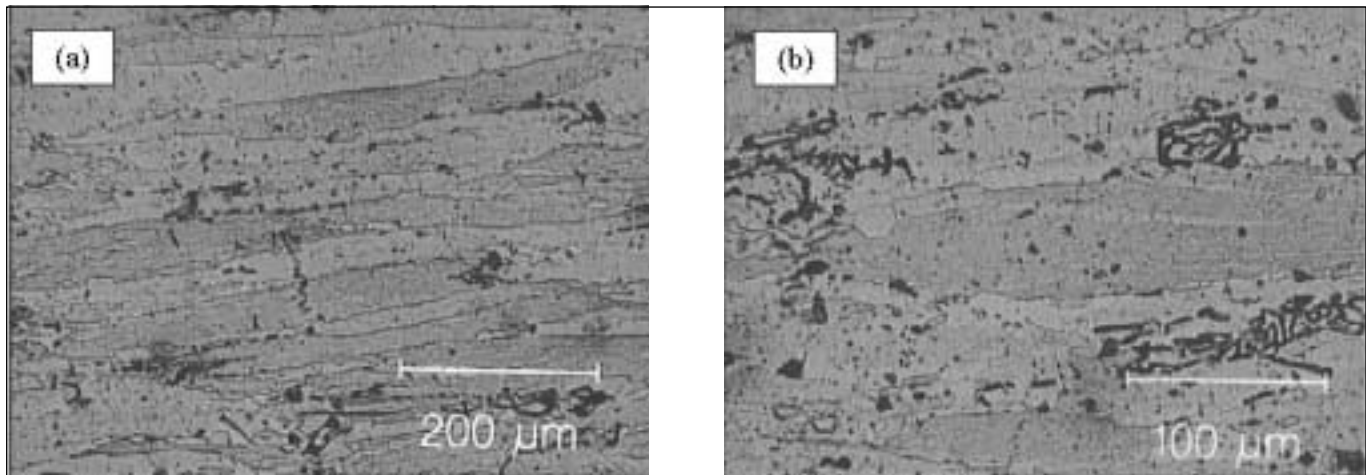


Fig. 2 (a-b) – Micrografie ottiche della lega AA2014 forgiata e trattata T6.

Fig. 2 (a-b) – Optical micrographs of the AA2014 alloy forged and heat treated at the T6 condition.

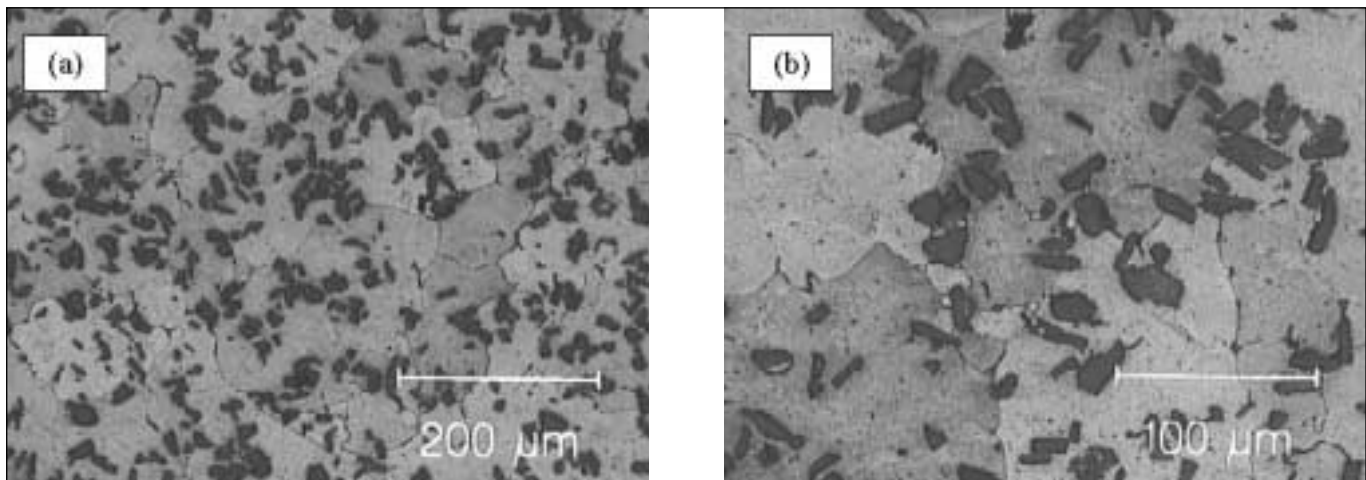


Fig. 3 (a-b) – Micrografie ottiche del composito AA2014/15%vol. $Al_2O_{3p}$  fuso e trattato T6 (CMM-1).

Fig. 3 (a-b) – Optical micrographs of the AA2014/15%vol. $Al_2O_3$  composite in the as-cast and heat treated (T6) condition (CMM-1).

La forgiatura è stata eseguita in stampo aperto (senza contenimento laterale) presso Stampal (Torino), utilizzando una pressa oleodinamica da 10 MN, nelle condizioni indicate in Tabella III, scelte sulla base di dati di letteratura [11-12].

La caratterizzazione microstrutturale è stata effettuata su campioni preparati con tecniche standard di metallografia ed attaccati chimicamente (2ml HF conc.48%, 3ml HCl conc.35%, 5ml  $HNO_3$  conc.69%, 190 ml  $H_2O$ ), avvalendosi di microscopia ottica (OM) con analisi di immagine (software Image Pro-Plus) e microscopia elettronica a scansione (SEM) con microsonda a dispersione di energia (EDS). Sui campioni fusi e forgiati sono state anche condotte

misure di densità, avvalendosi di una bilancia idrostatica. Al fine di evidenziare la sequenza delle precipitazioni che avvengono nel corso del trattamento termico T6, sono state effettuate analisi termiche differenziali (DTA), sia sui CMM, che sulla corrispondente lega non rinforzata. I campioni, precedentemente sottoposti a solubilizzazione e tempra, sono stati riscaldati in DTA tra 20 e 600 °C con velocità di 10°C/min, in flusso di Ar.

La caratterizzazione meccanica ha compreso prove di durezza (Brinell, carico 500 kg, sfera  $\phi=10$  mm) e prove di trazione condotte secondo normativa ASTM D3552-82, ed effettuate sia a temperatura ambiente che a 150 °C e 300 °C, uti-

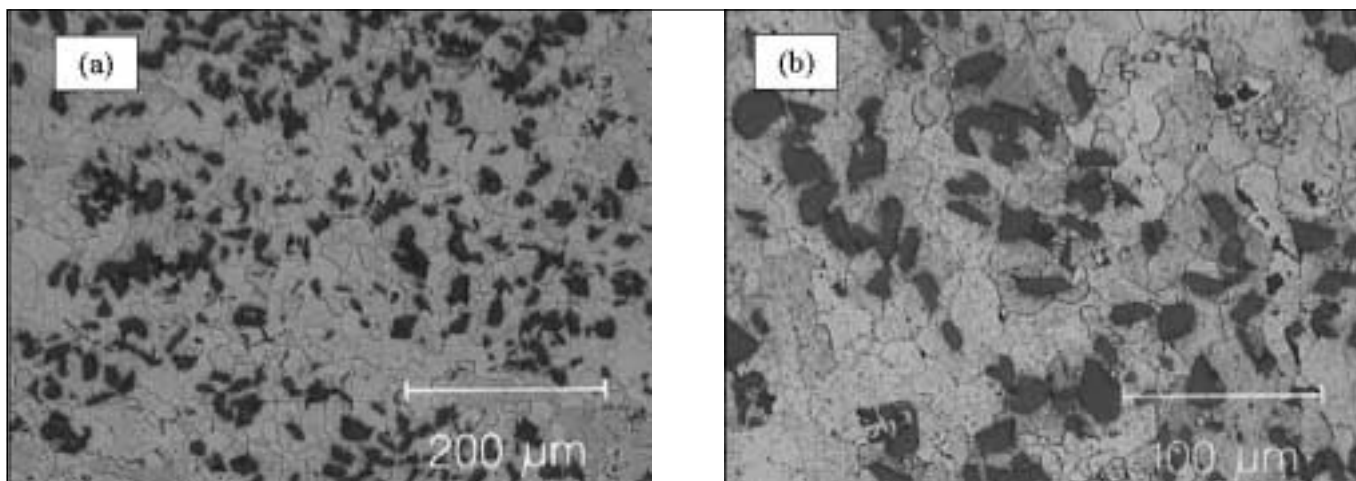


Fig. 4 (a-b) – Micrografie ottiche del composito AA2014/15%vol. $Al_2O_{3p}$  forgiato e trattato T6 (CMM-2).

Fig. 4 (a-b) – Optical micrographs of the AA2014/15%vol. $Al_2O_{3p}$  composite forged and heat treated at the T6 condition (CMM-2).

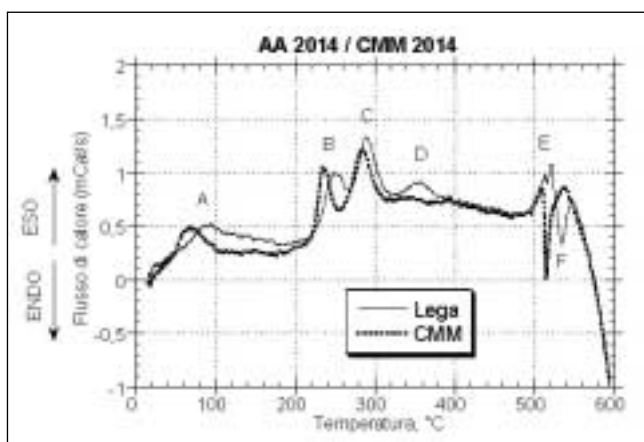


Fig. 5 – Termogramma della lega AA2014 non rinforzata e del CMM AA2014/15%vol. $Al_2O_{3p}$ .

Fig. 5 – DTA scans of the unreinforced AA2014 alloy and the AA2014/15%vol. $Al_2O_{3p}$  composite.

lizzando provini tondi, aventi geometria e dimensioni indicate in Figura 1. Le superfici di frattura dei provini di trazione sono state analizzate al SEM, al fine di studiare i meccanismi di danneggiamento.

RISULTATI E DISCUSSIONE

Caratterizzazione microstrutturale

L'analisi metallografica sulla lega AA2014, forgiata e trattata T6 (Fig.2), ha evidenziato una microstruttura con grani orientati nella direzione del flusso plastico e precipitati grossolani di  $CuAl_2$ . Le analisi effettuate sul composito fuso e trattato T6 (CMM-1) (micrografie ottiche di Figura 3) hanno mostrato dimensioni abbastanza rilevanti dei grani della matrice (diametro medio= $80 \pm 9 \mu m$ , da analisi di immagine), oltre ad una certa disomogeneità nella distribuzione delle particelle di rinforzo, con aree caratterizzate da addensamenti del rinforzo e zone prive dello stesso. L'effetto della forgiatura sulla microstruttura del composito si evince facilmente dal confronto delle micrografie di Fig.3 e Fig.4, che evidenziano un sensibile affinamento dei grani della matrice nel forgiato (diametro medio= $18 \pm 4 \mu m$ ). La forgiatura non ha, invece, indotto fratture delle particelle di  $Al_2O_3$ , né decoesioni matrice/rinforzo e non ha sostanzialmente modificato le dimensioni medie delle particelle ( $\sim 11 \mu m$ ). Le analisi EDS hanno mostrato, sia nel composito fuso che nel forgiato, la presenza di una precipita-

zione fine di tipo  $CuAl_2$  e  $AlCuMgSi$ , oltre ad una piccola frazione volumetrica di composti tipo  $(Fe,Mn)SiAl$ .

Le misure di densità hanno fornito valori sostanzialmente coincidenti per il composito fuso e forgiato, rispettivamente eguali a  $2,937 Mg/m^3$  e  $2,939 Mg/m^3$ .

I risultati delle analisi termiche differenziali effettuate sulla lega non rinforzata e sul composito sono illustrati nel grafico di Fig.5. Il confronto dei termogrammi relativi al CMM e alla lega, consente di evidenziare che l'aggiunta del rinforzo ceramico non modifica la sequenza di precipitazione, ma produce semplicemente uno spostamento verso sinistra dei picchi di reazione associati alla formazione e/o dissoluzione dei precipitati. Nel composito risultano quindi accelerate le cinetiche di reazione, probabilmente a causa della maggiore densità di dislocazioni, che si sviluppa prevalentemente all'interfaccia rinforzo/matrice in conseguenza dei diversi coefficienti di dilatazione termica degli stessi. Non è invece stata rilevata alcuna differenza tra il composito fuso e quello forgiato. Per quanto attiene all'interpretazione dei picchi eso- ed endotermici rilevati dalle analisi termiche, è lecito supporre, basandosi anche su dati di letteratura [18-19], che: il picco (A) corrisponda alla formazione delle zone GP; il picco (B) alla formazione di  $S'-CuMgAl_2$  e/o  $\lambda'-(Al,Cu,Mg,Si)$ ; il picco (C) alla formazione di  $\theta'-(CuAl_2)$ ; il picco (D) alla precipitazione di Si, il picco (E) alla formazione dei precipitati di equilibrio; il picco (F) alla dissoluzione degli stessi.

Caratterizzazione meccanica

Le misure di durezza Brinell, riportate in Tabella IV per il composito fuso e quello forgiato, entrambi nello stesso stato termico T6, mostrano un incremento di durezza pari a circa il 23% indotto dalla forgiatura

I risultati delle prove di trazione, effettuate sia a temperatura ambiente, che ad alta temperatura ( $150$  e  $300 \text{ }^\circ C$ ) sono sintetizzati in Tabella V e nei grafici di Figg.6-7. La tensione di snervamento è stata calcolata allo 0.2% di deformazione permanente.

CMM	Durezza Brinell HB		
	Fuso	Fuso - T6 CMM-1	Forgiato - T6 CMM-2
AA2014/15%vol. $Al_2O_{3p}$	93	135	166

Tabella IV – Valori di durezza misurati sulla lega e sui compositi.

Table IV – Hardness values measured on the unreinforced alloy and on the composites.

Materiale	Temperatura °C	E GPa	R <sub>p0.2</sub> MPa	R <sub>m</sub> MPa	A %
AA2014	25	72	400	462	13
	150	70	348	374	-
	300	54	48	65	-
CMM-1	25	92	-	393	0,5
	150	84	-	349	1,8
	300	72	140	157	2,5
CMM-2	25	93	442	481	1,1
	150	79	379	420	2,2
	300	69	140	165	4,5

Tabella V – Risultati delle prove di trazione (media su tre prove).

Table V – Results of the tensile tests (average on three tests).

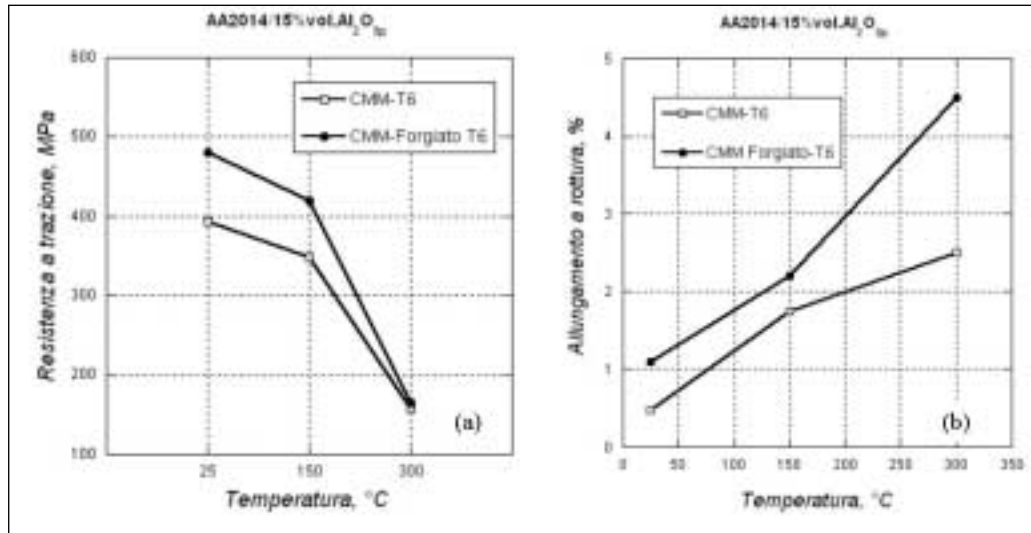


Fig. 6 – Confronto dei valori di resistenza a trazione (a) ed allungamento a rottura (b) tra il composito: fuso e trattato T6; fuso, forgiato e trattato T6.

Fig. 6 – Comparison of the tensile strength (a) and elongation to failure (b) for the composite: as-cast and heat treated at T6; cast, forged and heat-treated at T6 condition.

Per quanto attiene al confronto delle proprietà a trazione di lega non rinforzata e composito fuso e trattato T6 (CMM-1), si può osservare che l'aggiunta del 15% in vol. di particelle di Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> produce un aumento del modulo elastico nel composito pari a circa il 28%, a temperatura ambiente, e del 33% a 300 °C. Per contro si è rilevata una diminuzione della resistenza a trazione e dell'allungamento a rottura del CMM-1 rispetto alla lega, a temperatura ambiente, mentre a 300 °C il composito ha presentato una resistenza superiore.

La forgiatura ha prodotto un decisivo miglioramento delle proprietà meccaniche del composito, sia in termini di resistenza a trazione che di allungamento a rottura (rispettivamente pari al 22% e al 120% a T ambiente), come si evince anche dai grafici di Fig.6 (a-b), relativi al confronto tra CMM-1 e CMM-2, nelle medesime condizioni di trattamento termico. Confrontando, inoltre, le caratteristiche meccaniche del composito forgiato con quelle della lega AA2014 non rinforzata (Fig.7 a-c), si può osservare che il CMM-2 ha presentato valori di modulo elastico, resistenza a snervamento e a trazione sempre superiori a quelli della lega, a fronte di una riduzione dell'allungamento a rottura, nell'intero intervallo di temperatura di prova.

L'effetto positivo della forgiatura sulle proprietà resistenziali e di duttilità di compositi a matrice di alluminio e rinforzo particellare è riportato anche da altri autori [16-17] ed è stato correlato all'azione concomitante di fattori diversi, quali: la diminuzione di porosità, la più uniforme distribuzione delle particelle di rinforzo, l'affinamento microstrutturale della matrice.

Nel nostro caso, l'effetto prevalente sembra essere l'affinamento dei grani della matrice, unico meccanismo che aumenta contemporaneamente sia la resistenza a trazione che l'allungamento a rottura, dal momento che non si sono osservate altre significative modificazioni microstrutturali indotte dalla forgiatura.

#### Superfici di frattura

Le analisi al SEM delle superfici di frattura hanno mostrato morfologie sostanzialmente analoghe nel composito fuso (CMM-1) e nel forgiato (CMM-2), sia per i campioni testati a temperatura ambiente che ad alta temperatura.

A temperatura ambiente (Figure 8 a-b) i meccanismi che determinano la frattura del composito sono principalmente la decoesione fra la matrice ed il rinforzo, e la frattura delle particelle di maggiori dimensioni. Questi meccanismi sono dovuti alla concentrazione di tensioni che si generano all'interfaccia, a causa dell'impedimento alla deformazione plastica della matrice esercitato dalle particelle ceramiche. Nel caso di particelle di piccole dimensioni lo stato tensionale non è sufficientemente elevato da provocarne la frattura, ma genera la loro decoesione dalla matrice. Per contro, in presenza di particelle di grandi dimensioni il livello delle tensioni può portare alla loro frattura. Nelle regioni in cui le tensioni locali sono inferiori, si ha invece lo sviluppo nella matrice delle classiche fossette (dimples) tipiche di una frattura duttile e delle così dette "tear ridges" [20] costituite da dimples molto allungati e ravvicinati.

Alle alte temperatura (Figure 8 c-d), la riduzione dello stato tensionale fa sì che non si abbia rottura delle particelle, ma prevalgano i fenomeni di decoesione interfacciale [21], accompagnati da un maggior grado di plasticizzazione della matrice, confermato dalla presenza di "tear ridges" maggiormente allungate.

#### CONCLUSIONI

Le indagini microstrutturali e le prove meccaniche hanno evidenziato che il processo di forgiatura produce un effetto positivo sulle proprietà del composito AA2014/15% vol. Al<sub>2</sub>O<sub>3p</sub>.

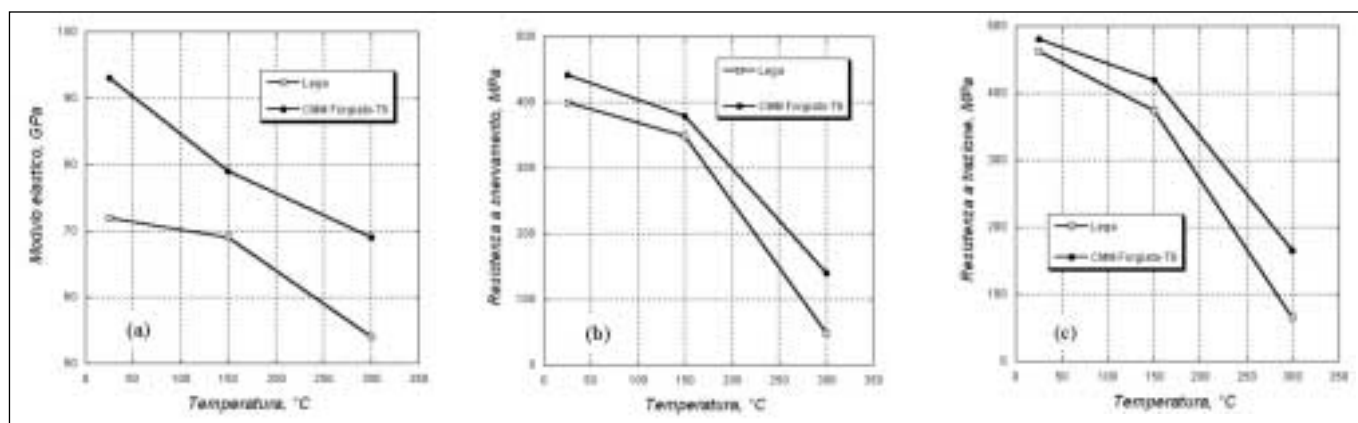


Fig. 7 – Valori di: (a) modulo elastico, (b) resistenza a snervamento e (c) resistenza a trazione, per la lega AA2014 e il composito AA2014/15%Al<sub>2</sub>O<sub>3p</sub>, fuso, forgiato e trattato T6.

Fig. 7 – Values of: (a) elastic modulus, (b) proof strength, (c) tensile strength, for the unreinforced AA2014 alloy and for the AA2014/15%vol.Al<sub>2</sub>O<sub>3p</sub> composite cast, forged and heat-treated at T6 condition.

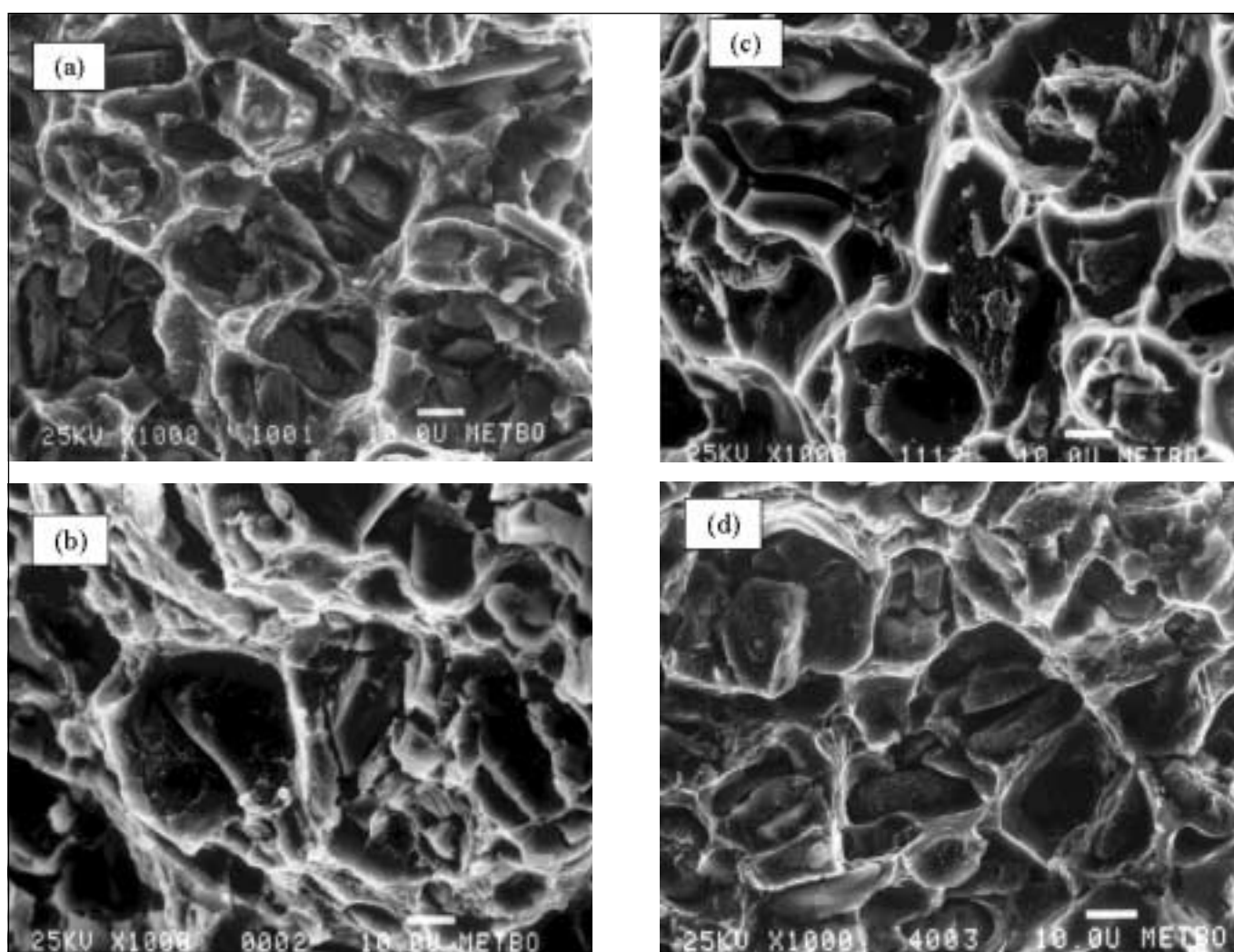


Fig. 8 – Micrografie SEM delle superfici di frattura del CMM-1 (composito fuso e trattato T6) (a) e del CMM-2 (composito forgiato e trattato T6) (b) trazionati a temperatura ambiente; e del CMM-1 (c) e CMM-2 (d) trazionati a 300 °C.

Fig. 8 – SEM micrographs of the fracture surfaces of the CMM-1 (as-cast and heat treated composite) (a) and CMM-2 (forged and heat-treated composite) at room temperature and CMM-2 (d) tested at 300 °C.

In particolare, le indagini microstrutturali hanno mostrato un sensibile affinamento del grano della matrice del CMM forgiato (CMM-2), rispetto al composito grezzo di fusione (CMM-1). La forgiatura, peraltro, non ha indotto fratture nelle particelle di Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, né decoesioni matrice/rinforzo. Le misure di densità hanno fornito valori sostanzialmente coin-

cidenti per il composito fuso e per quello forgiato.

Per quanto attiene alle proprietà a trazione, il confronto tra la lega non rinforzata ed il composito fuso, nello stesso stato termico T6, permette di evidenziare che l'aggiunta del rinforzo induce un aumento del modulo elastico del CMM-1, sia a temperatura ambiente che a 300 °C. Il CMM-1 ha

tuttavia presentato valori di resistenza a trazione ed allungamento a rottura inferiori a quelli della lega non rinforzata a temperatura ambiente e a 150 °C, mentre a 300 °C ha presentato una resistenza a trazione decisamente superiore.

La forgiatura ha prodotto un significativo miglioramento delle proprietà meccaniche del composito (CMM-2), sia in termini di durezza che delle proprietà a trazione; l'aumento contemporaneo della resistenza a trazione e dell'allungamento a rottura rispetto al fuso (CMM-1) è probabilmente correlato al notevole affinamento dei grani della matrice, indotto dalla forgiatura.

BIBLIOGRAFIA

- 1) T.W. CLYNE, P.J. WITHERS, *An Introduction to Metal Matrix Composites*, Cambridge University Press, Cambridge (1993).
- 2) M. TAYA, R.J. ARSENAULT, *Metal Matrix Composites-Thermomechanical Behaviour*, Pergamon Press, Oxford (1989).
- 3) D.J. LLOYD, "Particle reinforced aluminium and magnesium metal matrix composites", *Int. Materials Reviews*, 39, 1 (1994), p.1.
- 4) J.M. TORRALBA, C. E. DA COSTA and F. VELASCO, "P/M aluminum matrix composites: an overview", *Journal of Materials Processing Technology*, 133, Issues 1-2, (2003), p.203.
- 5) L.CESCHINI, "Materiali compositi a matrice metallica: produzione, proprietà, applicazioni", in: "Progettazione strutturale con l'alluminio - 5° corso avanzato di specializzazione su Tecnologia dei Materiali e Progettazione di Strutture", Vol. I, Edimet, Brescia (2003) p.418.
- 6) G.M. LA VECCHIA, F. D'ERRICO, F. MICARI, "Compositi a matrice di alluminio rinforzati con particelle: vantaggi e svantaggi rispetto alle leghe tradizionali", *La Metallurgia Italiana*, 11/12 (2003), p.17.
- 7) K.N. SUBRAMANIAN, T.R. BIELER, J.P. LUCAS, "Mechanical shaping of Metal Matrix Composites", *Key Eng.Materials*, 104-107 (1995), p.175.
- 8) M.D. HUDA, M.S.J. HASMI, M.A. EL-BARADIE, "MMCs: Materials, Manufacturing and Mechanical Properties", *Key Eng.Materials*, 104-107 (1995), p.37.
- 9) C.H.J. DAVIES, "Critical issues in the extrusion of par-

- ticle reinforced metal matrix composites", *Key Eng.Materials*, 104-107 (1995), p.447.
- 10) M. FERRY, P.R. MUNROE, "Hot working behaviour of Al-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> particulate reinforced metal matrix composite", *Mat.Sci.Techn.*, 11 (1995) p.633.
- 11) D.G.C. SYU, A.K.GHOSH, "Forging limits for an aluminium matrix composite: Part I. Experimental results", *Met.Mat.Trans.*, 25 A, 9 (1994) p. 2027.
- 12) D.G.C. SYU, A.K.GHOSH, "Forging limits for an aluminium matrix composite: Part II. Analysis", *Met. Mat.Trans.*, 25 A, 9 (1994) p. 2039.
- 13) S.M. ROBERTS, J. KUSIAK, P.J. WITHERS, S.J. BARNES, P.B. PRANGNELL, "Numerical prediction of the development of particle stress in the forging of aluminium metal matrix composites", *J. Mat. Proc.Tech.*, 69 (1996) p.711.
- 14) K.S. SEE, T.A. DEAN, "The effect of pre-forge processing on forgeability and mechanical properties of co-sprayed aluminium-based MMCs", *J.Mat.Proc.Tech.*, 71 (1997) p. 314.
- 15) K.S. SEE, T.A. DEAN, "The effect of disposition of SiC particles on the forgeability and mechanical properties of co-sprayed aluminium-based MMCs", *J.Mat.Proc.Tech.*, 69 (1997) p.58.
- 16) İ. ÖZDEMİR, Ü. CÖCEN, K. ÖNEL, "The effect of forging on the properties of particulate-SiC-reinforced aluminium-alloy composites", *Comp.Sci.Tech.*, 60 (2000) p.411.
- 17) C. BADINI, G.M. LA VECCHIA, P. FINO, T. VALENTE, "Forging of 2124/SiCp composite: preliminary studies of the effects on microstructure and strength", *J.Mat.Proc.Tech.*, 116 (2001) p.289.
- 18) I. DUTTA, C.P. HARPER, G. DUTTA, "Role of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> particulate reinforcements on precipitation in 2014 Al-matrix composites", *Met.Mat.Trans.*, 25A, 8 (1994) p.1591.
- 19) G. RIONTINO, A.ZANADA "Coupled formation of hardening particles on pre-precipitates in an Al-Cu-Mg-Si 2014 alloy", *Mat.Lett.*, 37 (1998) p.241.
- 20) T. S. SRIVATSAN, A. PRAKASH, "The quasi-static fracture behavior of an aluminum alloy metal-matrix composite", *Composites Sci. and Techn.*, 54, 3, (1995), p. 307.
- 21) D. ZHAO, F.R. TULER, D.J. LLOYD, "Fracture at elevated temperatures in a particle reinforced composite", *Acta Metallurgica et Materialia*, 42, 7, (1994), p. 2525.

A B S T R A C T

FORGING OF THE AA2014/15VOL.%AL<sub>2</sub>O<sub>3p</sub> COMPOSITE: EFFECTS ON MICROSTRUCTURE AND TENSILE PROPERTIES.

**Keywords:**  
metal matrix composites, aluminium alloys,  
forging, mechanical tests

The use of aluminum-based particulate reinforced composites for automotive components and aircraft structures could be highly advantageous over the unreinforced alloys due to their high specific stiffness. A considerable interest is currently addressed to the study of the effects of mechanical working of these composites and it has been shown that some improvements in strength and ductility can be observed with the application of plastic forming processing. Most work-to-date on the mechanical working of particulate

reinforced MMCs has been focused on the effects of extrusion and rolling on microstructures and mechanical properties.

The aim of this paper was to evaluate the effects of the forging process on the microstructure and tensile properties (at room and high temperature) of a particle reinforced aluminium based composite, based on the aluminum alloy 2014 reinforced with 15vol.% of Al<sub>2</sub>O<sub>3p</sub> particles. The composite, produced by Duralcan (USA) using the Compocasting method, have been tested in two conditions: a) as-cast and peak aged at the T6 condition (CMM-1); b) forged and peak aged at T6 (CMM-2). For comparison also the unreinforced AA2014 alloy was studied.

The forging process was carried out in a open die, using the forging conditions in Table III. The microstructural characterization was carried out by means of optical microscopy

with image analysis. Differential thermal analyses, from room temperature to 600 °C, were carried out on samples previously subjected to solubilization and water quenching. Tensile tests were carried out at room temperature, 150 and 300 °C. The mechanisms of damage for the tested composites have been studied by SEM observations of the fracture surfaces.

The metallographic analyses on the unreinforced alloy, forged and heat treated at the T6 condition (Fig.2), showed grains elongated in the direction of the plastic flow and coarse  $\text{CuAl}_2$  intermetallic compounds. The analyses in the as-cast and heat-treated composite (CMM-1) showed large grain size of the aluminum alloy matrix (up to about 80  $\mu\text{m}$ ) and a quite inhomogeneous distribution of the reinforcing particles. The forging process led to an evident refinement of the aluminum alloy matrix (up to 18  $\mu\text{m}$ ), while did not lead to variation in the size of the reinforcement particles or modification of the interfaces (Fig.3). EDS analyses showed both in the CMM-1 and CMM-2 the presence of very fine precipitates of  $\text{CuAl}_2$  and  $\text{AlCuMgSi}$ . The results of the thermal analyses carried out on the unreinforced AA2014 and on the AA2014/15vol.% $\text{Al}_2\text{O}_3$  composite, showed that the precipitation sequence was the same, but the presence of the reinforcement particles anticipates the formation of the precipitates, acting as nucleation sites.

The Brinell hardness tests showed an increase of the hardness in the forged composite, equal to about 23% (as shown

in Table IV). The results of the tensile tests are reported in Table V and in the plots in Figs.6-7. The comparison between the tensile behaviour of the unreinforced alloy and the as-cast and heat treated composite (CMM-1), shows an increase of the elastic modulus in the CMM-1 of about 28% at room temperature and about 33% at 300°C. The forging process led to an increase of the tensile strength and also of the elongation to failure of the composite, as shown in the plots of Fig.6 (a-c). The positive effect of forging on the mechanical properties has been also reported in other papers [16-17] and was related to the concomitant action of different factors, such as: reduction of porosity, more uniform distribution of the reinforcement particles, grain refinement of the aluminum alloy matrix. In our samples the dominant effect seems to be the grain refinement of the matrix alloy, since other microstructural modifications were not observed. SEM analyses of the tensile fracture surfaces showed substantial similar morphologies for the as-cast (CMM-1) and forged composites, both at room and high temperature. At room temperature (Fig.8 a-b) the mechanisms of damage were mainly decohesion at the interface and fracture of the larger particles.

At high temperature (Fig. 8 c-d), the lower stress state limits fracture of the particles, while the decohesion phenomena are prevalent, with a higher degree of plastic deformation of the aluminum matrix, confirmed by the presence of more elongated "tear ridges".