

# Effetto della forgiatura sulla microstruttura e sul comportamento a trazione del composito AA2618/Al<sub>2</sub>O<sub>3p</sub>

A. Agresti, L. Ceschini, G. L. Garagnani, A. Suppo

*In questo lavoro viene studiato l'effetto della forgiatura sulle proprietà di un composito di produzione commerciale costituito da una matrice in lega AA2618 rinforzata con particelle di Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.*

*Particolare attenzione è stata posta sugli effetti della deformazione a caldo sia sulle caratteristiche microstrutturali sia sulle proprietà a trazione. Le prove meccaniche sono state condotte a temperatura ambiente, a 150°C e a 300°C. I risultati ottenuti a temperatura ambiente mostrano per il materiale forgiato, oltre che una distribuzione più uniforme delle particelle di rinforzo e una dimensione più fine del grano della matrice, anche un incremento delle caratteristiche resistenziali (carico di rottura e di snervamento), sia rispetto alla lega matrice che al composito grezzo di fusione nello stesso stato termico. Il migliore comportamento del materiale forgiato viene mantenuto anche in temperatura (150°C), mentre alla temperatura di 300°C non sono state evidenziate differenze significative tra i materiali studiati, che hanno presentato un significativo decremento delle proprietà resistenziali.*

**Parole chiave:** compositi, leghe di alluminio, forgiatura

## INTRODUZIONE

La crescente ricerca di materiali caratterizzati da buone proprietà meccaniche sia a temperatura ambiente che medio alta, da un basso peso specifico, da una buona affidabilità e, non meno importante, da un costo relativamente contenuto, ha portato allo sviluppo dei materiali compositi a matrice metallica (CMM). In seguito alla richiesta proveniente dai settori del trasporto su strada, aerospaziale e ferroviario, sono stati condotti numerosi studi sui CMM con rinforzo ceramico, mettendo in luce come sia vantaggioso il loro utilizzo sia nel settore automobilistico (pistoni, dischi freno, bielle, ecc.) che aeronautico [1]. Uno dei principali limiti all'utilizzo di tali materiali risiede tuttavia nella loro bassa duttilità e difficile lavorabilità all'utensile per la produzione di componenti ingegneristici [2]. In relazione a questo risulta di notevole importanza studiare gli effetti dei processi di estrusione, laminazione e forgiatura. La maggior parte dei lavori sviluppati fino ad oggi sulla deformazione plastica dei CMM rinforzati con particelle, hanno riguardato gli effetti dell'estrusione e della laminazione [2]; pochi studi sono invece stati condotti sul processo di forgiatura e sui suoi effetti sulla microstruttura e sulle proprietà meccaniche. Il presente lavoro si propone di valutare l'influenza della forgiatura

sulle proprietà a trazione, sia a temperatura ambiente che alle temperature di 150°C e 300°C, di un composito in lega AA2618 rinforzata con particelle di Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

## PROCEDURA SPERIMENTALE

La sperimentazione descritta in questa ricerca è stata effettuata su un composito Duralcan [3], con matrice in lega AA2618 rinforzata con il 20% in volume di particelle di Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (AA2618+20% Al<sub>2</sub>O<sub>3p</sub>) fornito in forma di billetta (ø 180 mm).

La caratterizzazione microstrutturale e meccanica è stata eseguita sul materiale nelle seguenti condizioni:

- grezzo di fusione, trattato termicamente allo stato T6 (CMM-1);
- grezzo di fusione, forgiato e trattato termicamente allo stato T6 (CMM-2).

Per confronto è stata studiata anche la lega non rinforzata AA2618 dopo forgiatura e trattamento termico T6. In Tab. I è riportata la composizione chimica del composito. Le condizioni di trattamento termico sono riepilogate in Tab. II. La forgiatura è stata effettuata mediante una pressa idraulica da 16 MN, in un unico stadio, in modo da ridurre il tempo

Si	Mg	Cu	Zn	Mn	Ni	Fe	Ti	Altri	Al
0.20	1.85	2.36	-	-	1.05	1.07	0.07	0.15	Resto

Tab. I: Composizione chimica (% in peso) del composito AA2618+20vol.% Al<sub>2</sub>O<sub>3p</sub>.

Table I: Chemical composition (weight %) of the AA2618+20vol.% Al<sub>2</sub>O<sub>3p</sub>.

Solubilizzazione	Tempra	Invecchiamento
530°C, 2h	acqua, 25 °C	200°C, 20h

Tab. II: Parametri del trattamento termico T6 effettuato sulla lega AA2618 e sul composito AA2618+20% Al<sub>2</sub>O<sub>3p</sub>.

Table II: Parameters of the T6 heat treatment carried out on the unreinforced AA2618 and on the AA2618+20vol.% Al<sub>2</sub>O<sub>3p</sub> composite.

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

Memoria presentata al 28° Convegno Nazionale AIM  
Milano, 8-10 novembre 2000

che il materiale trascorre fuori dal forno ed impedire eccessivi raffreddamenti; è stata controllata la durata del processo di stampaggio, indice della velocità di deformazione. La caratterizzazione microstrutturale dei materiali, nelle diverse condizioni, è stata effettuata mediante microscopia ottica (OM) e microscopia elettronica a scansione (SEM) con microsonda a dispersione di energia (EDS). Sono state effettuate inoltre misure di durezza (HRB) e microdurezza interparticellare ( $HV_{0.05}$ ).

Le prove di trazione, condotte conformemente alla normativa ASTM D3552-82, sono state effettuate sia a temperatura ambiente che a 150 °C e 300 °C, avvalendosi di:

- una macchina di trazione universale da 50 kN;
- una macchina di trazione universale da 200 kN.

Il materiale destinato alle prove di trazione è stato trattato termicamente allo stato T6 prima della preparazione dei provini. Nel caso del CMM forgiati i provini sono stati ricavati in direzione trasversale rispetto a quella di forgiatura; in Fig.1 è riportata la geometria del provino adottato per le prove di trazione.

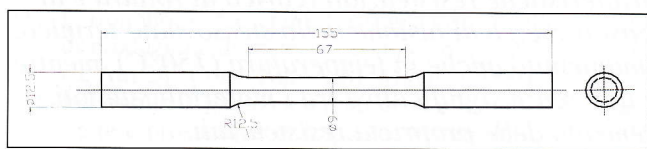


Fig. 1: Geometria del provino utilizzato per le prove di trazione.

Fig. 1: Geometry of the specimen used for the tensile tests.

**RISULTATI E DISCUSSIONE**

In Tab. III sono riportate le condizioni di forgiatura impiegate sui dischi A, B, E, F ricavati sezionando trasversalmente la billetta di composito AA2618+20%  $Al_2O_{3p}$ .

	CMM - 2			
	A	B	E	F
ø iniziale (mm)	180	180	180	180
altezza iniziale (mm)	74	74	73	73
altezza finale (mm)	19.5	25	25	25
rapp. forgiatura ( $\Delta h/hi$ )	74%	66%	66%	66%
cicli di riscaldamento	1	1	1	1
cicli di stampaggio	1	1	1	1
T inizio stampaggio (°C)	487	483	464	461
T fine stampaggio (°C)	425	403	398	411
$\Delta T$ (°C)	62	80	66	50
T piano (sup./inf.) (°C)	390/350	370/296	291/279	315/306
tempo di stampaggio (sec)	7	-	10	10

Tab. III: Riepilogo delle diverse condizioni di forgiatura utilizzate per i dischi di materiale composito AA2618+20%  $Al_2O_{3p}$ .

Table III: Forging conditions used for the AA2618+20%  $Al_2O_{3p}$  composite.

Il processo di forgiatura è stato condotto inizialmente sui dischi A e B utilizzando rapporti di forgiatura pari al 74% e 66% rispettivamente. In seguito ad una preliminare caratterizzazione meccanica, condotta sui provini ricavati da tali dischi, si è deciso di eseguire la forgiatura di altri due dischi (E e F) applicando lo stesso rapporto di forgiatura (66%) utilizzato per il disco B e diminuendo la temperatura di inizio

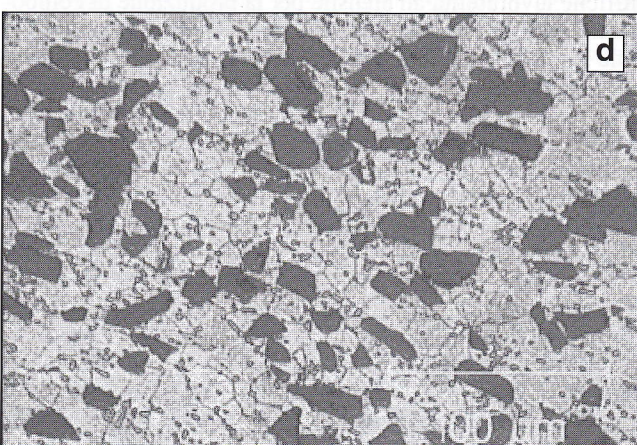
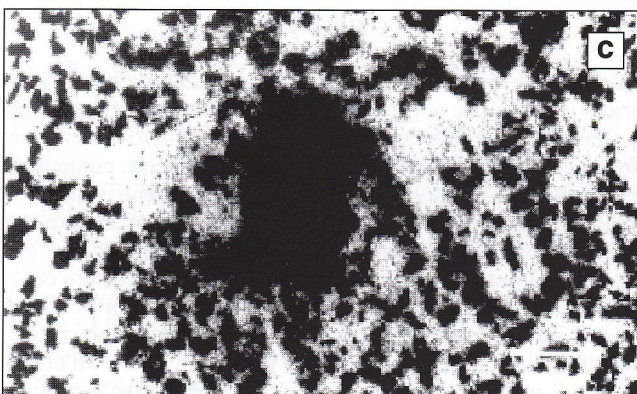
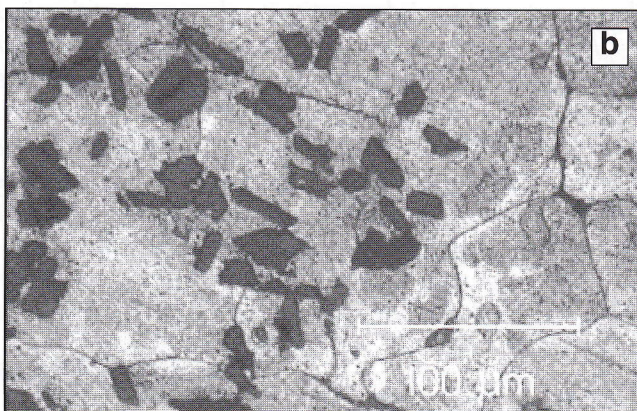


Fig. 2: a) Lega AA2618 forgiata-T6; b, c) composito AA2618+20%  $Al_2O_{3p}$  (CMM-1) grezzo di fusione, trattato termicamente allo stato T6; d) composito AA2618+20%  $Al_2O_{3p}$  (CMM-2) grezzo di fusione, forgiato e trattato termicamente allo stato T6.

Fig. 2: a) Unreinforced AA2618: forged and T6 heat treated; b, c) AA2618+20%  $Al_2O_{3p}$  composite as-cast and T6 heat treated (MMC-1); d) AA2618+20%  $Al_2O_{3p}$  composite: as-cast, forged and T6 heat treated (MMC-2).

stampaggio ( $T \approx 460^\circ\text{C}$ ). L'effetto della forgiatura sulla microstruttura del composito oggetto della sperimentazione è stato valutato mediante osservazioni al microscopio ottico ed elettronico a scansione, condotte per confronto anche sulla lega AA2618-T6 forgiata e sul CMM-1.

L'analisi metallografica della lega AA2618 forgiata e trattata a T6 (Fig. 2a) evidenzia una struttura con grani e precipitati grossolani orientati nella direzione del flusso plastico conseguente al processo di forgiatura e precipitati fini entro i grani. La microstruttura del CMM-1 (Fig. 2b) mostra una certa disomogeneità di distribuzione delle particelle con addensamenti delle stesse in una matrice a grani grossolani ( $\sim 100 \div 200 \mu\text{m}$ ). Sono state inoltre evidenziate cricche nella matrice, probabilmente conseguenti al trattamento termico T6 (per i diversi coefficienti di espansione termica di lega e rinforzo) ed inoltre porosità (Fig. 2c) di dimensioni rilevanti ( $\sim 300 \mu\text{m}$ ). Il processo di forgiatura ha portato nel CMM-2 ad una più uniforme distribuzione delle particelle di rinforzo (Fig. 2d), che tuttavia mantengono un'orientazione preferenziale in conseguenza del flusso plastico del materiale. Si è inoltre evidenziata una sensibile riduzione sia delle dimensioni del grano della matrice ( $\sim 20 \div 30 \mu\text{m}$ ) che della porosità.

Le analisi morfologiche e compositive effettuate mediante SEM-EDS sulla matrice sia del CMM-1 che del CMM-2, hanno evidenziato la presenza di precipitati dello stesso tipo di quelli osservati nella corrispondente lega non rinforzata, ed in particolare:

- composti intermetallici grossolani, costituiti da Al-Fe-Ni (probabilmente  $\text{Al}_9\text{FeNi}$  [4]), (spettro EDS di Fig. 3a);
- composti intermetallici fini, costituiti da Al-Mg-Cu (probabilmente  $\text{Al}_2\text{CuMg}$  [4]), (spettro EDS di Fig. 3b).

I precipitati presenti all'interfaccia rinforzo/matrice, sono risultati prevalentemente costituiti da Al-Mg-Cu.

In Tab. IV sono riepilogati i risultati delle prove di durezza e microdurezza, eseguite sui materiali studiati, che evidenziano un incremento di tali valori indotto dalla forgiatura.

In Tab. V vengono riportati i risultati delle prove di trazione (tensione di snervamento, tensione di rottura e allungamento a rottura) effettuate sui materiali della sperimentazione, sia a temperatura ambiente che a  $150^\circ\text{C}$  e  $300^\circ\text{C}$ .

I risultati delle prove di trazione condotte a temperatura ambiente, hanno evidenziato, nel caso del CMM-1, valori delle proprietà resistenziali ( $R_p$  e  $R_m$ ) e della duttilità (A%) sensibilmente inferiori rispetto a quelli indicati dal produttore.

Confrontando i valori misurati su tale composito con quelli rilevati sulla corrispondente lega non rinforzata, si è osservato un incremento della tensione di snervamento e una diminuzione del carico di rottura combinati ad una drastica riduzione dell'allungamento a rottura. Tale comportamento può essere giustificato sulla base delle osservazioni microstrutturali precedentemente riportate, ovvero: una distribuzione non uniforme delle particelle di rinforzo con presenza di addensamenti localizzati, porosità e microcricche in una matrice a grano grossolano che conducono a frattura prematura.

Inoltre, una probabile scarsa adesione all'interfaccia rinforzo/matrice ha ridotto il completo trasferimento del carico

Tab. V: Riepilogo dei risultati ottenuti dalle prove di trazione.

Tab. V: Results of the tensile tests.

Temperatura di prova ( $^\circ\text{C}$ )	Materiale	Temperatura di prova ( $^\circ\text{C}$ )		
		$R_p$ [MPa]	$R_m$ [MPa]	A %
25	AA 2618 - T6	310	400	8
	CMM-1	361	364	0.5
	CMM-2	382	454	1.1
150	AA 2618 - T6	291	356	10
	CMM-1	330	332	0.7
	CMM-2	n.r.	400	3.5
300	CMM-1	162	184	1.6
	CMM-2	168	213	5.2

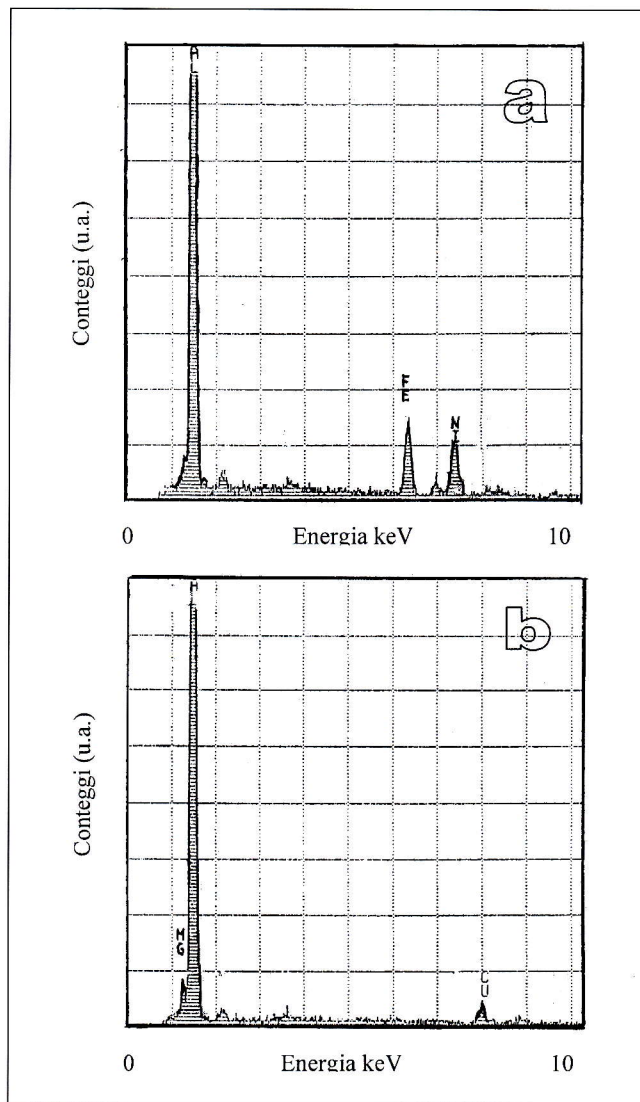


Fig. 3: Spettri EDS relativi ai precipitati: (a) grossolani (probabilmente  $\text{Al}_9\text{FeNi}$ ); (b) fini (probabilmente  $\text{Al}_2\text{MgCu}$ ).

Fig. 3: EDS spectra of the precipitates: (a) coarse (probably  $\text{Al}_9\text{FeNi}$ ); (b) fine (probably  $\text{Al}_2\text{MgCu}$ ).

	HRB	$HV_{0.05}$
Lega AA2618, forgiata -T6	$76 \pm 1$	$144 \pm 7$
CMM-1	$79 \pm 1$	$147 \pm 7$
CMM-2	$83 \pm 1$	$153 \pm 5$

Tab. IV: Valori di durezza HRB e microdurezza  $HV_{0.05}$  (zone interparticellari nei CMM) misurati sui materiali della sperimentazione.

Table IV: Hardness HRB and microhardness values  $HV_{0.05}$  (interparticles zones for the MMCs) for the tested materials.

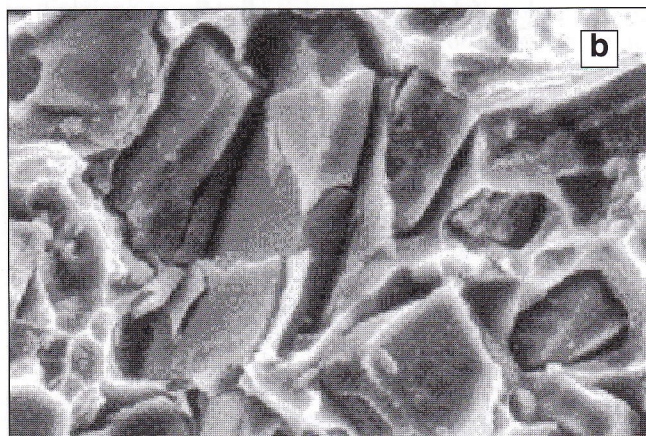
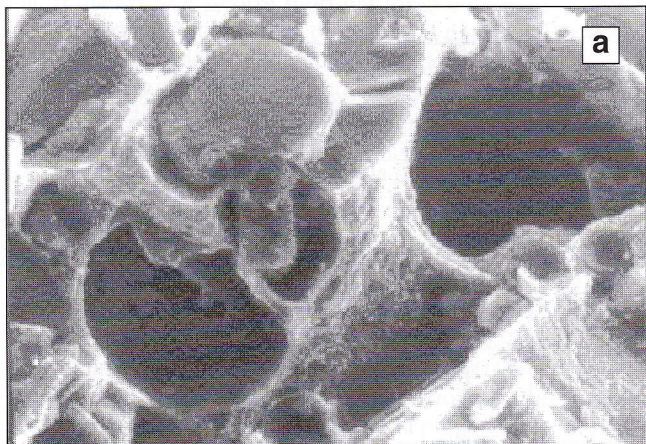


Fig. 4: Superfici di frattura del CMM-1 sottoposto a prova di trazione a temperatura ambiente (a) e a 300 °C (b).

Fig. 4: SEM fracture surfaces of the MMC-1 after tensile tests carried out at: (a) room temperature and (b) 300 °C.

dalla matrice al rinforzo [1]. Il processo di forgiatura ha invece portato ad un significativo incremento sia delle proprietà resistenziali che della duttilità del composito (CMM-2). Tale effetto positivo sulle proprietà meccaniche è correlabile con il cambiamento della microstruttura indotto dalla deformazione plastica. Si è osservato infatti un affinamento del grano della matrice, una distribuzione più uniforme delle particelle di rinforzo e una riduzione della porosità, analogamente a quanto osservato da Özdemir et al. [5]. I risultati delle prove meccaniche condotte alla temperatura di 150°C mostrano un decremento non elevato delle proprietà a trazione rispetto alle prove condotte a temperatura ambiente. Si può notare inoltre come il CMM-2 mostri, anche a questa temperatura, un comportamento migliore rispetto al CMM-1. Decisamente diversa, invece, è la resistenza a trazione presentata dai materiali nelle prove condotte a 300°C che hanno comportato una netta diminuzione delle proprietà resistenziali che risultano analoghe sia per il CMM-1 che per il CMM-2 [6-7].

L'analisi al SEM delle superfici di frattura ha confermato quanto detto precedentemente. Nei provini ricavati dal campione CMM-1 (grezzo di fusione, trattato termicamente allo stato T6), sottoposti a prova di trazione a temperatura ambiente (Fig. 4a), si osservano le cavità lasciate dalle particelle distaccatesi durante il processo di frattura, in conseguenza della scarsa adesione tra rinforzo e matrice, ulteriormente peggiorata dalle microporosità (visibili in Fig. 4 a) sul fondo della sede dove era alloggiata la particella. In qualche caso si sono osservate particelle fratturate di elevate dimensioni.

Nel caso del CMM-1 (sia a temperatura ambiente che a 150°C e 300°C) la frattura avviene dunque principalmente

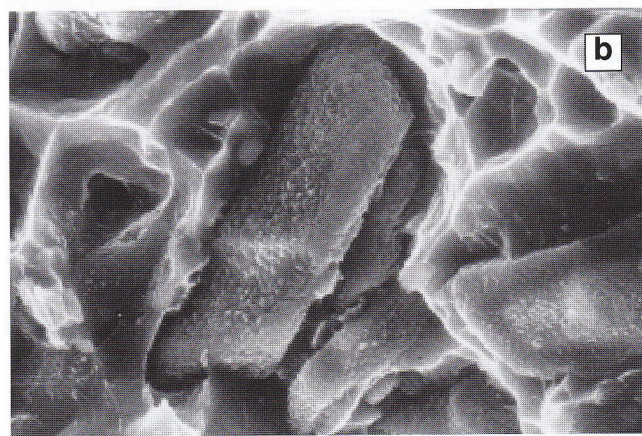
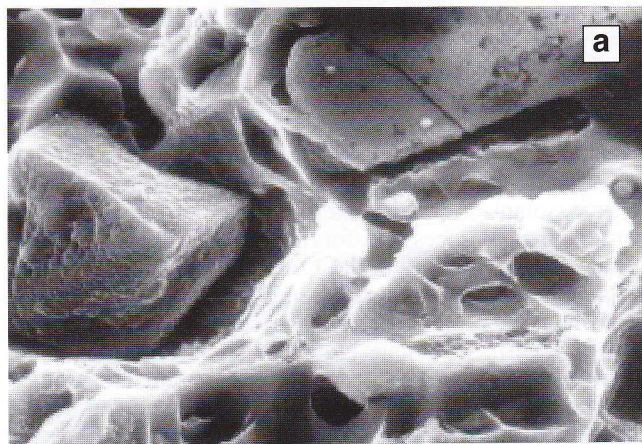


Fig. 5: Superfici di frattura del CMM-2 sottoposto a prova di trazione a temperatura ambiente (a) e a 300 °C (b).

Fig. 5: SEM fracture surfaces of the MMC-2 after tensile tests carried out at: (a) room temperature and (b) 300 °C.

in conseguenza del distacco delle particelle dalla matrice, per la scarsa adesione all'interfaccia. Non è infatti presente una evidente plasticizzazione della matrice, neanche alle temperature più elevate (Fig. 4b).

Le superfici di frattura del CMM-2 forgiato e trattato T6, Fig. 5 (a - b), mostrano invece dimples nella matrice, tipici di una maggiore duttilità e particelle parzialmente ricoperte dalla matrice, indice di una migliore adesione all'interfaccia.

### CONCLUSIONI

- L'analisi microstrutturale ha evidenziato, per il composito grezzo di fusione e trattato successivamente a T6, una matrice a grani grossolani e una certa disomogeneità di distribuzione delle particelle nella matrice con addensamenti delle stesse. A seguito di forgiatura e successivo trattamento a T6, si è osservata una sensibile riduzione delle dimensioni del grano della matrice e una distribuzione più uniforme delle particelle di rinforzo, che tuttavia mantengono un'orientazione preferenziale in conseguenza del flusso plastico del materiale.
- Le prove di trazione, condotte sia a temperatura ambiente che a 150°C e 300°C, hanno mostrato come il processo di forgiatura conferisca al composito AA2618 + 20% Al<sub>2</sub>O<sub>3p</sub> prestazioni superiori rispetto al fuso, nelle medesime condizioni di trattamento termico, nell'intero intervallo di temperatura considerato. Le proprietà meccaniche diminuiscono leggermente tra 25 e 150°C, mentre sia per il composito tal quale, che dopo forgiatura, subiscono un crollo alla temperatura di 300°C.

RINGRAZIAMENTI

Il presente studio è stato finanziato nell'ambito del programma di ricerca "Sviluppo di materiali compositi a matrice metallica per l'industria aeronautica e spaziale" previsto nel Tema 10 dell'Area Materiali Strutturali del Programma Nazionale di Ricerca sui Materiali Innovativi Avanzati (P.N.R.M.I.A.). Si ringrazia l'Ing. P. Dinardo, Consorzio Ricerche Compositi - Roma, per la collaborazione.

BIBLIOGRAFIA

[1] K.S. See, T.A. Dean, Journal of Mat. Proc. Technology, 69, (1997), p.58

[2] K.S. See, T.A. Dean, Journal of Mat. Proc. Technology, 71, (1997), p.314  
 [3] "DURALCAN Composites for Wrought Products", Property Data, W2F Composites, Duralcan USA (1994).  
 [4] L.F. Mondolfo, Aluminium Alloys-Structure & Properties, Butter Worths London-Boston, 1976  
 [5] İ. Özdemir, Ü. Cöcen, K. Önel, Composites Sci. Technology, 60, (2000), p.411  
 [6] A.J. Shakesheff, P.D. Pitcher, Mat. Sci. Forum, 217, (1999), p. 1133  
 [7] D. Zhao, F.R. Tuler, D.J. Lloyd, Acta Metall. Materialia, 42, 7, (1994), p. 2525

A B S T R A C T

EFFECT OF FORGING ON MICROSTRUCTURE AND TENSILE PROPERTIES OF AN  $Al_2O_3$  PARTICULATE REINFORCED AA2618 COMPOSITE

Introduction

Forging is considered to be of high technical and economic interest, not only because is a practical mean of forming metal matrix composites (MMCs), avoiding the need for special tools in machining, but also because the distribution of reinforced particles can be improved by mechanical working. However, the forging of MMCs is generally limited by their inherently low forgeability and, moreover, the process development is hampered by a lack of scientific knowledge about factors affecting the forgeability. Most work-to-date on the mechanical working of particles reinforced MMCs, in fact, has been focused on the effects of extrusion and rolling on metallurgical structure and mechanical properties. The aim of this paper was to investigate the effect of the forging process on the microstructure and tensile properties, both at room and high temperature, of the AA2618+20vol.% composite.

Experimental

The unreinforced alloy and the composite used in the present study were AA2618 and AA2618 containing 20 vol. % alumina particles, supplied by Duralcan (USA). The microstructural and mechanical characterization was carried out on the composite in the following conditions: as-cast and T6 heat treated (MMC-1); as-cast, forged and T6 heat treated (MMC-2). The unreinforced AA2618 was forged and then heat treated at T6. The chemical composition of the composite is given in Table I. The conditions used for the heat treatment are given in Table II. The forging was carried out using a 16 MN hydraulic press in a single step. The microstructural characterization of the materials was carried out by means of optical (OM) and scanning electron microscopy (SEM), equipped with an electron dispersive spectroscopy (EDS). Hardness (HRB) and interparticle microhardness (HV0.05) measurements have been performed. The tensile tests were carried out both at room and high temperature (150°C and 300°C) according to the ASTM D3552-82 standard. The specimen geometry is given in Figure 1. The forging conditions for the AA2618+20 vol.%  $Al_2O_3$  composite are reported in Table III. The forging process, at first, was carried out on the disks A, B using forging ratio of 74% and 66%, respectively. After the first tests, carried out on these disks, other disks (E and F) were forged with the same forging ratio but at a lower temperature.

Results and discussion

The unreinforced AA2618, forged and T6 heat treated, showed a microstructure with grains elongated in the plastic flow direction (Fig.2a); the microstructure of the MMC-1, reported in Fig.2b, showed an inhomogeneous distribution of the reinforcing particles in a coarse grained aluminium alloy matrix. Porosity and some microcracks, probably due to the

T6 heat treatment, were also evidenced (Fig.2c). The forging process, carried out on the MMC-2, instead, led to a more uniform distribution of the alumina particles (Fig.2d) and to a grain refinement of the matrix. The SEM/EDS analyses carried out on MMC-1 and MMC-2 evidenced the presence of the same precipitates detected in the unreinforced alloy: coarse precipitates based on Al-Fe-Ni (Fig.3a) and fine precipitates based on Al-Cu-Mg (Fig.3b). The forging process also led to an increase of the hardness of the tested composite, as shown by the values reported in Table IV. The results of the tensile tests carried out at room and high temperature (150°C and 300°C) are listed in Table V. The tensile strength values measured at room temperature on the as-cast and T6 heat treated composite (MMC-1) were lower than those indicated by the Duralcan supplier, but higher than those measured on the unreinforced 2618 alloy in the same condition, even with a significant reduction in the elongation to failure. This could be related to the inhomogeneous distribution of the ceramic particles and also to the presence of microcracks in the coarse grained matrix which led to premature failure. The forging process led to a significant improvement in the tensile strength properties and also in the ductility of the composite, as shown by the results obtained on the MMC-2 (Table V); this could be related to the microstructural changes induced by the plastic deformation as grain refinement of the matrix, more uniform particles distribution and reduction in porosity. Regarding the effect of the testing temperature, an increase from 25 °C to 150 °C led to a slight reduction of the tensile properties; at this latter temperature, however, MMC-2 showed a better behaviour than MMC-1. Further increase of the testing temperature up to 300 °C, instead, led to a significant decrease of the tensile strength. SEM analyses of the fracture surfaces are reported in Figs. 4 and 5. The fracture surface of MMC-1 tested at room temperature (Fig.4a) showed cavities due to the particles detachment, probably related to a low adhesion between the matrix and the reinforcement. Low plastic deformation of the aluminum alloy matrix also characterized the fracture surface of the same composite tested at higher temperature (Fig.4b). The fracture surfaces of MMC-2 (Fig.5a-b), instead, showed dimples in the matrix, with a typical morphology of a more ductile behaviour.

Conclusions

The microstructural analyses carried out in the as-cast and T6 heat treated AA2618+20vol.%  $Al_2O_3$  composite showed a coarse grained matrix with an inhomogeneous distribution of the ceramic particles. The forging process led to a grain refinement of the aluminium alloy matrix and a more uniform distribution of the reinforcement. The tensile tests carried out both at room and high temperature showed that the forging process led to higher tensile strength properties and also to an improved ductility. An increase of the testing temperature from 25 °C to 150 °C does not significantly influenced the tensile properties, while at 300 °C a significant strength reduction was observed.

MEMORIE

3/2001