

Danneggiamento tribologico in compositi a matrice a base alluminio con elevata quantità di rinforzo

G. Straffelini, A. Molinari, F. Bonollo, M. Faccoli

Memorie

Nel presente lavoro è stato studiato il danneggiamento tribologico per strisciamento a secco contro un antagonista in acciaio di compositi a matrice di alluminio prodotti per infiltrazione, contenenti un'elevata quantità di rinforzo. L'usura è risultata prevalentemente di tipo moderato e si è riconosciuta la presenza di due meccanismi di usura: la delaminazione e l'usura ossidativa. I materiali studiati rinforzati con particelle di SiC hanno tutti mostrato usura delaminativa con un tasso di usura che aumenta all'aumentare del carico applicato fino, in due casi, ad una transizione ad usura severa. La ridotta coesione tra le particelle e la matrice, con la conseguente facile frantumazione o, addirittura, asportazione delle particelle stesse, ha facilitato la formazione di dure e fragili scaglie superficiali responsabili dell'usura delaminativa. Nel caso del composito rinforzato con il 60% di particelle di allumina, l'usura è risultata sempre di tipo ossidativo con un tasso di usura basso e indipendente dal carico applicato. Questo comportamento è stato attribuito alla buona coesione tra le particelle e la matrice che ha impedito il danneggiamento del materiale nelle zone subsuperficiali, favorendo la formazione di uno strato di ossidi protettivo, e allo scorrimento plastico subsuperficiale, che ha favorito l'omogenizzazione della distribuzione delle particelle stesse che formano degli estesi agglomerati nella microstruttura.

INTRODUZIONE

L'innovazione tecnologica è condizionata marcatamente dalla disponibilità di nuovi materiali in grado di soddisfare la richiesta, da parte dei progettisti, di caratteristiche prestazionali sempre più elevate. In questo contesto si inserisce lo sviluppo dei materiali compositi a matrice metallica che sfruttano, in modo sinergico, le proprietà della matrice, di solito in lega di alluminio, e quelle del rinforzo, di solito particelle o fibre in materiale ceramico /1/.

Siccome molte applicazioni prevedono sollecitazioni di tipo tribologico, lo studio dell'attrito e dell'usura di questi materiali contro diversi antagonisti (ma usualmente acciaio poiché in esercizio sono frequenti gli accoppiamenti con organi meccanici in acciaio) hanno ricevuto ultimamente una rilevante attenzione. Il comportamento tribologico dei compositi a matrice metallica dipende sia da fattori 'esterni' che fattori 'interni' /2/. Tra i fattori esterni vanno annoverati i carichi applicati, la velocità di strisciamento e la tipologia dell'eventuale lubrificazione mentre tra i fattori interni ci sono le caratteristiche proprie del composito, come la natura e la quantità del rinforzo adottato e le caratteristiche della matrice. Nel caso di utilizzo di rinforzi particellari, la maggioranza dei lavori in letteratura fanno riferimento a materiali compositi contenenti quantità di rinforzo fino al 20% dato che questo tipo di compositi sono quelli più utilizzati. Pochi lavori sono invece relativi a materiali contenenti elevate percentuali di rinforzo (dal 30 al 70%) anche per la necessità di ricorrere spesso a particolari tecnologie produttive /3,4/.

Nel presente lavoro è stato studiato il comportamento tribologico a strisciamento a secco contro un antagonista in acciaio AISI M2 di alcuni materiali compositi, anche di formulazione innovativa, tutti caratterizzati dal contenere una elevata frazione di rinforzo. Si è fatto particolare riferimento al regime di usura moderata, caratterizzata da tassi di usura intorno a 10^{-3} mm³/m /5/. In questo regime di usura si osserva una transizione da usura ossidativa a usura delaminativa (con caratteristiche peculiari come si vedrà anche più avanti) all'aumentare del carico applicato e della velocità di strisciamento, che sono due parametri tribologici, come detto sopra, 'esterni'. In questo lavoro si è voluto indagare ulteriormente su questi meccanismi di usura e vedere inoltre come possono essere influenzati dalla variazione di alcune caratteristiche microstrutturali, cioè di particolari fattori 'interni'.

MATERIALI E PROCEDURA SPERIMENTALE

Per la presente ricerca sono stati prodotti 5 materiali compositi. Il materiale 30S ha una matrice in alluminio ed è rinforzato con il 30% di particelle di SiC; questo materiale è stato prodotto con una tecnologia tradizionale di fusione, incorporamento del rinforzo solidificazione ed estrusione e viene qui studiato per confronto; tutti gli altri materiali, infatti, hanno un contenuto di rinforzo molto maggiore e sono stati prodotti con la tecnologia dell'infiltrazione, che è specificatamente volta all'ottenimento di materiali con percentuali molto alte di rinforzo (fino al 75%). In particolare, il materiale 48S, contenente il 48% di carburo di silicio in particelle di dimensioni comprese tra 3 e 17 μ m, è stato ottenuto mediante un processo di infiltrazione sotto pressione di gas inerte /6/. La notevole dispersione dimensionale delle particelle favorisce il loro compattamento prima dell'infiltrazione. Va segnalato come, per minimizzare la reazione interfacciale tra Al e SiC, con formazione di Al₄C₃, particolarmente dannoso perché fragile e corrodibile /7,8/, le polveri di SiC abbiano subito un pretrattamento di ossidazione con formazione di un sottile strato

G. Straffelini, A. Molinari,
Dip. Ingegneria dei Materiali, Università di Trento

F. Bonollo,
DIMEG, Università di Padova

M. Faccoli,
Dipartimento di Meccanica, Università di Brescia

Memoria presentata al 27° Convegno Nazionale AIM,
Orvieto 16-18 settembre 1998.

2/2000

di SiO₂ /9/. Tale strato può peraltro dar luogo, a contatto con l'alluminio liquido, alla formazione di Al₂O₃ /9/. Gli altri compositi sono stati invece prodotti con la tecnologia dell'infiltrazione a pressione ambiente /4/. In dettaglio, i materiali 65SI e 70SI hanno una matrice di alluminio con 20% di silicio e 5% Mg e sono rinforzati con il 65 e 70% di particelle di SiC con una granulometria compresa tra 3 e 66 µm. L'uso di questa lega è dovuto alla necessità da un lato di incrementare la fluidità del fuso, favorendo quindi l'operazione di infiltrazione, e dall'altro di evitare la già citata reazione interfacciale Al-SiC che viene inibita, per le condizioni tipiche di processo, da tenore di Si in lega superiori all'8% /7/. L'ultimo materiale studiato è stato denominato 50AL ed ha una matrice in lega di alluminio con il 10% di magnesio e contiene il 60% di particelle di Al₂O₃. Le particelle di allumina hanno dimensione media dell'ordine del micrometro.

In Tabella 1 sono riepilogate le caratteristiche principali dei materiali in studio; in tabella sono riportati anche i valori di durezza, determinati usando un penetratore Vickers ed un carico di 10 kg, e i valori di densità di ogni materiale.

Le prove tribologiche di strisciamento a secco sono state condotte in una configurazione pattino contro disco. I campioni in materiale composito sono stati lucidati ad una rugosità media di circa 0.5 µm. Come antagonista si è usato un disco in acciaio AISI M2 con una durezza di 65 HRC e una rugosità superficiale di 1 µm avente un diametro di 40 mm ed uno spessore di 10 mm. La configurazione di prova è molto simile a quella adottata da Alpas e Zhang /10/. Tutte le prove sono state condotte ad una velocità di strisciamento di 0.63 m/s applicando carichi compresi tra 50 e 400 N. La distanza di strisciamento percorsa è stata in ogni caso pari a 1131 m. L'usura è stata quantificata misurando il peso di ogni campione prima e dopo ogni prova usando una bilancia di precisione; i valori ottenuti sono stati convertiti in variazione di volume usando i valori di densità riportati in Tab. 1. Il comportamento ad usura è stato interpretato sulla base dei meccanismi agenti e, in particolare, valutando le caratteristiche del danneggiamento di ogni materiale in funzione dei carichi tribologici. Per questo ci si è serviti di osservazioni al microscopio elettronico a scansione (SEM) delle tracce di usura e dei frammenti di usura e dell'osservazione del danneggiamento degli strati subsuperficiali mediante sezioni metallografiche ottenute parallelamente alla direzione di strisciamento.

Sigla	Matrice	Rinforzo	Durezza, HV 10	Densità, g/cm ³
30S	Al	30% SiC	85	2.79
48S	Al	48% SiC	135	2.94
65SI	Al-20Si-5Mg	65% SiC	335	3.01
70SI	Al-20Si-5Mg	70% SiC	325	3.09
60AL	Al-10Mg	60% Al ₂ O ₃	130	3.15

Tab. 1 - Caratteristiche principali dei materiali in studio.

Table 1 - Main properties of the materials under study.

RISULTATI

Microstrutture

In Figura 1 (a) è riportata la microstruttura del materiale 48S. Si può notare come le particelle di SiC abbiano una granulometria molto variabile (come detto sopra) e, inoltre, una morfologia abbastanza spigolosa. Il campione 30S ha una microstruttura molto simile sebbene le particelle di SiC siano molto meno spigolose. In Figura 1 (b) è riportata una micrografia del campione 70SI; questa micrografia è significativa anche della microstruttura del materiale 65SI. Si può notare la presenza di estese zone di silicio precipitato nella matrice di lega di alluminio /11/. Anche il materiale 60AL presenta una microstruttura particolare come mostrato in Figura 1 (c). In questo caso le particelle, dalle dimensioni medie di qualche micrometro, formano degli agglomerati a causa della loro ridotta dimensione; all'interno di questi agglomerati sono state osservate anche delle mancanze di riempimento /12/.

Curve di usura

In Figura 2 sono riportati i valori dei tassi di usura determinati sperimentalmente per ogni materiale in funzione del carico applicato. Come si può notare i materiali possono essere suddivisi in tre gruppi: il gruppo A è costituito dai materiali 30S e 65SI che mostrano il peggior comportamento ad usura; il gruppo B è costituito dai materiali 48S e 70SI che mostrano una resistenza all'usura migliore di quella dei ma-

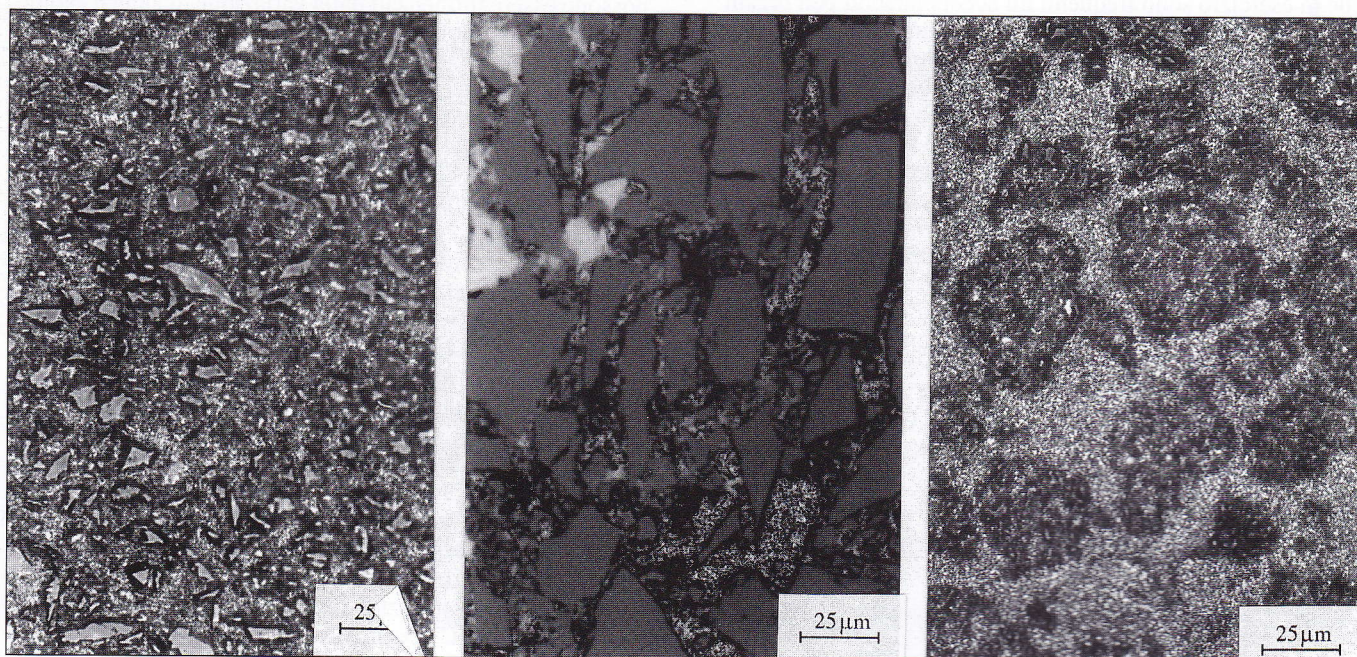


Fig. 1 - Microstrutture dei materiali 48S (a), 70SI (b) e 60AL (c).

Fig. 1 - Microstructures of material 48S (a), 70SI (b) and 60AL (c).

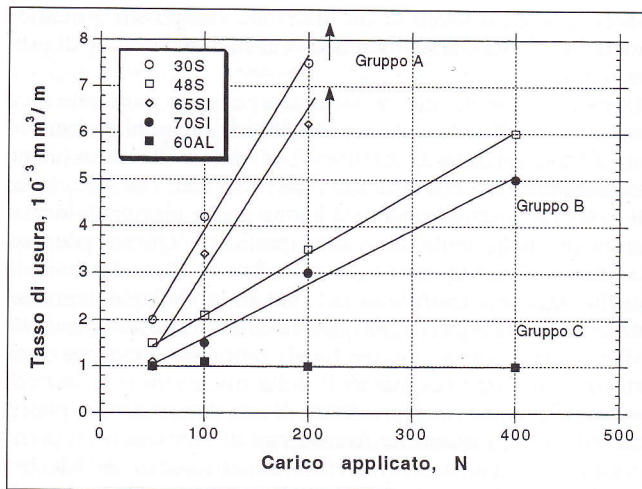


Fig. 2 - Tassi di usura sperimentali in funzione del carico applicato (le frecce indicano le transizioni ad usura severa).

Fig. 2 - Experimental wear rates vs. applied load (arrows indicate the transitions to severe wear).

teriali A ma peggiore di quella del materiale 60AL, che costituisce il gruppo C.

Il materiale di riferimento 30S ha un comportamento ad usura analogo a quello mostrato da materiali simili /10,13/. Il tasso di usura cresce chiaramente all'aumentare del carico mantenendosi su valori compresi tra $2 \cdot 10^{-3}$ e $8 \cdot 10^{-3} \text{ mm}^3/\text{m}$, cioè in regime di usura moderata, fino al carico di 200 N; per carichi superiori a 200 N si ha una transizione verso usura severa caratterizzata da tassi di usura molto maggiori. Abbastanza sorprendentemente, il materiale 65SI mostra un comportamento sostanzialmente analogo a quello del materiale 30S pur avendo una durezza molto maggiore: 335 HV contro 85 HV.

I materiali del gruppo B, cioè il 48S e 70SI, mostrano un aumento inferiore del tasso di usura all'aumentare del carico rispetto ai due materiali del gruppo A. In particolare non si osserva la transizione ad usura severa nell'intervallo 50-400 N essendo questi materiali caratterizzati da tassi di usura intorno a $5 \cdot 10^{-3} \text{ mm}^3/\text{m}$ anche al carico di 400 N. Notare come anche questi due materiali abbiano durezza assai diverse (Tab. 1).

Il comportamento più eclatante è mostrato però dal materiale 60AL, gruppo C. Come detto sopra, questo materiale presenta un basso tasso di usura, intorno a $1 \cdot 10^{-3} \text{ mm}^3/\text{m}$ che, nell'intervallo di carico studiato, è indipendente dal carico applicato.

Per interpretare questi risultati è necessario chiaramente comprendere i diversi meccanismi di usura, cioè i meccanismi responsabili del danneggiamento superficiale dei materiali.

Analisi delle superfici e dei frammenti di usura

Il danneggiamento tribologico mostrato dal materiale 30S è molto simile a quello descritto in letteratura /13,14/. Le tracce di usura, Figura 3, mostrano chiaramente la presenza di scaglie di materiale altamente incrudito e pronte ad abbandonare il sistema tribologico. La figura si riferisce al provino usurato a 200 N ma è significativa del danneggiamento anche agli altri carichi. Queste scaglie vanno quindi a formare i frammenti di usura mostrati in Figura 4.

L'analisi EDXS delle scaglie ha mostrato che contengono ferro e silicio; come descritto in /10,14/ queste scaglie sono formate da una miscela di ossidi di ferro, di alluminio e allumina e da particelle di SiC provenienti dalla frammentazione delle particelle di rinforzo. Il materiale 65SI mostra una morfologia delle tracce di usura e dei frammenti molto simile al materiale 30S. E' interessante analizzare anche le carat-

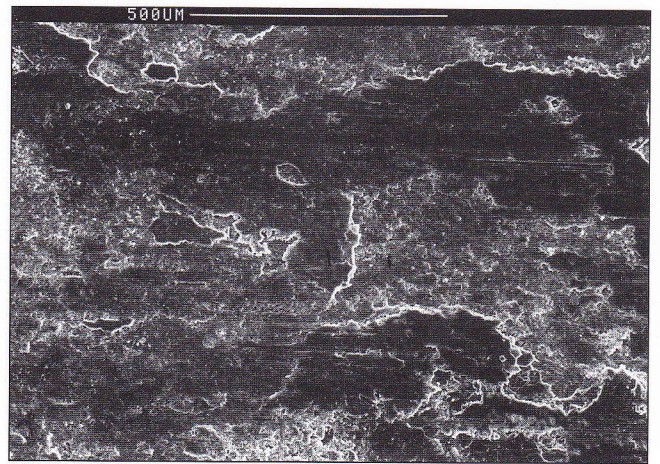


Fig. 3 - Tracce di usura del campione 30S testato a 200 N.

Fig. 3 - Wear tracks of material 30S tested at 200 N.

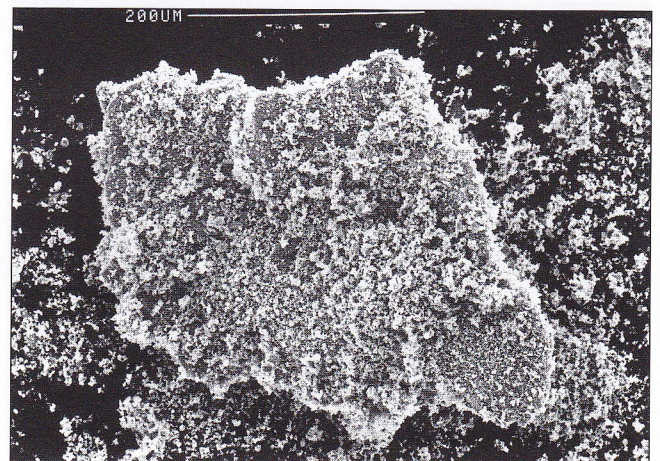


Fig. 4 - Frammenti di usura del materiale 30S testato a 200 N.

Fig. 4 - Wear debris of material 30S tested at 200 N.



Fig. 5 - Danneggiamento subsuperficiale nel campione 65SI usurato a 200 N.

Fig. 5 - Sub-surface damage in material 65SI worn at 200 N.

teristiche subsuperficiali dei provini usurati. In Figura 5 sono mostrate le zone subsuperficiali del materiale 65SI nel caso della prova a 200 N. Si può notare come le elevate deformazioni plastiche subsuperficiali abbiano causato notevoli decoesioni tra le particelle di rinforzo e la matrice; in molti casi le particelle vengono addirittura espulse andando a costituire frammenti di usura.

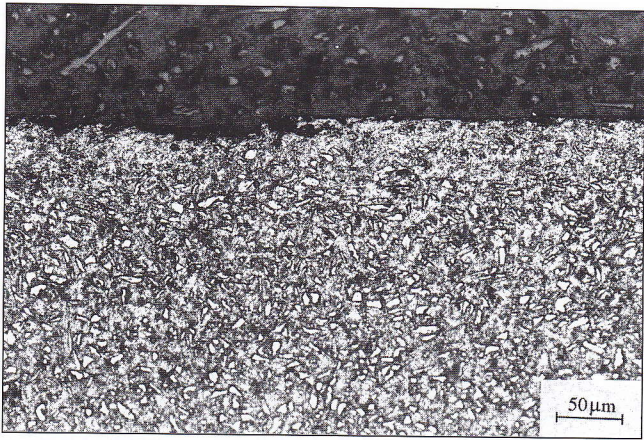


Fig. 6 - Danneggiamento subsuperficiale nel campione 48SI usurato a 200 N.

Fig. 6 - Sub-surface damage in material 48SI worn at 200 N.

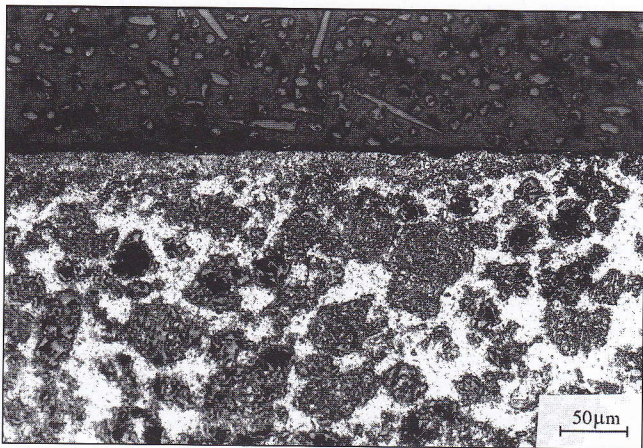


Fig. 7 - Danneggiamento subsuperficiale nel campione 60AL usurato a 200 N.

Fig. 7 - Sub-surface damage in material 60AL worn at 200 N.

I materiali 48S e 70SI mostrano danneggiamenti per usura sostanzialmente simili a quelli mostrati dai materiali del gruppo A anche se con intensità inferiore. La Figura 6 mostra, nel caso del provino 48S, la frammentazione delle particelle di SiC approssimandosi alla superficie e la formazione della scaglia esterna, in modo del tutto analogo a quanto mostrato dal materiale 30S.

Anche il materiale 60AL mostra tracce di usura caratterizzate dalla presenza di scaglie ricche in ferro. L'osservazione delle zone danneggiate subsuperficiali rivela però delle caratteristiche peculiari, Figura 7. La figura mostra innanzitutto la presenza di uno strato superficiale dove il materiale è stato rimosso in fase di preparazione del provino metallografico. Come già osservato in /15/ si tratta probabilmente di uno strato di ossidi compattati che si stacca in fase di taglio del provino; questo dimostra che le scaglie superficiali hanno, in questo caso, una natura diversa di quelle mostrate da tutti gli altri materiali usurati. Sotto lo strato superficiale si nota inoltre come la deformazione plastica abbia allineato le particelle di rinforzo (allumina) che da una configurazione in agglomerati acquisisce una configurazione più omogenea e quindi più adatta a sostenere i carichi tribologici.

DISCUSSIONE

L'analisi della letteratura permette di schematizzare nel modo seguente i meccanismi di usura che avvengono durante lo

strisciamento a secco di un materiale composito a matrice metallica contro un antagonista in acciaio nel regime di usura moderata.

Durante le fasi iniziali dello strisciamento le particelle dure del rinforzo abrasano la superficie dell'antagonista causando il trasferimento di frammenti di acciaio che si ossidano rapidamente /10,16/. Agli alti carichi applicati ad alle elevate velocità di strisciamento si hanno anche elevate deformazioni plastiche nelle zone subsuperficiali. Queste possono causare un incrudimento del materiale e, dipendentemente anche dalla microstruttura del materiale, dell'addolcimento nelle zone più superficiali qualora le deformazioni plastiche siano sufficienti a causare locali fenomeni di decoesione rinforzo-matrice responsabili della nucleazione di microvuoti /13,17/. In corrispondenza di una deformazione plastica critica si ha quindi la formazione di una scaglia superficiale (indicata anche con il termine anglosassone di "Mechanically Mixed Layer" o MML) contenente ossidi di ferro, alluminio, ossidi di alluminio e particelle frantumate di rinforzo e caratterizzata da una durezza estremamente elevata /13/. Al raggiungimento di un livello critico di danneggiamento questa scaglia abbandona il sistema tribologico dando luogo ad usura per delaminazione /2,13/, favorita anche dell'eventuale presenza di materiale sottostante addolcito e quindi non in grado di sostenere adeguatamente i carichi applicati /15/.

Se vengono ridotti il carico applicato e/o la velocità di strisciamento si può assistere ad una transizione da usura delaminativa ad una particolare forma di usura ossidativa /2/. Questa transizione è associata anche ad una riduzione del tasso di usura che passa da valori tipici di 10^{-2} - 10^{-3} mm³/m a 10^{-4} - 10^{-5} mm³/m. In questo caso si forma semplicemente una scaglia protettiva di ossidi di ferro (dall'antagonista) e di alluminio (dal composito) poiché non si raggiungono i livelli di deformazione plastica subsuperficiale tali da provocare la formazione della scaglia di MML /13/. Il tasso di usura è più basso proprio a causa dell'azione protettiva causata dallo strato di ossido /18/.

In un lavoro precedente /15/ è stato dimostrato come questa transizione da usura delaminativa ad usura ossidativa possa avvenire, a parità di carico applicato e velocità di strisciamento, anche al variare della microstruttura del materiale cioè al variare di uno o più di quei parametri 'interni' di cui si parlava nell'introduzione. Con riferimento al composito Al 6061 rinforzato con 20% di particelle di allumina, è stata dimostrata la convenienza di utilizzare il materiale non trattato termicamente poiché il trattamento termico aumenta la durezza del materiale a scapito della duttilità facilitando in questo modo l'addolcimento delle zone subsuperficiali e quindi la formazione della scaglia di MML, responsabile della delaminazione.

Anche i risultati del presente lavoro possono ben essere inquadrati in questo contesto che permette tra l'altro di spiegare l'apparente anomalia dell'indipendenza della resistenza all'usura dalla durezza. I materiali dei gruppi A e B hanno il peggior comportamento ad usura perché (anche se in due livelli diversi) vanno incontro ad usura per delaminazione come dimostrato dall'analisi delle tracce e dei frammenti di usura. Per il materiale 65SI e 70SI, caratterizzati entrambi da una durezza molto elevata, questo comportamento è favorito dalla scarsa coesione tra le particelle di rinforzo e la matrice. Tale effetto è ragionevolmente imputabile alla formazione all'interfaccia di composti infragilenti durante il processo produttivo /20/ e ad una perdita di bagnabilità associata all'aggiunta di Si in lega (sia in atmosfera inerte che in aria il 'lavoro di immersione' delle particelle di SiC aumenta passando da Al puro a leghe Al-Si /1) solo parzialmente contenuta dalla presenza di Mg. Nelle zone subsuperficiali la quantità di rinforzo si riduce e anche l'efficacia delle particelle a sostenere i carichi si abbassa; in queste zone il mate-

riale oppone quindi poca resistenza alla formazione della scaglia di MML. Analogamente per il 30S e il 48S si ha una intensa frammentazione delle particelle di SiC nelle zone subsuperficiali; questo fenomeno, associato alla loro probabile ridotta coesione con la matrice, favorisce l'indebolimento del materiale e quindi la formazione delle scaglie. Il miglior comportamento del 48S rispetto al 65SI nonostante il minor contenuto di rinforzo è spiegabile considerando la granulometria più fine del rinforzo stesso (migliori possibilità di 'risposta' alle sollecitazioni tribologiche), una più favorevole bagnabilità da parte della matrice e l'efficacia nell'adesione matrice-rinforzo assicurata dal processo di infiltrazione sotto pressione.

Il materiale 60AL mostra invece un buon comportamento tribologico ad ogni carico studiato proprio perchè va incontro al meccanismo di usura ossidativa non mostrando alcuna transizione ad usura delaminativa anche ai carichi più elevati studiati in questo lavoro. Questo comportamento può essere attribuito alla migliore coesione tra le particelle di allumina e la matrice in lega di alluminio e al fatto che gli scorrimenti plastici subsuperficiali favoriscono l'omogenizzazione della microstruttura del materiale che acquisisce ottime capacità di sostenimento dei carichi tribologici.

CONCLUSIONI

L'usura moderata dei materiali compositi a matrice metallica rinforzati con particelle e in strisciamento a secco contro un antagonista in acciaio può avvenire mediante un meccanismo di usura per delaminazione o per usura ossidativa. E' noto come la riduzione del carico applicato o della velocità di strisciamento possa indurre la transizione da usura delaminativa ad usura ossidativa; questa transizione è accompagnata anche da una positiva riduzione del tasso di usura.

Nel presente lavoro è stato studiato il comportamento ad usura moderata di compositi a matrice metallica rinforzati con elevate quantità di rinforzo e prodotti con la tecnica dell'infiltrazione senza pressione. Si sono studiati in dettaglio i meccanismi di danneggiamento di questi materiali evidenziando come anche le caratteristiche microstrutturali (i cosiddetti parametri tribologici 'interni') possano contribuire a determinare l'esistenza di un regime di usura delaminativa o ossidativa. In particolare si è visto che i materiali rinforzati con particelle di SiC mostrano usura delaminativa nonostante alcuni di essi fossero caratterizzati da una durezza molto elevata (superiore a 300 HV). Questo comportamento è stato attribuito ad una insufficiente coesione tra le particelle di rinforzo e la matrice. Il materiale 60AL (contenente il 60% di particelle di allumina) mostra invece usura ossidativa a tutti i livelli di carico qui considerati; questo comportamento ottimale è stato attribuito all'ottima coesione tra le particelle e la matrice e alla capacità del materiale di acquisire una microstruttura omogenea nelle zone al disotto della scaglia di ossido superficiale in seguito ai locali scorrimenti plastici.

- /1/ M. Taya, R. J. Arsenault, "Metal-Matrix Composites: Thermo-Mechanical Behaviour", Pergamon Press, 1989.
- /2/ A. P. Sannino, H. J. Rack, Wear 189 (1995) 1-19.
- /3/ J. V. Foltz, C. M. Blackmon, "Metal-Matrix Composites", 2° vol., 10 ed., "Metals Handbook", ASM International, 903-912.
- /4/ T. W. Clyne, P. J. Withers, "An Introduction to Metal Matrix Composites", Cambridge University Press, 1993.
- /5/ S. Wilson, A. T. Alpas, Wear 212 (1997) 41-49.
- /6/ I. Tangerini, La Metallurgia Italiana, 84 (1992) 813-819.
- /7/ D. J. Lloyd, Composites Science and Technology, 35 (1989) 159-179.
- /8/ T. Iseki, T. Kameda, T. Maruyama, Journal of Material Science, 19 (1984) 1692-1700.
- /9/ D. J. Lloyd, International Materials Review, 39 (1994) 1-23.
- /10/ A. T. Alpas, J. Zhang, Metallurgical and Materials Transactions 25A (1994) 969-983.
- /11/ E. De Paolini, G. Giordano, "Metallografia delle leghe leggere", AIM, 1990.
- /12/ M. Faccoli, G. M. La Vecchia, R. Roberti, P. Cobelli, Atti del Convegno IGF 14, 1998, 251-258.
- /13/ B. Vankataraman, G. Sundararajan, Acta Metallurgica et Materialia 44 (2) (1996) 561-473.
- /14/ A. J. Leonard, C. Perrin, W. M. Rainforth, Material Science and Technology 13 (1997) 41-48.
- /15/ G. Straffelini, F. Bonollo, A. Molinari, A. Tiziani, Wear 211(1997) 192-197.
- /16/ F. Bonollo, L. Ceschini, G. L. Garagnani, G. Palombardini, I. Tangerini, A. Zambon, Journal de Physique IV 3 (1993) 1845-1848.
- /17/ J. Zhang, A. T. Alpas, Acta Metallurgica et Materialia 45 (1997) 513-528.
- /18/ D. E. Larsen D. A. Rigney, atti del '6th Intl. Congress on Tribology', Eurotrib. 93, Budapest, 1993, Vol. 3, 83-88.
- /19/ S. Y. Oh, J. A. Cornie, K. C. Russell, Metallurgical Transactions, 20A (1989) 533-541.
- /20/ P. Appendino, C. Badini, M. Ferraris, F. Marino, M. Montorsi, Atti del Convegno Nazionale AIM 1992, 25-34.

ABSTRACT

TRIBOLOGICAL DAMAGE IN AL-BASED METAL-MATRIX-COMPOSITES WITH AN HIGH AMOUNT OF REINFORCEMENT

The investigation of the tribological behaviour of Al-based Metal-Matrix-Composites (MMCs) reinforced with SiC or Al₂O₃ particles has received a great attention in the last years, because these "new" materials are of increasing interest for many structural applications involving tribological loadings.

In particular, the mechanisms of dry sliding wear of these materials against a steel counterface has been thoroughly investigated as a function of load and sliding speed. The analysis of literature shows that during the initial stages, the hard particles of the reinforcement abrade the steel counterface inducing the formation of a transfer layer which oxidize soon. The sub-surface plastic deformation may successively induce a strain hardening of the material or, depending on microstructure, a strain softening. In correspondence of a critical plastic strain, however, the formation of a hard 'Me-

chanically Mixed Layer' (MML) is induced. These hard surface layer may thus leave the tribological system giving rise to delamination wear.

If the applied load and/or the sliding speed are reduced a transition from delamination wear to oxidation wear may be observed. This transition is accompanied by a reduction of the wear rate, which passes from typical values of 10^{-2} - 10^{-3} mm³/m to 10^{-4} - 10^{-5} mm³/m. In this case a protective layer, mainly constituted by the compaction of the iron oxide debris, is formed and the conditions for the formation of the MML are not reached.

Clearly, the dry sliding wear behaviour of materials is determined by 'external factors', such as the above-mentioned applied load and sliding speed, and 'internal factors', such as the microstructural properties of the materials. Most investigations regarding Al-based particulate-reinforced MMCs are restricted to amounts of reinforcement up to 20 volume percent. Few works concern with materials with high amounts of reinforcement (up to 70 percent), mainly because these materials are relatively new and require particular processing routes to be produced.

In the present investigation, we studied the dry sliding behaviour against an AISI M2 tool steel of different MMCs characterized by an high amount of reinforcement, in order to highlight a possible transition to oxidative wear induced by 'internal' microstructural factors.

Five types of materials were produced. They are listed in Table 1, where also the hardness and density of the materials are included. Material 30S was produced by a traditional technology and is here studied as a comparison. All other materials were produced by infiltration. In the case of material 48S the infiltration process was carried out under an inert gas pressure. The SiC particles have dimensions ranging between 3 and 17 μm in material 48S and 3 and 66 μm in materials 65SI and 70SI. The Al₂O₃ particles in material 60AL are much smaller, of the order of one micrometer.

The microstructures of materials 48S, 70SI and 60AL are shown in Figure 1. Note the particular microstructure of material 60AL which is constituted by distinct clusters of the very small Al₂O₃ particles.

The dry sliding wear tests were carried out on a block-on-disc configuration using an Amsler wear rig. The disc counterface was made of AISI M2 steel with a diameter of 40 mm and a width of 10 mm. The surface roughness of the disc was 1 μm and its hardness 65 HRc. The MMCs blocks were polished to a surface roughness of 0.5 μm. The wear tests were conducted at a sliding speed of 0.63 m/s and applying loads between 50 and 400 N. Wear rates were determined by weighing the specimens before and after each test and converting the weight changes into volume changes using the den-

sity values reported in Table 1.

The results of the wear tests are shown in Figure 2, where the experimental wear rates are plotted as a function of the applied load. The materials can be subdivided into three groups. To group A pertain materials 30S and 65SI; these materials display the worst wear behaviour. To group B pertain materials 48S and 70SI which display an intermediate wear behavior. To group C pertain only material 60AL, which shows the best wear behaviour of the materials under study.

Material of groups A and B show, as expected, an increase in the wear rate as the applied load is increased. In particular, materials of group A display a transition to severe wear at a load of 200 N. A surprising behavior is displayed by material 60AL, which is characterized by a low wear rate, about 10^{-3} mm³/m, which is, in addition, independent of the applied load.

The interpretation of the results may be carried out by explaining the acting wear mechanisms. The analysis of the wear debris, surface wear tracks and sub-surface damage regions help in this task. In Figure 3 the wear tracks of material 30S (the reference material) tested at 200 N are shown. In Figure 4 the corresponding debris collected at the end of the test are shown. These pictures provide clear evidence that this materials underwent delaminative wear. The same evidence was found for all the materials of groups A and B. In addition to this, the analysis of the sub-surface damaged regions of material 65SI, Figure 5, shows that for this material a decohesion between the big reinforcing particles and the matrix, favoured by the plastic constraint exerted by them, easily takes place, thus greatly favouring the delamination process. In the case of material 48SI the analysis of the sub-surface damage, Figure 6, clearly shows the fragmentation of the reinforcing particles as the surface is approached, i.e. as the plastic strain is increased. This damage also help delamination.

In the case of material 60AL the wear mechanism is not delamination but oxidation and this explains its best tribological performance. The subsurface damage of this material is shown in Figure 7. No evidence of intense damage can be observed. Rather, on the surface the presence of a thin brittle layer, partly removed during the metallographic preparation, can be appreciated. This layer is probably constituted by compacted oxide debris and it is conveniently sustained by the underlying material.

Note that, in fact, the Al₂O₃ particles, which form distinct clusters in the bulk material, tend to homogenize because of the plastic deformation. This effect is made possible by the strong bonding between the small Al₂O₃ particles and the Al-base matrix.

