

## Saldatura lineare per attrito (LFW) di compositi a matrice metallica

L. Ceschini, A. Morri, F. Rotundo, A. Korsunsky, Tea-Sung Jun

*I compositi a matrice in lega d'alluminio rinforzati con carburo di silicio, combinando le proprietà della matrice e del rinforzo ceramico, offrono maggiore rigidità e resistenza specifica, maggiore stabilità termica e migliore resistenza ad usura, rispetto alle corrispondenti leghe non rinforzate. Uno dei principali limiti all'utilizzo industriale di questi materiali è, tuttavia, rappresentato dalla difficoltà di realizzare giunti saldati ad elevata efficienza, mediante tecniche convenzionali di saldatura per fusione. Studi recenti hanno evidenziato come i compositi a matrice di alluminio e rinforzo particellare possano, invece, essere saldati con successo mediante Friction Stir Welding, pur con adeguato controllo dei parametri di processo. Obiettivo del presente lavoro è stato quello di valutare la possibilità di utilizzare il processo di saldatura per attrito lineare (Linear Friction Welding, LFW) agli stessi materiali. La sperimentazione è stata condotta nel composito AMC225xe (matrice in lega di alluminio AA2124, rinforzata con il 25% in vol. di particelle di SiC) prodotto mediante metallurgia delle polveri, forgiato e trattato termicamente a T4. I giunti realizzati mediante LFW sono stati sottoposti a prove di durezza e trazione, analisi microstrutturali con microscopia ottica ed elettronica in scansione, analisi con tecniche di diffrazione neutronica per la determinazione delle tensioni residue. Il processo di saldatura ha permesso di ottenere giunti con efficienza superiore all'80%, valutata rispetto alla resistenza a trazione, con ridotte tensioni residue ed aventi una microstruttura estremamente fine.*

**PAROLE CHIAVE:** alluminio e leghe, materiali compositi, metallurgia delle polveri, saldatura, caratterizzazione materiali, diffrattometria, prove meccaniche, prove non distruttive

### INTRODUZIONE

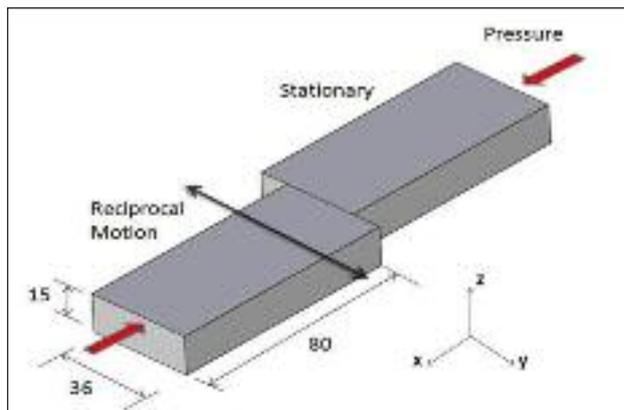
I compositi a matrice metallica (CMM) rappresentano una classe di materiali che offrono proprietà meccaniche peculiari. Alla elevata rigidità, resistenza specifica e resistenza all'usura affiancano, infatti, un'elevata stabilità termica, sia in termini dimensionali che di mantenimento di queste proprietà a temperature più elevate rispetto alle corrispondenti leghe non rinforzate [1-4]. I limiti al diffuso utilizzo dei CMM sono sostanzialmente legati ai costi del materiale e soprattutto delle sue lavorazioni secondarie, oltre alle problematiche tecniche ad esse connesse. Se negli ultimi anni l'utilizzo di utensili con riporto diamantato, taglio ad acqua ed elettroerosione ha permesso di ridurre i costi e le difficoltà di lavorazione dei CMM rinforzati con particelle, non altrettanto è avvenuto per quanto attiene i processi di saldatura [5-7]. Le tecniche di saldatura tradizionali TIG, MIG e laser, basate sulla fusione del cordone di saldatura, permettono infatti di ottenere giunti con efficienze ridotte. Le basse proprietà meccaniche di questi giunti sono da imputarsi a vari fattori [8]: l'alta viscosità del composito fuso, che determina una scarsa penetrazione della saldatura ed ostacola la fuoriuscita di gas eventualmente disciolti nel metallo durante la giunzione; la segregazione del rinforzo particellare, durante la solidificazione del cordone; la formazione di composti infragilenti all'interfaccia matrice-rinforzo; lo sviluppo di elevate tensioni termiche all'interfaccia con la possibilità di innesco di cricche.

Per ridurre queste problematiche si è cercato di utilizzare sistemi automatici in grado di controllare e localizzare l'apporto termico, di ricorrere a leghe ad alta fluidità come matrici dei compositi o materiale d'apporto (ad esempio leghe Al-Si nel caso di compositi con matrice in lega di alluminio), infine di aggiungere elementi di lega in grado di rallentare o inibire le reazioni interfaciali.

Per superare i limiti delle tecnologie di saldatura per fusione è stata recentemente applicata, ai compositi con rinforzo particellare, la Friction Stir Welding (FSW), un processo di saldatura allo stato solido che permette di eliminare tutte le problematiche connesse con la fusione della matrice [9-14]. In questo processo un utensile cilindrico, composto da una spalla e da un perno sagomato, viene posto in rotazione e quindi inserito lentamente all'altezza della linea di giunzione dei componenti da saldare, che sono rigidamente accostati. L'attrito generato dalla rotazione dell'utensile, a contatto con il materiale, ne determina un riscaldamento localizzato, senza che venga però raggiunta la fusione; questo favorisce alti tassi di deformazione plastica e rimiscelamento dei due lembi di saldatura da parte dell'utensile, che trasla lungo la direzione di saldatura [15-17]. Mediante FSW è possibile produrre giunti sostanzialmente esenti da difetti con ottime caratteristiche microstrutturali. I principali effetti di questo processo sulla microstruttura del cordone di saldatura, nel caso dei CMM, sono infatti: un affinamento del grano della matrice, dovuto alla ricristallizzazione dinamica indotta dalla deformazione plastica ad alta temperatura, una riduzione della dimensione delle particelle di rinforzo, conseguente all'azione abrasiva esercitata dall'utensile, ed una migliore distribuzione delle stesse. L'effetto termico sul materiale base, per le basse temperature imposte dal processo, è inoltre estremamente moderato. Dal punto di vista delle proprietà meccaniche, i giunti così otte-

L. Ceschini, A. Morri, F. Rotundo  
Dipartimento SMETEC, Università di Bologna

A. Korsunsky, Tea-Sung Jun  
Department of Engineering Science,  
University of Oxford, Oxford (UK)



**FIG. 1** *Rappresentazione schematica del processo LFW.*  
Schematic representation of the LFW process.

nuti mostrano, rispetto alla resistenza a trazione, un'efficienza prossima all'80%.

Una alternativa alla FSW è rappresentato dalla saldatura lineare per attrito (linear friction welding o LFW), di cui si riporta uno schema in Fig.1.

Il processo può essere diviso in 4 fasi principali [18,19] :

- I. *Fase iniziale:* i due componenti sono posti a contatto, sottoposti ad una spinta assiale e quindi posti in moto lineare reciproco alterno. Il calore generato per attrito determina una diminuzione di resistenza al flusso plastico del materiale ed una conseguente deformazione delle superfici di giunzione, con un incremento dell'area reale di contatto, senza che vi sia però penetrazione della saldatura.
- II. *Fase di transizione:* la zona soggetta a riscaldamento si espande, dalle asperità superficiali fino all'interno dei componenti. Quando si raggiunge una sufficiente temperatura ed un conseguente grado di plasticizzazione all'interfaccia, la spinta assiale viene aumentata (*forging force*). Il materiale all'interfaccia non è più in grado di reggere la spinta assiale e si deforma, iniziando a fuoriuscire dai lembi della saldatura, in maniera analoga a quanto avverrebbe con un processo di estrusione.
- III. *Fase di equilibrio:* si ha la formazione di un uniforme cordone di saldatura, costituito dal materiale plasticizzato espulso all'interfaccia (*flash*). In questa fase si registra un accorciamento assiale che aumenta circa linearmente con il tempo di applicazione del carico.
- IV. *Fase di decelerazione:* raggiunto un prefissato accorciamento assiale (*burn-off*), il moto viene rapidamente arrestato ( $t < 0.2$  s) e la forza di contatto viene mantenuta per consolidare la saldatura.

In condizioni ottimali, la durata del processo è complessivamente di pochi secondi. I principali parametri coinvolti nella LFW

sono: frequenza e ampiezza di oscillazione, spinta assiale, accorciamento assiale. Il severo ciclo, a cui è sottoposto il materiale durante il processo, comporta significative modificazioni microstrutturali e dà luogo a zone termicamente e termo meccanicamente alterate [20].

La LFW è nata con l'obiettivo di estendere l'applicazione della saldatura per attrito rotante (rotary friction welding, RFW) a componenti non assial-simmetrici e di forma complessa. Ad oggi, il suo sviluppo è stato trainato prevalentemente dall'industria aeronautica. Applicazioni correnti includono la giunzione di rame e alluminio, per la realizzazione di conduttori, e la saldatura rotore-paletta degli stadi a bassa pressione del compressore, realizzati in leghe di titanio, per motori aeronautici. [21]. Sebbene disponibile da diversi anni, il numero di lavori scientifici sulla saldatura lineare per attrito è limitato, mentre poco o nulla è stato pubblicato sulla sua applicabilità ai compositi a matrice metallica. In questo lavoro sono stati realizzati e caratterizzati, sia dal punto di vista microstrutturale che meccanico, giunti LFW sul composito AMC225xe (matrice in lega AA2124, rinforzata con il 25% in vol. di particelle di SiC).

## MATERIALE E PROCEDURA SPERIMENTALE

Il materiale oggetto del presente studio è un composito con matrice in lega d'alluminio 2124 (Tab. I) e rinforzato con il 25% in volume di particelle di SiC, aventi dimensioni inferiori a circa 3  $\mu$ m, commercialmente denominato AMC225xe. Il composito è stato prodotto da *Aerospace Metal Composites Ltd* (UK) mediante metallurgia delle polveri. Il processo prevede una fase di miscelazione, evacuazione dei gas e successiva compattazione a caldo mediante pressatura isostatica. Le billette così prodotte sono state forgiate fino allo spessore di 15 mm, con un rapporto di deformazione di 6:1. I piatti ottenuti sono stati quindi trattati termicamente a T4, mediante solubilizzazione a 500 °C per 30 minuti, tempra in acqua ed invecchiamento naturale. I provini di saldatura (15x36x80 mm, tolleranza  $\pm 0.01$  mm), sono stati realizzati mediante elettroerosione a filo.

Le saldature LFW su tali provini sono state realizzate presso *The Welding Institute* (Cambridge, UK). La macchina utilizzata è dotata di controllo elettro-meccanico e dispone di un range di frequenze fra 20 e 70 Hz, massima ampiezza di oscillazione  $\pm 3$  mm, massima forza assiale applicabile al materiale da saldare 170 kN. In Tabella II sono riportati i parametri di saldatura utilizzati per il CMM della sperimentazione.

La caratterizzazione microstrutturale è stata effettuata con tecniche di microscopia ottica (OM), elettronica in scansione (SEM) ed analisi di immagine (con software Image Pro-Plus), sia sul cordone di saldatura, che sul materiale base. I campioni metallografici sono stati preparati con metodologie standard secondo ASTM E3 [22] e quindi attaccati chimicamente con reagente Keller, in accordo alla normativa ASTM E407 [23].

Le prove di durezza sono state effettuate perpendicolarmente al

Al	Cr	Cu	Fe	Mg	Mn	Si	Ti	Zn	Altri
91.2-94.7	$\leq 0.100$	3.80-4.90	$\leq 0.300$	1.20-1.80	0.30-0.90	$\leq 0.20$	$\leq 0.15$	$\leq 0.25$	$\leq 0.150$

**TAB. I** *Composizione chimica nominale della lega AA2124 (% in peso).*  
Chemical composition of the AA2124 alloy (wt.%).

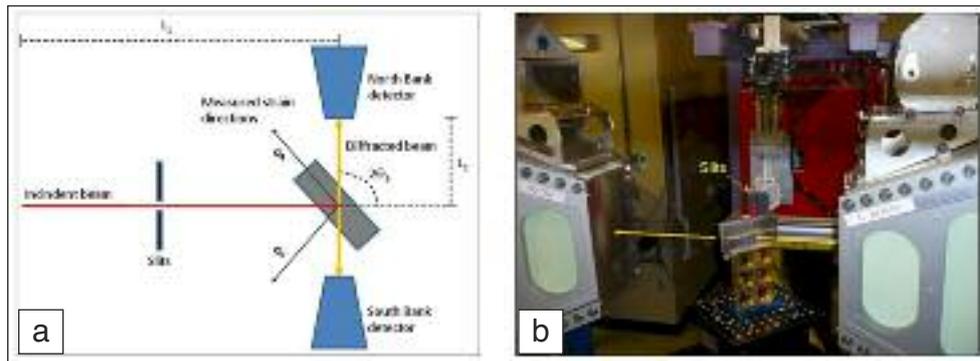
**TAB. II**  
*Parametri di saldatura per il composito AMC225xe.*

Welding parameters for AMC225xe.

Spinta assiale	Pressione	Frequenza di oscillazione	Ampiezza oscillazione	Burn-off	Accorciamento assiale
kN	MPa	Hz	mm	mm	mm
100	185	50	$\pm 2$	2	9.23

**FIG 2**  
**Misura delle tensioni residue mediante diffrazione di neutroni, ENGIN-X station (ISIS, UK). Layout schematico (a), Set up sperimentale (b).**

Residual stress measurement by means of neutron diffraction, ENGIN-X station (ISIS, UK). Schematic layout (a), experimental set up (b).



cordone di saldatura utilizzando il penetratore Vickers ed applicando un carico di 5 kg in accordo alla normativa ASTM E 92 [24]. Le prove di trazione, sono state eseguite su una macchina di prova idraulica, alla velocità di deformazione di  $10^{-4} \text{ s}^{-1}$ . I campioni, aventi tratto utile  $20 \times 14 \times 4 \text{ mm}$ , sono stati ricavati in modo da avere il cordone di saldatura posizionato al centro del tratto utile.

Lo studio delle superfici di frattura è stato effettuato mediante microscopia elettronica in scansione (SEM).

È stata condotta una valutazione delle tensioni residue utilizzando tecniche di diffrazione neutronica presso la stazione ENGIN-X dell'acceleratore *ISIS neutron and muon source* (Rutherford Appleton Laboratory, UK). Impulsi di neutroni vengono prodotti ad intervalli regolari, mediante il cosiddetto spallation process, ed inviati alle diverse stazioni di misura. Lo schema adottato, illustrato in Fig. 2, prevede due bancate di detector fissate a  $\pm 90^\circ$  dalla radiazione incidente, fissando di conseguenza angoli Bragg di  $\pm 45^\circ$ . La dimensione del fascio incidente determina il volume di campionamento ed è regolata mediante feritoie (slits). Lo spettro di diffrazione è stato raccolto mediante la misura del tempo di volo (*time of flight*, TOF) necessario ai neutroni per raggiungere i detector.

Combinando l'equazione di De Broglie ( $\lambda = h/mv = ht/mL$ ) e la legge di Bragg ( $\lambda = 2d_{hkl} \sin \theta_B$ ) è stato possibile determinare le distanze interplanare  $d$  dei piani cristallini come:

$$d_{hkl} = \frac{ht}{(2mL \sin \theta_B)} \quad (1)$$

dove  $d_{hkl}$  è la distanza interplanare media della famiglia di piani cristallini con indici di Miller  $hkl$ ,  $\lambda$  la lunghezza d'onda del fascio neutronico,  $m$  la massa del neutrone,  $L$  la distanza di volo,  $t$  il tempo di volo,  $v$  la sua velocità e  $h$  la costante di Plank. Le deformazioni elastiche del reticolo sono state calcolate, punto per punto, tramite confronto con il parametro reticolare  $d_{hkl}^0$ , assunto come riferimento "stress-free" del reticolo:

$$\epsilon_{hkl} = (d_{hkl} - d_{hkl}^0) / d_{hkl}^0 \quad (2)$$

I valori di  $d_{hkl}^0$  sono stati determinati ponendo il fascio di neutroni alle due estremità dei campioni saldati, lontano dalla linea di giunzione, assumendo che in quei punti il materiale non fosse sottoposto a tensioni residue o che queste fossero comunque di entità limitata. I picchi di intensità degli spettri ottenuti nelle diverse posizioni di misura sono stati analizzati mediante il software OpenGenie [25]. Questo procedimento ha permesso di determinare l'andamento delle deformazioni elastiche presenti nel materiale lungo una linea (x) perpendicolare al piano di saldatura (yz) (Fig. 1). Misurando le deformazioni nelle tre direzioni ortogonali x,y,z, è stato possibile calcolare le tensioni residue, secondo la teoria dell'elasticità in uno stato di tensione triassiale:

$$\sigma_{xx} = \frac{E}{(1+\nu)(1-2\nu)} [(1-\nu)\epsilon_{xx} + \nu(\epsilon_{yy} + \epsilon_{zz})] \quad (3a)$$

$$\sigma_{yy} = \frac{E}{(1+\nu)(1-2\nu)} [(1-\nu)\epsilon_{yy} + \nu(\epsilon_{xx} + \epsilon_{zz})] \quad (3b)$$

$$\sigma_{zz} = \frac{E}{(1+\nu)(1-2\nu)} [(1-\nu)\epsilon_{zz} + \nu(\epsilon_{xx} + \epsilon_{yy})] \quad (3c)$$

Le tensioni sono state calcolate separatamente per la matrice (AA2124) ed il rinforzo ( $\text{SiC}_p$ ). Ciascuna tensione così calcolata è la somma di una componente *micro* di fase, la cui dimensione caratteristica è dell'ordine dei  $\mu\text{m}$ , e una componente *macro* del materiale, la cui dimensione caratteristica è dell'ordine dei  $\text{mm}$  [26]. Per la generica fase  $i$ , direzione  $S$ , posizione  $t$ , la tensione totale è infatti data dalla relazione [27]:

$$\sigma_{i,ST}^t = \sigma_{i,ST}^{micro}(t) + \sigma_{i,ST}^{macro}(t) \quad (4)$$

Essendo la dimensione caratteristica definita come la distanza entro la quale gli stress si auto equilibrano, la somma delle tensioni *micro* di matrice e rinforzo deve annullarsi entro un volume apprezzabile di materiale:

$$(1-f) \cdot \sigma_{i,ST}^{micro}(t) + f \cdot \sigma_{i,ST}^{macro}(t) = 0 \quad (5)$$

È stato quindi possibile calcolare una tensione macroscopica totale del composito in esame, mediante la regola delle miscele come [28]:

$$\sigma_{ST}^{macro} = f \cdot \sigma_{ST}^{macro} + (1-f) \cdot \sigma_{ST}^{micro} \quad (6a)$$

$$\sigma_{ST}^{micro} = f \cdot \sigma_{ST}^{micro} + (1-f) \cdot \sigma_{ST}^{macro} \quad (6b)$$

$$\sigma_{ST}^{macro} = f \cdot \sigma_{ST}^{macro} + (1-f) \cdot \sigma_{ST}^{micro} \quad (6c)$$

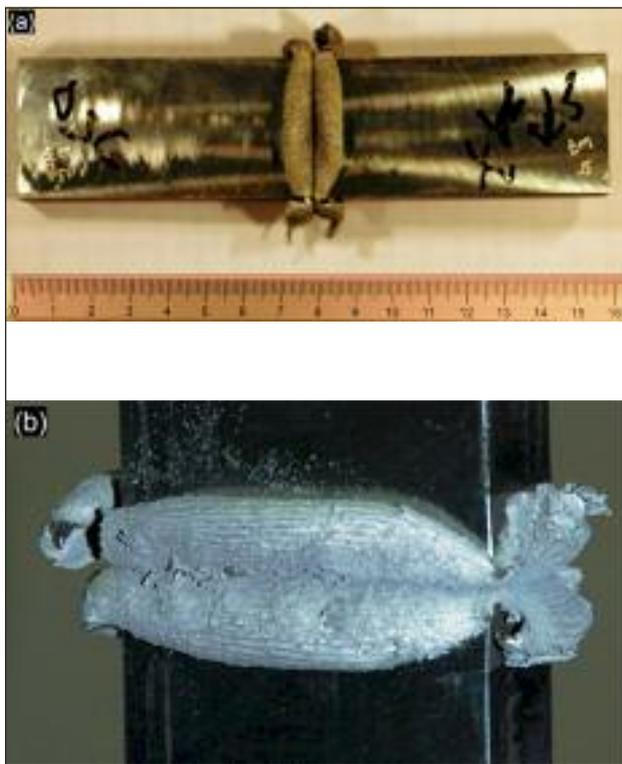
dove  $f$  rappresenta la frazione volumetrica del rinforzo ( $f=0.25$ ).

## RISULTATI E DISCUSSIONE

### Caratterizzazione microstrutturale

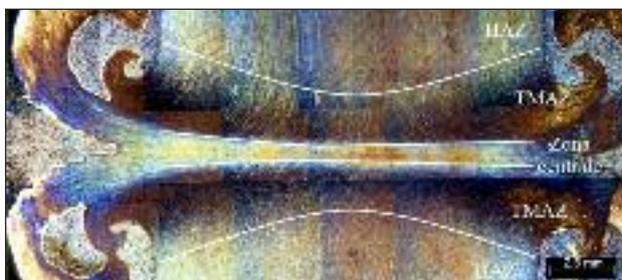
In figura 3 è riportata l'immagine dei giunti così come ottenuti dal processo LFW; è evidente la presenza del *flash* di materiale espulso durante la saldatura. La caratterizzazione microstrutturale ha riguardato sia la zona del giunto, che il materiale base. L'analisi metallografica a basso ingrandimento (Fig. 4) della sezione trasversale del giunto, ha mostrato un cordone sostanzialmente esente da difetti, la presenza di evidenti linee di flusso plastico indotte dalla LFW ed il materiale di *flash*. In analogia a quanto solitamente riportato per giunti ottenuti mediante FSW, è possibile identificare: una zona centrale (*weld center*), una zona termo-meccanicamente alterata (TMAZ) ed una zona termicamente alterata (HAZ).

Nella zona centrale è presente una microstruttura molto fine caratterizzata da una omogenea distribuzione delle particelle di rinforzo, mentre non risultano rilevabili linee di flusso plastico del materiale (Fig. 5a). A causa sia della microstruttura fine del materiale già allo stato di fornitura, che della probabile ricristallizzazione dinamica indotta dal processo, i grani della matrice non sono risultati risolvibili con le tecniche metallografiche dispo-



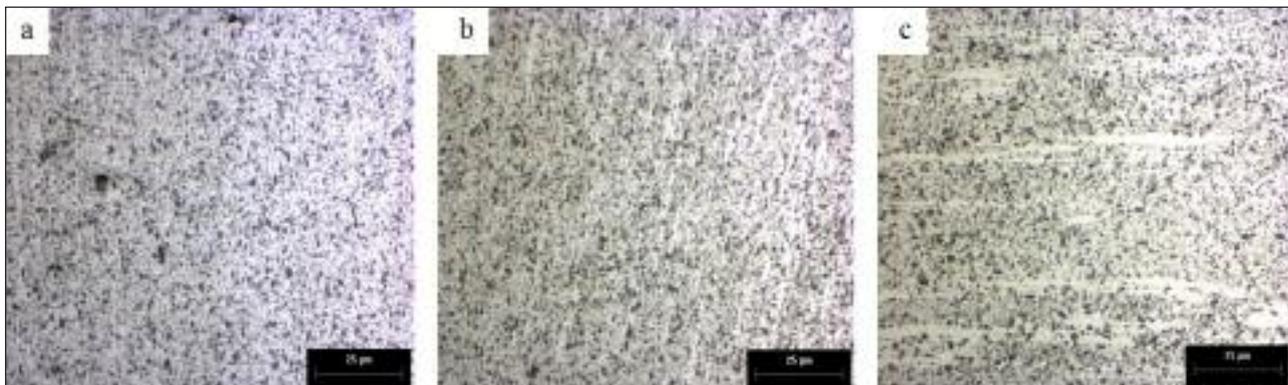
**FIG. 3** *Aspetto del giunto ottenuto per LFW (a), particolare del cordone di saldatura (b).*

*Aspect of the LFW joint (a), macrograph of the welded zone (b).*



**FIG. 4** *Micrografia a basso ingrandimento del cordone di saldatura.*

*Optical micrograph of a LFW cross section.*



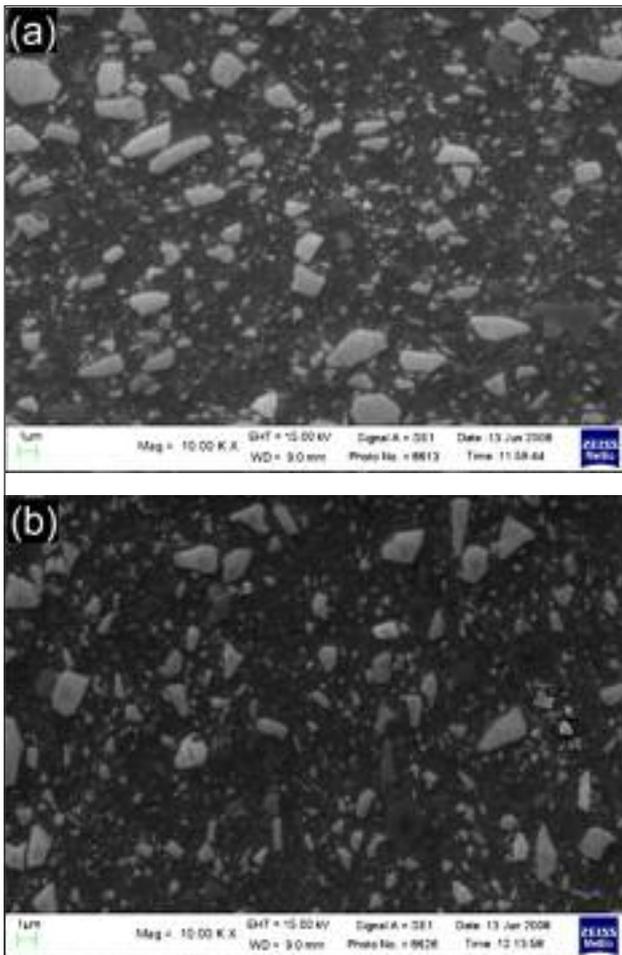
**FIG. 5** *Distribuzione del rinforzo particellare nel composito: centro del cordone di saldatura (a), TMAZ (b), materiale base (c).*  
*Reinforcement particles distribution in the composite: weld centre (a), TMAZ (b), parent material (c).*

nibili [10-14]. Nella TMAZ si può notare, al contrario, una struttura fortemente deformata (Fig. 4 e Fig. 5b). La direzione e l'entità del flusso plastico determinano le dimensioni di tale zona, come evidente dalla macro di Fig. 4. Nella HAZ sono invece chiaramente distinguibili le linee di flusso plastico dovute al processo di forgiatura a cui è stato sottoposto il materiale base, con zone di addensamento del rinforzo e zone prive dello stesso (Fig. 4 e Fig. 5c) mentre non sono evidenti effetti riconducibili alla LFW.

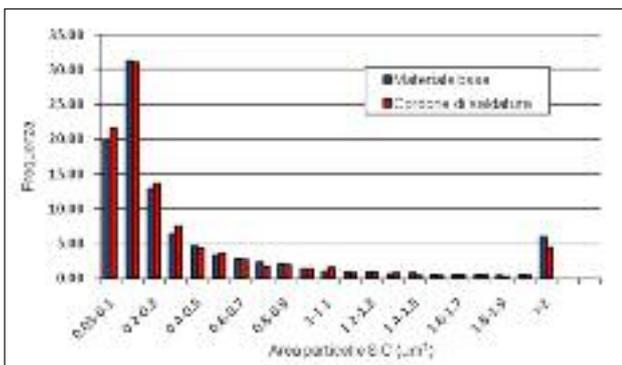
Per valutare l'influenza del processo di giunzione sulle particelle di rinforzo, è stata effettuata un'analisi d'immagine sulle micrografie SEM (Fig. 6). I risultati, riportati in Fig. 7, mostrano come, a differenza di quanto avvenga nel caso della FSW [12-14], la LFW non abbia prodotto effetti apprezzabili né sulla morfologia (fattore di forma compreso fra 1,91 per il CMM base e 1,97 per la zona saldata), né sulle dimensioni delle particelle. Questo risultato è imputabile sia alle differenze fra i due processi, ed in particolare alla mancanza dell'effetto abrasivo esercitato dall'utensile, sia alle ridotte dimensioni iniziali delle particelle del materiale base, con conseguente minore tendenza alla frattura, anche quando il composito è sottoposto a severe deformazioni plastiche [1-6].

### Tensioni residue

I risultati della analisi delle tensioni residue sono illustrati nelle Fig. 8. I grafici mostrano le tensioni in direzione  $y$  (trasversale) e  $z$  (lungo lo spessore) rispettivamente per la matrice (Fig. 8a) ed il rinforzo particellare (Fig. 8b) in funzione della distanza ( $x$ ) dalla linea di giunzione. La tensione macroscopica, calcolata secondo la regola delle miscele (4), è illustrata infine in Fig. 8c. In generale, le tensioni residue rilevate hanno entità inferiore rispetto a quanto riportato per cordoni ottenuti con tecniche di saldatura per fusione su leghe di alluminio [30]. Queste tensioni possono essere attribuite all'azione combinata di deformazione plastica, associata al processo, e ritiro del materiale durante il raffreddamento, entrambi influenzati dai diversi coefficienti di espansione termica e modulo elastico di matrice e rinforzo. Le tensioni mostrano un andamento analogo su entrambi i lati della saldatura, seppur con differenze per quanto riguarda i valori assoluti dei picchi di tensione. Nonostante entrambe le tensioni riportate appartengano al piano di saldatura, sono stati riscontrati andamenti opposti nella zona di giunzione. In direzione  $y$ , avvicinandosi al centro della saldatura le tensioni passano da uno stato di compressione ad uno di trazione. La nascita di questo tipo di tensioni è da attribuire al flusso plastico di materiale ad alta temperatura, espulso come *flash*, indotto dal moto lineare delle superfici durante il processo. Questo meccanismo porta pro-



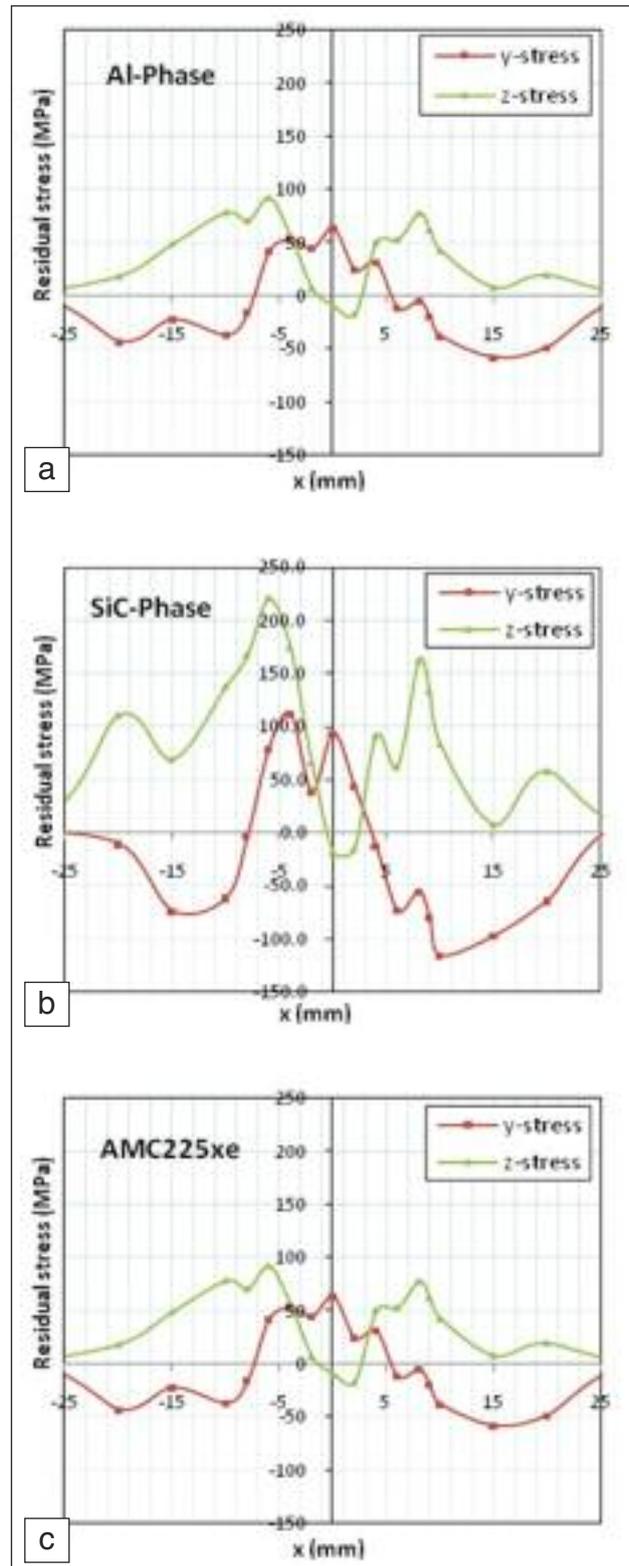
**FIG. 6** *Micrografie SEM. Materiale base (a), centro della saldatura (b).*  
SEM micrographs. Parent material (a), weld centre (b).



**FIG. 7** *Distribuzione della dimensione delle particelle di rinforzo sia nel materiale base, che nel cordone di saldatura.*

*Distribution of the reinforcing particle size. The dimension of the major axis of the equivalent ellipse associated with the particle is adopted as the particle size.*

tabilmente alla formazione di tensioni di trazione nella zona centrale durante il successivo raffreddamento [29]. In direzione z, perpendicolarmente al moto di giunzione, le tensioni passano da uno stato di trazione ad uno di leggera compressione nella zona



**FIG. 8** *Tensioni residue x-y: nella matrice, AA2124 (a), nel rinforzo, SiCp (b), nel composito (c)*

*X-Y residual stress profiles: in the AA2124 matrix (a), in the SiCp reinforcement (b), in the composite (c).*

centrale. Le differenze fra i due andamenti possono probabilmente essere attribuite alla tessitura assunta dalla struttura a seguito delle LFW, nonostante il flusso plastico di estrusione del materiale di flash avvenga sia in direzione y che z. Si ritengono

tuttavia necessarie analisi più approfondite per una migliore comprensione del fenomeno.

### Prove meccaniche ed analisi delle superfici di frattura

Sono stati eseguiti profili di durezza HV5 sulla superficie laterale (xz) dei giunti (Fig. 9), col fine di valutare gli effetti indotti dal processo di saldatura sulle proprietà meccaniche locali. Rispetto al materiale base (198 HV<sub>5</sub>), si è rilevato un modesto calo di durezza nel cordone dell'ordine del 10% su una zona che si estende per circa 10 mm a partire dall'asse della saldatura. Le fluttuazioni rilevate nel cordone, rispetto al valore medio, sono da imputare alla concomitante azione di fenomeni di deformazione plastica e riscaldamento per attrito, indotti dal processo che, in analogia a quanto solitamente riportato per i giunti FSW [9,10,12-14], possono condurre a complessi fenomeni di ricristallizzazione dinamica, precipitazione, tensioni residue etc.. La spiegazione di questi andamenti richiederebbe analisi in microscopia elettronica in trasmissione, ma è lecito ipotizzare che, per quanto riguarda i precipitati, nella zona centrale e nella TMAZ si abbia, per le temperature raggiunte e le basse velocità di raffreddamento, una solubilizzazione, seguita dalla formazione delle fasi stabili  $\theta$  (CuAl<sub>2</sub>) ed S (Cu,Mg)Al<sub>2</sub>, favorita dagli alti tassi di deformazione plastica e dalla presenza delle particelle di rinforzo [1,31]. Nella HAZ non vengono raggiunte le temperature di solubilizzazione ma, probabilmente, temperature sufficienti ad indurre un ingrossamento dei precipitati presenti. Si può quindi ritenere che la riduzione di durezza globalmente rilevata nel cordone sia sostanzialmente dovuta agli effetti indotti dalla LFW sui precipitati, mentre le fluttuazioni locali nei valori di durezza siano conseguenti ad effetti complessi d'incrudimento oltre alle

tensioni residue generatosi nel cordone [29]. I risultati delle prove di trazione, riportati in Tab. III, hanno evidenziato un'efficienza dei giunti, valutata rispetto alla resistenza a trazione nominale, fornita, per il composito base, dall'azienda produttrice, pari a circa l'80%. Si tratta di un valore mediamente superiore rispetto a quelli riscontrati su cordoni di saldatura ottenuti attraverso FSW o TIG realizzati su compositi con matrice in lega dall'alluminio e rinforzo particellare [11-14].

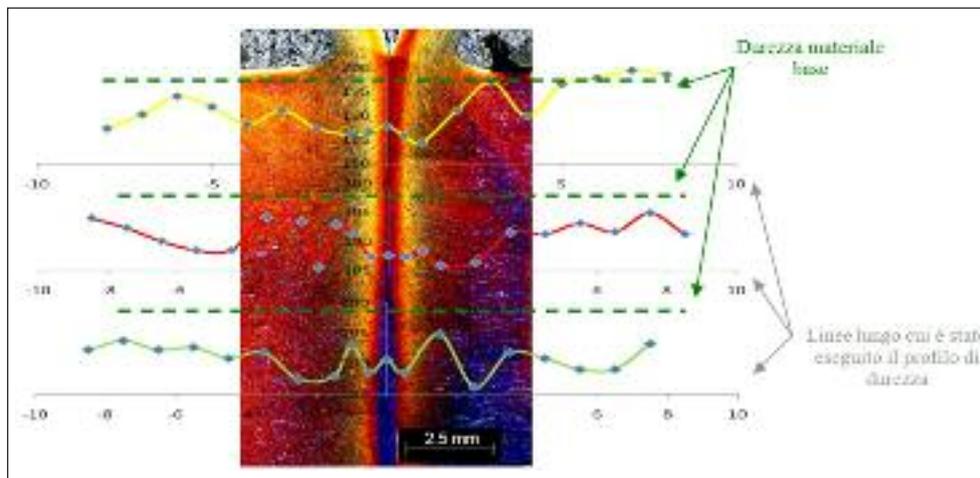
La frattura si è localizzata nella zona termo-meccanicamente alterata, dove il processo di saldatura induce, oltre ad un elevato incrudimento, una fibrosità orientata ortogonalmente alla direzione di applicazione del carico, facilitando l'innesco della frattura (Fig. 10). Questo permette di spiegare anche la riduzione dell'allungamento a rottura, circa il 40%, rilevata rispetto al materiale base.

Le analisi delle superfici di frattura al SEM (fig. 11) hanno evidenziato un classico comportamento duttile della matrice, con *dimples* di dimensioni ridottissime, conseguenti alla microstruttura molto fine. L'adesione matrice-rinforzo appare essere ottimale e le dimensioni ridotte delle particelle di SiC ( $\leq 3 \mu\text{m}$ ) fanno sì che anche la loro frattura sia estremamente rara.

### CONCLUSIONI

I risultati della sperimentazione consentono di affermare come la saldatura per attrito lineare (LFW) possa essere una valida alternativa non solo al processo TIG, ma anche alla FSW, come tecnologia per la saldatura di materiali compositi a matrice in lega di alluminio e rinforzo particellare.

Le analisi microstrutturali su cordoni LFW, realizzati sul composito AA2124/25%vol.SiC<sub>p</sub>, mostrano giunti sostanzialmente esenti



**FIG. 9**  
Profili di durezza eseguiti sulla superficie laterale xz del cordone di saldatura.

Vickers hardness profiles on the X-Y cross section of the LFW composite.

	Modulo Elastico GPa	Tensione di snervamento MPa	Resistenza a trazione MPa	Allungamento a rottura %
<b>AMC225xe saldato LFW</b>				
Provino 1	106.5	365	534	2.1
Provino 2	104.8	358	527	2.4
Provino 3	104.1	363	563	2.7
Media	105.3	364	542	2.4
<b>Efficienza del giunto</b>		<b>78%</b>	<b>82%</b>	<b>60%</b>
<b>Materiale base</b>				
AMC225xe T4	115	464	659	4

**Tab. III**  
Proprietà meccaniche del composito (fornite dal produttore) e risultati delle prove di trazione sui giunti saldati LFW.

Tensile properties of the base material (nominal values) and LFW joints.

FIG. 10

**Superficie laterale di frattura di una provino di trazione (a). Presenza di fratture secondarie nella TMAZ, in corrispondenza di zone dove la fibrosità del materiale è orientata ortogonalmente alla direzione di applicazione del carico (b,c).**

*Lateral view of a fracture surface of the LFW tensile specimens (a). Secondary cracks in the TMAZ where the plastic flow of the material is perpendicular to the applied load (b,c).*

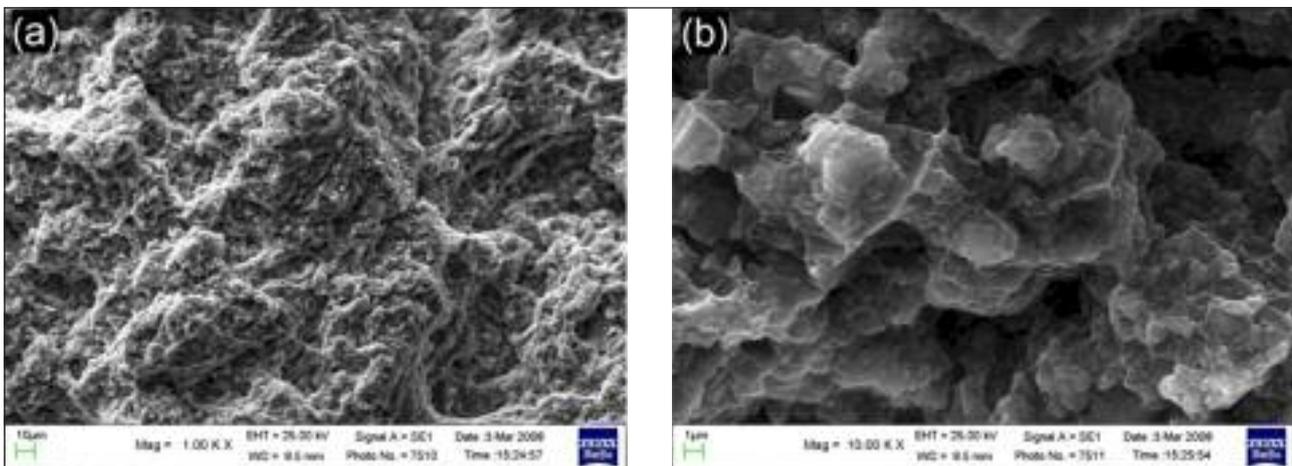
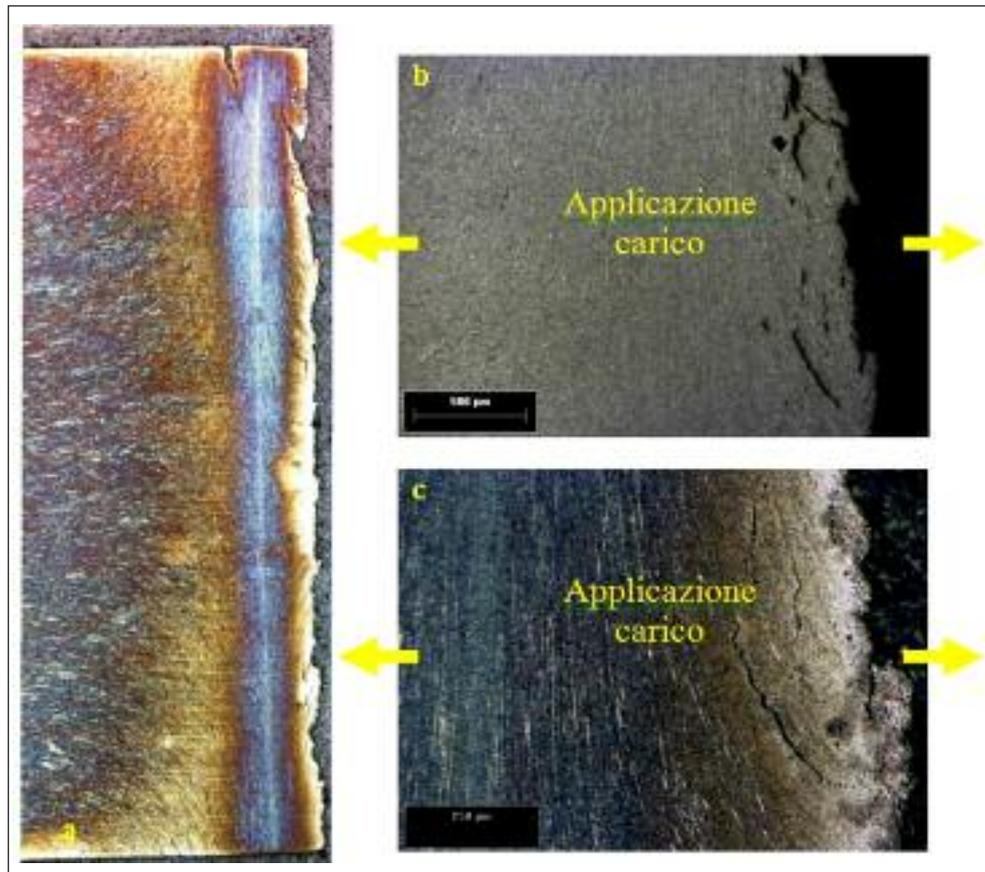


FIG. 11 **Superficie di frattura di una provino di trazione a basso (a) ed alto ingrandimento (b).**

*SEM micrographs of the fracture surfaces of the LFW tensile specimens. Low magnification (a) and high magnification (b).*

da difetti e con buone caratteristiche microstrutturali. In particolare, nel cordone di saldatura sono riconoscibili tre distinte regioni: una zona centrale, con una microstruttura estremamente fine ed una omogenea distribuzione del rinforzo; una zona termomeccanicamente alterata, in cui è chiaramente visibile il flusso plastico della matrice; una zona termicamente alterata la cui microstruttura non è visibilmente modificata dalla saldatura.

Le tensioni residue nel cordone sono risultate di entità inferiore rispetto a quanto misurato in giunti ottenuti con processi fusori, mentre la riduzione di durezza (contenuta a valori del 10% rispetto al materiale base) e le sue fluttuazioni attorno al valore medio sono dovute al concomitante effetto delle complesse modifiche microstrutturali indotte dal processo.

L'efficienza del giunto, valutata rispetto alla resistenza a trazione, è risultata superiore all'80%, mentre la riduzione dell'allungamento percentuale a rottura, pari a circa il 40%, può ritenersi correlata all'orientazione della fibrosità provocata dalla LFW.

## BIBLIOGRAFIA

1. T.W. CLYNE, P.J. WITHERS, An Introduction to Metal Matrix Composites, Cambridge University. In Press, 1993.
2. M. TAYA, R.J. ARSENAULT. Metal Matrix Composites-Thermomechanical Behavior. Pergamon Press. Oxford, 1989.
3. D.J. LLOYD, Int Materials Reviews 1994, 39(1), p. 1-45.
4. J.M. TORRALBA, C.E. DA COSTA, F. VELASCO, Journal of Materials Processing Technology 2003, (1-2), p. 203-206.

5. K.N. SUBRAMANIAN, T.R. BIELER, J.P. LUCAS, *Key Eng Materials* 1995, 104-107, p. 175-186.
6. C.H.J. DAVIES, *Key Eng. Materials* 1995, 104-107, p. 447-456.
7. M. FERRY, P.R. MUNROE, *Mat Sci and Tech.* July, 1995, p.633-670.
8. M.D.B. ELLIS, *International Materials Reviews* 1996, 41(2), p. 41-58.
9. G.J. FERNANDEZ, L.E. MURR, *Mat Charact* 2004, 52, p. 65-75.
10. J.A. WERT, *Scripta Mat* 2003, 49, p. 607.
11. I. BOROMEI, L. CESCHINI, G. MINAK, A. MORRI, F. TARTERINI, 31° Congresso Nazionale AIM, Milano 2006.
12. I. BOROMEI, L. CESCHINI, A. MORRI, G. GARAGNANI, *Metallurgical Science and Technology*, (2006), 24 No 1, p. 12-21.
13. L. CESCHINI, I. BOROMEI, G. MINAK, A. MORRI, F. TARTERINI, *Composites Part A*, 38, 2007, p. 1200-1210
14. L. CESCHINI, I. BOROMEI, G. MINAK, A. MORRI, F. TARTERINI, *Composites Science and Technology*, 67, 2007, p. 605-615.
15. W.M. THOMAS ET AL. Friction Stir Butt Welding. *International Patent Appl. No. PCT/GB92/02203 and GB Patent Appl. No. 9125978.8*, U.S. Patent No. 5460, 317, Dec, 1991.
16. DAWES C, THOMAS W. In: *TWI Bulletin* 6. 1995, p.124.
17. M. ELLIS, M. STRANGWOOD. In: *TWI Bulletin* 6. 1995, p.138.
18. A. VAIRIS, M. FROST, *Mat. Sci. Eng A*, 292, Issue 1, 2000, p. 8-17
19. A. VAIRIS, M. FROST, *Wear*, 217, Issue 1, 1998, p. 117-131
20. W.-Y. LI, T.J. MA, S.Q. YANG, Q.Z. XU, Y. ZHANG, J.L. LI, H.L. LIAO, *Mat. Let.*, 62, 2008, p. 293-296
21. [www.twi.co.uk](http://www.twi.co.uk)
22. ASTM E3 - 01, Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens
23. ASTM E407-99 Standard Practice for Microetching Metals and Alloys
24. ASTM E92-82(2003) Standard Test Method for Vickers Hardness of Metallic Materials
25. F.A. AKEROYD, R.L. ASHWORTH, S.D. JOHNSTON, J.M. MARTIN, C.M. MORETON-SMITH, D.S.SIVIA: *Open Genie*, User Manual.
26. P.J. WITHERS AND H.K.D.H. BHADESHIA, *Mater Sci Tech* 17 (2001), pp. 355-365
27. R.A. WINHOLTZ, *Nato asi series, series E: applied sciences* 216, Kluwer Academic Publishers, (1992), p. 131.
28. T. JUN, F. ROTUNDO, L. CESCHINI, A. M. KORSUNSKY, *Key Engineering Materials*, 385-387, 2008, p. 517-520
29. MARK R. DAYMOND, NEIL W. BONNER, *Physica B: Condensed Matter*, 325, 2003, p. 130-137.
30. S. GANGULY, V. STELMUKH, L. EDWARDS, M.E. FITZPATRICK, *Materials Science and Engineering*, A 491, 2008, p. 248-257.
31. C. BADINI, G. M. LA VECCHIA, P. FINO, T. VALENTE, *Journal of Materials Processing Technology*, 116, 2-3, 2001, p. 289-297.

## Abstract

### Linear Friction Welding (LFW) of metal matrix composites

**Keywords:** aluminium and alloys, composite materials, powder metallurgy, welding, material characterization, diffractometry, mechanical testing, non-destructive tests

Metal matrix composites (MMCs) offer higher specific stiffness and strength, better wear resistance and greater thermal stability compared to the corresponding unreinforced alloys. One of the outstanding challenges in the use of aluminium based MMCs concerns their joining, since traditional fusion welding processes generally lead to microstructural defects and, consequently, to a general decrease in their mechanical properties. These problems are significantly reduced by the use of solid state joining techniques, such as Friction Stir Welding (FSW), that has recently been successfully applied to particles reinforced aluminium matrix composites.

The aim of the present work is to evaluate the possibility of using the Linear Friction Welding (LFW) process to join an aluminium matrix composite reinforced with SiC particles. In this solid state process (Fig.1), the frictional heating, generated during the rubbing of metallic blocks, is used to join metal components. Under controlled conditions of pressure and relative frequency of motion, significant heat is generated at the components interface, thus causing plasticization of the rubbing layers. Once sufficient plasticization has occurred, the reciprocal motion is stopped and a forging force is applied to produce a consolidated joint. The material used in this study was the AMC225xe composite, consisting of the 2124 aluminium alloy matrix (Tab. I) reinforced with 25vol% of fine (<3 µm) SiC particles. Billets were produced by Aerospace Metal Composites Ltd (Farnborough, UK) by means of a proprietary powder metallurgy production route, then forged and finally heat treated at the T4 condition.

LFW joints were manufactured at TWI (The Welding Institute, Cambridge, UK) through careful optimisation of the welding parameters (Tab. II); no post-weld heat treatment was carried out. The microstructural characterization of the joints was carried out by optical and scanning electron microscopes (OM, SEM). Tensile and hardness tests were performed on the joined specimens. Residual stresses, induced by the LFW, were evaluated separately for the matrix and the reinforcement, by means of neutron diffraction measurements carried out at the ENGIN-X station at ISIS (Fig. 2), Rutherford Appleton Laboratory, UK.

The welded joint exhibited plastically deformed material expelled due to the high compressive pressure (Fig. 3). Microstructural analyses showed substantially defect-free joints (Figs. 4-5) with four characteristic regions: a central zone, with an ultra-fine microstructure and a uniform particles distribution; a thermo-mechanically affected zone (TMAZ) where it is possible to identify the plastic flow modification that the material underwent during the process; a heat-affected zone (HAZ), without noticeable microstructural modification but decreased hardness; the parent material, unaffected by the process. Statistical analysis of SEM images showed how LFW didn't affect the particles size distribution (Figs. 6-7).

Maximum residual stress resulted lower compared to those reached with TIG arc fusion welding (Fig. 8). The hardness decrease, in the welded zone, was less than 10%, although sensible fluctuation of the data were observed, due to the complex microstructural modification introduced by the LFW (Fig. 9).

The joint efficiency, evaluated in respect to the ultimate tensile strength (UTS), was higher than 80% (Tab. III), while the decrease of the elongation to failure (40% of the nominal values) was probably related to the orientation of the plastic flow in the TMAZ, where generally the fracture occurred (Fig. 10).

SEM analyses of the fracture surfaces showed that the fracture was mainly due to the ductile failure of the matrix, rather than the interfacial decohesion at the particles-matrix interface or the cracking of the reinforcing particles (Fig. 11).