

Analisi sperimentale della saldatura laser di materiali compositi a matrice di alluminio con rinforzo discontinuo

F. Bonollo, P. Ferro, A. Tiziani

Lo sviluppo di materiali avanzati quali i compositi a matrice di alluminio è rivolto ad applicazioni in campo aeronautico, aerospaziale, automobilistico. La messa a punto di metodologie per la saldatura di questi materiali è certamente uno degli aspetti maggiormente meritevoli di studio e sperimentazione. Fra i vari processi potenzialmente applicabili, la tecnologia laser, da un lato, offre interessanti vantaggi e, dall'altro, pone significative problematiche. Il basso apporto termico indotto nel materiale implica una elevata velocità di raffreddamento e quindi un tempo minimo di interazione fra la matrice e il rinforzo (evitando il degrado di quest'ultimo). Le alte temperature raggiunte possono però portare al danneggiamento della fase rinforzante o a reazioni chimiche indesiderate tra questa e la matrice. Nella presente memoria viene illustrata una sperimentazione svolta sulla saldatura laser di materiali compositi a matrice di alluminio rinforzati con particelle (SiC e Al₂O₃) o con fibre corte di Al₂O₃.

In particolare, mediante osservazioni in microscopia ottica e prove di microdurezza, si è valutata l'influenza sulla saldabilità di tali materiali da parte di parametri quali il processo produttivo utilizzato per ottenerli, la percentuale e il tipo di rinforzo, la potenza e la velocità del fascio laser, l'impiego o meno di filo d'apporto, la tipologia di gas di copertura.

Parole chiave: alluminio e leghe, materiali compositi, solidificazione, saldatura, metallografia, qualità

INTRODUZIONE

La ricerca, per il settore aeronautico e aerospaziale, di materiali resistenti a temperature sempre più elevate e la necessità, nel campo dei trasporti, di minimizzare i consumi diminuendo i pesi delle strutture sono solo alcuni dei fattori che hanno portato a nuovi sviluppi nel campo dei materiali compositi a matrice metallica (Metal Matrix Composites, MMCs). Tra questi, si segnalano indubbiamente i compositi a matrice di alluminio con rinforzi discontinui (particolati, whiskers, fibre corte), in quanto offrono buone caratteristiche meccaniche, basso peso specifico e comportamento isotropico. Non da ultimo, essi utilizzano rinforzi di costo relativamente contenuto e possono essere prodotti con processi convenzionali come laminazione, estrusione e forgiatura [1-3]. Malgrado il fatto che significative potenzialità siano state indicate per i MMCs, alcuni ostacoli, tra cui la saldabilità, devono essere superati per assicurare l'introduzione di questi materiali a livello ingegneristico. I problemi di carattere generale riscontrati nella saldatura dei compositi si possono sintetizzare in termini di:

- 1) incapacità del composito di mantenere la microstruttura originaria dopo la saldatura, con ottenimento di distribuzioni disomogenee, che riducono le caratteristiche meccaniche finali e l'affidabilità complessiva del giunto;
- 2) scarsa bagnabilità del rinforzo da parte della lega fusa e dell'eventuale materiale d'apporto;
- 3) potenziale danneggiamento del rinforzo [4].

Diventano perciò fondamentali per la qualità finale della giunzione

- il processo di saldatura utilizzato;
- la geometria del giunto;

- il processo di fabbricazione del composito;
- la forma, la distribuzione, la quantità e la composizione dei rinforzi;
- la tipologia dei materiali d'apporto.

Tutte le tecnologie di giunzione utilizzate per le leghe leggere sono state applicate anche ai MMCs. Fra le tecniche convenzionali si possono citare la saldatura ad arco (TIG e MIG) e la salda-brasatura; fra le tecniche innovative vi sono la saldatura al plasma, la saldatura per diffusione, la saldatura di testa a resistenza e a pressione, la saldatura a fascio elettronico e infine la saldatura laser [4-6]. Ovviamente i metodi di saldatura che non richiedono la fusione del metallo base o solamente un leggero surriscaldamento nella zona di giunzione, se pur meno economici, sono quelli che danno le migliori caratteristiche meccaniche del giunto. Il rinforzo infatti non subisce rilevanti modifiche nella composizione e nella distribuzione. Le tecniche di saldatura per fusione sono invece meno costose, offrono una maggiore velocità di processo e si prestano ad un maggiore numero di applicazioni. Va peraltro segnalato che i risultati ottenuti con tecniche di giunzione convenzionali ad arco non sono soddisfacenti [4]. L'alta viscosità del bagno, l'eccessiva porosità, la disomogenea distribuzione del rinforzo, la presenza di delaminazioni e la scarsa bagnabilità tra rinforzo e matrice sono solo alcuni dei problemi riscontrati in questa tipologia di giunti. Analoghi problemi sono stati osservati nelle saldature di MMCs mediante tecnologie ad alta densità di energia. In questo caso le elevate temperature raggiunte alterano completamente il rinforzo in zona fusa [4,6].

Rispetto alle tecniche di saldatura convenzionali, le giunzioni ad alta densità di energia, e in particolare la tecnologia laser, offrono notevoli vantaggi potenziali. Le alte concentrazioni di energia danno luogo ad elevati aspetti di figura e bassi apporti termici minimizzando le dimensioni della zona termicamente alterata (ZTA), le distorsioni e i rischi della formazione di cricche a caldo. Non sono poi da trascurare le elevate velocità di processo e la possibilità di automazione [4,6].

F. Bonollo, P. Ferro, A. Tiziani

Dipartimento di Tecnica e Gestione dei sistemi industriali
Università di Padova, Stradella S. Nicola 3, 36100 Vicenza

Memoria pervenuta il 20 ottobre 2003

Oltre alle problematiche connesse con le proprietà della matrice (elevata diffusività, conducibilità termica, riflettività, affinità per l'ossigeno e solubilità dell'idrogeno), di particolare importanza sono la tecnologia di produzione dei MMCs e la scelta del materiale di rinforzo e della matrice. Il metodo di produzione allo stato solido, che sfrutta i principi della metallurgia delle polveri, può essere causa di porosità nel cordone di saldatura e nella ZTA, per effetto della presenza di gas (idrogeno) adsorbiti sulla superficie delle polveri di alluminio [7]. L'accoppiamento matrice-rinforzo è poi un altro punto chiave di grande influenza sulla saldabilità di questi materiali [8]. È noto infatti che le elevate temperature in gioco inducono forti interazioni tra materiale di rinforzo e la lega base con formazione di composti estremamente fragili e instabili. Un tipico esempio è costituito da alluminio e carburo di silicio che, a temperature superiori ai 700 °C, reagiscono formando carburo di alluminio. Da un punto di vista puramente termodinamico tale reazione è favorita da elevate temperature e basse concentrazioni di Si [9-12]. Buoni risultati si possono quindi ottenere utilizzando matrici ad elevato tenore di Si o materiali d'apporto che oltre a minimizzare le temperature di picco introducano tale elemento nel bagno fuso [4,6]. Agli aspetti termodinamici, sono inoltre da associare quelli cinetici, per cui elevate velocità di raffredda-

mento quali si riscontrano nelle saldature laser di questi materiali sono sicuramente vantaggiose anche da questo punto di vista. Diventano quindi essenziali il controllo della composizione chimica del bagno fuso (selezione di un appropriato filo d'apporto), in modo da inibire le eventuali reazioni matrice-rinforzo, e l'ottimizzazione dei parametri operativi, per minimizzare comunque i fenomeni di degrado del rinforzo. Per limitare/eliminare i problemi sopra esposti, sono stati peraltro brevettati alcuni metodi (pre-sagomatura del giunto, oscillazione del fascio, pre-riscaldamento del filo d'apporto, ecc.) finalizzati al controllo della potenza del laser in modo da lavorare essenzialmente per conduzione [13]. C'è poi la possibilità di considerare altri materiali di rinforzo come le fibre corte di allumina che non reagiscono con la matrice ma che possono degradarsi se entrano a diretto contatto con il fascio laser. Fattori ancora da non trascurare sono poi la forma, la distribuzione e la percentuale del rinforzo.

Nella presente memoria viene illustrata l'attività sperimentale svolta per individuare le linee-guida per l'applicazione della saldatura laser a materiali compositi a matrice di alluminio con rinforzo discontinuo (particelle di carburo di silicio e di allumina, fibre corte di allumina). In particolare, si è valutata l'influenza sulla saldabilità di questi materiali di alcuni parametri caratteristici, quali percentuale di rinforzo,

Composito	UTS [MPa]	E [GPa]	e [%]	Processo di fabbricazione
AA1100+12%Al ₂ O ₃	220	79	3.0	Infiltrazione/HE
AA1100+15%Al ₂ O ₃	235	83	2.0	Infiltrazione/HE
AA1100+15%SiC	165	95	12.0	PM/HE
A354+5%SiC	221	79	5.0	Infiltrazione/diluizione/HE
A354+15%SiC	252	92	3.0	Infiltrazione/diluizione/HE
AA6061+20%Al ₂ O ₃	372	97	4.0	Duralcan/HE
AA2618+20%Al ₂ O ₃	462	104	2.0	Duralcan/HE
A356+20%SiC	359	99	0.4	Duralcan/HE

Tab. 1 Proprietà meccaniche e processo produttivo dei compositi analizzati

Tab. 1 Mechanical properties and manufacturing process of the composites studied

Materiale base	Filo d'apporto	Gas di copertura	Potenza (kW)	Velocità (m/min)
AA1100 + 12%Al ₂ O ₃	-	Azoto	4	3.7
	ER 5356	Azoto	4	3.7
AA1100 + 15%Al ₂ O ₃	-	Azoto	2	1.2
	-	Azoto	2	1.5
	-	Azoto	2	1.5
	ER 5356	Azoto	4	3.7
	ER 5356	Azoto	4	4.0
AA1100 + 15%SiC	-	Azoto	2	0.9
	-	Azoto	2	1.5
A354 + 5%SiC	ER 4043	Azoto	4	3.7
	ER 4047	Azoto	4	3.7
A354 + 15%SiC	ER 4043	Azoto	4	3.7
	ER 4047	Azoto	4	3.7
AA6061 + 20%Al ₂ O ₃	-	Argon	4	4.0
	-	Argon	4	2.5
	-	Elio	5	6.0
	-	Elio	5	5.0
	-	Elio	4	4.0
	-	Elio	4	2.0
AA2618 + 20%Al ₂ O ₃	-	Elio	4	4.0
	-	Elio	4	6.0
	-	Elio	5	6.0
	-	Azoto	5	6.0
	-	Argon	5	6.0
	-	Argon	5	6.0
A356 + 20%SiC	-	Azoto	5	5.0
	-	Azoto	5	4.0
	-	Elio	5	4.0
	-	Argon	5	4.0

Tab. 2 Parametri di processo utilizzati

Tab. 2 Process parameters adopted

tecnologia di produzione del composito, potenza e velocità del fascio laser e tipologia di metallo d'apporto e di gas di copertura.

SPERIMENTAZIONE

Materiali e processo produttivo

I materiali compositi analizzati in questo lavoro sono stati ottenuti mediante processo di infiltrazione/diluizione o utilizzando la metallurgia delle polveri (PM) o, infine, seguendo la tecnologia Duralcan di compocasting; in tutti i casi, è stata effettuata una successiva estrusione a caldo (HE), che ha consentito di ottenere barre di varia sezione, su cui svolgere le prove di saldatura. Le matrici sono costituite da leghe da deformazione plastica (AA1100, AA6061 e AA2618) e da leghe Al-Si da fonderia (A354: Al-9.5%Si-1%Cu-0.5%Mg e A356: Al-7%Si-0.3%Mg). Nel caso di matrice in AA1100, il rinforzo è costituito da fibre corte di allumina (Saffil), al 12 e 15% vol; le leghe A354 e A356 sono state rinforzate con particelle di carburo di silicio (5, 15 e 20% vol) di dimensione media pari a circa 15 µm; le leghe AA6061 e AA2618 sono state rinforzate con particelle di allumina. In Tab. 1 vengono riportate le principali caratteristiche meccaniche dei materiali oggetto della ricerca, mentre in Fig. 1 vengono mostrate le microstrutture caratteristiche di alcuni di essi. Nel caso dei compositi AA1100-Al₂O₃, è particolarmente evidente l'effetto di orientazione delle fibre di allumina nella direzione di estrusione (Fig. 1b-c).

Parametri e prove di saldatura

I compositi sono stati sottoposti a prove di penetrazione e di saldatura mediante laser a CO₂, avente uno spot di circa 0.8 mm di diametro. Come gas di copertura (flusso di 50 l/min) sono stati impiegati azoto, elio e argon. Sono state eseguite prove con potenze comprese tra 2 e 5 kW e velocità di passata variabili da 0.9 a 6 m/min. In alcuni test si è utilizzato del materiale d'apporto (diametro del filo: 1.2 mm) con velocità di alimentazione pari a 1.5 m/min: ER4043 (Al-5.2%Si), ER4047 (Al-12%Si) e ER5356 (Al-5%Mg-Mn-Cr-Ti). In Tab. 2 viene riportato nel dettaglio il piano di lavoro sperimentale.

La struttura e la qualità delle giunzioni saldate sono state valutate mediante osservazioni in microscopia ottica e prove di microdurezza, previa opportuno sezionamento, inglobamento a freddo in resina epossidica e preparazione metallografica.

RISULTATI E DISCUSSIONE

Compositi AA1000-fibre corte di Al₂O₃

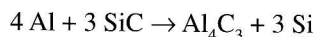
Le prove condotte sul composito AA1100+12%Al₂O₃ sono state effettuate con e senza metallo d'apporto, mentre potenza e velocità di passata sono rimaste costanti. I risultati ottenuti nei due casi sono analoghi. A causa dell'interazione diretta tra raggio laser e fibre di allumina, si è avuta, nella parte centrale del cordone (in corrispondenza cioè alla regione del "key-hole"), la vaporizzazione della matrice (in accordo con il meccanismo caratteristico della saldatura laser di potenza [14]) e la decomposizione del rinforzo, con conseguente formazione di una macro-cavità, circondata da una zona costituita solo dalla matrice (Fig. 2). Tra questa zona e il materiale base, si individua facilmente una regione in cui la matrice si è soltanto fusa e il rinforzo non ha subito fenomeni di degrado: si osserva un orientamento casuale delle fibre dovuto all'azione di rimescolamento operata dal metallo liquido (Fig. 3).

In entrambi i casi, i profili di microdurezza (Fig. 4-5) hanno mostrato un calo delle proprietà resistenziali del giunto in prossimità della zona centrale del cordone a causa della

scomparsa del rinforzo. Analoghi risultati sono stati riscontrati anche nelle saldature del composito AA1100+15%Al₂O₃. Una prima serie di prove di saldatura è stata eseguita utilizzando una potenza di 2 kW, e velocità comprese tra 1.2 e 1.5 m/min, senza filo d'apporto. In una seconda serie si è adottata invece una potenza maggiore (4 kW) con velocità di 3.7 e 4 m/min. Sempre a causa della decomposizione delle fibre corte di allumina, si sono riscontrati in tutti questi casi cavità estese nella zona centrale del cordone; analogamente al caso precedente, si è osservata una orientazione casuale delle fibre nella zona fusa e non interessata dal "key-hole". Anche in questo caso i profili di microdurezza hanno mostrato degli avvallamenti nella zona centrale del cordone a causa della mancanza di fibre (Fig. 6). Dall'analisi delle prove effettuate è evidente che la saldatura laser di questi materiali non ha dato risultati soddisfacenti. Il principale problema che si è riscontrato è associato alle elevate temperature indotte nel materiale dalla presenza del "key-hole", che determina la decomposizione del rinforzo, la formazione di macroporosità al centro del cordone e la formazione di una regione non rinforzata, con conseguente brusco calo delle proprietà meccaniche. Tale fenomeno è stato così penalizzante da "nascondere" gli effetti delle altre variabili in gioco (metallo d'apporto, percentuale di rinforzo) sulla qualità finale della giunzione.

Compositi A354-SiC

E' noto che l'alluminio fuso reagisce con le particelle di SiC per formare carburo di alluminio secondo la reazione:



e che tale reazione è favorita dalle alte temperature e dalle basse concentrazioni di Si nel bagno di alluminio [4,6,8-12]. Il carburo di alluminio, a causa della sua elevata fragilità e della scarsa resistenza alla corrosione, degrada le caratteristiche meccaniche e chimiche del composito [15]. Per evitare questo problema è quindi fondamentale l'utilizzo di una matrice ricca in silicio, come la lega A354, e limitare le temperature indotte dall'interazione tra fascio laser e materiale. Questo effetto di "controllo termico" può essere ottenuto mediante l'utilizzo di materiale d'apporto. E' stato infatti calcolato che, nelle condizioni operative investigate, circa il 30% dell'energia totale della sorgente viene utilizzata per la fusione del filo d'apporto [6]. E' poi evidente come, ai fini del controllo della reazione tra lega fusa e SiC, per le motivazioni sopra esposte, convenga l'utilizzo di fili d'apporto ad elevato contenuto di Si. Un ulteriore parametro da considerare è il tempo di contatto tra le particelle di SiC e bagno fuso, che deve essere minimizzato: questo si ottiene per basse percentuali di rinforzo ed alte velocità di raffreddamento. Alla luce di queste considerazioni, appare chiaro che il cordone di saldatura del composito A354-15%SiC saldato senza filo d'apporto risulta particolarmente disomogeneo, con una fitta rete di carburi di alluminio nella zona interessata dal key-hole (Fig. 7) e, più in generale, in tutta la regione del cordone (Fig. 8). La situazione migliora se si impiega il filo d'apporto: la decomposizione del SiC, pur continuando a verificarsi, diminuisce di entità.

La zona fusa del composito A354-5%SiC, saldato senza filo d'apporto, presenta invece una distribuzione del rinforzo sufficientemente omogenea (Fig. 9) e non evidenzia fenomeni di degrado. Tale risultato migliora ulteriormente impiegando il filo d'apporto (Fig. 10), grazie soprattutto alla diminuzione delle temperature operative. L'assenza completa di fenomeni degradativi nel composito A354-5%SiC è probabilmente legata anche ad una maggiore conducibilità termica del materiale, che favorisce velocità di raffreddamento più elevate rispetto a materiali con contenuto superiore di rinforzo.

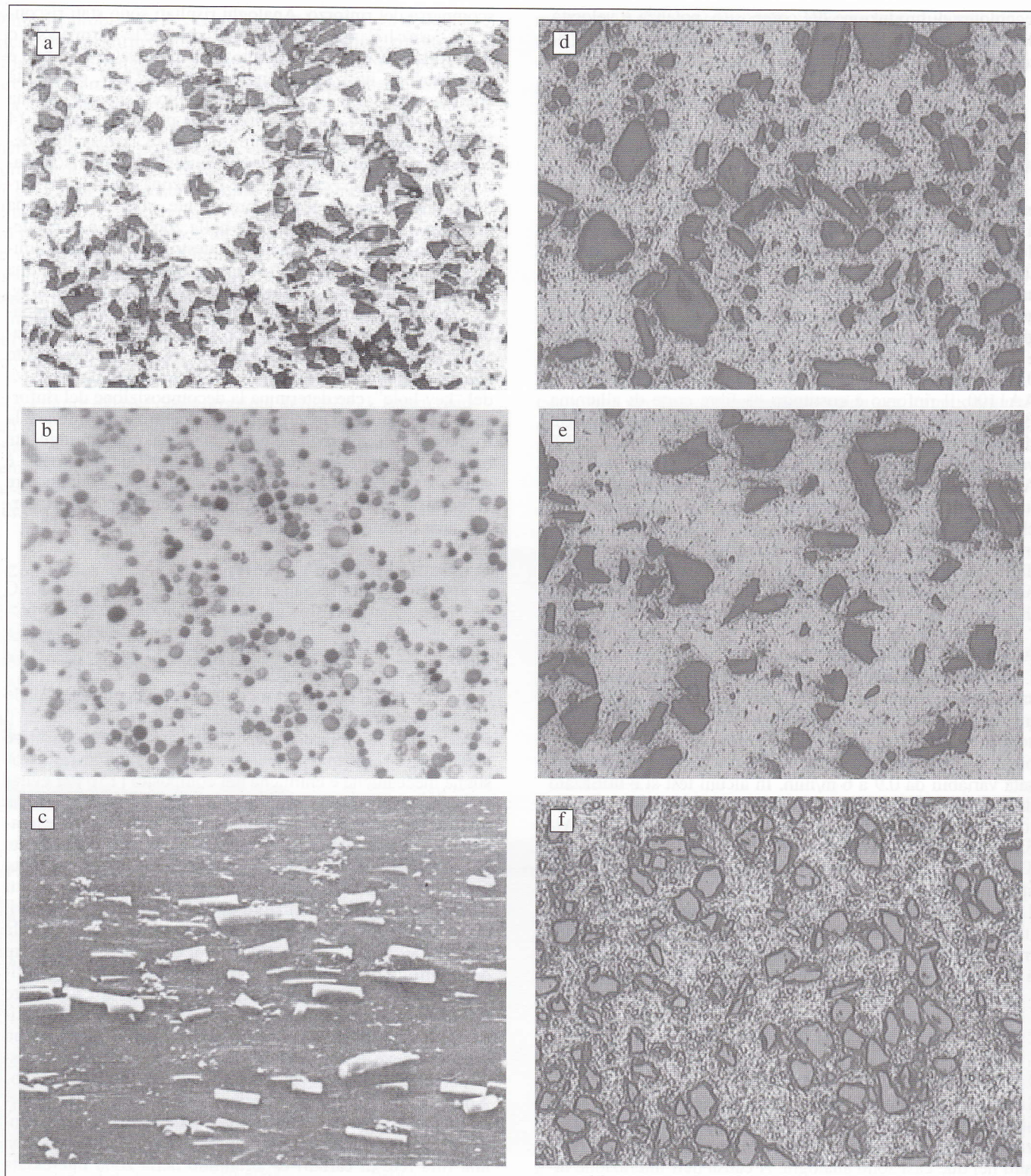


Fig. 1 – Microstruttura dei materiali compositi utilizzati: (a) A354-15%SiC [200 X]; (b) Al + 12% Al_2O_3 – sezione trasversale [500 X]; (c) Al + 12% Al_2O_3 – sezione longitudinale, SEM [600 X]; (d) AA6061 + 20% Al_2O_3 [200 X]; (e) AA2618 + 20% Al_2O_3 [200 X] (f) A356 + 20%SiC [200 X]

Fig. 1 – Microstructures of the composites studied: (a) A354-15%SiC [200 X]; (b) Al + 12% Al_2O_3 [500 X], cross section; (c) SEM micrograph: Al + 12% Al_2O_3 , longitudinal section [600 X]; (d) AA6061 + 20% Al_2O_3 [200 X] (e) AA2618 + 20% Al_2O_3 [200 X] (f) A356 + 20%SiC [200 X]

Compositi AA1100-15%SiC (PM)

I compositi AA1100-15%SiC, prodotti per Metallurgia delle Polveri hanno dimostrato di essere sostanzialmente inadatti alla saldatura laser.

L'assenza di Si nella matrice favorisce, unitamente alle alte temperature indotte dal processo laser, la completa decomposizione del SiC e la formazione, in tutto il cordone, di una

rete interconnessa di carburo di alluminio (Fig. 11). Si segnala inoltre, nella zona immediatamente adiacente al cordone, la presenza di porosità di forma sferica, di chiara origine gassosa. E' questa una problematica tipicamente riscontrabile nella saldatura di materiali a base alluminio prodotti per metallurgia delle polveri, nei quali è possibile lo sviluppo di idrogeno anche in ZTA [7].

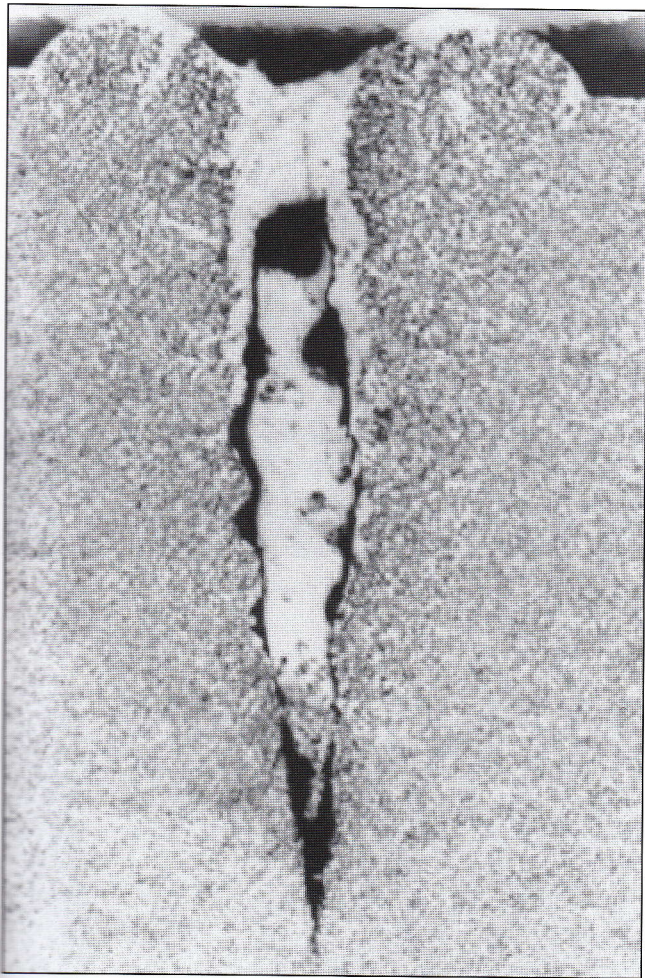


Fig. 2 - Macroporosità in zona key-hole (AA1100+12%Al₂O₃, Potenza del fascio: 4 kW, velocità di passata: 3.7 m/min)

Fig. 2 - Macroporosity in key-hole zone (AA1100+12%Al₂O₃, beam power: 4 kW, welding speed: 3.7 m/min)

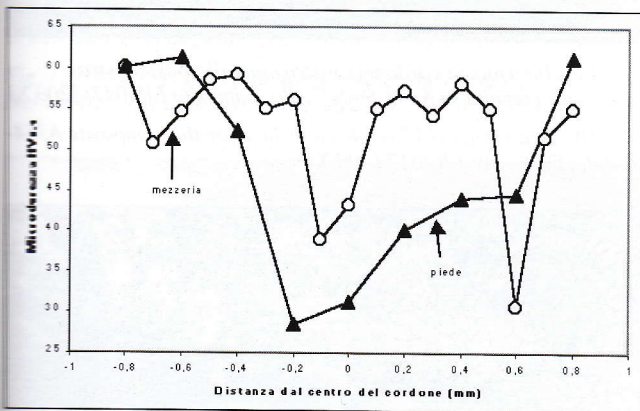


Fig. 4 - Profili di microdurezza in prossimità del piede e della mezzeria del cordone di saldatura (AA1100+12%Al₂O₃, potenza del fascio: 4 kW, velocità di passata: 3.7 m/min)

Fig. 4 - Microhardness profiles in the middle of the cross section and near the weld toe (AA1100+12%Al₂O₃, beam power: 4 kW, welding speed: 3.7 m/min)

Compositi AA6061+20%Al₂O₃ e AA2618+20%Al₂O₃. Questi compositi, saldati utilizzando i parametri indicati in Tab. 2, mostrano in generale cordoni con una struttura macroscopicamente simile al metallo base (Fig. 12).

Ad un esame più approfondito, si notano comunque fenomeni di addensamento delle particelle di allumina lungo l'asse del cordone (Fig. 13), con un conseguente innalza-

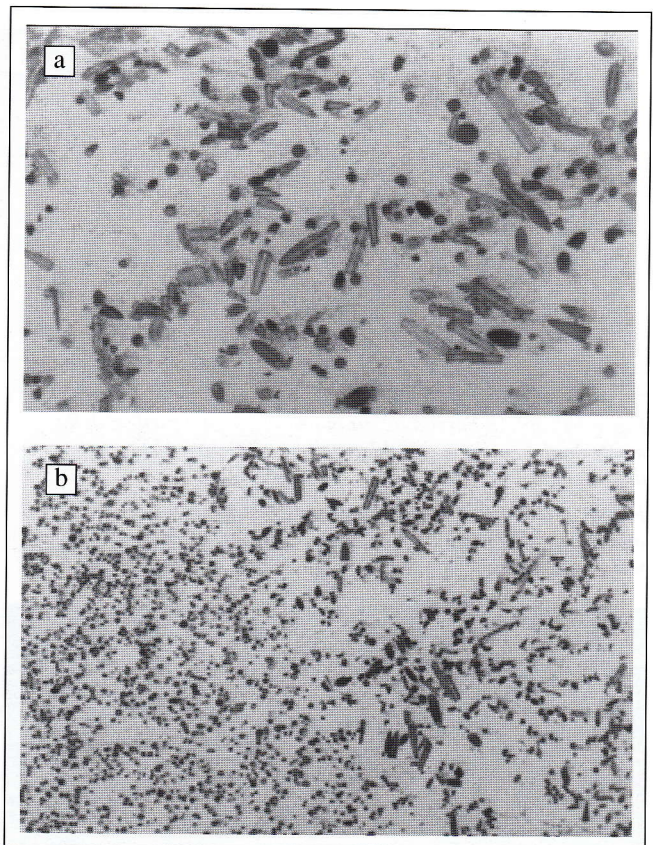


Fig. 3 - Micrografie in zona fusa (a) e al confine tra zona fusa e materiale base (b) (AA1100+12%Al₂O₃, potenza del fascio: 4 kW, velocità di passata: 3.7 m/min)

Fig. 3 - Micrographs of the fusion zone (a) and of the base material/fusion zone interface (b) (AA1100+12%Al₂O₃, beam power: 4 kW, welding speed: 3.7 m/min)

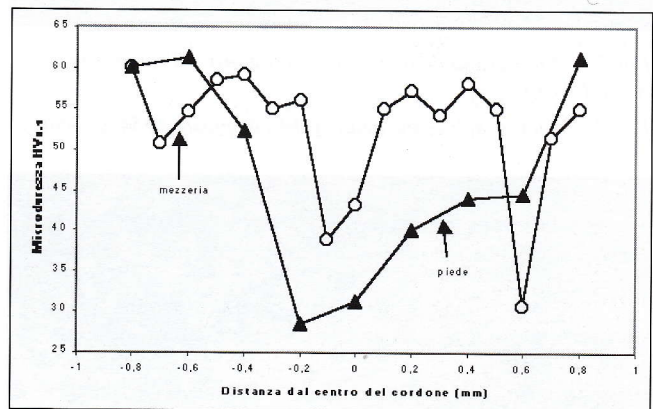


Fig. 5 - Profili di microdurezza in prossimità del piede, della mezzeria e della zona superiore del cordone di saldatura (Composito AA1100+12%Al₂O₃, potenza del fascio: 4 kW, velocità di passata: 3.7 m/min, ER 5356)

Fig. 5 - Microhardness profiles in the middle lower and upper part of the cross section. (AA1100+12%Al₂O₃, beam power: 4 kW, welding speed: 3.7 m/min, ER 5356)

mento locale della microdurezza, e la presenza, tra le particelle stesse, di microvuoti.

Il composito AA6061 + 20%Al₂O₃ si è dimostrato particolarmente sensibile alla formazione di cricche per valori dell'apporto termico (rapporto potenza/velocità) superiori ai 60 kJ/m.

Il confronto tra i vari gas di copertura ha evidenziato come

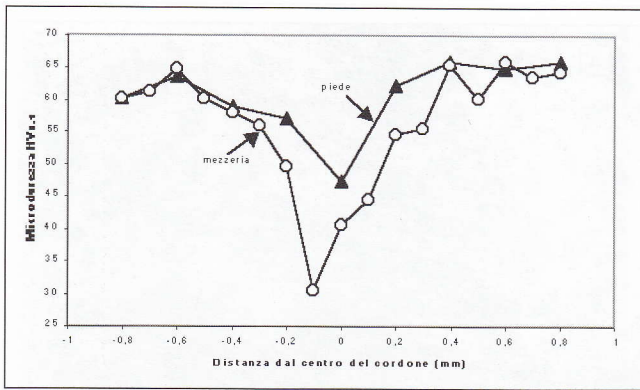


Fig. 6 - Profili di microdurezza in prossimità del piede e della mezzeria del cordone di saldatura (AA1100-15%Al₂O₃, potenza del fascio: 4 kW, velocità di passata: 3.7 m/min)

Fig. 6 - Microhardness profiles in the middle of the cross section and near to the weld toe (AA1100-15%Al₂O₃, beam power: 4 kW, welding speed: 3.7 m/min)

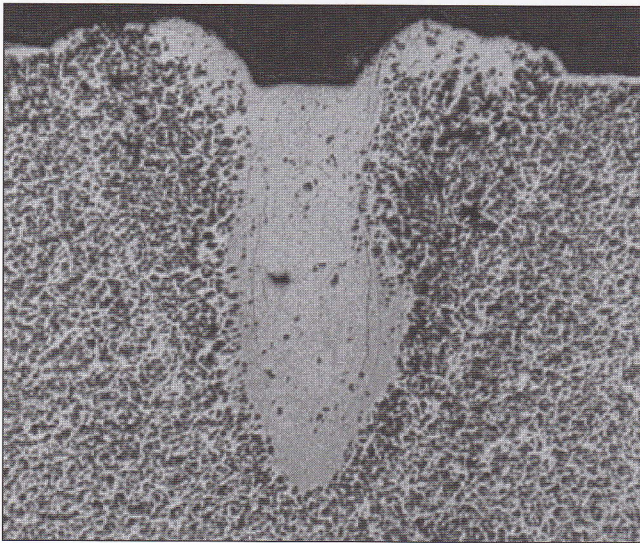


Fig. 7 - Macrografia del cordone di saldatura del composito A354-15%SiC

Fig. 7 - Macrograph of the bead of the composite A354-15%SiC

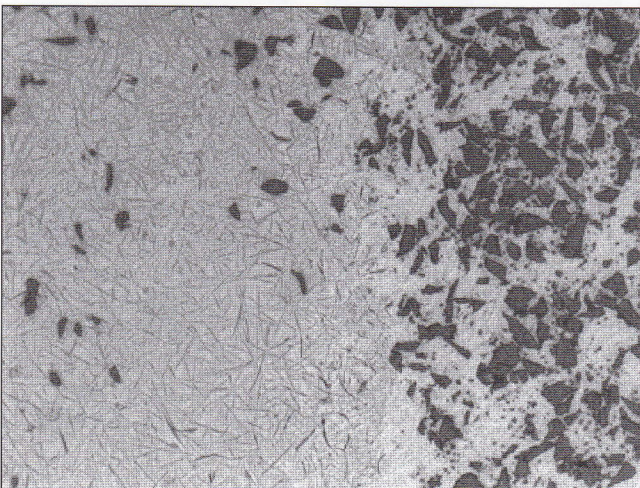


Fig. 8 - Micrografia dell'interfaccia cordone (a sinistra) - metallo base (a destra) del composito A354-15%SiC

Fig. 8 - Bead (left)-HAZ (right) interface for the composite A354-15%SiC [200 X]

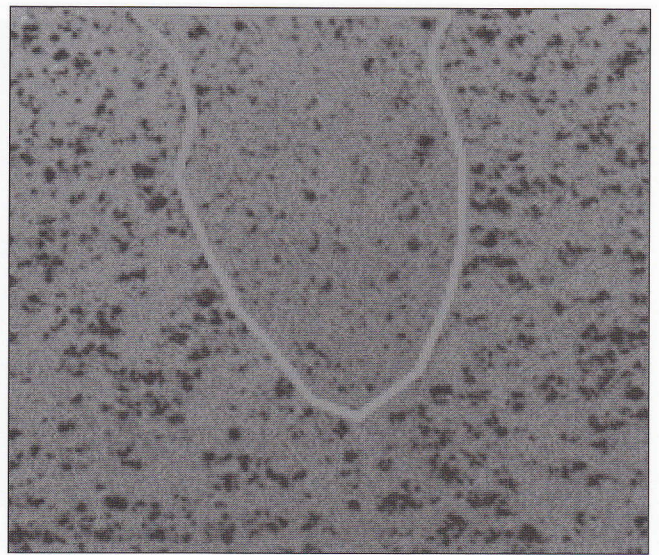


Fig. 9 - Macrografia del cordone di saldatura del composito A354-5%SiC

Fig. 9 - Macrograph of the bead of the composite A354-5%SiC

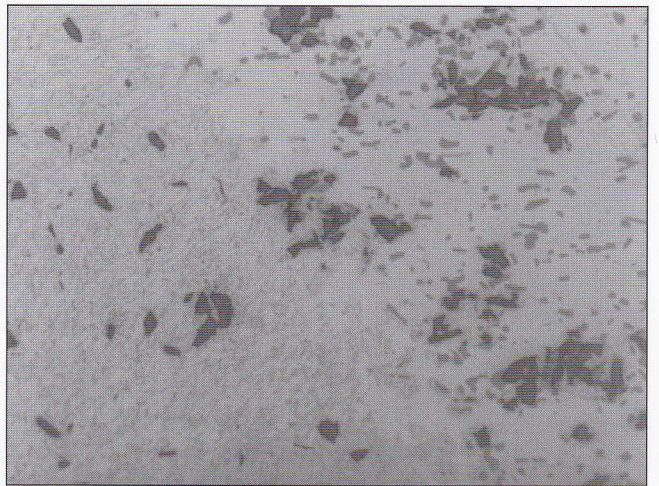


Fig. 10 - Interfaccia cordone(sinistra)-metallo base(destra) (saldatura eseguita su A354-5%SiC, filo d'apporto ER4047) [200 X]

Fig. 10 - Bead (left)-HAZ (right) interface for the composite A354-5%SiC, filler wire ER4047 [200 X]

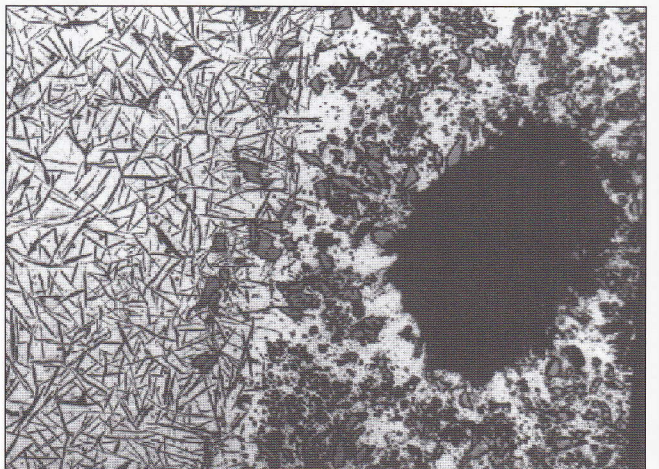


Fig. 11 - Micrografia dell'interfaccia tra zona fusa (a sinistra) e zona termicamente alterata (a destra) di compositi AA1100-15%SiC [200 X]

Fig. 11 - Micrograph of bead (left)-HAZ (right) interface for the composite AA1100-15%SiC [200 X]

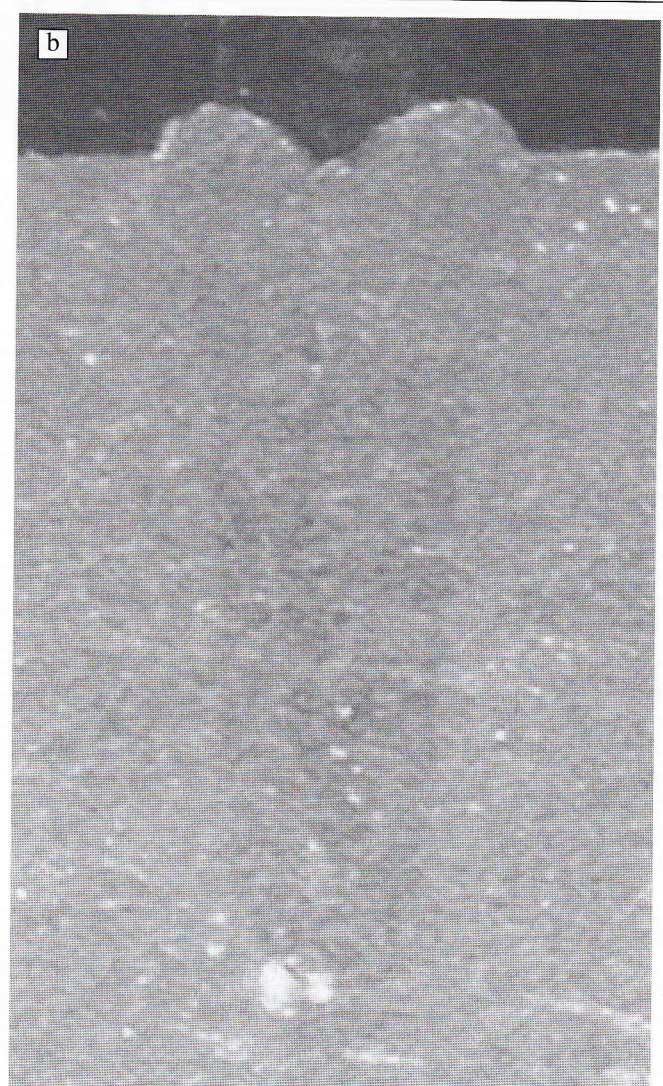
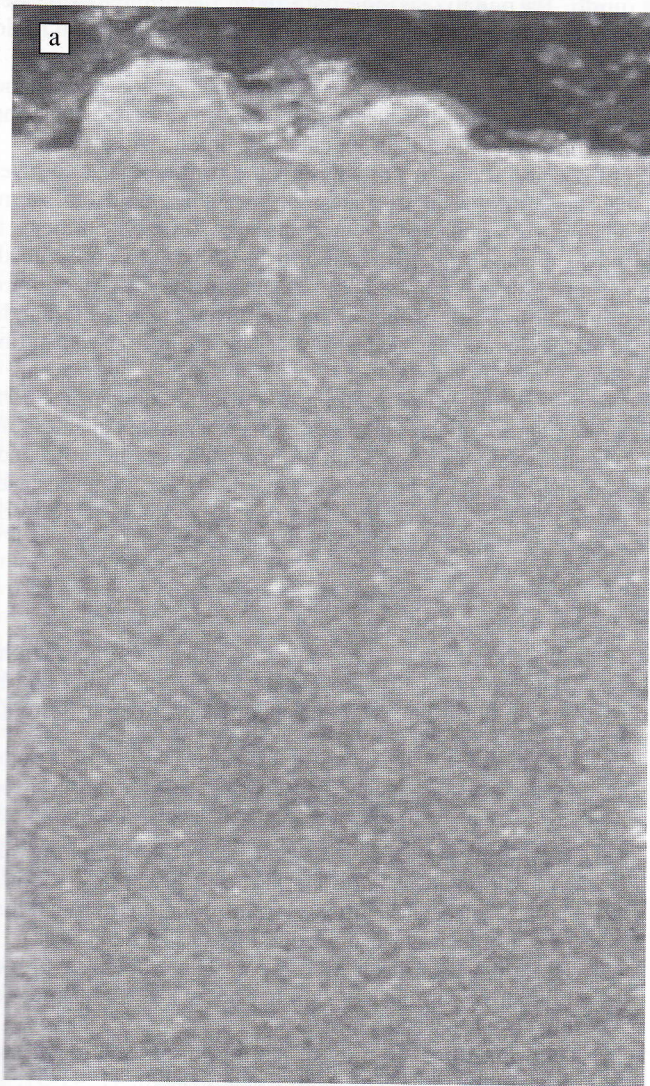


Fig. 12 - Macrografia dei cordoni di saldatura del composito AA6061-20%Al₂O₃ saldato con potenza di 5kW, velocità di 5 m/min e copertura di elio (a) e del composito AA2618-20%Al₂O₃ saldato con potenza di 4kW, velocità di 4 m/min e copertura di elio (b)

Fig. 12 - Macrograph of the weld bead of the composite AA6061-20%Al₂O₃ (beam power: 5kW, welding speed: 5 m/min, shielding gas: Helium (a)) and of the composite AA2618-20%Al₂O₃ (beam power: 4kW, welding speed: 4 m/min, shielding gas: Helium (b))

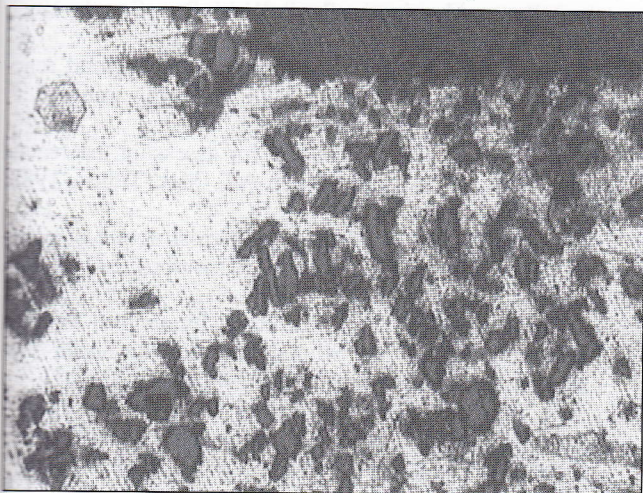


Fig. 13 - Disomogeneità di distribuzione del rinforzo nel cordone ottenuto sul composito AA6061-20%Al₂O₃ saldato con potenza di 5kW, velocità di 5 m/min e copertura di elio [500 X]

Fig. 13 - Inhomogeneous reinforcement distribution in the bead on the composite AA6061-20%Al₂O₃ (beam power: 5kW, welding speed: 5 m/min, shielding gas: Helium) [500 X]

l'Argon eserciti una azione di parziale schermatura del fascio. Impiegando tale gas il cordone si presenta discontinuo e con una profondità sensibilmente inferiore rispetto all'utilizzo di azoto o elio.

A titolo di esempio, per il composito AA6061-20%Al₂O₃, il cordone raggiunge una profondità di 2.7 mm impiegando argon e un apporto termico di 96 kJ/m; la profondità è invece di 4.5 mm se si usano azoto o elio, con un apporto termico di soli 60 kJ/m.

Compositi A356+20%SiC

In questo tipo di compositi il cordone, che pure non presenta porosità di rilievo (Fig. 14a), è caratterizzato da una decomposizione pressochè completa del carburo di silicio, con formazione di Al₄C₃ aciculare (Fig. 14b).

Ne derivano valori di microdurezza notevolmente superiori (quasi 300 HV_{0.1}) nella zona fusa rispetto al metallo base.

La fragilità indotta dalla presenza del carburo di alluminio è probabilmente causa di alcune cricche riscontrate all'interfaccia tra metallo fuso e ZTA.

L'impiego di filo d'apporto ricco in silicio e la diminuzione dell'apporto termico dovrebbero consentire un miglioramento (probabilmente solo parziale) della qualità del cordone.

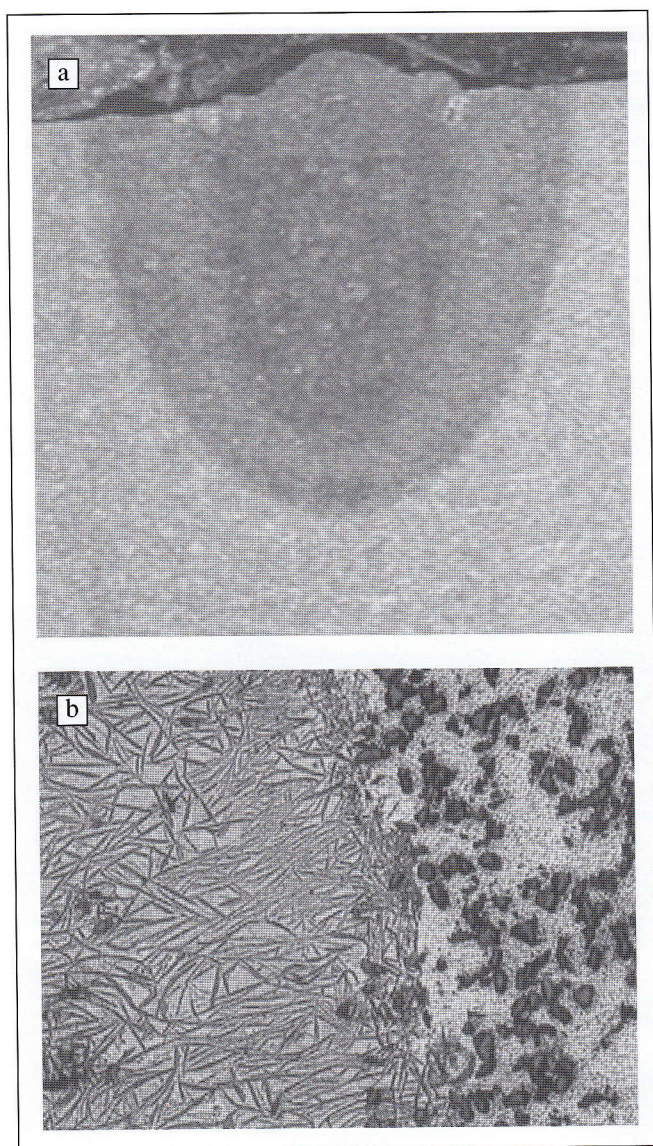


Fig. 14 - Macrografia (a) e micrografia (b) del cordone ottenuto sul composito A356-SiC saldato con potenza di 5kW, velocità di 4 m/min e copertura di azoto: si noti in zona fusa la presenza di carburo di alluminio aciculare [200 X].

Fig. 14 - Macrograph (a) and micrograph (b) of the weld bead of the composite A356-SiC (beam power: 5kW, welding speed: 4 m/min, shielding gas: Nitrogen): in the fusion zone the presence of needle-like aluminium carbide can be observed [200 X].

CONCLUSIONI

Sono state eseguite prove di penetrazione laser su materiali compositi a matrice d'alluminio (AA1100, AA6061, AA2618, A354, A356) rinforzata sia con fibre corte d'allumina sia con particelle di carburo di silicio o di allumina. Si è utilizzata una sorgente laser continua al CO₂ con potenze variabili da 2 a 5 kW e velocità di passata variabili da 0,9 a 6 m/min. Si è valutata inoltre l'influenza sulla saldabilità di questi materiali della percentuale di rinforzo (5, 12, 15 e 20% vol.) e del materiale d'apporto. Nei compositi contenenti fibre corte di allumina, sono stati riscontrati problemi legati principalmente alle alte temperature che si sviluppano durante il processo. Le analisi delle micrografie ottenute al microscopio ottico hanno evidenziato delle macroporosità nella zona centrale del provino, conseguenza della decomposizione dell'allumina venuta a contatto con il fascio laser; nelle zone laterali, in cui vi è stata fusione della sola matrice, non sono stati riscontrati particolari problemi se non un orientamento casuale delle fibre legato al rimescolamento del metallo li-

quido. La penalizzazione data dalla decomposizione del rinforzo è stata tale da non evidenziare con chiarezza il ruolo degli altri parametri operativi considerati.

I compositi rinforzati con particelle di allumina presentano cordoni con una buona continuità, anche se la distribuzione del rinforzo appare disomogenea e si notano microvuoti.

Utilizzando il carburo di silicio come rinforzo, si sono invece ottenuti dei risultati già buoni, a condizione di utilizzare una matrice ricca in Si come la A354 (che ne contiene il 9,5%) e opportuni fili d'apporto (12%Si): ciò consente di evitare problemi come la porosità e la formazione di carburo di alluminio. Tali problemi si sono invece osservati quando la matrice è una lega A356 (con solo il 7% di Si) e non si impiega filo d'apporto.

Migliori risultati si potranno probabilmente ottenere gestendo in maniera differente e opportuna i parametri di saldatura (potenza, velocità di passata e dimensioni del fascio) e, soprattutto, valutando il comportamento della sorgente laser Nd-YAG, la cui interazione con il rinforzo dovrebbe differire sostanzialmente da quella della sorgente a CO₂.

RINGRAZIAMENTI

Le prove sperimentali sono state condotte in collaborazione con l'Istituto RTM di Vico Canavese (TO); si ringrazia in particolar modo l'ing. M. Penasa per il contributo offerto all'effettuazione dei test.

RIFERIMENTI BIBLIOGRAFICI

- [1] B. Maruyama: "Progress and promise Aluminum matrix composites", *Adv. Mat. Proc.*, 1999, 155, 6 47-50.
- [2] T.W. Clyne, P.J. Whithers, "An introduction to metal matrix composites", Cambridge Press (1993).
- [3] B. Ralph, H.C. Yuen, W.B. Lee: "The processing of metal matrix composites - an overview", *J. Mat. Proc. Tech.*, 1997, 63, 339-353.
- [4] M.B.D. Ellis: "Joining of Aluminium based metal matrix composites", *Int. Mat. Review*, 1996, 41, 41-57.
- [5] J.C. Ion: "Laser beam welding of wrought Aluminum alloys", *Sci. Tech. Weld. Join.*, 2000, 5, 5, 265-276.
- [6] F. Bonollo, A. Tiziani, M. Penasa, 2002. 'CO₂ laser welding of aluminium matrix composites'. *Int. J. of Materials & Product Technology*, Vol. 17, 3/4 , 291-302
- [7] G. E. Metzger: "Gas Tungsten arc welding of a powder metallurgy Aluminum alloy", *Weld. Res. Suppl.*, 1992, 297s-304s.
- [8] T. Iseki, T. Kameda, T. Maruyama: "Interfacial reactions between SiC and Aluminium during joining", *J. Mat. Sci.*, 1984, 19, 1692-1698.
- [9] D.J. Lloyd, I. Jin: "A method for assessing the reactivity between SiC and molten Al", *Met. Trans.*, 1988, 19A, 3107-3109.
- [10] D.J. Lloyd: "The solidification microstructure of particulate reinforced Aluminium/SiC composites", *Comp. Sci. Tech.*, 1989, 35, 159-179.
- [11] T.A. Chernyshova, A.V. Rebrov: "Interaction kinetics of Boron Carbide and Silicon Carbide with liquid Aluminium", *J. Less-Comm. Met.*, 1986, 117, 203-207.
- [12] A.C. Ferro, B. Derby: "Wetting behaviour in the Al-Si/SiC system: interface reactions and solubility effects", *Acta Met. Mat.*, 1995, 43, 3061-3073.
- [13] F. Burke: "Method for laser beam welding MMCs", US Patent, n. 4,803,334 (1989).
- [14] F. Bonollo, A. Tiziani, A. Zambon: "Model for CO₂ laser welding of stainless steel, titanium and nickel: parametric study", *Mat. Sci. Techn.*, 1993, 9, 1137-1144.
- [15] T. Iseki, T. Kameda, T. Maruyama: "Some properties of sintered Al₄C₃", *J. Mat. Sci. Lett.*, 1983, 2, 675-676.

A B S T R A C T

EXPERIMENTAL ANALYSIS OF LASER BEAM WELDING
OF DISCONTINUOUSLY REINFORCED ALUMINUM
MATRIX COMPOSITES

KEYWORDS:

Aluminum and its alloys, composite materials, solidification, welding, metallography, quality

The development of advanced materials, as Aluminum Matrix Composites, opened various opportunities in aeronautics, aerospace, automotive fields. Nevertheless, the possibility of welding these materials is still an open study argument. High power density welding techniques, as laser welding, may have both positive and negative effects (high cooling rate, so minimum time available for matrix-reinforcement reactions, but also high temperature, with strong beam-reinforcement interactions). This work is focussed on the set up of CO₂ laser welding process for discontinuously reinforced Aluminum Matrix Composites. Unalloyed Al, wrought alloys (AA6061, AA2618) and an Al-Si casting alloy (A354, A356) have been used as matrices, reinforced by Al₂O₃ (short fibers or particulate, 12, 15 and 20%) and particulate Silicon Carbide (5 and 15%). The composites have been submitted to melts run trials with and without different kinds of filler wires and by means different laser welding parameters (power, speed, shielding gas, see Table 2). Another key point, which has a great influence on welded joints, is the manufacturing process of based material. Table 1 summarizes the mechanical properties and the manufacturing process of the MMCs considered. Microstructural character-

izations and microhardness profiles have been carried out on the beads in order to define some guidelines for obtaining good welded joints on such composites. In Fig. 1 micrographs of base materials are shown.

In the Al₂O₃ short fibers reinforced materials, the main welding problem is the high temperature reached in the center of the bead. Macroporosity, due to the vaporization of the reinforcements, arises at the center of the fusion zone as it can be seen in Fig. 2. Instead, in the lateral zones of the bead, no significant problems were observed; a random fibers orientation is achieved (Fig. 3). Microhardness profiles are collected in Figs 4-6. Better results have been obtained in the composites reinforced by alumina particles (Figs 12-13).

Using Silicon Carbide as reinforcement good results can be obtained but under the condition that a matrix rich in Si (9.5%) and appropriate filler wires (12%Si) are used (Figs 7-10). A high silicon content in the molten pool acts to suppress the formation of Al₄C₃ while the use of filler wires assures less thermal inputs to the molten pool. The composite obtained by Powder Metallurgy has shown macroporosity in the HAZ due to hydrogen development phenomena (Fig. 11). A significant Aluminium Carbide formation has been detected for the A356-20%SiC composite (Fig. 14). A key role is played by the amount of reinforcement: the best results have been obtained for the 5% SiC composite, showing a good continuity between beads and parent metal (Figs 9-10). The minimum amount of reinforcement reduces the reaction velocity of the SiC particles with the melted Aluminum and reduces the temperature thanks to a higher thermal conductivity of the composite.