

Microstruttura e difettosità in giunti laser AA5754/Ti-6Al-4V

P. Leo, P. Perulli, S. D'Ostuni, G. Casalino

In questo lavoro sono stati caratterizzati giunti di testa tra la lega AA5754 e la lega Ti-6Al-4V ottenuti mediante saldatura a fascio laser. La microstruttura e le difettosità dei giunti sono state analizzate al variare dei parametri di processo. I campioni sono stati processati focalizzando il fascio laser sulla lega di Titanio sia a 0.75mm che a 1mm di distanza dall'interfaccia con la lega di Alluminio (distanza di offset). L'energia di linea (rapporto tra la potenza laser e la velocità di avanzamento) è stata variata su tre livelli (30.0 J/mm, 36 J/mm e 72 J/mm).

Tutti i giunti analizzati hanno esibito completa penetrazione del keyhole. Per ciascuna distanza di offset, la zona di fusione (ZF) della lega di Titanio si estende fino all'interfaccia con la lega di Alluminio determinandone a sua volta la fusione. Le ZF delle due leghe sono chiaramente distinguibili come pure le rispettive zone termicamente alterate (ZTA). La microstruttura della ZF della lega di Ti è prevalentemente martensitica mentre quella della ZTA è solo parzialmente martensitica. Come conseguenza la durezza del giunto è massima nella ZF della lega di Ti e decresce gradualmente dalla linea di fusione verso il materiale base. L'interfaccia tra le ZF è caratterizzata da un sottile strato di composti intermetallici (IMC) di differente stechiometria. In particolare sono stati identificati i composti $TiAl_y$, $TiAl$ e Ti_3Al . La morfologia del layer di intermetallici è risultata dipendente dai parametri di processo presentandosi fortemente irregolare e curvilinea per il giunto processato alla massima energia di linea e alla minima distanza di offset e lineare per il giunto processato nelle condizione opposte. Tutti i cordoni di saldatura esibiscono spessore disomogeneo. La disomogeneità aumenta con l'energia di linea.

PAROLE CHIAVE: AA5754 - Ti6Al4V - SALDATURA LASER DI LEGHE DISSIMILI - MICROSTRUTTURA - DIFETTOSITÀ - INTERMETALLICI AI-TI

INTRODUZIONE

Il progresso in campo aeronautico e automobilistico è legato sempre di più allo sviluppo di strutture leggere e resistenti alle sollecitazioni meccaniche, termiche ed ambientali messe in opera, in alcuni casi, mediante saldatura di leghe metalliche

diverse. Le saldature dissimili sono infatti utilizzate in applicazioni per le quali è richiesto che le strutture presentino simultaneamente caratteristiche eterogenee in varie parti di esse. Le leghe di Alluminio e Titanio sono leghe leggere e perciò fortemente impiegate nel settore aeronautico e automobilistico. Le prime sono caratterizzate da caratteristiche meccaniche medio-alte, da buona riciclabilità e basso costo. Le seconde da elevatissima resistenza specifica e alla corrosione. In ambito aeronautico giunti dissimili Ti/Al sono utilizzati nelle guide dei sedili, nelle carenature del motore, nei componenti per i serbatoi di stoccaggio e in alcune parti delle ali soggette a stress variabili. La tecnologia di saldatura mediante fascio laser è tra le più promettenti per la realizzazione di giunti dissimili di buona qualità [1,2,3,].

Tra le leghe di Titanio, la più utilizzata è la lega Ti-6Al-4V. Trova ampia applicazione in campo missilistico, aeronautico e automobilistico per l'eccezionale resistenza a trazione (compresa tra 900MPa e 1200MPa) e a corrosione, la leggerezza e l'elevata temperatura di esercizio. A temperatura ambiente la microstruttura della lega Ti-6Al-4V è caratterizzata dalla presenza di due fasi e cioè la fase α di cristallografia esagonale compatta e la fase β di cristallografia cubica a corpo centrato. Tali fasi determinano differenti microstrutture e proprietà meccaniche

Paola Leo, Patrizia Perulli, Sonia D'Ostuni

*Dipartimento di Ingegneria dell'Innovazione,
Università del Salento,
Via per Arnesano, Lecce 73100, Italy
paola.leo@unisalento.it; patrizia.perulli@alice.it,
sonia.dostuni@unisalento.it*

Giuseppe Casalino

*Dipartimento di Ingegneria Meccanica,
Management, Matematica Politecnico di Bari,
Viale Japigia 182, Bari, Italy
giuseppe.casalino@poliba.it*

in funzione delle condizioni di raffreddamento dal campo di stabilità della fase β ad alta temperatura. A basse velocità di raffreddamento dal campo β si ottiene una microstruttura costituita da lamelle alternate delle due fasi. All'aumentare della velocità di raffreddamento si ottiene dapprima una microstruttura definita "basket wave" caratterizzata da fase α aciculare (o Widmanstätten) e β ritenuta ed in seguito, in assenza di trasformazioni diffusionali, una microstruttura costituita da martensite esagonale (α') e da fase β ritenuta [1,4]. La microstruttura della ZF e della ZTA di giunzioni in lega Ti-6Al-4V ottenute mediante saldatura laser è in genere di tipo Widmanstätten o di tipo martensitico α' [4,5,6,7,8].

Tra le leghe di Alluminio, la AA5754 viene in genere utilizzata per applicazioni automobilistiche e navali perché leggera, facilmente formabile e caratterizzata da buona resistenza meccanica e a corrosione. E' una lega basata sul sistema Al-Mg e non trattabile termicamente. Indurisce per soluzione solida e per affinamento del grano. Il rafforzamento fornito dal Mg è rilevante data la notevole solubilità dello stesso nella matrice di Alluminio. La ZF di giunzioni in lega 5754 può esibire un decadimento delle proprietà meccaniche imputabile alla riduzione del contenuto di Mg per evaporazione e alla presenza di porosità [9]. Le caratteristiche meccaniche della ZTA relativamente a leghe di Al-Mg processate nello stato ricotto, non risultano compromesse dalla saldatura [10].

Le realizzazioni di giunti Ti/Al mediante processi di saldatura per fusione è complicata a causa delle notevoli differenze chimiche, fisiche e termiche tra i due materiali. Ad esempio, l'ampia differenza nei punti di fusione tra i due metalli può comportare ingenti perdite di Alluminio. Inoltre, a causa delle diverse caratteristiche chimiche e della scarsa miscibilità delle leghe di Alluminio e di Titanio, spesso, all'interfaccia di giunti Al-Ti, si formano fasi intermetalliche fragili (IMC) come Ti_3Al e $TiAl_3$ [11,12]. Tali composti presentano una buona resistenza e durezza ma compromettono le proprietà meccaniche del giunto a causa della loro scarsa duttilità. Per limitare la crescita dello strato di intermetallici sono state utilizzate tecniche di saldatura allo stato solido come Friction Stir Welding [13], o diffusion

bonding [14]. Buoni risultati sono stati ottenuti inoltre con la brasatura [15] e con la saldatura esplosiva [16]. Tuttavia queste tecniche presentano delle restrizioni dovute alla forma e alla dimensione dei pezzi.

La saldatura laser apre una prospettiva attraente per l'adesione di materiali fortemente dissimili. Il principale vantaggio della saldatura laser, nel caso di giunti dissimili, consiste nel fornire un apporto energetico localizzato che permette di ottenere saldature di precisione con bassa distorsione termica e di ridurre la formazione dei composti intermetallici. Una piccola zona di interazione e un'alta velocità di saldatura promuovono elevati gradienti termici che possono ridurre l'importanza dei fenomeni di miscelazione e di diffusione [2,3].

Alcuni autori hanno sviluppato studi su saldature laser tra leghe di Alluminio e Titanio realizzate irradiando il solo lato Alluminio e promuovendo la formazione del legame con la superficie solida del Titanio (fusion-brazing). Tale tecnologia di saldatura riduce notevolmente la possibilità di formazione degli IMC [17,18]. Sempre nella saldatura fusion brazing, Chen et al. [19,20] hanno analizzato il ruolo della morfologia del layer di IMC sull'occorrenza di cricche durante la saldatura e investigato il ruolo dei cicli termici all'interfaccia sulla omogeneità degli IMC. Evidenti limiti della focalizzazione del fascio laser sul lato Alluminio sono però le perdite di energia e la porosità [9]. Per ridurre tali difettosità alcuni autori hanno scelto di realizzare il keyhole nel lato Ti. A seconda dei parametri di processo si può avere o meno fusione del lato Alluminio [21].

In questo lavoro sono stati caratterizzati dal punto di vista microstrutturale giunti di testa Ti-6Al-4V/AA5754, realizzati mediante saldatura laser e focalizzando il fascio sul lato Ti. E' stata inoltre analizzata la geometria del cordone e la morfologia e la composizione chimica dello strato di IMC al variare dei parametri di processo.

MATERIALI E METODI

I giunti di testa Ti-6Al-4V/AA5754 sono stati realizzati a partire da piastre aventi rispettivamente spessore 2mm e 3mm. Le Tabelle 1 e 2 riportano le composizioni chimiche delle due leghe.

Tab. 1 - Composizione chimica della lega AA5754 (% in peso)
Chemical composition of AA5754 alloy (wt%)

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
0,40	0,40	0,10	0,50	2,6-3,6	0,30	0,20	<0,15	balance

Tab. 2 - Composizione chimica della lega Ti-6Al-4V (% in peso)
Chemical composition of Ti-6Al-4V alloy (wt%)

C	Fe	N ₂	O ₂	Al	V	H ₂	Ti
<0,08	<0,25	<0,05	<0,2	5,5	3,5	<0,0375	balance

Per la realizzazione dei giunti è stato utilizzato un sistema laser in fibra Ytterbium Laser System (IPG YLS-4000), avente una massima potenza erogabile pari a 4kW. La sorgente laser è stata trasmessa attraverso una fibra di diametro pari a 200 μ m, con un Beam Parameter Product (BPP) pari a 6.3mm \cdot mrad. Il fascio laser, avente una lunghezza d'onda di 1070.6nm, è stato focalizzato in regime continuo attraverso una lente con distanza focale di 250mm producendo un diametro dello spot di 0.4mm sulla superficie del pezzo. Argon ed Elio, ciascuno con una portata volumetrica di 10l/min, sono stati impiegati come gas di protezione. Poiché l'Elio ha un peso specifico inferiore a quello dell'aria atmosferica è stato impiegato per la superficie

inferiore, mentre l'Argon, più pesante è stato utilizzato sulla parte superiore del bagno.

La sorgente laser è stata focalizzata sul lato Titanio con due differenti distanze laser offset (Fig. 1). I giunti sono stati realizzati adottando diversi parametri di processo (Tab. 3). In particolare sono stati utilizzati due livelli distinti di potenze, e tre velocità di saldatura. In Tabella 3 è riportato inoltre il valore dell'energia di linea definita come il rapporto tra la potenza erogata e la velocità di saldatura, in modo da rendere esplicito il valore di apporto termico specifico introdotto per ogni condizione di saldatura.

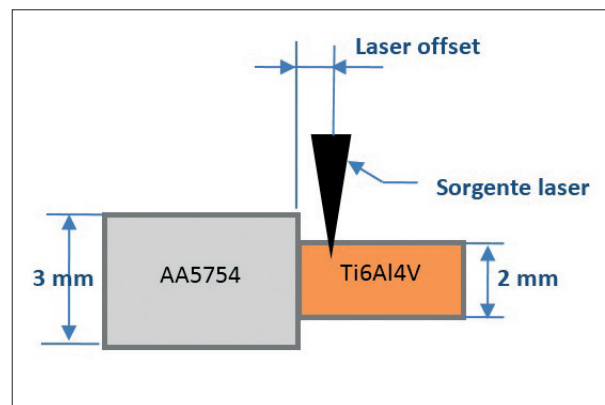


Fig. 1 - Configurazione geometrica di lavoro
Geometric working layout

Tab. 3 - Piano sperimentale
Experimental plan

Campioni	Potenza [W]	Velocità di saldatura [mm/min]	Energia di linea [J/mm]	Laser offset [mm]
s1	1200	1000	72,0	1
s2	1200	2000	36,0	1
s3	1500	3000	30,0	1
s4	1500	3000	30,0	0,75

I giunti sono stati tagliati perpendicolarmente alla direzione di avanzamento del fascio laser, in modo da caratterizzare la sezione trasversale. La microstruttura dei giunti è stata analizzata al microscopio ottico (OM; Nikon Epiphot 200) ed elettronico a scansione (SEM; Zeiss EVO 40) dotato di uno spettrometro a dispersione di energia (EDS Bruker). Per l'osservazione, le sezioni dei campioni sono state lucidate utilizzando le tecniche metallografiche standard di levigatura e lucidatura ed attaccati utilizzando il reagente Keller (95ml H₂O, 2,5ml HNO₃, 1,5ml HCl, 1ml HF). Il lato Al è stato inoltre lucidato elettroliticamente (20% acido perclorico, 80% etanolo) ed anodizzato (soluzione Barker). La durezza del materiale base (Al, Ti) è stata valutata mediante un microduremetro Vickers Affri Wiki 200JS2 appli-

cando un carico di 1kg per 15s (HV_{1/15}). Inoltre profili di durezza Vickers sono stati ottenuti nella sezione trasversale a metà spessore applicando un carico di 200g per 15s (HV_{02/15}).

RISULTATI E DISCUSSIONE

Materiale base

La lega di Titanio Ti-6Al-4V, è stata fornita nello stato ricotto. L'analisi del materiale base (MB) al microscopio ottico ed elettronico (Fig. 2a,b) ha evidenziato la presenza di grani α e della fase β a bordo grano in accordo a quanto riportato in letteratura [1]. La lega presenta un valore di micro-durezza Vickers pari a HV_{1/15} 295,5 \pm 4,6.

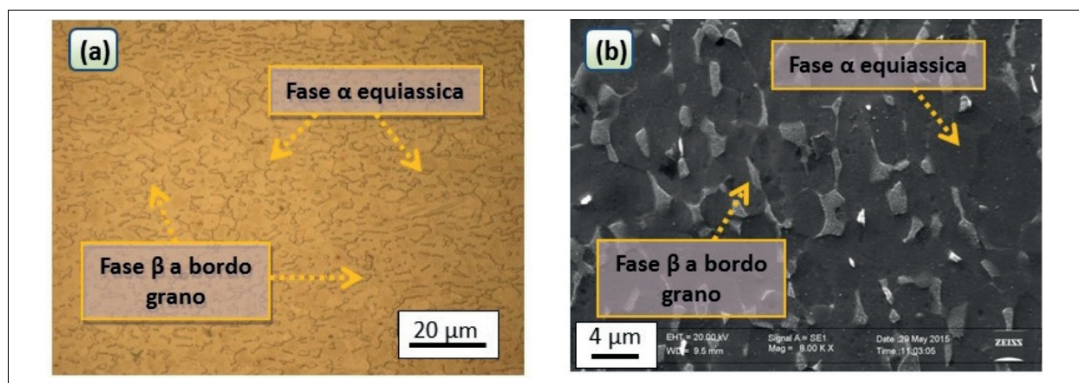


Fig. 2 - Micrografia a) ottica e b) SEM della lega Ti-6Al-4V come ricevuta.

La microstruttura è caratterizzata da grani α e fase β a bordo grano.

a) Optical and b) SEM micrographs of Ti-6Al-4V as received.

The microstructure is characterized by α grains and β phase at grain boundaries

Anche la lega di AA5754, è stata fornita nello stato ricotto (Fig. 3a). La sua microstruttura risulta caratterizzata dalla presenza di numerose seconde fasi (Fig. 3b,c) che sono state identificate sulla base dello stato dell'arte [22,23,24]. In particolare le particelle di forma aciculare grigio chiaro sono composti $(\text{Fe,Mn})\text{Al}_6$, mentre quelle tondeggianti grigio scuro sono $(\text{Fe,Mn})_3\text{SiAl}_{12}$.

Queste ultime sono molto fragili e possono frantumarsi durante il processo di lavorazione meccanica. Le particelle scure più grandi sono Mg_2Si mentre quelle più piccole Mg_2Al_3 . In accordo con [25], in alcuni casi dopo ricottura le particelle Mg_2Si possono nucleare sui composti di Fe. La lega presenta un valore di micro durezza Vickers pari a $\text{HV}_{1/15} 60,0 \pm 0,8\text{HV}$.

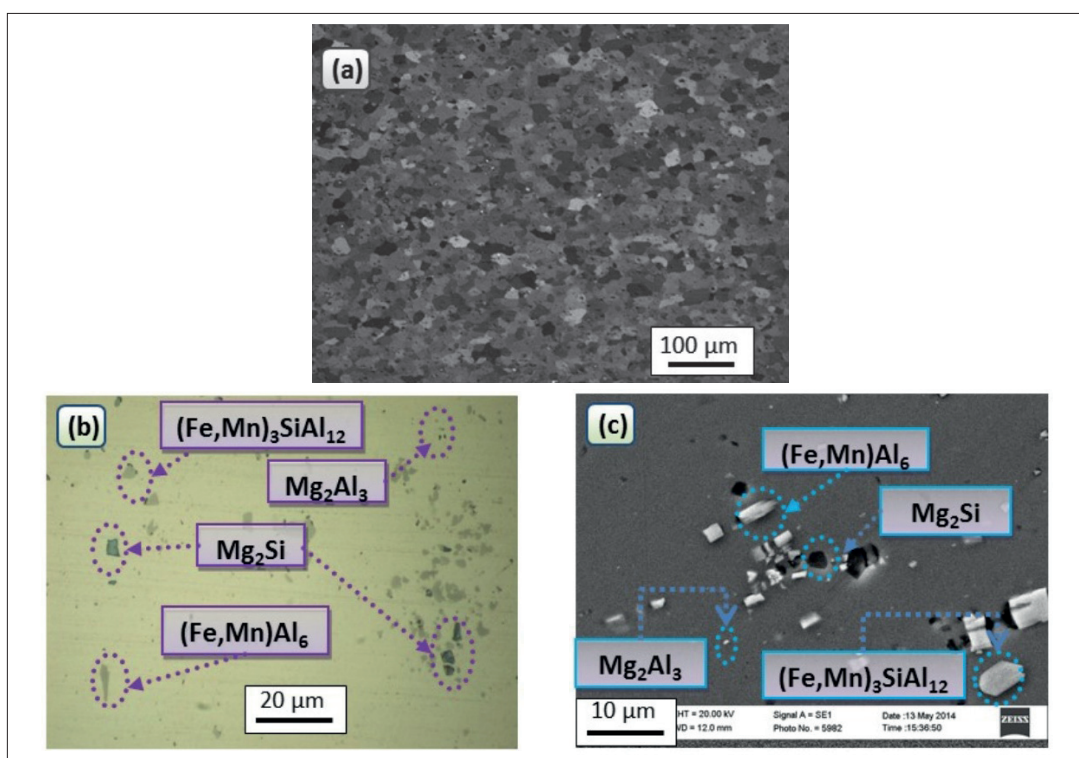


Fig. 3 - Micrografia della lega AA5754 come ricevuta a) in luce polarizzata dopo anodizzazione in cui è evidente la microstruttura a grani equiassici, b) ottica e c) SEM. Sono evidenziate le particelle di forma aciculare $(\text{Fe,Mn})\text{Al}_6$, le particelle tondeggianti $(\text{Fe,Mn})_3\text{SiAl}_{12}$, le particelle scure più grandi Mg_2Si e quelle più piccole Mg_2Al_3 .

Microstructure of the as received AA5754 alloy: a) Polarized light micrograph after anodizing showing equiaxed grains, b) optical and c) SEM micrographs. The acicular shaped particles $(\text{Fe,Mn})\text{Al}_6$, the rounded particles $(\text{Fe,Mn})_3\text{SiAl}_{12}$, the largest dark Mg_2Si particles and the smaller ones Mg_2Al_3 are highlighted.

Macrostruttura, microstruttura e difettosità

La macrostruttura delle sezioni trasversali dei giunti s1, s2, s3 ed s4 dopo preparativa metallografica standard e senza attacco chimico è visibile in Fig. 4. Tutti i giunti esibiscono una completa penetrazione del keyhole. La sporadica presenza di pori nella zona fusa indica stabilità del keyhole [26].

In seguito ad attacco chimico tutti i giunti risultano caratterizzati da due zone di fusione, una dal lato Ti e una dal lato Al (Fig. 5a) indicando che i parametri di processo utilizzati determinano sempre la fusione della lega di Alluminio. Nella zona centrale di contatto tra le due si sviluppa uno strato di composti IMC. Le ZTA di entrambe le leghe poste tra le rispettive zone di fusione e il materiale base [27] sono state chiaramente osservate (Fig. 5a).

Per il giunto s3 è stata osservata anche una terza ZTA all'interfaccia tra le due zone fuse, evidenziata in bianco in Figura 5b. In quella zona la lega di Titanio non fonde ma il calore smaltito attraverso essa porta comunque a fusione la lega di Alluminio.

La Figura 6 mostra, dopo attacco chimico (Fig. 6a) e anodizzazione (Fig. 6b), la microstruttura della ZF del lato Al. La zona di fusione esibisce una microstruttura dendritica fine a causa dell'elevata velocità di raffreddamento (Fig. 6a). La morfologia delle dendriti è colonnare per via del basso grado di sottoraffreddamento costituzionale. Le dendriti crescono in direzioni cristallografiche parallele alla direzione del flusso di calore dando origine a grani colonnari (Fig. 6b) [27,28,29].

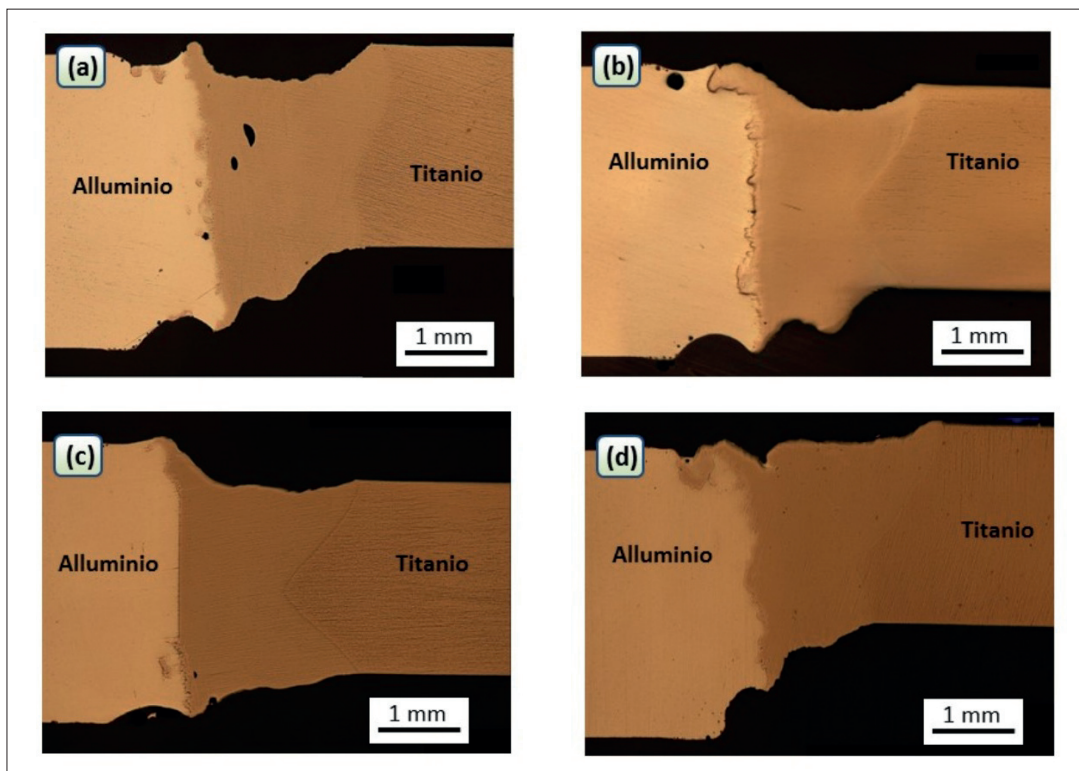


Fig. 4 - Macrografie ottiche delle sezioni trasversali dei giunti dissimili: a) s1; b) s2; c) s3; d) s4
Optical macrographs of the joints cross sections: a) s1; b) s2; c) s3; d) s4

La microstruttura della ZF del lato Ti è prevalentemente martensitica di tipo aciculare (α') [30] e caratterizzata da grani colonnari (Fig. 7a,b). In accordo con quanto riportato in letteratura [4,30], la microstruttura delle zone fuse della lega Ti-6Al-4V saldate via laser in regime di keyhole tende infatti ad essere completamente martensitica per via delle elevate velocità di raffreddamento dal

campo β . Nella ZTA la microstruttura è interessata da un ciclo termico che al riscaldamento comporta un incremento della fase β (in misura maggiore in prossimità della ZF). Tale trasformazione non è mai completa a causa del breve tempo di permanenza in temperatura, quindi al raffreddamento la microstruttura della ZTA è solo in parte martensitica.

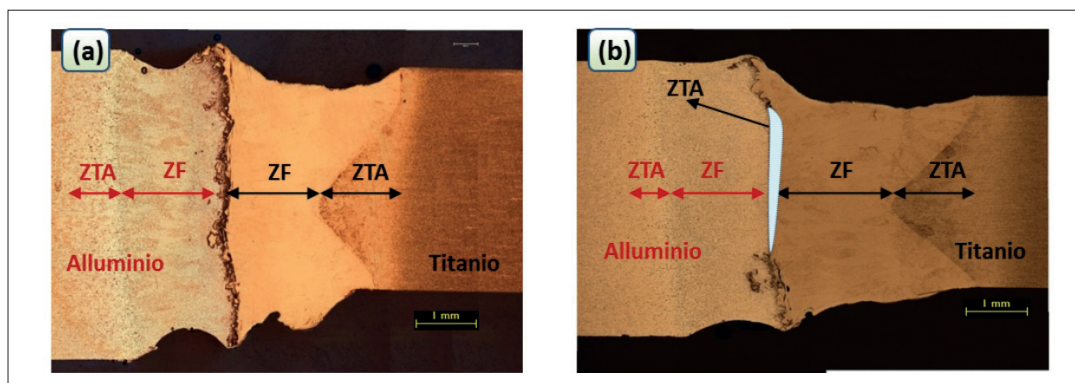


Fig. 5 - Macrografie delle sezioni trasversali dei giunti a) s2 e b) s3 con indicazione delle diverse zone di interesse. In bianco è evidenziata la ZTA all'interfaccia tra le due zone fuse rilevata nel giunto s3
Macrographs showing FZ and HAZ of the a) s2 and b) s3 joints cross sections. Particularly the HAZ at the interface between Aluminum and Titanium FZ in the s3 joint is highlighted

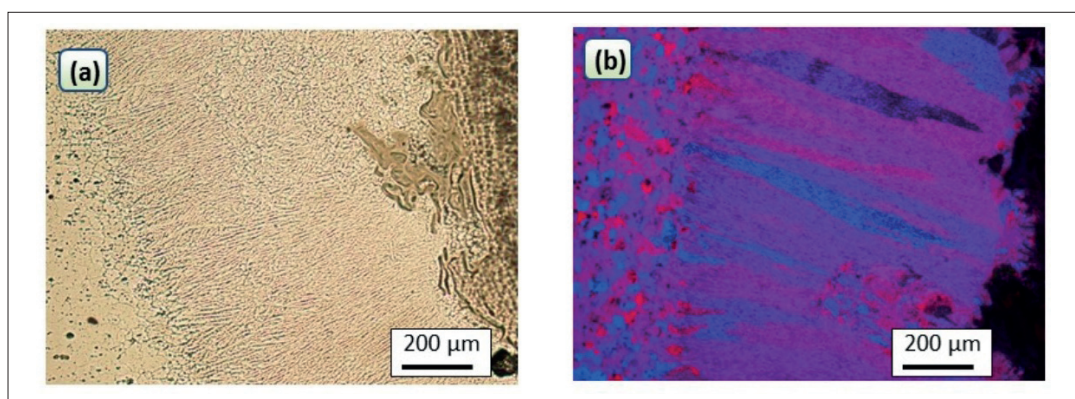


Fig. 6 - Micrografie ottiche della ZF del lato Al: a) in campo chiaro e b) in luce polarizzata. Si distingue chiaramente la struttura dendritica e i grani colonnari
Micrographs of the Aluminum alloy FZ showing a) dendritic microstructure and b) columnar grains

Il profilo di durezza ottenuto a metà spessore nella sezione trasversale del giunto s2 è riportato in Figura 8. Esso è comune a tutti i giunti analizzati. Il suo andamento riflette l'analisi microstrutturale discussa precedentemente. La durezza della ZF del Ti, caratterizzata da una microstruttura prevalentemente martensitica è maggiore rispetto a quella della rispettiva ZTA, dove, come discusso, la microstruttura è mista e solo in parte martensitica.

Questo risultato è in accordo con quanto riportato in letteratura [30,31]. In particolare la durezza della ZTA decresce al ridursi del contenuto di martensite cioè all'aumentare della distanza dalla ZF. La ZF del lato Al non esibisce invece una significativa variazione di durezza rispetto alla ZTA e al materiale base in accordo con [27].

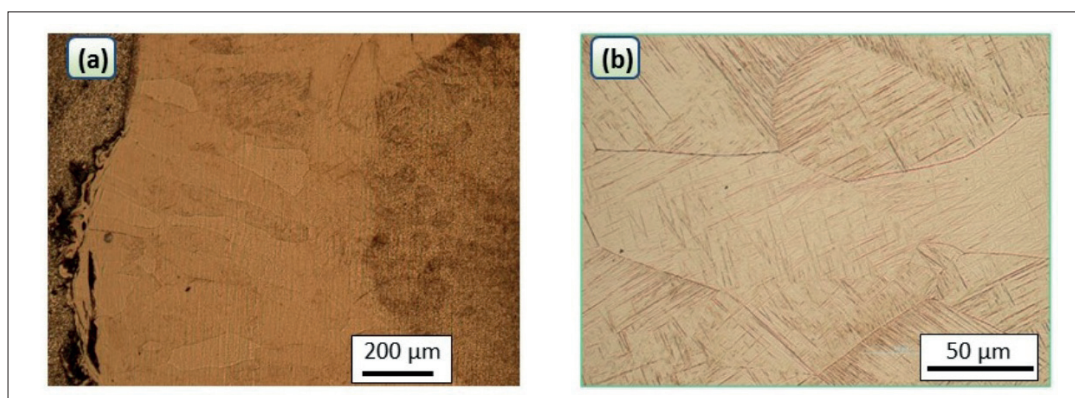


Fig. 7 - Micrografie ottiche della ZF del lato Ti ad a) 100X e b) 500X che evidenziano la microstruttura martensitica di questa zona.
Optical micrographs of the Titanium FZ at a)100X and b) 500X showing martensitic microstructure.

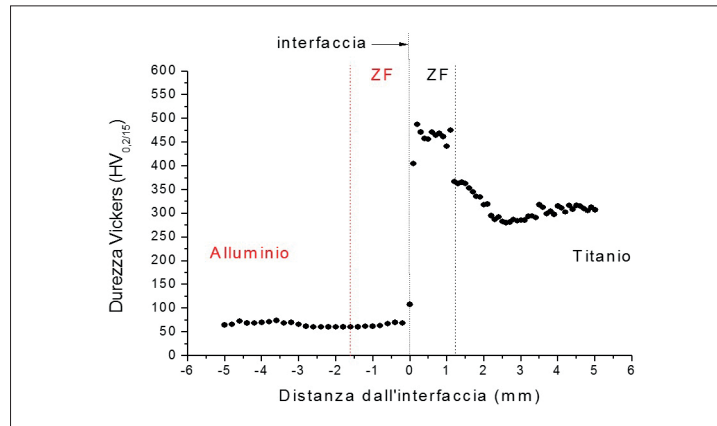


Fig. 8 - Profilo di micro-durezza a metà spessore nella sezione trasversale del giunto s2.
Micro hardness profile at half a thickness of the s2 joint cross section.

Nella zona fusa della AA5754 (Fig. 9) si osservano inoltre isole di lega di Titanio dovute all'inglobamento della lega di Ti in quella di Alluminio promossa dai moti del fuso all'interfaccia e alla rapida solidificazione del giunto [11].

Tutti i cordoni di saldatura esibiscono spessore disomogeneo (Fig. 4). Le zone fuse relative alla lega di Alluminio e a quella di Titanio esibiscono un profilo concavo nella parte superiore del cordone che origina dall'interfaccia con i rispettivi materiali base (Fig. 4, 10). La zona fusa della lega di Alluminio esibisce lo stesso tipo di profilo anche alla radice. L'entità di tale difetto è stata misurata come distanza del punto di minimo delle scanalature dalle tangenti alla superficie superiore e inferiore della lamiera di Alluminio (sigla R_{SA} e R_{IA} in Fig. 10a) e dalla tangente alla superficie superiore del laminato in lega di Titanio (sigla R_T in Fig. 10a). Per il lato Ti tale difettosità è dovuta ai moti della pozza fusa coinvolti nella formazione del keyhole e alla perdita di materiale liquido dalla zona fusa principalmente per evaporazione

e per splattering (schizzi) [2]. Il difetto risulta maggiore per il giunti processati a maggiore energia di linea mentre si riduce fino a quasi scomparire per più basse energie di linea (Fig. 10b) in accordo con quanto riportato in letteratura [2]. Dal lato Al il profilo concavo è dovuto al coinvolgimento del metallo fuso nei moti convettivi indotti dalla formazione del keyhole [2,11,32]. Indicando con R_A (Fig. 10a) la somma della concavità superiore e inferiore ($R_A = R_{SA} + R_{IA}$), si osserva che, la riduzione dell'energia di linea porta a una riduzione del difetto (Fig. 10b). La riduzione della distanza di offset, a parità di energia di linea, determina invece un maggior coinvolgimento della lega di Alluminio nei moti convettivi del keyhole e quindi un aumento della difettosità (Fig. 10c) nel lato Alluminio. La variazione della sola distanza di offset non influenza l'entità del difetto del lato Ti che rimane praticamente costante (Fig. 10c) poiché non altera le cause da cui esso origina [2].

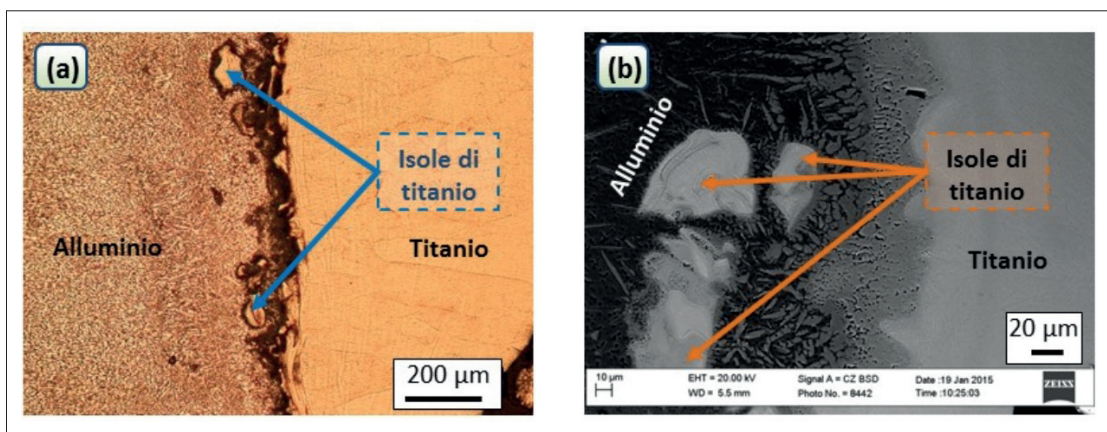


Fig. 9 - Micrografia a) ottica e b) elettronica in cui è possibile osservare isole di Titanio immerse nella matrice di Al.
a) Optical and b) SEM micrographs showing titanium islands in the Al matrix.

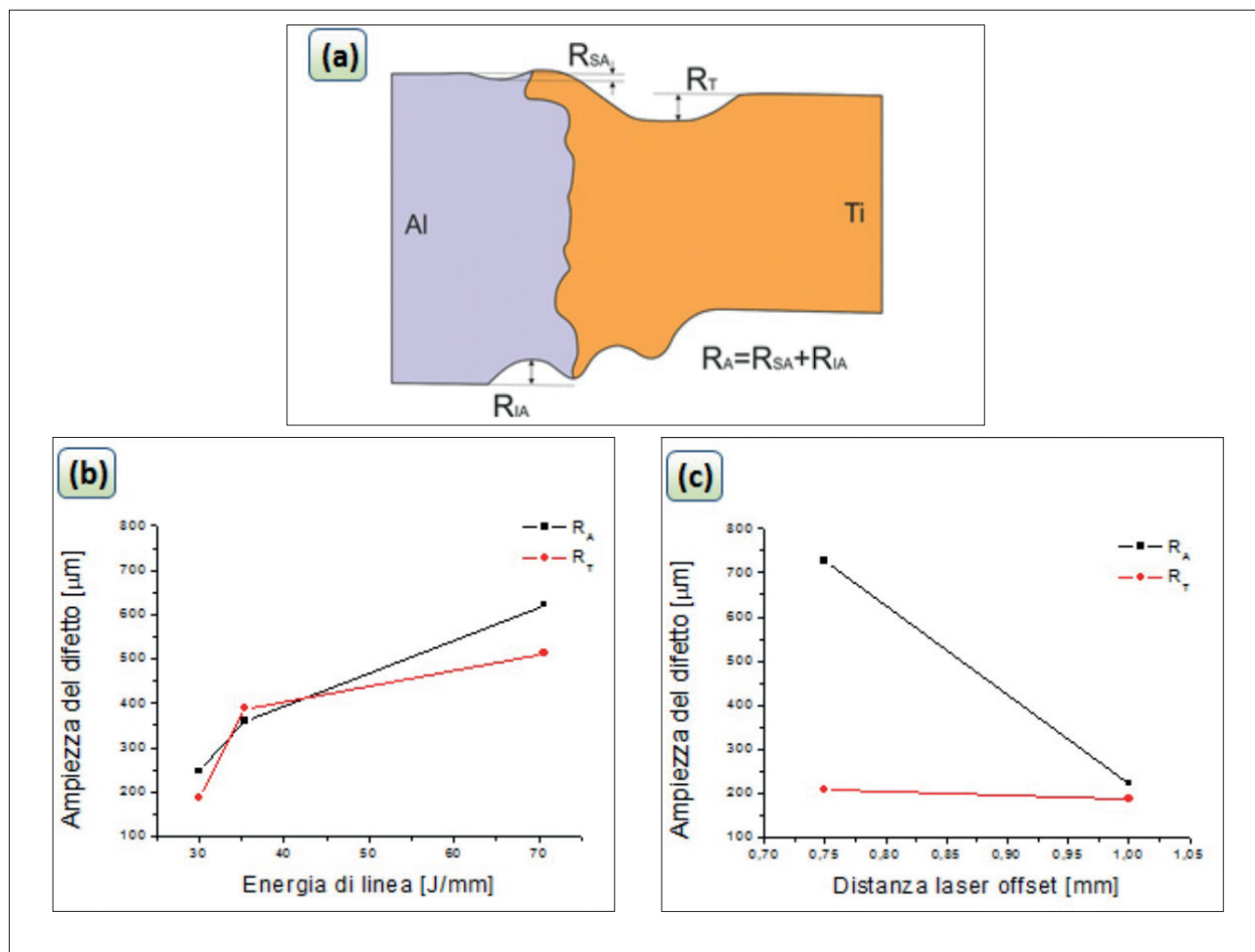


Fig. 10 - a) Definizione geometrica dei difetti nel lato Ti (R_T) e nel lato Al ($R_A = R_{SA} + R_{IA}$), b) variazione dell'ampiezza di R_T e R_A al variare dell'energia di linea, c) variazione dell'ampiezza di R_T e R_A al variare della distanza di offset.

a) Defects evaluations in the Titanium (R_T) and Aluminum ($R_A = R_{SA} + R_{IA}$) FZ; b) R_T and R_A values versus line energy and c) R_T and R_A values versus offset distance.

Microstruttura all' interfaccia

Lo strato di IMC assume differente morfologia (curvilinea o lineare) al variare dell'energia di linea e della distanza di offset (Fig. 11). L'energia di linea rappresenta la quantità di calore fornita dal fascio laser. Confrontando la microstruttura all'interfaccia dei giunti s1, s2 ed s3 (che presentano lo stesso offset ma energia di linea decrescente) si può osservare come per alti valori dell'energia di linea (s1 e s2) la zona fusa del Titanio si estende fino l'interfaccia provocando il coinvolgimento del lato Al che, probabilmente, giunge a fusione contemporaneamente alla zona

investita dal fascio laser. Il conseguente mescolamento delle due leghe fuse genera una geometria irregolare dello strato di IMC. Nella zona centrale del giunto s3, processato all'energia di linea più bassa a parità di offset, il calore viene trasmesso al lato Alluminio dalla lega di Ti allo stato solido (tramite la ZTA di interfaccia evidenziata in Fig. 5b). In questo caso si genera un'interfaccia lineare (Fig. 11c) per l'assenza di mescolamento. Nello stesso giunto (Fig. 4c), nelle zone superiori ed inferiori la forma dello strato di IMC è più curvilinea e simile alla morfologia dei giunti s1 ed s2.

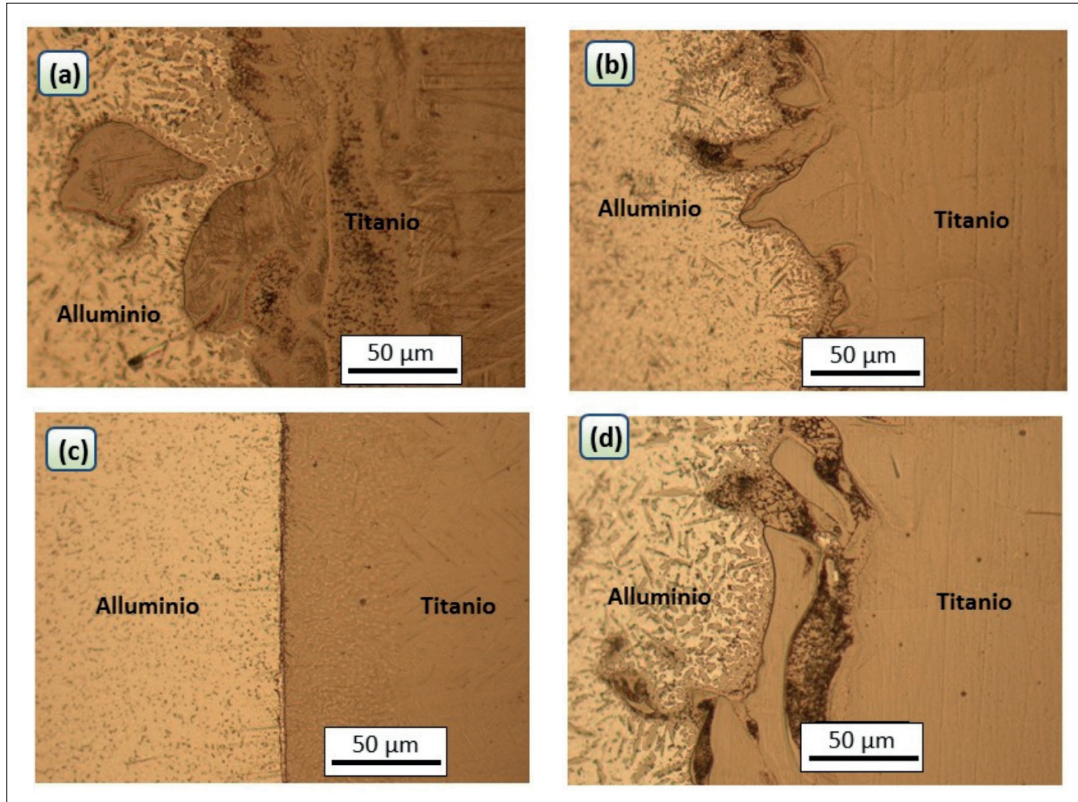


Fig. 11 - Micrografie ottiche a metà spessore della zona d'interfaccia nella sezione trasversale dei giunti a) s1, b) s2, c) s3 e d) s4.
Optical micrographs of the IMC layer at half a thickness of a) s1, b) s2, c) s3 and d) s4 joints

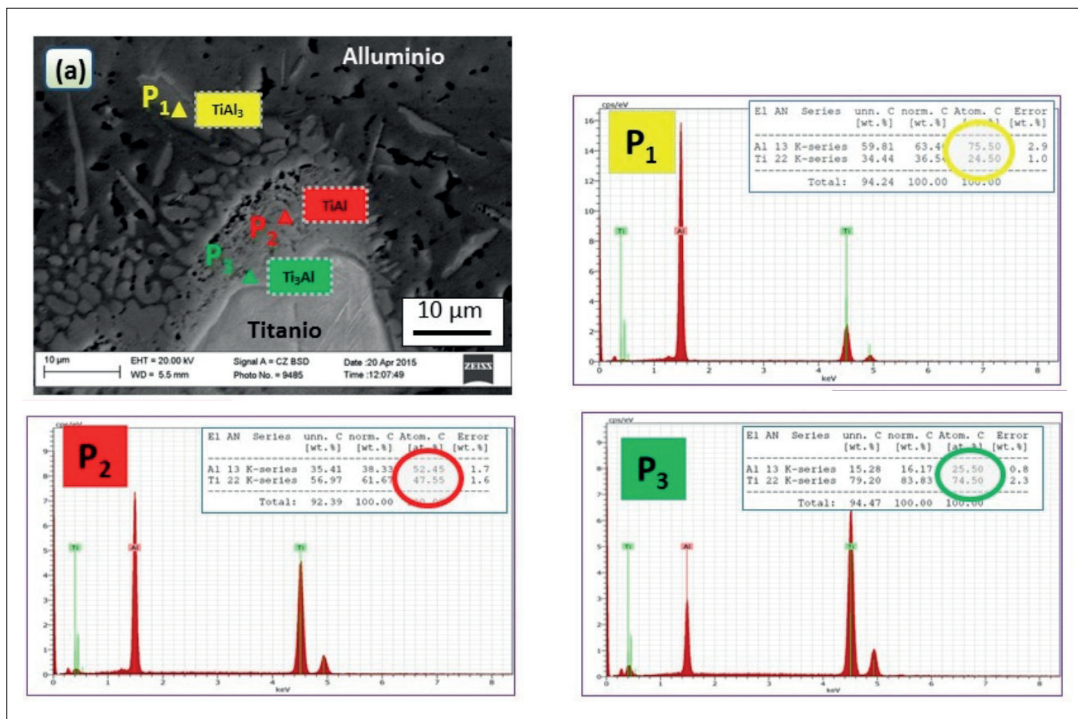


Fig. 12 - Micrografia SEM della zona d'interfaccia del giunto s2 e risultati dell' analisi composizionale puntuale (EDS) nei punti P₁, P₂ e P₃.
SEM micrograph of the IMC zone in the s2 joint cross section and EDS analysis results in the highlighted points P₁, P₂, P₃.

Lo stesso effetto indotto dall'aumento dell'energia di linea sulla regolarità dell'interfaccia IMC ha la riduzione distanza di offset. Infatti, sia l'aumento della energia di linea che la riduzione della distanza di offset (a parità di energia di linea) determinano un aumento della temperatura all'interfaccia. Conseguentemente, riducendo la distanza di offset da 1mm a 0.75mm (giunti s3 ed s4 in Fig. 11c,d) si favorisce il mescolamento delle leghe all'interfaccia e quindi l'ottenimento di un interfaccia IMC curvilinea (Fig. 11d).

L'analisi EDS (Fig. 12) in vari punti dello strato di interfaccia ha consentito di individuare la composizione degli IMC. In ogni giunto analizzato lo strato di interfaccia risulta costituito dai composti $TiAl_3$ (punto P_1 in Fig. 12, percentuali atomiche di Ti e Al in rapporto a 1:3), $TiAl$ (punto P_2 in Fig. 12) e Ti_3Al (punto P_3 in Fig. 12). Tra questi, $TiAl$ e Ti_3Al si separano al di sopra della temperatura di β transus (995°C) mentre il composto Al_3Ti a temperature prossime o leggermente inferiori alla β transus [33]. Inoltre dall'analisi EDS si rileva anche la distribuzione dei precipitati di interfaccia. In particolare, in prossimità della matrice di Alluminio nucleano i composti $TiAl_3$, in accordo con quanto riportato in letteratura [6, 11, 26]. I composti Ti_3Al caratterizzano la zona più prossima al lato Ti su cui nucleano, mentre i composti $TiAl$ sono stati osservati in genere in posizione intermedia tra i $TiAl_3$ e i Ti_3Al (Fig. 12).

CONCLUSIONI

La caratterizzazione di giunti laser AA5754/Ti-6Al-4V processati a differenti energie di linea e distanze di offset ha portato alle conclusioni di seguito riassunte:

1. Tutti i giunti analizzati presentano una completa penetrazione del keyhole. Con i parametri di processo utilizzati, la giunzione si verifica principalmente per interazione allo stato liquido delle due leghe.
2. Le zone fuse delle due leghe sono caratterizzate da una microstruttura a grani colonnari. Per il lato Ti, la microstruttura della ZF è prevalentemente martensitica mentre quella della ZTA è solo parzialmente martensitica. Come conseguenza la durezza del giunto è massima nella ZF della lega di Ti e decresce gradualmente dalla linea di fusione verso il MB. La ZF del lato Al non esibisce invece una significativa variazione di durezza rispetto alla rispettiva ZTA e al materiale base.
3. Tutti i cordoni di saldatura esibiscono spessore disomogeneo. La disomogeneità aumenta con l'energia di linea.
4. Lo strato di intermetallici esibisce una morfologia maggiormente curvilinea ed irregolare all'aumentare dell'energia di linea o al ridursi della distanza di offset. Tale strato risulta caratterizzato da composti $TiAl_3$, $TiAl$ e Ti_3Al . I composti Ti_3Al nucleano sul lato Ti, i composti $TiAl_3$ nella zona più prossima alla lega di Alluminio.

RIFERIMENTI BIBLIOGRAFICI

[1] G.Lutjering, J.C.Williams, Titanium, Springer (2003)
 [2] Handbook of laser welding technologies, Woodhead Publishing Limited, (2013)
 [3] I.Tomashchuka, P.Sallamanda, E.Cicalaa, P.Peyreb, D.Greveyaa, Direct keyhole laser welding of aluminum alloy AA5754 to titanium alloy Ti6Al4V, Journal of Materials Processing Technology, 217 (2015) 96–104

[4] Pei-quan Xu, Leijun Li, Chunbo (Sam) Zhang, Microstructure characterization of laser welded Ti-6Al-4V fusion zones, Materials Characterization, 87 (2014) 179 – 185
 [5] Kobryn PA, Semiatin SL., Microstructure and texture evolution during solidification processing of Ti-6Al-4V, J Mater Process Technol, 135 (2003) 330-339
 [6] Cao X, Jahazi M., Effect of welding speed on butt joint quality of Ti-6Al-4V alloy welded using a high-power Nd:YAG laser, Opt Lasers Eng, 47 (2009) 1231–1241
 [7] Kelly SM, Kampe SL. Microstructural evolution in laser-deposited multilayer Ti-6Al-4V builds: part I, Microstructural characterization. Metall Mater Trans A, 35A (2004) 1861–1867.
 [8] Dinda GP, Song L, Mazumder J. Fabrication of Ti-6Al-4V scaffolds by direct metal deposition, Metall Mater Trans A, 38A (2008) 2914–2922
 [9] P.Leo, G.Renna, G.Casalino, A.G.Olabi, Effect of power distribution on the weld quality during hybrid laser welding of an Al–Mg alloy, Optics & Laser Technology, 73(2015)118–126
 [10] P.Leo, S.D'Ostuni, G.Casalino, Hybrid welding of AA5754 annealed alloy: Role of post weld heat treatment on microstructure and mechanical properties, Materials and Design 90 (2016) 777–786
 [11] G.Casalino, M.Mortello, P.Peyre, Yb–YAG laser offset welding of AA5754 and T40 butt joint, Journal of Materials Processing Technology, 223 (2015) 139–149.
 [12] N.Bailey ed, Welding dissimilar metals. The Welding Institute, Cambridge, Great Britain, (1986)
 [13] Aiping Wu, Zhihua Song, Kazuhiro Nakata, Jinsun Liao, Li Zhou, Interface and properties of the friction stir welded joints of titanium alloy Ti6Al4V with aluminum alloy 6061, Materials and Design, 71 (2015) 85–92
 [14] Ren Jiangwei, Li Yajiang, Feng Tao, Microstructure characteristics in the interface zone of Ti/Al diffusion bonding, Materials Letters, 56 (2002) 647– 652
 [15] Tadashi Takemoto, Ikuo Okamoto, Intermetallic compounds formed during brazing of titanium with aluminium filler metals, Journal of Materials Science, 23 (1988) 1301-1308
 [16] E.S.Ege, O.T.Inal, Stability of interface in explosively welded Aluminium Titanium laminates, Journal of Materials Science Letters, 19 (2000) 1533-1535
 [17] W.V.Vaidya, M.Horstmann, V.Ventzke, B.Petrovski, M.Kocak, R.Kocik, G.Tempus, Improving interfacial properties of a laser beam welded dissimilar joint of aluminium AA6056 and titanium Ti6Al4V for aeronautical applications, J Mater Sci, 45 (2010) 6242–6254
 [18] Zhihua Song, Kazuhiro Nakata, Aiping Wub, Jinsun Liao Interfacial microstructure and mechanical property of Ti6Al4V/AA6061 dissimilar joint by direct laser brazing without filler metal and groove, Materials Science & Engineering, 560 (2013) 111–120
 [19] Yanbin Chen, Shuhai Chen, Liqun Li, Influence of interfacial reaction layer morphologies on crack initiation and propagation in Ti/Al joint by laser welding–brazing, Materials and Design, 31 (2010) 227–233
 [20] Shuhai Chen, Liqun Li, Yanbin Chen, Jingmin Dai, Jihua

- Huang, Improving interfacial reaction nonhomogeneity during laser welding–brazing aluminum to titanium, *Materials and Design*, 32 (2011) 4408–4416
- [21] M.Kreimeyer, F.Wagner, F.Vollertsen, Laser processing of aluminium/titanium tailored blanks, *Optics and Lasers in Engineering*, 43 (2005) 1021–1035
- [22] Sundaram Kumar, Hari Babu Nadendla, Geoff M. Scamans, Dmitry G. Eskin, Zhongyun Fan, Solidification behaviour of an AA5754 Al alloy ingot cast with high impurity content, *IJMR_MK110760 – 28.2.12/stm media köthen*.
- [23] V. Raghavan, Phase Diagram Evaluations: Section II, *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*, 26 (2005) 171–172.
- [24] *Aluminium and Aluminium alloys*, ASM International, (1992)
- [25] O.Engler, Z.Liu, K.Kuhnke, Impact of homogenization on particles in the Al-Mg-Mn alloy AA5454-Experiment and simulation, *Journal of Alloys and Compounds*, 560 (2013) 111–122.
- [26] M.Pastor, H. Zhao, RP.Martukanitz, T.DebRoy Porosity, underfill and magnesium loss during continuous wave Nd:YAG laser welding of thin plates of aluminum alloys 5182 and 5754, *American Welding Society Miami, FL, USA*, (1999) 207–16.
- [27] R.W. Messler, *Principles of Welding*, Wiley-VCH, 2004
- [28] D.A. Porter, K.E. Easterling, *Phase Transformations in Metals and Alloys*, Chapman & Hall, 1992.
- [29] J.D. Verhoeven, *Fundamentals of Physical Metallurgy*, Wiley, 1975
- [30] E.Akman, A.Demir, T.Canel, T.Sinmazcelik, Laser welding of Ti6Al4V titanium alloys, *Journal of materials processing technology*, 209 (2009) 3705–3713
- [31] Shaogang Wang, Xinqiang Wu, Investigation on the microstructure and mechanical properties of Ti-6Al-4V alloy joints with electron beam welding, *Materials and Design*, 36 (2012) 663–670
- [32] B.Majumdar, R.Galun, A.Weisheit, B.L.Mordike, Formation of a crack-free joint between Ti alloy and Al alloy by using a high-power CO2 laser, *Journal of Materials Science*, 32 (1997) 6191
- [33] U.R.Kattner, J.C.Lin, Y.A.Chang, Thermodynamic Assessment and Calculation of the Ti-Al System, *Metall. Trans. A* 23 (1992) 2081.

Microstructure and defects in AA5754/Ti-6Al-4V laser weldings

KEYWORDS: AA5754 - Ti6Al4V - DISSIMILAR ALLOYS LASER WELDINGS - WELDS MICROSTRUCTURE - WELDS DEFECTS - Ti-Al INTERFACE LAYER

This study aims to characterize butt joints between AA5754 and Ti-6Al-4V alloy processed through laser welding. The joints were welded by focusing the laser beam on the titanium alloy at two different offset distances of 0.75mm and 1mm. The line energy (ratio between laser power and feed rate) was changed on three levels (30.0 J / mm, 36 J / mm and 72 J / mm). The welds microstructure and defects were analysed. All the joints exhibited a complete keyhole penetration. The fusion zone (FZ) of the titanium alloy extends up to the aluminium interface leading to melt the AA5754 alloy. The heat-affected zones (HAZ) of the two alloys were clearly distinguished. The FZ microstructure of the Ti alloy was mainly

martensitic while that of the Titanium HAZ was only partially martensitic. As a consequence, the highest hardness values of the joints were found in the titanium FZ. Then the hardness gradually decreases in the Titanium HAZ as the distance from the fusion line increases. A thin layer of intermetallic compounds (IMC) of different stoichiometry was found at the interfaces between Aluminium and Titanium FZ. Particularly $TiAl_3$, $TiAl$ and Ti_3Al compounds were identified. The layer morphology changes with process parameters becoming highly irregular and curved at the highest line energy and lowest offset distance. All the welding seams exhibited uneven thickness. The inhomogeneity increases with line energy.