

Saldatura e trattamento termico laser di acciai inossidabili bifasici

E. Capello, M. Castelnovo, B. Previtali, M. Vedani

Nonostante la loro continua diffusione, la saldatura laser degli acciai inossidabili bifasici rimane un processo molto critico, a causa del decadimento delle proprietà meccaniche e di resistenza alla corrosione che si verifica nel giunto. Presentiamo qui un procedimento innovativo di trattamento laser localizzato in grado di ripristinare le proprietà meccaniche e la resistenza alla corrosione del giunto inossidabile bifasico saldato laser del tipo SAF 2205.

Parole chiave: acciai inossidabili austenitici, trattamenti termici, modellazione

INTRODUZIONE

Gli acciai inossidabili bifasici hanno trovato un'ampia diffusione negli ultimi anni grazie alle loro ottime caratteristiche meccaniche e alla loro buona resistenza alla corrosione unitamente al loro basso costo. La combinazione tra buona resistenza meccanica e alla corrosione in un campo di temperature compreso fra -50°C e $+250^{\circ}\text{C}$ è una importante proprietà che li rende particolarmente apprezzati per l'impiego in applicazioni chimiche e petrolchimiche. In questi e in molti altri campi di applicazione, gli acciai inossidabili bifasici sono oggi i più importanti competitori degli acciai inossidabili austenitici.

I moderni acciai inossidabili bifasici sono inoltre facilmente saldabili per mezzo delle comuni tecniche per fusione, anche se a causa della necessità di garantire una struttura correttamente bilanciata e della loro complessa metallurgia talvolta il processo di saldatura risulta leggermente più sofisticato rispetto agli acciai inossidabili austenitici.

Per garantire la miglior combinazione fra resistenza meccanica e resistenza alla corrosione, è comunemente accettato che il rapporto tra la ferrite e l'austenite deve essere il più possibile prossimo a valore di 1:1. Questo corretto bilanciamento tra le due fasi è generalmente ottenuto mediante un attento dosaggio degli elementi in lega ed un'appropriata scelta del trattamento termico di tempra di soluzione. Tuttavia, nel caso in cui si voglia saldare laser acciai inossidabili bifasici, alcuni degli aspetti positivi evidenziati in precedenza vengono a mancare perché il basso apporto termico tipico di questo processo (al quale sono associati cicli termici estremamente rapidi) non permette alla ferrite primaria di trasformarsi in austenite durante il raffreddamento in fase solida.

Infatti, gli acciai inossidabili bifasici generalmente solidificano con una struttura completamente ferritica e l'austenite nuclea allo stato solido a bordo del grano ferritico durante il raffreddamento. La quantità di austenite presente sarà quindi funzione delle condizioni di raffreddamento del giunto ed in particolare tanto maggiore è la velocità di raffreddamento, tanto minore è la quantità di austenite risultante nel giunto solidificato.

Per bilanciare il dannoso effetto dei rapidi cicli termici prodotti dalla saldatura laser si possono utilizzare fili d'apporto ricchi di elementi austenitizzanti come pure gas di copertura

del bagno di fusione ricchi in azoto per promuovere la formazione della fase austenitica [1-4].

Un secondo aspetto di notevole importanza per la metallurgia dei inossidabili bifasici riguarda la precipitazione di fasi intermetalliche. Evitare la formazione di queste fasi nella zona fusa e nella zona termicamente alterata diventa particolarmente difficoltoso con l'aumentare del contenuto di elementi in lega e può diventare un problema non banale da risolvere nel caso in cui si saldino acciai inossidabili superduplex. Per considerazioni di carattere termodinamico e pratico è comunemente accettato che una grande varietà di queste fasi intermetalliche possano essere prodotte dal processo di saldatura in un campo di temperature compreso tra 400°C e 1200°C . La precipitazione di tali fasi può essere la conseguenza di condizioni di saldatura improprie come eccessivi surriscaldamenti, insufficienti velocità di raffreddamento e abbondanti post-riscaldi durante saldature a più passate. Le più importanti fasi secondarie che si possono formare durante la permanenza dell'acciaio a temperature superiori a 500°C sono le fasi σ , χ , i nitruri di cromo e l'austenite secondaria [2,5-13]. In aggiunta, in un intervallo di temperatura centrato attorno ai 475°C si ha la decomposizione spinodale della ferrite primaria in ferrite α' causante fenomeni di fragilità nel cordone [14-17]. In letteratura è stato dimostrato che per acciai inossidabili superduplex [1,5,6], il tempo necessario alla formazione di fasi indesiderate ad alta temperatura e confrontabile con quello imposto dalle comuni tecnologie di saldatura. Quindi, man mano che il tenore degli elementi in lega viene aumentato risulta sempre più difficile ottimizzare i cicli termici al fine di produrre saldature di qualità. Per contro, nei tradizionali acciai duplex (SAF 2205) la maggior stabilità microstrutturale ed un accurato controllo dei cicli termici o della composizione chimica dell'eventuale filo d'apporto, possono efficacemente prevenire la precipitazione di fasi secondarie indesiderate.

Malgrado la notevole quantità di conoscenza presente in letteratura sui processi di saldatura degli acciai inossidabili, sono disponibili informazioni limitate riguardo ai processi di saldature ad alta densità di energia su acciai inossidabili bifasici. Seppur con gli inconvenienti già discussi, gli acciai inossidabili bifasici sono agevolmente saldabili per mezzo della tecnologia laser che per contro offre caratteristiche uniche come la possibilità di effettuare con la stessa sorgente un trattamento termico post-saldatura per il recupero del corretto bilanciamento tra le fasi, variato a seguito della saldatura. Numerosi lavori hanno già dimostrato la possibilità di utilizzo di sorgenti laser per il trattamento termico degli acciai inossidabili. In questa memoria in particolare, si intende presentare un recente lavoro condotto sulla saldatura e il successivo trattamento termico laser di acciai inossidabili bifasici.

Edoardo Capello, Moreno Castelnovo, Barbara Previtali, Maurizio Vedani
Dipartimento di Meccanica, Politecnico di Milano

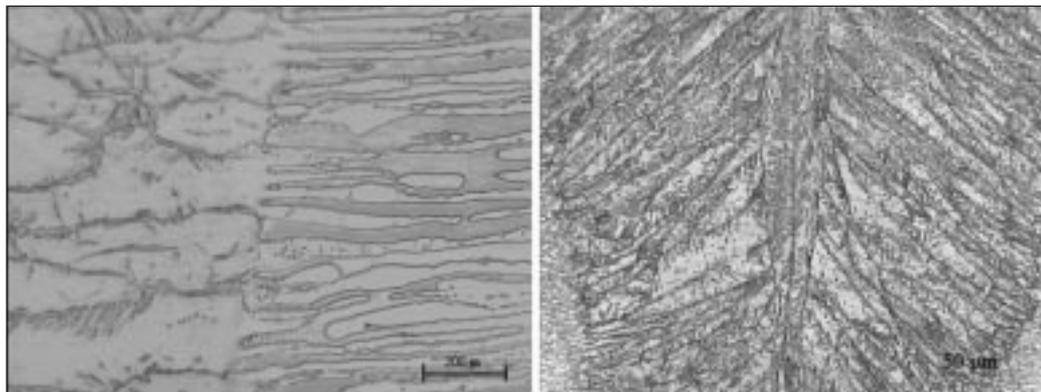


Fig. 1 – Micrografia di un cordone saldato laser in acciaio SAF 2205.

Fig. 1 – Micrograph of a laser welded bead in SAF 2205.

LE PROBLEMATICHE DELLA SALDATURA LASER DI ACCIAI INOSSIDABILI BIFASICI

Come è noto, esistono innumerevoli vantaggi che rendono la saldatura laser di forte attrattiva per il mondo industriale: densità di energia elevata, focalizzazione su aree di dimensioni ridotte, facile trasportabilità del fascio, velocità e produttività elevate.

Tuttavia, nel caso in cui si vogliano saldare gli acciai inossidabili bifasici alcuni degli aspetti positivi evidenziati in precedenza vengono a mancare a causa del ciclo termico di saldatura indotto.

Come risultato, la struttura che si ottiene a temperatura ambiente in un cordone laser è fortemente sbilanciata a favore della ferrite, che mediamente è attorno al 70-80 %. Inoltre anche la zona termicamente alterata (ZTA), sebbene non abbia raggiunto la fusione, risulta danneggiata dai cicli molto rapidi di raffreddamento presentando nuovamente uno sbilanciamento delle fasi a favore della ferrite. In Fig.1 si osserva la tipica microstruttura di un acciaio duplex saldato laser, in cui è possibile riconoscere all'interno del cordone di saldatura strutture quasi completamente ferritiche.

ACCORGIMENTI NELLA SALDATURA LASER DI ACCIAI INOSSIDABILI BIFASICI

Per evitare lo sbilanciamento delle fasi nel cordone saldato, vengono oggi utilizzati diversi accorgimenti, in funzione sia della destinazione del manufatto saldato, che delle sue dimensioni, nonché delle specifiche funzionali.

Tra le strategie comunemente adottate si ricordano: utilizzo di gas di assistenza ad alto potere austenitizzante, tipicamente azoto; saldatura con filo d'apporto, ricco di elementi austenitizzanti come fili in nichel; preriscaldamento dei lembi, per rendere più blandi i cicli di riscaldamento e raffreddamento; trattamento termico di solubilizzazione in forno statico o in linea.

Tutti gli accorgimenti elencati presentano, se confrontati l'un l'altro, vantaggi e svantaggi reciproci. L'utilizzo di gas di copertura austenitizzante si mostra poco efficace perché la solubilità dell'azoto è limitata ai primi strati del cordone saldato. Il filo d'apporto comporta una diminuzione della velocità di saldatura e realizza cordoni di dimensioni maggiori rispetto alla soluzione senza filo. Il trattamento in forno costringe a trattare l'intero componente e non solo la parte interessata dalla saldatura. Inoltre il trattamento in forno aggiunge al ciclo di produzione una fase in più, con il dispendio di tempi e costi conseguenti.

Recentemente si va affermando un nuovo processo di trattamento del cordone duplex saldato laser, che sfrutta le proprietà del fascio laser stesso. Si tratta di un trattamento termico laser post-saldatura, da eseguirsi localmente sulla superficie del cordone saldato. Lo stesso fascio laser impiegato in saldatura scorre sulla superficie saldata, che subisce un

ciclo termico di riscaldamento e raffreddamento opportunamente calibrato [26]. Il risultato consiste nella trasformazione allo stato solido di parte della ferrite presente nel cordone in austenite, trasformazione che nella condizione migliore può raggiungere la distribuzione originale 50% α -50% γ . Nel presente lavoro si riporta lo studio del trattamento termico laser a pieno spessore di un lamierino di 2.11 mm in acciaio inossidabile SAF2205 (UNS S32205) preventivamente saldato mediante laser. La scelta del materiale è ricaduta sul SAF2205 perché è uno degli acciai inossidabili bifasici commercialmente più diffuso ed utilizzato.

IL TRATTAMENTO TERMICO LASER POST-SALDATURA

Il trattamento termico laser post-saldatura è una tecnica che vorrebbe ricreare localmente un ciclo termico molto simile a quello del trattamento termico di solubilizzazione in forno, ovvero (Fig.2):

- portare il cordone di saldatura ormai solidificato alla temperatura di trattamento termico (indicativamente superiore a 1050°C per gli acciai inossidabili bifasici) ma evitandone la fusione superficiale;
- mantenere il cordone in temperatura per un tempo sufficientemente lungo tale da garantire la trasformazione parziale della ferrite in austenite;
- garantire un rapido raffreddamento ad opera del metallo limitrofo alla parte interessata dal passaggio del fascio laser. Grazie infatti al ridotto apporto termico del fascio laser e all'elevata capacità termica del materiale circostante la zona di saldatura, solitamente i cicli di raffreddamento sono sufficientemente rapidi da evitare la formazioni di fasi intermetalliche indesiderate (quali la famigerata fase σ).

Per effettuare il ciclo termico descritto in Fig.2, occorre disporre di una sorgente laser idonea. In particolare, rispetto al

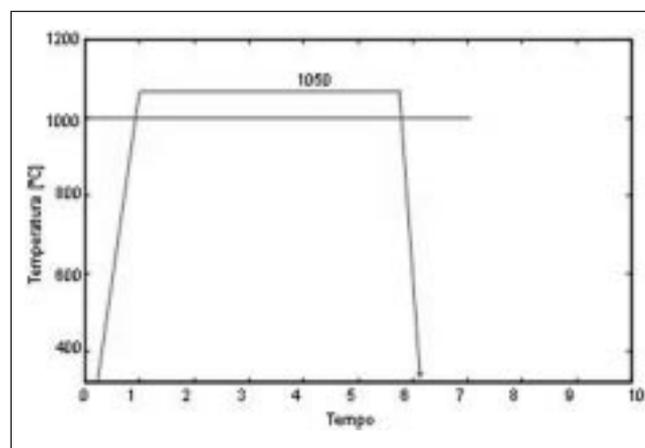


Fig. 2 – Ciclo termico di solubilizzazione.

Fig. 2 – Thermal solubilisation treatment.

Fig. 3 – Specchio integratore.

Fig. 3 – Integration mirror.



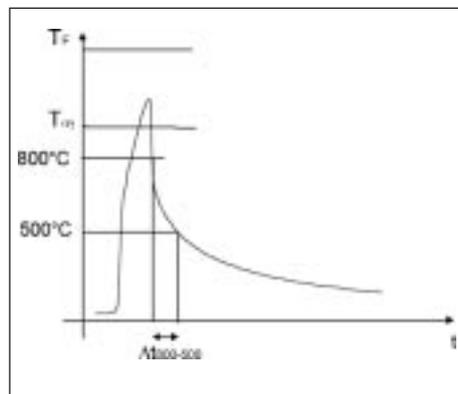
fascio laser di saldatura, solitamente costituito da un fascio gaussiano, occorre che l'energia del fascio sia uniformemente distribuita all'interno dello spot di trattamento che deve avere dimensioni opportune. Per questa ragione, nel caso di sorgenti laser CO₂ di potenza, si utilizzano dispositivi progettati ad hoc, quali specchi integratori. Questi dispositivi sono in grado di riprodurre sulla superficie del pezzo, a partire da un fascio circolare gaussiano, una distribuzione di potenza uniforme e rettangolare. In Fig.3 si mostra lo specchio integratore utilizzato nella sperimentazione, che consente di ottenere spot rettangolari di dimensioni 8x16 mm.

Come illustrato in Fig.4 il trattamento laser consiste nel far scorrere sulla superficie superiore del pezzo il fascio laser lungo la mezziera del cordone di saldatura. Contemporaneamente la zona di trattamento viene protetta da un flusso di azoto, che ha sia proprietà di copertura che austenitizzanti. Sperimentalmente, si è osservato che riprodurre il ciclo di Fig.2 in un cordone di saldatura ad opera di un fascio laser opportunamente integrato è un'operazione molto critica. Infatti i cicli termici che si ottengono irradiando il materiale rimangono, anche in fase di trattamento, piuttosto rapidi e di difficile previsione e controllo. Una cattiva progettazione del trattamento laser si risolve in cordoni di saldatura che o non sono stati trattati (o sono stati trattati solo parzialmente lungo lo spessore) oppure in cordoni rifusi, con conseguente riformazione di strutture ferritiche nella parte rifusa.

Se si considera fissa la dimensione dello spot di trattamento, perché dipendente dallo specchio integratore, i parametri di processo che influenzano la riuscita di un trattamento laser sono la potenza del fascio P e la velocità di avanzamento del fascio v. Pertanto progettare un trattamento laser di un cor-

Fig. 5 – Condizioni di trattamento.

Fig. 5 – Heat treatment condition.



done duplex consiste nell'individuare la finestra tecnologica (in termini di P e v) all'interno della quale tutti i punti interessati dal trattamento subiscono il ciclo termico di Fig.2. Più correttamente, occorre che tutti i punti interessati dal trattamento (ovvero il cordone e la zona termicamente alterata), subiscano un ciclo di riscaldamento e di raffreddamento tale per cui (Fig.5):

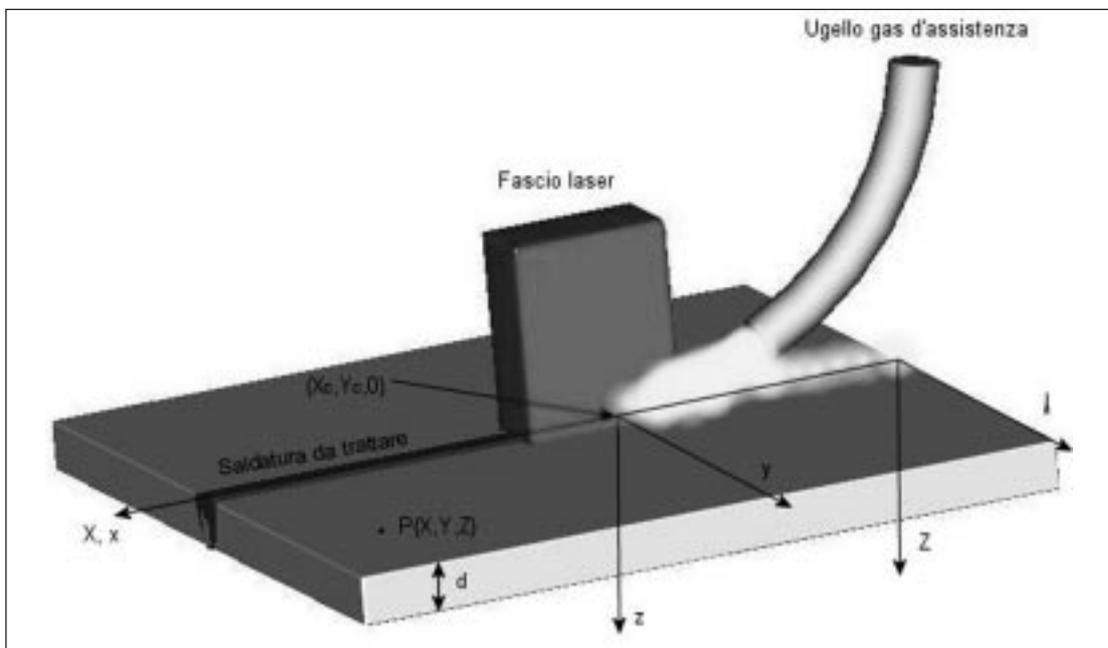
- la temperatura massima raggiunta T si mantenga superiore a una temperatura critica di trasformazione T_{α-γ} ed inferiore alla temperatura di fusione T_F;
- il tempo di permanenza sopra tale temperatura sia superiore a un tempo critico di trasformazione. Come indicatore del tempo di permanenza, coerentemente con quanto solitamente si usa per il trattamento in forno degli acciai duplex, si assume il tempo Δt₈₀₀₋₅₀₀, inteso come il tempo impiegato dal punto per raffreddare dalla temperatura di 800°C a 500°C. Pertanto perché si abbia la trasformazione parziale della fase α in γ occorre che Δt₈₀₀₋₅₀₀ sia superiore a un certo valore critico di trasformazione Δt_{α-γ}.

Quindi per progettare un trattamento laser di riconversione della fase ferritica in austenitica in un cordone laser, occorre determinare in funzione del materiale da trattare i due valori critici minimi T_{α-γ} e Δt_{α-γ} e selezionare opportunamente i parametri di processo potenza P e velocità v affinché tutti i punti interessati dal trattamento superino la T_{α-γ} minima e durante il raffreddamento attraversino le temperature di 800 e 500°C con Δt₈₀₀₋₅₀₀ più lunghi di Δt_{α-γ}.

Entrambi gli obiettivi richiedono la conoscenza del campo termico nel pezzo durante il trattamento e il legame tra la temperatura e i parametri di processo P e v. Pertanto è utile far ricorso alla modellazione del campo termico nel pezzo

Fig. 4 – Schematizzazione del processo di trattamento termico laser.

Fig. 4 – Scheme of the laser heat treatment process.



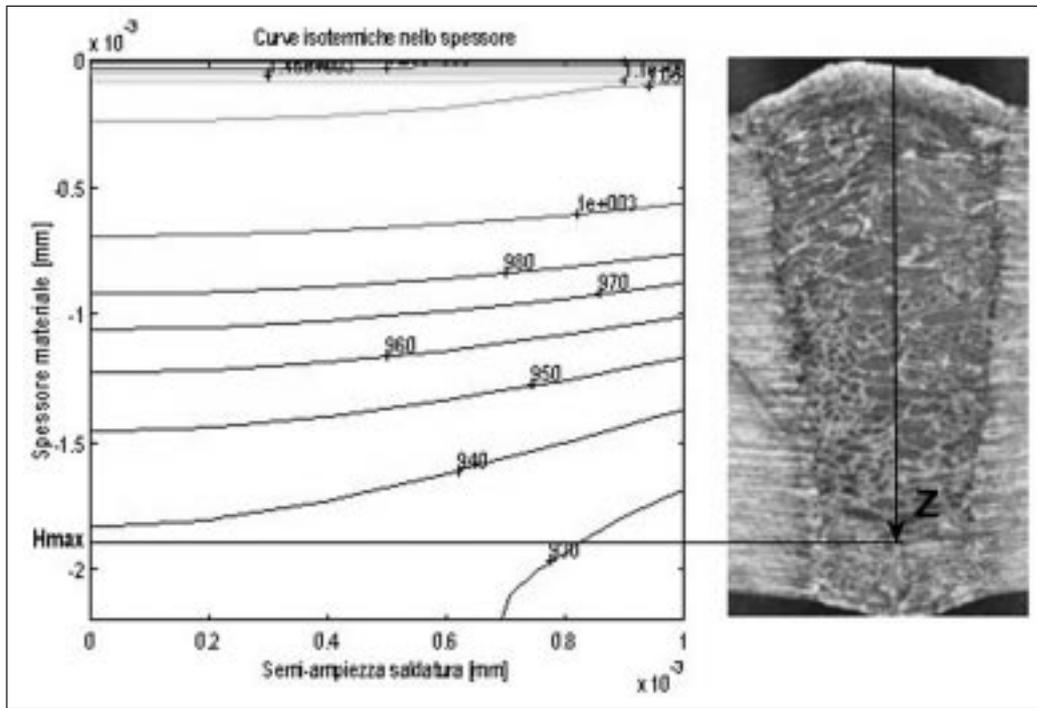


Fig. 6 – Determinazione per confronto di $T_{\alpha-\gamma}$.

Fig. 6 – Determination of $T_{\alpha-\gamma}$.

trattato laser, che consente di determinare la temperatura e il tempo di trasformazione critica, attraverso il confronto con una sperimentazione progettata ad hoc ed ottimizzare le condizioni di trattamento, ovvero determinare per quale P e v è possibile ottenere la riconversione dell'intero cordone di saldatura.

MODELLAZIONE DEL CAMPO DI TEMPERATURA DURANTE IL TRATTAMENTO

Per comprendere a che temperatura e con che tempi avvenga la trasformazione della fase ferritica in austenite in regime di cicli termici molto rapidi, come quelli laser, e per legare le variabili di processo alla temperatura sviluppata nel pezzo si è scelto di utilizzare un modello termico di recente concezione. Si tratta di un modello analitico, originariamente sviluppato per il trattamento di tempra laser, che consente di prevedere la temperatura in un corpo sottile a seguito del passaggio di una sorgente in movimento con velocità v. La distribuzione di densità di potenza modellata è una distribuzione rettangolare, con spot di area A pari a quella del fascio laser integrato sulla superficie del pezzo, e densità di potenza costante P/A. Per ulteriori dettagli circa il modello analitico utilizzato si veda [27][28].

Successivamente è stata condotta una campagna sperimentale preliminare atta ad individuare i due parametri critici

# Prova	P [W]	v [mm/s]	H _{max} [mm]	Δt _{α-γ} [s]	T _{α-γ} [°C]
1	600	1	1.2	7	850
2	600	1	1.8	7.5	855
3	840	2	1.9	6	940
4	840	2	1.7	5.75	925
5	1000	3	1.8	5	975
6	1000	3	1.1	4.75	990
7	1250	5	1.0	2.75	820
8	1250	5	1.4	3.5	880

Tabella 1 – Risultati sperimentazione in termini di H_{max}, T_{α-γ} e Δt_{α-γ}.
Table 1 – H_{max}, T_{α-γ} e Δt_{α-γ} experimentation results.

T_{α-γ} e Δt_{α-γ} nel caso dell'acciaio bifasico SAF2205.

La sperimentazione è stata condotta su cordoni precedentemente saldati mediante laser CO₂ continuo (fascio multimodo, potenza=5 kW, velocità di saldatura =55 mm/s, altezza focale =0 mm). Le saldature sono state ottenute utilizzando azoto come gas di assistenza per incrementare il più possibile il tenore di austenite nel giunto. Il tenore di austenite lungo il giunto a seguito della saldatura mediamente si colloca attorno al 20%.

Il cordone di saldatura così ottenuto è stato trattato con il medesimo laser, fornito dello specchio integratore, in diverse condizioni sperimentali, al variare della potenza P e della velocità di trattamento v. La Tab.1 riassume le condizioni per le quali si è ottenuto un trattamento, anche se parziale lungo lo spessore, come evidenziato dalla colonna H_{max}, che riporta lo spessore massimo ottenuto, misurato nella sezione trasversale alla direzione di avanzamento del fascio e in corrispondenza dell'asse del cordone (Fig.7).

Per determinare la T_{α-γ}, le isoterme nello spessore fornite dal modello termico sono state confrontate con le macrografie dei cordoni trattati. L'isoterma corrispondente allo spessore massimo trattato H_{max} è stata fatta coincidere con T_{α-γ}. Il tempo di trasformazione è stato determinato calcolando dal modello termico il parametro Δt₈₀₀₋₅₀₀, sulla superficie superiore del cordone, dove assume il valore minimo Δt_{α-γ}. In Fig.6 si riporta un esempio della procedura di determinazione di T_{α-γ} per la condizione sperimentale #3 della Tab.1. Dalla Tab.1 si osserva che i valori di T_{α-γ} e Δt_{α-γ} variano al variare delle condizioni sperimentali. Come riferimento per la fase successiva verranno assunti il valore massimo di T_{α-γ} pari a 1028 °C e minimo di Δt_{α-γ}, pari a 2.75 s (estremi dei rispettivi intervalli di confidenza al 95%), che dovrebbero garantire le condizioni termiche minime affinché avvenga la parziale trasformazione della ferrite in austenite.

Si sono così determinate le condizioni da rispettare per la buona riuscita del trattamento termico di tutti i punti appartenenti al giunto saldato o alla ZTA lungo l'asse del cordone:

$$\left\{ \begin{array}{l} TF = 1450 \text{ }^\circ\text{C} > T(z) > T_{\alpha-\gamma} = 1028 \text{ }^\circ\text{C per } 0 < z < H_{\max} \\ \Delta t_{800-500}(z) > \Delta t_{\alpha-\gamma} = 2.75\text{s per } z = 0 \end{array} \right.$$

Ciascun punto del cordone interessato al trattamento deve raggiungere una temperatura inferiore alla temperatura di fusione TF, pari a 1450 °C, e superiore alla temperatura cri-

tica di trasformazione $T_{\alpha-\gamma}$, pari a 1028°C. Inoltre deve raffreddare secondo un tempo di permanenza $\Delta t_{800-500}$ superiore a un tempo di trasformazione critico valutato sulla superficie del cordone $\Delta t_{\alpha-\gamma}$ pari a 2.75 s.

OTTIMIZZAZIONE DEL TRATTAMENTO TERMICO LASER

Una volta determinate le condizioni minime per le quali è possibile ottenere la parziale trasformazione in austenite di un cordone saldato laser per lo spessore H_{max} , si è voluto ottimizzare il trattamento, ovvero estenderlo a tutto quanto lo spessore: H_{max} pari allo spessore del lamierino 2,11 mm. Si sono quindi ricercate le condizioni sperimentali, in termini di P e v, che consentissero la riconversione dell'intero giunto.

Tramite il modello termico è stato tracciato il nomogramma di Fig.7, in cui nello spazio P e v, le linee spezzate rappresentano le condizioni di isospessore di trattamento.

Al variare di P e v si osserva come via via che si passa da $H_{max}=0$ mm verso spessori trattati maggiori, le condizioni sperimentali diminuiscono, finché per spessori di trattamento H_{max} pari allo spessore del campione (2,11mm) la linea diviene un unico punto, ovvero un'unica condizione di trattamento (P=760 W, v=1 mm/s).

Il grafico di Fig.7 conferma la criticità del processo di trattamento laser del duplex, per il quale la finestra tecnologica si rivela molto stretta e difficile da determinarsi attraverso le usuali procedure *trial and error*, che solitamente procedono l'attività di produzione vera e propria.

La condizione di trattamento dell'intero spessore, indicata dal punto di Fig.7, è stata verificata sperimentalmente con risultati positivi.

Come si evince dalla macrografia di Fig.8 la struttura originaria del giunto, costituita prevalentemente da ferrite, ha subito una trasformazione ed è stata convertita parzialmente in austenite. A ulteriore conferma si osservi la macrografia di Fig.9, che mostra sia l'arricchimento in austenite del cordone di saldatura che la riconversione della ZTA limitrofa.

Una misura puntuale del contenuto di austenite nel cordone trattato laser ottenuto in condizioni ottimizzate ha riportato l'andamento di Fig.10.

Sebbene sia evidenziabile una leggera variazione del contenuto di austenite lungo lo spessore, mediamente il contenuto percentuale di ferrite α e di austenite γ è stato riportato verso il valore ottimale 50% α -50% γ .

CONCLUSIONI

Nel presente lavoro si è indagata la fattibilità di una metodologia nuova di trattamento dei cordoni saldati laser in acciaio inossidabile bifasico. La procedura consiste nell'ese-

guire un trattamento localizzato laser del cordone e della zona termicamente alterata, teso a ricostituire l'originale equilibrio tra la ferrite e l'austenite. Il trattamento laser dei cordoni duplex si dimostra una pro-

Fig. 8 – Cordone completamente trattato.

Fig. 8 – Fully recovered bead.

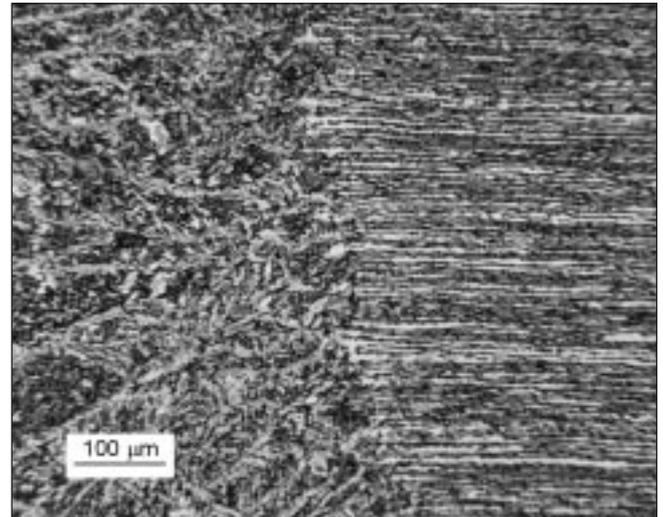
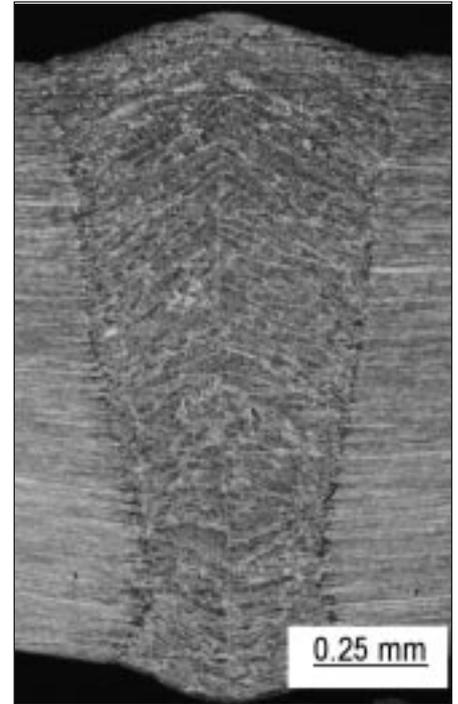


Fig. 9 – Zona di transizione metallo fuso - ZTA nel cordone trattato.

Fig. 9 – Transition from fusion to heat affected zone.

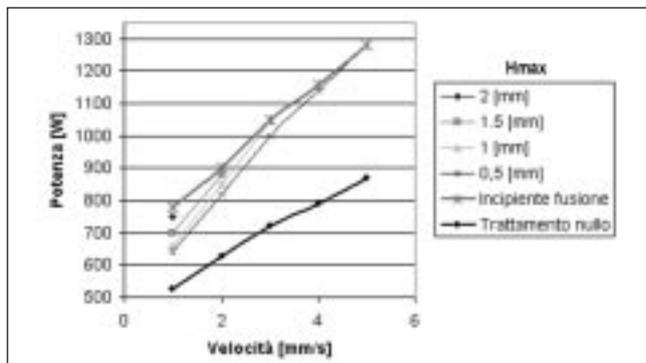


Fig. 7 – Diagramma delle curve isotrattamento.

Fig. 7 – Depth of the treatment flow chart.

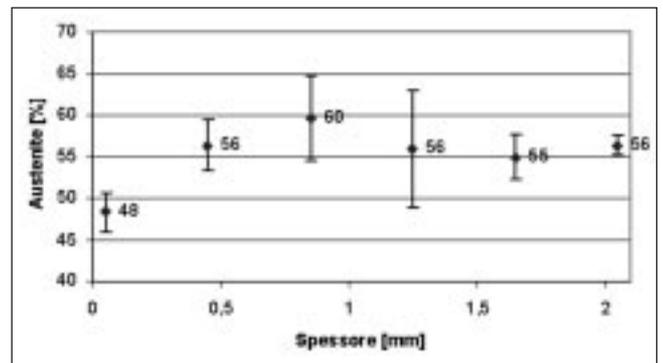


Fig. 10 – Percentuale di austenite a seguito del trattamento termico laser.

Fig. 10 – Recovered austenite due to the laser heat treatment.

cedura realizzabile a patto di controllare opportunamente il campo termico, generato nel pezzo a seguito del passaggio del fascio laser. Solo attraverso la previsione delle condizioni termiche, che consentono la parziale trasformazione della ferrite in austenite in regimi di raffreddamento rapidi quali quelli laser, e solo attraverso la conoscenza del legame tra il campo di temperatura e i parametri del processo di trattamento, è stato possibile ottenere il valore ottimale $50\% \alpha - 50\% \gamma$ in un lamierino di acciaio SAF2205 precedentemente saldato laser.

BIBLIOGRAFIA

[1] J.-O. Nilsson, Proceedings of the International Conference Duplex Stainless Steels 97, Maastricht, The Netherlands, 1997, KCI Publisher, 1997, p.73.
 [2] L. Karlsson, L. Ryen, S. Pak, Welding J. 1 (1995) 28-s.
 [3] J. Hilkes, K. Bekkers, Welding J. 11 (1995) 51.
 [4] J.O. Nilsson, Mater. Sci. Technol. 8 (1992) 685.
 [5] L. Karlsson, S. Rigdal, F. Lake, Proceedings of the International Conference Duplex America 2000, Houston, USA, KCI Publisher, 2000, p. 257.
 [6] L. Karlsson, Proceedings of the International Conference Duplex America 2000, Houston, USA, KCI Publisher, 2000, p. 43.
 [7] J.-O. Nilsson, L. Karlsson, J.-O. Andersson, Proceedings of the International Conference Innovation in Stainless Steel, Florence, Italy, AIM Publisher, 1993, p.3.231.
 [8] B.E.S. Lindblom, N. Hannerz, Proceedings of the International Conference Dulex Stainless Steels '91, Beaune, France, Les Editions de Physique Publisher, 1993, p.951.
 [9] J.C. Lippold, W. Lin, I. Varol, W.A. Baeslack, Proceedings of the International Conference Duplex Stainless Steels '94, Glasgow, UK, TWI Publisher, 1994, p. 116.
 [10] K. Ikeuchi, T. Kuroda, K. Nakade, Riv. Ital. Saldatura 52 (2000)469.
 [11] L. Duprez, B. De Cooman, N. Akdut, Steel Res. 71 (2001) 417.
 [12] J.-O. Nilsson, P. Jonsson, A. Wilson, Proceedings of the International Conference Duplex Stainless Steels '94, Glasgow, UK, TWI Publisher, 1994, p. 39.
 [13] J.-O. Nilsson, A. Wilson, Mater. Sci. Technol. 9 (1993) 545.
 [14] J.E. Brown, P.H. Pumphrey, G.D.W. Smith, Proceedings of the International Conference Dulex Stainless Steels '91, Beaune, France, Les Editions de Physique Publisher, 1991, p. 737.

[15] L. Iturgoyen, J. Alcalá, M. Anglada, Proceedings of the International Conference Dulex Stainless Steels '91, Beaune, France, Les Editions de Physique Publisher, 1991, p. 757.
 [16] J.E. Brown, A. Cerezo, T.J. Godfrey, M.G. Hetherington, G.D.W. Smith, Mater. Sci. Technol. 6 (1990) 293.
 [17] J.-O. Nilsson, P. Liu, Proceedings of the International Conference On Stainless Steels, Chiba, Japan, ISIJ Publisher, 1991, p. 1109.
 [18] Zambon, F. Bonollo, Mater. Sci. Eng. A178 (1994) 203.
 [19] F. Bonollo, A. Tiziani, M. Penasa, Proceedings of the International Conference EUROJOIN 2, Florence, Italy, IIS Publisher, 1994, p. 667.
 [20] T.G. Gooch, B.J. Ginn, Proceedings of the International Conference Duplex Stainless Steels 97, Maastricht, The Netherlands, 1997, KCI Publisher, p. 311.
 [21] C. Baxter, N.A. McPherson, Proceedings of the International Conference Duplex America 2000, Houston, USA, KCI Publisher, 2000, p.315.
 [22] N.A. McPherson, T.N. Baker, C. Hu, J.D. Russel, Proceedings of the International Conference Stainless Steel '99*/Science and Market, Chia Laguna, Italy, AIM Publisher, 1999, p. 361.
 [23] F. Bonollo, G. Brunoro, Proceedings of the International Conference Innovation in Stainless Steel, Florence, Italy, AIM Publisher, 1993, p. 3.367.
 [24] F. Bonollo, A. Tiziani, P. Lazzarin, R. Tovo, La Metallurgia Ital. 87 (1995) 551.
 [25] E. Capello, P. Chiarello, B. Previtali, M. Santini, M. Vedani, Proceedings of the International Conference Euromat 2001, Rimini, Italy, AIM Publisher, 2001, p. 771.
 [26] Capello E., Previtali B., Vedani M. Laser welding and surface treatment of a 22Cr-5Ni-3Mo duplex stainless steel, Materials Science and Engineering, 2003, vol.351, pp. 334-343.
 [27] Woo H.G., Cho H.S. Three-dimensional temperature distribution in laser surface hardening processes, Proc.Instn.Mech.Engrs, 1990, vol.213, Part B, pp.695-712.
 [28] Capello E., Castelnuovo M., Previtali B., Vedani M. Laser Surface Treatment of Laser Welded Duplex Stainless Steel, 34th Matador Conference, 2004, Manchester U.K.

A B S T R A C T

LASER WELDING AND HEAT TREATMENT OF DUPLEX STAINLESS STEELS

Key words:

duplex stainless steels, heat treatment, thermal modelling

Despite their wide diffusion, laser welding of duplex stainless steels remains a very critical process, because of the drastic reduction of mechanical and corrosion joint properties due to very high thermal cycles.

In the paper the problem of obtaining a recovery of the laser welded microstructure of a duplex stainless steel by means of a laser treatment was investigated.

The temperature distribution in a workpiece treated by a laser beam has been firstly determined by an analytical thermal model.

As the direct temperature measurement confirmed, the adopted thermal model has allowed to reproduce in a fairly realistic manner the main features of the laser recovery process: workpiece finite thickness, rectangular constant power density and different convection on the top and bottom surface. Then, the thermal analysis of the laser recovery process has been performed under various power and feed rate conditions, showing that the peak temperature and the cooling rate play a prominent role on the treated maximum width. Experiments performed on 2.11 mm of duplex stainless steel, according to the settled thermal conditions, allowed to successfully recovered the welded beads, showing that the proposed solution could be a helpful tool to reduce the number of iterations usually needed by the traditional experimental approach.