

CARATTERIZZAZIONE METALLURGICA E MECCANICA DI GIUNTI SALDATI IN ACCIAIO INOX UNS S32750 OTTENUTI MEDIANTE MATERIALE D'APPORTO INNOVATIVO

F. Bonollo, P. Ferro, R. Cervo, B. Vianello, M. Durante

L'eccellente combinazione di proprietà meccaniche e di resistenza alla corrosione degli acciai Superduplex è dovuta al controllo della composizione chimica e del bilanciamento della microstruttura.

Un processo di saldatura può tuttavia alterare il materiale nella zona del giunto, andando così a modificare le vantaggiose caratteristiche di questi materiali. In particolare, a causa delle elevate velocità di raffreddamento, nel cordone di saldatura spesso la fase ferritica eccede quella austenitica, a discapito delle proprietà chimiche e meccaniche. Per ovviare a questo inconveniente, si usano solitamente dei fili d'apporto arricchiti di elementi austenitizzanti, in modo da ottenere a fine saldatura un rapporto tra le fasi che si avvicina a quello ottimale (1:1). In questo lavoro, si sono confrontati gli effetti di due diversi materiali d'apporto (uno tradizionale e uno innovativo) su un giunto in acciaio superduplex UNS S32750 di spessore 5 mm, eseguito tramite saldatura GTAW (Gas Tungsten Arc Welding).

Si sono effettuate analisi al microscopio ottico ed elettronico, analisi EDS, profili di micro durezza e test di trazione sui campioni as-welded, e infine test di corrosione secondo normativa ASTM G48.

Il materiale d'apporto innovativo, caratterizzato da una percentuale di Nichel equivalente più elevata, garantisce un giunto con una quantità di austenite maggiore. Le proprietà meccaniche e di resistenza alla corrosione dei giunti as-welded invece, non sono sensibilmente condizionate dalla diversa composizione chimica dei due fili d'apporto confrontati.

PAROLE CHIAVE: acciaio inox, trasformazioni di fase, saldatura, caratterizzazione materiali, processi, selezione materiali

INTRODUZIONE

Gli acciai inossidabili Superduplex, aventi una microstruttura costituita da austenite e ferrite in egual proporzione, combinano le vantaggiose proprietà degli acciai inossidabili ferritici e austenitici: ottima resistenza meccanica, eccellente resistenza alla corrosione generalizzata, sotto sforzo, e a pitting, soprattutto in ambienti particolarmente aggressivi (ad esempio contenenti cloruri o solfuri).

Nelle applicazioni industriali, il maggior problema quando si lavorano gli acciai inossidabili bifasici, consiste nel mantenere la loro microstruttura bilanciata durante i vari processi coinvolti nella fabbricazione di componenti.

Uno dei processi più critici e ampiamente utilizzato è la saldatura, durante la quale il materiale è sottoposto a severi cicli termici.

Dall'esame del diagramma di Fig. 1, in cui sono indicati alcuni dei più diffusi DSS e SDSS, si osserva come tali acciai solidifichino completamente in campo ferritico (ferrite δ). Nel corso del raffreddamento successivo alla solidificazione, al di sotto della temperatura di δ -solvus (compresa tra 1200 e 1300°C e variabile con la composizione dell'acciaio), avviene la reazione in fase solida ferrite $\delta \rightarrow$ austenite, con conseguente ottenimento della struttura bifasica austeno-ferritica.

La cinetica di tale reazione è stata variamente studiata in letteratura. Southwick e Honeycombe [2] hanno condotto uno

F. Bonollo, P. Ferro, R. Cervo
DTG, Università degli Studi di Padova, Vicenza
B. Vianello
TFA Filinox, S. Vendemiano (Treviso)
M. Durante
E.Zanon S.p.A., Schio (Vicenza)

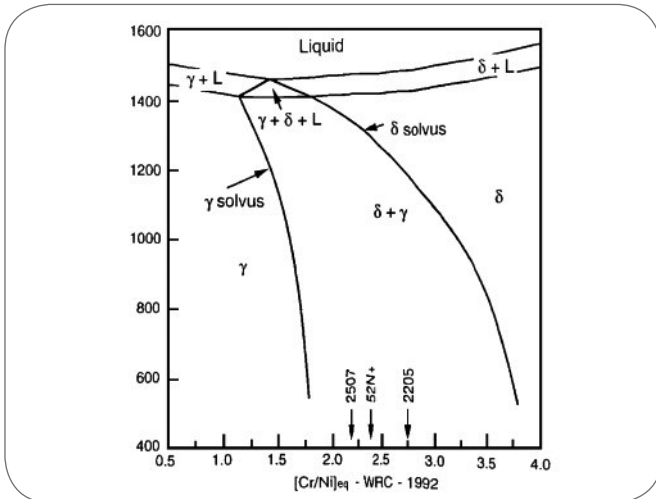


Fig. 1 Diagramma WRC relativo agli acciai DSS e SDSS [1].
WRC diagram related to DSS and SDSS.

studio in condizioni isoterme su un acciaio 26%Cr-5%Ni, individuando una reazione di tipo Avrami per la crescita dell'austenite dalla ferrite:

$$\frac{V_\gamma}{V_m(T)} = 1 - \exp[-b(T) \cdot t^{n(T)}] \quad (1)$$

in cui V_γ = frazione volumetrica di austenite formata al tempo t ;
 V_m = frazione volumetrica di austenite all'equilibrio;
 T = temperatura;
 b, n = parametri di derivazione sperimentale.

Più recentemente, Atamert e King [3] hanno introdotto la relazione

$$V_\gamma = C1 + C2 \cdot (Cr_{eq} - Ni_{eq}) + C3 \cdot \Delta t_{1250-800} \quad (2)$$

in cui, oltre ai simboli già definiti,
 $\Delta t_{1250-800}$ = intervallo di tempo trascorso, durante il raffreddamento, per passare da 1250 a 800°C,
 $C1, C2$ e $C3$ = costanti.

Una formulazione sostanzialmente analoga è stata proposta da Lindblom e Hannerz [4]:

$$V_\gamma = K (\Delta t_{12-8})^m \quad (3)$$

in cui, oltre ai termini già definiti, Δt_{12-8} è l'intervallo di tempo trascorso, durante il raffreddamento, per passare da 1200 a 800°C e m è un parametro dipendente dalla composizione. In sostanza, quindi, la quantità di austenite che si forma a partire dalla ferrite è inversamente dipendente dalla velocità di raffreddamento nell'intervallo compreso tra 1200°C (temperatura alla quale inizia ad essere termodinamicamente possibile la reazione ferrite $\delta \rightarrow$ austenite) e 800°C (temperatura al di sotto della quale il rapporto tra le due fasi non varia in maniera apprezzabile - si veda il diagramma di Fig. 1) e i fenomeni diffusivi che consentono la reazione sono comunque significativamente rallentati).

La fase ferritica e quella austenitica presenti a temperatura am-

biente nell'acciaio hanno una composizione differente. L'austenite è arricchita di elementi gammageni (Ni, N, Mn, Cu, C), la ferrite di elementi alfa generi (Cr, Mo, Si, Nb). È utile definire, per ciascun elemento in lega, il coefficiente di ripartizione, inteso come il rapporto tra le quantità di quell'elemento presenti nella ferrite e nell'austenite. Si deve mettere in evidenza che i coefficienti di ripartizione sono strettamente dipendenti dalla velocità di raffreddamento. La ripartizione degli elementi tra le austenite e ferrite è un fenomeno di tipo diffusivo. Un raffreddamento lento consente di ripartire efficacemente gli elementi tra le due fasi, sulla base delle loro caratteristiche termodinamiche. Un raffreddamento rapido, inibendo la diffusione, tende a rendere omogenea la composizione di austenite e ferrite, dando così luogo a coefficienti di ripartizione molto prossimi all'unità.

La quantità di ferrite e austenite a fine saldatura dipende quindi dall'apporto termico, che controlla la velocità di raffreddamento e quindi la trasformazione diffusionale ferrite-austenite. Se si utilizzano elevati apporti termici, e di conseguenza una bassa velocità di raffreddamento, si tende a promuovere la trasformazione austenitica [5], permettendo quindi di ottenere un giunto più bilanciato. D'altra parte, queste condizioni tendono a produrre un grano ferritico ingrossato, ampie zone termicamente alterate, e la possibilità di formazioni di fasi secondarie, come la fase σ [6], la quale riduce drasticamente le proprietà meccaniche e di resistenza alla corrosione [7].

Oltre alla velocità di raffreddamento, la quale dipende dai parametri utilizzati e dal tipo di saldatura effettuato, la quantità di ferrite e austenite a fine saldatura dipende dalla composizione chimica del materiale.

Nella saldatura eterogenea di acciai inossidabili Duplex o Superduplex, come ad esempio la saldatura GTAW, si utilizza del metallo d'apporto con composizione chimica arricchita del 2-4% in Ni rispetto al metallo da saldare. Muthupandi et al. [8] hanno dimostrato che il rapporto ferrite-austenite è controllato in maggior parte dalla composizione chimica e in particolare dalla percentuale di nichel del materiale d'apporto, più che dalla velocità di raffreddamento del processo di saldatura.

Lo stesso gruppo di ricercatori ha inoltre constatato che, per promuovere la formazione di austenite, è possibile aggiungere modeste quantità di azoto al gas di copertura in una saldatura GTAW [9].

Oltre alla microstruttura finale, sono di rilevante importanza le proprietà meccaniche e di resistenza alla corrosione del giunto saldato. È stato documentato [10] che la presenza di elementi austenitizzanti nel filo d'apporto, come nichel o azoto, influenza soprattutto la proprietà di resilienza, per un miglior bilanciamento delle fasi nel giunto, anziché la durezza.

Una ulteriore evoluzione microstrutturale è ovviamente possibile per effetto di un trattamento termico. Se un acciaio bifasico viene riscaldato al di sopra dei 1100-1150°C, l'austenite inizia a dissolversi, e la sua quantità diminuisce all'aumentare della temperatura, in relazione alla composizione chimica della lega (fig.1). Quando l'acciaio subisce un raffreddamento veloce da elevate temperature, la trasformazione ferrite-austenite è parzialmente soppressa.

Nel presente lavoro, si è analizzato l'effetto del filo d'apporto su una saldatura GTAW di un acciaio Superduplex 2507. In particolare, si sono confrontati due materiali d'apporto (uno tradizionale e uno innovativo) aventi composizione chimica diversa, mantenendo costanti i parametri di saldatura. Si è valutata quindi la loro influenza su microstruttura finale del giunto, proprietà meccaniche e di resistenza alla corrosione, sia allo stato saldato che dopo trattamento termico.

ANALISI SPERIMENTALI

Le analisi condotte in questo lavoro riguardano delle saldature eseguite su un acciaio inossidabile Superduplex UNS S32750. Le piastre, di spessore 5 mm (preparate con cianfrino a V di 75°), sono state saldate testa a testa mantenendo costanti i parametri di processo, e andando a variare solamente la composizione del materiale d'apporto. In Tab. 1 si riportano le composizioni del materiale base, e dei due fili d'apporto (sotto forma di bacchette di diametro 1.6 mm). Il filo d'apporto indicato con la lettera A è il filo innovativo.

Dall'analisi delle composizioni si nota che il filo innovativo contiene più Nichel rispetto al filo tradizionale, e inoltre non contiene elementi micro leganti (Co, V, Ti, Nb, W), presenti invece nel filo B.

Sono state inoltre calcolate le percentuali di cromo e nichel equivalente secondo le formule riportate da Datta et al. [11] (equazioni (4) e (5)), e i rispettivi valori sono riportati in Tab. 2 :

$$Cr_{eq} = (Cr) + 2(Si) + 1.5(Mo) + 5(V) + 5.5(Al) + 1.75(Nb) + 1.5(Ti) + 0.75(W) \quad (4)$$

$$Ni_{eq} = (Ni) + (Co) + 0.5(Mn) + 0.3(Cu) + 25(N) + 30(C) \quad (5)$$

	C	Cr	Cu	Mn	Mo	N	Ni	Si	P	Co	V	Ti	Nb	W	S
Materiale base	0.016	25.75	0.28	0.51	3.33	0.27	6.83	0.32	0.022	-	-	-	-	-	<0.0003
Filo d'apporto A	0.020	25.240	0.030	0.370	3.990	0.266	9.930	0.440	0.018	-	-	-	-	0.010	0.001
Filo d'apporto B	0.014	25.12	0.096	0.45	3.91	0.238	9.39	0.39	0.016	0.085	0.050	<0.005	0.01	<0.01	0.0006

Tab. 1

Composizioni chimiche percentuali dei materiali considerati.

Chemical composition of base and filler metals, wt. %.

Rivestimento	Cr _{eq}	Ni _{eq}
Materiale Base	31.385	14.399
Filo d'apporto A	32.1125	17.374
Filo d'apporto B	32.0475	16.0988

Tab. 2

Percentuali di Cromo e Nichel equivalente per i materiali considerati.

Calculation of chromium/nichel equivalent of the materials considered.

Passata	Tipo di Processo	Corrente		Range di tensione [V]	Velocità di avanzamento [mm/s]	Apporto termico [kJ/mm]
		Tipo di polarizzazione	Range d'intensità [A]			
1	GTAW	DC-SP	80-90	11.5-12	1	0.4
2	GTAW	DC-SP	130-140	13.5-14	2.33	0.32

Tab. 3

Parametri delle saldature effettuate.

Welding conditions.

Il filo A risulta avere una percentuale di Nichel equivalente superiore di quasi 1.5 punti percentuali rispetto al filo B, perciò è dotato di un maggior potere austenitizzante.

Il procedimento di saldatura è stato di tipo GTAW (Gas Tungsten Arc Welding) manuale, eseguito in due passate in modo da assicurare completa penetrazione del giunto. I parametri di saldatura sono riportati in Tab. 3 (il gas di copertura è Argon al 99.9%):

L'apporto termico è stato calcolato sulla base dell'equazione (6) [12]:

$$HI[kJ/mm] = \eta \frac{V[V]I[A]}{vel[mm/s] \times 1000} \quad (6)$$

dove η è il rendimento del processo (che in una saldatura GTAW vale mediamente 0.4 [13]), V è la tensione media in Volt, I l'intensità di corrente media in Ampere, vel la velocità di avanzamento in mm/s e 1000 è un fattore di conversione.

Macrografie dei giunti

Sulle sezioni ricavate dai cordoni di saldatura, inizialmente sono state effettuate delle analisi allo stereoscopio, in modo da stimare il rapporto di diluizione del processo considerato.

L'area totale del cordone è stata ricavata tramite un software di

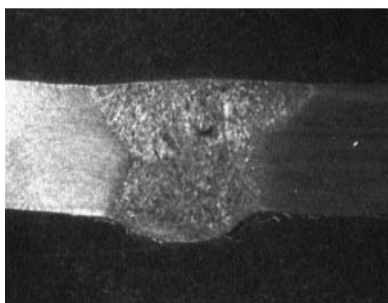
analisi d'immagine, l'area fusa del metallo base invece è stata calcolata come differenza tra area totale del cordone e area del cianfrino (calcolata geometricamente dato l'angolo di 75°).

$$R_d = \frac{\text{areafusadelmetallobase}}{\text{areatotaledelcordone}} = 28,6\% \quad (7)$$

Il rapporto di diluizione risulta essere del 28,6%, valore compreso tra quelli riportati per una saldatura TIG, che solitamente vanno dal 20 al 40%.

Microstrutture dei giunti

Dalle piastre saldate sono stati ricavati dei saggi trasversali e longitudinali i quali sono stati levigati mediante carte abrasive in carburo di silicio P180, P500, P1200 e P2400 e successivamente lucidati con panni di pasta diamantata di granulometria 6 e 3 μm . I campioni sono stati in seguito attaccati



Area totale del cordone =
47,1 mm²

Area fusa del metallo base =
35,3 mm²

▲
Fig. 2

Macrografia del cordone di saldatura.
Macrographs of the fusion zone.

chimicamente con una soluzione di 70 ml di H₂O, 30 ml di HCl e 1 g di K₂S₂O₅ (attacco Beraha's). Nelle Fig. 3 e 4 si riportano le microstrutture rispettivamente del cordone e della zona termicamente alterata per le due tipologie di

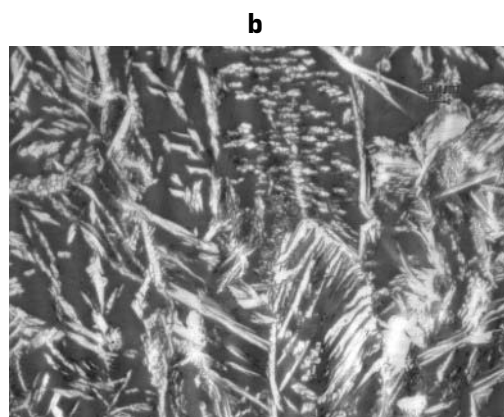
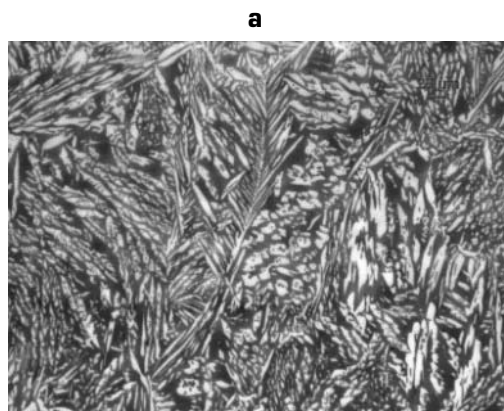
filo. L'austenite risulta essere di color biancastro, mentre la ferrite marroncino. Una prima comparazione delle immagini a 100x del cordone permette di far notare che il filo A garantisce una quantità di austenite maggiore rispetto al filo B; inoltre l'austenite del filo A è caratterizzata da una morfologia più ingrossata e tondeggiante rispetto a quella del filo B, che risulta essere più appuntita.

Per quanto riguarda invece le zone termicamente alterate non si notano particolari differenze né a livello di quantità e morfologia dell'austenite (in queste zone infatti non c'è l'effetto della diversità di metallo d'apporto), né di dimensioni del grano ferritico (i parametri di saldatura sono gli stessi). È stata notata la presenza di precipitati all'interno del grano ferritico in ZTA (fig. 5), probabilmente nitruri di cromo o austenite secondaria; ulteriori analisi sono in corso per la conferma della composizione di questi precipitati.

Per il calcolo della distribuzione delle fasi invece, si è utilizzato un software di analisi d'immagine, LEICA QWIN, considerando una sezione trasversale e una longitudinale in prossimità dell'asse del cordone di saldatura (fig. 6) per tipologia di metallo d'apporto.

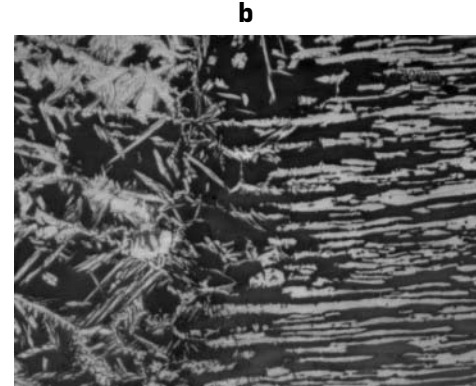
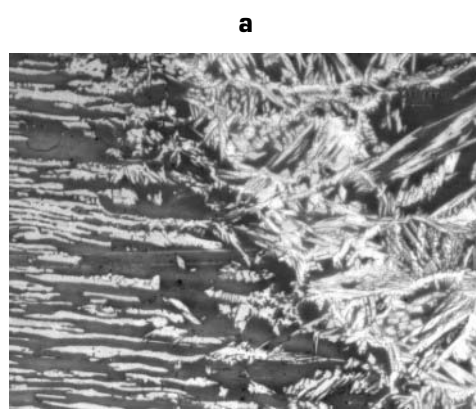
Per le sezioni trasversali, si sono analizzate 5 zone: zona del cordone e ZTA in corrispondenza della prima passata, zona del cordone e ZTA in corrispondenza della seconda passata, materiale base.

Per le sezioni longitudinali invece, si sono analizzate 7 zone a distanza regolare di 3 mm l'una dall'altra, in modo da



▲
Fig. 3

Micrografie dei cordoni dei due giunti (100x) - a) Filo d'apporto A - b) Filo d'apporto B.
LOM micrographs of the fusion zone (100x).



▲
Fig. 4

Micrografie delle zone termicamente alterate dei due giunti (100x) - a) Filo d'apporto A - b) Filo d'apporto B.
LOM micrographs of the heat-affected zones (100x).

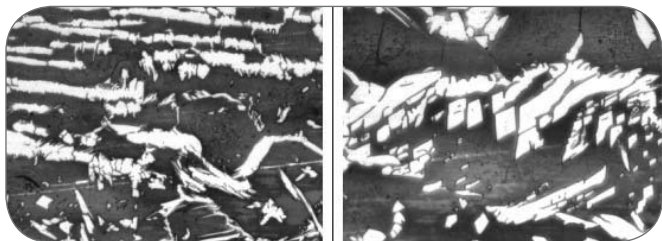


Fig. 5
Particolare dei precipitati in ZTA (200x-500x).
LOM micrographs of precipitates detected in the HAZ (200x-500x).

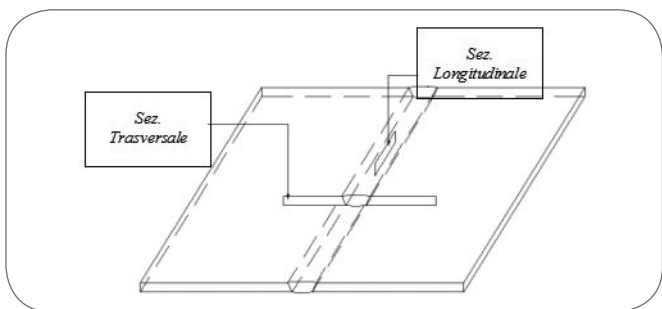


Fig. 6
Schema delle sezioni prelevate dal cordone di saldatura.
Scheme of cross sections picked up from the welded zone.

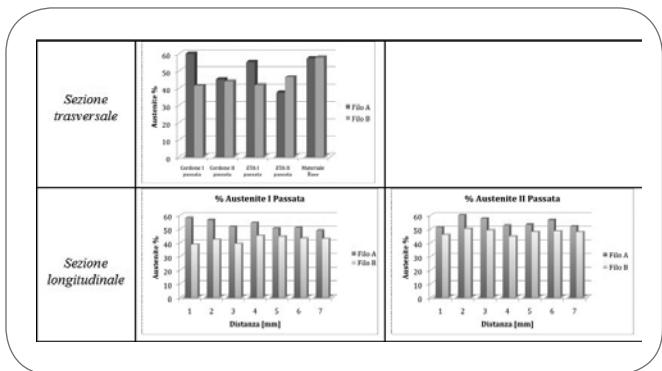


Fig. 7
Distribuzione delle fasi nelle sezioni considerate.
Phase distribution in the analysed cross and longitudinal sections.

creare un profilo di distribuzione. Per ogni zona considerata si è effettuata la media dei conteggi su 8 campi contigui. I risultati delle analisi micrografiche si riassumono in fig. 7. Dall'analisi degli istogrammi rappresentanti la distribuzione delle fasi, si può confermare quanto detto in precedenza; si nota infatti che il filo d'apporto A garantisce nella condizione as welded una maggior quantità di austenite nella zona del cordone, in entrambe le sezioni.

Si può concludere quindi, che a parità di parametri di processo e di tipologia di saldatura, il filo d'apporto innovativo assicura in media una maggior quantità di austenite sia nella sezione trasversale che in quella longitudinale, moderando quindi il tipico sbilanciamento in ferrite derivante da un processo di saldatura.

Analisi SEM/EDS

Sono state effettuate analisi al microscopio elettronico a scansione e delle analisi EDS, per valutare l'eventuale differenza di composizione chimica delle fasi per i due tipi di filo d'apporto.

In Fig. 8 sono riportate due immagini dei cordoni di saldatura a 1000x, rispettivamente per il giunto saldato col filo d'apporto A e B.

Nella Fig. 9 invece sono riportati i risultati delle analisi EDS sulla distribuzione degli elementi nell'austenite e nella ferrite per il filo A e per il filo B.

Dalle analisi EDS effettuate, si nota che le fasi austenite e ferrite all'interno del cordone di saldatura, non mostrano rilevanti differenze a livello di composizione chimica dei principali elementi in lega.

Proprietà meccaniche

Per caratterizzare i giunti saldati dal punto di vista delle proprietà meccaniche, si sono effettuate delle prove di microdurezza Vickers (con carico di 100 g) e delle prove di trazione.

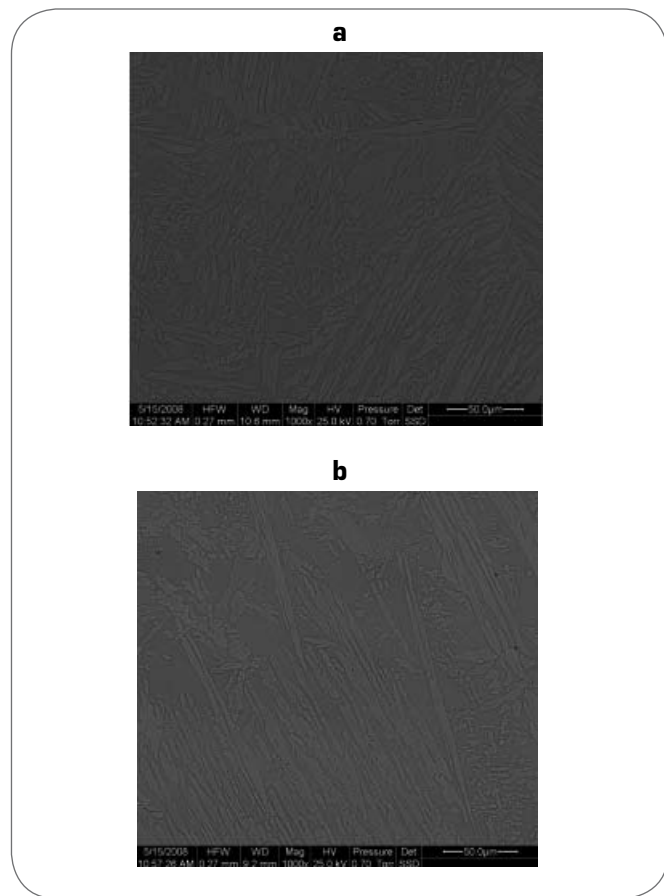


Fig. 8
Immagini dei cordoni di saldatura (1000x); a) Filo d'apporto A - b) Filo d'apporto B.
SEM micrograph of the welded zone (1000x).

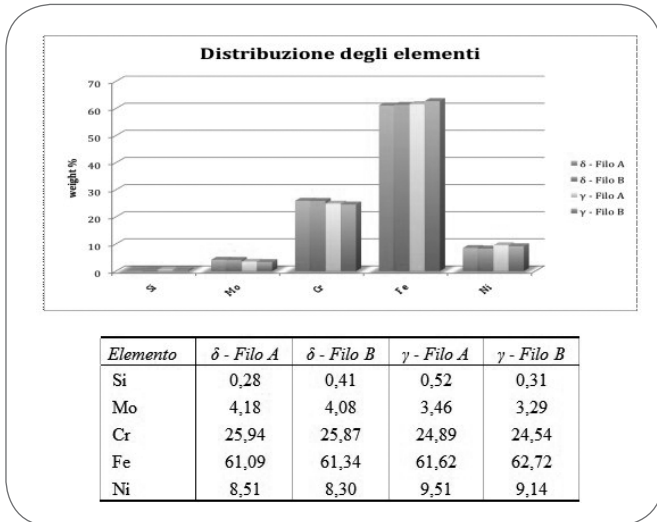


Fig. 9

Distribuzione degli elementi nelle fasi δ e γ dei rispettivi cordoni.
Chemical composition of ferrite and austenite in fusion zone.

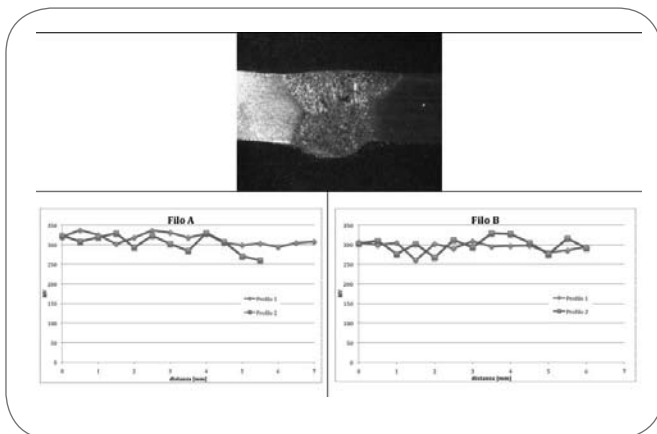


Fig. 10

Profili di microdurezza dei cordoni di saldatura analizzati.
Microhardness profiles across the bead of the analysed joints.

Per le misure di microdurezza si sono considerati due profili: uno in corrispondenza della passata di saldatura superiore, e uno di quella inferiore, entrambi ad 1 mm dai rispettivi bordi (fig. 10).

I profili di microdurezza sono pressoché costanti per entrambi i campioni e i valori medi si attestano su quelli previsti per un materiale di questo tipo (intorno ai 300 HV). Sono stati effettuati dei test di trazione su tre saggi per tipologia di filo d'apporto, prelevati dai rispettivi giunti, secondo la normativa UNI EN 895. Tutti i provini hanno manifestato la rottura in corrispondenza del materiale base (fig. 11); i valori medi della tensione di snervamento, carico di rottura e modulo elastico sono rispettivamente: 685 MPa, 855 MPa e 205 GPa. La curva di trazione ingegneristica σ - ϵ si riporta in Fig. 12.

Test di corrosione

Dai giunti saldati sono stati prelevati dei campioni per il test di corrosione secondo normativa ASTM G48 metodo A ("Standard Test Methods for Pitting and Crevice Corrosion Resistance of Stainless Steels and Related Alloys by Use of Ferric Chloride Solution") [14].

I campioni, ciascuno di dimensione 25x50x5mm, dopo decapaggio con una soluzione di acqua distillata, 20% di HNO_3 e 5% di HF, sono stati sottoposti a test per 24 h in una soluzione di $\text{FeCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$ a $50 \pm 2^\circ\text{C}$. Si sono rilevate le perdite in peso assolute, e si sono calcolate le perdite in peso per unità di superficie dei campioni saldati con i due fili d'apporto.

La resistenza alla corrosione dei campioni as-welded per entrambi i fili risulta essere confrontabile, con perdite in peso medie per unità di superficie di 150 g/m^2 .

Alcune normative americane ed europee (ASTM A 928 / A928M, NORSOK MDS D42) prescrivono un trattamento termico post-saldatura in grado di omogeneizzare la microstruttura e riportare all'equilibrio le fasi.

Essendo le perdite in peso anche molto superiori al valore di soglia per accettazione secondo normativa (4 g/m^2), su alcuni

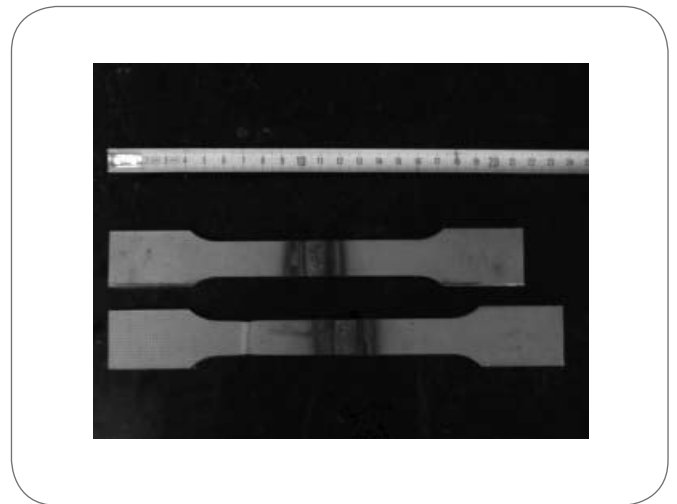


Fig. 11

Immagine dei provini prima e dopo test di trazione.
Picture of tensile test specimens.

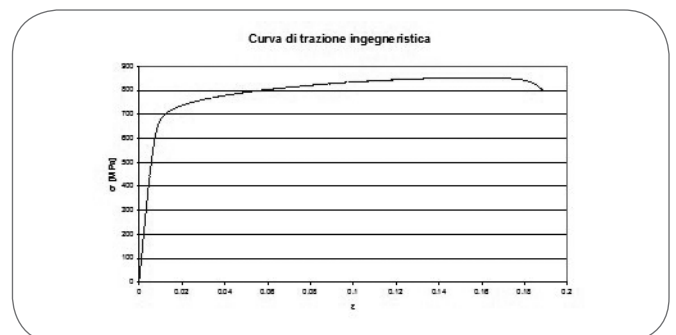


Fig. 12

Curva di trazione ingegneristica ricavata dai test di trazione.
Stress-strain curves obtained from tensile test.

TRATTAMENTO TERMICO		Perdite/Superficie [g/m ²]	
T [°C]	t [min]	FILO A	FILO B
1050	4	152,50	80,78
1050	11	69,12	151,41
1050	18	7,50	47,70
1100	4	6,07	4,63
1100	11	0,00	4,37
1100	18	0,00	4,47

▲
Tab. 4

Perdite in peso dopo test di corrosione dei campioni trattati termicamente.

Weight losses after corrosion test of heat treated specimens.

dei campioni ricavati dai giunti saldati sono stati effettuati dei trattamenti termici per valutare eventuali miglioramenti nel comportamento a corrosione, come già illustrato in altri lavori ([15],[16]).

I trattamenti termici sono stati caratterizzati da diversi tempi e temperature di permanenza in forno.

Le perdite in peso dei campioni sottoposti a test di corrosione, a seconda del trattamento termico, sono riportate in Tab. 4.

Dall'analisi della Tab. 4 si nota innanzitutto come le perdite in peso abbiano andamento decrescente con l'aumentare della temperatura e del tempo di permanenza in forno; inoltre il filo A risulta avere perdite inferiori rispetto al filo B. La spiegazione di questo comportamento è stata attribuita alla presenza di elementi microleganti presenti nel filo di tipo B, che vanno ad agire sulla cinetica di ingrossamento e sulla coalescenza dell'austenite secondaria, che precipita in seguito al trattamento termico [16]. Un'importante osservazione è legata al fatto che alcuni campioni (in particolare quelli trattati a temperatura di 1100°C), superano il test di corrosione secondo normativa ASTM G48, in quanto presentano perdite in peso inferiori a 4 g/m².

CONCLUSIONI

In questo lavoro si è considerato un processo di saldatura GTAW eterogenea su acciaio superduplex SAF 2507; in particolare si è valutata l'influenza del metallo d'apporto, confrontando due diverse tipologie di filo.

Sulla base delle analisi effettuate si può concludere che:

- il materiale d'apporto innovativo, caratterizzato da un valore del Nichel equivalente più elevato, garantisce una maggior quantità di austenite nel giunto in condizioni as-welded;
- per quanto riguarda le proprietà meccaniche, una differenza anche marcata nella distribuzione delle fasi non comporta un'apprezzabile differenza in termini di durezza nella zona del giunto; inoltre la saldatura si comporta alla stessa maniera se sottoposta a test di trazione: la rottura avviene nel materiale base per entrambe le tipologie di filo;
- infine, la resistenza alla corrosione del giunto in condizioni as-welded è confrontabile per i due fili d'apporto; dopo trattamento termico post-saldatura invece, la resistenza a pitting del filo A risulta essere migliore rispetto a quello del filo B.

RINGRAZIAMENTI

Gli autori desiderano ringraziare il sig. Giacomo Mazzacavallo e il dott. Enrico Della Rovere (tecnici del laboratorio di metal-

lurgia del DTG – Università degli Studi di Padova) per il loro supporto durante le analisi di laboratorio.

BIBLIOGRAFIA

- 1] J.O. NILSSON, Mat. Sc. And Tech. 8 (1992), p. 685.
- 2] P.D. SOUTHWICK, R.W.K. HONEYCOMBE, "Decomposition of ferrite to austenite in 26%-5%Ni stainless steel", Met. Sci., 14, 1980, 253.
- 3] S. ATAMERT, J.E. KING, Mat. Sci. Tech. 1992, 8, 896-911.
- 4] B.E.S. LINDBLOM, N. HANNERZ, Proc. 3rd World Conf. Duplex Stainless Steels '91, Beaune (1991), Les Editions de Physique, Courtaboeuf (1991), p. 951
- 5] H. SIEURIN, R. SANDSTROM, Materials Science and Engineering A418 (2006), p. 250.
- 6] G. MELOTTI, R. BERTELLI, M. ZANESCO, I. CALLIARI, E. RAMOUS, La Metallurgia Italiana 4 (2005), p. 39.
- 7] M. POHL, O. STORZ, T. GLOGOWSKI, Materials Characterization 58 (2007), p. 65.
- 8] V. MUTHUPANDI, P. BALASRINIVASAN, S. K. SESHANDRI, S. SUNDARESAN, Materials Science and Engineering A358 (2003), p. 9.
- 9] V. MUTHUPANDI, P. BALASRINIVASAN, S. K. SESHADRI, S. SUNDARESAN, Science and Technology of Welding and Joining Vol. 9 No. 1 (2004), p. 47.
- 10] V. MUTHUPANDI, P. BALASRINIVASAN, V. SHANKAR, S. K. SESHANDRI, S. SUNDARESAN, Materials Letters 59 (2005), p. 2305.
- 11] P. DATTA, G.S. UPADHYAYA, Materials Chemistry and Physics 67 (2001), p. 234.
- 12] J. NOWACKI, P. RYBICKI, Journal of Mat. Proc. Tech. 164-165 (2005), p. 1082.
- 13] Ø. GRONG, Metallurgical Modelling of Welding, The Institute of Materials, 1997.
- 14] ANNUAL BOOK OF ASTM STANDARDS, ASTM G48-03, 2003, ASTM.
- 15] P. FERRO, A. TIZIANI, F. BONOLLO, Welding Journal, 87 (2008), p. 298.
- 16] P. FERRO, A. TIZIANI, R. CERVO, Proceedings of the 32° Convegno Nazionale AIM, Ferrara (2008), paper 80
- 17] F. BONOLLO, A. TIZIANI, P. FERRO, La Metallurgia Italiana 2 (2005), p. 27.
- 18] F. BONOLLO, A. GREGORI, A. TIZIANI, J-O. NILSSON, Proceedings of the 11th Congress of the International Federation for Heat Treatment and Surface Engineering and the 4th ASM Heat Treatment and Surface Engineering Conference in Europe, Florence - Italy (1998), p. 291.
- 19] H. M. EZUBERA, A. EL-HOUB, F. EL-SHAWESHB, Desalination 207 (2007), p. 268.
- 20] N. LOPEZ, M. CID, M. PUIGGALI, Corrosion Science 41 (1999), p. 1615.
- 21] H.Y. LIOU, R.I. HSIEH, W.T. TSAI, Materials Chemistry and Physics 74 (2002), p. 33.
- 22] J. NOWACKI, A. LUKOJC, Materials Characterization 56 (2006), p. 436.
- 23] J. NOWACKI, A. LUKOJC, Journal of Materials Processing Technology 164-165 (2005), p. 1074.
- 24] J.D. KORDATOS, G. FOURLARIS AND G. PAPANIMTRIQU, Scripta mater. 44 (2001), p. 401.
- 25] T.H. CHEN, K.L. WENG, J.R. YANG, Materials Science and Engineering A338 (2002), p. 259.
- 26] E. ANGELINI, B. DE BENEDETTI, F. ROSALBINO, Corrosion Science 46 (2004), p. 1351.
- 27] A.J. RAMIREZ, J.C. LIPPOLD, S.D. BRANDI, Met. and Mec. Trans. A 34A (2003), p. 1575.

ABSTRACT

METALLURGICAL AND MECHANICAL CHARACTERIZATION OF UNS S32750 WELDED JOINTS WITH INNOVATIVE FILLER WIRE

Keywords: stainless steel, phase transformation, welding materials characterization, processes, materials selection

Superduplex stainless steels (SDSSs) are suitable for many industrial applications thanks to their outstanding combination of mechanical strength, corrosion resistance in various types of environments and weldability.

For ensuring such excellent combination of properties, it is essential to maintain a ferrite-austenite ratio close to 50:50. This phase balance, however, is altered during welding, because of the rapid cooling involved in most weld thermal cycles. This can result in a ferrite content, in fusion zone (FZ), over the 50%. In order to restore the phase balance, weld filler materials are usually overalloyed with Ni increased to 8-10%.

In this work, welding of a superduplex stainless steel was studied (chemical composition is listed in table 1 and calculation of nickel and chromium equivalent are shown in table 2). In particular, the effects of two different filler metals on microstructure, mechanical properties and corrosion resi-

stance were analyzed.

The material studied was an UNS S32750, GTA welded both with an innovative filler metal and with a traditional one (welding conditions are given in table 3).

Microstructural evaluations at LOM showed that filler metal with enhanced nickel equivalent ensures a greater amount of austenite in FZ (Figs. 3, 4, 5, 7) while SEM/EDS analysis didn't show pronounced difference between partitioning of elements in FZ (Fig. 9).

Concerning the mechanical properties, little differences in filler metal composition, and thus in ferrite-austenite ratio, didn't lead to significant differences in hardness or strength (Figs. 10, 12).

Corrosion tests were performed according to ASTM G48 - method A. The pitting corrosion resistance of the as-welded specimens was comparable (weight losses were about 150 g/m²); however, after post-welding heat treatment, the corrosion behaviour of the samples improved. Weight losses of the joints obtained with different filler metal were different. It was found that innovative filler wire assured a better corrosion resistance, as reported in table 4. This behaviour could be attributed to micro-alloying elements (Co, Ti, V, Nb) that affect the precipitation kinetic of secondary austenite consequent to the heat treatment.