

Comportamento a corrosione di leghe di alluminio AA2139 e AA2198 saldate con tecnica FSW

C. Monticelli, A. Balbo, V. Grassi, F. Zucchi

È stata studiata la resistenza al pitting di due leghe di alluminio, AA2139-T3 e AA2198-T3, saldate con tecnica friction stir welding (FSW). Sono stati misurati i potenziali di libera corrosione e i potenziali di pitting di elettrodi ricavati dal nocciolo, dalla zona ad esso adiacente comprendente la zona termo-meccanicamente alterata e la zona alterata termicamente e dalla lega base per individuare l'influenza delle variazioni microstrutturali provocate dalla saldatura, sulla resistenza alla corrosione. Sono state effettuate prove di accoppiamento galvanico fra metallo base e nocciolo, misurando il potenziale di coppia e le correnti di corto circuito. Le prove sono state eseguite in soluzione di NaCl al 3,5%. I giunti sono stati esaminati al MO e al SEM. L'analisi con la microsonda EDS è stata usata per determinare la composizione dei precipitati.

Nel giunto FSW della lega AA2139-T3, il nocciolo ha il potenziale di pitting maggiore della lega base. Nell'accoppiamento metallo base/nocciolo, il nocciolo si comporta da catodo e stimola la corrosione della lega base. Un comportamento opposto si osserva sul giunto della lega AA2198-T3.

Il diverso comportamento dei giunti delle due leghe è attribuito alla diversa composizione dei composti intermetallici, ricchi di Cu e Fe nella lega AA2198 e di Cu, Fe, Mn nella lega AA2139.

Parole chiave: Alluminio e leghe - Corrosione - Saldatura

INTRODUZIONE

La FSW [1], tecnica di saldatura allo stato solido, è ampiamente usata per saldare leghe di alluminio ad alta resistenza delle serie 2xxx, 7xxx e 6xxx nell'industria aeronautica, automobilistica e marina [2]. Il vantaggio di questa tecnica, rispetto ai sistemi più tradizionali di saldatura, è il minore apporto di calore, con conseguenti minori variazioni microstrutturali e migliori caratteristiche meccaniche dei giunti [3,4]

FSW è ottenuta muovendo sotto pressione un attrezzo rotante lungo la superficie di contatto di due lastre bloccate rigidamente. L'attrezzo consiste di un cilindro di materiale duro e resistente all'usura fornito di uno spinotto filettato di diametro inferiore. Il calore, generato dalla rotazione e dall'avanzamento dell'attrezzo, risultante dalla dissipazione dell'energia di attrito, provoca un aumento della temperatura e un rammollimento del materiale adiacente alle superfici di contatto. Il materiale termicamente rammollito di fronte all'attrezzo è deformato, estruso attorno allo spinotto verso la zona dietro l'attrezzo e compattato a formare il giunto.

Il processo FSW genera nel giunto tre zone microstrutturali

li differenti: il nocciolo (N), la zona termo-meccanicamente alterata (TMAZ) e quella alterata termicamente (HAZ). Il nocciolo è la zona che subisce la maggiore deformazione e l'aumento maggiore di temperatura per effetto del calore di frizione dissipata dalla rotazione del pin. È costituita da grani di piccola dimensione equiassiali, completamente ricristallizzati. La TMAZ è la zona vicina al N dove il metallo è soggetto a deformazione plastica e ad un aumento di temperatura, non sufficiente alla ricristallizzazione. La zona HAZ non subisce deformazione meccanica, ma risente del riscaldamento. Nel giunto si hanno variazioni microstrutturali dovute sia alla deformazione plastica che al calore prodotti dalla frizione. In diversi lavori è stata documentata la dissoluzione e l'ingrossamento delle particelle dei precipitati indurenti e la formazione di zone prive di precipitati vicino ai bordi dei grani nella saldatura [5-10]. Le modificazioni microstrutturali influenzano le caratteristiche meccaniche delle varie zone del giunto in funzione dell'apporto di calore, che dipende dalla velocità di rotazione e di avanzamento del pin [11-13]

Analogamente alle caratteristiche meccaniche, anche la resistenza alla corrosione della saldatura viene modificata. Il comportamento a corrosione di FSW di diverse leghe di alluminio è stato oggetto di diverse ricerche. I risultati di queste ricerche non sono sempre concordanti. È stato trovato che il giunto ha una resistenza alla corrosione migliore di quello del materiale base [13-18] o equivalente [19]. Altri autori hanno evidenziato un attacco preferenziale sul

C. Monticelli, A. Balbo, V. Grassi, F. Zucchi

*Centro di Studi sulla Corrosione e Metallurgia
"A. Daccò", Università di Ferrara*

	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Zr	Li	Ti	Ag
	%	%	%	%	%	%	%	%	%	[ppm]	%
AA 2139	0,04	0,06	5,07	0,29	0,43			0,014		510	0,33
AA 2198			2,90		0,25			0,04	0,80		0,10
	0,08	0,10	3,50	0,50	0,80	0,05	0,35	0,18	1,10		0,50

Tab. 1 - Composizione delle leghe in esame.

Table 1 - Nominal composition (wt%) of the alloys.

N [14,20], all'interfaccia N/TMAZ [21] o sulla HAZ [17,20-25]. La non conformità dei risultati può essere attribuita a parametri diversi utilizzati nella saldatura, come velocità di rotazione e di avanzamento.

L'effetto dei parametri di saldatura (velocità di rotazione e di avanzamento) sul comportamento alla corrosione di FSW AA2024-T351 è stato studiato da Jariyaboon et al.[26]. È stato trovato che la velocità di rotazione ha un ruolo determinante nella localizzazione dell'attacco corrosivo. Nelle saldature ottenute a bassa velocità di rotazione si riscontrava un attacco intergranulare sul N, mentre la HAZ era quella preferenzialmente attaccata nei giunti con velocità di rotazione maggiore. L'aumento della reattività anodica sul giunto era dovuta alla sensibilizzazione dei bordi dei grani provocata dalla precipitazione dell'intermetallico Al_2CuMg .

W. Xu e J. Lin [27] hanno studiato l'influenza della microstruttura sulla corrosione per pitting in giunti FSW di spesse lamiere di 2219-0. È stata determinata la corrosione per pitting della zona alta, media e bassa del N con la registrazione delle curve di polarizzazione. I potenziali di pitting crescevano nell'ordine metallo base, zona bassa, zona media e zona alta. Gli autori attribuirono questo comportamento alla dimensione delle particelle della fase secondaria Al_2Cu , distribuite nella struttura a grani fini equiassiali, ricristallizzati dinamicamente, del N. Le dimensioni delle particelle Al_2Cu crescono dalla zona alta a quella bassa del N.

Bousquet et al.[28] hanno studiato la suscettibilità alla corrosione di AA2024-T3 FSW con prove di corrosione intergranulare e misure localizzate di potenziale di corrosione. Il potenziale di corrosione del N era nettamente più negativo di quello del materiale base. Osservazioni al TEM hanno evidenziato nel N un aumento delle piccole particelle di intermetallici dovuto alla loro frammentazione durante la FSW. L'attacco predominante era il pitting, che si innescava attorno a queste particelle uniformemente distribuite.

Scopo di questo lavoro è di definire il comportamento a corrosione di AA 2198-T3 e AA 2139-T3 FSW in NaCl 3,5% attraverso misure di potenziale di corrosione, registrazione di curve di polarizzazione e misure delle correnti di corto circuito fra metallo base e nocciolo.

PARTE SPERIMENTALE

Le prove sono state eseguite su elettrodi ricavati da lastre (80x10x2 mm³) delle leghe AA2139-T3 e AA 2198-T3, saldate con la tecnica FSW, con il giunto nella parte cen-

trale. La composizione chimica delle leghe è riportata in Tabella 1. I giunti sono stati realizzati con i seguenti parametri di processo: AA2139: velocità di rotazione 800 rpm e velocità di avanzamento 360 mm/min ; AA2198: 1000 rpm e 50 mm/min.

Per ogni tipo di lega sono stati ottenuti tre elettrodi di dimensioni 15 x 10 x 2 mm³, uno nella parte terminale della lastrina, lontano dal nocciolo, rappresentativo del materiale base (BM), uno sul nocciolo al centro del giunto (N) e uno adiacente al nocciolo, comprendente la HAZ e la TMAZ, oltre il materiale base (indicato come ZTA). Dato lo spessore del giunto e l'estensione assai ridotta della TMAZ e HAZ, non è stato possibile ricavare elettrodi rappresentativi di queste zone. Gli elettrodi sono stati inglobati in una resina epossidica polimerizzabile a freddo, dopo aver fissato un filo di rame sulla superficie opposta a quella dove aveva agito il pin. La superficie dell'elettrodo era preparata alle carte abrasive fino alla 1200 e lucidata al panno con sospensione di Al_2O_3 0,3 μm . Gli elettrodi erano lavati con alcool etilico, con acqua distillata, sgrassati con acetone e immediatamente immersi nella soluzione di prova.

Tutte le prove sono state eseguite in una soluzione non deaerata di NaCl 3,5% alla temperatura di $25 \pm 0,1$ °C. Sono stati misurati i potenziali di corrosione (E_{corr}) per un periodo di 16 ore; sono state registrate su elettrodi diversi le curve di polarizzazione dopo 1 e 16 ore di immersione nella soluzione aggressiva, partendo da -0,2 V rispetto a E_{corr} , con una velocità di scansione del potenziale di 0,2 mV/s. Sono state misurate le correnti di corto circuito e il potenziale della coppia fra elettrodi BM e N, di area uguale, in prove della durata di 16 ore. Tutte le prove sono state ripetute tre volte con elettrodi diversi.

Le misure elettrochimiche sono state effettuate con il potenziostato/galvanostato della Princeton Applied Research Model 263A.

La microstruttura delle leghe è stata determinata con osservazione al MO, dopo attacco metallografico con reattivo di Keller e con osservazioni al SEM.

RISULTATI

Microstruttura

In Figura 1 sono mostrate le micrografie della lega AA 2139-T3. La lega base è costituita da grani equiassiali all'interno dei quali sono evidenti particelle di composti intermetallici di dimensioni notevoli. Nella HAZ si notano



Fig. 1 – Microstruttura della lega saldata AA2139.

Fig. 1 – Microstructure of friction stir welded AA2139-T3.

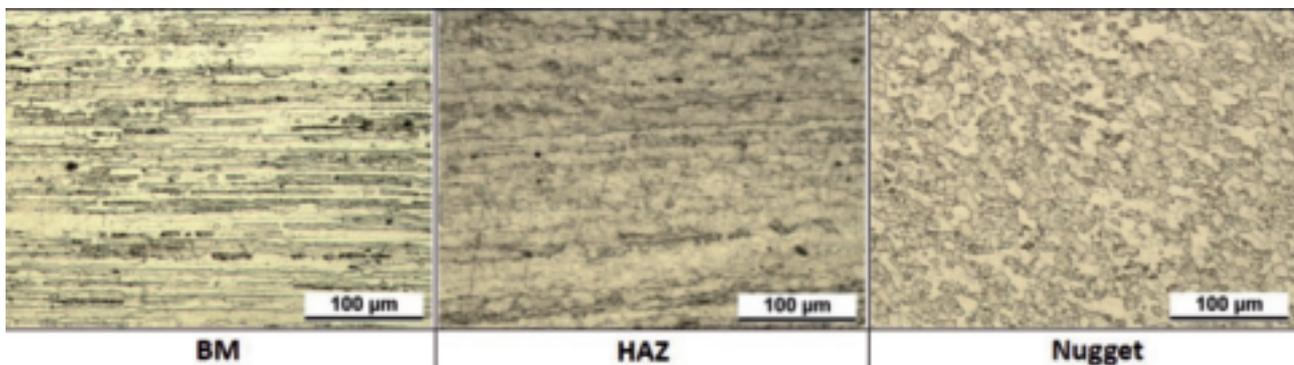


Fig. 2 – Microstruttura della lega saldata AA2198.

Fig. 2 – Microstructure of friction stir welded AA2198-T3.

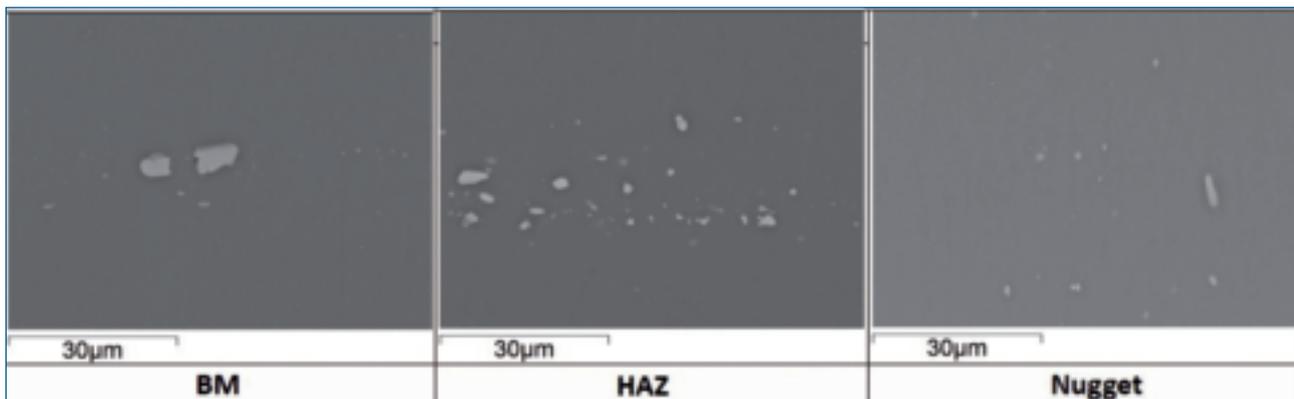


Fig. 3 – Immagini in BSE al SEM della lega AA2198-T3.

Fig. 3 – BSE-SEM images of AA2198-T3.

un ingrossamento del grano, precipitati ai bordi dei grani e all'interno dei grani, di dimensioni ridotte. Il Nugget è costituito da grani di piccole dimensioni, equiaxiali derivanti dalla completa ricristallizzazione. Si possono individuare precipitati di intermetallici di dimensioni ridotte.

Il metallo base della lega AA2198 (Figura 2) presenta grani allungati nella direzione di laminazione, con precipitati ai bordi dei grani e in numero minore all'interno dei grani. In N è presente una struttura a grani fini, nella quale sono disperse piccole particelle di intermetallici. Alcune di queste

di dimensione maggiore si vedono sui bordi dei grani. Nella HAZ si nota un ingrossamento del grano e la presenza dei precipitati sui bordi dei grani.

L'esame al SEM ha evidenziato la diversa distribuzione degli intermetallici e della loro dimensione nel metallo base, nella HAZ e nel Nugget. In Figura 3 sono mostrate le immagini in BSE al SEM della lega AA2198-T3; le particelle degli intermetallici hanno dimensioni maggiori nel metallo base; sono accumulate sui bordi dei grani nella HAZ e distribuite molto più uniformemente e di dimensioni molto più ridot-

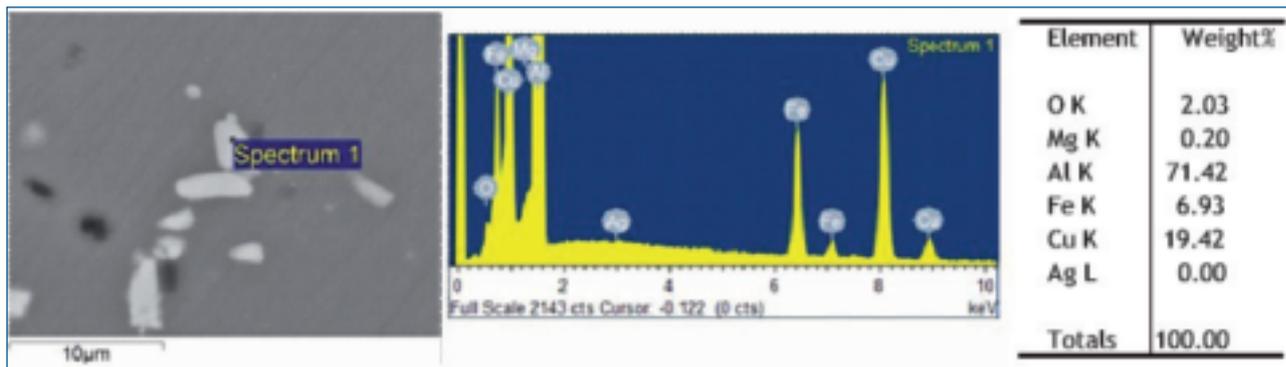


Fig. 4 – Immagini in BSE al SEM della lega AA2198-T3 e spettro EDS di una particella di intermetallico.

Fig. 4 – BSE-SEM image and EDS spectrum of intermetallic particle in AA2198-T3.

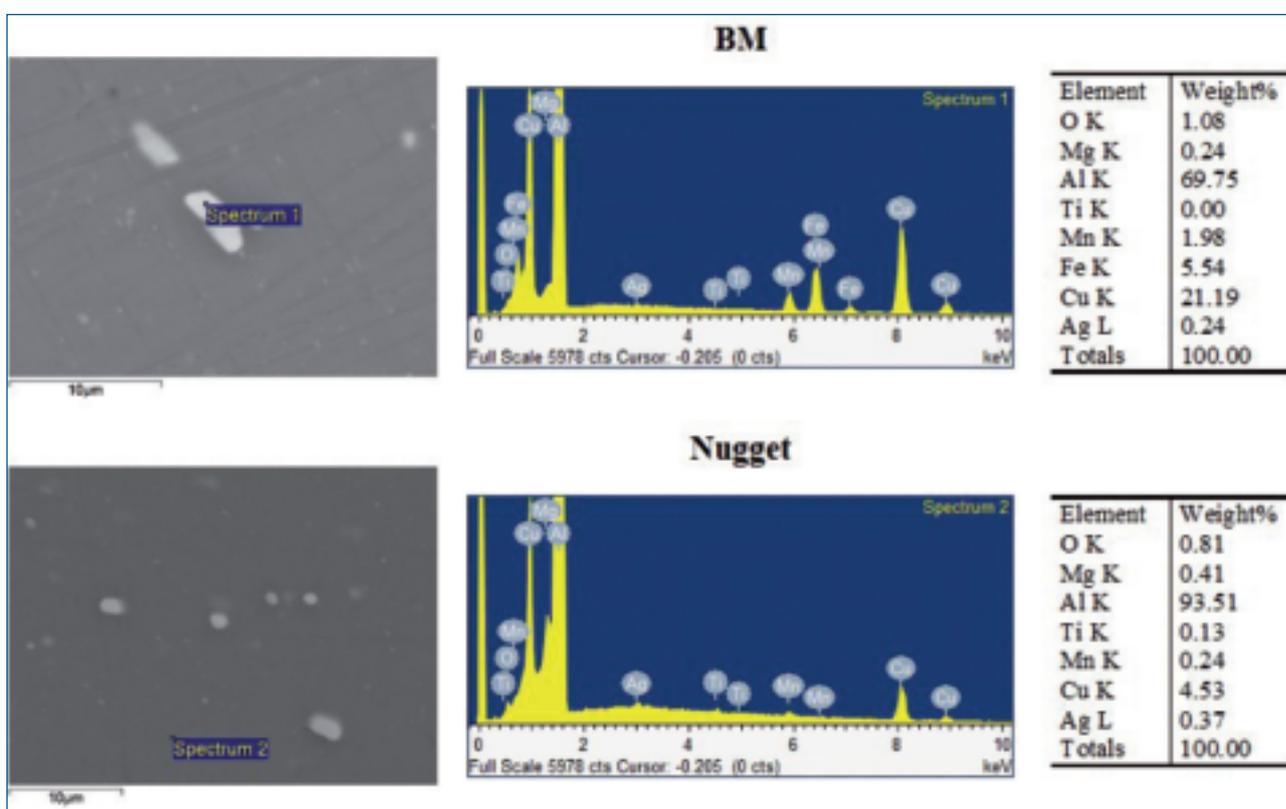


Fig. 5 – Immagini in BSE al SEM del materiale base e del nocciolo della lega AA2139-T3. Spettro EDS di una particella di intermetallico sul BM. Spettro EDS di un'area del nocciolo.

Fig. 5 – BSE-SEM images of AA2139-T3 (upper: base material; below: N) and EDS spectra of an intermetallic particle in base material and of a Nugget zone.

te sul Nugget. L'analisi alla microsonda ha mostrato che le particelle sono costituite da intermetallici ricchi di Cu (20%) e Fe (7%) di composizione uguale in tutte le zone. In Figura 4 è riportata, come esempio, l'immagine in BSE della lega base e lo spettro EDS di un intermetallico. Situazione analoga si ha sulla lega AA2139-T3. Le immagini al SEM del BM e del Nugget sono riportate in Figura 5. Anche in questo caso le particelle degli intermetallici nel BM hanno dimensioni maggiori di quelle del N. Le particelle degli intermetallici hanno un contenuto in Cu (20%),

Fe (5-6%) e Mn (2%), nettamente superiore a quello del metallo base.

MISURE ELETTROCHIMICHE

AA2139-T3

Nel giunto FSW di questa lega, N ha un potenziale di corrosione ($E_{corr} = -0,65$ V) meno negativo di quelli, tra loro simili, misurati su ZTA e BM ($-0,73$ V). Le curve di polariz-

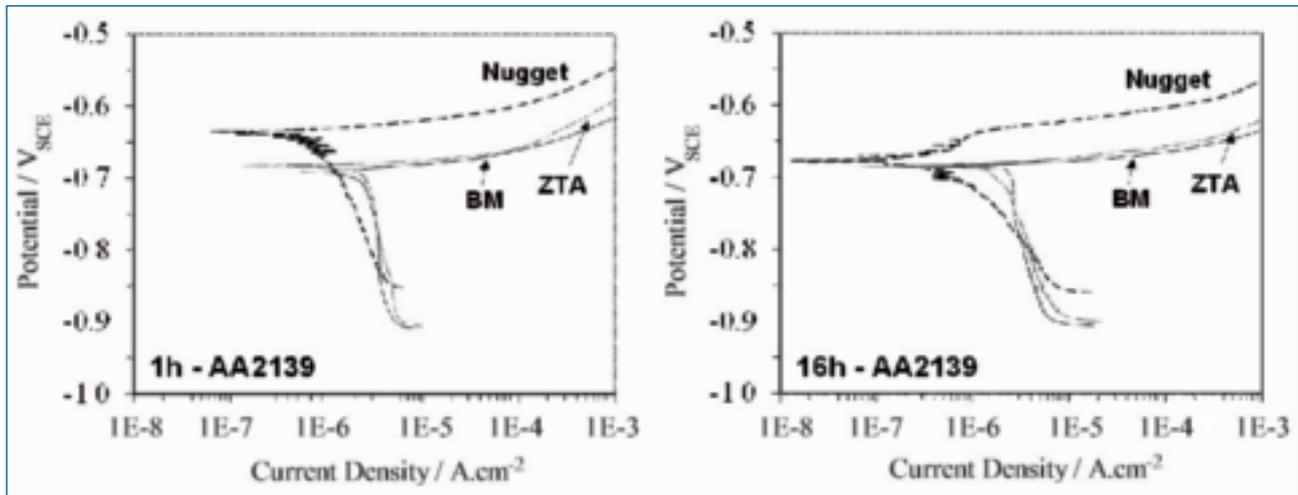


Fig. 6 – Curve di polarizzazione registrate su elettrodi ricavati dalle diverse zone della saldatura della lega AA2139-T3, dopo 1 e 16 ore in NaCl 3.5%.

Fig. 6 – Polarization curves recorded after 1 and 16h immersion in 3.5% NaCl solution, on electrodes obtained from different zones of friction stir welded AA2139-T3.

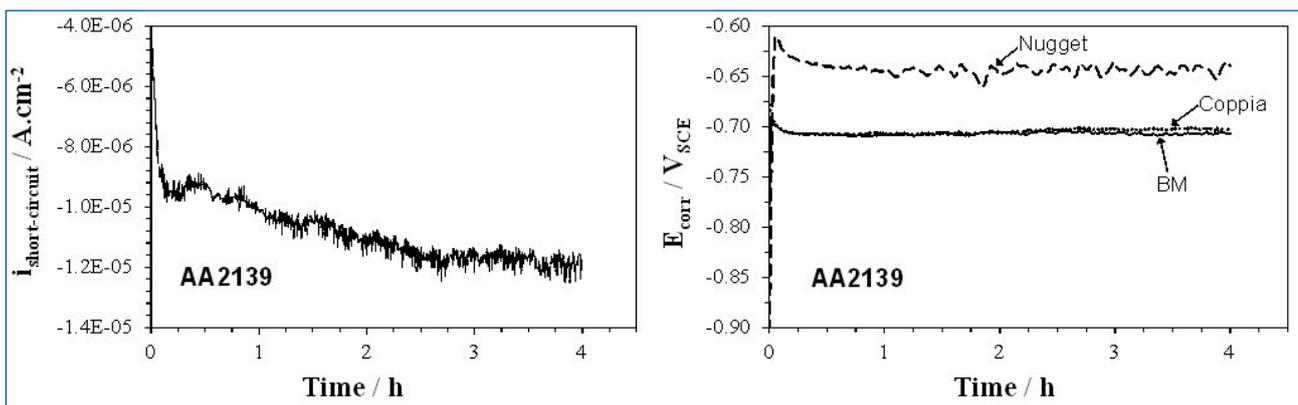


Fig. 7 – Corrente di corto circuito tra N e BM e relativi potenziali delle diverse zone della saldatura della lega AA2139-T3 in NaCl 3.5%.

Fig. 7 – Short circuit currents and potentials of N / base material couples obtained from friction stir welded AA2139-T3 in 3.5% NaCl solution. As a reference, also the time dependence of N and base material E_{corr} values are reported.

zazione (Figura 6) indicano che il potenziale di corrosione corrisponde al potenziale di pitting.

Infatti, la corrente della curva anodica aumenta in modo continuo con una pendenza molto bassa. BM e ZTA hanno un comportamento simile sia in polarizzazione anodica che catodica. Le curve catodiche di riduzione dell'ossigeno su questi due elettrodi mostrano densità di corrente maggiore rispetto a quella di N e praticamente costante nel tempo. Su N le correnti catodiche dopo 16 ore sono minori e sulla curva anodica è presente un piccolo intervallo di potenziale con correnti molto piccole, indice della formazione di un film protettivo. Le correnti di corrosione passano da $3 \mu\text{A}/\text{cm}^2$ per BM e ZTA a $1 \mu\text{A}/\text{cm}^2$ per il N dopo 1 ora. Dopo 16 ore le correnti di corrosione di BM e ZTA sono praticamente uguali, mentre quella di N si è dimezzata.

Le misure di accoppiamento fra N e BM mostrano che N

è il catodo della coppia, il potenziale di corrosione della quale si dispone a $-0,7 \text{ V}$, molto vicino a quello del BM e mediamente più negativo di 50 mV di E_{corr} del Nugget (Figura 7). La corrente di corto circuito si porta rapidamente ai $10 \mu\text{A}/\text{cm}^2$ e poi cresce lentamente fino a $12 \mu\text{A}/\text{cm}^2$ alla fine della prova.

Le macrografie di Figura 8 mostrano le superfici degli elettrodi accoppiati e in libera corrosione, dopo 4 ore di immersione in NaCl 3,5%, e confermano i risultati delle prove di accoppiamento. In libera corrosione la superficie del N mostra qualche punto di corrosione localizzata e un inizio di attacco attorno agli intermetallici. Sul BM in libera corrosione si osservano numerosi punti di attacco abbastanza profondi, il cui numero è nettamente superiore sulla superficie del BM accoppiato, mentre la superficie del N non presenta punti di attacco.

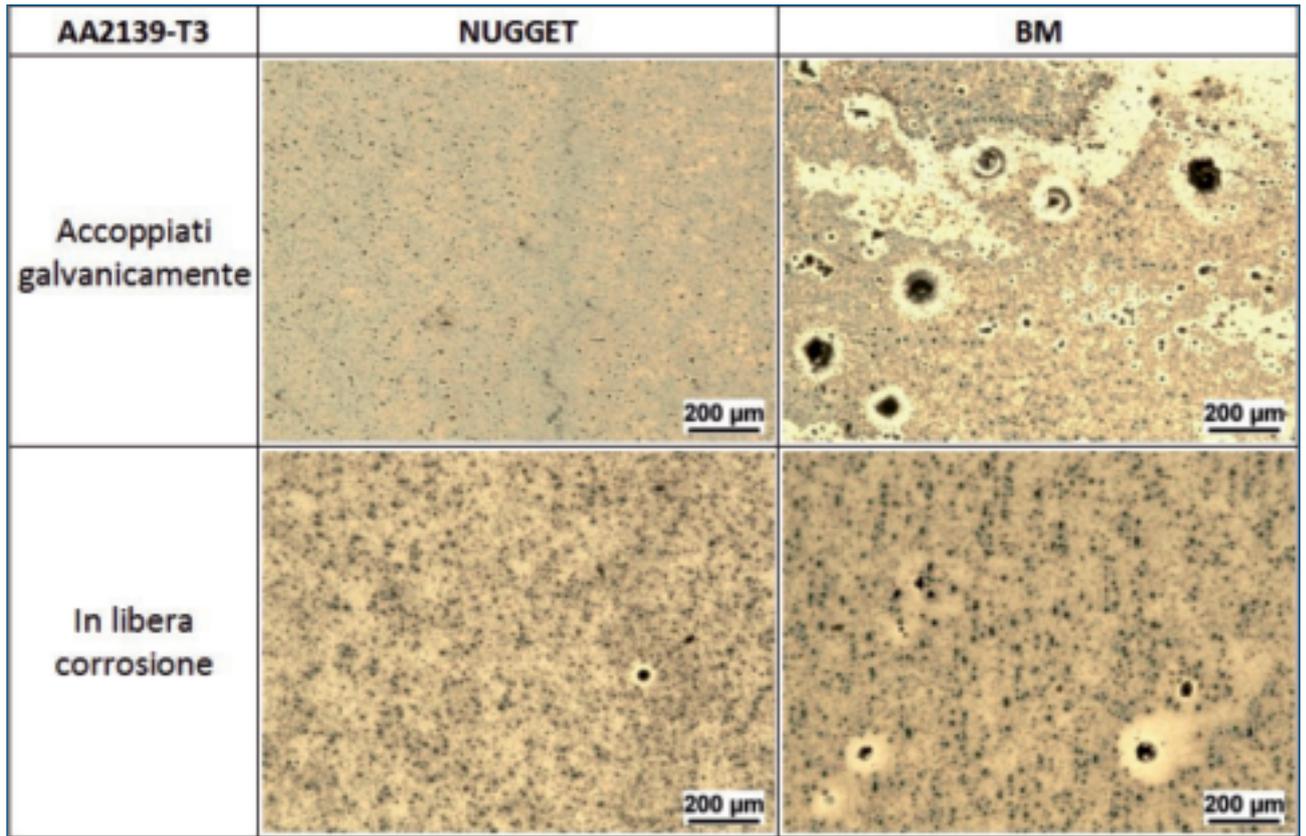


Fig. 8 - Aspetto del BM e del Nugget della lega AA2139-T3 dopo 4 ore di immersione in NaCl 3.5%, in condizioni di libera corrosione e di accoppiamento galvanico.

Fig. 8 - Morphology of corrosion attack on base material and N of AA2139-T3, obtained after 4h immersion in 3.5% NaCl solution, under both free corrosion and short circuit conditions

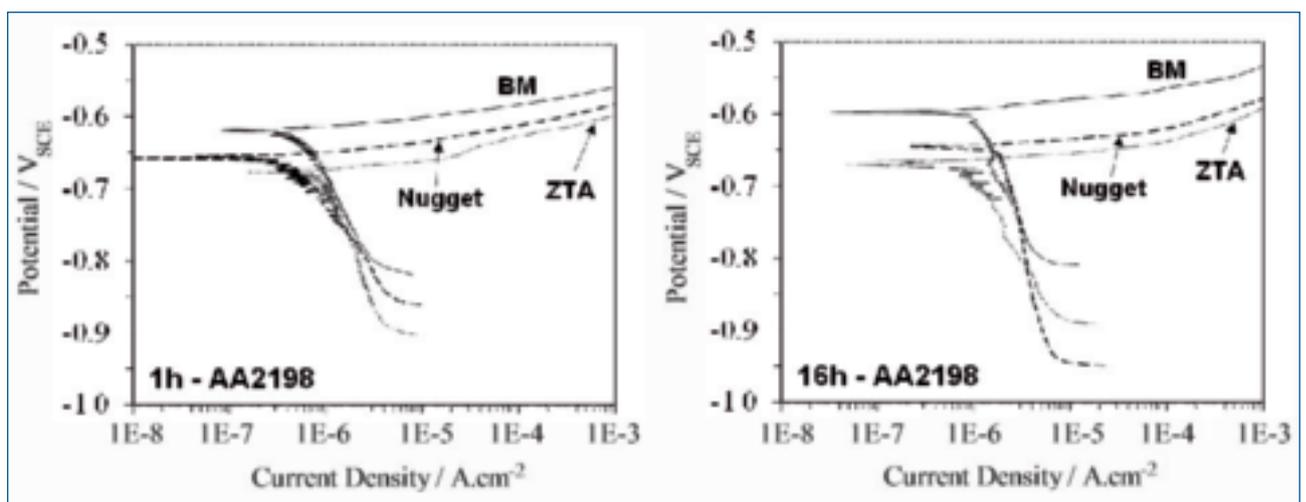


Fig. 9 - Curve di polarizzazione registrate su elettrodi ricavati dalle diverse zone della saldatura della lega AA2198-T3, dopo 1 e 16 ore in NaCl 3.5%.

Fig. 9 - Polarization curves recorded after 1 and 16h immersion in 3.5% NaCl solution, on electrodes obtained from different zones of friction stir welded AA2198-T3.

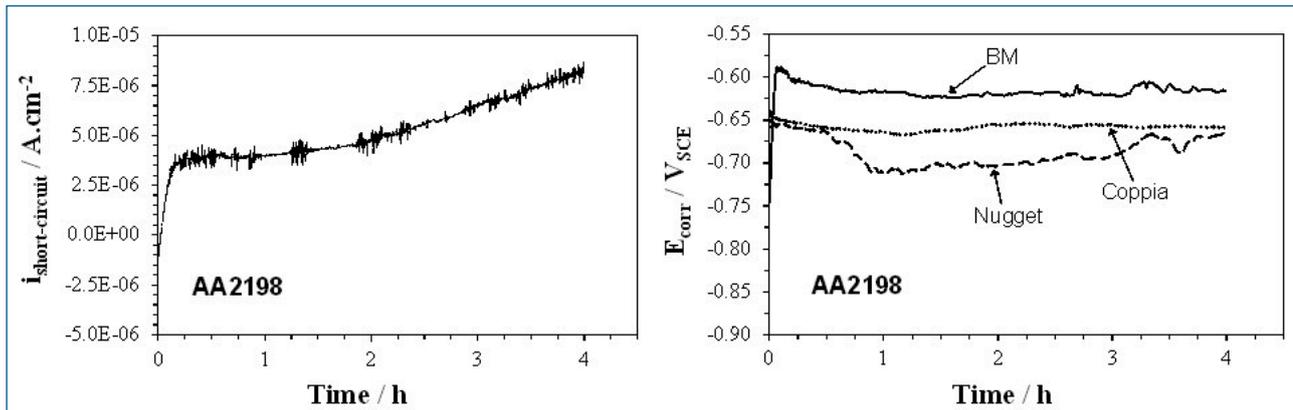


Fig. 10 – Corrente di corto circuito tra Nugget e BM e relativi potenziali delle diverse zone della saldatura della lega AA2198-T3 in NaCl 3.5%.

Fig. 10 – Short circuit currents and potentials of N / base material couples obtained from friction stir welded AA2198-T3 in 3.5% NaCl solution. As a reference, also the time dependence of N and base material E_{corr} values are reported.

AA2198-T3

Il potenziale di corrosione del materiale base (-0,61 V) rimane costante per le 16 ore di prova con piccole oscillazioni e risulta il meno negativo. Il potenziale dell'elettrodo ZTA si stabilizza rapidamente a -0,7 V e rimane costante su questo valore. Il potenziale di corrosione del N, inizialmente intermedio fra quello di BM e ZTA, risulta il più negativo.

Le curve di polarizzazione, registrate dopo 1 ora, indicano che i potenziali di pitting (coincidenti con i valori di E_{corr}) sono decrescenti passando da BM, N e ZTA. Le correnti catodiche di riduzione dell'ossigeno sono simili su BM e ZTA e minori su N. Le correnti di corrosione sono inferiori a $1 \mu\text{A}/\text{cm}^2$ (Figura 9). Dopo 16 ore, le curve di polarizzazione non variano di molto. Si osserva un aumento della corrente catodica su N e una leggera riduzione di quella su ZTA. Solo la corrente di corrosione del Nugget varia sensibilmente e cresce fino a circa $2 \mu\text{A}/\text{cm}^2$.

Le prove di accoppiamento fra BM e N mostrano che N è la zona anodica con una corrente di corto circuito, che da $3 \mu\text{A}/\text{cm}^2$ dopo circa 15 minuti arriva a $9 \mu\text{A}/\text{cm}^2$ alla fine della prova. Il potenziale della coppia rimane stabile a -0,65 V, intermedio fra E_{corr} di BM e di N (Figura 10).

Le micrografie di Figura 11, con il confronto fra le superfici degli elettrodi in libera corrosione e accoppiati, confermano l'azione protettiva del Nugget nei confronti del BM. Infatti sulla superficie del metallo base non accoppiato sono presenti punti di attacco localizzato attorno agli intermetallici, che scompaiono quando è accoppiato con il nocciolo. Sulla superficie di questo, quando accoppiato, si ampliano le zone soggette ad attacco corrosivo, già presenti alla fine della prova in libera corrosione in numero maggiore di quelle che compaiono sul materiale base.

DISCUSSIONE

I risultati delle prove eseguite mostrano che i giunti delle due leghe hanno un comportamento a corrosione op-

posto. Mentre N è meno suscettibile alla corrosione per pitting nella lega AA2139-T3, nella lega AA2198-T3 N ha il potenziale di pitting più negativo.

La ragione di questo diverso comportamento non può essere attribuito a una diversa microstruttura dei giunti. Le zone N delle due leghe hanno una struttura a grani fini equiasiali, completamente ricristallizzati, con una simile distribuzione degli intermetallici, di dimensioni non molto differenti. Come è stato documentato dall'esame al SEM. L'unica differenza è la diversa composizione degli intermetallici, ricchi di Cu e Fe nell'AA2198 e di Cu, Fe e Mn nell'AA2139. L'intermetallico Al-Cu-Fe, pur avendo un potenziale di corrosione inferiore a quello dell'Al-Cu-Fe-Mn, mostra una minore sovratensione per la riduzione dell'ossigeno (27, 28). L'effetto galvanico del primo sulla matrice è nettamente superiore a quello dell'intermetallico contenente Mn. La distribuzione molto diffusa delle particelle ricche di Cu e Fe nel Nugget dell'AA2198 rende più probabile l'innescò del pitting rispetto a quanto succede nel BM, nel quale sono presenti gli stessi precipitati ma in numero nettamente inferiore. Infatti, il potenziale di pitting della zona di nocciolo, N, corrispondente ad E_{corr} , è più negativo di circa 50 mV di quello del BM. Quando N è accoppiato con il BM si comporta da anodo proteggendo il BM. Il potenziale della coppia BM/N è intermedio fra i valori di E_{corr} dei due componenti: in queste condizioni viene stimolata la dissoluzione dell'anodo (N) e ridotta o annullata la corrosione del materiale più nobile, il BM.

Nel caso della lega AA2139 sembra che giochi un ruolo predominante la dimensione delle particelle degli intermetallici. La presenza di particelle di intermetallici di grosse dimensioni nel BM provoca nelle zone ad esse adiacenti un impoverimento di Cu. In queste zone può facilmente innescarsi l'attacco corrosivo. Su N gli intermetallici hanno dimensioni notevolmente inferiori; la loro formazione richiede una quantità limitata di Cu, e avviene ad alta temperatura, alla quale la diffusione del Cu è maggiore. In queste condizioni le zone adiacenti ai microprecipitati sono

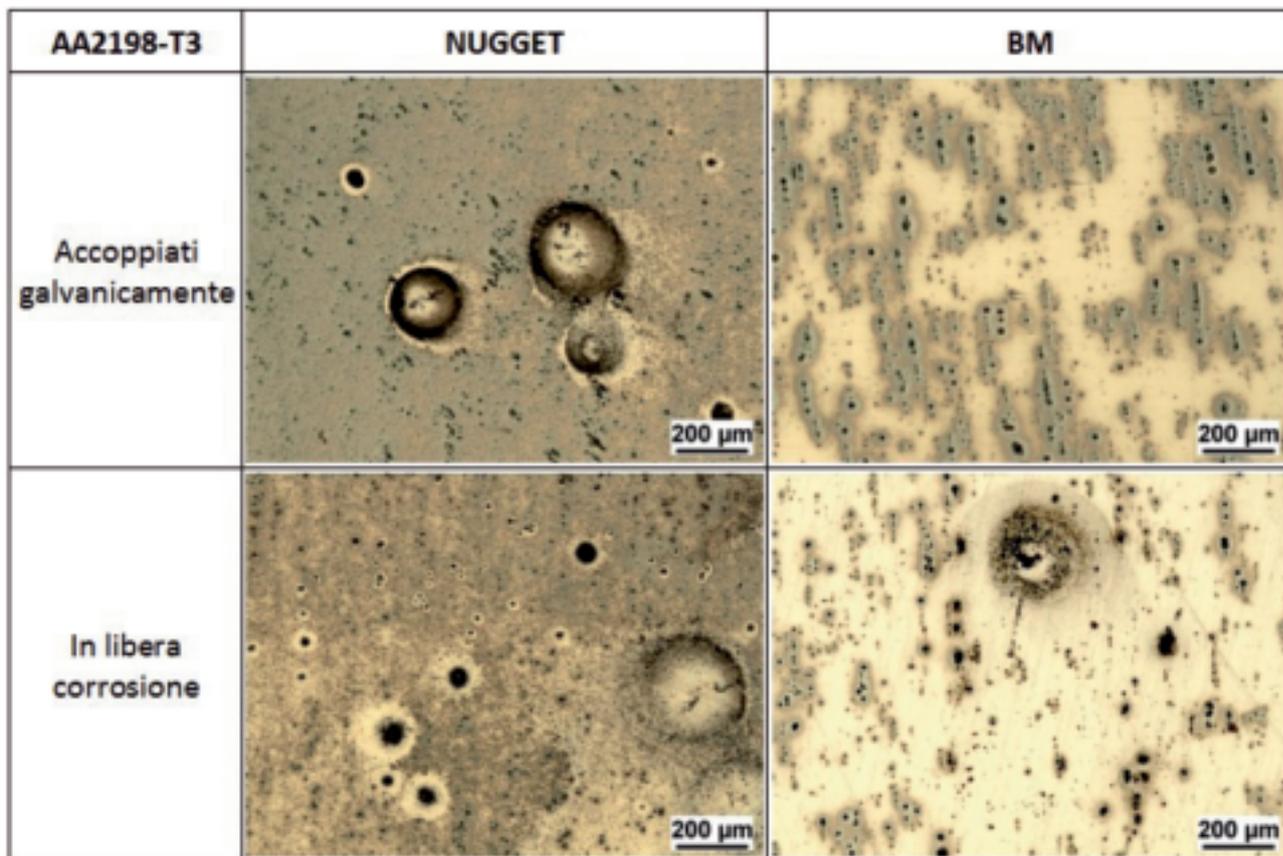


Fig. 11 – Aspetto del BM e del Nugget della lega AA2198-T3 dopo 4 ore di immersione in NaCl 3.5%, in condizioni di libera corrosione e di accoppiamento galvanico.

Fig. 11 - Morphology of corrosion attack on base material and N of AA2198-T3, obtained after 4h immersion in 3.5% NaCl solution, under both free corrosion and short circuit conditions

meno impoverite di Cu e più resistenti all'attacco. Questo può giustificare il valore meno negativo del potenziale di pitting del nocciolo, rispetto a quello del BM, come pure la protezione offerta dal BM al nocciolo nell'accoppiamento galvanico.

Anche se i parametri di saldatura, ovvero velocità di rotazione e di avanzamento del pin, adottati nella realizzazione dei giunti FSW non sono uguali, i risultati evidenziano il migliore comportamento a corrosione della lega in cui gli intermetallici hanno un E_{corr} più vicino a quello della lega base. Inoltre è da notare che i risultati ottenuti dalle prove di accoppiamento galvanico si riferiscono a superfici uguali di BM ed N. Nelle condizioni reali, in cui l'area del N e di ZTA sono nettamente inferiori a quella del BM, il rapporto fra l'area catodica e l'area anodica risulterà più alto nel giunto in AA2198, aggravandone ulteriormente l'attacco localizzato sul più attivo nocciolo. Accadrà invece l'opposto nel giunto in lega AA2139, dove l'aumento dell'area anodica del BM produrrà solo limitati effetti galvanici entro il giunto stesso.

CONCLUSIONI

I giunti saldati con tecnica FSW delle due leghe AA 2139 e AA 2198 hanno un comportamento a corrosione in soluzione di NaCl al 3,5% completamente opposto.

Il nocciolo del giunto della lega AA2139 ha una suscettibilità al pitting minore del materiale base. Un comportamento inverso si osserva nel giunto della lega AA2198.

I precipitati degli intermetallici sui due giunti hanno una distribuzione simile, ma composizione diversa: sono ricchi di Cu e Fe quelli della lega AA 2198, mentre hanno un alto contenuto di Cu, Fe e Mn quelli della lega 2139.

Il differente comportamento a corrosione dei giunti è attribuito alla diversa composizione e attività catodica degli intermetallici.

BIBLIOGRAFIA

- 1] W.M.Thomas, E.D.Nicholas, J.C.Needham, M.G. Murch, P.Temple-Smith, C.J.Dawex - Friction Stir Butt Welding, International Patent Application No PCT/GB92/02203, 1991.
- 2] W.M.Thomas, E.D. Nicholas, E.R.Watts, D.S. Staines, Mater. Sci: Forum 396-402 (2002), 1543-1548.

- 3] M.B.Ellis, M.Strangwood, Mater.Sci.Technol. 12 (1996)970-977:
- 4] M.Ericsson, R.Sandstrom, Int.J.Fatigue 25 (2003)1379-1387:
- 5] J.Q. Su, T.W. Nelson, R. Mishra, M. W. Mahoney – Acta Mater. 51, 2003, 713-729.
- 6] M.W. Mahoney, C. G. Rodesw, J. G. Flintoff, R.A. Spurling, W. H. Bingell – Metall: Mater. Trans. A, 30A, 1999, 3125-3130.
- 7] K. V. Jata – Mater. Sci. Forum 331-337, 2000, 1701-1712.
- 8] K. V. Jata, K. K. Sankaran, J. J. Ruschan – Metall. Mater. Trans. A, 31A, 2000, 2181-2192.
- 9] H. J. Lin, H. Fujii, M. Maeda, K. Nogi – J. Mater Process Technol. 142, 2003, 692-696.
- 10] M. Peel, A. Stenwer, M. Peruss, P. J. Withers – Acta Mater. 51, 2003, 4791-44801.
- 11] B. Yang, J. Yan, M. A. Sutton, A.P. Reynolds – Mater. Sci. Eng. A-Struct. 364, 2004, 55-65.
- 12] K. A. A. Hassan, A. F. Norman, P. B. Prangell – Mater. Sci. Forum 396-402, 2002, 1549-1554.
- 13] G. S. Frankel, Z. Xia – Corrosion 55, 1999, 139-150.
- 14] W. Hu, E. I. Meletis – Mater. Sci. Forum 331-337, 2000, 1683-1688.
- 15] F. Zucchi, G. Trabaneli, V. Grassi – Mater. Corros. 52, 2001, 853-859.
- 16] A. Squillace, A. D. Fenzo, G. Giorleo, F. Bellucci – J. Mater Process Technol. 152, 2004, 97-105.
- 17] G.S. Paglia, R. G. Bucheit – Mater. Sci. and Eng. A 429, 2006, 107-114.
- 18] J. Corral, E. A. Trillo, Y. Li, L. E. Murr – J. Mater. Sci. Lett:19, 2000, 2117-2122.
- 19] B. J. Connolly, A. J. Davemport, M. Yariyaboon, C. Padovani, R. Ambat, S. W. Williams, D. A. Price, A. Wescott, C. J. Goodfellow, C. M. Lee – Localized corrosion of friction stir welds in aluminium alloys in : 5th International Friction Stir Welding Symposium, Metz, France, 2004.
- 20] J. B. Lumdsen, M. W. Mahoney, C. G. Rodes, G. A. Pollok – Corrosion 59, 2003, 212-219.
- 21] S. S. Paglia , M. C. Carill, B. C. Pitts, A. P. Reynolds, R. G. Bucheit – Mater. Sci. Forum 396-402, 2002, 1677-1684.
- 22] R. Ambat, M. Yariyanboon, A. J. Davemport, S. W. Williams, D. Price, A. Wescott – Micro-electrochemical investigation of friction stir welds in aluminium aerospace alloy 2024 in : 5th International Corrosion Congress, Granada. Spain, 2002.
- 23] S. Williams, R. Ambat, D. A. Price, M. Jariyaboon, A. J. Davemport, A. Wescott- Mater. Sci. Forum 426-432, 2003, 2855-2860.
- 24] M. Yariyaboon, A. J. Davemport, R. Ambat, B. J. Connolly, S. W. Williams, S. A. Price- Corros. Sci. 49, 2007, 877-909.
- 25] W. Xu, J. Lin – Corros. Sci 51, 2009, 2743-2751.
- 26] E. Bousquet, A. Poulon-Quentin, M. Poggiali, O. Devos, M. Trouzet- Corros. Sci. 53, 2011, 3026-3034.
- 27] J.O. Ilevbar, O. Schneider, R.G. Kelly, J.R. Scully – J.Electrochem.Soc. 151 (8) 2004, B453-B464.
- 28] N. Birblis, R.G. Bucheit- J. Electrochem.Soc 152(4) 2005, B140-B151.

Corrosion behavior of FSW joints of AA2139-T3 and AA2198-T3 aluminium alloys in 3.5% NaCl solution

Keywords: Aluminium alloys - Corrosion - Welding

The Friction Stir Welding (FSW) technique is a solid-state joining process usually applied to weld high strength aluminium alloys of the AA2XXX, 7XXX and 6XXX series, with applications in the aerospace, automotive, shipbuilding and marine construction industry. The main advantage of this technique, towards the more traditional welding systems, is a lower heat input with consequently more limited microstructural changes and higher mechanical characteristics of joints.

The FSW process produces three zones with different microstructures in the joints: the nugget (N), the thermo-mechanically altered zone (TMAZ) and the heat altered zone (HAZ). Both plastic deformation and friction heat provoke microstructural variations that affect the mechanical characteristics of the different joint zones. These variations depend on the heat input which in turn is a function of welding parameters, such as rotational and advancing speed of the pin. After welding, also the corrosion resistance of the joint results modified with respect to that of the base material and numerous authors have investigated the corrosion behavior of FSW joints on various aluminium alloys. The results of these research studies are not always concordant. Some authors showed that the joints have a corrosion resistance higher than or equal to that of the base material. Other authors evidenced a preferential attack on either the nugget, or the nugget/TMAZ interface or the HAZ. The different results can be due to different parameters used in the welding, such as rotational and advancing speed.

The aim of this paper is the investigation of the corrosion behavior of FSW AA2139-T3 and AA2198-T3 in 3.5% NaCl. Pitting potentials of different electrodes obtained from either N, or adjacent zone, containing TMAZ and HAZ, or base alloys were measured after 1h or 16h immersion in the aggressive solution. Short circuit currents of N/base alloy couples were also recorded.

In the FSW joint of AA2139-T3, the pitting potential of N zone was higher than that of base alloy. In the N/base material couple, N was the cathode and stimulated the corrosion of adjacent base alloy. An opposite behavior was detected on the FSW joint of AA2198-T3.

The joints were examined by optical microscope (OM) and scanning electron microscope (SEM). The distribution of the intermetallic particles and the microstructures of the two joints are not very different. So the opposite behavior of the joints can be rather ascribed to the different composition of the intermetallic particles, which are Cu- and Fe-rich in AA2198-T3 alloy, while they contain a AlCuFeMn intermetallic compound with lower cathodic activity in the AA2139-T3 alloy.