

# Caratterizzazione meccanica mediante prove FIMEC di giunti saldati in lega di Al 6082

S. Missori, R. Montanari, A. Sili

*In questo lavoro viene presentata un'applicazione della prova FIMEC (Flat-top Cylinder Indenter for Mechanical Characterisation), di tipo non distruttivo, per la caratterizzazione meccanica di giunti in lega di Al 6082 saldati con procedura Gas Metal Arc Welding (GMAW). Misure di microdurezza Vickers e prove FIMEC hanno evidenziato che la zona fusa (ZF) ha minore resistenza meccanica rispetto al metallo base e che nella zona termicamente alterata (ZTA) le proprietà meccaniche (durezza e carico di snervamento ricavato con la prova FIMEC) presentano un andamento, in funzione della distanza dalla linea di fusione, caratterizzato da un minimo. Il trattamento termico T6 post saldatura comporta il ripristino nella ZTA delle proprietà meccaniche del metallo base.*

**Parole chiave:** giunti saldati, lega di Al 6082, microdurezza Vickers, prova FIMEC

## INTRODUZIONE

La resistenza meccanica delle leghe Al-Mg-Si, largamente impiegate in strutture saldate, può essere accresciuta, mediante trattamento termico di invecchiamento dopo tempra di soluzione, con la formazione di precipitati secondo sequenze descritte in letteratura (1,2,3).

Nel caso di giunti saldati si determinano, in genere, condizioni di minore resistenza meccanica nella ZF, dipendentemente dalla lega di apporto utilizzata (4); inoltre, i cicli termici indotti dal processo di saldatura possono portare ad un deterioramento locale delle proprietà meccaniche nella ZTA connesso con la stabilità dei precipitati (5,6). Infatti nella ZTA la morfologia iniziale dei precipitati potrebbe risultare profondamente modificata a seguito di un sovrainvecchiamento (7) o potrebbero verificarsi fenomeni di cricatura a caldo per segregazione (8), anche in relazione alla composizione del materiale d'apporto (9). In ogni caso le proprietà meccaniche nelle ZTA possono essere controllate selezionando in maniera opportuna il trattamento termico iniziale della lega o effettuando, là dove le dimensioni delle strutture saldate lo consentano, trattamenti termici post-saldatura (10).

In precedenti lavori (11,12) è stato studiato mediante osservazioni di microscopia elettronica in scansione (SEM) l'evoluzione microstrutturale in giunti di lega di Al 6082, saldati con procedura GMAW. Le proprietà meccaniche dei giunti sono state caratterizzate mediante prove di microdurezza Vickers effettuate nelle sezioni saldate lungo direzioni perpendicolari all'asse dei giunti, in modo da determinare i profili di durezza nella ZF e nella ZTA; prove di resilienza al pendolo Charpy su provini saldati, con intaglio a V posizionato nella ZF o nella ZTA, in modo da individuare i livelli di tenacità delle varie zone, e su provini del metallo base; prove di trazione e prove di fatica per flessione rotante condotte su provini cilindrici appositamente ricavati con il giunto posizionato nel tratto utile centrale e, per confronto, su provini non saldati. Le prove di trazione e di fatica, di tipo

distruttivo, non forniscono risultati specifici relativamente alle varie zone dei campioni (ZF, ZTA, metallo base), ma danno un'indicazione sul comportamento del giunto nel suo insieme attraverso un confronto di massima tra le caratteristiche meccaniche dei provini saldati e non saldati.

In questo lavoro, al fine di consentire un approfondimento delle caratteristiche meccaniche locali dei giunti saldati in lega Al 6082, sono stati effettuati prove FIMEC (13,14,15), in corrispondenza del metallo base, della ZF e della ZTA, su campioni saldati tal quali e su campioni sottoposti a trattamento termico T6 dopo saldatura.

## PARTE SPERIMENTALE

### Materiali utilizzati e metodi di saldatura

Il materiale preso in esame è la lega di alluminio 6082 (Al-Si1Mg0.9Mn0.7), sotto forma di lamiera dello spessore di 10 mm nelle condizioni termiche T6 (solubilizzazione a 535°C, tempra in acqua ed invecchiamento a 175°C per 9 ore).

La struttura metallografica del materiale è caratterizzata (fig. 1) da particelle di forma allungata, di dimensioni 1÷10 µm, da particelle estremamente fini, di dimensioni 0.1÷0.5 µm, disperse in una matrice con micropori uniformemente

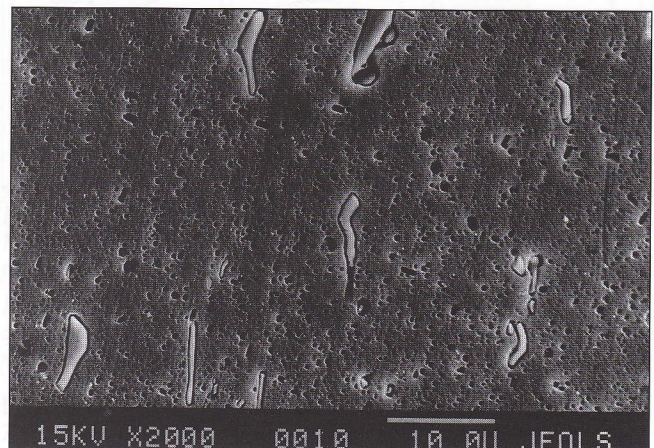


Fig. 1 - Struttura metallografica della lega di Al 6082-T6.

Fig. 1 - Metallographic structure of the 6086-T6 Al alloy.

A. Sili

Dipartimento di Chimica Industriale e Ingegneria dei Materiali - Università di Messina

S. Missori, R. Montanari

Dipartimento di Ingegneria Meccanica - Università di Roma-Tor Vergata

Memoria presentata al 28° Convegno Nazionale AIM  
Milano, 8-10 novembre 2000

distribuiti. Le particelle di maggiori dimensioni sono state identificate in base alla microanalisi EDS (11) come il composto  $(Fe, Mn)_3SiAl_{12}$ , mentre quelle più fini come  $Mg_2Si$  non completamente solubilizzato durante il trattamento termico a  $535^\circ C$ ; i micropori sono stati attribuiti al distacco delle particelle più fini durante le fasi di preparazione metallografica.

Per quanto riguarda i precipitati indurenti non rilevabili attraverso osservazioni SEM, nel seguito vengono effettuate delle considerazioni, sulla base degli andamenti della microdurezza Vickers, a riguardo delle trasformazioni nella ZTA. Le saldature sono state effettuate mediante procedura GMAW sulle lamiere accostate di testa con lembi smussati a V (angolo di apertura di  $80^\circ$ ) e accostati alla base. Considerato lo spessore delle lamiere di 10 mm, le saldature sono state effettuate in quattro passate con filo d'apporto (diametro 1.6 mm) in lega AlSi5, tipo ASTM 4043, comunemente utilizzata per ottenere zone fuse prive di fessurazioni (4). Le saldature sono state effettuate in corrente gassosa di Ar (portata 20 l/min), con un tensione tra gli elettrodi di 20 V ed una corrente di 200 A; la velocità di saldatura è stata di 0.4 m/min e la velocità di alimentazione del filo di apporto di 5 m/min. In figura 2 si riporta una rappresentazione schematica della preparazione dei giunti e delle sezioni saldate, con indicazione delle varie passate (indicate con numeri romani) e delle linee, perpendicolari all'asse del giunto, lungo le quali sono state effettuate le prove di microdurezza Vickers.

Per le misure di microdurezza Vickers e per le prove FIMEC, sono state preparate due serie di campioni metallografici delle sezioni saldate. La prima serie di campioni è stata sottoposta alle prove nelle condizioni tal quali di saldatura; sulla seconda è stato effettuato prima delle prove meccaniche un trattamento termico T6.

#### Prove di microdurezza Vickers

Le prove di microdurezza Vickers sono state effettuate nelle sezioni saldate lungo direzioni perpendicolari all'asse dei giunti (fig. 2). In questo modo sono stati tracciati i profili di durezza nella ZF, relativa ai cordoni depositati con le varie

passate, determinando la posizione e l'ampiezza della ZTA. Per le prove di microdurezza è stato utilizzato un carico di 500 g per un tempo di 10s.

#### Prove FIMEC

La prova FIMEC, di tipo non distruttivo, permette di ricavare le caratteristiche tensili di un materiale metallico in zone di piccolo volume, risultando particolarmente vantaggiosa nei casi in cui si abbiano variazioni locali delle proprietà meccaniche, come avviene nelle zone termicamente alterate in saldatura. Tale prova consiste in una indentazione effettuata su superfici metalliche piane mediante un punzone cilindrico di WC (raggio  $r = 0.5$  mm, altezza 1.5 mm), che viene fatto avanzare nel materiale con velocità costante. Il volume di materiale interessato dalla deformazione plastica è un cilindro con diametro ed altezza pari a cinque volte il diametro del punzone. Nel corso della prova si misurano allo stesso tempo la forza applicata  $F$ , da cui si ricava il carico  $q = F/(\pi r^2)$  nell'ipotesi di uniforme distribuzione di  $F$  sul campione, e la profondità di penetrazione del punzone  $\delta$ , ottenendo così una curva carico-profondità.

Le caratteristiche di questa curva sono state già descritte in precedenti lavori (13-15): dopo un primo stadio con andamento lineare fino ad un carico limite  $q_y$ , segue uno stadio caratterizzato da evidente deformazione plastica del materiale, con formazione di una protrusione attorno all'impronta, e da carichi tendenti verso un valore di saturazione  $q_s$ . Le due grandezze  $q_y$  e  $q_s$  possono essere correlate rispettivamente con il carico di snervamento  $\sigma_y$  e di rottura  $\sigma_R$ , quali misurabili in prove di trazione con provini standard. In particolare, si è potuto constatare che, mentre  $q_y$  varia molto poco al variare della velocità di penetrazione fissata nella prova,  $q_s$  è fortemente dipendente da questo parametro.

Le correlazioni possono essere espresse come  $\sigma_y \cong q_y/3$  e  $\sigma_R \cong q_s/3$  quando la velocità di penetrazione nel test FIMEC è dell'ordine di 0.1 mm/min e la velocità di deformazione nella prova di trazione è  $10^{-3} s^{-1}$ , secondo le indicazioni ottenute effettuando le prove su un gran numero di materiali (15).

## RISULTATI

#### Profili di microdurezza Vickers

Nel caso di campioni tal quali dopo il processo di saldatura, i profili di microdurezza Vickers ottenuti effettuando le prove sulle sezioni saldate, lungo una linea perpendicolare all'asse del giunto, hanno le seguenti caratteristiche (fig. 3):

- lungo la ZF la durezza si mantiene abbastanza costante, con valori intorno a 60 HV;
- nella ZTA, in corrispondenza del confine con la ZF, la durezza raggiunge i valori caratteristici del metallo base (circa 100 HV);
- allontanandosi dal confine con la ZF, il profilo delle durezze mostra prima un andamento decrescente fino al raggiungimento di un valore minimo di circa 60 HV ad una distanza compresa tra 5 e 7 mm, poi riprende a crescere fino al ripristinarsi, ad una distanza di circa 20 mm, del valore di durezza tipico del metallo base.

In relazione alla distanza dalla superficie esterna del giunto, i profili di microdurezza possono differire tra loro, per gli effetti termici connessi con le varie passate del processo di saldatura, pur mantenendo le caratteristiche descritte. I profili di microdurezza consentono, pertanto, di individuare le caratteristiche e l'ampiezza della ZTA.

Per quanto riguarda i campioni sottoposti a trattamento termico T6 prima delle prove meccaniche, i profili di microdurezza presentano, al di fuori della ZF, un andamento pressoché costante con valori di circa 85 HV (fig. 4). Ciò indica che nella ZTA sono stati annullati gli effetti del processo di saldatura, ripristinando le proprietà meccaniche del metallo

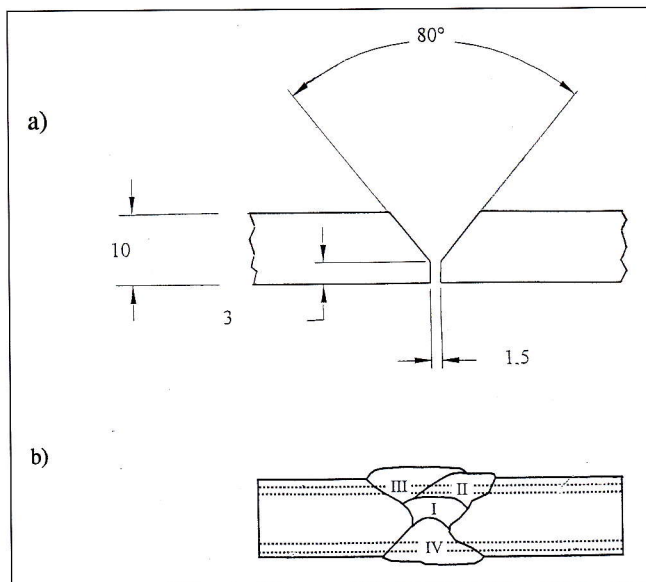


Fig. 2 - Rappresentazione schematica della preparazione di un giunto (a) e di una sezione saldata (b) con le quattro passate (indicate con I, II, III e IV) e le linee, perpendicolari all'asse del giunto, lungo le quali sono state effettuate le prove di microdurezza Vickers (quote riportate in mm).

Fig. 2 - Sketch of the joint preparation (a) and of the cross welded section (b) with the four passes (indicated as I, II, III and IV) and the traverses along which the microhardness tests are performed (dimension in mm).

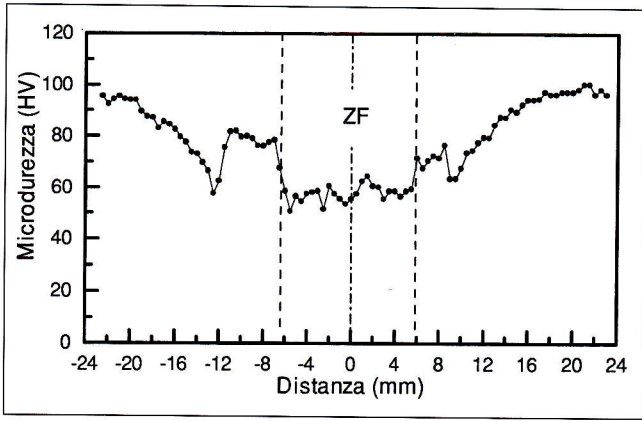


Fig. 3 - Microdurezza Vickers in funzione della distanza dall'asse del giunto in un campione tal quale dopo saldatura.

Fig. 3 - Vickers microhardness vs. distance from the axis of the cross welded section on an as-welded sample.

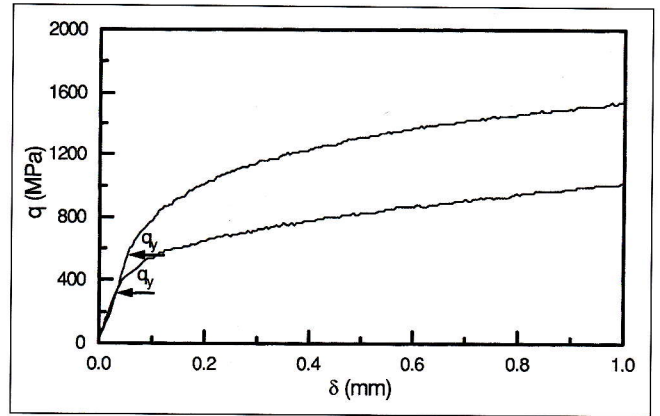


Fig. 6 - Curve carico - profondità ricavate effettuando la prova FIMEC nella ZTA in un campione tal quale dopo saldatura.

Fig. 6 - Load - penetration depth curve, obtained by FIMEC test on the HTZ of an as-welded sample.

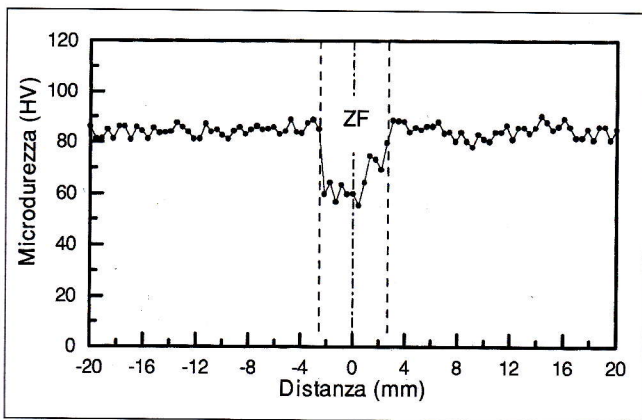


Fig. 4 - Microdurezza Vickers in funzione della distanza dall'asse del giunto in un campione trattato termicamente T6 prima delle prove meccaniche.

Fig. 4 - Vickers microhardness vs. distance from the axis of the cross welded section on a sample which has been subjected to T6 heat treatment, before mechanical tests.

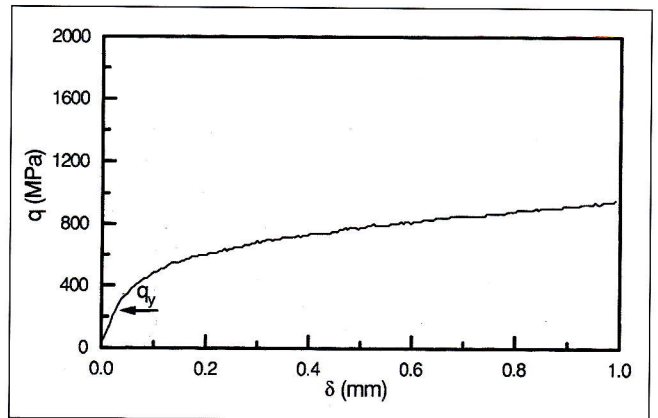


Fig. 7 - Curva carico - profondità ricavata effettuando la prova FIMEC nella ZF in un campione tal quale dopo saldatura.

Fig. 7 - Load - penetration depth curve, obtained by FIMEC test on the WZ of an as-welded sample.

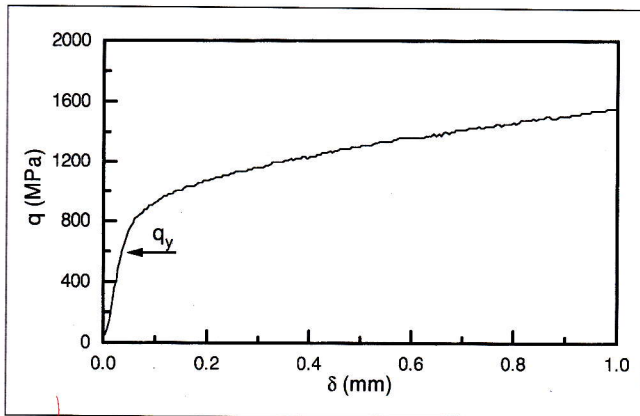


Fig. 5 - Curva carico - profondità ricavata effettuando la prova FIMEC nel metallo base in un campione tal quale dopo saldatura.

Fig. 5 - Load - penetration depth curve, obtained by FIMEC test on the base metal of an as-welded sample.

base. I valori di microdurezza nella ZF non subiscono variazioni e rimangono intorno ai 60 HV.

#### Curve carico-profondità di penetrazione

In figura 5 si riporta la curva carico - profondità ottenuta effettuando la prova FIMEC sul metallo base nel caso di un campione tal quale dopo saldatura.

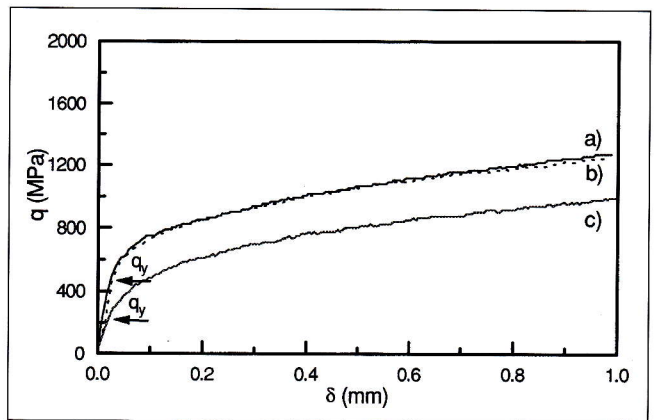


Fig. 8 - Curve carico - profondità ricavate effettuando la prova FIMEC in un campione trattato termicamente T6 prima delle prove meccaniche: a) metallo base; b) ZTA; c) ZF.

Fig. 8 - Load - penetration depth curves, obtained by FIMEC test on a sample which has been subjected to T6 heat treatment, before mechanical tests: a) base metal; b) HTZ, c) WZ.

Le prove FIMEC sono state eseguite anche sulla ZF e sulla ZTA. Nel caso di campioni non trattati termicamente dopo saldatura, le curve carico - profondità di penetrazione per la ZTA e la ZF sono riportate rispettivamente nelle figura 6 e 7. Le prove FIMEC eseguite nella ZTA hanno dato curve cari-

	Microdurezza (HV)	$q_y$ (MPa)	$\sigma_y = q_y/3$ (MPa)
Metallo base	95	600	200
ZTA	60-95	360-580	120-200
ZF	60	220	70

Tabella 1 - Campioni tal quali dopo saldatura.  
Table 1 - As welded samples.

	Microdurezza (HV)	$q_y$ (MPa)	$\sigma_y = q_y/3$ (MPa)
Metallo base	85	440	150
ZTA	85	440	150
ZF	60	210	70

Tabella 2 - Campioni sottoposti a trattamento termico T6 prima delle prove FIMEC.  
Table 2 - T6 thermal treated samples before the FIMEC tests.

co - profondità con andamenti che possono tra loro differire, a seconda della zona interessata dalla prova, come mostrato in fig. 6 dove si riportano due andamenti limite.

Nel caso di campioni trattati termicamente T6 prima delle prove FIMEC, gli andamenti caratteristici delle curve carico-profondità nel metallo base, nella ZTA e nella ZF sono riportati in figura 8.

Sulle curve carico-profondità è indicata con una freccia il punto in cui finisce il primo stadio ad andamento lineare. Il corrispondente valore del carico  $q_y$  consente di individuare il carico di snervamento del materiale, in base alla relazione  $\sigma_y = q_y/3$ .

I valori di  $q_y$  e di  $\sigma_y$  sono riportati in tabella 1 nel caso di campioni tal quali dopo saldatura e in tabella 2 per campioni sottoposti a trattamento termico T6 prima delle prove FIMEC. Nelle due tabelle vengono riportati, per confronto, anche i dati caratteristici delle microdurezze Vickers.

DISCUSSIONE

Nelle sezioni saldate, le variazioni delle proprietà meccaniche in direzione perpendicolare all'asse del giunto sono determinate, in relazione alle massime temperature raggiunte, dal prevalere di fenomeni di dissoluzione o di riprecipitazione, i quali sono da considerarsi come processi che agiscono in maniera competitiva (5). In particolare, nel sistema pseudo binario Al-Mg<sub>2</sub>Si, cui può essere ricondotta in prima approssimazione la lega 6082, la fase metastabile indurente è soggetta ad un processo di precipitazione che viene generalmente riportato nelle seguenti fasi (16):  $\beta''$  (fase metastabile indurente),  $\beta'$  (fase metastabile intermedia),  $\beta$  (fase di equilibrio Mg<sub>2</sub>Si). La massima durezza si raggiunge con la fase metastabile  $\beta''$  a struttura aghiforme (17). Il contributo alla durezza della fase  $\beta'$ , con morfologia a bastoncelli, è moderato, mentre quello della fase di equilibrio Mg<sub>2</sub>Si, a forma di dischetti, è del tutto trascurabile (18). In accordo con quanto riportato in (1), il limite superiore di esistenza della fase  $\beta''$  è costituito dalla temperatura di 240°C, mentre quello di esistenza della fase  $\beta'$  dalla temperatura di 380°C.

Sulla base di queste considerazioni, gli andamenti delle microdurezze in funzione della distanza dall'asse di saldatura possono fornire delle indicazioni circa i profili di temperatura e le evoluzioni della microstruttura nella ZTA (7). Se si considera che i picchi locali di temperatura raggiunti durante il processo di saldatura sono tanto più bassi quanto maggiore è la distanza dalla linea fusa, nella ZTA possono essere individuate le seguenti sub-zone:

- Sub-zona di risolubilizzazione, nei pressi del confine con la ZF, dove vengono raggiunte temperature maggiori di 500°C, che comportano la completa dissoluzione dei precipitati indurenti. Il recupero dei valori di durezza presenti nel metallo base può avvenire per riprecipitazione durante il raffreddamento ed i transienti termici connessi con le varie passate.
- Sub-zona con temperature comprese tra 500 e 380°C, non sufficienti perchè avvenga la dissoluzione dei precipitati, ma in grado di consentire la trasformazione completa nella

fase di equilibrio Mg<sub>2</sub>Si. In questa sub-zona, a distanza di circa 6 mm dalla linea di confine con la ZF, viene raggiunto il minimo della durezza e del carico di snervamento.

- Sub-zona di sovrainvecchiamento, con temperature comprese tra 380 e 240°C, compatibili con l'esistenza della fase  $\beta'$ , in cui si verifica quindi la trasformazione  $\beta'' \rightarrow \beta'$  e le durezze sono in crescita rispetto al valore minimo. Questa sub-zona è posta nelle immediate vicinanze della precedente e ciò spiega la possibilità di ottenere diversi andamenti delle curve carico - profondità di penetrazione nella ZTA, a seconda di come viene posizionato il punzone nelle prove FIMEC (fig. 6).
- Sub-zona termicamente alterata in modo lieve, dove vengono raggiunte temperature inferiori a 240°C, che non provocano, quindi, alcun fenomeno di sovrainvecchiamento della fase indurente  $\beta''$  e le proprietà meccaniche approssimano quelle del metallo base.

Il trattamento termico T6 dei campioni, eseguito prima delle prove, comporta il ripristino delle proprietà meccaniche nella ZTA con valori della durezza e del carico di snervamento uguali a quelli del metallo base. Tuttavia, tali valori sono più bassi di quelli misurati nel metallo base sui campioni tal quali dopo saldatura perchè il trattamento termico elimina anche gli effetti dell'incrudimento superficiale relativo al taglio ed alla lucidatura dei campioni.

CONCLUSIONI

La prova FIMEC ha consentito di caratterizzare le proprietà tensili nella ZF e nella ZTA di giunti in lega di Al 6082-T6 saldati mediante processo GMAW. È stata evidenziata la formazione di una ZF di minore resistenza meccanica rispetto al metallo base, di una ZTA, a sua volta suddivisibile in quattro sub-zone, in cui le proprietà meccaniche (durezza e carico di snervamento ricavati mediante la prova FIMEC) presentano un andamento, in funzione della distanza dalla linea di fusione, caratterizzato da un minimo; la posizione di tale minimo è localizzata ad una distanza di circa 6 mm dal confine con la ZF. Il trattamento termico T6, eseguito sui campioni prima delle prove, consente il ripristino sostanziale nella ZTA delle proprietà meccaniche del metallo base.

RINGRAZIAMENTI

Gli autori ringraziano i Sig.ri Piero Plini e Franco Iacovone per l'assistenza fornita nell'esecuzione delle prove FIMEC.

RIFERIMENTI BIBLIOGRAFICI

- 1) T. MIYAUCHI, S. FUJIKAWA, K. HIRANO, J. of Japan Institute of Light Metals, 21 (9), (1971), p. 595
- 2) R. SHERCLIFF, M. F. ASHBY, Acta Metall. Mater., 38 (1990), p. 1789
- 3) R. SHERCLIFF, M. F. ASHBY, Acta Metall. Mater., 38 (1990), p. 1803

- 4) B. IRVING, *Welding J.* 73 (2), (1994), p.51
- 5) R. MYHR, Ø. GRONG, *Acta Metall. Mater.*, 39 (1991), p. 2693
- 6) R. MYHR, Ø. GRONG, *Acta Metall. Mater.*, 39 (1991), p. 2703
- 7) V. MALIN, *Welding J.*, 74 (9), (1995), p. 305s
- 8) M. MIYAZAKI, K. NISHIO, M. KATOH, S. MUKAE, W. KERR, *Welding J.*, 69 (9), (1990), p. 362s
- 9) A. O. KLUKEN, B. BJORNEKLETT, *Welding J.*, 76 (2), (1997), p. 39
- 10) W. KERR, M. KATOH, *Welding J.*, 66 (9), (1987), p. 251s
- 11) S. MISSORI, A. SILI, *Proceedings of the 30th International Symposium on Automotive Technology & Automation, Florence, 16th-19th June 1997*, p. 241
- 12) S. MISSORI, A. SILI, *Metallurgical Science and Technology*, 18 (1), (2000), p.12
- 13) P. GONDI, R. MONTANARI, A. SILI, *J. of Nuclear Materials*, 212-215, (1994), p. 1688
- 14) P. GONDI, R. MONTANARI, A. SILI, A. DONATO, G. FILACCHIONI, L. PILLONI, *Fusion Technology 1996*, C. Varandas and F. Serra Editors, Elsevier, Amsterdam 1997, p. 1607
- 15) A. DONATO, P. GONDI, R. MONTANARI, L. MORE-SCHI, A. SILI, S. STORAI, *J. of Nuclear Materials*, 258-263, (1998), p. 446
- 16) L.F. MONDOLFO, *Aluminium alloys: structure and properties*, Butterworths, p. 566
- 17) G. THOMAS, *Journals of Institute of Metals*, (1961), p. 57
- 18) T. ENJO, T. KURODA, *Transaction of JWRI*, 11 (1), (1982), p. 61

ABSTRACT

MECHANICAL CHARACTERISATION OF 6082 Al WELDS BY FIMEC TEST

The mechanical strength of Al-Mg-Si alloys, which are widely employed in welded joints, are enhanced by ageing after solution heat treatment. The sequence of precipitation is well known (1-3). After welding softening occurs in the welded zone (WZ) and in the heat affected zone (HAZ) of joints (4-6). Overageing in the HAZ induces modifications of precipitate morphology (7) and liquation cracking has been also observed for particular compositions of the filler metal (8-9). When it is possible to perform a post-welding treatment, mechanical properties of joints may be improved by ageing (10).

In previous works (11-12) the structural evolution of 6082 Al joints obtained by gas metal arc welding (GMAW) has been investigated by SEM observations and by Vickers microhardness, tensile, Charpy and fatigue tests. The present paper describes results of FIMEC (Flat Top Cylinder Indenter for Mechanical Characterisation) test, which permitted to achieve local mechanical properties in WZ, HAZ and base metal on as-welded and post-welding T6 treated samples.

FIMEC is a non destructive penetration test employing a cylindrical WC punch with flat head (radius  $r = 0.5$  mm, height  $= 1.5$  mm). Applied force  $F$  and penetration depth  $\delta$  are measured step by step during the test. The advancement speed of the punch is maintained strictly constant by a feed-back system. Under the assumption that the force  $F$  is uniformly distributed on the sample-punch contact area, the curve applied load ( $q = F / (\pi r^2)$ ) vs.  $\delta$  is obtained. The trend of the  $q$ - $\delta$  curve has been extensively described and discussed in refs. (13-15): an initial linear stage is followed by a work-hardening stage with loads tending to a saturation value  $q_s$ . The load  $q_y$  is the limit between first and second stage. In certain standard conditions (penetration rate in FIMEC of 0.1 mm/min and deformation rate in tensile tests of  $10^{-3} s^{-1}$ )  $\sigma_y \cong q_y / 3$  and  $\sigma_R \cong q_s / 3$  (being  $\sigma_y$  and  $\sigma_R$  yield stress and ultimate tensile strength respectively). The given relationships have been assessed for a large number of materials (15).

The investigated material is the T6-6082 Al alloy. As shown in fig.1, round and elongated particles, identified by microanalysis EDS as  $(Fe, Mn)_3SiAl_{12}$ , are present in the Al matrix. The size of  $(Fe, Mn)_3SiAl_{12}$  particles is in the range 1-10  $\mu m$ . Finer particles (0.1-0.5  $\mu m$ ) of  $Mg_2Si$ , not completely dissolved during the solution treatment, and micropores produced by their detachment during mechanical polishing operations are uniformly distributed.

10 mm-thick plates have been joined by GMAW in four passes: (the joint geometry is shown in fig.2). The filler wire (diameter of 1.6 mm) had a composition type 4043 (~5% Si), which is a material commonly recommended to get a crack-free melt zone (4). GMAW process was performed in

Ar flow (20 l/min) with tension of 20V, current of 200 A, welding speed of 0.4 m/min and filler wire speed of 5 m/min.

Two groups of samples have been investigated by FIMEC and microhardness tests: the first was in as-welded conditions, the second one was submitted to T6 heat treatment after welding.

Microhardness profiles (fig.3) measured in as-welded samples along traverses on the cross welded sections show that:

- 1 - hardness in the WZ is nearly constant (60 HV);
- 2 - in the HAZ hardness decreases from the zone near the boundary with WZ to reach a minimum value (60 HV) at a distance in the range 5-7 mm from metal boundary line. At greater distances the hardness progressively increases to values similar to those of the base metal.

In T6-treated samples the microhardness profiles (fig.4) are nearly constant indicating that the effects of welding thermal cycles are substantially erased.

The  $q$ - $\delta$  curves from FIMEC tests on as-welded samples in base metal, HAZ and WZ are shown in fig.5,6,7 respectively. In the HAZ (fig.6) different curves are obtained depending on the position of the tested area. The  $q$ - $\delta$  curves of T6-treated samples are in fig.8. Arrows indicate the transition from linear to work-hardening stage, the corresponding  $q_y$  values are reported in Tab.1 (as-welded samples) and in Tab.2 (T6-treated samples).

The variations of mechanical properties observed in the welded section depend on thermal profiles in different positions during welding, thus on the related phase transformations (solution and re-precipitation processes). In the pseudobinary Al-Mg<sub>2</sub>Si system the precipitation evolves through the following steps:  $\beta''$  (metastable phase),  $\beta'$  (intermediate metastable phase),  $\beta$  ( $Mg_2Si$  stable phase). The maximum hardening is due to  $\beta''$ , whereas the contribution coming from  $\beta'$  is lower and from  $\beta$  negligible.

The more distant from fusion line the position in the HAZ is, the lower the temperature peak is. Therefore, the following heat affected sub-zones may be envisaged. 1- A sub-zone, near WZ, where the temperature becomes higher than 500 °C and a complete re-solubilization of precipitates occurs. A partial recovery of hardness takes place by re-precipitation during cooling and thermal transients of successive passes. 2- A sub-zone with temperatures in the range 500-380 °C, not high enough to re-solubilize the precipitates but sufficiently high to produce the formation of  $Mg_2Si$ . Here the hardness minimum is observed. 3- An overageing sub-zone ( $240^\circ C < T < 380^\circ C$ ) where  $\beta'' \rightarrow \beta'$  transformation occurs. 4- A slightly affected sub-zone, with temperatures lower than 240°C, where no phase transformation takes place and the mechanical properties are similar to those of base metal. T6 treatment completely restores original mechanical properties in the HAZ.