

# Evoluzione microstrutturale e verifiche tensionali in estrusi saldati in lega di alluminio AA 6005

A. Zambon, P. Ferro, F. Bonollo, A. Tiziani

*Nella seguente memoria viene esposto un lavoro basato sulla determinazione delle tensioni residue mediante rosette estensimetriche in prossimità del cordone di saldatura di estrusi in lega leggera AA 6005 utilizzati per la costruzione di veicoli ferroviari ad alta velocità. Al fine di valutare gli effetti indotti dal processo di saldatura sul materiale base e sulla zona termicamente alterata sono state eseguite analisi al microscopio ottico e prove di microdurezza su sezioni trasversali del cordone di saldatura. I risultati sono stati infine interpretati anche alla luce di un modello numerico proposto al fine di prevedere la storia termica indotta sul materiale.*

**Parole chiave:** alluminio e leghe, precipitazione, solidificazione, saldatura, diffrazione, metallografia

## INTRODUZIONE

La crescente necessità di razionalizzare l'impiego delle risorse energetiche e di minimizzare le emissioni inquinanti sta da qualche anno stimolando e "obbligando" l'industria dei trasporti ad un sempre più vasto utilizzo delle leghe leggere. La "flessibilità" tipologica (estrusi, laminati, getti) che le leghe di alluminio possono offrire consente al progettista l'adozione di soluzioni costruttive innovative e ottimizzate. Un elemento che depone a ulteriore vantaggio dell'utilizzo di tali leghe (o perlomeno di alcune famiglie) è indubbiamente la buona saldabilità, soprattutto con processi ad arco automatizzati. Il settore dei trasporti ferroviari è uno di quelli che maggiormente hanno beneficiato di tali caratteristiche delle leghe di alluminio. È fondamentale che, al di là degli aspetti di carattere operativo, vengano approfondite, con gli strumenti attualmente a disposizione, le conseguenze termiche, microstrutturali e tensionali associate all'effettuazione di processi di saldatura su manufatti per impieghi ferroviari. La valutazione dello stato tensionale residuo costituisce un'esigenza molto sentita in quanto le tensioni residue possono portare, in relazione al loro valore (in modulo e segno), alla loro distribuzione ed alla combinazione con le sollecitazioni imposte, ad un prematuro cedimento di un organo meccanico o strutturale, oppure ad un possibile incremento della vita di un componente.

Il problema della valutazione dello stato tensionale residuo può essere affrontato a diversi livelli. Ad esempio una valutazione "a priori" necessita la conoscenza di un elevato numero di parametri concernenti:

1. la conformazione del componente (spessori, variazioni di sezione, raggi di raccordo, presenza di fori o incavi, ecc...),
2. il processo (sequenze, entità, distribuzione di deformazioni e di andamenti di temperature),
3. il materiale (conducibilità termica, diffusività termica, curve di trasformazione strutturali, volumi specifici delle fasi di partenza e delle fasi derivate, ecc).

Tali problemi vengono valutati, e non potrebbe essere altrimenti, mediante codici di calcolo numerici, che richiedono la disponibilità di una potenzialità di calcolo estremamente elevata e tempi di calcolo considerevoli. Un approccio alternativo al problema consiste nell'adozione di modelli semplificati, adottando valori costanti per grandezze, nella realtà variabili, la cui influenza sullo stato finale dovrebbe essere di fatto modesta [1]. Ulteriore possibilità, cui veniva fatto ricorso ampiamente in passato, è la costruzione di modelli fisici, in scala ridotta per le strutture di grandi dimensioni, che consentano di valutare sperimentalmente, e poi di estendere alla struttura reale, lo stato tensionale. È ovvio che in questo caso si incorre necessariamente in approssimazioni legate a parametri "non scalabili" tipici di grandezze fisiche intensive, quali la conducibilità termica, la temperatura di fusione, aspetti microstrutturali, quali ad esempio le dimensioni dei grani, nel caso di materiali policristallini.

Un approccio concernente la determinazione dello stato tensionale residuo in condizioni finali, cioè sull'oggetto che ha subito tutte le sequenze termo-meccaniche, è legato alla determinazione diretta, mediante tecniche possibilmente non distruttive o quasi-non distruttive dello stato tensionale rispettivamente mediante diffrazione di raggi X (tecnica caratterizzata da una elevata risoluzione spaziale, ma che può essere talvolta di difficile applicazione in caso di materiali a grano grosso e/o a microstruttura fortemente orientata), che indaga soltanto uno strato superficiale estremamente sottile, dell'ordine della decina di micron, o mediante il metodo della rosetta estensimetrica forata.

Tale tecnica non consente di raggiungere l'elevata risoluzione spaziale a causa della non coincidenza della posizione del foro e degli estensimetri. D'altro canto, a fronte di un piccolo foro, consente di ottenere informazioni qualitative sull'andamento delle tensioni in profondità e per profondità di gran lunga superiori rispetto a quelle consentite dal metodo della diffrazione di raggi X.

## MATERIALE E GEOMETRIA DEI CAMPIONI

Il componente preso in esame è un concio di pianale ferroviario realizzato mediante la saldatura di estrusi a doppia parete in lega AA 6005-T5. In Fig. 1 viene mostrata la sezione trasversale di due estrusi saldati testa a testa mediante tecnologia MIG pulsata e robotizzata, mentre in Fig. 2 viene mostrata una foto dello spezzone prelevato e analizzato.

A. Zambon

Università di Padova - DIMEG, Padova

P. Ferro, F. Bonollo, A. Tiziani

Università di Padova - DTG, Vicenza

Memoria presentata al 29° Convegno Nazionale AIM, Modena, 13-15 novembre 2002

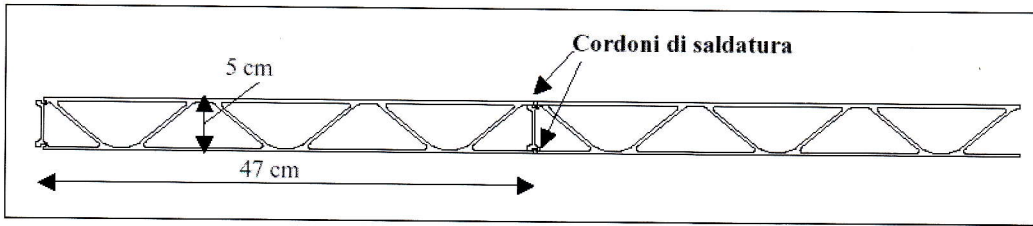


Fig. 1 - Sezione trasversale di due pannelli saldati.

Fig. 1 - Cross section of two welded panels.

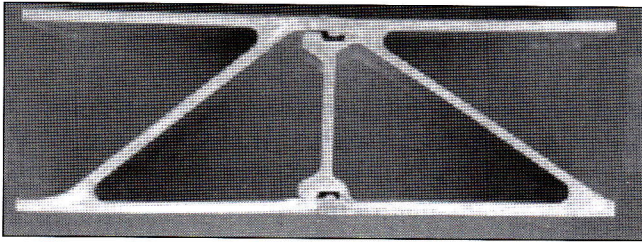


Fig. 2 - Foto del campione analizzato.

Fig. 2 - Photograph of the analysed sample.

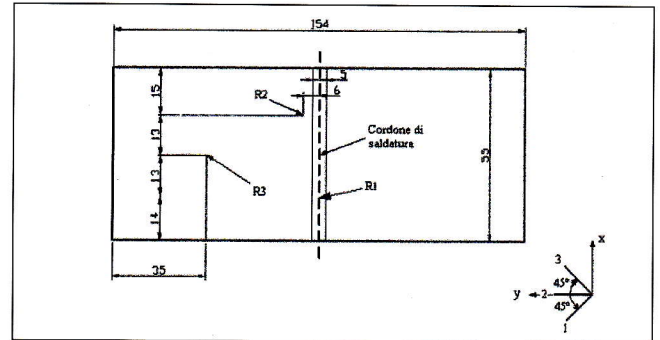


Fig. 3 - Disposizione delle rosette sul pezzo estruso.

Fig. 3 - Strain gauges arrangement on the extruded piece.

In particolare lo spessore di parete degli estrusi è di 3 mm e la saldatura è stata realizzata con un processo a doppio cordone, impiegando come metallo d'apporto la lega ER 5356.

### PARTE SPERIMENTALE

#### Determinazione dello stato tensionale residuo

Il metodo basato sul rilascio delle tensioni mediante asportazione di un piccolo volume di materiale, e sulla determinazione della conseguente deformazione in superficie del componente, determinata mediante opportuni estensimetri assemblati "a rosetta" va sotto il nome di "determinazione delle tensioni residue mediante rosetta estensimetrica forata". Nell'ipotesi di comportamento elastico-lineare del materiale, si possono determinare i valori di tensione  $\sigma_{max}$  e  $\sigma_{min}$  nel piano, nonché il loro orientamento rispetto alla griglia estensimetrica.

Se i valori determinati per le deformazioni ad ogni incremento di profondità si discostano da valori predeterminati (in norme e bollettini tecnici) [2, 3] e ritenuti validi in caso di distribuzione uniforme di tensioni lungo lo spessore del materiale, ovviamente si configura la situazione di tensioni non uniformi. In tal caso è comunque indicativo valutare la tensione equivalente uniforme, cioè quella condizione fittizia di tensione che, supposta uniformemente distribuita lungo lo spessore fino alla profondità istantanea raggiunta, pro-

durrebbe la medesima deformazione di ciascun estensimetro della rosetta, fino ad allora riscontrato.

Altro parametro significativo è l'incremento apparente di tensione che può essere ottenuto per ogni passo incrementale e separatamente per  $\sigma_{max}$  e  $\sigma_{min}$ , e può fornire un ulteriore metodo di visualizzazione del contributo allo stato di deformazione in superficie, derivante dal rilascio di tensioni a ciascun step in profondità.

Rosette estensimetriche in conformazione "a delta" modello CEA-13-062UM-120<sup>®</sup>, della Micro Measurements<sup>TM</sup> sono state incollate sullo spezzone prelevato, dopo spianatura del cordone di saldatura, in mezzeria del cordone, in zona termicamente alterata e in zona non affetta dal processo di saldatura, su un'ala del profilato. Dopo collegamento, tramite centralina di commutazione/bilanciamento, all'alimentatore-centralina di misura, si è bilanciato ciascun ramo estensimetrico, per procedere poi alla esecuzione di fori (applicando il metodo del foro cieco) a profondità incrementale mediante fresa guidata da opportuno sistema a centraggio micrometrico.

Ad ogni passo di profondità (passo =  $1/100'' = 0.254$  mm) si provvedeva alla annotazione dei valori di deformazione ( $1 \mu\epsilon = 10^{-6} \Delta l/l$ ) rilevati dagli estensimetri disposti ortogonalmente nella rosetta estensimetrica. La Fig. 3 illustra la distri-

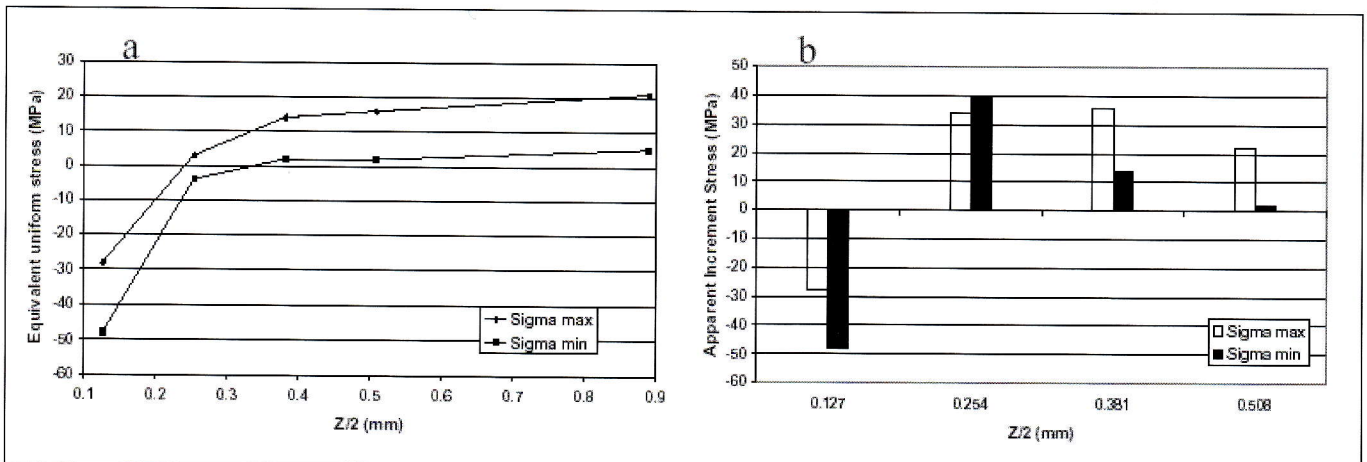


Fig. 4 - Risultati sperimentali ottenuti mediante rosetta 1 (Fig.3): a) tensione equivalente uniforme, b) incremento apparente di tensione

Fig. 4 - Experimental results obtained by strain gage 1 (Fig. 3): a) equivalent uniform stress, b) apparent increment stress.

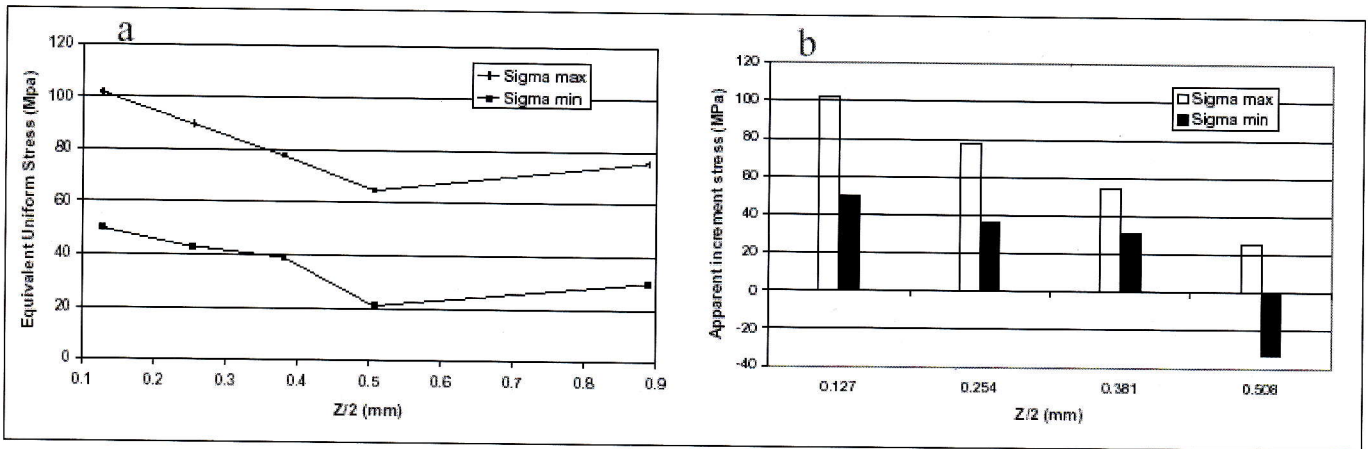


Fig. 5 - Experimental results obtained by strain gage 2 (Fig. 3): a) equivalent uniform stress, b) apparent increment stress.

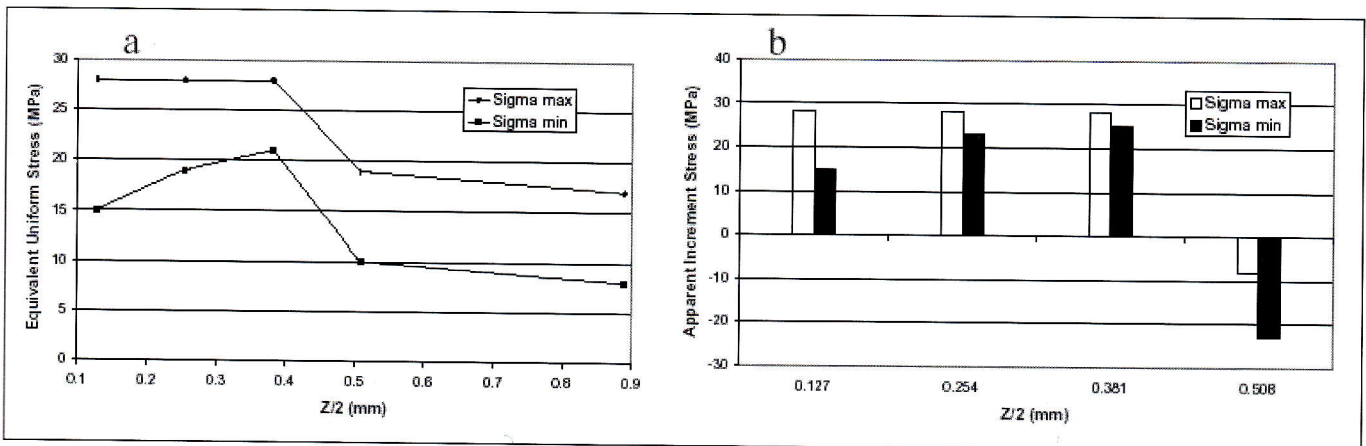


Fig. 6 - Experimental results obtained by strain gage 3 (Fig. 3): a) equivalent uniform stress, b) apparent increment stress.

buzione delle rosette sul pezzo estruso. Le posizioni sono state scelte per valutare lo stato tensionale in posizioni significative del giunto (cordone e zona termicamente alterata). Un rilievo è stato inoltre eseguito in un'ala del profilato, lontano dal cordone di saldatura. Le distanze reciproche tra le rosette e tra questa e i bordi dello spezzone di concio, dovrebbero garantire la insensibilità locale all'effetto di bordo. Le Fig. 4, 5 e 6 sintetizzano i risultati delle misure sperimentali effettuate.

ANALISI TERMICA

L'analisi termica è stata condotta mediante un modello bidimensionale semplificato agli elementi finiti ottenuto mediante il codice di calcolo Ansys 5.4<sup>®</sup>. Le proprietà termiche sono state considerate funzioni della temperatura (Fig. 7). La mesh utilizzata, Fig. 8, consta di 4513 elementi rettangolari a 4 nodi del tipo PLANE 55 (Ansys 5.4<sup>®</sup>). Si è considerato uno scambio termico per convezione ( $k = 20 \text{ W/m}^2\text{°C}$ ) mentre si sono trascurati gli effetti dell'irraggiamento. Un modo semplificato per simulare l'input termico indotto dal processo di saldatura è quello di imporre che la temperatura iniziale nella zona centrale del cordone sia tale da generare la stessa zona fusa ottenuta sperimentalmente. Tale temperatura è in genere funzione della potenza utilizzata dalla sorgente e dalla velocità di passata, ritenendo che questo approccio possa stimare abbastanza bene la storia termica subita dal materiale durante il processo. La distribuzione del tipo rappresentato in Fig. 9a è sembrata adeguata a descrive-

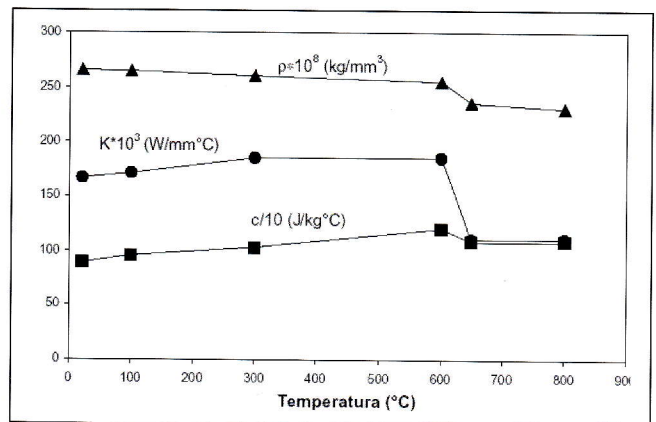


Fig. 7 - Thermal properties as functions of temperature.

re il campo termico che si instaura nella zona più esterna del cordone e nella zona termicamente alterata. E' opportuno osservare che il modello bidimensionale già applicato nella sostanza da altri autori [4-10] si avvicina tanto più al caso reale quanto maggiore è la velocità di passata e quanto minori sono le proprietà di conducibilità termica del materiale in quanto viene trascurato il gradiente termico nella direzione parallela al cordone di saldatura dovuto al movimento della sorgente. In Fig. 10 vengono rappresentate le storie termiche a tre diverse distanze dal cordone di saldatura in prossimità della mezzeria della sezione.

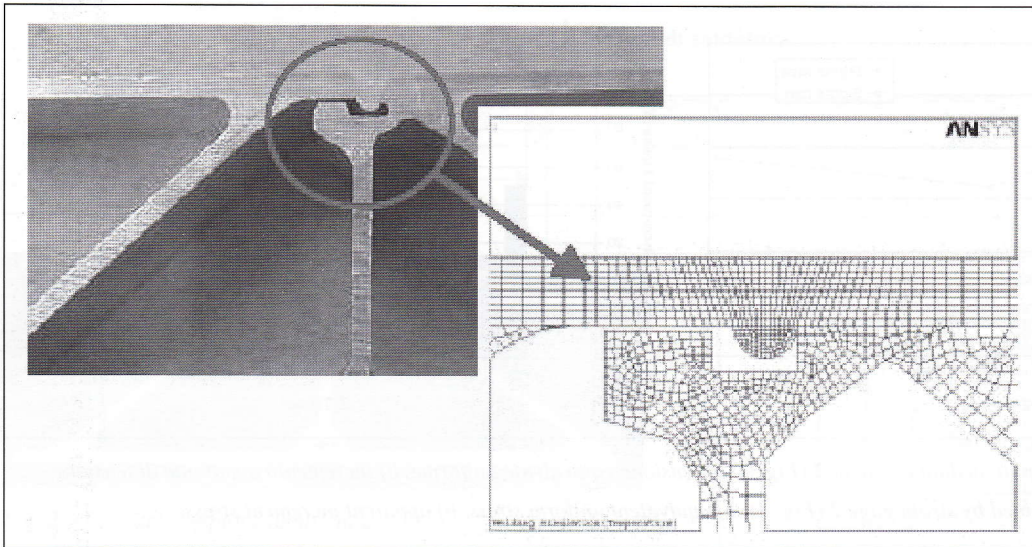


Fig. 8 - Dettaglio della mesh utilizzata

Fig. 8 - Detail of the mesh.

Fig. 9 - (a) Condizione iniziale, (b) distribuzione della zona fusa

Fig. 9 - (a) Initial condition, (b) FZ distribution.

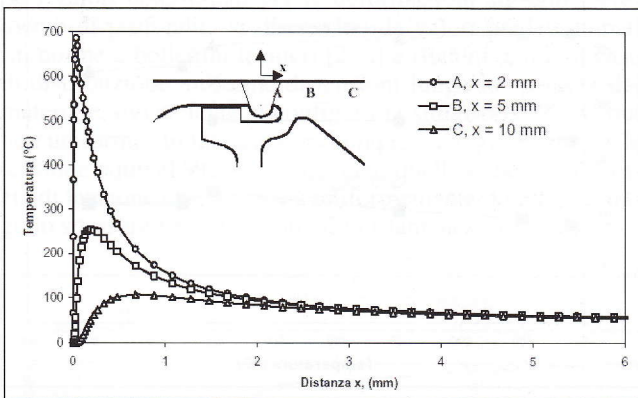
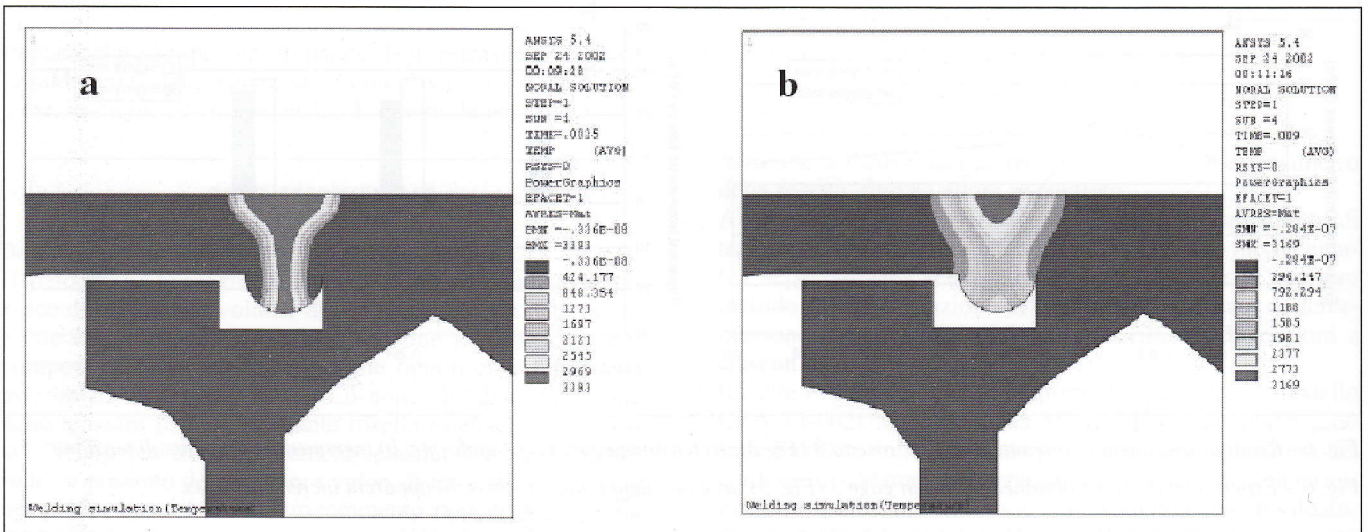


Fig. 10 - Storie termiche di alcuni punti a diverse distanze dal cordone di saldatura.

Fig. 10 - Thermal histories of some significant points at different distances from the weld bead.

ANALISI METALLOGRAFICHE E PROFILI DI MICRODUREZZA

Al fine di valutare l'effetto del processo di saldatura sul materiale utilizzato sono state eseguite analisi metallografiche mediante microscopio ottico in prossimità della zona fusa e della ZTA. I campioni sono stati inglobati a freddo per non alterare la microstruttura del materiale mentre l'attacco chimico è stato effettuato mediante le soluzioni indicate nelle didascalie delle Fig. 11 e 12.

In Fig. 11 vengono mostrate alcune micrografie relative alla zona fusa e termicamente alterata.

In Fig. 12 vengono invece presentate alcune macrografie relative a diverse zone in prossimità del cordone di saldatura. La Fig. 13 mostra un profilo di microdurezza Vickers in corrispondenza della mezzeria del cordone di saldatura. Il caratteristico avvallamento in prossimità della zona fusa è legato alla diminuzione di proprietà meccaniche dovute all'attenuazione degli effetti indotti dal trattamento termico e causati dal processo di saldatura. L'andamento delle microdurezze è interpretabile sulla base delle seguenti considerazioni.

Nel cordone, la fusione del materiale di partenza determina la perdita di qualsiasi effetto legato al trattamento termico di invecchiamento, e si ottiene una struttura evidentemente non rafforzata.

Il relativo innalzamento della microdurezza nelle regioni immediatamente adiacenti al cordone può essere attribuito ad una azione di solubilizzazione non completa (la temperatura di solvus della lega viene superata per pochi decimi di secondo a causa del campo termico indotto dalla saldatura), che non annulla completamente gli effetti del trattamento termico.

Il minimo relativo di microdurezza, riscontrato a circa 5 mm dall'asse della saldatura, è invece correlabile ad un significativo effetto di sovrainvecchiamento della lega. Secondo la formulazione proposta da H.R. Shercliff e M.F. Ashby [11-12], il fenomeno del sovrainvecchiamento può essere quantitativamente descritto mediante la relazione

Fig. 11 – Micrografie della zona fusa e termicamente alterata (100X) (HF 5% in H2O).

Fig. 11 – Micrographs of fusion zone and heat affected zone (100X) (HF 5% on H2O).

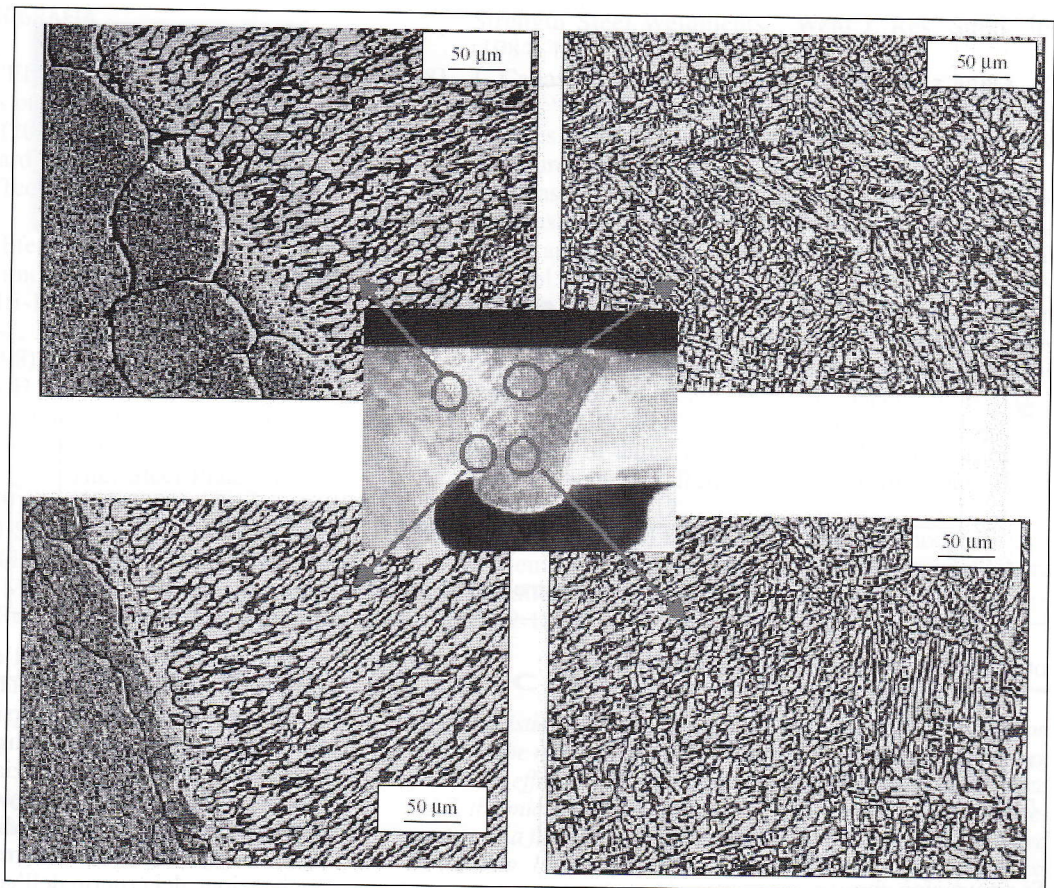
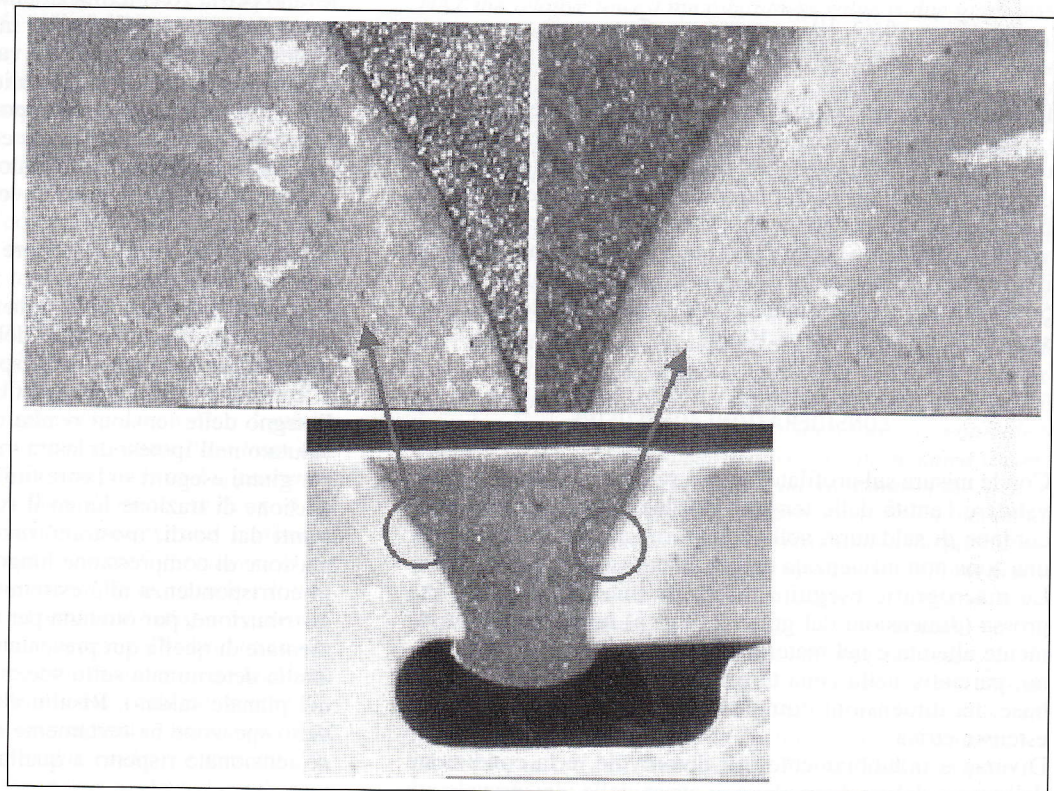


Fig. 12 – Macrografie della zona fusa e termicamente alterata (50 ml H<sub>2</sub>O, 35 ml HNO<sub>3</sub>, 25 ml HCl, 2 ml HF, 5 g Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>).

Fig. 12 - Macrographs of fusion zone and heat affected zone (50 ml H<sub>2</sub>O, 35 ml HNO<sub>3</sub>, 25 ml HCl, 2 ml HF, 5 g Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>).



$$r^3(\tau) - r_0^3 = \frac{C_1 \cdot \tau}{T} \cdot \exp\left(-\frac{Q_a}{R \cdot T}\right)$$

In cui

$r_0$  = raggio iniziale dei precipitati [mm]

$r$  = raggio dei precipitati [mm]

$C_1$  = fattore cinetico, dipendente dalla matrice metallica considerata [ $\mu\text{m}^3\text{K/s}$ ]

$R$  = costante dei gas = 8.314 [J/mole K]

$\tau$  = tempo [s]

$T$  = temperatura [K]

$Q_a$  = energia di attivazione per la diffusione = 145000 [J/mole].

Si confrontino i punti posti a 5mm e a 10mm dall'asse del cordone, la cui temperatura massima calcolata è rispettivamente di 254°C e di 108°C, e si ponga la condizione di voler

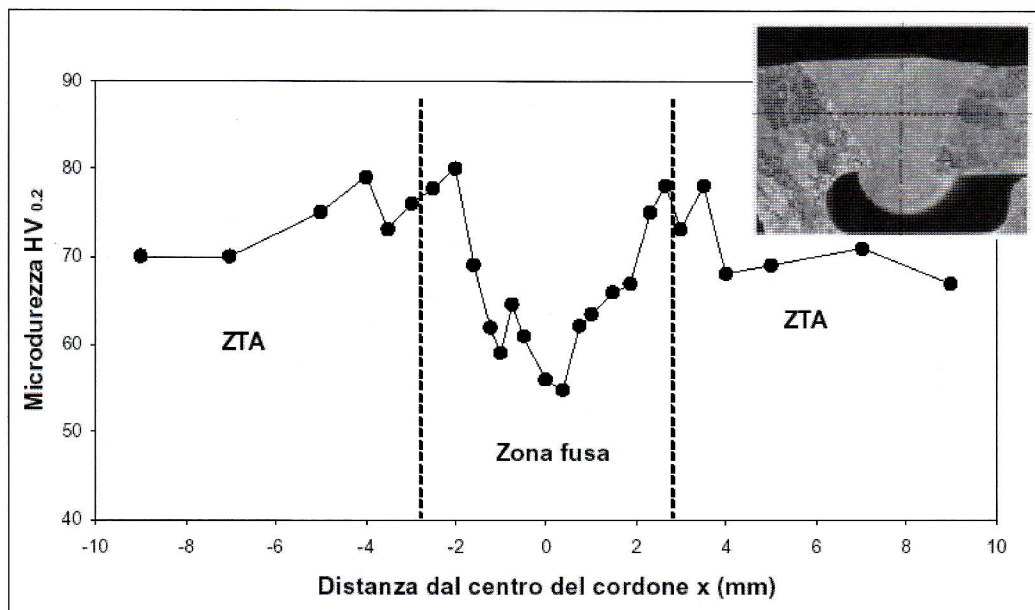


Fig. 13 - Profilo di microdurezza attraverso il cordone di saldatura

Fig. 13 - Microhardness profile in the middle line of the welded joint cross section.

ottenere precipitati della medesima dimensione:

$$\frac{r^3(\tau_{5mm}) - r_0^3}{r^3(\tau_{10mm}) - r_0^3} = 1 = \frac{C_1 \cdot \tau_{5mm} \cdot \exp\left(-\frac{Q_a}{R \cdot 527}\right)}{C_1 \cdot \tau_{10mm} \cdot \exp\left(-\frac{Q_a}{R \cdot 381}\right)}$$

Si ricava cioè che

$$0.723 \cdot \frac{\tau_{5mm}}{\tau_{10mm}} \cdot \frac{4.25 \cdot 10^{-15}}{1.32 \cdot 10^{-20}} = 232784 \cdot \frac{\tau_{5mm}}{\tau_{10mm}} = 1$$

In altri termini, un punto posto a 10 mm dall'asse di saldatura, per subire un invecchiamento confrontabile con quello di uno posto a 5 mm, dovrebbe rimanere alla sua temperatura di picco per un tempo di oltre circa 230000 volte superiore. In sostanza, un secondo a 254°C equivale, in termini di sovrainvecchiamento, a più di 64 ore a 108°C. E' chiaro come il sovrainvecchiamento sia significativo e apprezzabile a 5mm dall'asse del cordone, mentre può essere del tutto trascurato ad una distanza di 10mm.

CONSIDERAZIONI CONCLUSIVE

Con le misure sul profilato estruso saldato ci si proponeva di valutare l'entità delle tensioni residue in corrispondenza al cordone di saldatura, nella zona termicamente alterata e in una zona non influenzata dalla saldatura.

Le macrografie eseguite mostrano una grana cristallina grossa (dimensioni del grano 2÷4 mm) nella zona termicamente alterata e nel materiale base. La dimensione del grano, pertanto, nella zona termicamente alterata e nella lega base, ha dimensioni comparabili con quelle della griglia estensimetrica.

Diversa e indubbiamente più favorevole, è la condizione della zona del cordone, dove, a causa delle elevate velocità di solidificazione, gli elementi microstrutturali risultano di dimensioni molto più contenute.

In conseguenza di ciò soltanto per la zona del cordone le deformazioni normalizzate, cioè le deformazioni rapportate, step per step, alla deformazione cumulativa misurata da ciascun estensimetro della rosetta, seguono un andamento regolare ed in particolare contenuto all'interno della zona prevista dalla norma ASTM E/387.

Tuttavia, le tensioni non risultano costanti lungo lo spessore,

per cui si deve ricorrere all'applicazione dell'equivalent uniform stress (Fig. 4). Si nota in superficie una tensione di compressione, con una inversione in seguito alla prosecuzione dell'operazione di foratura.

Con i limiti più sopra evidenziati, derivanti dalla microstruttura del materiale in ZTA e nel materiale non influenzato dal trattamento termico, si può dire che la distribuzione delle tensioni non è risultata uniforme lungo lo spessore, e da una applicazione del criterio dell'equivalent uniform stress, si rilevano per la zona termicamente alterata valori di segno opposto rispetto a quelli rilevati in superficie nel cordone.

Si deve tuttavia notare che i valori derivanti dal calcolo risultano essere una cospicua aliquota della tensione di snervamento, il che comporta un possibile scostamento dall'ipotesi di comportamento lineare elastico in prossimità del foro (possibile superamento del valore di tensione di snervamento con deformazione plastica localizzata nelle vicinanze del foro).

Ciò può costituire una ulteriore causa di scostamento tra valore vero e valore calcolato.

Il rilevamento tensionale nella zona del materiale base, pur affetto dalla microstruttura del materiale, ha consentito di determinare valori, opposti rispetto a quelli del cordone, ma di entità molto inferiore rispetto a quelli valutati per la ZTA. Il segno delle tensioni risulta opposto a quello usualmente valutato nell'ipotesi di lastra infinita. Simulazioni effettuate per giunti eseguiti su lastre finite, pur confermando valori di tensione di trazione lungo il cordone per le zone molto distanti dai bordi, mostrano una inversione del segno (cioè tensione di compressione lungo l'asse e di trazione in ZTA) in corrispondenza alle estremità del cordone. Quest'ultima distribuzione, pur ottenuta per una geometria molto più elementare di quella qui presentata, conferma qualitativamente quella determinata sullo spezzone, prelevato ad un estremo del pianale saldato. Risulta altresì ovvio che la escissione dello spezzone ha certamente comportato una redistribuzione tensionale rispetto a quella esistente nella pannellatura integra.

La questione circa le possibili migliori prestazioni della tecnica di diffrazione dei raggi X, ed in particolare del noto metodo del "sen² ψ", porta a prevedere che tale approccio sarebbe stato ben difficilmente applicabile, essendo richiesta la disponibilità di materiale policristallino e che, nell'ambito della risoluzione spaziale accettabile, le dimensioni dello spot avrebbero interessato una frazione del grano, rendendo ovviamente scarsamente attendibile, seppur applicabile, il metodo citato.

BIBLIOGRAFIA

- [1] X.K. Zhu, Y.J. Chao "Effects of temperature-dependent material properties on welding simulation", *Computers & Structures* 80 (2002), pp. 967-976
- [2] ASTM E 837/85 Standard Test Method
- [3] Measurement Group "Tech Note TN 503-3", U.S.A., 1988
- [4] Pablo Pasquale, Wulf Pfeiffer and Wolfgang Burget. "Numerical and Experimental Investigation on Residual Stresses in Multi-Run Heavy Section High Strength Welded Joints", *Mathematical Modelling of Weld Phenomena* 4 (1998), pp. 620-630, Ed. Professor H. Cerjak, Series Editor H. K. D. H. Bhadeshia.
- [5] R. F. D. Porter Goff "A Simplified Analysis of the Residual Longitudinal Stresses and Strains Due to the Gas-Cutting and Welding of Thin Steel Plate", *Int. J. Mech. Sci.* Vol. 21 (1979), pp. 287-300.
- [6] Lambert Tall "Residual Stresses in Welded plates - a Theoretical Study". *Weld. J. Res. Supp.* 43, (1964) 10s.
- [7] J. E. Agapakis and K. Masubuchi "Analytical Modelling of Thermal Stress Relieving in Stainless and High Strength Steel Weldments", *Weld. J. Res. Supp.* 36, (1984) 187s.
- [8] J. Cañas, R. Picòn, F. París, A. Blazquez and J. C. Marín, "A Simplified Numerical Analysis of Residual Stresses in Aluminium Welded Plates", *Computers & Structures*, Vol. 58 No. 1 (1996), pp. 59-69.
- [9] J. Cañas, R. Picòn, F. París and J. I. Del Río, "A One-Dimensional Model for the Prediction of Residual Stress and its Relief in Welded Plates", *Int. J. Mech. Sci.* Vol. 38 (1996), pp. 735-751.
- [10] P. Ferro, A. Tiziani, F. Bonollo, "Analisi numerica e teorica del campo di tensioni residue indotte dal processo di saldatura in piastre in lega leggera", *Atti convegno AIAS 2002*, Paper 009.pdf (disponibile su CD).
- [11] H.R. Shercliff, M.F. Ashby, "A process model for age hardening of aluminium alloys. II. Application of the model" *Acta Metallurgica et Materialia*. Oct. 1990; 38(10), pp. 1803-12.
- [12] H.R. Shercliff, M.F. Ashby, "A process model for age hardening of aluminium alloys. I. The model" *Acta Metallurgica et Materialia*. Oct. 1990; 38(10), pp. 1789-1802.

A B S T R A C T

**MICROSTRUCTURAL EVOLUTION AND RESIDUAL STRESS MEASUREMENTS IN WELDED AA6005 ALUMINIUM ALLOY**

**KEYWORDS:**

aluminium alloys, precipitation, solidification, welding  
X-ray diffraction, metallography

*In this work, metallurgical and numerical investigations and experimental stress analysis (blind hole technique) were performed on aluminium alloy welded extrudates, to be used for railway applications. The need for a deeper knowledge on metallurgical characteristics and mechanical behaviour of welded joints in such components arises from the increasing request of high performance and weight reductions in the transport field, which means a significant reduction of polluting emissions. The component studied consists of a piece of floor panels to be used in railway wagons in AA 6005 aluminium alloy, joined by automatic arc welding technique (GMAW). Figs. 1 and 2 show respectively the geometry of two whole welded panels and the sample cut for analysis. After the smoothing out of the bead head, strain gauges were bonded on the heat-affected zone (HAZ), on the fusion zone (FZ) and on the parent metal (Fig. 3). The deformation measurements were done with a depth increment of 0.254 mm, and the obtained results have been elaborated in terms of equivalent uniform stress and apparent increment stress (Figs. 4 - 6). A finite elements analysis of the thermal field induced by the welding process was performed using a simplified 2D model, built by Ansys 5.4® numerical code. Thermal properties of the material were considered functions of temperature (Fig. 7) and only heat transfer by convection and conduction was taken into account. The heat input was modelled imposing in the centre of the fusion zone an initial distribution of temperature in order to obtain, during cooling, the same FZ observed in the transverse section of the sample (Fig. 9). It is worth mentioning that in this model the thermal gradient parallel to the welding speed was neglected, so that the results are much more correct as the welding speed increases and the thermal conductivity of the material decreases. Fig. 10 shows the thermal histories of some significant points at different distances from the weld bead.*

*Metallurgical analysis on the bead and HAZ was performed by means of optical microscopy. Figs. 11 and 12 show respectively micrographs and macrographs of some regions near to the weld bead. Vickers microhardness profiles were obtained in the middle line of the cross section of the weld bead (Fig. 13). The*

*characteristic sinking of the microhardness profile in the fusion zone can be noted, which can be attributed to the loss of ageing treatment effects, while, at the boundaries between the FZ and HAZ, the microhardness increase can be considered the consequence of a further ageing, associated to the heat input induced by welding. In this zone, in fact, the calculated temperature exceeded the solvus line for only few tenths of seconds. In the HAZ the relative lowest microhardness value is due to an overageing effect.*

*Comparing the temperatures reached by two points at 5 mm and 10 mm from the welding line, calculated using the H.R. Shercliff and M.F. Ashby formulation for the precipitate growth, it can be seen that the overageing is very significant in the first point and can be neglected in the second one.*

*Because of the coarse size of the grains in the HAZ and in the parent metal, which are of the same order of magnitude of the length of the strain gauges grids, only in the FZ (where the grain size were fine enough, due to the high cooling rate), the normalised strains (the deformation compared, step by step, to the cumulative deformation measured by each strain gage) follow a regular behaviour and in particular within the zone expected by the ASTM E/387 standard. However, the stress field is not constant across the thickness, therefore the equivalent uniform stress criterion must be used. It can be noted a compression stress in the surface, with an inversion of the sign as the depth of the hole increases. Taking into account the limitation due to the microstructure in the HAZ and in the parent metal, the stress distributions in such zones are not uniform across the investigated thickness and the equivalent uniform stress shows opposite values compared to the ones obtained in the FZ. However, it is worth-noting that the obtained values in the HAZ are close to the yield stress, so that there is a possible divergence from the hypothesis of linear elastic behaviour near the hole. This fact may be a further cause of divergence between true and calculated values. The residual stresses in the base metal have an opposite sign and lower value compared to the ones measured in the HAZ.*

*As a general observation, it can be said that the cutting of the sample from the integral structure and the smoothing out of the bead head, led to a redistribution of the residual stress field, so that the sign of the obtained values are not coherent with the ones theoretically expected. Concerning the X-ray diffraction technique, and in particular the 'sin<sup>2</sup>y' method, it can be observed that it can be applied with some difficulties, because of the coarse grain size of the sample compared to the X-ray spot.*