

# Fracture toughness and $\Delta K_{th}$ of the Ti-6Al-4V alloy and TIG modified welded Joints

H. Herold, M. Streitenberger, G. P. Cammarota, L. Ceschini, A. Morri, F. Tarterini

*Titanium alloys are widely used in the aerospace industrie for their remarkable strenght: weight ratio and resistance to high temperature creep. A number of studies[1-4] have shown that it can be difficult to achieve satisfactory properties welding some high strenghts  $\alpha$ - $\beta$  titanium alloys as Ti-6Al-4V. Although the effects of various thermal and mechanical treatments on fracture toughness of welded joint have been investigated, there are few reports concerning toughness of the most widely used Ti6Al4V and some aspects of the fracture toughness and fatigue are, however, not completely investigated.*

Parole chiave: titanio e leghe, saldatura, meccanica della frattura

## INTRODUCTION

In the normal welding methods of  $\alpha$ - $\beta$  titanium alloys a reduction in ductility and toughness have been found, because of the microstructure, consisting of a large prior  $\beta$  grain size and an acicular partially martensitic matrix [5,6]. Under normal welding conditions it is impossible to improve the ductility without an annealing treatment, because with a high energy input the coarsening of the prior  $\beta$  grains occur while with a low heat input is predominant a martensitic or fine Widmanstätten microstructure.

The correlation between metallurgical features and energy absorbed in impact tests could be of great interest. The impact test is, infact, a practical procedure to evidence microstructural variations, as a result of differents thermal treatments [7].

The main aim of this work was to find a correlation between the  $K_{IC}$  and the energies values obtained from an instrumented Charpy impact test even if we are not in presence of a crack and a plain strain state due to the low thickness of the specimen. Only at low temperatures or after hydrogen charging, the plain strain state is present, however various formula are available in literature for the correlation between the  $K_{IC}$  and KV by Barsom - Rolfe - Novak [8], Corten-Sailors [9], Marandt-Sanz [10], Schroeder [11].

In this investigation, impact,  $K_{IC}$ ,  $\Delta K_{th}$  tests have been carried out to measure toughness and fatigue properties of Ti-6Al-4V alloy. We tested also welded and hydrogen charged material. An instrumented pendulum was used to measure the energy spent to nucleate the crack ( $E_n$ ), the energy spent to propagate the crack ( $E_p$ ) and the total energy ( $E_t$ ) that is the usual KV value.

## MATERIALS AND EXPERIMENTAL PROCEDURE

The materials studied were the Ti-6Al-4V alloy in sheet form (20 mm thick), which was received in the  $\alpha$ - $\beta$  processed condition, and Ti-6Al-4V alloy welded plates, (20 mm

thick) not heat treated. Welding was performed with a magnetically impelled-arc narrow-gap GTA method with a filler of SP-15.

The microstructure for the material in the  $\alpha$ - $\beta$  processed condition consisted of a small percentage of  $\beta$ -phase distributed at the elongated  $\alpha$  grain boundaries; while the weld exhibited an acicular morphology where it is not possible to distinguish between the martensitic and the fine Widmanstätten microstructure.

The mechanical tests in the study included, impact test according to ASTM E23 [12],  $K_{IC}$  (the stress intensity factor in linear elastic fracture mechanics condition) test according to ASTM E399 [13],  $\Delta K_{th}$  (Fatigue Crack Growth Rate) test according to ASTM E647 [14]. The tests were performed on specimens cut from the plates in the following condition:

- Ti-6Al-4V alloy in the  $\alpha$ - $\beta$  processed condition;
- welded joint heat treated at 600° C in Argon atmosphere for 2 hours and followed by air cooling;
- Ti-6Al-4V alloy in the  $\alpha$ - $\beta$  processed condition and hydrogen charged in a  $H_2SO_4$  1N solution with 20 mg/l of  $Na_2S$ , using a cathodic current of 4.5 mA/cm<sup>2</sup> at room temperature for 24 hrs.

An instrumented pendulum was used to measure the energy spent to nucleate the crack ( $E_n$ ), the energy spent to propagate the crack ( $E_p$ ) and the total energy ( $E_t$ ) that is the usual KV value. Some specimens were equipped with crack gages (Fig.1) which measure the electric resistance, related to the crack dimensions. Fractographic examination was carried out in an scanning electron microscope (SEM).

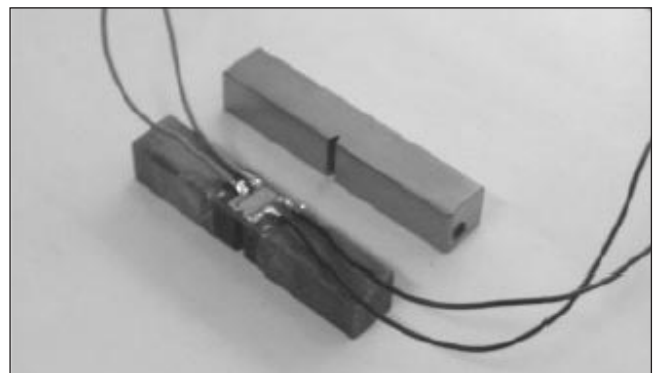


Fig. 1 - CVN Specimen equipped with Krak Gage

Fig. 1 - Crack gage applicato ad un provino di resilienza

H. Herold, M. Streitenberger  
University of Magdeburg

G. P. Cammarota, L. Ceschini, A. Morri, F. Tarterini  
Istituto di Metallurgia, Università di Bologna

Paper presented at the 29° Convegno nazionale AIM, Modena, 13-15 novembre 2002

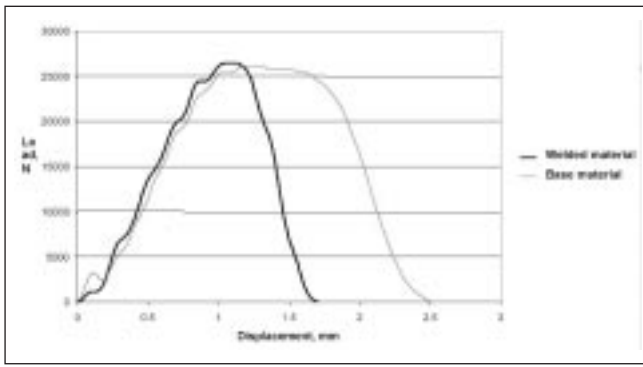


Fig. 2 - Load-displacement traces from instrumental tests of CVN specimens, Base and Welded material

Fig. 2 - Grafico carico-spostamento derivante da una prova di resilienza strumentata effettuata sia su un campione di metallo base che su un campione di materiale saldato

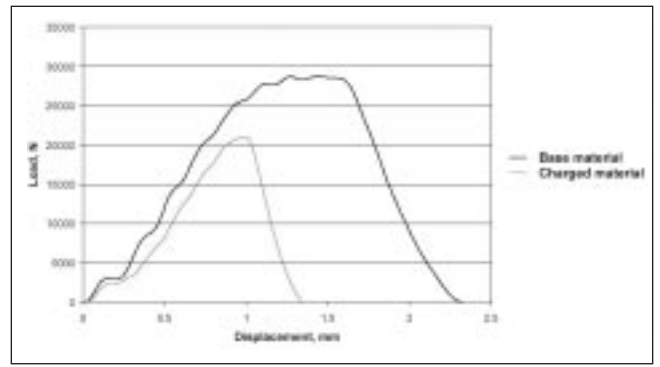


Fig. 3 - Load-displacement traces from instrumental tests of CVN specimens, Base and Charged material

Fig. 3 - Grafico carico-spostamento derivante da una prova di resilienza strumentata effettuata sia su un campione di metallo base che su un campione di materiale caricato con idrogeno

RESULTS AND DISCUSSION

Impact and  $K_{IC}$  tests

The load-displacement traces from instrumented tests of CVN specimens (figures 2 and 3) show different behaviour of the base and welded materials as well as the hydrogen charged alloy. In the base material the slope of the curve before and after the maximum is about the same (figure 2), due to the ductility of the alloy. In the hydrogen charged material (figure 3), instead, the load suddenly drops after the maximum load, this indicates the presence of a brittle or fast running fracture which occurs with low energy absorption, with a limited plastic deformation and indicates a plain strain state. This linear-elastic material behaviour was also observed in the case of the welded material [15] (figure 4). Some of the results are shown in figure 5 and outlines the strong influence of the material microstructure on  $E_t$ ,  $E_n$  and  $E_p$  values. In particular different structures lead to different  $E_n/E_p$  ratio. This fact could explain the difficulties encountered attempting to correlate the value of  $K_{IC}$  (the stress intensity factor in linear elastic fracture mechanics condition) to  $KV$ .

A correct relationship between the specific propagation energy values ( $J/m^2$ ) derived from an instrumented Charpy impact test and the crack extension force  $G_{IC}$  to evaluate the  $K_{IC}$  is relate to the right evaluation of the energy values be-

cause it is difficult in the case of elasto-plastic fracture, to detect when the first surface separation occurs. Some authors sustain that it occurs before the maximum load, while others at the maximum load or at the beginning of the decreasing part of the curve [16-28]. This evaluation is more difficult when the load-displacement curve before and after the maximum load is quite similar, as in our titanium alloy. With the crack gage method, instead, it is easy to define the time at which the fracture starts its propagation in the specimen, corresponding with a sharp variation in the slope of the voltage-displacement curve (figure 6). Then, comparing the load-displacement with the voltage-displacement curves, we can derive the right values of  $E_n$  and  $E_p$ . The correlation models between  $K_{IC}$  and  $E_p$  or  $E_n$  has been developed starting from the equality [29]

$$G = \frac{K_I^2(1-\nu^2)}{E} \quad (1)$$

In a quasi-brittle elastic-plastic material with crack meandering and branching we have

$$G = 2\gamma = 2(\gamma_p + \gamma_s) \quad (2)$$

where the surface energy per unit area ( $\gamma$ ) is the sum of the plastic work ( $\gamma_p$ ) and the true area surface energy ( $\gamma_s$ ). Two possible theoretical approaches for the correlation could be:

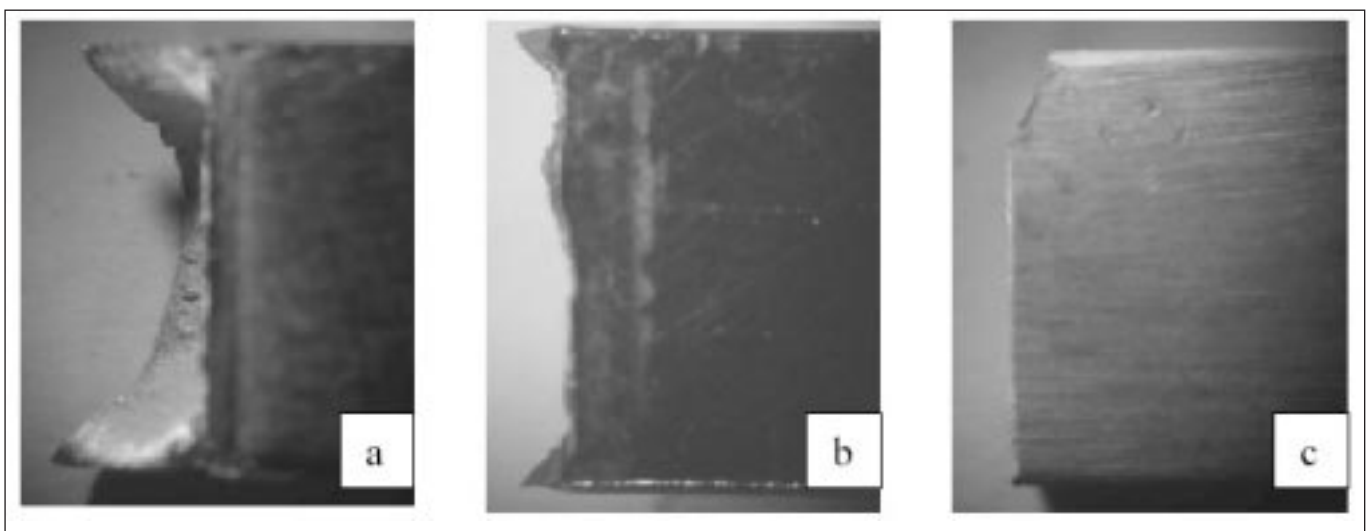


Fig. 4 - Stereo macrograph of fracture surface (a) Base material, (b) Welded material, (c) Hydrogen charged specimen

Fig. 4 - Micrografie effettuate al microscopio stereo delle superfici di frattura. (a) campione di materiale base, (b) campione di materiale saldato, (c) campione di materiale caricato con idrogeno

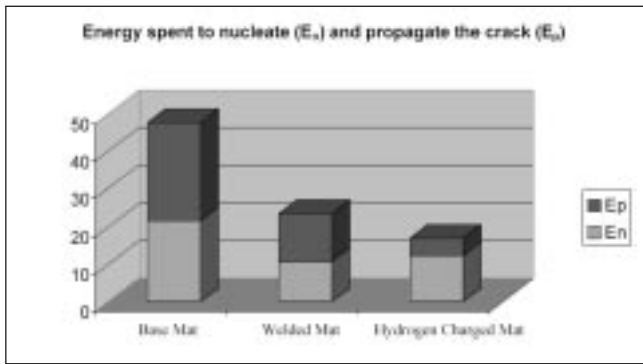


Fig. 5 - Measure of the energy spent to nucleate the crack ( $E_n$ ), the energy spent to propagate the crack ( $E_p$ ) and the total energy ( $E_t$ ). Base method, welded metal, hydrogen charged metal

Fig. 5 - Misura dell'energia di nucleazione ( $E_n$ ), di propagazione ( $E_p$ ) e totale ( $E_t$ ), determinate attraverso prove di resilienza strumentate. Metallo base, metallo saldato, metallo caricato con idrogeno

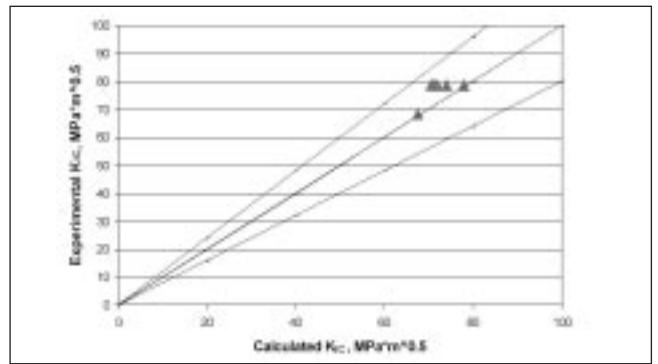


Fig. 7 - Correlation between experimental and calculated KIC data

Fig. 7. Correlazione fra i valori di KIC calcolati sperimentalmente ed utilizzando la relazione (3).

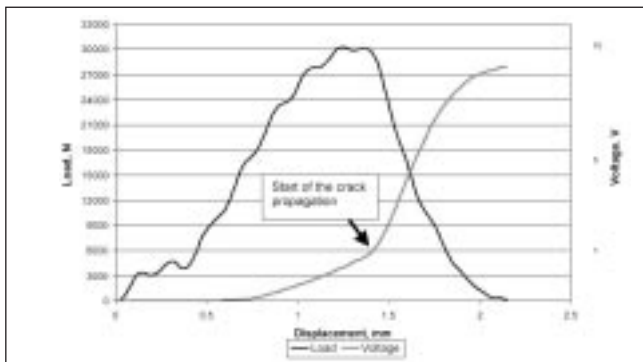


Fig. 6 - Load-displacement and voltage-displacement traces from instrumental tests of CVN specimens using the crack gage method

Fig. 6 - Grafico carico-spostamento e tensione-spostamento derivante da una prova di resilienza strumentata effettuata utilizzando un crack gage

$$\frac{e_p}{2} = \frac{K_{IC}^2 (1 - \nu^2)}{E(E_n/E_t)} \quad (3)$$

$$e_n = \frac{K_{IC}^2 (1 - \nu^2)}{E(\sigma_y / \sigma_{yd})} \quad (4)$$

where  $e_p$  ( $J/m^2$ ) is the energy spent for crack propagation per unit area,  $e_n$  ( $J/m^2$ ) is the energy spent for crack nucleation per unit area,  $\sigma_y$  (MPa) is the static yield stress and  $\sigma_{yd}$  (MPa) is the dynamic yield stress. The  $\sigma_{yd}$  is obtained from the expression (derived from the slip lines theory)  $Fa = 1,96 \cdot 10^{-5} \sigma_{yd}$ , where  $a$  is the cross section of the specimen, and  $F$  is the maximum load recorded during the Charpy test. ( $J/m^2$ ).

An example of the good correlation between experimental and calculated  $K_{IC}$  data (according to equation 3) for the Ti-6Al-4V in the  $\alpha$ - $\beta$  processed condition is shown in Fig. 7. However, more data are required to confirm the validity of our assumptions and to remove uncertainties which are also due to equality (1) whose physic meanings is not still completely explained [30].

#### Fatigue crack growth test ( $\Delta K_{th}$ )

Fatigue and crack growth behavior of Ti-6Al-4V alloy and of the welded joint were tested according ASTM E647 at two different load ratios:  $R=0,1$  and  $R=0,5$ .

For the welded joints the  $\Delta K_{th}$  values are:  $4.75 \text{ MPa} \sqrt{m}$  at

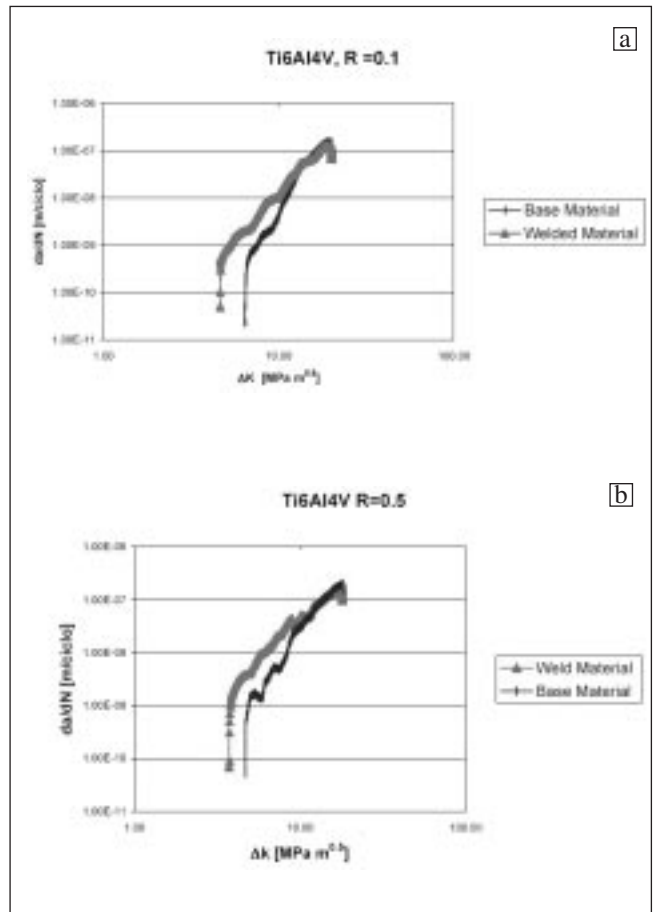


Fig. 8 - Fatigue crack propagation rate plotted against the stress intensity factor ( $\Delta K$ ). (a) load ratio 0.1, (b) load ratio 0.5

Fig. 8 - Velocità di propagazione della frattura rappresentata in funzione del fattore di intensificazione delle tensioni ( $\Delta K$ ); (a) rapporto di carico 0.1, (b) rapporto di carico 0.5.

$R=0.1$  and  $3.67 \text{ MPa} \sqrt{m}$  at  $R=0.5$  while for the base material  $6.42 \text{ MPa} \sqrt{m}$  at  $R=0.1$  and  $4.69 \text{ MPa} \sqrt{m}$  at  $R=0.5$  difference that became less marked with increasing  $\Delta K$  (figure 8). The influence of load ratio on  $\Delta K_{th}$  is clear and, as expected, the fatigue threshold decreases with increasing the  $R$  ratio [31,32]. The presence of small cracks in the joints could explain the smaller  $\Delta K_{th}$  as shown in the SEM fractographs in figure 9.



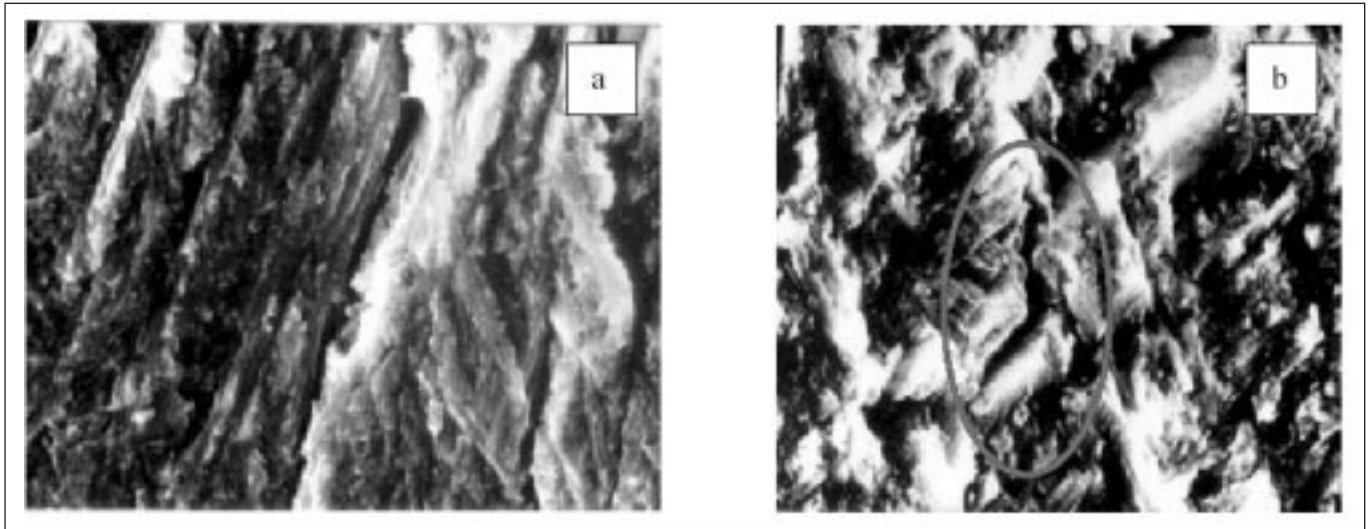


Fig. 9 - SEM fractographs of the welded material. (a) Brittle fracture (b) Microcrack.

Fig. 9 - Micrografie SEM della superficie di frattura del materiale saldato. (a) Frattura fragile (b) Microcricca.

**CONCLUSIONS**

For the toughness characterisation of the alloy Ti6Al4V and their joints an experimental methodology regarding the Charpy V test is proposed, which provides a possible extension for some correlation between KV and  $K_{IC}$  even for the same alloy with different microstructure.

The magnetically impelled-arc narrow-gap GTA welding for Ti6Al4V plates of middle thickness is particularly attractive, but the joint show low fracture toughness and low fatigue crack propagation rate. This is due to the welded zone morphology (fine Widmanstaetten  $\alpha$ -plates and partially martensitic microstructure) and to the presence of some microcracks

Post-weld heat treatment at temperatures higher than 600 °C thus should be necessary to improve the weld metal toughness to the base material level.

**BIBLIOGRAPHY**

1. Mitchell, D.R. and Tucker, T.J., *Welding J.*, 48 (1), (1969). Res. Suppl., p. 23s
2. Simpson, R.P. and Wu K.C., *Welding J.*, 53 (1), (1974). Res. Suppl., p. 13s.
3. D.Banerjee, D. Mukherjee, R.L.Saha, K.Bose, *Met. Trans. A.* 14A (1983), p. 413.
4. T.Mohandas, D. Banerjee, V.V Kutumba Rao, *Mat. Sc. Eng. A254* (1998), p.147
5. Greenfield, M.A. and Margolin, H. *Met. Trans.* (1971), 2, p. 841.
6. L.W. Tsay and C.Y.Tsay, *Int. J.Fatigue* Vol, 19, N. 10, p. 713.
7. S.Sundaresan, G.D. Janaki Ram, G. Mudhusudhan Reddy, *Mat. Science & Eng. A262* (1999), p. 88.
8. Barsom, J.M. and Rolfe, S.T., "Correlations Between KIC and Charpy V-Notch Test Results in the Transition-Temperature Range", *Impact Testing of Metals*, ASTMSTP 466, American Society for Testing and Materials, 1970, pp. 281-302.
9. Wullaert, A.R., Ireland, R.D., and Tetelman, S.A. (1974), *Int. ASM Symp.* 255.
10. Campbell, J., Gerberich, W.W. and Underwood, H.J. (1982) *ASM*, 345.
11. Jones GT. "Discussion on N. Calderon and J.L. Gray", *Proceedings of Institution of Mechanical Engineers* 1972, 186 (31/32) : D121-3.

12. ASTM E23 "Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials"
13. ASTM E399 "Standard Test Methods for Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials"
14. ASTM E647 "Standard Test Methods for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates"
15. Sreenivasan P.R., Moitra A., Ray A.K., Mannan S.L., *Int. J. Ves. & Piping* 69 (1996), p. 149.
16. T. Kobayashi. *Engineering Fracture Mechanics* Vol. 19, No. 1 (1979) p. 49
17. T. Kobayashi, I. Yamamoto *Engineering Fracture Mechanics* Vol. 24, No.5, (1986) p.773
18. G. Green, J.F. Knott, *Metals Technology* (1975) p. 422.
19. T. Kobayashi. *International Journal of fracture* Vol.23 (1983) p. R105
20. B.Y. Chen, Y.W. Shi *Engineering Fracture Mechanics* Vol. 36, No.1, (1990), p.17.
21. D. M. Norris *Engineering Fracture Mechanics* Vol. 11 (1984) p. 49.
22. M.M. Ghoneim, F.H. Hammad *Journal of Nuclear Materials* 186 (1992) p. 196.
23. R. Chaouadi, A. Fabry *Proceeding of the Charpy Centenary Conference*. 3-5 October 2001, Poitiers, France. P. 577.
24. D.M. Norris, J.E. Reaugh, W.L. Server, *ASTM STP* 743 (1981) 207.
25. P.R. Guduru, R.P. Singh, G. Ravichandran "Dynamic Crack Initiation in Ductile Steels". *Journal of Mechanics and Physics of Solids* Vol. 46 No.10 (1998) p.1997.
26. L. Sanchez *Proceeding of the Charpy Centenary Conference*. 3-5 October 2001, Poitiers, France. p. 301.
27. V. Grabulov, Hugh J. Mac Gillivray, S. *Proceeding of the Charpy Centenary Conference*. 3-5 October 2001, Poitiers, France. p. 313.
28. Z. Radakovic, Gy. B. Lenkey, V. Grabulov: *Proceeding of the Charpy Centenary Conference*. 3-5 October 2001, Poitiers, France. p. 611.
29. G.R., Irwin, *J. of Applied Mechanics*, Vol. 24, (1957), p. 361.
30. P. Brozzo, *Struttura e proprietà meccaniche dei materiali metallici* Vol. 2, e.c.i.g., Genova (1976).
31. B.L Boyce., R.O Ritchie., *Eng. Fracture Mechanics* 68, (2001), p. 129
32. J.O Peters., R.O Ritchie., *Int. Journal of Fatigue* 23 (2001) P. S413.

$\Delta K_{Ic}$  E TENACITÀ A FRATTURA DI GIUNTI DI Ti6Al4V SALDATI CON TIG MODIFICATO

KEYWORDS:

titanium alloys, fracture mechanics, welding

Nella saldatura della lega di titanio Ti6Al4V con i normali metodi si riscontra sempre una riduzione di tenacità dovuta ad una microstruttura del giunto poco tenace ed alla presenza di tensioni di saldatura e non risulta possibile aumentare la tenacità modificando l'apporto termico del processo.

Su piastre di spessore elevato, saldate con processo TIG modificato per confinamento magnetico del fuso, sono state condotte prove di resilienza strumentata, prove di  $K_{Ic}$  secondo ASTM E 399 e prove di fatica per rilevare il  $\Delta K_{Ic}$  secondo ASTM E 647.

I valori ottenuti sono stati confrontati con quelli rilevati sul materiale base di partenza. Altro fine della ricerca è stato quello di cercare una correlazione tra i valori di tenacità a frattura e le energie specifiche quali si ottengono in una prova di impatto Charpy V con pendolo strumentato; queste sono l'energia spesa per la nucleazione della cricca ( $E_n$ ) e l'energia spesa per la propagazione di una cricca ( $E_p$ ). Infatti, pur essendo noto dalla letteratura che la prova Charpy non è rappresentativa del fenomeno della frattura fragile per la mancanza di spessore e d'acutezza di intaglio, si rilevano in bibliografia diverse formule di molti autori [8-11] che tentano la correlazione tra il  $K_{Ic}$  e l'energia assorbita in una prova Charpy V. Nella sperimentazione una piastra di spessore di 20 mm è stata testata sotto diverse condizioni; 1) rinvenimento a 600 °C per 2 h con raffreddamento lento. In questo caso la struttura è costituita da grani allungati di fase  $\alpha$  con piccoli grani di fase  $\beta$ ; 2) dopo il trattamento di cui al punto 1, saldatura con TIG modificato sotto campo magnetico e rinvenimento a 600°C per 2 h. In questo caso è stato impiegato come filler la lega SP-15 e la struttura del giunto è costituita da placchette  $\alpha$  di Widmanstätten nella matrice  $\beta$ ; 3) trattamento come al punto 1 e successivo caricamento con idrogeno in soluzione di  $H_2SO_4$  1N addizionata di 20 mg/l di  $Na_2S$  con corrente catodica di 50 mA/cm<sup>2</sup> per tempi di 24 h. Il tenore di idrogeno, come media tra la zona corticale ed il cuore del campione, era di 700 ppm. Le prove di resilienza strumentata sono state monitorate con *krak gage* per rilevare il punto di inizio delle lacerazioni nel diagramma carico spostamento ottenuto dalla prova Charpy V (Fig.1). Questo aspetto è particolarmente importante perché secondo gli studi di diversi ricercatori il punto di inizio propagazione precede il carico massimo, mentre per altri questo punto è al raggiungimento del carico massimo od addirittura dopo questo punto [16-28].

In particolare poi per questa lega non è semplice individuare il punto dove si producono le prime lacerazioni, contribuendo alla cedevolezza del provino, poiché, per la sua intrinseca duttilità, nella curva carico-spostamento si ha una rampa di salita del carico abbastanza simile a quella di discesa.

In questo caso quindi il processo di lacerazione duttile è relativamente lento, poiché la forza dopo il carico massimo decresce in un tempo più o meno uguale a quello della rampa di salita. Nel materiale caricato con idrogeno invece la forza crolla istantaneamente, indicando così che la frattura

si sviluppa con basso assorbimento di energia e con un contributo plastico molto limitato, per cui ci si avvicina alle condizioni di triassialità anche in mancanza di spessore; anche per il materiale saldato, dove prevale un comportamento di tipo fragile, si rileva che il carico dopo il raggiungimento del valore massimo precipita velocemente a zero, in quanto in campo fragile il fenomeno di inizio della frattura coincide con quello di propagazione instabile della cricca (Fig.2-3).

Nei campioni monitorati con *krak gage* si evidenzia invece nettamente una variazione di pendenza nella curva del potenziale elettrico (Fig. 6) ed è stato preso questo punto sull'asse delle ascisse per considerare il punto di inizio della frattura sul diagramma carico - spostamento.

Il diverso rapporto tra  $E_n$  e  $E_p$  nel materiale base, nel saldato con TIG modificato e nel materiale caricato con idrogeno è illustrato nella Fig.5.

Punto di partenza per trovare una correlazione tra il  $K_{Ic}$  ed i valori di resilienza è stata l'uguaglianza di Griffith-Irwin (1), dove  $G_{Ic}$  ha il duplice significato di forza critica motrice per l'estensione della cricca e di energia effettivamente spesa per creare la superficie di frattura.

Poiché poi  $G_{Ic}$  è correlabile all'energia superficiale effettiva e considerando che nella frattura si producono due superfici di frattura, si è fatto l'assunto che l'energia spesa per la propagazione della cricca possa essere correlata a  $G_{Ic}$ , per cui un possibile approccio teorico per la correlazione cercata è espresso dall'uguaglianza (3), dove  $E_p$  è l'energia spesa ( $J/m^2$ ) per la propagazione della cricca ed  $E_n$  rappresenta l'energia spesa per la nucleazione della cricca, mentre  $E_t$  è l'energia totale assorbita nell'impatto.

Un altro approccio teorico seguito è stato quello espresso dall'uguaglianza (4), dove viene preso in considerazione il rapporto tra i valori di snervamento statico e di snervamento dinamico; quest'ultimo valore si ottiene dalla teoria delle linee di scorrimento.

Questi approcci hanno portato a risultati soddisfacenti (Fig.7), ma devono essere considerati con cautela perché alla base vi è un'incertezza rappresentata dall'uguaglianza di Griffith - Irwin, che non ha proprio un preciso significato fisico.

Anche le prove di fatica a due rapporti di carico, condotte sul giunto diminuendo il  $\Delta K_I$  applicato, hanno indicato una riduzione del valore di soglia del 26% a  $R=0,1$  e del 22% a  $R=0,5$ . Questa riduzione è stata attribuita alla presenza di piccoli crack nel giunto saldato.

Complessivamente si può dire che l'applicazione della tecnologia TIG modificata per confinamento magnetico del fuso è indubbiamente attrattiva per i grossi spessori anche perché, come è risultato dall'esame delle durezze e microdurezze, la zona termicamente alterata è di dimensioni minore rispetto a quella che si ottiene con il TIG classico, ma il trattamento termico post-saldatura a 600 °C non è stato sufficiente ad elevare la tenacità del giunto.

Nello studio, inoltre, delle possibili correlazioni tra i valori della tenacità a frattura ed i valori di resilienza, la possibilità di calcolare per via teorica il  $K_{Ic}$  per mezzo di una semplice prova Charpy strumentata costituisce un problema ancora aperto, anche se, sia per i campioni saldati che per quelli caricati con idrogeno, sussistono nel provino Charpy le condizioni di triassialità e l'evento di inizio della frattura avviene con un contributo plastico estremamente modesto.