

COMPORAMENTO MECCANICO DI UNA LEGA BETA-C COMMERCIALE

D.Buttinelli*, F.Felli*, G.B.Festa*, P.Lingua**.

(*) Dipartimento di Ingegneria Chimica, dei Materiali, delle Materie Prime e Metallurgia - Università "La Sapienza", Roma.

(**) GINATTA TORINO TITANIUM.

INTRODUZIONE

Nella prospettiva di una possibile futura produzione di leghe di titanio in ambito nazionale, viene tra le altre proposta la lega BETA-C (Ti-3Al-8V-6Cr-4Mo-4Zr) poiché presenta, oltre alle caratteristiche proprie delle leghe β di titanio, quali ad esempio ottima forgiabilità, elevate caratteristiche meccaniche e buon comportamento a fatica, anche una buona lavorabilità sia a caldo che a freddo, ma soprattutto un'eccellente resistenza alla corrosione (1).

Questa lega viene prodotta, peraltro, anche con specifiche non aeronautiche e può rendersi molto utile per varie applicazioni industriali; per tali motivi il suo potenziale mercato può risultare più ampio (2).

Lavoro svolto con contributo M.U.R.S.T. (fondi 40% - 1989)

In questo lavoro è stato studiato il comportamento meccanico di una lega BETA-C commerciale prodotta dalla soc. RMI (USA), ponendo particolare attenzione al binomio caratteristiche di velocità di propagazione della cricca - resistenza meccanica, in relazione alle possibili tessiture di lavorazione ed in funzione dei diversi trattamenti termici.

Alcuni risultati vengono confrontati con quelli di leghe di Ti ($\alpha+\beta$) con caratteristiche di comportamento a fatica molto buone, quali la lega 6-6-2 e la lega 6-4 (3-4). Questi dati sono ricavati da prove eseguite sulla stessa macchina ed in condizioni operative molto simili a quelle usate per la lega BETA-C.

Al fine di una migliore presentazione riepilogativa dei dati di fatica o meglio degli andamenti di propagazione sub-critica della cricca, nelle varie condizioni di invecchiamento della lega, viene usata la relazione semiempirica di Collipriest (5), che permette di esprimere analiticamente la velocità di avanzamento della cricca di fatica mediante l'uso di un numero assai ridotto di parametri caratteristici sperimentali. L'equazione è del tipo:

EQ

il cui andamento della curva di fatica è fornito dalla funzione arcotangente iperbolica.

MATERIALI E PROCEDURE SPERIMENTALI

La lega studiata è stata fornita allo stato solubilizzato (815°C÷1/2ora; A.C.), laminata in piastre di 20mm di spessore, con la seguente composizione chimica: Al 3,3% - V 8,1% - Cr 5.8% - Mo 3,9% - Zr 3,8% - Fe 0,03% - Nb 0,08% - C 0,02% - N 0,015% - H 80 ppm.

Dalla piastra, tramite taglio alla fresatrice, sono stati ricavati i provini per le prove di invecchiamento, di trazione e di fatica, nelle direzioni L e T.

Le prove di invecchiamento sono state condotte su provini 20x25x4(mm) in forno in atmosfera di argon, in un intervallo di temperatura 450°C÷600°C, per tempi fino a 24 ore, con rilevazione della durezza Vickers (carico 50kg, tempo di azione 15 secondi).

Le prove di trazione sono state eseguite sui provini solubilizzati ed invecchiati a 450°C-475°C-500°C-525°C-550°C-570°C per 20 ore, determinando $\sigma_{y0,2}$ - σ_r e A%.

Sono state eseguite anche prove di invecchiamento in doppio stadio che non hanno dato risultati significativi.

Le prove di fatica sono state condotte seguendo le norme ASTM E647 in condizioni ambientali di laboratorio, con macchine il cui carico viene generato da un elettromagnete ed amplificato meccanicamente con una frequenza di 9,5 Hz. I provini di spessore B=12,5mm e W=40mm del tipo CT (compact tension specimen), prelevati dalla piastra nelle configurazioni LT e TL, sono stati esaminati, in questa prima parte della ricerca, nelle condizioni di solubilizzati e di invecchiati a 450°C, 500°C e 570°C per 20 ore.

Il criterio di scelta per questi tempi e temperature è legato al fatto che si ottengono le caratteristiche meccaniche più elevate

compatibilmente con tempi di trattamento adeguati per la pratica industriale.

Temperature più basse portano a caratteristiche meccaniche più elevate, ma solo con tempi di trattamento sensibilmente lunghi.

I carichi applicati sono del tipo sinusoidale, con rapporto $R=0,5$ ($R=P_{min}/P_{max}$). La lettura della lunghezza della cricca è stata eseguita per via ottica con microscopio a 40 ingrandimenti, con verifica dopo rottura del campione.

Da queste misure, con l'impiego del metodo polinomiale, si ricava la velocità di avanzamento della cricca. I risultati sono stati poi elaborati tramite un programma appositamente sviluppato per l'elaborazione delle curve $da/dN-\Delta K$.

I dati sperimentali sono stati poi interpolati con il modello semiempirico di Collipriest (5); questo modello insieme a quelli di Paris e Forman sta alla base della previsione del comportamento a fatica di un componente reale.

Gli esami metallografici [reagente d'attacco: 1 ml HF(40%), 5 ml HNO₃, 94 ml H₂O (distillata)] e quelli delle superfici di frattura sono stati condotti mediante microscopia ottica ed al microscopio elettronico a scansione Hitachi S-2500 dotato di sistema (EDS) Kevex 8000.

TABELLA 1

LEGA	σ_Y (MPa)	σ_R (MPa)	A%	HV ₅₀	K _{IC} (MPa \sqrt{m})
BETA-C (SOL.)	834	851	17	265	
BETA-C (450°C-20h)	1090	1170	10	360	
BETA-C (475°C-20h)	1184	1266	5	410	
BETA-C (475°C-28h)	1274	1324	4	425	
BETA-C (500°C-20h)	1145	1224	7	390	
BETA-C (525°C-20h)	1102	1182	8	375	
BETA-C (550°C-20h)	923	952	12	325	
BETA-C (570°C-20h)	904	933	12	310	L 90* T 65
6-4 ** (Val. Min. e Max)	883-986	986-1082	10 -14		66-96
6-6-2 ** (Val. Min. e Max)	938-1076	1069-1179	8 -16		45-85
*Rif.(8) **Rif.(7)					

RISULTATI E DISCUSSIONE

In tabella 1 sono riportate le caratteristiche meccaniche ottenute per la lega BETA-C alle varie temperature di invecchiamento dopo 20 ore di trattamento. Premesso che non si riscontrano sensibili differenze per i campioni prelevati in senso longitudinale e trasversale, gli incrementi più significativi si ottengono alle temperature nel campo 500°C-450°C dove si hanno i valori massimi di σ_y 1184 MPa e σ_r di 1266 MPa, anche se A% scende sino a valori del 5%. Valori più elevati si ottengono per tempi di trattamento maggiori come mostrato da una prova di trattamento eseguita a 475°C per 28 ore, dove si è ottenuto per σ_y 1274 MPa e σ_r di 1324 MPa. Per questa lega la lettura (6) riporta valori max. raggiungibili fino a σ_r 1654 MPa.

Nel presente lavoro ci si è limitati a durate del trattamento simili a quelle industriali, è tuttavia in corso un'indagine più approfondita nel campo di temperatura 350°C-450°C e ovviamente tempi di trattamento più lunghi, condizioni queste che portano a caratteristiche resistenziali ben più elevate.

Nella medesima tabella vengono riportati per confronto i valori delle due leghe ($\alpha+\beta$) 6-6-2 e 6-4 (7), da cui si evince che già si raggiungono per la BETA-C caratteristiche sensibilmente superiori. Per quanto riguarda le indagini metallografiche viene evidenziata per il solubilizzato una struttura con taglia dei grani discretamente grossolana e disomogenea (fig.1). Tuttavia con il trattamento termico di invecchiamento (fig.2a,b) si può riscontrare una precipitazione di α_s (fase scura) perfettamente distribuita nella matrice β (fase chiara) sempre più fine al diminuire della temperatura, essendo le dimensioni dei precipitati

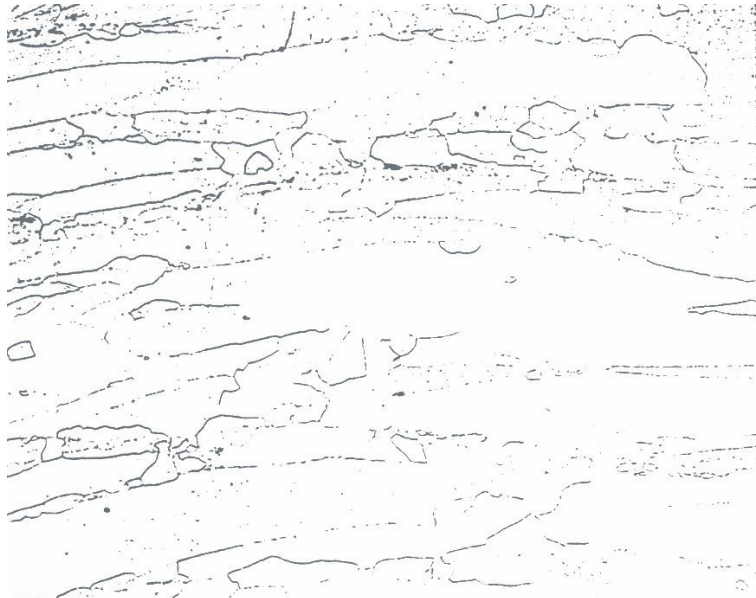


Fig.1 - Micrografia ottica della lega BETA-C solubilizzata (x80)

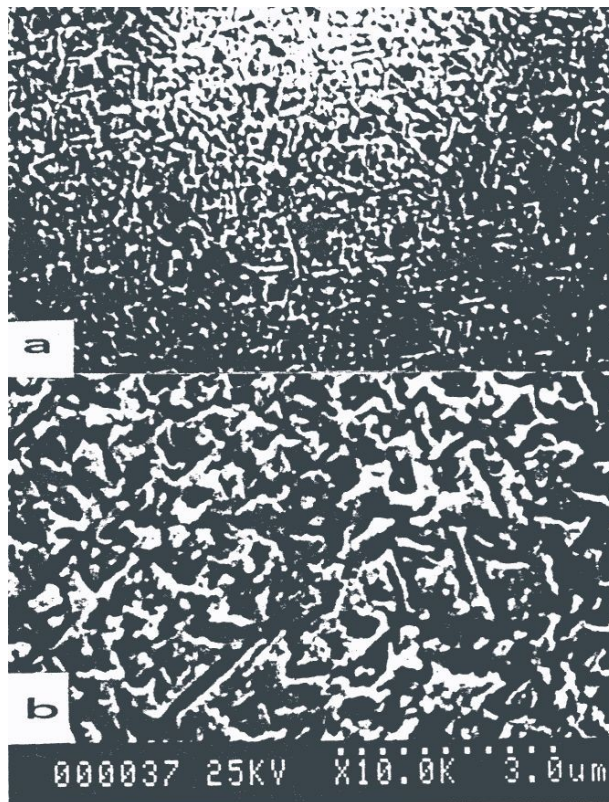


Fig.2 - Micrografia SEM della lega BETA-C per i campioni invecchiati alla temperatura di:
a) 475°C; b) 525°C

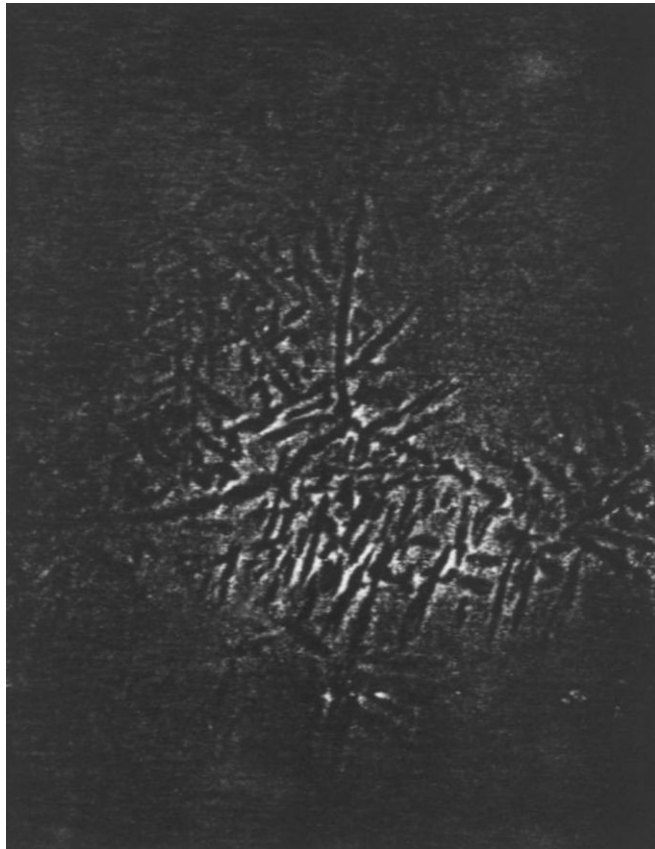


Fig.3 - Micrografia SEM di un campione invecchiato a 570°C (x2000)

dell'ordine di $1,5 \mu\text{m}$ a 525°C fino a $0,1 \mu\text{m}$ a 475°C . A temperature superiori la precipitazione di α_s è più grossolana e non più omogenea (fig.3).

Nelle figg. 4 e 5 sono riportati i risultati sperimentali delle prove di fatica eseguiti nelle direzioni LT e TL.

(fig.4 - lega solubilizzata ed invecchiata a 570°C)

(fig.5 - leghe invecchiate a 450°C e 500°C)

Nelle figg. 6 e 7 sono riportate le sole curve di Collipriest relative ai risultati precedenti per i campioni LT (adottando come valore di K_{rc} $65 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$) e TL (K_{rc} $90 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$), (8).

Una prima importante evidenza è data dal fatto che non si ha una marcata differenza tra la velocità di propagazione della cricca tra i campioni TL ed LT, mentre per quanto riguarda i campioni invecchiati questi presentano maggior velocità di propagazione della cricca rispetto ai solubilizzati per i più bassi valori di $\Delta K (< \Delta K_{th})$, ben evidenziato anche dalle difficoltà incontrate nella nucleazione della cricca nei campioni solubilizzati durante l'esecuzione delle prove di fatica.

Per valori più alti di ΔK ($\Delta K > 10 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$) si ha un'inversione di tendenza, si osserva infatti una diminuzione dell'incremento della velocità di propagazione della cricca per i campioni invecchiati tanto maggiore quanto minore è stata la temperatura d'invecchiamento. Questo fenomeno è tuttavia contenuto in differenze di valori non molto sensibili.

L'esame metallografico delle superfici di frattura dei provini rotti per fatica, mostra tuttavia alcune evidenze morfologiche utili ad una prima interpretazione del fenomeno: infatti i campioni evidenziano morfologie delle superfici di frattura fondamentalmente simili nelle fasi iniziali (figg.8,9), con propagazione transgranulare caratterizzata da un aspetto a gradini

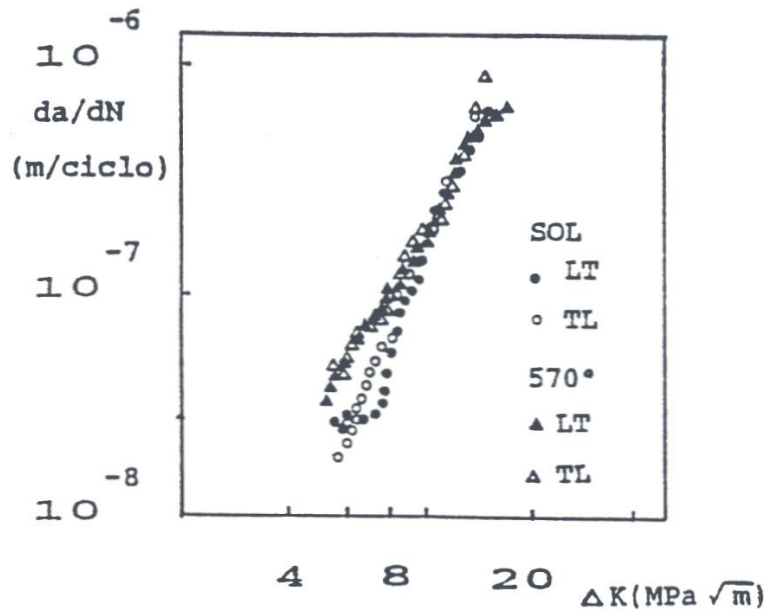


Fig.4 - Risultati sperimentali delle prove di fatica per i campioni nelle direzioni LT e TL allo stato solubilizzato ed invecchiato a 570°C (R=0,5; f=9,5 Hz).

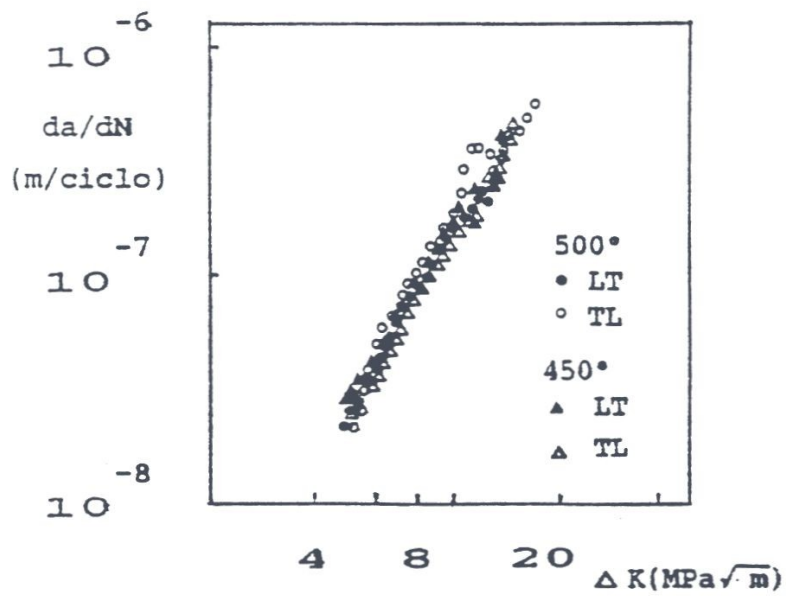
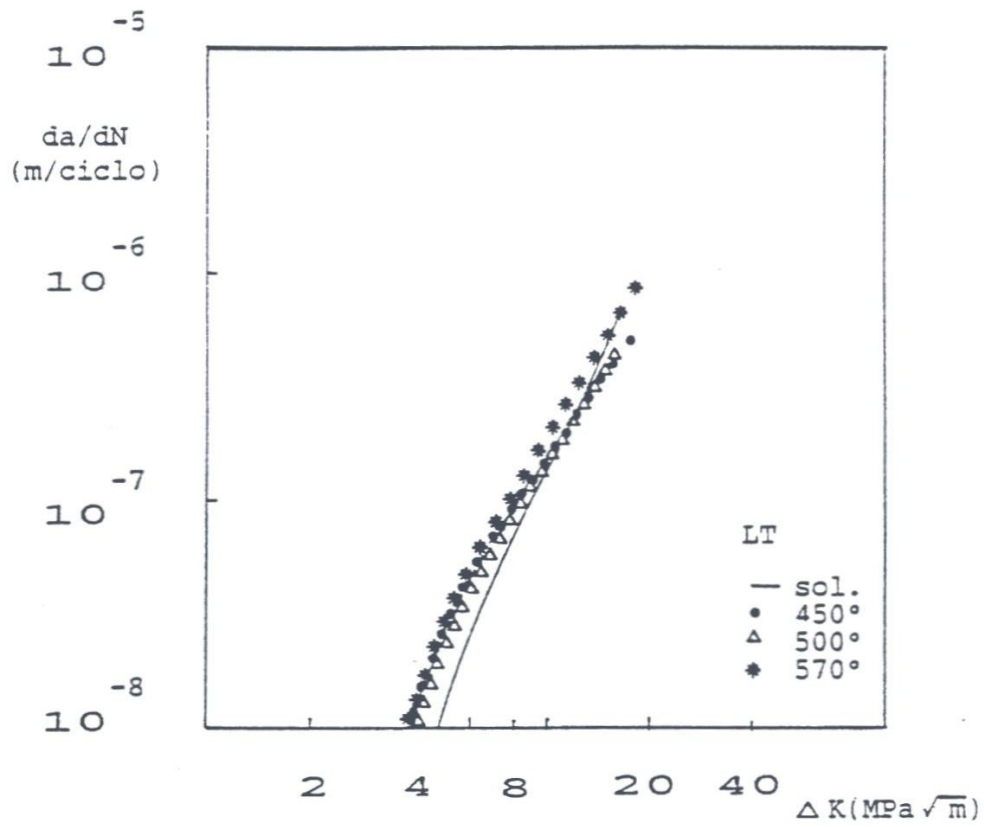
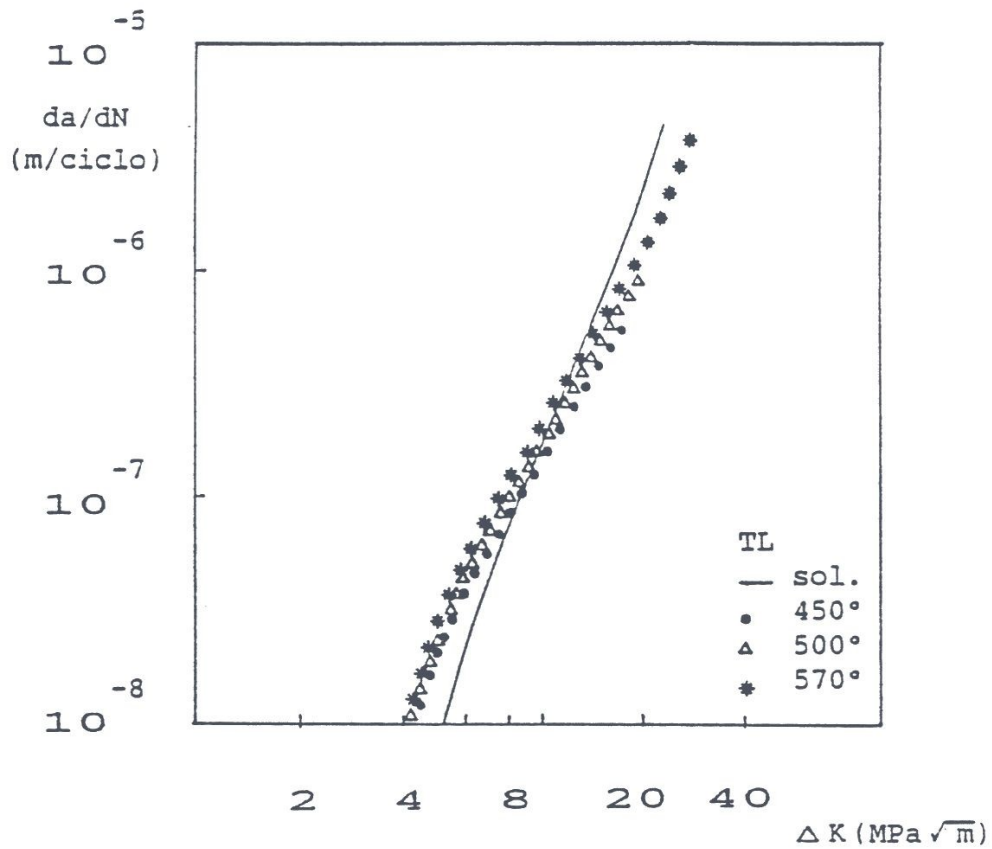


Fig.5 - Risultati sperimentali delle prove di fatica per i campioni nelle direzioni LT e TL allo stato invecchiato a 450°C e 500°C (R=0,5; f=9,5 Hz).



	SOLUBILIZZATO	450°C	500°C	570°C
COLLIPRIEST				
C(10 ^{-*})	0.32	1.95	1.20	1.53
n	2.31	1.66	1.83	1.86

Fig.6 - Velocità di avanzamento della cricca di fatica per la lega BETA-C nella direzione LT, alle varie condizioni di trattamento indicate, dati interpolati con il modello di Collipriest ($K_{rc}=65 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$).



	SOLUBILIZZATO	450°C	500°C	570°C
COLLIPRIEST				
C (10 ⁻⁹)	0.097	1.09	1.25	1.27
n	2.85	1.88	1.9	1.95

Fig.7 -Velocità di avanzamento della cricca di fatica per la lega BETA-C nella direzione TL, alle varie condizioni di trattamento indicate, dati interpolati con il modello di Collipriest ($K_{rc}=90 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$).

(cleavage like-steps), tuttavia i campioni solubilizzati si differenziano per un aspetto caratterizzato da maggior rugosità.

A 20 mm circa dall'intaglio ($\Delta K \approx 12 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$) la frattura assume un aspetto con le classiche striature di fatica distanziate di circa $1 \mu\text{m}$ ed in buon accordo con le velocità misurate.

Il fatto che in questa zona i campioni invecchiati presentano velocità di propagazione della cricca minori, pur apparentemente in disaccordo con i limitati dati riportati in letteratura per prove di fatica della lega BETA-C (9-10) e più in generale per le leghe β , potrebbe essere legato a maggiori effetti di chiusura presenti in questa zona (ΔK elevato) evidenziati anche dalla maggior rugosità delle superfici di frattura per i campioni invecchiati (figg.10-11), (11). D'altro canto, si conferma quanto dimostrato da Duerig, Allison e Williams (12) che per una lega β Ti-10-2-3 hanno evidenziato come la velocità di propagazione della cricca è quasi insensibile al tipo di struttura indotta dal trattamento termico ad eccezione per invecchiamenti ω .

In fig. 12 viene riportata la fascia individuata dall'insieme dei dati sperimentali ricavati da tutte le prove eseguite e per confronto le curve di una lega 6-6-2 e 6-4 (3,4).

Le prove sulla lega 6-4 sono state realizzate su provini provenienti da due diversi forgiati, nell'intento di saggiare la sensibilità di questa lega alle variazioni microstrutturali.

In fig.13 A e 13 B si riportano le microstrutture dei due campioni rispettivamente.

Come si può notare la variazione tra le due microstrutture è estremamente contenuta, presentando entrambe una fase a globulare ed aciculare, immersa in una matrice di fase β trasformata.

Nel campione "A", tuttavia la fase a aciculare è percentualmente maggiore rispetto al campione "B". Le curve per queste leghe sono

Fig. 8 - Micrografia SEM della superficie di frattura di fatica del campione solubilizzato (a circa 4 mm dall'intaglio).



Fig. 9 - Micrografia SEM della superficie di frattura di fatica del campione invecchiato a 500°C (a circa 4 mm dall'intaglio).

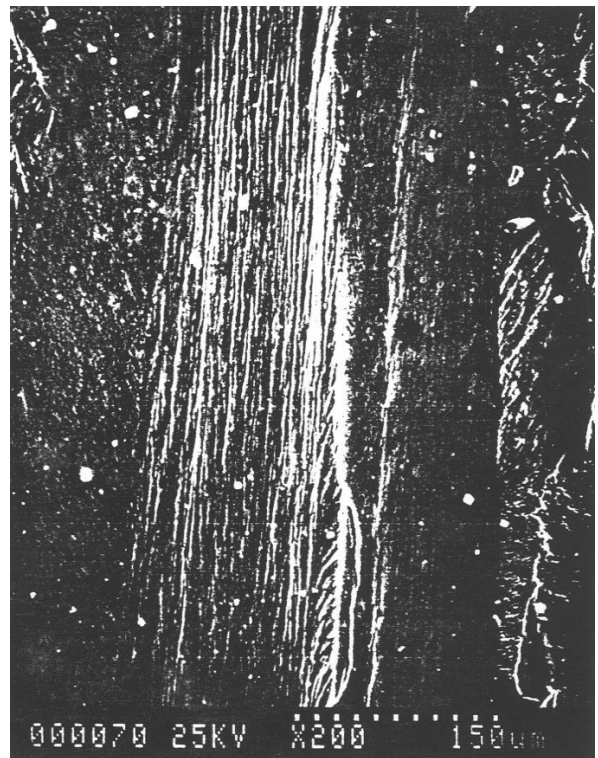
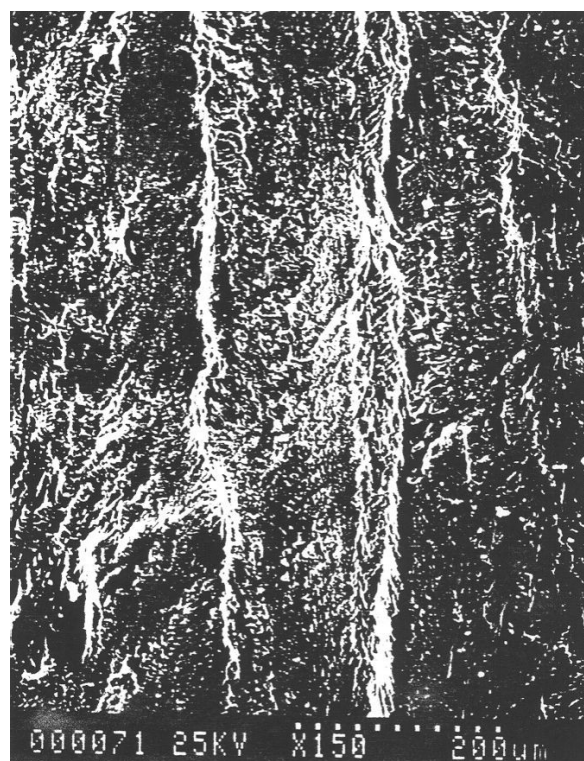


Fig. 10 - Micrografia SEM della superficie di frattura di fatica del campione solubilizzato (a circa 20 mm dall'intaglio).



Fig. 11 - Micrografia SEM della superficie di frattura di fatica del campione invecchiato a 500°C (a circa 20 mm dall'intaglio).



state ottenute con la stessa macchina e nelle medesime condizioni operative della lega BETA-C.

Unica differenza nel caso della lega 6-4, il valore di R pari a 0,33.

Bisogna tuttavia rilevare che per valori di R minori, diminuiscono le velocità di propagazione della cricca (3). La lega 6-4(A) con tenore di fase aciculare maggiore presenta un comportamento alla propagazione della cricca tendenzialmente peggiore della 6-4(B).

Da questo quadro emerge che la lega BETA-C si colloca molto vicina in termini di velocità di propagazione della cricca ai valori delle leghe 6-6-2 e 6-4 che, occorre sottolineare, appartengono, tra le leghe di titanio, a quelle che presentano caratteristiche di resistenza a fatica migliori. D'altro canto, anche se le velocità di propagazione della cricca sono leggermente superiori per la lega BETA-C, quest'ultima mostra caratteristiche tensili sensibilmente superiori.

Emerge anche una maggior sensibilità della lega 6-4 alle variazioni strutturali rispetto alla lega BETA-C.

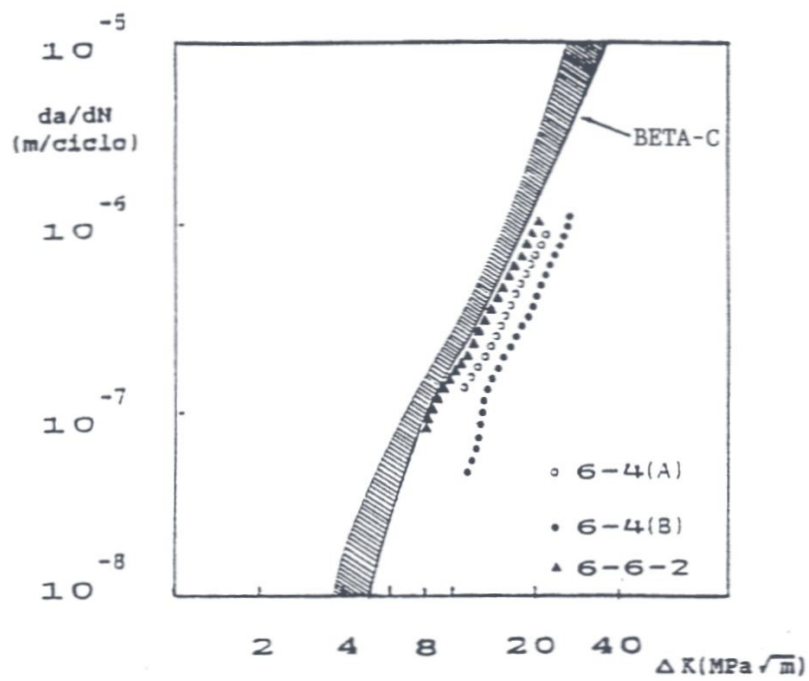


Fig. 12 - Velocità di avanzamento della cricca di fatica. La fascia individua l'insieme dei dati sperimentali ricavati da tutte le prove eseguite sulla lega BETA-C. Per confronto vengono riportate le curve ottenute per una lega 6-6-2 e due leghe 6-4 (per le leghe 6-4, $R=0,33$), (Rif. 3,4).



Fig. 13 - Microstrutture di due diversi campioni di lega 6-4 contrassegnati "A" e "B" rispettivamente (x500), (Rif. 4).

CONCLUSIONI

Limitatamente ai trattamenti d'invecchiamento più consoni ad un processo tecnologico industriale, la totalità delle prove svolte ha dimostrato che alle temperature di invecchiamento più basse (450°C-500°C) si realizzano le strutture con più elevate caratteristiche meccaniche (durezza e σ). Le indagini metallografiche dimostrano una precipitazione più fine ed omogenea in questo campo di temperature.

Nell'intervallo 475°C-500°C si ha la migliore combinazione di proprietà tensili e resistenza a fatica, con preferenza alla temperatura inferiore se si vogliono elevati carichi di snervamento e doti plastiche accettabili. Il comportamento a fatica è poco influenzato dalle differenti strutture. Dal confronto con leghe di maggior impiego ed ormai affermate quali la 6-6-2 e la 6-4, la lega BETA-C esce abbastanza bene, presentando caratteristiche tensili sensibilmente superiori e comportamento a fatica abbastanza simile, anche se a livelli leggermente inferiori.

RINGRAZIAMENTI

Gli autori desiderano ringraziare i proff. M.Cavallini e M.Marchetti per le utili discussioni sulle prove di fatica, i tecnici sigg. G.Bacosi e C.Panzironi per la preziosa collaborazione nello svolgimento delle prove meccaniche e degli esami metallografici.

RIFERIMENTI BIBLIOGRAFICI

- 1) RMI-Titanium Technical Bulletin: "RMI 3Al-8V-6Cr-4Mo-4Zr Titanium Alloy for Deep Hardening Applications", January, (1969).
- 2) D.E.Thomas, S.Ankem, W.D.Goodin, S.R.Seagle: "Beta-C: An Emerging Titanium Alloy for the Industrial Marketplace", in "Industrial Applications of Titanium and Zirconium", (C.S.Young, J.C.Durham), (1986), pp. 144-163.
- 3) A.La Barbera, M.Marchetti: "Propagazione di Cricche per Fatica nella Lega Ti-6Al-6V-2Sn: "Modelli di Propagazione ed Analisi Frattografica", V Convegno Nazionale del Gruppo Italiano Frattura (IGF) - [Atti], Trento, Italia, 8-9 Giugno 1989.
- 4) Tesi di Laurea: "Aspetti Fratturistici ed Analisi a Fatica di Giunzioni Saldate con Tecnica Electron Beam", Cattedra di Tecnologie Aeronautiche (Prof. M.Marchetti), Facoltà di Ingegneria, Università di Roma "La Sapienza" - A.A. 1988-'89.
- 5) J.E.Collipriest: "An Experimentalist's View of the Surface Flaw Problem", ASME, pp. 43-62.
- 6) H.J.Rack, T.J.Headly: "Stability of Aged Ti-3Al-3V-6Cr-4Mo-4Zr", Scr.Metall., 14, (1980), pp. 1211-1216.
- 7) J.C.Chesnutt, C.G.Rhodes, J.C.Williams: "Relationship between Mechanical Properties, Microstructure, and Fracture Topography in $\alpha+\beta$ Titanium Alloys", Fractography-Microscopic Cracking Processes, ASTM STP 600, American Society for Testing and Materials, 1976, pp. 99-138.
- 8) D.H.Wilson, C.M.Esler: "Properties of Ti-3Al-8V-6Cr-4Mo-4Zr", in "Beta Titanium Alloys in the 1980's", (R.R.Boyer,

- H.W.Rosenberg), (1984), pp. 457-482.
- 9) C.G.Rhodes, N.E.Paton: "The Influence of Microstructure on Mechanical Properties in Ti-3Al-8V-6Cr-4Mo-4Zr (Beta-C)", Metall. Trans.A, 8A, (1977), pp. 1749-1761.
 - 10) G.W.Kuhlman, A.K.Chakrabarti: "Room Temperature Fatigue Crack Propagation in Beta Titanium Alloys", Microstructure Fracture Toughness and Fatigue Crack Growth Rate in Titanium Alloys [Proc. conf.], Denver, Colorado, USA, 24-25 Feb. 1987, pp. 3-15.
 - 11) G.W.Kuhlman, A.K.Chakrabarti, T.L.Yu, R.Pishko, G.Terlinde: "Lcf, Fracture Toughness, and Fatigue/Fatigue Crack Propagation Resistance Optimization in Ti-10V-2Fe-3Al Alloy Through Microstructural Modification", Microstructure Fracture Toughness and Fatigue Crack Growth Rate in Titanium Alloys [Proc. Conf.], Denver, Colorado, USA, 24-25 Feb. '87, pp. 171-191.
 - 12) T.W.Duerig, J.E.Allison, J.C.Williams: "Microstructural Influences on Fatigue Crack Propagation in Ti-10V-2Fe-3Al", Metall.Trans.A, 16A, (1985), pp. 739-751.