

Processo e proprietà di una lega a base di γ -TiAl per turbocompressori

V. Lupinc, M. Marchionni, G. Onofrio, M. Nazmy, M. Staubli, B. Phillipsen, K-H. Rohne

È stata sviluppata ed utilizzata con successo una lega intermetallica tipo γ -TiAl per turbocompressore di un motore a turbina a flusso misto. La fusione e la successiva pressatura isostatica a caldo rappresentano la via più economica per produrre tali componenti. Le prove tensili, di creep, di fatica e di propagazione di cricca hanno mostrato che la lega tipo γ -TiAl presenta proprietà meccaniche superiori a quelle della superlega di nichel normalmente impiegata nella realizzazione di turbine per turbocompressori. Anche le prove in campo, effettuate su un motore marino, hanno mostrato i vantaggi di questi nuovi materiali rispetto alle superleghe di nichel attualmente impiegate.

Parole chiave: intermetallici, creep, fatica, valutazione materiali

INTRODUZIONE

Negli anni recenti leghe basate sul composto intermetallico ordinato γ -TiAl sono state oggetto di notevole interesse industriale come materiali per la realizzazione di particolari componenti strutturali, a causa della loro ottima resistenza meccanica ad elevata temperatura e della loro bassa densità [1,2]. Una notevole mole di attività di ricerca e sviluppo condotta su leghe a base di γ -TiAl ha permesso di comprendere meglio la correlazione tra composizione chimica, processo di produzione, trattamento termico e microstruttura, proprietà meccaniche e stabilità metallurgica [3,4]. In applicazioni particolarmente esasperate un'adeguata conoscenza delle proprietà meccaniche più critiche quali la resistenza al creep, alla fatica e la tenacità risulta indispensabile per una corretta progettazione [5].

Poiché è stato dimostrato che per le leghe tipo γ -TiAl la microstruttura può influenzare tali proprietà in maniera diversa [3], risulta fondamentale definire la caratteristica meccanica critica per ogni particolare applicazione allo scopo di sviluppare, attraverso opportuno trattamento termico, il tipo ottimale di microstruttura.

Per parti strutturali operanti a temperature intermedie, dell'ordine di 600 – 800°C, condizione che si riscontra nelle palette di turbina degli stadi a bassa pressione di impianti terrestri per la produzione di energia o di motori aeronautici, la resistenza al creep risulta il requisito fondamentale per mantenere la necessaria stabilità dimensionale durante l'esercizio. Queste considerazioni hanno portato ad ottimizzare la resistenza al creep durante le fasi di sviluppo e produzione della lega ABB-2, con composizione nominale Ti-47Al-2W-0.5Si [6,7]. Sia le proprietà meccaniche ad elevata temperatura, sia il comportamento all'ossidazione di tale lega sono stati ampiamente studiati [8,9] e vengono brevemente illustrati nel seguito.

Scopo del presente lavoro è lo studio delle problematiche relative all'applicazione della lega ABB-2 nella realizzazione di un turbocompressore in un grosso motore diesel marino e di verificare sul campo le potenzialità di tale soluzione.

Le giranti dei turbocompressori convenzionali sono realizzate con superleghe di nichel, materiali aventi una densità di

circa 8 g/cm³. Poiché la riduzione del peso di tale componente è molto importante per ottenere un aumento della velocità di risposta del turbocompressore, le ceramiche avanzate, per la loro densità molto bassa di 3.2 g/cm³, sono apparse subito estremamente interessanti e sono state studiate per l'applicazione in oggetto. Nonostante ciò, i notevoli problemi, legati principalmente all'estrema fragilità di questa classe di materiali ed alla grande differenza tra i coefficienti di espansione termica della ruota ceramica e della struttura metallica, ne hanno impedito l'applicazione industriale.

La favorevole combinazione di elevata resistenza e bassa densità (4,1 g/cm³) delle leghe tipo γ -TiAl ha spinto all'utilizzazione di tali materiali nella produzione di piccoli turbocompressori per motori diesel. I vantaggi riscontrati utilizzando turbine in lega intermetallica di circa 45 mm in diametro rispetto a quelle realizzate in superlega di nichel IN 713 LC o in materiale ceramico sono stati già studiati e riportati [10].

Presso Alstom Power, Baden è stata sviluppata una lega per realizzare turbine per turbocompressori [6], con obiettivo principale la riduzione del tempo di risposta della turbina, per applicazioni dove questa caratteristica risulta critica. È stata quindi realizzata una ruota di lega intermetallica con diametro di circa 170 mm, che equipaggia il turbocompressore di un motore diesel marino operante sul Mare del Nord il quale è attualmente in servizio con più di 2000 ore di funzionamento.

MATERIALE E TECNICA SPERIMENTALE

Il materiale utilizzato in questo lavoro è stato fornito dalla Alstom Power in forma di barre dopo trattamento HIP (hot isostatic pressing) a 1260°C e 172 MPa per 4 ore; successivamente è stato eseguito il seguente trattamento termico: 1300°C per 20 ore seguito da raffreddamento forzato in gas, quindi a 900°C per quattro ore. La composizione chimica del materiale è riportata in Tab. 1.

Le osservazioni metallografiche sul materiale di fornitura

Al	Si	W	Fe	O	H	N	Ti
31.27	0.38	9.29	0.035	0.0653	0.0002	0.008	resto

Tabella 1 – Composizione chimica del materiale in peso percentuale.

Table 1 – Chemical composition (wt %) of the alloy ABB-2.

V. Lupinc, M. Marchionni, G. Onofrio, CNR-TEMPE, Milano, I
M. Nazmy, M. Staubli, ALSTOM Power, Baden, CH
B. Phillipsen, K-H. Rohne, ABB Turbosystem, Baden, CH

Memoria presentata al 20° Convegno Nazionale AIM,
Milano, 8-11 novembre 2000

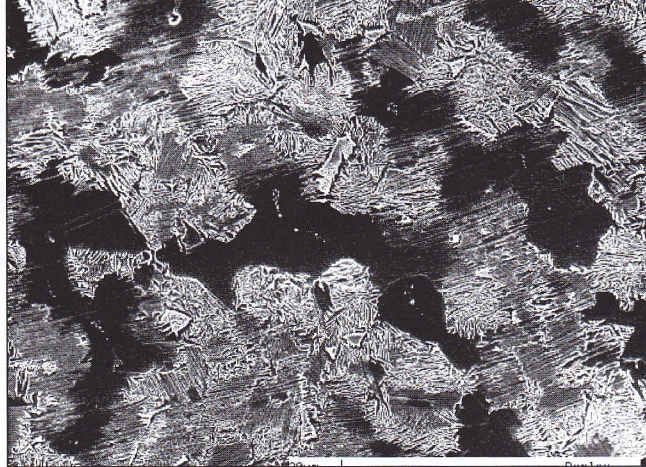


Fig. 1 – Microstruttura della lega ABB-2 nelle condizioni di fornitura

Fig. 1 -- Microstructure of the ABB-2 alloy in the as received condition.

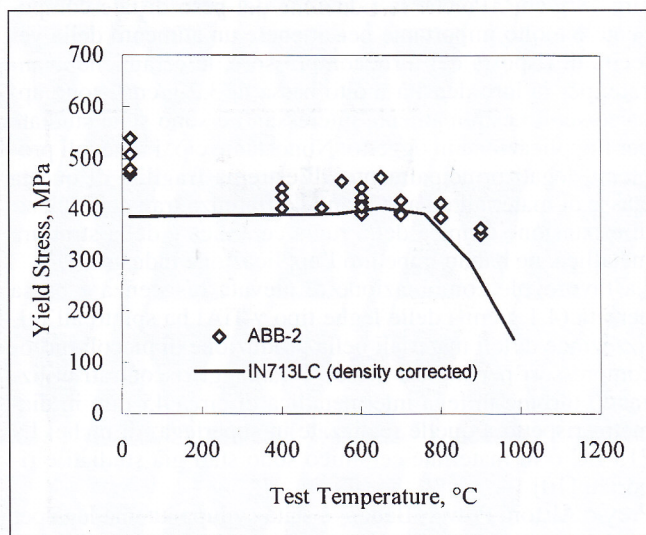


Fig. 2 – Confronto dei valori di snervamento delle due leghe a diverse temperature.

Fig. 2 – Yield strength of the two alloys as a function of temperature.

mostrano (Fig. 1) una microstruttura duplex consistente principalmente in colonie lamellari γ/α_2 e grani globulari γ con dimensioni medie di 20 μm . Come già riportato in precedenza [5], tale tipo di microstruttura consente di ottenere un buon compromesso tra una sufficiente duttilità a temperatura ambiente e una buona resistenza a creep.

La caratterizzazione meccanica della lega è stata completata con prove tensili alla velocità di applicazione della deformazione di $7 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ nell'intervallo di temperatura da 20°C a 900°C, con prove di creep su provini aventi rispettivamente diametro e lunghezza di zona utile di 5,6 e 28 mm, nell'intervallo di temperatura tra 600 e 750°C, con sollecitazioni comprese tra 490 e 280 MPa, e tempo massimo di prova di 15000 ore ed infine con prove di fatica nell'intervallo di temperatura di 600 e 800°C.

Queste ultime sono state eseguite in controllo di deformazione longitudinale su provini a spallamento di forma cilindrica aventi diametro di 7 mm riscaldati per induzione. L'attività sperimentale è stata completata da prove di propagazione di cricca per fatica su campioni rettangolari tipo SENT (4 mm x 12 mm di sezione) fino alla temperatura massima di 800°C.

Prove tensili

Le prove tensili sono state eseguite da temperatura ambiente fino a 900°C. I dati ottenuti sono stati confrontati con quelli della lega commerciale IN713LC attualmente usata per turbine di turbocompressori. Un esempio di tale confronto si può osservare in Fig. 2 dove è riportato il valore dello snervamento alle diverse temperature per entrambe le leghe. I valori per la lega IN713LC sono stati corretti in funzione del rapporto fra le densità delle due leghe e la migliore resistenza dell'ABB-2 è evidente soprattutto intorno all'intervallo di temperatura di esercizio (circa 600°C).

Creep

Le prove di creep sono state effettuate prevalentemente nell'intervallo di temperatura tra 650 e 750°C, con una prova a 600°C e sforzo applicato vicino al limite di snervamento (440 MPa) che, interrotta dopo 15.000 h, ha mostrato meno del 4 % di deformazione e quindi un'ottima resistenza a creep a carico applicato così elevato. Anche a 650°C il materiale deve essere caricato sopra il valore di snervamento per produrre rotture per creep prima di 2000 ore, come evidenziato nella Fig. 3. La resistenza a creep è considerevole come mostrato in Fig. 4 dove la durata a rottura di questo materiale nell'intervallo 550-650°C risulta essere migliore dei valori di IN 713LC ridotti per il rapporto dei valori di densità dei due materiali.

La figura 5 mostra l'andamento della velocità minima di creep in funzione dello sforzo vero per le isoterme di 650, 700 e 750°C. La seguente equazione è stata utilizzata per descrivere la velocità minima di creep in funzione dello sforzo vero e della temperatura, prendendo in considerazione soltanto le prove di creep con sforzi applicati minori dello sforzo di snervamento:

$$(\epsilon/\text{dt})_m = C(\sigma/E)^n \exp(-Q/RT) \quad (1)$$

dove ϵ è la deformazione per creep, t è il tempo, C è una costante, σ è lo sforzo applicato, E è il modulo di Young, n è l'esponente di Norton, Q è l'energia di attivazione termica apparente, R è la costante universale dei gas e T è la temperatura assoluta. Il valore medio della sensibilità allo sforzo applicato porta al valore $n = 10$ del coefficiente di Norton ed

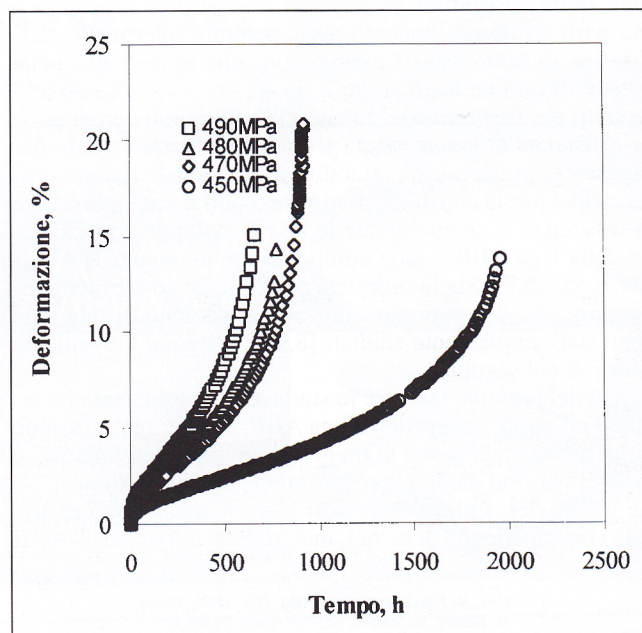


Fig. 3 – Curve di creep a carico costante a 650°C.

Fig. 3 – Constant load creep curves at 650°C.

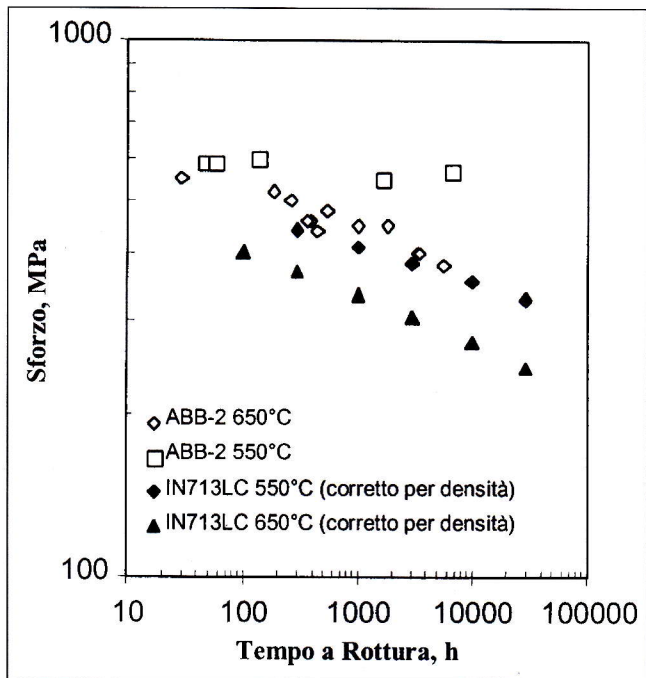


Fig. 4 - Tempi a rottura della lega ABB-2 e confronto con la lega IN713LC.

Fig. 4 - Comparison between the times to rupture of the ABB-2 and IN713LC alloys.

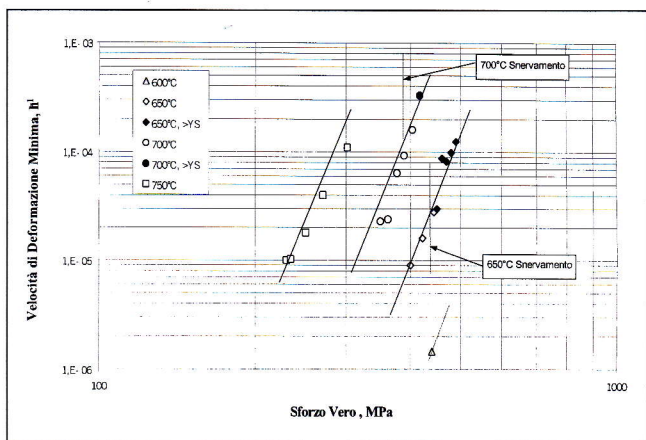


Fig. 5 - Andamento della velocità minima di creep in funzione dello sforzo applicato vero. I simboli pieni rappresentano le prove di creep a sollecitazioni maggiori dello snervamento.

Fig. 5 - Minimum creep rate vs true stress. The full points represent the creep tests conducted at stresses higher than the yield stress.

al valore di energia di attivazione apparente $Q = 430 \text{ kJ/mol}$ per l'intervallo di temperatura $650\text{-}750^\circ\text{C}$ e di velocità minima di creep $10^{-5}\text{-}10^{-4} \text{ h}^{-1}$.

Fatica oligociclica

Le prove di fatica oligociclica sono state concentrate prevalentemente nell'intervallo di temperatura tra 600°C e 700°C , in quanto esso corrisponde alle potenziali temperature di impiego della lega. Alcune prove sono state eseguite alla temperatura di 800°C ed inserendo tempi di mantenimento di 300 secondi in tensione nel ciclo di applicazione della deformazione per verificarne l'effetto sulla durata a fatica. I risultati ottenuti sono riportati in Fig. 6 come deformazione totale in funzione del numero di cicli a rottura. Nel diagramma sono stati aggiunti i dati relativi alla lega IN713LC alla temperatura di 600°C per un confronto tra i due materiali. L'es-

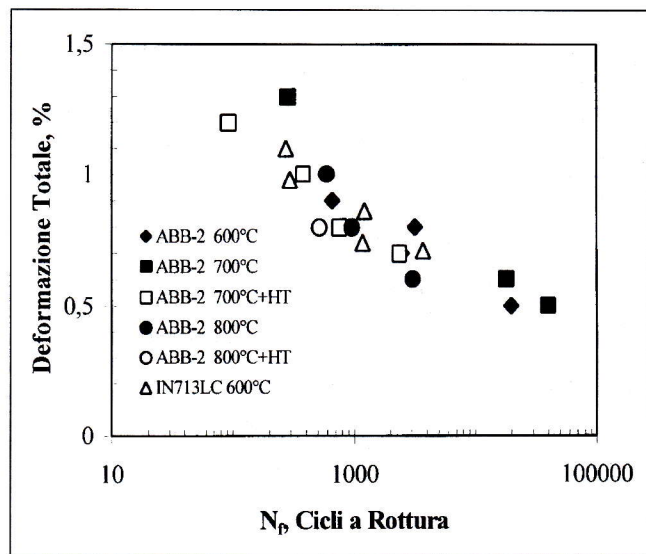


Fig. 6 - Confronto della vita a fatica della lega ABB-2 con IN 713 LC

Fig. 6.--.Comparison between ABB-2 and IN 713 LC fatigue life

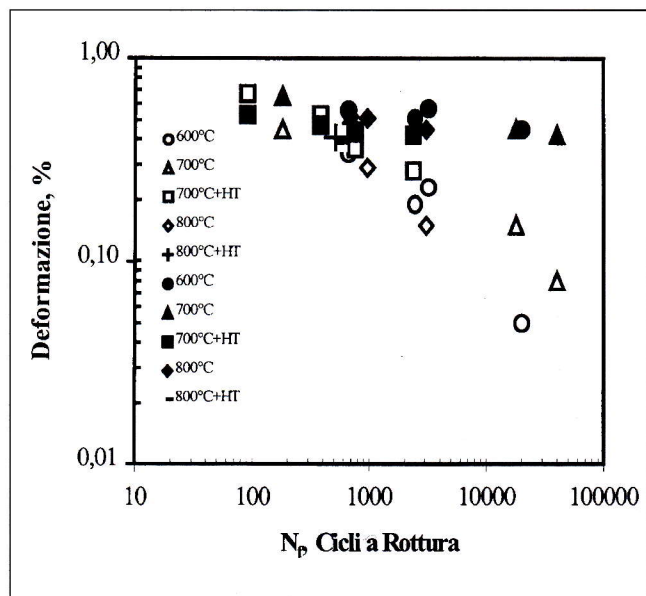


Fig. 7 - Componente elastica (simboli pieni) e plastica (simboli vuoti) in funzione di N .

Fig. 7 - Fatigue life: elastic (full points) and plastic (open points) strain components vs. N .

me della figura suggerisce che l'aumento di temperatura determina una lieve riduzione della durata a fatica anche in presenza di 300 secondi di hold time. Inoltre la lega ABB-2, sensibilmente più leggera della superlega di Ni, presenta una durata a fatica praticamente equivalente al materiale di confronto.

La figura 7 mostra l'andamento della componente elastica e plastica della deformazione in funzione del numero di cicli a rottura. Si può immediatamente osservare che la lega presenta una duttilità piuttosto bassa, confermata dal punto di transizione (componente elastica uguale a quella plastica) a circa 100 cicli e componente elastica molto inferiore a quella plastica per la maggior parte del diagramma. Inoltre non sembrano avere molta influenza le varie condizioni sperimentali sull'andamento delle componenti, tranne forse per le prove a 800°C .

Allo scopo di verificare quanto osservato, sono stati calcolati i parametri di fatica delle seguenti relazioni di Basquin e di Coffin-Manson:

$$\Delta \epsilon_e = A \cdot N^\alpha \quad (2)$$

$$\Delta \epsilon_p = B \cdot N^\beta \quad (3)$$

nelle quali $\Delta \epsilon_e$ e $\Delta \epsilon_p$ sono rispettivamente la componente elastica e plastica della deformazione totale, N il numero di cicli a rottura, tutti calcolati a metà vita, A , α , B e β costanti del materiale. I valori delle costanti sono riportate in Tab. 2, nella quale R^2 è il coefficiente di determinazione (il valore massimo di R^2 è 1). Come si può chiaramente osservare la (3) descrive con buona approssimazione l'andamento dei dati sperimentali anche se presi globalmente, mentre la (2) presenta un coefficiente di determinazione molto basso, indice di un'eccessiva dispersione dei risultati che, pertanto non possono venire trattati in maniera globale.

A	α	R^2	B	β	R^2
0,0063	-0,0364	0,21	0,0432	-0,3847	0,86

Tabella 2 – Costanti del materiale per le relazioni (2) e (3).

Table 2 – Material constants for (2) and (3) relationships.

Propagazione di cricca per fatica

Il comportamento alla propagazione di cricca per fatica (FCP) è stato studiato nell'intervallo di temperatura 25 – 800°C; quest'ultimo valore di temperatura è superiore al limite di utilizzo per questo materiale se privo di rivestimento protettivo. I risultati sperimentali della velocità di propagazione di cricca per fatica in funzione del ΔK , fattore di intensificazione delle tensioni, sono riportati in Fig. 8. Valori di tenacità dell'ordine di 20 – 30 MPa \sqrt{m} , che permettono di ipotizzare numerose applicazioni industriali, sono stati misurati nell'intervallo di temperatura 500 – 700°C. Si può inoltre osservare una scarsa influenza della temperatura sulla FCP nell'intervallo 500 – 700°C, mentre curve più ripide, sintomo di minore tenacità del materiale, sono visibili a 25 ed a 800°C.

L'influenza del rapporto di carico R sulla FCP, nell'intervallo 0.1 – 0.5, è riportato in Fig. 9. Dall'esame dei risultati si osserva che la velocità di propagazione aumenta all'aumentare di R . Tale aumento risulta indipendente dal valore del ΔK , portando ad escludere l'efficacia di processi di chiusura all'apice della cricca, ma indicando piuttosto la presenza di modi statici di frattura più efficaci ad elevati valori di R .

La Fig. 10 riporta l'effetto della frequenza di prova, nell'intervallo 0.1 – 10 Hz sulla FCP alla temperatura di 700°C in aria ed in vuoto. Le curve da/dN in funzione di ΔK mostrano lo stesso valore di soglia nelle diverse condizioni sperimentali, divergono a valori intermedi di ΔK , dove la PCF in aria è sensibilmente maggiore che in vuoto e tendono allo stesso valore ai più elevati ΔK . Inoltre dall'esame dei risultati riportati in figura si può osservare come nell'intervallo di frequenze considerato, le velocità di propagazione in aria sono pressoché indipendenti dalla frequenza di prova, mentre in vuoto queste aumentano al crescere della frequenza.

Questi risultati possono essere spiegati considerando sia l'effetto danneggiante dell'ossidazione che ha luogo ad alta temperatura all'apice della cricca ad opera dell'ossigeno atmosferico, sia un benefico effetto di meccanismi di creep che portano ad un rilassamento di tensioni all'apice della cricca stessa, più efficaci nelle prove a più bassa frequenza. Il primo meccanismo è responsabile della maggiore velocità di propagazione di cricca nelle prove in aria rispetto a quelle in vuoto, mentre il secondo spiega la maggiore velocità di propagazione osservata in vuoto nella prova a 10 Hz rispetto a quella a 0.1 Hz.

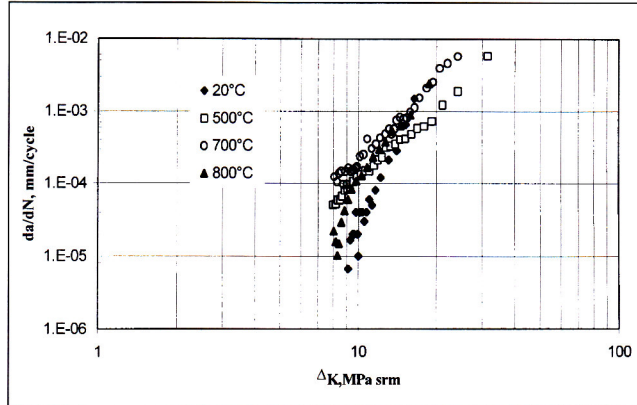


Fig. 8 – Influenza della temperatura sulla FCP in aria alla frequenza di 10 Hz.

Fig. 8 – Influence of temperature on air FCP at the frequency of 10 Hz.

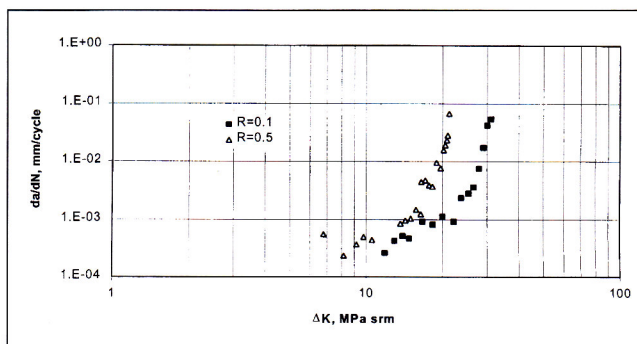


Fig. 9 – Influenza del rapporto di carico R sulla FCP a 700°C e 0,1 Hz.

Fig. 9 – Influence of R load ratio on FCP at 700°C and 0.1 Hz.

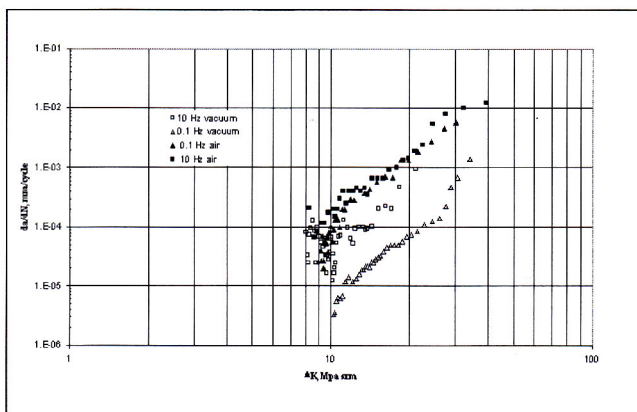


Fig.10 – Influenza dell'ambiente e della frequenza di prova sulla FCP a 700°C.

Fig.10 – Environment and test frequency effect on FCP at 700°C.

RISULTATO DELLA PROVA SULLA TURBINA IN ESERCIZIO

Il turbocompressore ABB RR151 è stato progettato per funzionare con un motore diesel ad elevata velocità avente una potenza massima di 900 kW. Esso è equipaggiato con una turbina a flusso misto con scarico assiale e cuscinetti interni lubrificati utilizzando la pressione di ingresso.

Nella figura 11 è riportato il confronto dell'incremento di accelerazione del turbocompressore sia per la turbina in intermetallico γ -TiAl sia per quella in IN 713LC. Il miglioramento delle prestazioni per l'intermetallico è evidente.

Un motore diesel tipo Deutz TBD 620 V16 con una potenza

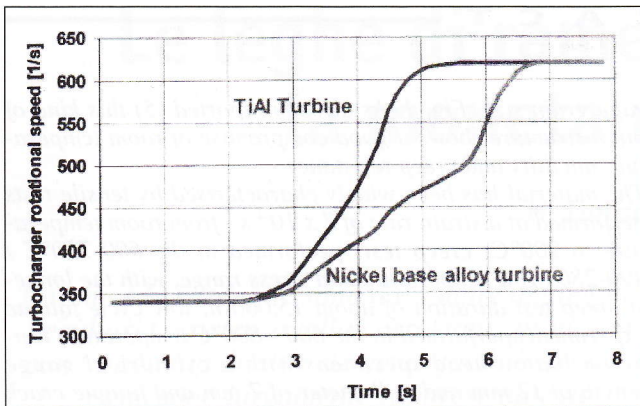


Fig. 11 – Confronto fra le accelerazioni del turbocompressore in funzione del materiale della turbina.

Fig. 11 – Turbocharger acceleration comparison for different turbine materials.

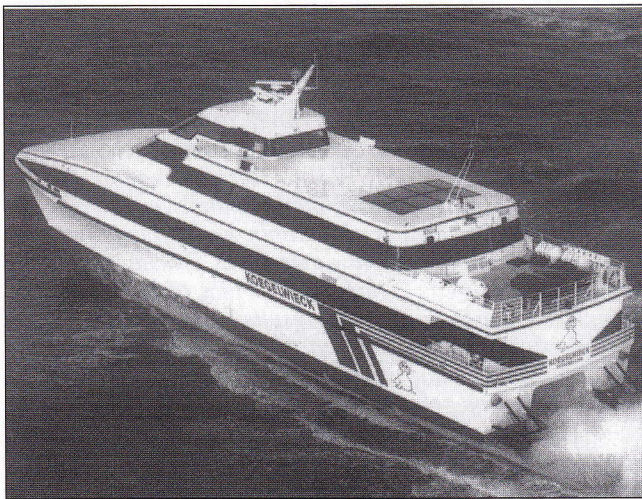


Fig.12 – Traghetto “Koegelwieck” equipaggiato con turbina in lega ABB-2.

Fig.12 – “Koegelwieck” fast ferry equipped with ABB-2 alloy turbine.

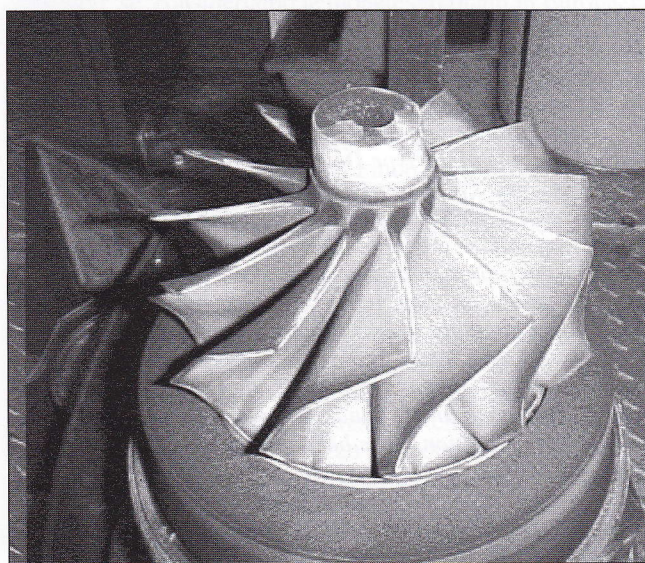


Fig.13 – Turbina in lega ABB-2 dopo circa 2000 ore di funzionamento.

Fig.13 – ABB-2 turbocharger turbine after about 2000 service hours.

di uscita di 1940 kW ottenuta con due turbocompressori RR151 è stato equipaggiato con turbine in γ -TiAl ABB-2. La temperatura massima di entrata del gas nella turbina è di 610°C. Tale motore è uno dei due operanti a bordo della nave traghetto veloce “Koegelwieck”. La figura 12 mostra l’aspetto del traghetto veloce che ha una capienza di oltre 300 passeggeri ed una velocità massima di 38 nodi (circa 70 km/ora). Dopo un periodo di esercizio di 1856 ore, l’ispezione della turbina (Fig. 13) ha evidenziato l’integrità della stessa e l’assenza completa di deterioramento ambientale, come ad esempio fenomeni di ossidazione o corrosione.

CONCLUSIONI

La lega basata sull’intermetallico TiAl ABB-2 ha mostrato proprietà meccaniche, ad elevata temperatura, superiori alla superlega di nichel IN 713LC normalmente impiegata nelle realizzazioni di turbine per turbocompressori. Il turbocompressore ABB RR151 con la turbina in lega intermetallica γ -TiAl è stato provato con successo per più di 2000 ore su un motore diesel che equipaggia un traghetto veloce.

BIBLIOGRAFIA

- 1) Y. W. Kim and D. M. Dimiduk, Journal of Metals, 1991, 43, 40.
- 2) C. Austin and T. J. Kelly, Proc. of 1st Symp. “Structural Intermetallics”, ed.s R. Darolia et al., TMS Publ., 1993, p.1433. 1993.
- 3) Y. W. Kim, Journal of Metals, 1994, 46, 30.
- 4) Y. W. Kim and D. M. Dimiduk, Proc. of 2nd Symp. “Structural Intermetallics”, ed.s M. V. Nathal et al., TMS publ., 1997, p. 531.
- 5) V. Lupinc et al., Proc. of 2nd Symp. “Structural Intermetallics”, ed.s M. V. Nathal et al., TMS publ., 1997, p 515.
- 6) M. Nazmy and M. Staubli, US Patent5, 207, 982 & E Patent 45505 B1.
- 7) D. E. Larson, Material Science and Engineering, A213m, 1996, p128.
- 8) M. Nazmy and V. Lupinc, Proc. of the 6th Liege Conference “Materials for Advanced Power Engineering 1998”, ed.s J. Leconte-Beckers et al. , 1998, p. 933.
- 9) A. Tomasi et al., Proc. MRS Symposium Boston 1996 “High-Temperature Ordered Intermetallic Alloys VII”, ed.s C. T. Liu et al., publ. MRS Pittsburg, Vol. 460, 1997, p. 225-231.
- 10) Y. Nishiyama et al., Development of titanium aluminide turbocharger rotors, “High Temperature Aluminides and Intermetallics”, TMS Warrandale PA, 1987, p. 557-584.

PROCESSING AND PROPERTIES OF A γ -TiAl BASE ALLOY FOR TURBOCHARGER APPLICATIONS

In recent years, near γ titanium aluminide alloys based on the ordered TiAl phase have attracted considerable interest as candidate materials for selected structural applications because of their attractive high temperature mechanical properties and low density (1,2). Research and development on γ -TiAl alloys has led to a better understanding of the correlation between alloy composition and microstructure, processing behaviour and mechanical properties (3,4). In highly loaded applications adequate knowledge of the critical mechanical properties, e.g. creep strength, low cycle fatigue and toughness of these materials, is essential (5). It has been shown that for γ -TiAl base alloys the microstructure can influence these properties differently (3). Hence, it is essential to define the most crucial property required for a specific application in order to develop the optimum microstructure by applying the corresponding heat treatment.

For structural parts, operating at intermediate temperatures, i.e. 600-800°C, e.g. an LP blade of a large industrial turbine or of an aeronautical engine, the creep resistance is an essential prerequisite for dimensional stability during operation. Hence, the alloy ABB-2 with the nominal composition of Ti-47Al-2W-0.5Si has been developed for maximum creep resistance (6,7). A number of investigations were carried out on this alloy to study several aspects of its mechanical properties as well as its oxidation behaviour (8,9). The aim of this paper is to report on a γ -TiAl turbocharger rotor application in a large diesel engine, tested in real operation.

The conventional turbine wheels of turbocharger rotors are made of nickel-base superalloy with a density of about 8 g/cm³. Since the weight reduction of such a component is very important in increasing its response, advanced ceramics would appear very attractive due to the very low density of 3.2 g/cm³ and have been examined for turbocharger rotor application. Nevertheless, a lot of disadvantages mainly related to the brittleness of this class of materials and to the large difference between the ceramic and the metal casing thermal expansion coefficients came from this choice.

The attractive combination of high strength and low density, 4.1 g/cm³, of gamma TiAl has drawn the attention of investigators to apply such material to small turbocharger wheels. The expected advantages of such intermetallic turbine, with about 45 mm in diameter, over nickel-base IN713LC as well as over the ceramic, have been reported (10).

At ABB a proprietary gamma TiAl intermetallic named ABB-2 has been developed for turbocharger application (6). The impetus of such activity is to reduce the response time of the turbine for the applications where such characteristic is crucial. Hence, the goal of this activity was to develop, manufacture and engine test in a real situation a gamma TiAl turbine rotor of the mixed flow type, with a size of 170 mm in diameter.

Material characterisation

Material testing. The cast bars used in the present investigation were HIP'ed at 1260°C and 172 MPa for 4 hours and heat treated at 1300°C for 20 h followed by gas fan cool, then at 900°C for 4 h. The material chemical composition (wt%) is shown in Table 1. The metallographic observation showed a duplex microstructure consisting of mainly lamellar γ/α_2 colonies and globular γ grains of 20 μ m ave-

rage grain size, Fig. 1. As already reported (5) this kind of microstructure shows a good compromise of room temperature ductility and creep resistance.

The material has been widely characterised by tensile tests performed at a strain rate of $7 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ from room temperature to 900°C; creep tests performed in the 600-750°C / 490-280 MPa temperature and stress range, with the longest creep test duration of about 15,000 h; low cycle fatigue experiments performed in the 600 - 800°C temperature range on button-head specimens with a cylindrical gauge length of 12 mm and a diameter of 7 mm and fatigue crack propagation tests at temperatures up to 800°C.

Mechanical behaviour. In order to evaluate the mechanical properties of the intermetallic alloy, tensile, creep and fatigue testing, mainly at the turbocharger service temperature (600-650°C), have been performed and compared with the results obtained from IN713LC nickel base superalloy often used in this application.

Figure 2 shows the ABB-2 alloy yield stress as compared to density corrected mean values of IN713LC superalloy. The strength advantage of the γ -TiAl alloy over the IN713LC is evident over the temperature range of interest. In Fig. 4 creep strength of ABB-2 is shown as compared with the density corrected values of IN713LC. Here, once more the improvement offered by γ -TiAl intermetallic over the conventional IN713LC is clearly observable. Low cycle fatigue results reported in Fig. 6 show that the LCF behaviour of the intermetallic alloy is comparable to that of IN713LC. The fatigue crack propagation test results have shown a significant resistance of this alloy to the fast defect propagation and a toughness value of about 20 MPa $\sqrt{\text{m}}$, Figs. 8 and 9. Tensile and creep behaviour of the intermetallic alloy is very good when compared with that of density corrected competing nickel base superalloy, except for tensile ductility. LCF behaviours are comparable even as absolute values.

Engine test results

The ABB RR151 turbocharger is qualified for the application to high speed diesel engine with the power range of 900 kW. This turbocharger is characterised by mixed flow turbine with an axial outflow and inboard pressure lubricated internal bearings.

The improved turbocharger acceleration behaviour exhibited by the γ -TiAl intermetallic turbine compared to the IN 713 LC one is shown in Fig. 11 where the faster response of the intermetallic component clearly appears.

A diesel engine of the type Deutz TBD 620 V16 with a power output of 1940 kW with two RR151 turbochargers has been equipped with γ -TiAl ABB-2 turbines. The maximum turbine entry temperature is 610°C. This engine is one of the two engines in operation on board of the ship "Koegelwieck". Figure 12 shows an overview of this fast ferry, which has a passengers capacity over 300 and a maximum speed of 38 knot (~ 70 km/h). After 1856 hours of operation an inspection showed, as appears in Fig. 13, that the γ -TiAl intermetallic turbine remained sound and no signs of environmental effects, e.g. oxidation, have been observed.

Conclusions

The ABB-2 TiAl base intermetallic alloy exhibited improved mechanical properties over the conventional IN713LC superalloy.

ABB RR151 turbochargers with γ -TiAl intermetallic turbines have been successfully tested for more than 2000 hours on a diesel engine on board of a fast ferry.