Comportamento a fatica ad alta temperatura di una ghisa sferoidale Si-Mo

P. Matteis, G. Scavino, A. Castello, D. Firrao

Le ghise sferoidali legate con silicio e molibdeno sono usate per fabbricare i collettori dei gas di scarico dei motori a combustione interna impiegati su automobili prodotte in grande serie. In questi componenti, la massima temperatura puntuale, quando il motore lavora a pieno carico, può essere superiore a 750 °C, ed i principali meccanismi di danneggiamento in servizio sono l'ossidazione ad alta temperatura e la fatica termomeccanica. In questo lavoro si esamina il comportamento meccanico di una ghisa Si-Mo in funzione della temperatura, sia mediante prove di durata a fatica a termine di 10 milioni di cicli, sia anche mediante prove di trazione e di compressione, seguite da osservazioni frattografiche. I risultati delle prove meccaniche sono correlati con le microstrutture e con il precedente trattamento termico.

Parole chiave: Ghisa - Fatica - Alta temperatura

INTRODUZIONE

Le ghise sferoidali legate con silicio e molibdeno, contenenti 4 - 6 % Si e 0,5 - 2 % Mo, sono usate per applicazioni ad alta temperatura. L'elevato tenore di Si incrementa la resistenza a corrosione ad alta temperatura, formando uno strato superficiale ossidato ricco in Si, e stabilizza la matrice ferritica, principalmente aumentando la temperatura di trasformazione A_1. Inoltre, il Mo aumenta la resistenza meccanica ad alta temperatura e migliora la resistenza allo scorrimento plastico ad alta temperatura, grazie alla formazione di carburi ricchi in Mo nella matrice ferritica [1-4].

Queste ghise sono spesso usate per fabbricare i collettori di scarico dei motori a combustione interna montati su automobili prodotte in grande serie [5]. In questa applicazione, quando il motore è usato alla massima potenza, la massima temperatura puntuale può essere maggiore di 750 °C, ed i principali meccanismi di danneggiamento sono l'ossidazione ad alta temperatura e la fatica termomeccanica, quest'ultima causata dai transitori di accensione e spegnimento ed in generale dalla variazione nel tempo della potenza erogata dal motore. I collettori di scarico possono essere soggetti in opera a deformazione plastica su piccola scala; per esempio quando il motore eroga la massima potenza si può verificare nel collettore, in determinati punti, una deformazione plastica equivalente del 0,4 %; pertanto la fatica termomeccanica si verifica in regime elasto-plastico.

In questo lavoro, il comportamento meccanico di una ghisa Si-Mo è esaminato in funzione della temperatura, mediante prove di trazione e di compressione e prove di durata a fatica ad alta frequenza, ed è correlato con la microstruttura e con il precedente trattamento termico del materiale.

P. Matteis, G. Scavino, D. Firrao
Politecnico di Torino, DISAT, Torino

A. Castello
Centro Ricerche FIAT, Torino

PROVE SPERIMENTALI

La ghisa Si-Mo in esame è stata modificata (sferoidizzata) con filo di lega di Mg ed inoculata con polveri Fe-Si, poi i campioni sono stati colati separatamente in stampi di sabbia, nella forma di barre con dimensioni trasversali comprese nell'intervallo da 25 a 50 mm. La composizione chimica media delle barre ottenute è: C 3,3, Si 4,0, Mo 1,4, Ni 0,49, Cr 0,15, Mg 0,03, P 0,05 e S 0,003 (percentuali in massa). Successivamente, le barre sono state "ferritizzate", cioè ricotte ad 800 °C per 3,5 h e raffreddate con velocità 0,6 °C/min da 800 a 650 °C e 3 °C/min da 650 a 300 °C. Infine, i campioni per le prove meccaniche sono stati ricavati dalle barre ferritizzate mediante lavorazioni per asportazione di truciolo.

Le prove di trazione sono state svolte usando campioni cilindrici di diametro 8 mm e lunghezza utile (calibrata) 56 mm; le prove di compressione sono state condotte fino alla deformazione massima dell'1,5 %; entrambi i tipi di prove sono stati eseguiti in controllo di spostamento ed a diverse temperature.

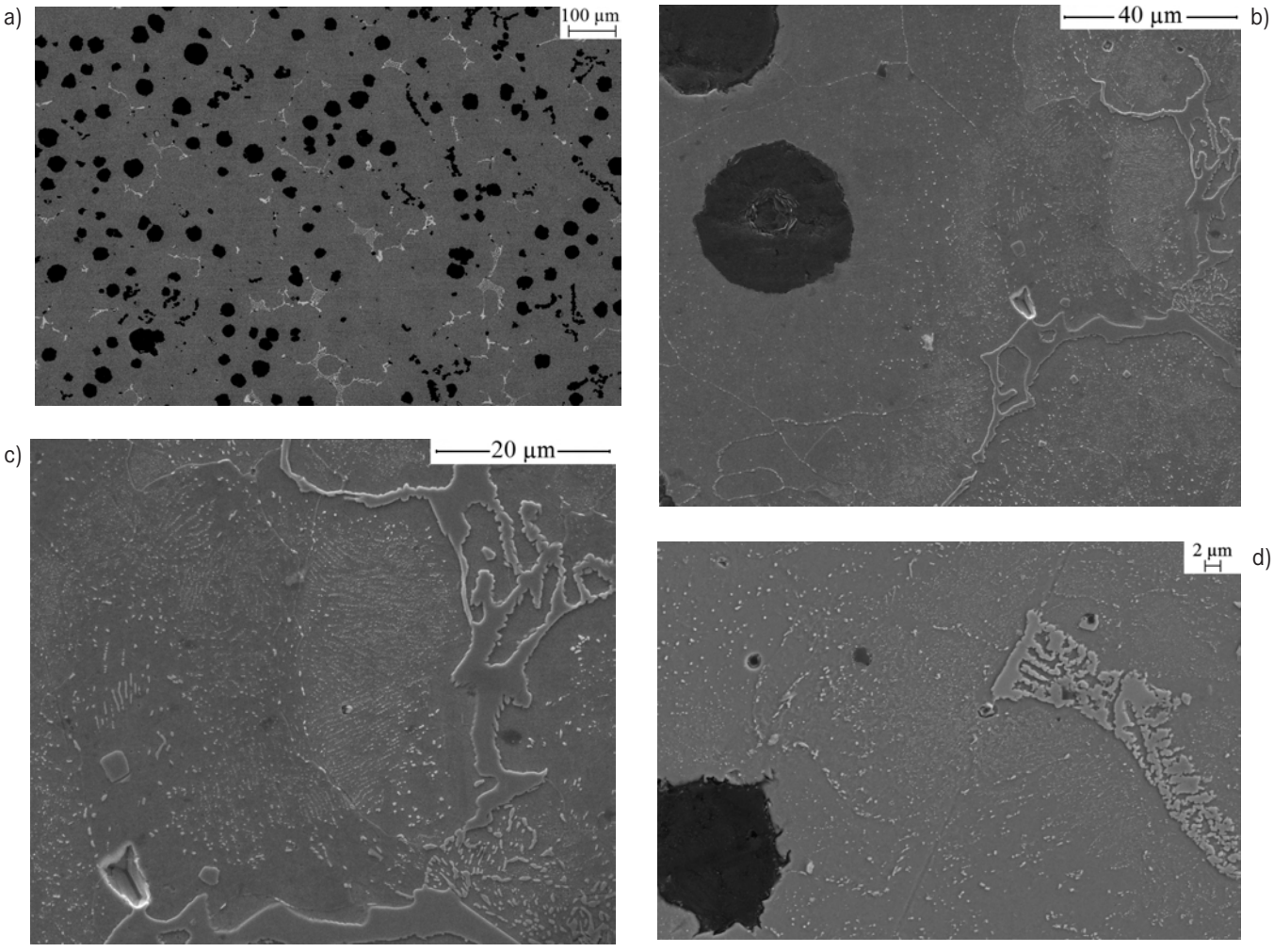


Fig. 1 – Microstruttura della ghisa Si-Mo dopo la ricottura di ferritizzazione ad 800 °C (a, b, c) e dopo una prova a 700 °C di durata circa 20 h (d). Attacco con Nital. Microscopia elettronica mediante elettroni retrodiffusi (a) ed elettroni secondari (b, c, d).

Fig. 1 – Microstructure of the Si-Mo cast iron after the 800 °C "ferritizing" heat treatment (a, b, c) and after testing at 700 °C for about 20 h (d). Nital etching. Scanning electron microscopy with backscattered electrons (a) and secondary electrons (b, c, d).

Le prove di durata a fatica sono state eseguite con rapporto di carico R = -1, a temperatura ambiente (22 °C), con frequenza di circa 80 Hz, ed alle temperature 400 e 700 °C, con frequenza di circa 150 Hz, usando campioni a clessidra con diametro minimo 9 mm e raggio di raccordo 75 mm (con fattore di concentrazione degli sforzi k_{tn} = 1,05). Infine, la resistenza a fatica a 10 milioni di cicli è stata calcolata con il metodo staircase. La tensione o resistenza a fatica è qui riportata in termini di massima tensione nominale.

Nelle prove di compressione, la velocità di deformazione è stata compresa tra $-5{,}2\cdot10^{-5}$ e $-3.1\cdot10^{-5}$ s^{-1}. Nelle prove di trazione, la velocità di deformazione era circa $1{,}3\cdot10^{-4}$ s^{-1} all'inizio di ciascuna prova, veniva bruscamente aumentata a circa $5{,}9\cdot10^{-4}$ s^{-1} dopo il punto di snervamento, e poi decresceva leggermente per effetto dell'allungamento progressivo del campione. Il cambiamento della velocità di deformazione dopo lo snervamento è stato imposto per valutare la sensibilità alla velocità di deformazione nell'intervallo di deformazione plastica vera compreso tra 0,05 % e 0,5 %. Infine, la velocità di deformazione stimata nel corso delle prove di fatica è compresa tra ±0,5 e ±0,8 s^{-1} nelle prove condotte a temperatura ambiente, e tra ±1,5 e ±2,3 s^{-1} nelle prove condotte ad alta temperatura.

RISULTATI

Dopo la colata, la microstruttura è costituita da grafite, carburi eutettici ricchi di Mo (formati durante la solidificazione), ferrite e perlite lamellare, con rare porosità. La dimensione media degli sferoidi di grafite è di circa 17 µm, la frazione volumica di grafite è circa il 10 %, e la frazione di grafite sferoidale è circa il 70 %. Le particelle di grafite sono circondate da una camicia di ferrite ed i carburi eutettici sono distribuiti sui bordi delle celle di solidificazione (lontano dalla grafite) e circondati da perlite lamellare.

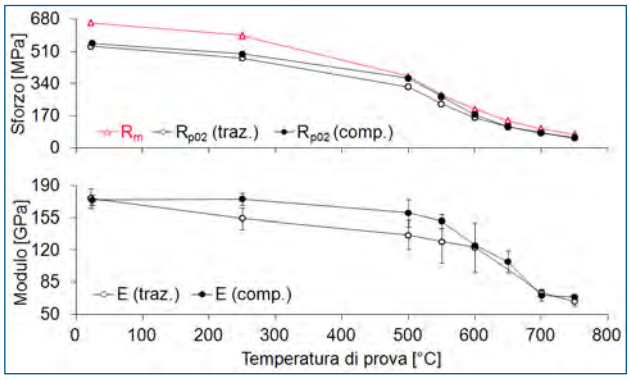


Fig. 2 – Proprietà a trazione ed a compressione della ghisa Si-Mo, in funzione della temperatura di prova: modulo elastico (E) e tensioni di snervamento (R_{p02}) e di rottura (R_m).

Fig. 2 – Tensile ("traz.") and compressive ("comp.") properties of the Si-Mo cast iron, as a function of the test temperature: elastic modulus (E), 0.2% yield stress (R_{p02}) and ultimate tensile strength (R_m).

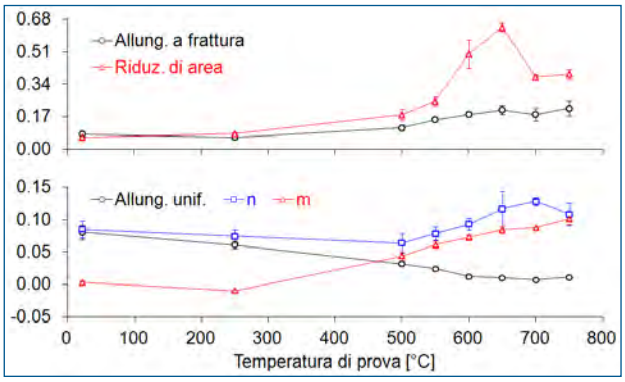
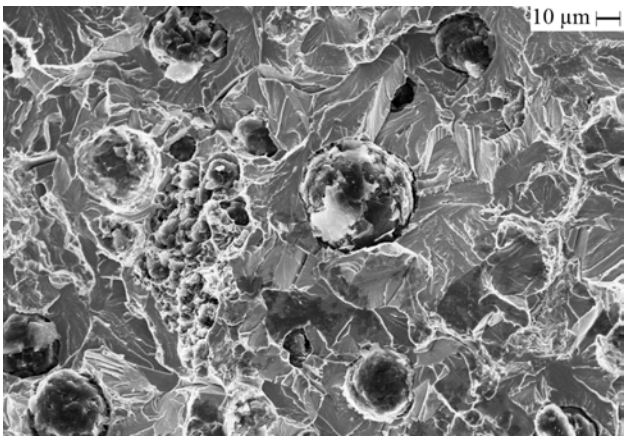


Fig. 3 – Proprietà a trazione della ghisa Si-Mo in funzione della temperatura di prova: allungamento a frattura, riduzione di area, allungamento uniforme ed esponenti di incrudimento n e di sensibilità alla velocità di deformazione m, essendo $\sigma = K\varepsilon^n\dot{\varepsilon}^m$, in cui σ è la tensione vera, K è una costante ed ε è la deformazione plastica vera, compresa tra 0,05 % e 0,5 %.

Fig. 3 – Tensile properties of the Si-Mo cast iron as a function of the test temperature: fracture elongation ("Allung. a frattura"), area reduction ("Riduz. di area"), uniform elongation ("Allung. unif."), strain hardening exponent (n) and strain rate sensitivity exponent (m); being $\sigma = K\varepsilon^n\dot{\varepsilon}^m$, where σ is the true stress, K is a constant, and ε is the true plastic strain, comprised between 0.05 % and 0.5 %.

a)



b)

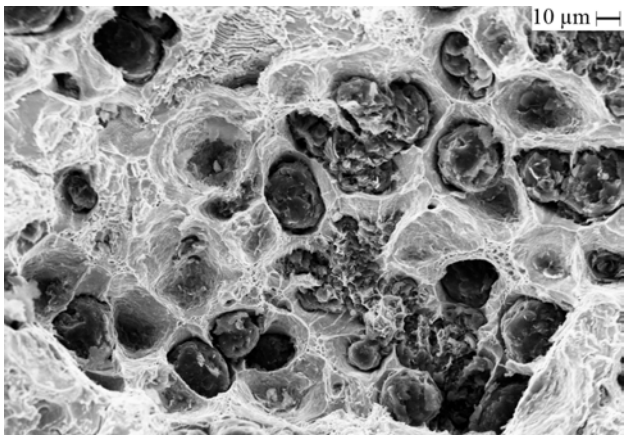


Fig. 4 – Superfici di frattura a trazione a temperatura ambiente (a) ed a 750 °C (b).

Fig. 4 – Fracture surfaces of tensile specimens tested at room temperature (a) and at 750 °C (b).

Dopo la ricottura di ferritizzazione (cioè prima delle prove meccaniche), la grafite ed i carburi eutettici (primari) non risultano sensibilmente modificati (Fig. 1a), mentre la perlite lamellare è trasformata o in ferrite (con parziale migrazione del carbonio), o in perlite globulare; la ferrite inoltre presenta piccoli carburi secondari, di dimensione approssimativa 0,25 µm in posizioni sia intergranulari che intragranulari (Fig. 1b,c). Tali carburi secondari sono ricchi in Mo.

Infine, durante le prove svolte ad alta temperatura per tempi prolungati si verifica un'evoluzione microstrutturale lieve ma sensibile; per esempio, dopo circa 20 h a 700 °C la grafite ed i carburi eutettici sono invariati, ma i carburi secondari nella matrice ferritica aumentano sia in numero che in dimensione e sono ulteriormente arricchiti di Mo, mentre le aree che precedentemente erano perlitiche diventano quasi indistinguibili da quelle precedentemente ferritiche, mostrando soltanto più una lieve differenza nella forma e dimensione dei carburi secondari (Fig. 1d).

Le proprietà tensili e di compressione del materiale in esame (allo stato ferritizzato) sono mostrate in Fig. 2 e 3, in funzione della temperatura. La differenza tra la tensione di snervamento e quella di rottura, nonché anche l'allungamento uniforme, in generale diminuiscono all'aumentare della temperatura di prova; in particolare, a temperatura pari o superiore a 500 °C la differenza tra la tensione di snervamento e quella di rottura è molto piccola; questa differenza potrebbe esser dovuta in larga parte al sopracitato cambiamento di velocità di prova (che è stato eseguito tra il punto di snervamento e la rottura).

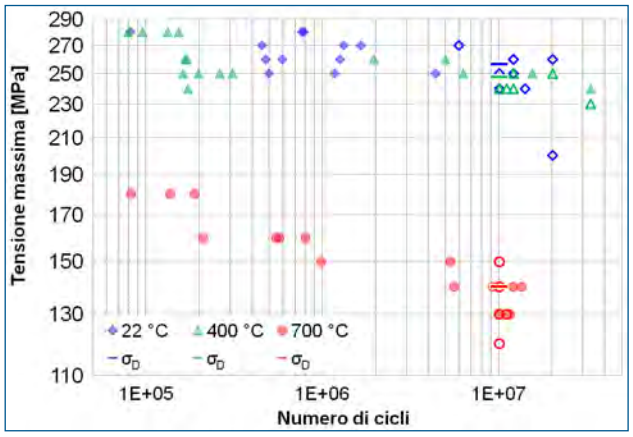


Fig. 5 – Prove di durata a fatica alle temperature di 22, 400 e 700 °C, con rapporto di carico -1, e resistenza a fatica a 10 milioni di cicli (σ_D) a ciascuna temperatura. I campioni non rotti sono rappresentati con simboli vuoti.

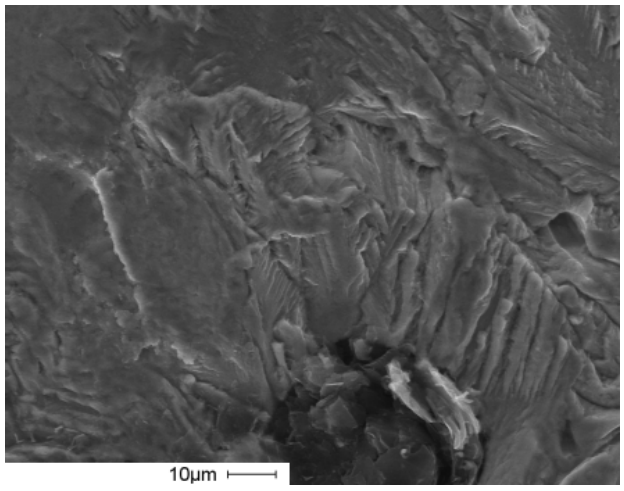
Fig. 5 – Fatigue stress-life tests at temperature 20, 400 or 700 °C, with load ratio R = -1, and 10 million cycles fatigue strength (σ_D) at each temperature level. Broken and not broken specimens are represented by filled and empty symbols, respectively.

A temperatura ambiente l'esponente di sensibilità alla velocità di deformazione è positivo ma molto piccolo (0,003); il medesimo esponente è negativo a 250 °C (-0,009), ed infine ritorna positivo ed aumenta in modo marcato con l'ulteriore aumento di temperatura, raggiungendo il valore di 0,1 a 750 °C.

I campioni di trazione presentano una lieve strizione solo a temperature uguali a o maggiori di 550 °C. Le superfici di frattura a trazione sono macroscopicamente perpendicolari all'asse di trazione a tutte le temperature esaminate, mentre la loro rugosità aumenta all'aumentare della temperatura.

A temperatura ambiente la superficie di frattura a trazione si forma per clivaggio della matrice ferritica e per distacco o rottura delle particelle di grafite dalla matrice stessa (Fig. 4a), ed il percorso di frattura è quasi piano. Aumentando la temperatura, il distacco delle particelle di grafite diventa più frequente e la loro rottura meno frequente; inoltre la superficie di frattura della matrice presenta una frazione crescente di frattura duttile, ed infine diventa completamente duttile a temperatura di 550 °C e superiore. La frattura duttile si verifica per coalescenza di microvuoti, mostrando sia microvuoti grandi originati dalle particelle di grafite che microvuoti piccoli originati da altre particelle di seconda fase della matrice. Aumentando ulteriormente la temperatura, la crescita dei microvuoti di dimensioni maggiori è progressivamente più marcata ed il percorso di frattura include un numero crescente di particelle di grafite distaccate (Fig. 4b).

La resistenza a fatica a 10 milioni di cicli è di 256 ± 12 MPa a temperatura ambiente, è quasi invariata aumentando la temperatura fino a 400 °C (247 ± 8 MPa), e poi diminuisce



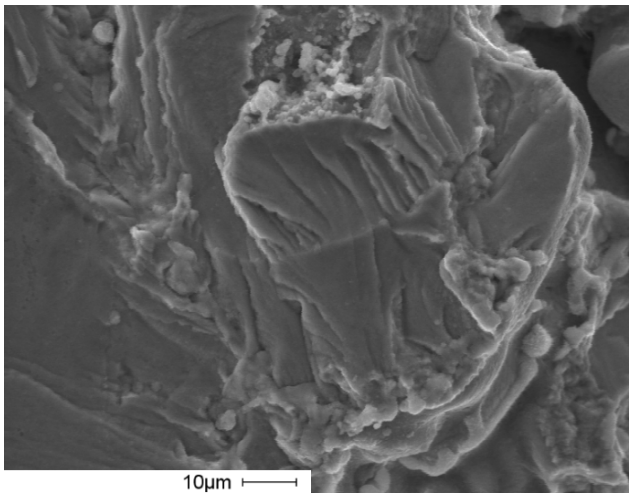


Fig. 6 – Superficie di crescita di cricca a fatica dei campioni provati come segue, con rapporto di carico -1: (a) temperatura ambiente, tensione massima 260 MPa, rottura dopo 588.000 cicli; (b) 700 °C, 140 MPa, 9.190.000 cicli.

Fig. 6 – Fatigue crack growth surface of the specimens tested as follows, with load ratio -1: (a) room temperature, maximum stress 260 MPa, broken after 588,000 cycles; (b) 700 °C, 140 MPa, 9,190,000 cycles.

in modo marcato, essendo 140 ± 8 MPa a 700 °C (Fig. 5)

La rottura di fatica è sempre nucleata da una porosità di ritiro, dovuta al processo di colata, adiacente o almeno vicina alla superficie esterna del campione, e la superficie di frattura è sempre perpendicolare all'asse di trazione e prossima alla sezione minima del provino a clessidra. La crescita di cricca a fatica si verifica principalmente attraverso la matrice ferritica, nella quale si formano striature di fatica (Fig. 6), mentre le particelle di grafite, che si trovano sul percorso di frattura, sono distaccate dalla matrice. La rottura finale per sovraccarico si verifica con i medesimi meccanismi osservati nelle prove di trazione, in funzione della temperatura.

DISCUSSIONE E CONCLUSIONI

La microstruttura della ghisa Si-Mo esaminata è costituita, dopo la colata, da grafite sferoidale, carburi eutettici (primari) ricchi di Mo, ferrite e perlite, ed è coerente con precedenti esami metallografici di ghise Si-Mo [4, 5]. La ricottura di ferritizzazione trasforma la perlite lamellare in perlite globulare e causa la precipitazione di carburi secondari, sia intergranulari che intragranulari.
I risultati delle prove di trazione ad alta temperatura sono coerenti con i valori di tensione di rottura già precedentemente noti [1], e dimostrano che, aumentando la temperatura, specialmente al di sopra di 500 °C, il materiale presenta una marcata diminuzione dell'allungamento uniforme (ridotto ad 1 % al di sopra dei 600 °C, partendo da 8 % a temperatura ambiente) ed un considerevole aumento dell'esponente di sensibilità alla velocità di deformazione (fino a 0,1, partendo da circa zero a temperatura ambiente).
La resistenza a fatica a 10 milioni di cicli (ad alta frequenza) è quasi costante tra temperatura ambiente e 400 °C, e poi diminuisce all'aumentare della temperatura, ma molto meno di quanto diminuiscono le tensioni di snervamento e di rottura. In particolare, il rapporto tra la resistenza a fatica (ad alta frequenza) e la tensione di rottura (quasi statica) è 0,4 a temperatura ambiente, aumenta a 0,55 a 400 °C, ed infine diventa 1,4 a 700 °C. Quest'ultimo valore è ammissibile perché nelle prove di fatica la velocità di deformazione è circa 4 ordini di grandezza più elevata, rispetto alle prove di trazione.
Si ipotizza che questo comportamento peculiare ad alta temperatura sia correlato al grande aumento, già sopra notato, della sensibilità alla velocità di deformazione, che si osserva nel medesimo intervallo di temperatura.
Quest'ultima ipotesi si può sviluppare come segue. Le tensioni di snervamento e di rottura effettive ad una data velocità di deformazione si possono calcolare considerando: 1) le tensioni di snervamento e di rottura quasi statiche misurate; 2) l'esponente di sensibilità alla velocità di deformazione misurato; 3) il rapporto tra la velocità di deformazione in esame e la velocità di deformazione applicata nel corso delle prove di trazione.
Usando quest'ultimo metodo, nel caso delle prove svolte a 700 °C, le tensioni di snervamento e di rottura effettive, corrispondenti alla velocità di deformazione usata nelle prove di fatica, risultano pari a circa 210 e 230 MPa, rispettivamente, dunque esse sono ragionevolmente maggiori della resistenza a fatica misurata alla medesima temperatura (144 MPa), ed in particolare i rapporti tra la resistenza a fatica e la tensione di snervamento o di rottura, calcolati a parità di velocità di deformazione, risultano anch'essi ragionevoli (0,60 o 0,65).
Dunque i risultati qui esposti sono coerenti con l'ipotesi che le prove di fatica ad alta temperatura siano molto influenzate dalla velocità di deformazione e, in ultima analisi, dalla frequenza di lavoro della macchina di prova. Si deve comunque notare che questi ultimi calcoli sono estrapolazioni affette da una elevata incertezza, e pertanto dovrebbero esser verificati con nuovi esperimenti a diverse velocità di deformazione.
Infine, l'analisi frattografica ha permesso di riconoscere le striature di fatica a tutte le temperature esaminate, ed ha dimostrato che la rottura per sovraccarico si verifica per clivaggio a temperatura ambiente, ed invece in modo duttile ad alta temperatura.

RINGRAZIAMENTI

Gli autori desiderano ringraziare: la fonderia FOM Tacconi (Perugia); S. Plano, afferente al Centro Ricerche FIAT (Torino); C. Mariotti, già afferente al Politecnico di Torino (Torino).

RIFERIMENTI

1] L. Jenkins, G. Ruff, F. Dube (eds.), 1990. Ductile iron data for design engineers. Rio Tinto Iron & Titanium Inc., Montreal, Canada

2] D. Li, R. Perrin, G. Burger, D. McFarlan, B. Black, R. Logan, R. Williams, 2004. Solidification behavior, microstructure, mechanical properties, hot oxidation and thermal fatigue resistance of high silicon SiMo nodular cast irons. SAE Technical Paper 2004-01-0792.

3] F. Tholence, M. Norell, 2008. High temperature corrosion of cast alloys in exhaust environments I - Ductile cast irons. Oxidation of Metals 69, 13-36

4] Yoon-Jun Kim, Ho Jang, Yong-Jun Oh, 2009. High-temperature low-cycle fatigue property of heat-resistant ductile-cast irons. Metallurgical and Materials Transactions A 40, 2087-2097.

5] H.K. Zeytin, C. Kubilay, H. Aydin, A.A. Ebrinc, B. Aydemir, 2009. Effect of microstructure on exhaust manifold cracks produced from SiMo ductile iron. Journal of Iron and Steel Research International 16, 32-36

Fatigue behavior at high temperature of a Si-Mo ductile cast iron

Keywords: Cast iron - Fatigue - High temperature

Silicon - molybdenum ductile cast irons are used to fabricate exhaust manifolds of internal combustion engines of large series cars. The maximum pointwise temperature at full engine load may be higher than 750 °C, and the main damage mechanisms in service are high-temperature oxidation and thermo-mechanical fatigue.
The mechanical behavior of a 4 % Si, 1.4 % Mo cast iron is studied here as a function of temperature, after a “ferritizing” subcritical annealing treatment.
The as-cast microstructure consists of spheroidal graphite, eutectic (primary) Mo-rich alloy carbides, ferrite and pearlite. The subcritical anneal converts the lamellar pearlite into globular pearlite and causes the precipitation of intergranular and intragranular secondary carbides.
By increasing the temperature, especially above 500 °C, the uniform elongation markedly decreases (down to 1% at and above 600 °C, from 8% at room temperature) and the strain rate sensitivity exponent increases (up to 0.10 at 750 °C, from close to nil at room temperature).
The high-frequency, 10 million cycles fatigue strength is remarkably constant and close to 250 MPa between room temperature and 400 °C, and thereafter decreases, but much less than the ultimate tensile strength. In particular, the ratio of the high-frequency fatigue strength to the ultimate tensile strength, which is 0.4 at room temperature, increases to 0.55 at 400 °C, and eventually to 1.4 at 700 °C. The latter value can be explained by considering the very large difference in the strain rate, which is about 4 orders of magnitude larger in the fatigue tests than in the tensile ones, and it is hypothesized that this peculiar behavior at high temperature is correlated with the above noted large increase in the strain rate sensitivity, in the same temperature interval. These results are overall consistent with the hypothesis that the high-temperature fatigue tests are greatly influenced by the strain rate and, ultimately, by the frequency of the testing machine.
Fractographic analyses reveal that fatigue cracks are always nucleated from shrinkage porosities; fatigue striations occur at all temperatures; and overload failure occurs by cleavage at room temperature, and by ductile fracture at high temperature.