AIAS 2014 - 289

CARATTERIZZAZIONE A FATICA AD ELEVATA TEMPERATURA DI PROVINI INTAGLIATI IN 40CrMoV13.9

F. Berto[a], P. Gallo[a], P. Lazzarin[a]

[a] *Università degli Studi di Padova - Dipartimento di Tecnica e Gestione dei Sistemi Industriali, Stradella San Nicola 3, 36100 Vicenza, e-mail: berto@gest.unipd.it;*

Sommario
Lo sviluppo tecnologico e l'ottimizzazione dei processi produttivi industriali fa sì che le macchine e i componenti meccanici siano sottoposti a condizioni di esercizio sempre più gravose. Queste circostanze comportano la necessità di sviluppare nuovi materiali con alte prestazioni e di migliorare in parallelo le tecniche di progettazione. In quest'ottica, la fatica combinata all'alta temperatura rimane una problematica aperta ed un tema di sicuro interesse per il futuro. Il presente lavoro si pone come obiettivo quello di presentare un nuovo set di dati sperimentali relativi a test di fatica ad alta temperatura su provini lisci ed intagliati in 40CrMoV13.9. I test di fatica monoassiale sono stati eseguiti a differenti temperature (da 20°C a 650°C), in controllo di carico e con un rapporto nominale di ciclo costante pari a R=0. Dopo aver documentato la variabilità dell'effetto di intaglio in funzione della temperatura, i dati sono stati rianalizzati in funzione della densità di energia locale di deformazione.

Abstract
The present paper summarizes data from uniaxial-tension load-controlled fatigue tests on specimens made of 40CrMoV13.9 steel. Tests are performed varying temperature, from 20°C up to 650°C. Two geometries are considered: plain specimens and plates weakened by symmetric V-notches, with opening angle and tip radius being equal to 90 degrees and 1 mm, respectively. The present work is motivated by the fact that, at the best of authors' knowledge, only a limited number of works dealing with high-temperature fatigue are reported in the literature for the medium/high cycle fatigue regime; in particular, no results seem to be available for 40CrMoV13.9 steel when tested at elevated temperature in the presence of notch effects. Finally, fatigue data from un-notched and notched specimens are re-analysed by means of the mean value of the Strain Energy Density (SED), employed here as the critical fatigue parameter, able to summarize in the same scatterband data from different temperature.

Parole chiave: fatica ad alta temperatura, resistenza a fatica, strain energy density, 40CrMoV13.9.

1. INTRODUZIONE

Lo sviluppo tecnologico e l'ottimizzazione dei processi produttivi industriali fa sì che le macchine e i componenti meccanici siano sottoposti a condizioni di esercizio sempre più gravose. Queste circostanze comportano la necessità di sviluppare nuovi materiali con alte prestazioni e di migliorare in parallelo le tecniche di progettazione, che dovrebbero permettere di stimare con sempre maggior precisione il numero di cicli che un componente può sopportare in condizioni critiche di esercizio. In quest'ottica, la fatica combinata all'alta temperatura rimane una problematica aperta ed un tema di sicuro interesse per il futuro. Infatti, le applicazioni industriali nelle quali la fatica ad elevata temperatura gioca un ruolo fondamentale sono molteplici in diversi settori industriali, come ad

esempio quello aerospaziale, militare e nucleare. Tra tutti i materiali disponibili per le applicazioni critiche prima citate, trovano largo impiego anche gli acciai al carbonio per alta temperatura. Nonostante la crescente richiesta di caratterizzazione a fatica ad elevata temperatura di questi acciai, il numero di lavori che trattano tali materiali in presenza di intagli è notevolmente ridotto, nonostante in ambito industriale sia comunemente diffusa la progettazione e l'impiego di componenti intagliati.
In [1], sono stati presentati i risultati ottenuti da test di fatica ad alta temperatura condotti sull'acciaio 1.25Cr0.5Mo, al fine di investigare l'interazione tra fatica e creep, su provini lisci. Dalla sintesi dei dati sono state ottenute quattro "fatigue-creep fracture maps", che evidenziano come per ampiezze di tensione inferiori alla tensione media ci sia un elevata iterazione tra creep e fatica. La prima conseguenza di questa interazione è la notevole riduzione del limite di fatica. Un altro interessante lavoro è stato presentato da Uematsu et al. [2], in cui sono riassunti i risultati ottenuti da test di fatica ad alta temperatura condotti su provini lisci in 18Cr-2Mo. Da questo studio emergono considerazioni molto interessanti: gli effetti dell'alta temperatura sono quelli di ridurre la resistenza a fatica; la nucleazione di cricche superficiali avviene in tempi minori; la propagazione della cricca risulta più rapida, con segni di evidente rottura fragile.
Oltre ai lavori già citati, che analizzano esclusivamente provini lisci, sono disponibili in letteratura alcuni lavori che riguardano provini intagliati testati ad alta temperatura. Recentemente, i presenti autori hanno presentato un nuovo set di dati sperimentali su provini lisci ed intagliati relativi a test di fatica condotti ad alta temperatura (650°C) per una particolare lega di Cu-Co-Be [3]. La lega in questione viene utilizzata per la fabbricazione di camicie che vengono calettate su rulli per la laminazione a caldo. I dati ottenuti sono stati sintetizzati in termini di tensioni nominali e poi in funzione del valore mediato dell'energia di deformazione su un volume di controllo (SED), proponendo un raggio critico R_c pari a 0.6 mm. Grazie all'approccio basato sul SED sono stati riassunti in un'unica banda di dispersione tutti i risultati ottenuti dalle prove, indipendentemente dalla geometria considerata. In [4] e [5], è stata analizzata la resistenza a fatica dell'Inconel 718 in presenza di intagli alla temperatura di 500°C. I dati ottenuti sono stati sintetizzati con successo mediante la "linear notch mechanics", in presenza di plasticità localizzata. Shi et al. [6] invece hanno analizzato gli effetti di concentrazione delle tensioni per diverse tipologie di intagli considerando la super lega DZ125. In dettaglio sono stati testati provini single-edge con intagli a V ed a U alla temperatura di 850°C. L'angolo di raccordo è stato fatto variare da 0.2 fino a 3.6 mm, mentre l'angolo di apertura da 0° a 120°. I risultati mostravano come la resistenza a fatica diminuiva al crescere del fattore teorico di concentrazione delle tensioni K_t. Da questa osservazione, gli autori hanno proposto di considerare il K_t come parametro chiave nella caratterizzazione della vita a fatica ad alta temperatura di componenti intagliati per la lega considerata.
Acciai simili a quello analizzato nel presente lavoro invece sono stati considerati in [7,8] a temperatura ambiente. In particolare sono stati considerati gli effetti della microstruttura sulla fatica ad alto numero di cicli, sottoponendo i provini a diversi trattamenti termici. Terres et al. [9, 10] infine hanno recentemente presentato dei risultati sperimentali che analizzano il comportamento a fatica dell'acciaio 42CrMo4 sottoposto a shot-peening e nitrurazione. I test sono stati condotti su provini intagliati considerando diversi valori di acutezza dell'intaglio.
Vista la quasi totale mancanza di lavori su provini intagliati testati ad alta temperatura, il presente lavoro si pone come obiettivo quello di presentare un nuovo set di dati sperimentali relativi a test di fatica ad alta temperatura condotti su provini lisci ed intagliati in 40CrMoV13.9. Tale acciaio viene comunemente utilizzato per la fabbricazione di camicie che vengono poi calettate su rulli per la laminazione a caldo di leghe di alluminio e magnesio. I test di fatica monoassiale sono stati eseguiti a differenti temperature (da 20°C a 650°C), in controllo di carico e con un rapporto nominale di ciclo costante pari a R=0. Le prove hanno preso in esame provette lisce e con intagli a V aventi un raggio di raccordo all'apice pari ad 1 mm. Non esistono in letteratura dati relativi all'acciaio qui considerato e, in generale, sono pochi i dati di resistenza a fatica ad elevata temperatura relativi a componenti intagliati, come già accennato. Dopo aver commentato la variabilità dell'effetto di intaglio in funzione della temperatura, tutti i dati sperimentali sono stati rianalizzati in funzione dell' energia locale di deformazione mettendo anche in gioco risultati ottenuti da precedenti test di fatica multiassiale condotti sullo stesso acciaio a temperatura ambiente.

2. PROCEDURA SPERIMENTALE

2.1 Materiale e geometria dei provini

L'acciaio considerato in questo lavoro è il 40CrMoV13.9, utilizzato tipicamente nella realizzazione di camicie che vengono successivamente calettate su rulli di laminazione a caldo per leghe di alluminio e di magnesio. I seguenti valori delle proprietà statiche a 650°C sono stati ottenuti da test effettuati preliminarmente alla campagna sperimentale a fatica: modulo di Young E=135 GPa, tensione di snervamento σ_Y=520MPa e tensione di rottura σ_R=610 MPa. A temperatura ambiente (25°C) il modulo elastico è pari a 206 GPa, la tensione di snervamento è pari a 1127 MPa e la tensione di rottura è pari a 1355 MPa. Le proprietà meccaniche a temperatura ambiente e a 650°C sono riassunte in dettaglio nella Tabella 1. La composizione chimica dell'acciaio e i relativi trattamenti termici sono indicati rispettivamente nelle Tabelle 2 e 3. La microstruttura finale ottenuta a seguito dei trattamenti termici effettuati sul materiale è di tipo bainitica-martensitica.
Va sottolineato che l'acciaio in questione non è incline a fratture di tipo duttili, anche se sottoposto ad alta temperatura. Inoltre il 90% della vita a fatica è speso per la nucleazione delle cricche a fatica mentre il restante 10% nella loro propagazione. Con ulteriori analisi, ancora in corso, si sta analizzando l'influenza della rugosità superficiale sulla vita a fatica ad elevata temperatura del suddetto acciaio.
Come già accennato in precedenza, sono state prese in considerazione due tipologie di intagli descritte in dettaglio nella Figura 1 e 2:

- Provini lisci (Hourglass shaped), con un fattore teorico di concentrazione delle tensioni pari ad 1.0.
- Piastre indebolite da intagli a V simmetrici, con una sezione netta pari a 20 mm × 5 mm e una lunghezza totale di 300 mm. Gli intagli presentano una profondità, a, pari a 5 mm, un angolo di apertura 2α pari a 90° ed un raggio di raccordo all'apice dell'intaglio, ρ=1 mm. Il fattore teorico di concentrazione delle tensioni riferito alla sezione netta $K_{t,n}$ per la geometria in esame risulta pari a 3.84.

La lunghezza dei provini è stata opportunamente scelta al fine di evitare un surriscaldamento degli afferraggi.

Tabella 1: Proprietà meccaniche dell'acciaio 40CrMoV13.9

Temp. [°C]	**E [GPa]**	**σ_R [MPa]**	**σ_Y [MPa]**	**HRC**
25°C	206	1355	1127	52
650°C	135	610	520	35

Tabella 2: Composizione chimica della lega analizzata, %

C	**Mn**	**Si**	**S**	**P**	**Cr**	**Ni**	**Mo**	**V**	**Al**	**W**
0.38	0.5	0.27	0.006	0.003	3.05	0.24	1.04	0.24	0.013	0.005

Tabella 3: Trattamenti termici

	Tratt. Termico	**Heating ratio (°C/h)**	**Temp. (°C)**	**Holding (ore)**	**Cooling**
1	Quenching	100	920 ± 10	3	acqua
2	Tempering 1	100	580 ± 10	5	aria
3	Tempering 2	100	590 ± 10	5	aria
4	Stress relieving	100	570 ± 10	3	aria

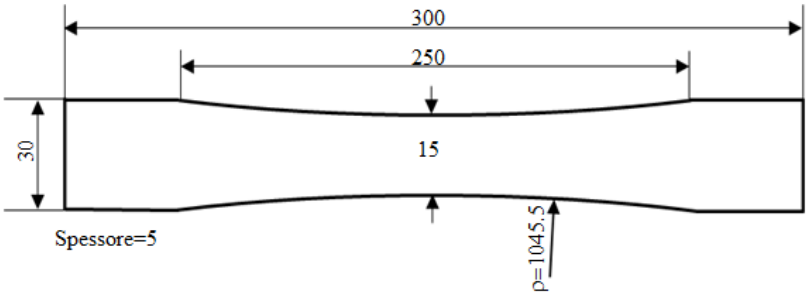


Figura 1: Geometria dei provini lisci (HG), dimensioni in mm

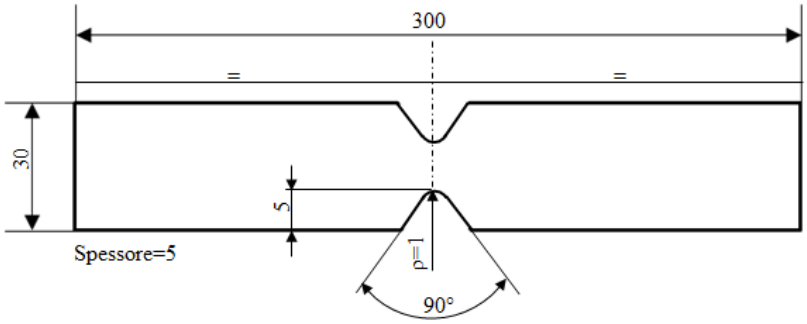


Figura 2: Geometria dei provini intagliati (V), dimensioni in mm

2.1 Macchina di prova e procedura sperimentale

Le prove di fatica sono state eseguite con un sistema sevo-idraulico MTS 810, dotato di una cella di carico con capacità pari a 250 kN. La macchina è stata dotata di un forno del tipo MTS 653 High Temperature. Il sistema è mostrato in dettaglio nella Figura 3. Il forno è dotato a sua volta di un sistema PID di controllori in grado di verificare ed eventualmente correggere la temperatura al fine di mantenere il valore desiderato costante nel tempo. La temperatura nominale può variare da 100°C a 1400°C, con un'incertezza di ± 1°C dichiarata dal costruttore.
Le prove di fatica uniassiali sono state condotte in controllo di carico, a temperatura ambiente ed a una temperatura di 360°C e 650°C per i provini lisci; 360°C, 500°C e 650°C per quelli intagliati: il provino è stato dapprima riscaldato al fine di raggiungere uniformemente la temperatura di prova, in seguito è stato applicato il carico. La temperatura è stata mantenuta costante fino all'avvenuta rottura della provetta. La frequenza di sollecitazione impostata era pari a 5 Hz e il rapporto di sollecitazione era pari a R=0.01.

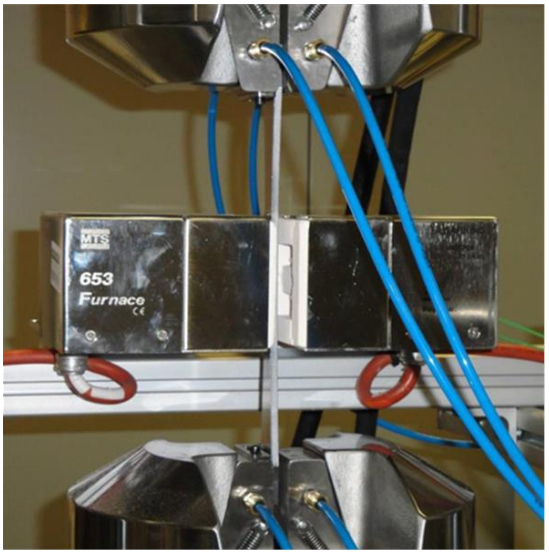


Figura 3: Sistema servo-idraulico, forno e circuito di raffreddamento

3. RISULTATI DELLE PROVE DI FATICA AD ALTA TEMPERATURA

3.1 Curve di fatica

I risultati delle prove di fatica sono stati rielaborati statisticamente mediante una distribuzione log-normale e plottati in scala doppio-logaritmica. I provini "run-out", cioè che hanno superato un milione di cicli senza arrivare a rottura, non sono stati inclusi nell'analisi statistica e sono indicati nei grafici con una freccia obliqua. Una linea verticale indica il valore corrispondente ad un milione di cicli. Per completezza, sono espressamente indicati anche il valore della pendenza inversa k e dell'indice di dispersione, T_σ. Tutti i range di tensione sono riferiti all'area netta delle provette. Gli stessi risultati possono ovviamente essere presentati in riferimento alla sezione lorda.
La Figura 4 mostra i risultati dei provini lisci. Dal grafico è possibile notare come i dati relativi alla temperatura ambiente ed a T=360°C possano essere sintetizzati in un'unica banda di dispersione, con un indice di dispersione T_σ pari a 1.29. I dati relativi alla temperatura di 650°C invece, presentano un indice di dispersione maggiore e pari a 2.00, con un evidente decremento della resistenza a fatica ed una variazione della pendenza inversa k. Ad un milione di cicli infatti, lo stress range è pari a 675.14 MPa per temperature inferiori a 360°C, mentre è pari a 95.23 MPa a 650°C.
I risultati dei provini intagliati sono sintetizzati in Figura 5. Risulta evidente come in questo caso, fino alla temperatura di 500°C non ci siano differenze rispetto ai dati ottenuti a temperatura ambiente e come tutti i dati possano quindi essere sintetizzati in un'unica banda di dispersione, mentre a 650°C si verifica un sostanziale deterioramento delle proprietà a fatica. Gli indici di dispersione restano comunque comparabili, nonostante ad un milione di cicli, si passi da un ampiezza di tensione pari a 213.12 (per temperature inferiori a 500°C) ad un valore pari a 74.32 MPa (650°C). La pendenza inversa k passa da 5.14 (T≤500°C) a 2.91 (T=650°C). Tutti i dati sono riassunti in dettaglio nella Tabella 4.
Il drastico decremento della resistenza a fatica osservato per i provini lisci testati a 650°C è sicuramente legato ai trattamenti termici subiti dal materiale base e riportati nella Tabella 3. La massima temperatura di tempra indicata infatti è di 590°C seguita da un rinvenimento a 570°C. Lunghi periodi di esposizione a temperature maggiori comportano la perdita degli effetti benefici dei trattamenti termici. Nonostante ciò, è possibile notare come per i provini intagliati non si registri lo stesso drastico calo della resistenza a fatica. Fino alla temperatura di 500°C è l'intaglio infatti a giocare un ruolo determinate nelle proprietà cicliche del materiale, superata tale temperatura gli effetti termici non possono più essere trascurati e la sensibilità all'intaglio diviene nettamente inferiore. Confrontando ulteriormente le due geometrie, si può notare una riduzione dell' 85% dello stress range ad un milione di cicli per i provini lisci, ed una riduzione del 65% per i provini intagliati. Nonostante i provini intagliati presentino una resistenza a fatica in termini assoluti minore rispetto ai provini lisci, risultano anche meno sensibili agli effetti dell'alta temperatura.
Confrontando il valore dello stress range ad un milione di cicli dei provini lisci ed intagliati relativi alla curva di fatica ottenuta a 650°C, è possibile calcolare il fattore di riduzione della vita a fatica K_f, che risulta essere pari a 1.28. Questo valore può essere direttamente confrontato con il fattore di riduzione atteso pari al $K_{t,n}$ della geometria in esame e cioè a 3.84. È evidente come l'alta temperatura abbia fortemente ridotto la sensibilità all'intaglio dell'acciaio in questione.

Tabella 4: Sintesi prove di fatica; tensioni riferite alla sezione netta; HG indica i provini lisci, V indica i provini intagliati

Provino - T (°C)	**k**	**Tσ**	**σmax (1·106 cycles)**		
			10%	**50%**	**90%**
			MPa	**MPa**	**MPa**
HG - da 25°C a 360°C	7.28	1.29	766.27	675.14	595.54
HG - 650°C	2.48	2.00	134.76	95.23	67.29
V - da 25°C a 500°C	5.14	1.48	259.66	213.12	174.92
V - 650°C	2.91	1.63	94.83	74.32	58.25

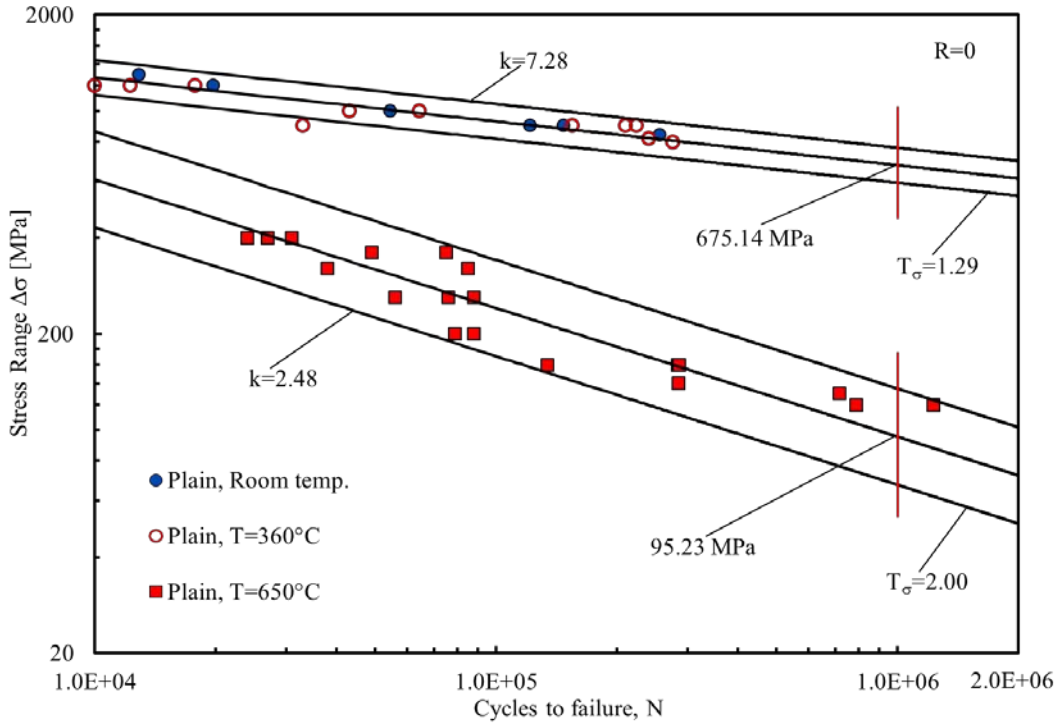


Figura 4: Dati a fatica dei provini lisci e relative bande di dispersione al variare della temperatura

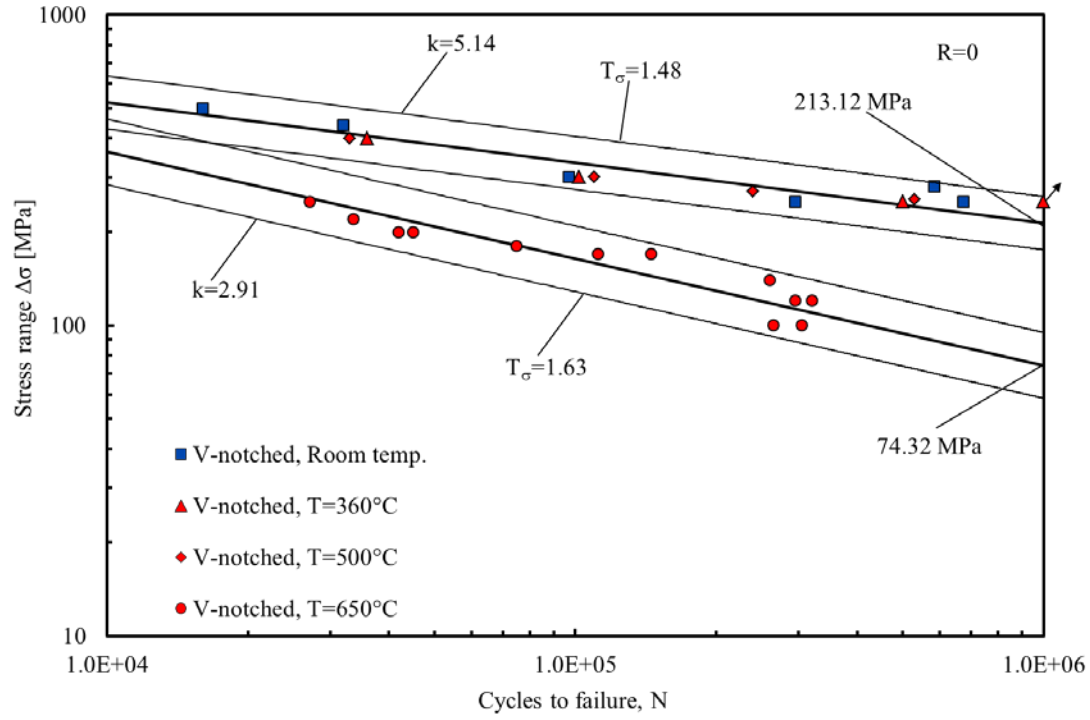


Figura 5: Dati a fatica dei provini intagliati e relative bande di dispersione al variare della temperatura

4. SINTESI IN TERMINI DI SED MEDIATO SU UN VOLUME DI CONTROLLO

Il criterio della densità di energia di deformazione (SED) si basa sull'idea che il cedimento di un componente avvenga quando il valore dell'energia locale di deformazione mediato su un volume di

controllo eguaglia un valore critico, W_c, caratteristico per il materiale [11,12]. La Figura 6 riporta tutti i parametri geometrici che permettono la definizione del volume di controllo. Un review del metodo è stato di recente pubblicato da Lazzarin e Berto [13], descrivendo e commentando in dettaglio il frame analitico e le principali applicazioni.
Dai risultati sperimentali è emerso che per temperature inferiori ai 500°C non si registrano sostanziali decrementi della resistenza a fatica dei provini lisci ed intagliati rispetto alla temperatura ambiente. Sulla base di questa considerazione, ai fini della sintesi in termini del SED, è stato proposto di considerare il raggio del volume di controllo utilizzato in un precedente lavoro dagli stessi autori per sintetizzare in un'unica banda molte prove di fatica multiassiale condotte sullo stesso acciaio a temperatura ambiente [14].
Il range del SED nel caso di intagli blandi può essere determinato analiticamente utilizzando la seguente formula [15,16]:

$$\Delta\overline{W} = c_w F(2\alpha) \times H(2\alpha, \frac{R_c}{\rho}) \times \frac{K_{t,n}^2 \Delta\sigma_n^2}{E} \quad (1)$$

Mentre per i provini lisci vale la seguente espressione:

$$\Delta\overline{W} = \frac{c_w}{2E} \Delta\sigma_n^2 \quad (2)$$

Dove $\Delta\sigma_n$ è lo stress range, $K_{t,n}$ è il fattore teorico di concentrazione delle tensioni (entrambi riferiti alla sezione netta) pari a 3.84, E il modulo di Young. $F(2\alpha)$ è funzione dell'angolo di apertura dell'intaglio ed assume un valore pari a 0.705 per $2\alpha=90°$. H è funzione sia dell'angolo di apertura dell'intaglio che del rapporto tra il raggio del volume di controllo, R_c, e il raggio di raccordo dell'intaglio, ρ. H assume in questo caso un valore pari a 0.5627. Al fine di tenere in considerazione i diversi rapporti di sollecitazione è stato utilizzato il parametro c_w che è pari a 1 per R=0 e 0.5 per R=-1 [15,16]. Al fine di applicare le equazioni (1) e (2) a temperature diverse da quella ambiente, è stato necessario aggiornare il valore del modulo di Young, pari a 206 GPa a temperatura ambiente sostituendolo con 135 GPa che è il valore relativo alla temperatura di 650°C (vedi Tabella 1). Il valore di E per temperature intermedie è stato determinato attraverso un'approssimazione lineare tra i due valori estremi appena citati, come indicato in [18]. A 360°C il valore di E stimato è pari a 165 GPa, mentre a 500°C E=150 GPa.
Attraverso le equazioni (1) e (2), tutti i dati sperimentali, fino alla temperatura di 500°C, sono stati sintetizzati in un'unica banda di fatica (Figura 7), indipendentemente dalla geometria del provino. I nuovi dati risultano in banda con i dati relativi alle prove multiassiali tratti dalla referenza [14].
I dati ottenuti dalle prove di fatica alla temperatura di 650°C (che risulta di notevole interesse in ambito industriale) sono stati trattati separatamente. Al fine di operare una sintesi mediante l'energia locale di deformazione anche per questa temperatura, è stata proposta una modifica empirica all' Eq.(1) per il calcolo del range del SED nei provini intagliati, introducendo una funzione Q(T) che tiene in considerazione la diversa sensibilità all'intaglio mostrata dal materiale per temperature superiori a 500°C:

$$\Delta\overline{W} = c_w Q(T) L(f/f_0) F(2\alpha) \times H(2\alpha, \frac{R_c}{\rho}) \times \frac{K_{t,n}^2 \Delta\sigma_n^2}{E} \quad (3)$$

Q (T) è una funzione dipendente dalla temperatura ed il suo valore va determinato eguagliando il valore del range del SED ad un milione di cicli dei provini lisci ed intagliati. Per T=650°C assumendo Q (T) risulta essere pari a 0.18; L è funzione del rapporto delle frequenze di sollecitazione dei provini intagliati e lisci (rispettivamente f e f_0) ed assume nel caso considerato valore unitario in quanto $f=f_0$. Tutti gli altri parametri goemetrici sono stati già descritti sopra e mantengono invariato il valore già assunto per temperature inferiori a 500°C. Per i provini lisci invece viene direttamente utilizzata l'equazione (1), aggiornando opportunamente il modulo di Young, E, per i dati relativi alla temperatura di 650°C. La curva di fatica in termini del SED a 650°C è presentata in Figura 8. Ancora una volta, grazie all'approccio energetico è stato possibile sintetizzare i dati in un'unica banda con una ridotta dispersione, indipendentemente dalla geometria del provino. T_w infatti assume un valore pari a 2.56, che diventa 1.60 se riconvertito in termini tensionali. Tale dispersione risulta assolutamente accettabile e confrontabile con quella che caratterizzava le singole serie di dati.

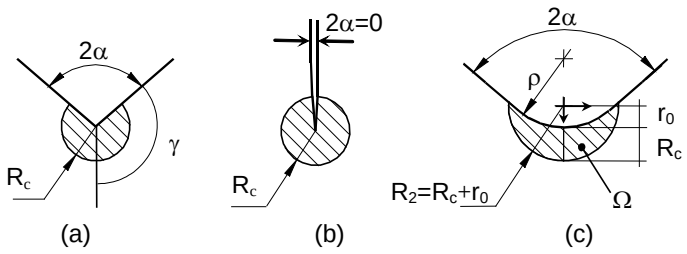


Figura 6: Volume di controllo per provini intagliati sollecitati a modo I; V-sharp (a), cricche (b), V-raccordati (blunt-notches); $r_0 = \rho \times (\pi - 2\alpha)/(2\pi - 2\alpha)$

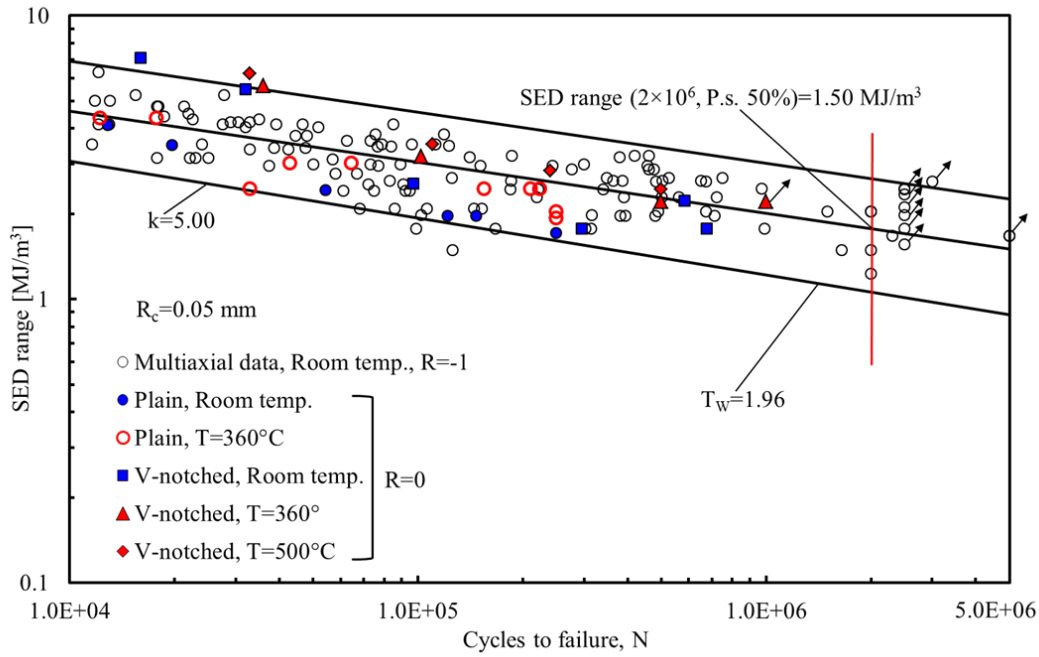


Figura 7: Sintesi in termini di SED dei nuovi dati sperimentali fino alla temperatura di 500°C e dati di fatica multi-assiale a temperatura ambiente tratti da [14]

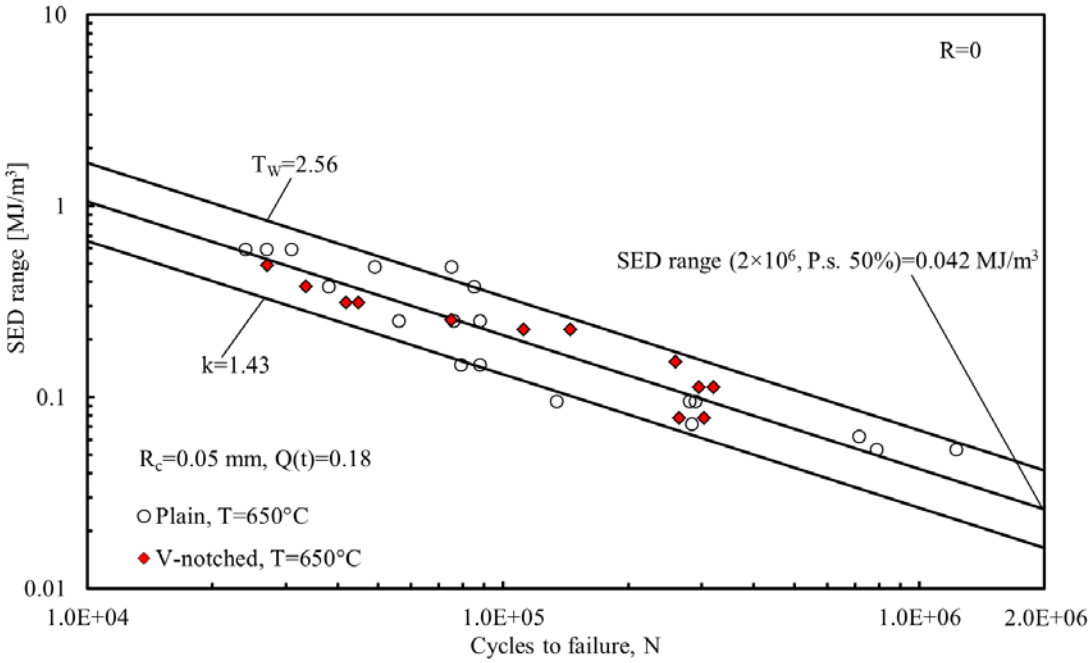


Figura 8: Sintesi in termini di SED dei nuovi dati sperimentali relativi alla temperatura di 650°C

5. CONCLUSIONI

Al fine di investigare la resistenza a fatica dell'acciaio 40CrMoV13.9 ad alta temperatura, sono stati condotti test di fatica a differenti temperature, fino alla temperatura massima di 650°C. Sono state analizzate due geometrie: provini lisci ed intagliati. Inoltre, è stata eseguita un'analisi statistica sui risultati ottenuti che sono stati poi sintetizzati e presentati mediante la classica rappresentazione delle curve di fatica, e successivamente in termini dell'energia locale di deformazione mediata su un volume di controllo.
I principali risultati si possono riassumere come segue:

1. L'acciaio 40CrMoV13.9 ha dimostrato un ottimo comportamento a fatica ad alta temperatura, in particolar modo fino a 500°C.
2. Superata la temperatura di 500°C si registra una notevole riduzione delle vita a fatica sia per i provini intagliati che per i provini lisci. I provini intagliati presentano in ogni caso una riduzione percentuale inferiore rispetto a quelli lisci.
3. Il drastico calo della resistenza a fatica a 650°C può essere attribuito alla perdita degli effetti benefici dei trattamenti termici subiti a temperature inferiori a quella di prova.
4. L'alta temperatura mitiga l'effetto di concentrazione delle tensioni, come già mostrato in [3] per una lega di rame-cobalto-berillio.
5. Al di sotto di 500°C è stato possibile sintetizzare i dati in termini di SED mediato su un volume di controllo utilizzando il raggio critico proposto in [14] relativo a prove di fatica multiassiale sullo stesso materiale, condotte però a temperatura ambiente. I dati risultano perfettamente in banda con quelli presentati in [14]. Questa conclusione è molto importante e permette interessanti risvolti anche da un punto di vista applicativo: fino alla temperatura di 500°C il comportamento dell'acciaio può essere paragonato a quello osservato a temperatura ambiente. La curva di fatica in termini energetici a temperatura ambiente può quindi essere utilizzata come strumento di verifica e progettazione fino a quella temperatura.
6. I dati ottenuti da test di fatica a 650°C sono stati sintetizzati in termini del SED introducendo opportune modifiche all'equazione utilizzata a temperatura ambiente. L'introduzione di una funzione che considera la diversa sensibilità all'intaglio mostrata dal materiale a 650°C, ha permesso di mantenere lo stesso raggio critico del volume di controllo utilizzato a temperatura ambiente e di ottenere un'unica banda di dispersione per i provini lisci ed intagliati. Anche in questo caso, la soluzione proposta permette un diretto risvolto applicativo.

BIBLIOGRAFIA

[1] Z. Fan, X. Chen, L. Chen, J. Jiang, "Fatigue–creep behavior of 1.25Cr0.5Mo steel at high temperature and its life prediction", *International Journal of Fatigue*, 29, 1174-1183 (2007).

[2] Y. Uematsu, M. Akita, M. Nakajima, K. Tokaji, "Effect of temperature on high cycle fatigue behaviour in 18Cr–2Mo ferritic stainless steel", *International Journal of Fatigue*, 30, 642-648 (2008).

[3] F. Berto, P. Lazzarin, P. Gallo, "High-temperature fatigue strength of a copper-cobalt-beryllium alloy", *Journal of Strain Analysis for Engineering Design*, 49, 244-256 (2013).

[4] Q. Chen, N. Kawagoishi, H. Nisitani, "Evaluation of notched fatigue strength at elevated temperature by linear notch mechanics", International Journal of Fatigue, 21, 925-931 (1999).

[5] N. Kawagoishi, Q. Chen, H. Nisitani, "Fatigue strength of Inconel 718 at elevated temperatures", *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 23, 209–216 (2000).

[6] D.Q. Shi, X.A. Hu, J.K. Wang, H.C Yu, X.G. Yang, J. Huang, "Effect of notch on fatigue behaviour of a directionally solidified superalloy at high temperature", *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 36, 1288-1297 (2013).

[7] L. Nian, D. Bai-Ping, Z. Hui-Jiu, "On the relationship between fatigue limit, threshold and microstructure of a low-carbon Cr-Ni steel", *International Journal of Fatigue*, 6, 89-94 (1984).

[8] L. Nian, D. Bai-ping, "The effect of low-stress high cycle fatigue on the microstructure and fatigue threshold of a 40 Cr steel", *International Journal of Fatigue*, 17, 43-48 (1995).

[9] M.A. Terres, N. Laalai, H. Sidhom, "Effect of nitriding and shot-peening on the fatigue behavior of 42CrMo4 steel: Experimental analysis and predictive approach", *Materials & Design*, 35, 741-748 (2012).

[10] M.A. Terres, H. Sidhom, "Fatigue life evaluation of 42CrMo4 nitrided steel by local approach: equivalent strain-life-time", *Materials & Design*, 33, 444-450 (2012).

[11] J. Tong, L.G. Zhao, B. Lin, "Ratchetting strain as a driving force for fatigue crack growth", *International Journal of Fatigue*, 46, 49-57 (2013).

[12] P. Lazzarin, R. Zambardi, "A finite-volume-energy based approach to predict the static and fatigue behaviour of components with sharp V-shaped notches", *International Journal of Fracture*, 112, 275-298 (2001).

[13] F. Berto, P. Lazzarin, "Recent developments in brittle and quasi-brittle failure assessment of engineering materials by means of local approaches", *Materials Science and Engineering: R*, 75, 1-48 (2014).

[14] F. Berto, P. Lazzarin, C. Marangon, "Fatigue strength of notched specimens made of 40CrMoV13.9 under multiaxial loading", *Materials & Design*, 54, 57-66 (2014).

[15] P. Lazzarin, C.M. Sonsino, R. Zambardi, "A notch stress intensity approach to assess the multiaxial fatigue strength of welded tube-to-flange joints subjected to combined loadings", *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*,27, 127-140 (2004).

[16] P. Lazzarin, F. Berto, "Some expressions for the Strain Energy in a finite volume surrounding the root of blunt V-notches", *International Journal of Fracture*, 134, 161-185 (2005).

[17] F. Berto, P. Lazzarin, "Fatigue strength of structural components under multi-axial loading in terms of local energy density averaged on a control volume", *International Journal of Fatigue*, 33, 1055-1065 (2011).

[18] B.A. Latella, S.R. Humpries, "Young's modulus of a 2.25Cr-1Mo steel at elevated temperature". *Scripta Materialia*, 51, 635-639 (2004).