

# METODI DI PREVISIONE DI VITA A FATICA TERMICA DI COMPONENTI IN ACCIAI FERRITICI AD ALTO CROMO

V. Bicego<sup>\*</sup>, N. Taylor<sup>\*</sup>, P. Bontempi<sup>o</sup>, R. Mariani<sup>o</sup>

<sup>\*</sup> CISE SpA, C.P. 12081, 20134 Milano

<sup>o</sup> ENEL Spa / DSR - CRAM, Via Monfalcone 15, 20132 Milano

## RIASSUNTO

La fatica termica è una importante sorgente di danno per componenti di caldaia e tubazioni del vapore negli impianti termoelettrici. Le problematiche relative ai metodi di previsione di vita sono state in passato estesamente trattate per gli acciai bassoalegati più comuni e oggi con la tendenza all'introduzione di nuovi acciai, ricchi di cromo, si pone il problema di verificare quei metodi per tali materiali, in modo da garantirne l'esercizio in sicurezza. L'esperienza ottenuta in passato con prove di fatica oligociclica con hold-time in trazione su acciai della classe 9Cr modificato, suggerisce che la "Linear Damage Summation" convenzionalmente usata per codici ingegneristici nell'analisi di danno ad alta temperatura, non è particolarmente adatta per questo tipo di materiali. Sono dunque allo studio due alternative: la valutazione del danno da creep tramite un criterio basato sull'esaurimento di duttilità (considerato nell'R5), e un approccio di meccanica del danno continuo per creep-fatica. Nel presente lavoro sono analizzati i vantaggi e gli svantaggi di entrambi i metodi.

Saranno inoltre valutati i risultati di prove di fatica oligociclica e termomeccanica ottenuti con prove su campioni saldati ricavati trasversalmente. Si è ritenuto generalmente di utilizzare una riduzione di vita di un fattore 2 tra il materiale base ed il saldato, anche se la grossa dispersione di dati rischia di rendere "non conservativo" tale metodo.

## 1. INTRODUZIONE

Questo lavoro tratta gli aspetti relativi al danno da fatica termica che avviene sulle connessioni tra tubi e bocchelli di caldaia, saldature e "zone di spalla" di giunti a Y. L'approccio tradizionale all'analisi del danno prevede la semplice somma delle frazioni di vita consumate per creep e per fatica, fino al raggiungimento di un valore critico, tipicamente definito da una relazione bi-lineare su un diagramma di interazione creep-fatica. Questo approccio (Linear Damage Summation, LDS) è inteso essere un metodo conservativo, come risulta da molte verifiche su acciai austenitici e ferritici tradizionali. Con l'introduzione di acciai ad alto tenore di cromo si rende necessaria una ri-verifica del metodo. Da una ricerca bibliografica [1,2] risulta che gli acciai al 9Cr possiedono una elevata resistenza al creep-fatica, che decresce solo in prove di lunga durata e quindi con bassi range di deformazione. In queste prove infatti un ruolo determinante nell'innescio di cricche è giocato dall'ossidazione del materiale in particolare a temperature di 600°C e oltre [3,4]. I dati ottenuti con prove di creep e fatica su P91 ed E911 vengono qui analizzati alla luce di tre diversi metodi di previsione di vita: LDS, Continuum Damage Mechanism (CDM) e Ductility Exhaustion (DE).

In molti casi il danno da fatica termica nasce in corrispondenza delle saldature e ciò rende necessario un grosso lavoro sperimentale su provini ricavati al centro della saldatura stessa; ulteriori informazioni sono ottenute simulando quanto avviene su componenti saldati e direttamente in prove su impianto. Le conoscenze ricavate in materia di vita residua devono essere condensate in uno standard accessibile anche ad esperti di "stress analysis" ed esami non distruttivi. Convenzionalmente nella regola LDS viene applicato un fattore di riduzione di resistenza ricavato dalle curve delle prove di creep e di fatica su materiale base e una simile possibilità esiste anche per i metodi di previsione di vita avanzati. Per ottenere maggiori vantaggi da questi metodi si può anche pensare di seguire una via diversa, rappresentata dalla riformulazione dell'equazione del danno direttamente basata sui risultati di prove su provini saldati.

In relazione a tali obiettivi, ENEL DSR-CRAM ha coordinato un esteso programma sperimentale (in particolare in ambito COST 501) finalizzato alla caratterizzazione ad alta temperatura di acciai ferritici 9Cr di tipo modificato, con particolare riguardo alle saldature. Sono state condotte prove di creep, a carico costante e ciclico, fatica oligociclica isoterma e termomeccanica, prove di crescita di cricche per creep e per fatica. Sono inoltre state eseguite analisi microstrutturali e frattografiche per la comprensione dei meccanismi di danno e l'osservazione delle evoluzioni microstrutturali. Vengono considerati sia il comportamento del materiale base, sia la zona a cavallo della linea di fusione che, specie dal lato del materiale base, è caratterizzata da una successione di morfologie microstrutturali ben analizzabili ma difficili da trattare in termini di un modello di resistenza globale del giunto, in grado di consentire previsioni ingegneristiche della vita del componente.

## 2. MATERIALI E PROCEDURE SPERIMENTALI

Sono qui considerati acciai della serie 9 % Cr modificato di cui il primo è un tubo P91 prodotto da Cogne e forgiato da Dalmine con formato 545x38 mm, mentre il secondo è un materiale 9Cr modificato al tungsteno, chiamato E911 e caratterizzato nell'ambito del Progetto COST 501 - Round III - Work Package 11 - BOILER, prodotto da United Engineering Steels e forgiato da Dalmine con formato 343x73 mm. Le composizioni chimiche e le principali caratteristiche meccaniche dei due materiali vengono date in Tabella 1.

La tubazione in P91 ( $\phi 545$ ) è stata saldata manualmente secondo la procedura SMAW, definendo con le sigle Z1 e Z2 le due saldature eseguite; il materiale d'apporto utilizzato è stato fornito da Böhler ed il trattamento termico dopo saldatura è stato di 760°C/8h.

Le prove di creep sono state condotte a carico costante con macchine con capacità fra 10 e 30 kN. Da tali prove si sono ottenuti i dati di creep-rottura e le curve deformazione-tempo, per la calibrazione dei modelli previsionali. Allo stesso modo per la calibrazione delle leggi di danno a fatica sono state effettuate prove di fatica oligociclica in controllo di deformazione meccanica, utilizzando sistemi servoidraulici MTS da 100 e 250 kN. In aggiunta a tali prove, su Mod9Cr1Mo sono state svolte prove di fatica oligociclica con hold time (LCF-HT) e prove di fatica termomeccanica "out of phase" (TMF-OP) [5], per verificare le capacità previsionali dei modelli. La durata dell'HT è stata rispettivamente di 30 minuti ed 1 ora; nel caso del materiale E911 sono state svolte solo prove con hold time di 30 minuti.

I dati di creep e fatica su P91 saldato sono stati ottenuti utilizzando campioni prelevati trasversalmente alla saldatura, avendo cura di centrare la zona fusa nel tratto centrale dei campioni.

## 3. MODELLI DI PREVISIONE DI VITA LEGATI ALL'INTERAZIONE CREEP-FATICA

Questi componenti risultano sottoposti durante i transitori di accensione/spengimento a severi gradienti termici che inducono elevati stati di sollecitazione. Al regime di fatica termica, tipico dei transitori, si sovrappone durante il funzionamento stazionario un regime di scorrimento ad alta temperatura, associato in particolare a fenomeni di rilassamento degli sforzi residui. Inoltre alcune zone particolari del componente possono essere interessate da brevi transitori determinati da fluttuazioni nelle condizioni del vapore e del carico. Nonostante siano stati proposti diversi metodi, il problema della previsione di vita è ancora lontano da una soddisfacente soluzione. Alcuni metodi coprono solo alcune forme d'onda e non sono generalizzabili ad ogni situazione di modelli di creep e fatica (prove LCF con hold-time, ciclaggi lenti, creep ciclico etc.). Altri metodi non sono stati sufficientemente verificati o sono validi solo per determinate condizioni di carico e per alcune classi di acciai. Nonostante il fatto che nuovi modelli siano continuamente proposti, per la progettazione di componenti operanti ad alta temperatura è ancora dominante la LDS, per la sua semplicità e per la sua diffusione in codici di progetto quali ASME CC N-47. Vengono qui considerati anche il metodo della "DE" (inserita nell'R5) e il metodo più avanzato "CDM", il quale tenta di superare l'empirismo contenuto nel metodo LDS incorporando un concetto di interazione di creep e fatica. Il metodo CDM è anche molto adatto all'analisi di storie complicate carico-temperatura e può essere implementato nell'analisi agli elementi finiti.

Di seguito viene illustrato l'uso di questi tre modelli di previsione in prove LCF-HT: per tutti e tre i metodi il punto di partenza è la somma del contributo di danno determinato dalla fatica e dal creep

(durante l'hold-time), che viene così espresso:

$$1/N_{pred} = dD = \left(\frac{dD}{dN}\right)_f \cdot dN + \int_0^{HT} \left(\frac{dD}{dt}\right)_c \cdot dt \quad (1)$$

dove D è il parametro che descrive il danno, variabile tra 0 e 1.

### 3.1 Metodo della Linear Damage Summation

Il metodo LDS [6], basato sulla combinazione del metodo di Miner [7] per la fatica e di Robinson [8] per il creep, è la base per quasi tutti i codici di progettazione e di valutazione del danno di componenti operanti ad alta temperatura. Per l'applicazione in prove LCF-HT le componenti di danno di fatica e creep possono essere così rappresentate:

$$\left(\frac{dD}{dN}\right)_f \cdot dN = \frac{1}{N_f(\Delta\varepsilon_{pl})} \quad (2)$$

$$\left(\frac{dD}{dt}\right)_c = \frac{1}{t_f \cdot (\sigma)} \quad (3)$$

Dove  $N_f(\Delta\varepsilon_{pl})$  è la curva di Manson-Coffin,  $t_f$  è il tempo a rottura per creep corrispondente al valore corrente della sollecitazione  $\sigma$ , come derivato da una curva di creep-rottura o da una curva di Larson-Miller. La progressiva riduzione della sollecitazione durante l'HT, può essere espressa come:

$$\sigma = \sigma_0 (1+t)^m \quad (4)$$

Le esperienze hanno mostrato che questo metodo è incapace di tener conto di effetti di accoppiamento dei danni di creep e fatica, che riducono la vita, e di effetti di sequenza. Pertanto in molti codici è prevista cautelativamente una legge bi-lineare.

### 3.2 Continuum Damage Mechanics

Nel caso del creep la legge CDM più usata è il modello di danno di Kachanov-Rabotnov [9, 10].

$$\left(\frac{dD}{dt}\right)_c = \frac{1}{t_f \cdot (1-D)^v} \quad (5)$$

Il coefficiente  $v$  nell'eq. 5 permette la descrizione dell'evoluzione del danno da creep; nel presente caso è stato ottenuto da prove di creep a carico costante, e l'applicazione ha riguardato il calcolo del danno durante il periodo di HT applicato a deformazione costante nelle prove di fatica.

Per la valutazione del contributo dovuto a fatica si è usata una relazione CDM derivata da Lemaitre e Chaboche [11], nella forma adattata da Lemaitre e Plumtree [12] per condizioni in controllo di deformazione:

$$\left(\frac{dD}{dN}\right)_f = \frac{(1-D)^{-p}}{(p+1) \cdot N_f(\Delta\varepsilon_{pl})} \quad (6)$$

L'esponente  $p$  è valutato da prove di fatica a ciclo continuo e deformazione costante. Dapprima vengono determinati dei valori di  $D$  tramite il decremento della sollecitazione tensile massima dovuto al progressivo innesco e propagazione di microcricche:

$$D = 1 - \left(\frac{\sigma_{\max}(N/N_f)}{\sigma_{\max 0}}\right) \quad (7)$$

Successivamente si applica una regressione ai minimi quadrati, minimizzando le differenze fra i valori di  $D$  dalla eq.7 e quelli dalla eq. (integrazione della eq.6):

$$D = 1 - (1 - N/N_f)^{1/(p+1)} \quad (8)$$

### 3.3 Ductility Exhaustion

Le previsioni di vita secondo il metodo DE [13] sono ottenute dall'eq.1, con il termine di fatica calcolato come nell'eq.2 e il contributo del creep dato da:

$$\left(\frac{dD}{dt}\right)_c = \frac{\dot{\varepsilon}}{\varepsilon_f} \quad (9)$$

con:

$$\varepsilon_f = C_4 + C_5 \cdot \ln(\dot{\varepsilon}_{\min}) \quad (10)$$

$$\dot{\varepsilon} = -\frac{\dot{\sigma}}{E} \quad (11)$$

$E$  è il modulo di elasticità,  $C_4$  e  $C_5$  sono costanti. Per il rilassamento durante l'HT si usa la consueta eq. 3. I risultati ottenuti da questo metodo sono generalmente molto conservativi, nonostante la dipendenza della velocità di deformazione dalla duttilità espressa nell'eq. 10.

Questo è dovuto all'iniziale veloce rilassamento che fornisce una previsione elevata di deformazione da creep, che in realtà dovrebbe essere riguardata come pura plasticità piuttosto che come vero danno da creep. Due criteri "di soglia" sono stati proposti in letteratura per escludere questa parte dal calcolo del danno da creep: viene tagliato il periodo iniziale durante il quale la velocità di deformazione è almeno 10 volte superiore alla velocità del creep stazionario (riferita al corrispondente livello di sforzo) [14] o alternativamente il periodo durante il quale la velocità di deformazione è maggiore di un certo livello

critico che rappresenta la transizione dalla deformazione plastica veloce a creep [15, 16]. L'applicazione del primo criterio ai dati attuali di rilassamento comporta che non vi sarebbe mai danno a creep in quanto le velocità di rilassamento rimangono sempre molto superiori ai valori dalla curva di Norton. Questo contrasta con l'evidenza sperimentale che indica riduzioni di vita indotte dall'HT e evidenze microstrutturali di danno da creep.

Perciò solo il secondo criterio è stato considerato nel seguito; il valore di soglia per la velocità di deformazione è stato assunto pari a  $10^{-6}$  1/s, corrispondente approssimativamente al primo minuto di HT.

#### 4. APPLICAZIONE DEI MODELLI DI PREVISIONE DI VITA IN PROVE CON HOLD TIME

I valori previsti e osservati per le frazioni di vita nelle prove LCF-HT sugli acciai 9% Cr Mod. sono mostrati in Fig.1. Per l'approccio LDS le due linee teoriche si riferiscono alla versione base del modello assumendo  $D=1$  a rottura, e alla versione conservativa bi-lineare contenuta nella maggior parte dei codici (il punto di intersezione a 0.1, 0.1 è riportato per il P91 in [1]). Una curva di frazione di danno prevista dall'approccio CDM è inoltre indicata per confronto. La derivazione di frazioni di vita a creep è al di fuori dallo schema numerico del metodo DE, pertanto i risultati per questo metodo sono stati presentati in Fig.2 in termini di contributi di danno da creep definiti da dall'eq.9. Infine in Fig.3 viene presentata l'analisi della capacità previsionale dei tre metodi, nella consueta formulazione di vite previste vs. vite osservate. Lo stesso tipo di analisi è presentato in Fig.4 per le prove LCF-HT sull'acciaio E911 dove tuttavia la insufficiente disponibilità di dati di creep ha reso impossibile la calibrazione dell'equazione di creep CDM e dunque si sono potuti considerare solo gli approcci LDS e DE.

Si osserva che per entrambi i materiali il metodo LDS con somma di danno unitaria a frattura risulta non conservativo, mentre la versione bi-lineare si conferma una lower bound con buon fattore di sicurezza (forse anche troppo, considerando che nel progetto si introducono poi degli ulteriori fattori di sicurezza per il calcolo a fatica e a creep dei componenti).

L'approccio CDM per l'acciaio Mod 1Cr fornisce previsioni migliori del metodo LDS con danno unitario anche se talora le previsioni sono non conservative. Si nota che il metodo CDM indica un certo effetto di accoppiamento di danno da creep e da fatica. Nella Fig.5, che approfondisce la questione, è evidente che l'interazione non lineare è consistente quando il rapporto  $v/p$ , nelle eq.5 e 6, è significativamente diverso da 1 (nel caso attuale per Mod 9Cr risulta pari a 4). Per migliorare la considerazione dell'accoppiamento nell'analisi attuale si è anche tentata una formulazione più recente dell'approccio CDM che considera una dipendenza di  $p$  dal numero di cicli trascorsi e dalla deformazione applicata [17], ma con scarso successo in quanto i risultati sono stati irrealisticamente troppo conservativi: in questa nuova formulazione risulta critica la procedura di determinazione dei coefficienti.

Infine dalle Figg. 2,3,4 si vede che l'analisi DE produce un alto grado di conservatività per ridurre i quali nella valutazione del danno da creep durante l'HT occorre evidentemente riconsiderare il problema della "soglia" del danno (in particolare prevedendo un valore più basso di quello qui considerato).

#### 5. GIUNTI SALDATI

L'esperienza mostra che le giunzioni saldate sono le parti più critiche per la riduzione della resistenza al creep ed alla fatica e ciò può essere attribuito ad alcuni fattori quali:

- variazioni microstrutturali lungo il giunto (materiale base - zona termicamente alterata, HAZ, cordone di saldatura); alcune zone possiedono invariabilmente inferiore duttilità e/o minore capacità di sopportare carichi;
- variazioni di proprietà meccaniche che comportano concentrazione di deformazione sulle zone più deboli; è il cosiddetto effetto di intaglio metallurgico;
- per le saldature dissimili ulteriori problemi sono dati da sforzi e deformazioni dovuti a differenti dilatazioni termiche.

Le valutazioni ingegneristiche normalmente utilizzano analisi di sforzi e deformazioni calcolate sulla base delle proprietà meccaniche dei materiali base, cioè trascurando le proprietà del cordone o della HAZ. La presenza della saldatura è tenuta in conto applicando dei fattori di riduzione delle prestazioni (per esempio riduzione all'80% del carico della curva di creep-rottura, e fattore  $\frac{1}{2}$  sulla durata LCF); questi

fattori tengono conto degli effetti sopra detti e anche di incertezze e variabilità nel processo stesso di saldatura.

Per scopi di previsione di vita residua, pianificazione della manutenzione e monitoraggio dei consumi di vita, è desiderabile una valutazione più accurata e di conseguenza vanno considerati i seguenti aspetti:

- occorre migliorare lo schema tradizionale di analisi. Le curve di progetto sono tipicamente curve di lower bound generiche. Per previsioni di vita accurate è preferibile l'uso di curve "personalizzate" del materiale, il che comporta che quando si elimina questo eccesso di conservatività, diventa critico verificare se i fattori di riduzione per le saldature sono ancora sufficienti;
- occorre estendere ai giunti saldati i metodi di analisi avanzata offerti dalla letteratura per i materiali base. Non ha molto senso applicare metodi sofisticati per trattare il materiale base, se poi tali previsioni vanno accoppiate a metodi rozzi di considerazione dell'effetto saldatura.

Nell'analisi presente si sono considerate prove di fatica su campioni *cross-weld* prelevati da giunti saldati di Mod9Cr1Mo.

### 5.1 Fattori di riduzione per i giunti saldati

La Fig.6 confronta i dati di vita a fatica ottenuti per i campioni Mod9Cr *cross-weld* con la durata di prove a ciclo continuo su materiale base. E' evidente che a parità di deformazione applicata i campioni *cross-weld* producono valori di vita tendenzialmente inferiori; inoltre tali dati hanno una dispersione intrinseca molto maggiore del base. L'analisi statistica indica che il fattore medio di riduzione di vita dei *cross-weld* rispetto al base è di 2.2. Le prove TMF-OP sui *cross-weld* tendono a produrre una riduzione di vita ancora maggiore (3.5) rispetto alla curva isoterma LCF del base, ma occorre considerare che anche analoghe prove TMF sul base comportano una certa riduzione di vita rispetto alla curva LCF isoterma, cosicché l'effetto complessivo della saldatura risulta comparabile nelle due situazioni LCF e TMF-OP. Per esempio con riferimento ai dati LCF *cross-weld*, i risultati a 550°C per i giunti SAW e SMAW "Z1" cadono prevalentemente dentro un fattore 2 dal riferimento teorico (materiale base), mentre i campioni dal giunto SMAW "Z2" (pur nominalmente identico al giunto "Z1") mostrano riduzioni di vita comprese fra 1 (nessuna riduzione) e 5. Si è anche riscontrata una differenza nella regione di frattura, nel senso che questa avviene nella zona periferica della HAZ o nel materiale base sui giunti SAW, e nella linea di fusione per i campioni SMAW "Z2", i quali hanno prodotto le vite più brevi. L'analisi dei dati LCF *cross-weld* non è immediata. Quando la differenza nelle caratteristiche  $\sigma$ - $\epsilon$  tra il base e il cordone è pronunciata, si può applicare un semplice modello bi-materiale per calcolare la deformazione reale presente nel materiale più soffice (quasi sempre il base): è il cosiddetto effetto di intaglio metallurgico. Essenzialmente si considera che il cordone rimane in campo elastico mentre la deformazione plastica si concentra sulla metà del campione costituita di materiale base. Quando il tratto di misura è centrato perfettamente sulla linea di fusione e nell'ipotesi che i due materiali abbiano uguale modulo elastico, la deformazione effettiva sulla zona di materiale base diventa:

$$\Delta\epsilon_{parent} = 2\Delta\epsilon_{tot} - \Delta\epsilon_{el}$$

La riduzione di vita mediamente prevista da questo modello nel caso attuale è risultata in accordo con misure di durezza "post-mortem", che hanno anche indicato che il cordone del giunto "Z2" aveva subito un addolcimento ciclico modesto [18]. L'addolcimento risultava in ogni caso inferiore a quanto avvenuto per il base o per i cordoni degli altri giunti. Di conseguenza si ritiene che la concentrazione di deformazione (effetto di intaglio metallurgico) debba essere stata maggiore su questo giunto "Z2", causando vite inferiori. In ogni caso la situazione dei dati di durezza rivela un andamento complicato lungo il giunto con picchi di durezza nel cordone e una zona caratteristica più soffice nell'area intercritica della HAZ. Ovviamente per modellare esattamente in ogni punto la deformazione sarebbe dunque necessario un modello più complesso del semplice modello bi-lineare sopra considerato. Ma in ogni caso il problema principale è la considerazione della dispersione. Il modello di intaglio metallurgico prevede un fattore costante di riduzione di vita (circa 2); la dispersione dovrebbe essere non diversa dal base. I dati presenti mostrano che non è così. Occorre una migliore comprensione delle cause della variabilità dei risultati, che possono derivare da diversi fattori legati all'intrinseca variabilità della microstruttura nella HAZ e a dettagli delle procedure di saldatura che evidentemente non erano completamente identici tra i giunti esaminati.

## 5.2 Modelli di Previsione di vita applicati ai dati su materiale saldato

In teoria un approccio CDM avanzato di previsione di vita dovrebbe basarsi su equazioni di accumulo di danno per creep e fatica riferite alle proprietà del materiale variabili lungo la giunzione.

Alcuni studi recenti si muovono lungo questa linea. Nel presente lavoro si è considerata un'analisi preliminare più modesta: i campioni *cross-weld* (prove di creep e LCF) sono stati presi da un materiale *cross-weld* equivalente (per quanto riguarda le caratteristiche sforzo-deformazione a creep, addolcimento LCF, leggi di accumulo di danno per creep ed LCF) e tali dati sono stati inseriti nei tre metodi predittivi considerati, in modo da ottenere previsioni *cross-weld* LCF-HT derivate da dati di puro creep su *cross-weld* e pura LCF. I dati di creep in realtà erano insufficienti per calibrare la legge di danno CDM e si è dovuto ricorrere alla curva del base ridotta del consueto fattore 0,8; la legge LCF CDM è stata invece calibrata proprio sui dati LCF *cross-weld*.

L'applicazione dei metodi LDS, CDM e DE ai dati delle prove con HT è mostrata in Fig.7. Si vede che i risultati prodotti dai metodi LDS e CDM sono simili, entrambi mediamente conservativi. D'altra parte le previsioni DE tendono ad essere significativamente conservative in quanto il valore di duttilità a creep ottenuto per i provini *cross-weld*, 0.1, amplifica notevolmente la stima di danno da creep già di sua natura conservativa.

## 6. CONCLUSIONI

L'uso dei metodi CDM e DE per sommare il contributo di danno da fatica e da creep in prove LCF-HT su acciai della classe 9Cr modificati offre solo modesti vantaggi rispetto al classico metodo LDS. Il metodo LDS mostra una tendenza ad essere non conservativo in quanto prevede sempre un modesto danno da creep. Il metodo CDM è ragionevolmente efficace per descrivere l'interazione degli effetti tra creep e fatica. La sensibilità dei parametri del modello CDM è tuttavia critica.

Il metodo DE è eccessivamente conservativo; il criterio per escludere l'iniziale rapido rilassamento durante l'HT dal calcolo del danno da creep necessita ancora di un miglioramento.

Si è notato che nel caso di entrambi i metodi LDS e CDM, basati sulla sollecitazione, il danno da creep è sottostimato anche a causa del fatto che la valutazione del danno durante l'HT è riferita alle proprietà di creep determinate da prove a carico costante. Questo può non essere ben rappresentativo di un delle caratteristiche a creep di un materiale che ha sopportato un considerevole addolcimento per fatica. Questa considerazione suggerisce l'importanza di prove di creep su materiale pre-affaticato, per meglio modellare effetti dell'HT.

I risultati delle prove LCF e TMF su campioni ricavati trasversalmente da materiale P91 saldato confermano la criticità della zona termicamente alterata e della linea di fusione; la riduzione della vita ciclica può essere quantificata in un fattore 2 rispetto al materiale base. La dispersione dei dati è però molto più grande di quella del materiale base, particolarmente per uno dei giunti considerati (riduzione fino ad un fattore 5) nonostante il fatto che la produzione fosse considerata assolutamente regolare. In termini generali sembra che l'uso di fattori di riduzione in metodi di previsione di vita per i materiali saldati rischia di essere non conservativo.

Si è analizzato un nuovo approccio per l'analisi della vita residua a creep-fatica di giunti saldati, fondato direttamente sui risultati di prove di creep e fatica su campioni *cross-weld*. I primi risultati relativi all'applicazione dei metodi LDS e CDM così ottenuti sembrano essere promettenti, mentre il metodo DE sembra molto conservativo.

Come commento finale, si osserva che l'obiettivo di questo lavoro è stato di verificare l'intrinseca capacità previsionale di modelli di previsione di vita, applicati ai risultati di prove LCF-HT. Per compiere queste analisi al meglio, sono state utilizzate tutte le informazioni disponibili dalle prove stesse. Dunque si sono utilizzate le curve di rilassamento sperimentalmente ottenute, anziché tentare di prevederle in base a curve monotone di creep come sarebbe il caso quando questi metodi devono essere applicati ai componenti. Nel caso attuale si ritiene che se si fosse modellato il rilassamento con una legge di creep stazionaria, le previsioni LDS sarebbero state affette da maggiore conservatività poiché il rilassamento teorico sarebbe stato decisamente inferiore di quello osservato e di conseguenza lo sforzo sarebbe stato previsto più alto. In modo analogo il danno da creep predetto dal metodo DE sarebbe stato invece inferiore. L'applicazione di un modello di creep primario calibrato sui normali dati di creep a carico costante potrebbe fornire una soluzione ragionevole per una buona modellazione dell'HT quando le curve di rilassamento non sono disponibili. La descrizione dell'influenza sui modelli di previsione di vita di questa ulteriore incertezza nella descrizione del rilassamento durante l'HT era al di

fuori degli scopi di questo lavoro. E' però ovvio che per valutare se un metodo è migliore o peggiore di altri non conta solo la sua intrinseca accuratezza, ma anche il tipo di dati che il metodo stesso richiede e nel caso di indisponibilità di dati ottimali, il successo di possibili alternative di ripiego.

## RIFERIMENTI

- [1] B.G. Gieseke, C.R. Brinkman, and P.J. Maziasz, The influence of thermal ageing on the microstructure and fatigue properties of Mod9Cr1Mo steel, in *Microstructures and Mech. Properties of Aging Materials*, Ed. by Liaw, Viswanatha, Murty, Simones and Frear, The Minerals and Metals Soc, 197-205, 1993 .
- [2] N. Taylor, , P. Bontempi, G. Maciga and M. Livraghi, Creep and Fatigue Characterisation of Advanced 9Cr Steel - Base and Welds, Materials for Advanced Power Engineering 1994, (Coutsouradis et al, Eds.), Kluwer Academic, p.341-350.
- [3] K. Aoto, R. Komine, F. Ueno, H. Kawasaki, and Y. Wada, Creep-fatigue evaluation of normalised and tempered mod. 9Cr-1Mo, *Nuclear Engineering and Design*, 153 97-110, 1994 .
- [4] Y. Asada and M. Yaguichi, Mechanistic approach for creep-fatigue evaluation of 9Cr1MoVNb steel, *J. of Eng. Mat. & Technology*, ASME trans., Vol.117, 356-360, 1995.
- [5] N. Taylor, S. Tettamanti, A. Benvenuti, P. Bontempi and C. Guardamagna (1995), Mechanical Properties Characterisation of an Advanced Steam Piping Material, Proc. Int. Conf. EUROMAT '95, Associazione Italiana Di Metallurgia, Milan.
- [6] Taira, S., *Creep in Structures*, Ed. N.J. Hoff, Springer Berlin, pp.96-124.
- [7] Miner, M.A., *J. of Applied Mechanics*, Vol.12, Sept. 1965, pp.159-164.
- [8] Robinson, E.L., *Trans. ASME*, Vol.74, NI5, 1952, 777-781.
- [9] Kachanov, L.M., *Izv. AKad. Nauk. SSR, Otd. Tekn. Nauk.*, Vol.8, 1958, pp.26-31.
- [10] Rabotnov, Y.M., *Proc. of the 12th Int. Union of Theoretical and Applied Mech. Congr.*, 342, Springer-Verlag, Berlin, 1969.
- [11] J. Lemaitre, and J.L. Chaboche, A Non-Linear Model of C.-F. *Dam. Cum. and Int., Mech. of Viscop. Media and Bodies*, Ed. Hult, Springer, 1975.
- [12] J. Lemaitre, J. and A. Plumtree, *J. Eng. Mat. & Techn.*, Vol.101, 1979.
- [13] R. Hales, A method of creep damage summation based on accumulated strain for the assessment of creep-fatigue endurance, *Fat. of Eng. Mat. & Struct.*, Vol.6, NI2, 121-135, 1983.
- [14] R. Danzer and J. Bressers, A new method to predict the life under high temperature LCF conditions, *Fat. & Fract. of Engng. Mat. & Str.*, Vol.9, N° 3, 151-168, 1986.
- [15] V. Bicego, C. Fossati, and S. Ragazzoni, Creep-Fatigue Characterization of a HP-IP Steam Turbine Rotor, "Low Cycle Fatigue", ASTM STP 942, ASTM Philadelphia, 1988, 1237-1260.

- [16] F.V. Ammirato, G.H. Wilson, C.H. Wells, D. Harris, D. Johnson, A. Warnock, R. Robetrs, and B. Somers, Vol.1 Improv. to the SAFER Code Rotor Lifetime Prediction Software, EPRI Rep. CS/EL-5593, 1998.
- [17] A. Plumtree and G. Shen, Constitutive Laws of Plastic Deformation and Fracture, Eds. Krausz et al, 1990, Kluwer, 77-85.
- [18] V.Bicego, N.Taylor, P.Bontempi, LCF and TMF behaviour of Mod9Cr steel - base and welds, in Proc. of the 6th Int. Conf. Fatigue96, eds. Lutjering and Nowack, Pergamon press, vol.2, 1237-1242, 1996.

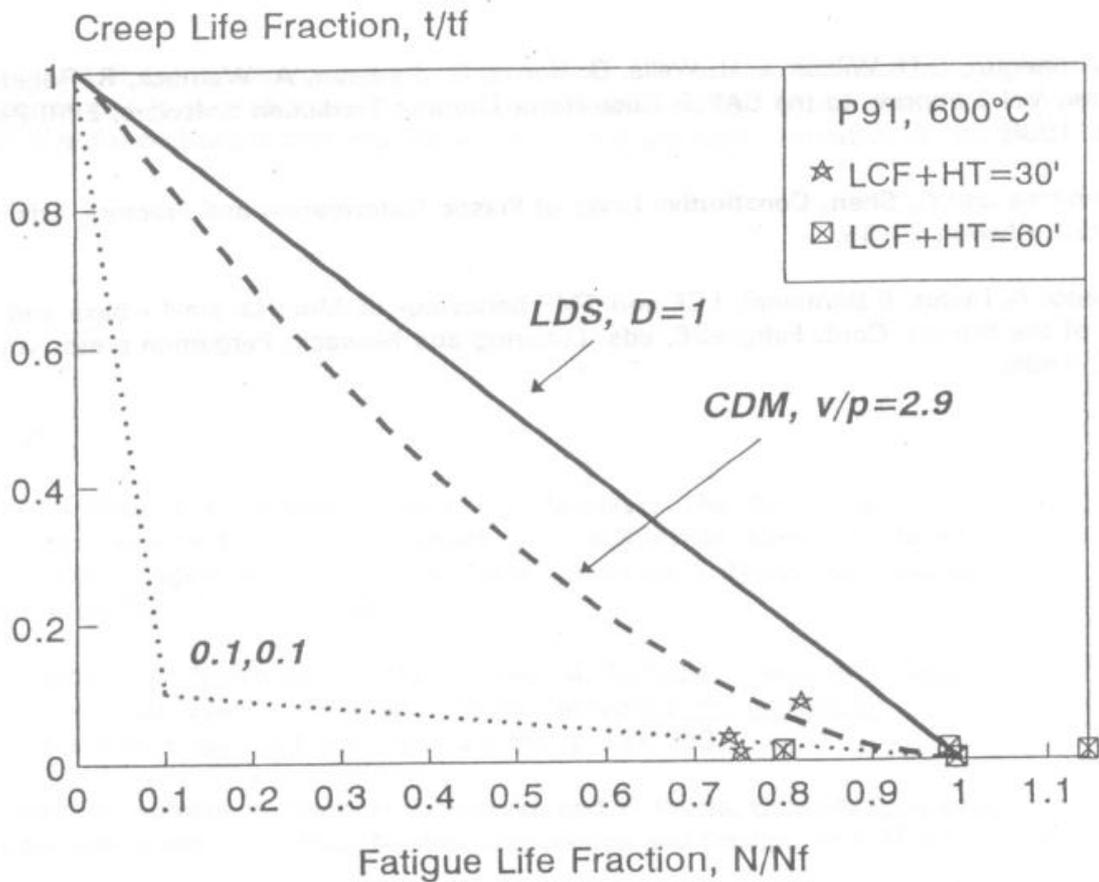


Fig. 1 - Diagramma dell'interazione creep-fatica; confronto fra i risultati delle prove LCF-HT su P91 e le previsioni dei metodi LDS (anche in versione bi-lineare) e CDM.

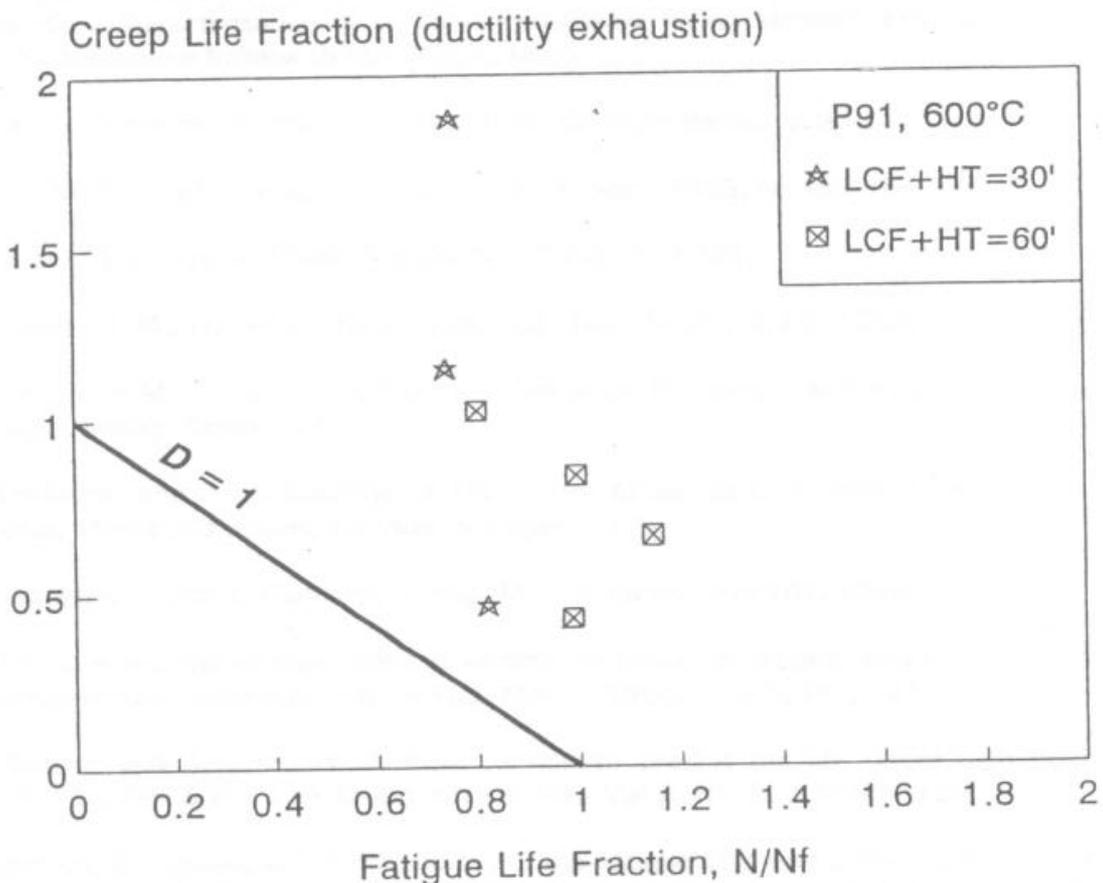


Fig. 2 - Diagramma dell'interazione creep-fatica per il modello DE, che mostra la forte conservatività delle previsioni per le prove con HT eseguite su P91.

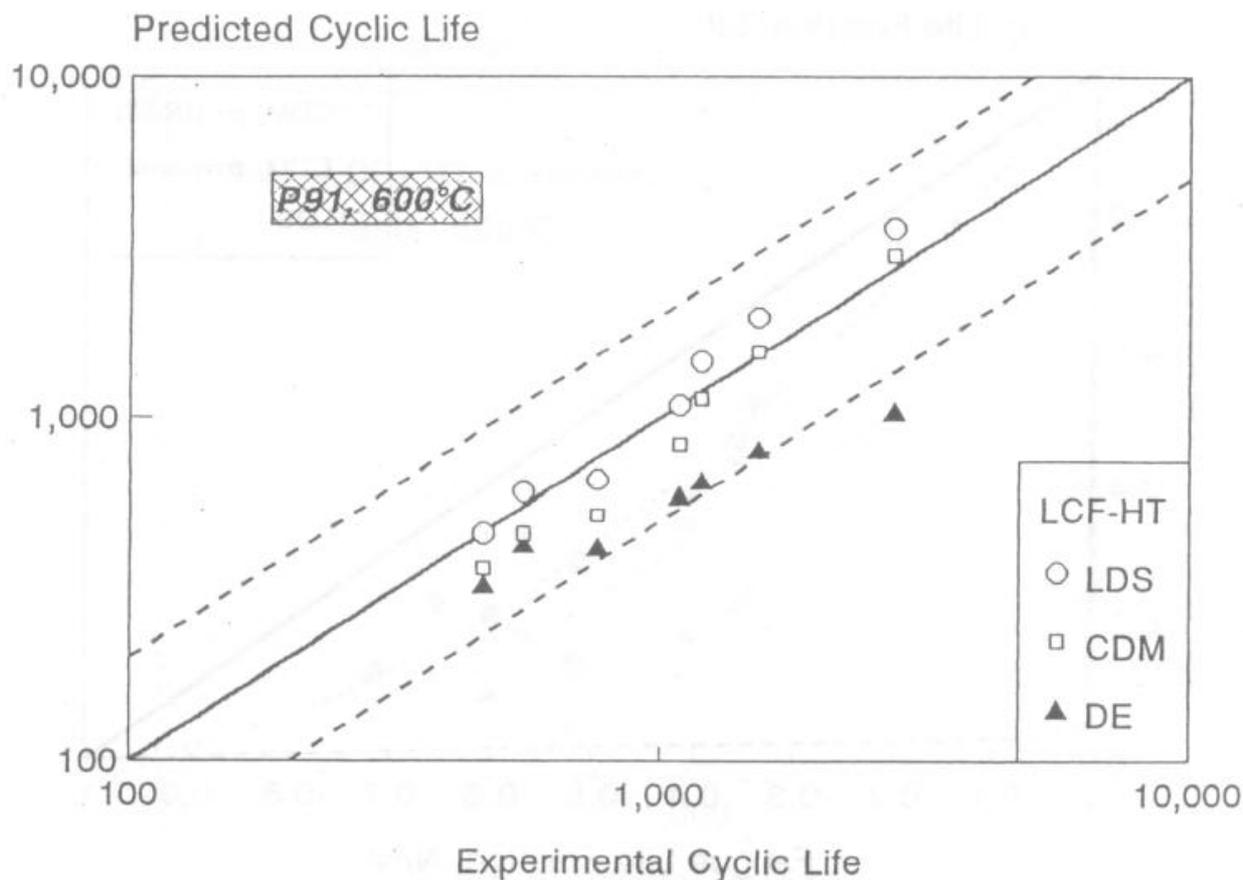


Fig.3 - Confronto della capacità previsionale dei modelli LDS, CDM e DE applicati alle prove LCF-HT eseguite su P91.

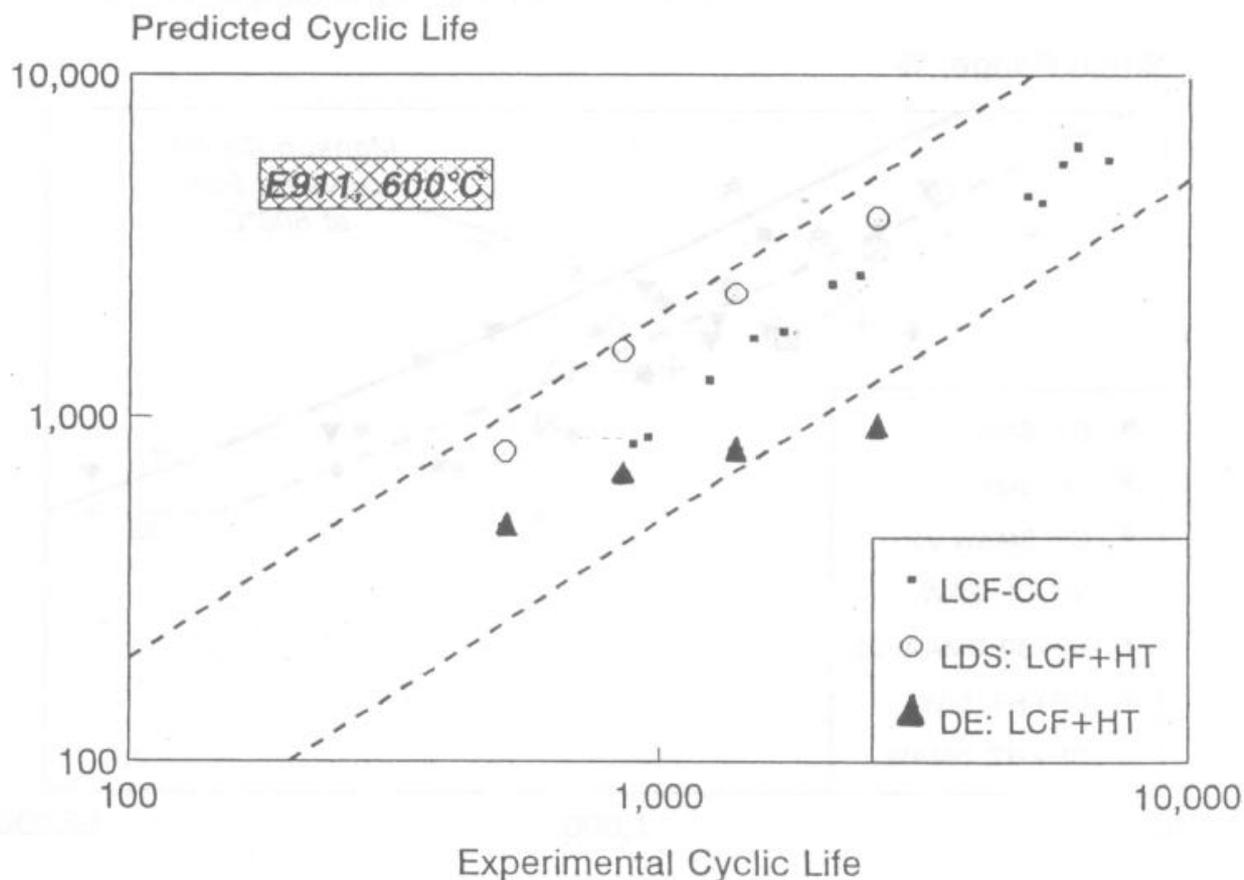


Fig.4 - Confronto della capacità previsionale dei modelli LDS e DE applicati alle prove LCF-HT eseguite su E911.

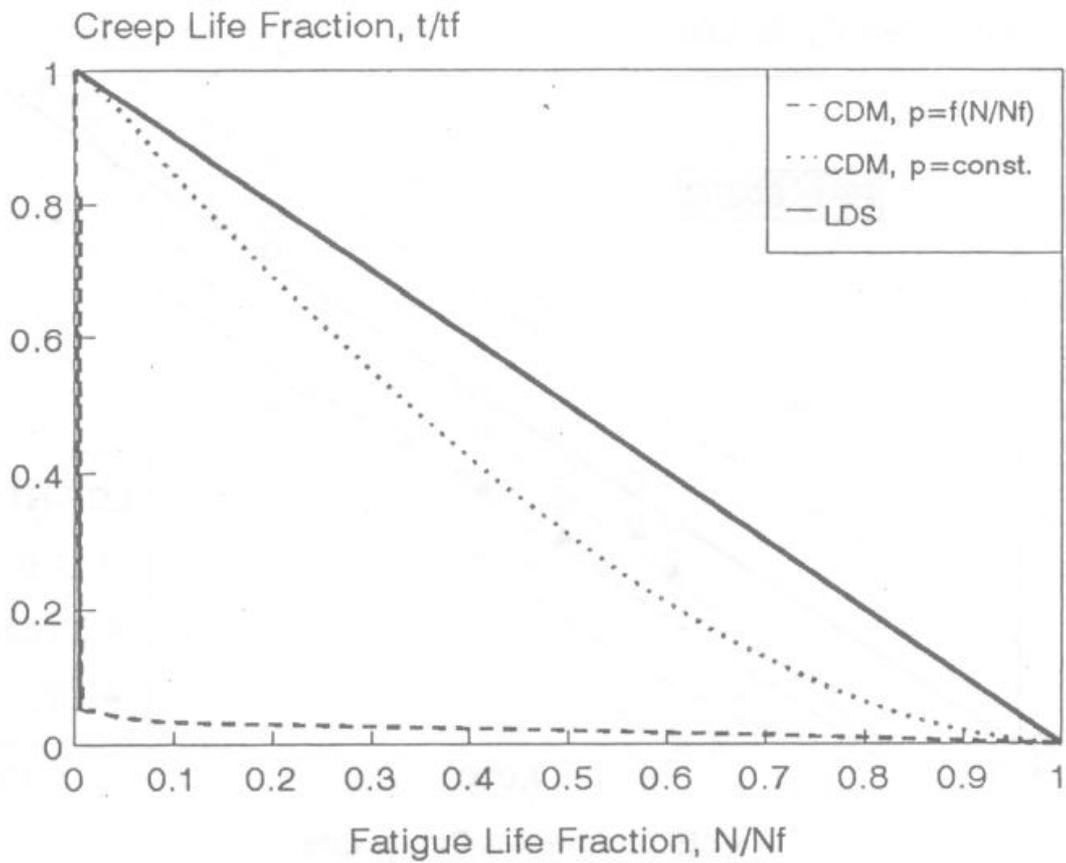


Fig.5 - Analisi della capacità del modello CDM di descrivere l'interazione non-lineare degli effetti di creep e fatica.

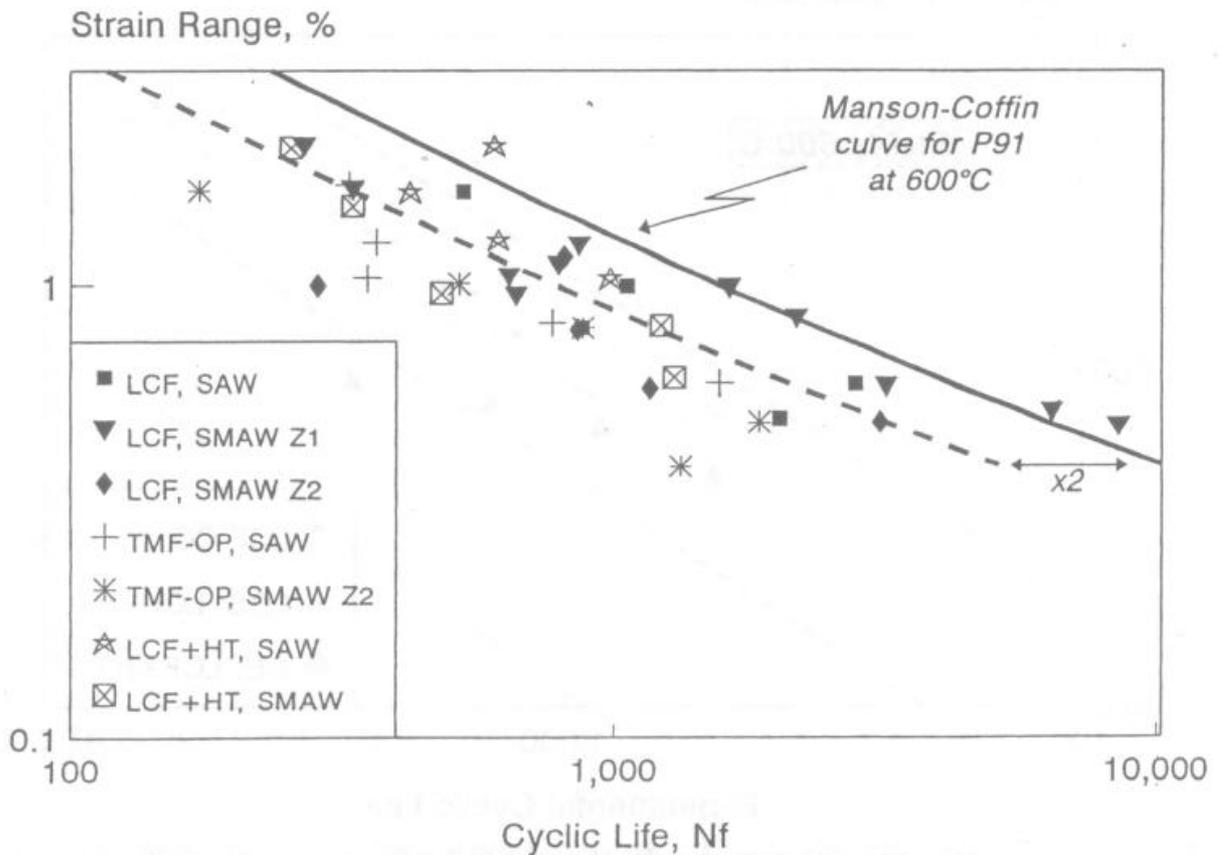


Fig.6 - Risultati di durata a fatica ottenuti in prove LCF e TMF su provini cross-weld di P91.

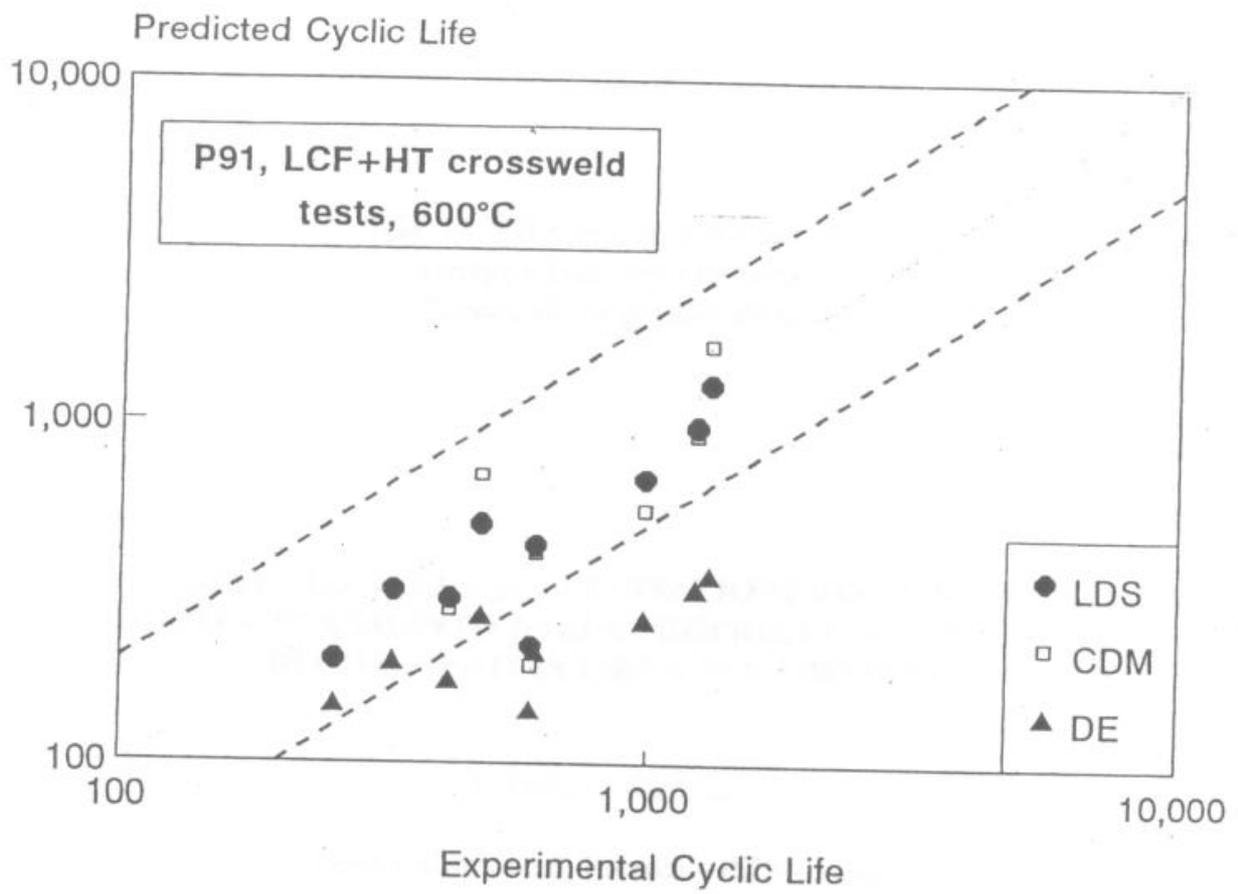


Fig.7 - Confronto della capacità previsionale dei modelli LDS, CDM e DE applicati alle prove LCF-HT eseguite su provini cross-weld di P91.