

**POLITECNICO DI MILANO**

FACOLTÀ DI INGEGNERIA INDUSTRIALE  
Corso di Laurea Magistrale in Ingegneria Meccanica



**Modelli di danneggiamento e previsione di durata  
a creep-fatica per acciai P91 per applicazioni  
ad alta temperatura**

Relatore:  
**Prof. Mauro FILIPPINI**

Tesi di laurea di:  
**Filippo DRI, Matr. 721824**

**Anno Accademico 2009-2010**

A chi ci ha veramente creduto...



## Sommario

L'accuratezza dei metodi di previsione di durata e del calcolo del danneggiamento accumulato in condizioni di creep-fatica è fondamentale per l'accertamento della vita residua dei componenti per le alte temperature. Inoltre la conoscenza dei meccanismi di danneggiamento che entrano in gioco nella fatica ad alta temperatura e durante il mantenimento in trazione risulta necessario per interpretare i risultati sperimentali e dei modelli di danneggiamento. Solo alcuni dei molti modelli che sono stati proposti a partire dagli anni '50 hanno avuto successo e tra questi si è scelto di analizzarne quattro. Per mezzo della costruzione di un database di prove di fatica LCF e di creep sul mod. 9Cr1Mo condotte al NIMS, è stato possibile caratterizzarne i parametri. Successivamente i modelli sono stati impiegati per valutare le componenti di danneggiamento relative a prove di creep-fatica isoterme a 550°C e 600°C in controllo di deformazione con diversi tempi di mantenimento. Infine le durate a cedimento calcolate sono state confrontate con il risultato sperimentale.

**Parole chiave:** creep-fatica, P91, interazione, danneggiamento, mantenimento, previsione di durata.



### Abstract

Accuracy of life prediction and damage evaluation methods is fundamental for the assessment of remaining life of high temperature component, such as boilers and turbines parts.

Moreover, understanding of damage mechanisms involved during strain hold and in high temperature fatigue is a prerequisite for interpreting experimental ad damage models results. Several models were proposed in the last fifty years but only few have gained widespread acceptance among researchers. Of these, four have been analyzed and characterized through the construction of a database of LCF and creep tests on mod. 9Cr1Mo carried out in NIMS. These models have subsequently been used to evaluate creep and fatigue damage components of isothermal strain controlled creep-fatigue tests at 550°C and 600°C with different dwell times. Predicted lives have finally been compared with actual results.

**Keywords:** creep-fatigue, P91, interaction, damage, hold time, life prediction.



# Indice

<b>1</b>	<b>Stato dell'arte sul creep-fatica</b>	<b>7</b>
1.1	Primi approcci . . . . .	8
1.2	Meccanismi di danneggiamento . . . . .	10
1.2.1	Danneggiamento transgranulare . . . . .	10
1.2.2	Danneggiamento intergranulare . . . . .	12
1.3	Interazione Creep-Fatica . . . . .	14
1.3.1	Tipi di interazione . . . . .	20
1.3.2	Effetto del mantenimento sulla fatica . . . . .	20
1.3.3	Effetto della frequenza di ciclo nella fatica ad alta temperatura . . . . .	25
1.3.4	Effetto della predeformazione a fatica sul creep . . . . .	27
1.3.5	Effetto dell'invecchiamento . . . . .	28
1.4	Diagrammi creep-fatica . . . . .	28
1.4.1	Principi dei diagrammi . . . . .	29
1.4.2	Evoluzione dei diagrammi . . . . .	29
1.4.3	Costruzione dei diagrammi di danneggiamento . . . . .	30
1.4.4	Interazione creep-fatica e fatica-creep . . . . .	32
1.4.5	Impiego dei diagrammi . . . . .	34
1.5	Valutazione in termini di numero di cicli . . . . .	35
	<b>Introduzione</b>	<b>6</b>
<b>2</b>	<b>Modelli di previsione della durata</b>	<b>37</b>
2.1	Danneggiamento per fatica . . . . .	37
2.2	Danneggiamento per creep . . . . .	39
2.3	Danneggiamento in condizioni di Creep-Fatica . . . . .	41
2.3.1	Time Fraction (o Life Fraction) Rule . . . . .	42
2.3.2	Ductility Exhaustion Method . . . . .	45
2.3.3	Energy Expenditure . . . . .	49
2.3.4	Frequency Modified Strain Life . . . . .	53
2.3.5	Strain Range Partitioning . . . . .	55



<b>3</b>	<b>Acciai della classe Gr.91 e loro impieghi</b>	<b>59</b>
3.1	Storia ed evoluzione del materiale . . . . .	59
3.2	Criticità e parametri di merito . . . . .	61
3.3	Proprietà chimico-fisiche . . . . .	64
3.3.1	Comportamento elastico . . . . .	65
3.3.2	Espansione termica . . . . .	65
3.3.3	Conducibilità termica . . . . .	65
3.4	Attuali impieghi . . . . .	68
3.4.1	Evaporatore . . . . .	68
3.4.2	Recipienti di separazione del vapore . . . . .	69
3.4.3	Surriscaldatore . . . . .	69
3.4.4	Generatori di vapore di centrali nucleari . . . . .	70
<b>4</b>	<b>Dati di prove meccaniche sul P91</b>	<b>71</b>
4.1	Proprietà chimiche e trattamento termico del campione . . . . .	72
4.2	Prova di trazione monoassiale . . . . .	73
4.3	Prove di fatica a basso numero di cicli . . . . .	74
4.4	Prove di creep monotone . . . . .	75
4.4.1	Sforzo vs. Tempo a rottura . . . . .	77
4.4.2	Allungamento a rottura vs. Sforzo . . . . .	78
4.5	Prove di rilassamento . . . . .	79
4.6	Prove di creep-fatica . . . . .	79
<b>5</b>	<b>Comportamento meccanico del P91</b>	<b>83</b>
5.1	Costruzione delle curve di Coffin-Manson . . . . .	84
5.1.1	Effetto della temperatura sulla durata a fatica . . . . .	86
5.1.2	Effetto della velocità di deformazione sulla durata a fatica . . . . .	90
5.2	Comportamento ciclico . . . . .	90
5.2.1	Costruzione della curva ciclica . . . . .	93
5.3	Modelli di Rilassamento . . . . .	99
5.4	Comportamento a creep . . . . .	100
5.4.1	Costruzione della curva di Larson-Miller . . . . .	100
5.4.2	Applicazione del Fermi Slope Method . . . . .	105
5.4.3	Caratterizzazione della Norton power law . . . . .	108
5.5	Modelli per il creep-fatica . . . . .	113
5.5.1	Energy Expenditure Master Curve . . . . .	113
5.5.2	Frequency Modified Strain Range . . . . .	114

---

<b>6</b>	<b>Valutazione dell'interazione creep-fatica</b>	<b>117</b>
6.1	Danneggiamento nelle prove di creep-fatica . . . . .	118
6.1.1	Time Fraction Rule . . . . .	119
6.1.2	Ductility Exhaustion Method . . . . .	121
6.2	Capacità di previsione della durata a creep-fatica . . . . .	124
6.2.1	Time Fraction Rule . . . . .	125
6.2.2	Ductility Exhaustion Method . . . . .	125
6.2.3	Energy Expenditure . . . . .	127
6.2.4	Frequency Modified Strain Life . . . . .	129
	<b>Bibliografia</b>	<b>139</b>
	<b>Conclusioni</b>	<b>135</b>
<b>A</b>	<b>Dati</b>	<b>141</b>
A.1	Prove di Trazione . . . . .	141
A.2	Prove di Fatica LCF . . . . .	145
A.3	Prove Incremental Step . . . . .	149
A.4	Prove di Creep . . . . .	153
A.5	Prove di Rilassamento degli Sforzi . . . . .	164
A.6	Prove di Creep-Fatica . . . . .	172
<b>B</b>	<b>Figure</b>	<b>177</b>
B.1	Curve di Coffin-Manson . . . . .	177
B.2	Allungamento vs. velocità di deformazione inelastica media . .	179
B.3	Curve di rilassamento . . . . .	180
B.4	Diagrammi di danneggiamento . . . . .	181
B.5	Previsione di durata . . . . .	183
<b>C</b>	<b>Rassegna sui codici di progettazione</b>	<b>189</b>
C.1	ASME Design Codes . . . . .	189
C.1.1	Principi Fondamentali . . . . .	190
C.1.2	Categorie di Carichi . . . . .	190
C.1.3	Classificazione degli Sforzi . . . . .	191
C.1.4	Regole di progettazione . . . . .	191
C.1.5	Comportamento Ciclico ad Alta Temperatura . . . . .	193
C.2	RCC-MR French Code . . . . .	195
C.3	R5, Assessment procedure for the high temperature response of structures - British Energy . . . . .	196
C.3.1	Initiation Assessment . . . . .	196



# Introduzione

In seguito alla deregolamentazione del mercato elettrico, agli impianti di produzione di energia elettrica da fonte fossile viene richiesta sempre maggiore flessibilità operativa e conversioni più efficienti. Se la strada per l'efficienza è più spesso dettata da ragioni termodinamiche, la flessibilità comporta un numero crescente di operazioni di accensione e spegnimento. Queste modalità di funzionamento fanno sì che la maggior parte delle componenti di impianti per la generazione di energia, come le turbine e le caldaie, siano soggetti al danneggiamento per fatica causato dal funzionamento ciclico ed al danneggiamento per creep durante le fasi di carico stazionario.

Il problema per esempio può risiedere nell'instaurarsi di notevoli gradienti termici tra le superfici interna ed esterna di tubi di grosso spessore, durante le fasi di riscaldamento o di raffreddamento di un generatore di vapore. Per effetto della dilatazione termica, questa differenza di temperatura genera degli sforzi di compressione o di trazione nella regione la cui deformazione è impedita dal materiale circostante, anche oltre lo snervamento. Tra l'accensione e lo spegnimento si genera così una plasticizzazione ciclica in entrambe le direzioni tra cui è interposto un periodo di carico stazionario.

Considerare questi effetti non è soltanto una prerogativa della progettazione di impianti *green field* ma anche dell'accertamento della vita residua di quelli in esercizio già da diversi anni, le cui condizioni operative per i quali erano stati concepiti sono ora mutate. Infatti, impianti che erano soliti funzionare ad un regime di carico costante per lunghi periodi ed intervallati da pause per la sola manutenzione programmata, ora possono essere soggetti a carichi ciclici con frequenza settimanale o addirittura giornaliera.

Molti studi sono stati condotti sul creep-fatica, soprattutto sugli acciai inossidabili AISI 304 e AISI 316 e sui ferritici 1Cr0.5Mo e 2.25CrMo, rendendo possibile la costruzione di modelli di danneggiamento e di previsione di durata. Spesso le osservazioni frattografiche hanno permesso la validazione dei risultati dei modelli per il calcolo del danneggiamento, individuando le modalità di effettiva interazione tra creep e fatica a livello microscopico.

La *time fraction rule* è il modello attualmente impiegato nell'*ASME Boi-*

*ler and Pressure Vessel Code (Section III, Division I)*, ma i suoi risultati si sono rivelati poco conservativi per gli acciai austenitici ed eccessivamente dalla parte della sicurezza per i ferritici e martensitici.

Un altro modello, integrato nella procedura di progettazione R5 (*British Energy*), è quello legato alla teoria della *ductility exhaustion*, la cui precisione nella previsione di durata sembra dipendere da molti fattori, tra cui l'ampiezza di deformazione dei cicli, il tempo di mantenimento e soprattutto la definizione della duttilità.

Un'approccio molto attraente sembra essere quello energetico, per cui sarebbe idealmente possibile trattare prove di fatica a basso numero di cicli anche in presenza di mantenimenti di diversa durata. L'ipotesi di fondo è analoga a quella della *ductility exhaustion*, ovvero che il materiale dissipi ciclo dopo ciclo energia sotto forma di danneggiamento, fino al raggiungimento di un valore critico a cedimento. Le difficoltà associate a questo metodo restano notevoli così come i risultati, che appaiono di difficile interpretazione.

Particolare attenzione è rivolta al modello noto come *Frequency Modified Strain Range*, suggerito nell'ultima norma sui metodi di prova per il creep-fatica (ASTM E2714-09). Questo è costruito sulla base di modelli per la fatica a basso numero di cicli e riadattato per tenere in considerazione gli effetti *time-dependent*.

A partire dagli anni '80 è stata sviluppata una classe di materiali con una elevata resistenza al creep adatti alle applicazioni ad alta temperatura nell'industria della conversione energetica. Tra questi il P91 costituisce uno dei principali protagonisti nella costruzione di generatori di vapore a recupero e di centrali termoelettriche di ultima generazione, ricoprendo ad oggi un'importante fetta di mercato. L'interesse nei confronti di questo acciaio è molto diffuso, non a caso il P91 è stato recentemente scelto come materiale per il round robin del ASTM Subcommittee E08.05 sul creep-fatica, per cercare di ridurre la dispersione dei risultati dovuta alle differenti metodologie di prova e alla variabilità nelle proprietà del materiale.

Proprio grazie alla ricerca svolta in questi anni negli Stati Uniti, in Giappone ma anche in Europa, è disponibile una grande mole di dati provenienti da prove di fatica e di creep. Attingendo da queste fonti, ed in particolare dal sito del National Institute for Materials Science (Tsukuba, Japan), si è costruito un piccolo database che ha permesso la caratterizzazione di alcuni modelli per il comportamento del materiale. Sulla base delle prove di fatica a basso numero di cicli e delle prove Incremental Step sono state costruite le curve cicliche a diversi livelli di temperatura, evidenziando una dipendenza dalla velocità di deformazione e successivamente si sono ricavate le curve di Coffin-Manson per la fatica LCF. Con la definizione del comportamento a creep è stato infine possibile implementare i modelli per il creep-fatica citati

qui sopra.

La disponibilità di dati provenienti da prove isoterme di fatica in controllo di deformazione a 550°C e 600°C con periodi di mantenimento in trazione ha permesso il confronto e la valutazione dei modelli sopracitati attraverso i diagrammi di danneggiamento ed il confronto tra le durate previste e quelle sperimentali.

Il lavoro svolto consiste in una breve introduzione sui meccanismi di danneggiamento tipici dei fenomeni del creep e della fatica a cui segue una rassegna sui principali risultati di precedenti ricerche e sulla loro formalizzazione. Successivamente dopo aver descritto i modelli sopracitati per la valutazione dell'interazione tra i due fenomeni, seguirà la caratterizzazione degli stessi ed infine l'applicazione con dei dati provenienti da prove isoterme di creep-fatica.



# Capitolo 1

## Stato dell'arte sul creep-fatica

L'interesse per la prevenzione dei cedimenti per fatica in componenti metallici nasce con l'avvento della rivoluzione industriale, dove le apparecchiature meccaniche erano soggette a carichi ripetuti per la natura delle funzioni che erano chiamate ad assolvere. Il risultato di numerose prove su componenti *full-scale* e provini condotte in laboratorio portò alla definizione di un criterio di progettazione che limitava lo sforzo massimo ammissibile ad un livello tale per cui la vita del componente risultava idealmente infinita. Questo approccio richiedeva che la risposta del materiale nelle regioni più fortemente sollecitate rimanesse in campo elastico e dunque con lo sviluppo della teoria dell'elasticità e l'analisi dell'effetto d'intaglio, la progettazione si riduceva a mantenere gli sforzi al di sotto di un certo livello di sforzo detto limite di fatica.

Questa filosofia di progettazione mostrò i suoi limiti con lo sviluppo di strutture metalliche nel settore aeronautico dove il fattore peso rivestiva e riveste tuttora un ruolo di primaria importanza. Una serie di cedimenti portò a dover riesaminare i criteri finora adottati, giungendo alla conclusione che le strutture non erano economicamente concepibili se non ammettendo che gli sforzi massimi di funzionamento raggiungessero livelli tali da causare delle deformazioni inelastiche nelle regioni più sollecitate. A causa di questa deformazione plastica si generavano dei potenziali siti di nucleazione di cricche e quindi una vita finita per la struttura anche se questa globalmente conservava una risposta di tipo elastico. Il lavoro di ricerca e sviluppo iniziato nel settore aerospaziale trovò seguito in quello dei veicoli terrestri, dell'impiantistica legata al settore energetico, quello dei recipienti in pressione, ecc. definendo nei primi anni '50 quella branca che va sotto il nome di *Low Cycle Fatigue*.

Con la diffusione e disponibilità commerciale dei sistemi di prova accelerati a partire dagli anni '50 vennero proposte delle regole di progettazione



e dei criteri fenomenologici di previsione di vita dei componenti. Successivamente, con lo sviluppo dell'industria energetica ma soprattutto di quella nucleare, negli anni '60 la ricerca nel campo della fatica ad alta temperatura ricevette una notevole spinta in avanti.

La fatica è un fenomeno che attira l'attenzione della ricerca poichè, per effetto dell'avanzamento tecnologico, ai componenti meccanici viene richiesto di sopportare sempre crescenti carichi e velocità di funzionamento nonchè di garantire degli elevati standard di sicurezza ed affidabilità.

Il campo della ricerca sulla fatica si è negli anni suddiviso in diversi rami specifici quali: fatica ad alto e basso numero di cicli, fatica nei componenti intagliati, nucleazione, propagazione e arresto di cricche per fatica. Ciascuna di queste branche si è sviluppata sulla base di risultati sperimentali da prove sia a livello microscopico sui meccanismi di dislocazione e sul comportamento fenomenologico dei materiali sia a livello macroscopico su componenti *full-scale*.

Dopo una breve introduzione sui primi tentativi di considerare l'accumulo del danneggiamento, si tratteranno innanzitutto gli aspetti microscopici legati al danneggiamento, con particolare attenzione alla fatica a basso numero di cicli con periodi di mantenimento. Successivamente verranno considerati dei modelli di interazione tra i meccanismi e degli strumenti con i quali questi sono stati formalizzati.

## 1.1 Primi approcci

Una prima idea per trattare la fatica da carichi variabili è quella legata al concetto di lavoro netto speso, corrispondente all'area del ciclo di isteresi nel piano sforzi-deformazioni. Parte di questo lavoro viene accumulato nel materiale sotto forma di danneggiamento per cui si arriva al cedimento qualora venga raggiunto un valore critico. Nel 1945 Miner riprese l'idea originaria di Palmgren formulando il seguente criterio:

$$\sum_i \left( \frac{n}{N_f} \right)_i = 1 \quad (1.1)$$

dove  $n$  rappresenta i cicli sostenuti mentre  $N_f$  la durata relativa ad ogni  $i$ -esimo tipo di ciclo. Questo approccio sarebbe possibile qualora fossero disponibili una famiglia di curve di durata a differenti livelli di sforzo. La definizione di Miner del cedimento corrisponde alla nucleazione di una cricca e in una prova a fatica a basso numero di cicli si è soliti assumere che avvenga in corrispondenza di una determinata riduzione percentuale dello sforzo rispetto al ciclo stabilizzato.

Analogamente, nel 1952 Robinson, valutando dei diagrammi sforzo-tempo di rottura di materiali per turbina in una regione compresa tra 540°C e 680°C, sostenne che le ore di funzionamento a differenti livelli di temperatura e temperatura potessero essere valutate sulla base di dati sul creep esistenti, sotto l'ipotesi che variazioni tra diversi livelli operativi non avessero alcun effetto sul comportamento a creep del materiale, cioè che fosse indipendente dalla sua storia di carico. Quindi:

$$\sum_i \left( \frac{t}{t_f} \right)_i = 1 \quad (1.2)$$

dove  $t$  è il tempo di esposizione e  $t_f$  il tempo a rottura. Questa equazione venne verificata facendo riferimento a delle diagrammi sforzo-tempo di rottura a diversa temperatura.

Più tardi, nel 1966 Edmunds and White [17], in un loro lavoro sul mantenimento a 600°C dell'acciaio 2.25Cr1Mo, introdussero il concetto di esaurimento della duttilità, per il quale la precedente equazione venne sostituita da:

$$\sum_i \left( \frac{\epsilon}{\epsilon_f} \right)_i = 1 \quad (1.3)$$

dove la deformazione indotta sostituisce il tempo di esposizione ed un'appropriata duttilità a cedimento rimpiazza il tempo a rottura  $t_f$ . Diversi studi hanno poi dimostrato la validità delle regole di accumulo lineare sia in termini di tempi che di duttilità.

Gli approcci presentati qui sopra sono stati accettati per molte leghe di impiego ingegneristico, quando creep e fatica agiscono separatamente e il danno accumulato pari a 1 è considerato indicativo della nucleazione di una cricca esterna o interna. Qualora agiscano insieme le equazioni precedenti vengono adottate per applicazioni nel regime della fatica a basso numero di cicli:

$$\sum_i \left( \frac{n}{N_f} \right)_i + \sum_j \left( \frac{t}{t_f} \right)_j = 1. \quad (1.4)$$

Questa deriva dal fatto che la verifica può essere semplicemente eseguita a partire da dei dati di creep da semplici prove di LCF, cercando così di abbracciare i meccanismi di rottura transgranulare e intergranulare dei test combinati.

Le prove di Miner in origine comprendevano dei carichi sequenziali a temperatura ambiente in controllo di carico mentre le prove in controllo di deformazione ad elevata temperatura fornirono una scarsa validazione della regola di Miner. Negli ultimi 35 anni le ricerche hanno cercato di dimostrare che l'interazione creep-fatica può ridurre il danno al di sotto dell'unità ad una generica quantità  $D$  [36].

## 1.2 Meccanismi di danneggiamento

I processi di deformazione e i loro effetti sulla resistenza possono generalmente essere eliminati attraverso una ricottura. Se questi effetti saturano localmente, il danneggiamento inizia a maturare sotto forma di cricche superficiali o cricche interne e cavità come mostrato schematicamente in figura 1.1.

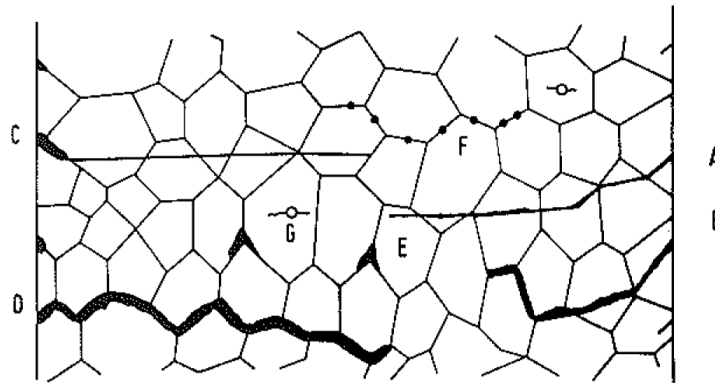


Figura 1.1: Tipi di danneggiamento. (A) Nucleazione e propagazione di una cricca transgranulare; (B) Nucleazione transgranulare a propagazione intergranulare; (C) Nucleazione intergranulare e propagazione transgranulare; (D) Nucleazione e crescita intergranulare; (E) Strappi cuneiformi ai punti tripli; (F) Vuoti o cavità a bordo grano; (G) Nucleazione da porosità o inclusioni.

Plumbridge [44] distingue due tipi di danneggiamento per fatica, quello transgranulare e quello intergranulare.

### 1.2.1 Danneggiamento transgranulare

Il classico modello di nucleazione di una cricca basato sull'osservazione delle estrusioni e delle intrusioni superficiali è stato soppiantato dall'approccio delle *dislocation - PSB (Persistent Slip Bands)* basato sulle osservazioni TEM e suggerito da Mughrabi [20]. All'aumentare della concentrazione di dislocazioni si vengono a formare dapprima delle vene o dei fasci e dopo un discreto numero di cicli queste si impilano formando le PSB. Quest'ultime sono delle strutture lamellari parallele ai piani di scorrimento nelle quali coesistono, affacciate sui due lati, dislocazioni a spigolo di segno opposto. Queste bande risultano più deboli rispetto alla matrice che le circonda e di conseguenza la deformazione si concentra proprio in questa zona formando dei canali di scorrimento.

Se questo modello risulta valido per i metalli che presentano una struttura 'fcc' (face centered cubic) per la classe di metalli 'bcc' (body centered cubic) gli stessi meccanismi risultano termicamente attivati, con ulteriore mobilità delle dislocazioni, e incentivati dalla presenza di inclusioni ed impurità. Quando il materiale si satura allora la struttura matrice-PSB non è più in grado di accomodare ulteriore deformazione plastica per cui il materiale subisce una rapida estrusione sulla superficie esterna. Come mostrato

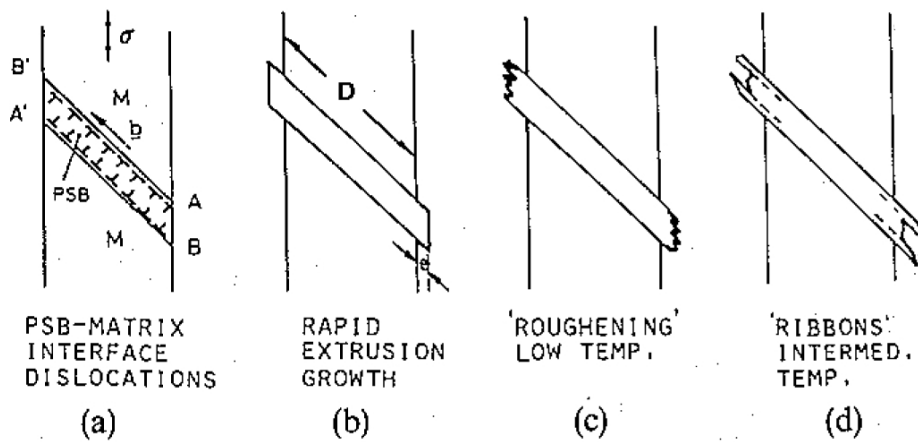


Figura 1.2: Meccanismo di formazione delle PSB e del difetto superficiale.

in figura 1.2, si genera un punto di innesco per le cricche in corrispondenza del micro intaglio formatosi sulla superficie esterna. Questo meccanismo si verifica per temperature inferiori a  $0.4T_m^1$  ed inoltre dobbiamo considerare che all'aumentare della temperatura aumenta lo spostamento di vacanze che permette l'eventuale crescita delle estrusioni se queste sono sottili, mentre se il loro spessore supera  $1\mu m$  si verifica la formazione di striature (ribbons).

È stato notato che nel caso di matrice policristallina le estrusioni risultano più piccole e quindi meno sensibili alla formazione di cricche rispetto ad un monocristallo. Inoltre potrebbe succedere che suddette dislocazioni non riescano a scavalcare l'interfaccia PSB-matrice e finiscano per impilarsi sui bordi grano originando delle cricche intergranulari.

Il passaggio dalla superficie esterna corrugata alla formazione della cricca, è un meccanismo sensibile all'ossidazione soprattutto alle elevate temperature, dove la superficie ossidata si increspa e penetra nella matrice portando all'ossidazione i bordi grano affioranti come in figura 1.3.

<sup>1</sup> $T_m$  è la temperatura di fusione del materiale.

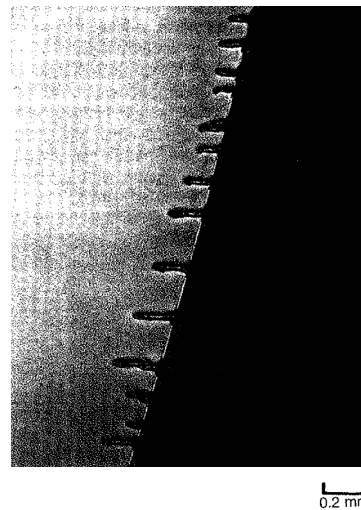


Figura 1.3: Penetrazione dell'ossido sulla superficie che porta al rapido innesco di una cricca (superlega a base Nichel, in una prova ciclica a 980°C) [44].

### 1.2.2 Danneggiamento intergranulare

In prima approssimazione Plumbridge identifica come segno distintivo della fatica ad alta temperatura la preponderanza di cricche intergranulari nella forma di cavità a bordo grano (metalli puri) piuttosto che di strappi cuneiformi nei punti tripli dei bordi di grano (leghe complesse) come mostrato in figura 1.4. Va sottolineato che gli strappi cuneiformi necessitano di sforzi superiori rispetto a quello necessario per nucleare una cavità. Queste sono caratteristiche che si incontrano anche a temperatura ambiente ma è ovvio che alle elevate temperature sono favoriti meccanismi di tipo *time-dependent* e quelli dovuti all'interazione ambientale.

La nucleazione di cavità è associata alla concentrazione di sforzi e al distacco in corrispondenza di singolarità sui bordo di grano. Il meccanismo è innescato dallo scorrimento degli stessi bordi di grano ed è sostenuto dalla diffusione di vacanze e dallo scorrimento dei grani adiacenti. Un fattore determinante è la natura dei medesimi bordi, infatti grani fortemente disorientati favoriscono la nucleazione poiché le deformazioni vengono accomodate più facilmente. Dalla metallografia si evidenzia che la nucleazione avviene con relativa rapidità per cui la vita del componente è generalmente controllata dalla fase di crescita che avviene con un rateo decrescente all'aumentare della dimensione delle cavità. Se da un lato la continua crescita può portare alla connessione di cavità adiacenti, si nota un effetto benefico dovuto al mantenimento in

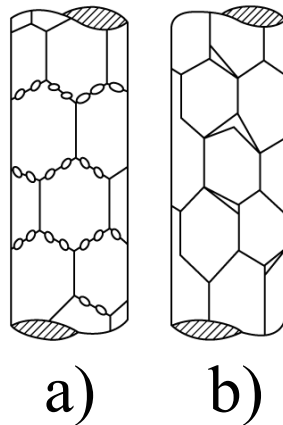


Figura 1.4: a) Cavità a bordo grano, tipico dei metalli puri o delle leghe che si comportano come metalli puri. b) Strappi cuneiformi (*wedge cracks*), tipico delle leghe complesse [14].

compressione che tende a richiudere le cavità [32].

Nel meccanismo di nucleazione di cavità per fatica concorrono numerose variabili tra cui la temperatura, lo sforzo, l'ambiente, la velocità di deformazione (o la frequenza), la forma del ciclo e tutte queste sono correlate tra loro in maniera complessa. Il criterio di nucleazione e crescita, già individuato da Skelton nel 1966, è il raggiungimento di un raggio critico funzione della scabrezza a bordo grano e dello stress massimo presente nel ciclo. Viene inoltre definita una *frequenza critica superiore* al di sotto della quale non si verifica la nucleazione, poiché per effetto della redistribuzione degli sforzi si riducono le sollecitazioni in corrispondenza delle singolarità. Infatti la nucleazione si verifica proprio in corrispondenza degli intensificatori di sforzo lungo i piani a  $45^\circ$  rispetto alla direzione principale degli sforzi.

È possibile inoltre definire una *frequenza critica inferiore* per spiegare il meccanismo che si verifica alle basse frequenze poiché la diffusione di vacanze e lo scorrimento a bordo grano sono meccanismi che necessitano di un tempo sufficiente per contribuire all'accrescimento delle cavità ed evitare la successiva sinterizzazione in un'eventuale fase compressiva del ciclo.

La sensibilità della *frequenza critica inferiore* ai livelli di sforzo ha due implicazioni. Acciai che sperimentano incrudimento ciclico in controllo di deformazione non cavitano fin tanto che non si raggiungono determinati sforzi; viceversa in quelli che addolciscono potrebbe cessare la cavitazione dopo un certo numero di cicli.

Uno dei requisiti microstrutturali per aumentare la resistenza alla cavitazione

zione è che le particelle a bordo grano non siano né troppo grandi da creare degli elevati intensificatori di sforzi e comportare una probabile frattura transgranulare, né troppo piccoli da permettere lo scorrimento dei bordi grano e portare ad un cedimento prevalentemente intergranulare.

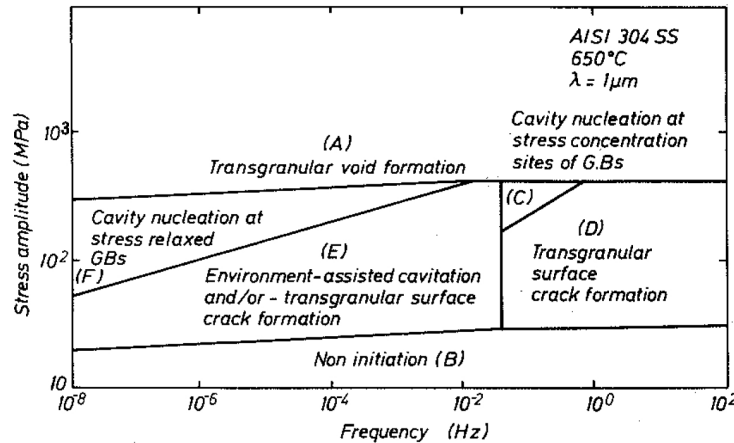


Figura 1.5: Mappa sulla sulle modalità di nucleazione di cavità in funzione di sforzo e frequenza per l'AISI 304 SS a 650°C.

Il mantenimento in tensione favorisce necessariamente la crescita di cavità ma può avere effetti distinti in base alla sua durata. Per brevi mantenimenti con sforzi modesti il ruolo dell'ambiente risulterà dominante mentre per mantenimenti prolungati a livelli di sforzo elevati il creep ha l'effetto preponderante.

La cavitazione è un meccanismo che risulta incentivato in aria piuttosto che nel vuoto. Questo effetto è da attribuirsi all'assorbimento di ossigeno nelle cavità stesse che porta alla formazione di ossidi a bordo grano e l'inevitabile aumento della porosità degli stessi, che a sua volta costituisce una trappola per le specie gassose.

Il risultato di prove sperimentali associate ad osservazioni metallografiche e frattografiche ha portato a definire delle vere e proprie mappe in grado di fornire una panoramica sulle condizioni necessarie affinché si verifichino determinati meccanismi di cedimento, come mostrato nelle figure 1.5 e 1.6.

### 1.3 Interazione Creep-Fatica

In questa sezione si cercherà di identificare le condizioni e le modalità per cui si verifica un'interazione tra i meccanismi di creep e fatica. Le osservazioni

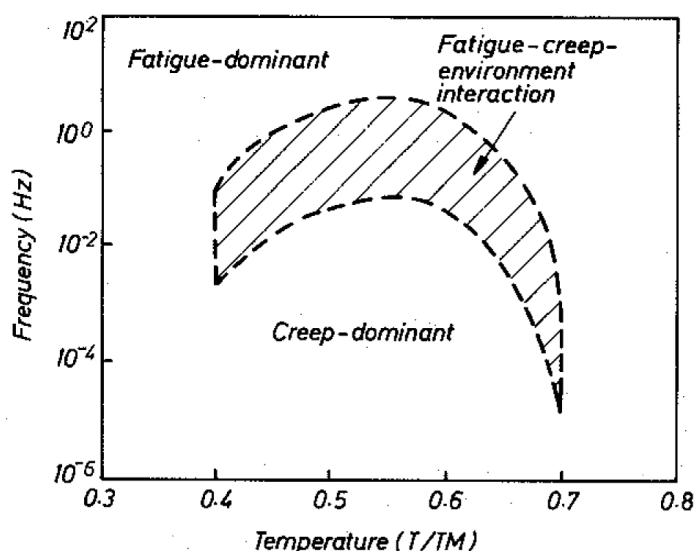


Figura 1.6: Mappa di danneggiamento in funzione di temperatura e frequenza in grado di indicare il regime di interazione creep-fatica.

metallografiche condotte in parallelo con le prove sperimentali, già a partire dagli anni '70, hanno contribuito all'interpretazione di dati sulla durata e ha reso possibile il loro impiego per scopi di previsione di durata.

L'interpretazione degli effetti di tipo time-dependent ha richiesto molto tempo prima di essere universalmente accettata per effetto della notevole dispersione dovuta principalmente a variazioni delle proprietà del materiale (è il caso del AISI 316, un materiale studiato in modo estensivo che mostrava variabilità sulla deformazione a rottura per creep). L'idea di costruire delle mappe per caratterizzare il fenomeno del creep-fatica, prende spunto dalle mappe di Ashby per il creep, capaci di isolare le condizioni per l'innescarsi dei diversi processi.

Partendo dal fatto che i diversi meccanismi davano luogo a durate differenti Edmunds e White [17], in riferimento a delle prove con mantenimento a  $600^{\circ}\text{C}$  del 2.25Cr1Mo, ritennero che le curve di durata a creep-fatica, considerati come meccanismi separati, potessero essere suddivise in tre regioni. La prima di durata ridotta (predominio del danneggiamento per fatica per elevati strain range), poi una intermedia (interazione) e infine una di durata elevata (predominio del danneggiamento per creep con ridotti strain range).

Il primo tentativo di sintetizzare questi risultati fu quello di rappresentare la regione intermedia per mezzo di una curva di transizione, con riferimento



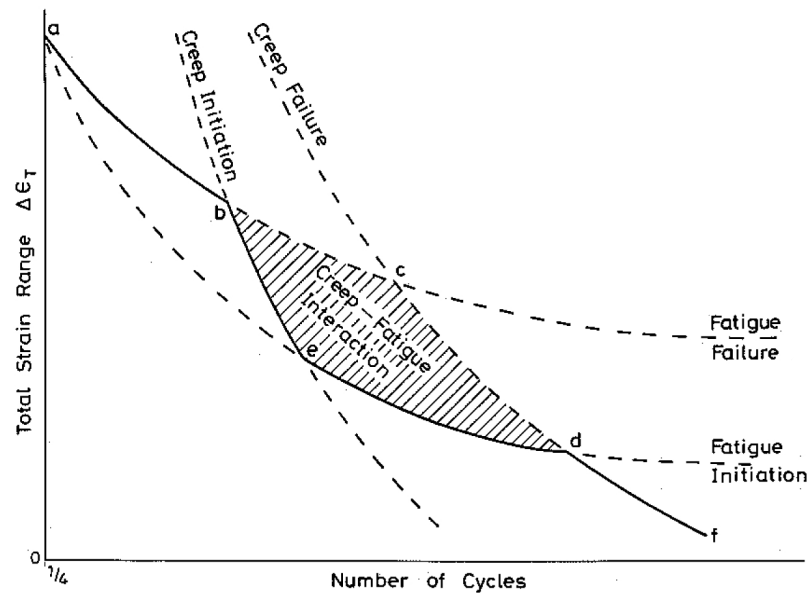


Figura 1.7: Mappa schematica dei meccanismi di cedimento per creep e fatica [44]

alla figura 1.7, che unisce le due curve di creep e fatica. Hales condusse delle prove di LCF ( $R=-1$ ) in controllo di deformazione con tempi mantenimento in trazione fino a 1000 minuti su un acciaio austenitico a  $600^{\circ}\text{C}$  e notò che già dopo un mantenimento di un minuto si avevano i primi segni di danneggiamento tipo cavità a bordo grano.

Si evidenziò dunque una cavitazione proporzionale al tempo di mantenimento. Per lunghi periodi di *hold* il provino cedeva per frattura intergranulare mentre in assenza di mantenimento il cedimento avveniva attraverso meccanismo transgranulare. Per periodi di mantenimento crescenti si notò inoltre che le cricche durante la propagazione interagivano sempre di più con le cavità generate, per cui era possibile identificare le condizioni di effettiva interazione creep-fatica.

Hales evidenziò quattro curve di durata, ricavabili per qualsiasi materiale, definite dai criteri qui sotto e capaci di delimitare una regione di interazione come in figura 1.7.

- Inizio del danneggiamento per fatica ( $N_{IF}$ )
- Inizio del danneggiamento per creep ( $N_{IC}$ )
- Cedimento a fatica ( $N_F$ )

- Cedimento a creep ( $N_C$ )

Il cedimento per fatica, rappresentato in figura 1.7 dalla curva 'abc' e analiticamente da una relazione del tipo  $N_F = C \cdot \Delta\epsilon_t^{1/n}$ , si considera che avvenga attraverso tre stadi. Il primo stadio di movimento delle dislocazioni si conclude con la nucleazione di un difetto, la cui dimensione è definita a priori, il secondo corrisponde al meccanismo di propagazione della cricca visibile sulla superficie di frattura da delle striature ed infine l'ultimo stadio in cui si ha la separazione. Determinato il numero di cicli spesi per propagare la cricca per differenza dal numero di cicli a cedimento, è possibile dedurre il numero di cicli associati al primo stadio e da questi la curva 'be'.

Il cedimento per creep viene qui definito sulla base della *time fraction rule* ed è rappresentato dalla curva 'cd', calcolata a partire da prove di breve durata usando le equazioni costitutive per calcolare la deformazione accumulata durante il periodo di mantenimento. La caratteristica delle curve di creep sul piano deformazioni-numero di cicli deriva dalle proprietà sforzi-deformazioni dei materiali. Dopo lo snervamento lo sforzo varia poco con la deformazione quindi all'aumentare del range di deformazione, il range di sforzo cresce più lentamente e ad esso è associato un'incremento di deformazione accumulata per creep per ciclo di piccola entità.

L'inizio del danneggiamento a creep risulta di più difficile definizione. Kachanov suggerisce che questo avvenga con un certo ritardo nella vita a creep e più precisamente coincida con l'inizio del creep terziario [44].

Mentre il danneggiamento per creep risulta un meccanismo massivo che interessa tutto il materiale, nel danneggiamento per fatica assume una certa importanza la dimensione del componente. Hales in figura 1.8 mostra appunto la dipendenza dei meccanismi dalle dimensioni del componente e la regione di effettiva interazione.

Successivamente Plumbridge[44] cercò per mezzo della metallografia di identificare i meccanismi predominanti che portavano al cedimento per diversi tipi di acciai. Sebbene sostenesse che la vera interazione fosse un evento insolito, individuò due modalità con le quali creep e fatica potevano interagire, definite sequenziale e simultanea. Mentre nel primo i due meccanismi agiscono uno di seguito all'altro per determinati periodi, nel secondo ad ogni ciclo il provino sperimenta entrambi i tipi di danneggiamento. Un contributo della metallografia fu quello di interpretare gli effetti della fatica sul successivo creep. Prendendo in esame due acciai con differente comportamento ciclico notò quanto segue.

Cicli con grandi deformazioni causavano sul 1CrMoV una sensibile riduzione della durata a creep a sforzi elevati mentre il creep a sforzi ridotti non veniva influenzato per il fatto che il suo danneggiamento interessa essenzialmente i

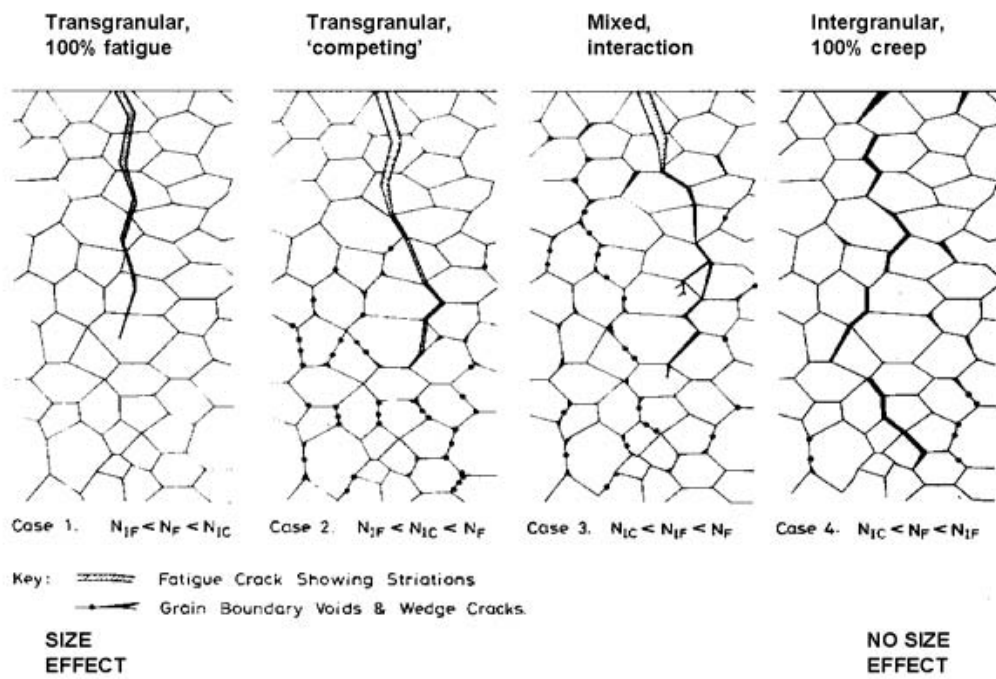


Figura 1.8: Criteri di interazione e dipendenza dalle dimensioni del componente secondo Hales [34].

bordo grano. Si notò dunque che l'addolcimento ciclico comportava l'indebolimento del materiale e quindi una riduzione della resistenza a creep.

Negli acciai che presentano rafforzamento ciclico invece, l'effetto era quello di diminuire il creep-rate però, ad elevati livelli di sforzo, questo effetto benefico per la durata era annullato dalla riduzione della duttilità.

In relazione a delle prove con mantenimento in tensione individuò che mentre negli acciai ferritici (1CrMoV) il danneggiamento era dominato dal creep con formazione di cavità a bordo grano e successiva coalescenza, negli acciai austenitici (AISI 316 SS) le cricche transgranulari indicavano un meccanismo dominante per fatica che finiva per interagire con le cavità dovute al creep. Plumbridge fu in grado di identificare il meccanismo dominante nei casi di

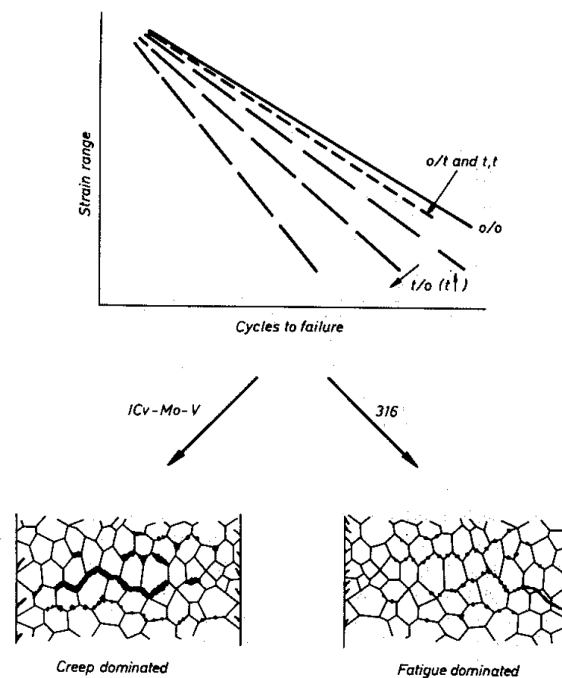


Figura 1.9: Confronto in termini di durata e modalità cedimento tra AISI 316 SS e l'acciaio 1CrMoV in una prova di fatica ad alta temperatura con mantenimento in tensione [44].

interazione creep-fatica simultanea. Era noto che il mantenimento in trazione era responsabile di riduzioni nella durata sia di acciai ferritici che degli austenitici, ma una semplice microscopia ottica mostrò che si trattava di meccanismi completamente diversi. Mentre nel acciaio 1CrMoV, il cedimento si aveva per nucleazione, crescita e coalescenza di cavità a bordo grano, nell'AISI 316 SS era dovuto ad una cricca intergranulare la cui crescita era

accelerata dalle cavità che incontrava propagando come mostrato in figura 1.9. Egli intese dunque che un effettivo meccanismo di interazione potesse avere luogo proprio tra le due modalità di cedimento sopra esposte.

### 1.3.1 Tipi di interazione

Lo schema iniziale di Hales, già mostrato in figura 1.8, venne successivamente sintetizzato, sulla base di osservazioni sperimentali, in tre modelli.

**Competitivo** Questo modello prevede che i due meccanismi di creep e fatica accumulino danneggiamento in modo indipendente nel materiale fino a quando uno dei due satura e porta a cedimento il componente o provino. Tipicamente si hanno valori di danneggiamento totale superiori all'unità. La cricca per fatica propaga lungo un percorso transgranulare mentre il danneggiamento per creep si accumula sui bordi grano senza interagire con la cricca.

**Additivo** Inizialmente i due meccanismi agiscono indipendentemente, ed entrambi concorrono in egual misura al cedimento del componente riducendo la sua resistenza senza esibire alcun tipo di interazione. Il danneggiamento totale a cedimento è convenzionalmente fissato all'unità.

**Interattivo** Questo modello rappresenta la vera e propria interazione tra creep e fatica. La cricca transgranulare, originata dal processo di danneggiamento per fatica, viene perturbata dal danneggiamento accumulato per creep sotto forma di cavità e diventa intergranulare. In questi casi si hanno danneggiamenti totali a cedimento inferiori all'unità, indice di collaborazione dannosa tra i meccanismi.

I modelli sono rappresentati graficamente in figura 1.10.

### 1.3.2 Effetto del mantenimento sulla fatica

Dall'esito di numerose prove si osserva una riduzione della durata in corrispondenza dell'aumento del periodo di mantenimento, soprattutto per ridotti strain range dove il meccanismo di creep domina il danneggiamento [44, 47, 45]. L'effetto è chiaramente visibile in figura 1.11. Miller<sup>2</sup> facendo una rassegna su diversi acciai in condizioni di fatica a basso numero di cicli ad alta temperatura, individuò tre regioni sul piano  $\Delta\epsilon - N_f$  al variare del

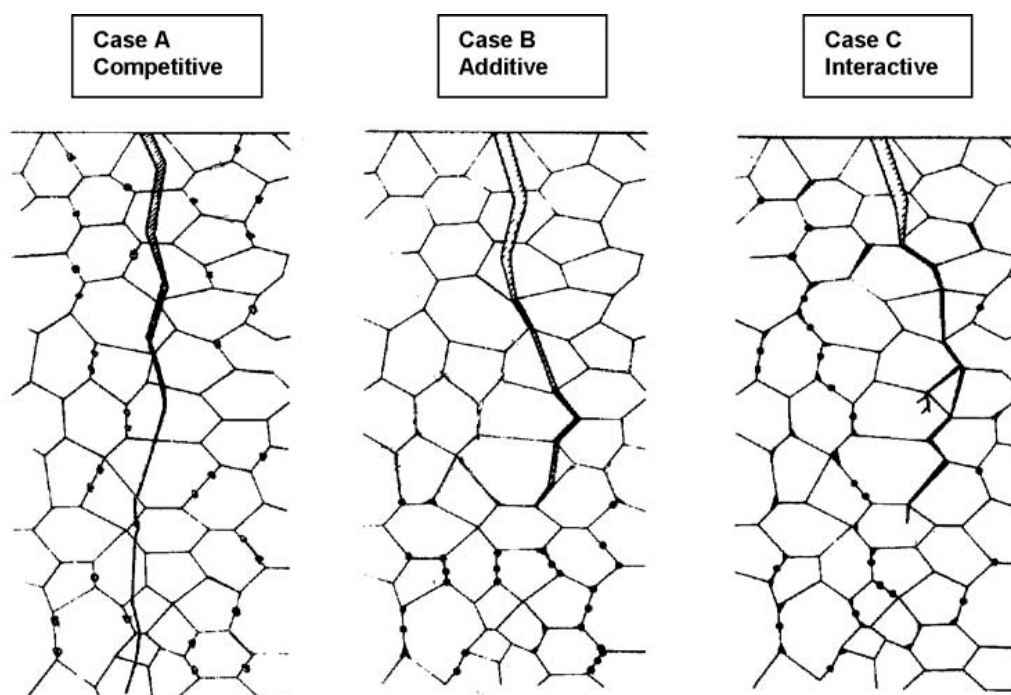


Figura 1.10: Definizione delle modalità di cedimento [36].

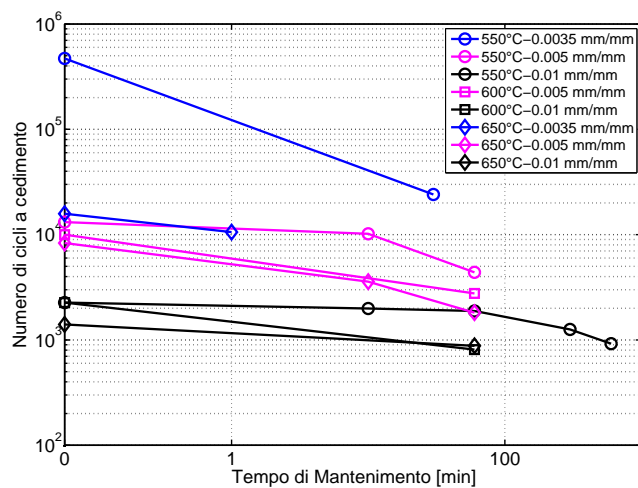


Figura 1.11: Effetto del mantenimento in controllo di deformazione sulla durata a fatica [47]

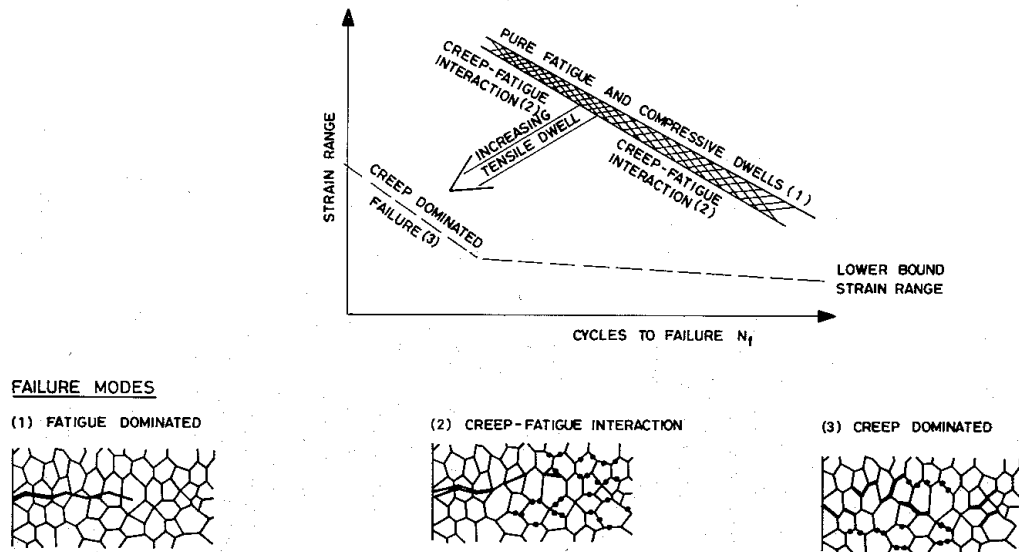


Figura 1.12: Comportamento generalizzato al mantenimento isoterma [26].

tempo di mantenimento in trazione. La figura 1.12, mostra che all'aumentare del periodo di mantenimento il cedimento si sposta dalle modalità tipiche della fatica verso il comportamento a creep con una piccola regione di interazione per periodi di mantenimento intermedi.

Durante il mantenimento, per ogni ciclo si verifica la nucleazione e la crescita di cavità, mentre la deformazione plastica ciclica porta alla nucleazione di cricche per fatica e la loro successiva propagazione. Il mantenimento può essere essenzialmente in controllo di sforzo o in controllo di deformazione. Nel primo caso i meccanismi sono quelli tipici del creep unidirezionale, per cui facciamo riferimento alla mappa di Ashby in figura 1.13. La mappa è divisa in campi all'interno dei quali domina un determinato meccanismo. In ordinate lo sforzo è normalizzato su  $G$  ( $E/(1 + \nu)$ ) che rappresenta il modulo di taglio, mentre la temperatura in ascissa sono normalizzate sulla temperatura di fusione. Per sforzi elevati si ha che il meccanismo dominante è quello dello spostamento delle dislocazioni mentre per sforzi inferiori al limite di snervamento il creep è assistito dalla diffusione che aumenta al diminuire degli sforzi stessi. Inoltre all'aumentare della temperatura i meccanismi di diffusione risultano fortemente incentivati. Infine si noti che il *creep-rate* aumenta nella direzione di sforzi e temperature crescenti [13].

Il mantenimento in controllo di deformazione è invece caratterizzato dal rilassamento degli sforzi e dunque si tratta di considerare l'effetto della varia-

<sup>2</sup>Citato in [44].

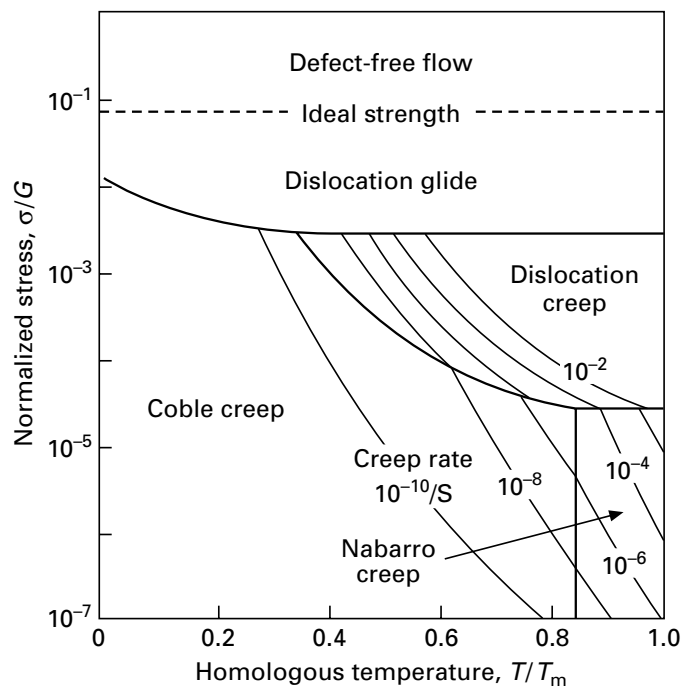


Figura 1.13: Rappresentazione schematica dei meccanismi di creep [13]. Le linee continue rappresentano velocità di deformazione a creep costante.



zione dello sforzo sui meccanismi di danneggiamento. Miller [26] mostra come durante il rilassamento degli sforzi (hold period) si abbia una riduzione della velocità di deformazione e l'attraversamento di tre regioni che controllano la crescita delle cavità a bordo grano. Le tre regioni mostrano dei meccanismi che sono riassunti in:

1. crescita per deformazione plastica,
2. crescita diffusiva geometricamente svincolata,
3. crescita geometricamente vincolata.

Lo stesso modello è supportato anche da Plumbridge [32] ed è rappresentato in figura 1.14. Egli inoltre individua una prima regione in cui la velocità di deformazione è tale per cui il danneggiamento è di tipo transgranulare analogo a quello del processo di fatica. Un'ulteriore classificazione viene fatta sul

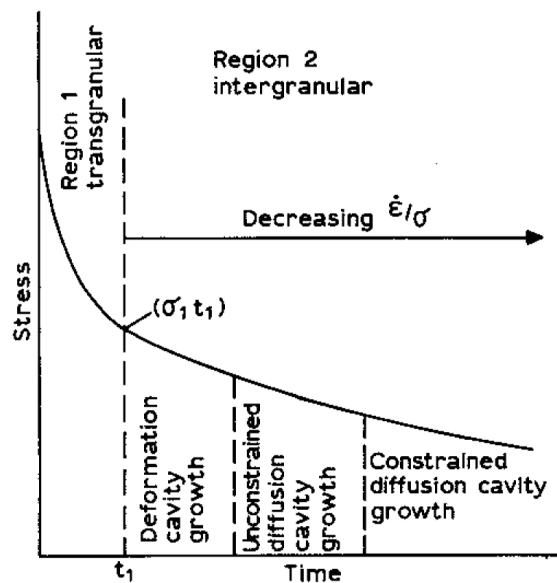


Figura 1.14: Tipico meccanismo di accrescimento delle cavità durante il rilassamento degli sforzi nel mantenimento in controllo di deformazione.

mantenimento in tensione o in compressione. Il mantenimento in tensione risulta dannoso in termini di numero di cicli a cedimento in misura maggiore per cicli con ampiezza di deformazione più piccola ma, facendo riferimento al mod. 9Cr1Mo è rigoroso fare un distinguo.

In controllo di deformazione, la deformazione viscoplastica accumulata risulta notevolmente inferiore rispetto ad un mantenimento in controllo di sforzo

con la conseguenza che le prove di creep-fatica risultano molto più deleterie rispetto a quelle di rilassamento-fatica [10]. Il mantenimento in compressione diversamente ha fornito una serie di risultati per cui risulta complesso generalizzare il comportamento di diversi materiali. Infatti se il suo effetto sembra essere più dannoso di quello in tensione, qualora siano entrambi applicati nel medesimo ciclo, il mantenimento in compressione mostra un effetto cicatrizzante. Il confronto tra le due modalità di mantenimento dev'essere fatto tenendo in considerazione l'ambiente. Mentre in aria si verificano durate più basse per mantenimenti in compressione piuttosto che in trazione a pari livello di deformazione su un acciaio ferritico, nel vuoto questo ordine viene rovesciato<sup>3</sup>. Analogamente viene mostrato che, sempre nel mod. 9Cr1Mo, i mantenimenti in compressione in aria risultano molto più dannosi di quelli in tensione soprattutto per bassi livelli di deformazione e che il principale responsabile sia appunto l'ossidazione. La crescita dell'ossido durante il mantenimento in compressione fa sì che nella restante parte del ciclo questo veda uno stato di sforzo di trazione e quindi sia maggiormente esposto alla formazione di cricche che potrebbero propagare nel substrato metallico [11].

### 1.3.3 Effetto della frequenza di ciclo nella fatica ad alta temperatura

L'effetto dello strain rate può assumere diverse interpretazioni. Una prima idea ci riconduce alle frequenze di ciclo inferiore e superiore per le quali sono stati definiti dei particolari meccanismi di danneggiamento, un'altro aspetto riguarda invece l'interazione con l'ambiente.

Per quanto riguarda il primo aspetto si consideri una serie di prove condotte alla stessa ampiezza di deformazione variando la frequenza di ciclo. Per frequenze sufficientemente elevate non si ha abbastanza tempo affinché si attivino i meccanismi di creep e di conseguenza tutta la deformazione inelastica sarà di tipo plastico. Riducendo la frequenza, sempre con determinate condizioni di temperatura, parte della deformazione inelastica sarà dovuta al creep fino a raggiungere delle frequenze molto ridotte dove si assiste ad un effetto di saturazione poiché tutta la componente inelastica della deformazione è assorbita dal creep [18].

Al diminuire della frequenza di ciclo o dello strain rate si aumenta il tempo di esposizione del materiale alle elevate temperature, incentivando la formazione di precipitati e l'ossidazione della superficie, che in condizioni di carico ciclico porta rapidamente all'innescio di cricche. Da alcune prove condotte sul 9Cr1Mo-Nb-V (mod. 9Cr1Mo) [42] con uno strain range costante pari a

---

<sup>3</sup>Hecht e Weertman (1998), citato in [45].

0.6% variando la velocità di deformazione a tre livelli di temperatura differenti si osserva un'effettiva riduzione della vita per strain rate ridotti (figura 1.15). Le osservazioni al microscopio ottico dimostrano che sia la fase di nu-

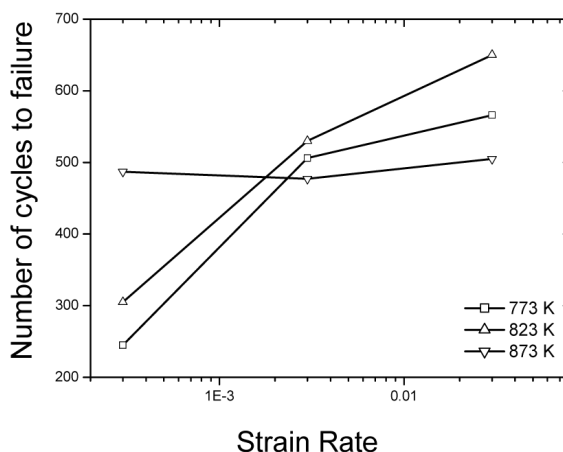


Figura 1.15: Effetto della velocità di deformazione a diversi livelli di temperatura

cleazione che di propagazione della cricca sono accelerate per ridotti strain rate, individuando la formazione di ossido all'interno delle cricche.

Nei cicli di carico con strain rate non simmetrico, vale a dire i cicli del tipo *fast-slow* o *slow-fast* si verificano meccanismi di danneggiamento distinti che possono essere schematizzati come in figura 1.16<sup>4</sup>, in funzione del rapporto tra strain rate in tensione ed in compressione e della frequenza di ciclo. Nel dettaglio, con cicli non bilanciati di tipo *slow-fast* si sono rilevate cricche che interagivano con bordi grano ampiamente cavitati, mentre a pari ampiezza di deformazione e temperatura, prove di tipo *fast-fast* avevano portato ad un cedimento puramente transgranulare e quello del tipo *slow-slow* ad uno puramente intergranulare con scarsa presenza di cavità [45]. In generale dunque l'effetto della forma del ciclo, escluso il tempo di mantenimento, risulta significativa in termini di danneggiamento. L'estensione della deformazione di tipo *time-dependent*, notoriamente la più deleteria alle alte temperature, aumenta all'aumentare del tempo a disposizione e dunque per ridotte velocità di deformazione. Di conseguenza il meccanismo di cedimento transgranulare che si avrebbe per elevati strain range potrebbe seguire un percorso intergranulare con il diminuire dello strain rate o addirittura introducendo dei periodi di mantenimento [49].

<sup>4</sup>Collins (1979) citato in [44]

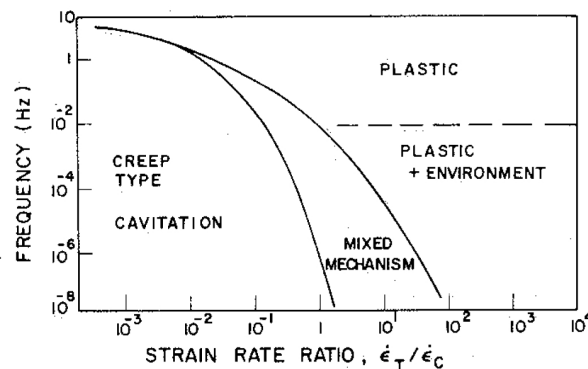


Figura 1.16: Mappa di danneggiamento accumulato qualitativa in condizioni di strain rate non costante

### 1.3.4 Effetto della predeformazione a fatica sul creep

La fatica a basso numero di cicli comporta inevitabilmente l'incrudimento o l'addolcimento ciclico a causa di modifiche nella microstruttura del materiale. L'incrudimento ciclico si verifica a causa dell'introduzione di un elemento nella matrice cristallina come ad esempio un precipitato sul quale verranno ad impilarsi le dislocazioni. L'addolcimento ciclico invece deriva da una modifica della microstruttura, per esempio *precipitate shearing* (l'interazione tra precipitato e dislocazione lineare) o la redistribuzione delle dislocazioni in una matrice martensitica. Questo fenomeno è meno studiato del precedente creep-fatica, ma si può affermare che la fatica o più in generale le alterazioni microstrutturali di origine meccanica hanno un effetto sul creep-rate, sulla duttilità e sulle durate riscontrabile già dalle prove combinate di creep-fatica che va in seguito a modificare i valori che vengono impiegati nelle *summation rules*.

Molte prove di creep sono state condotte sull'AISI 316, di cui alcune a 600°C dopo precedente esposizione a LCF ( $\Delta\epsilon_t = 1.4\%$ ) evidenziando un'aumento della durata a creep. Contemporaneamente ad una riduzione del creep rate secondario si assiste ad un'accorciamento della stessa fase di creep secondario con un anticipo della fase terziaria [36]. Goodall<sup>5</sup> impiegò l'AISI 316 per delle prove di creep-fatica (600°C,  $\Delta\epsilon_t = 0.5\%$ ,  $t_h = 10$  min (trazione) fino al raggiungimento del ciclo stabilizzato. A partire da quelle condizioni, con delle prove di creep, evidenziarono che, mentre lo strain rate secondario non era modificato, la deformazione in corrispondenza del creep primario veniva fortemente ridotta rispetto al materiale vergine.

Viceversa si notò che per materiali con tendenza ad addolcimento ciclico, co-

<sup>5</sup>Citato in [36]

me dimostrarono alcune prove condotte da Ellison<sup>6</sup> sul 1CrMoV a 565°C, il creep rate medio era consistentemente superiore all'aumentare della durata a fatica (LCF) consumata e quindi che le durate a creep si riducevano rispetto al materiale vergine.

### 1.3.5 Effetto dell'invecchiamento

Un'altro fenomeno che si riscontra è l'invecchiamento dei materiali esposti alle alte temperature. Poiché nelle prove di creep-fatica a lungo termine si verifica necessariamente l'invecchiamento, si ritiene che esso possa influenzare la risposta ciclica del materiale e che concorra all'interazione creep-fatica sebbene il suo effetto sia alquanto difficile da isolare.

L'invecchiamento in generale ha l'effetto di ridurre la duttilità a rottura al crescere della temperatura e al contempo di aumentare il creep rate con l'effetto finale di ridurre la vita a creep in termini di tempo, come risulta da delle prove sul SS316. Ellis e Bynum similmente condussero alcune prove sul medesimo materiale esercito per 125000 ore tra 650°C e 610°C accumulando 305 cicli di accensione-spegnimento. I risultati di prove a creep condotte a 650°C confermarono la riduzione della vita a rottura (un decimo rispetto al materiale non esercito) ed evidenziarono inoltre un ridotto allungamento ed una copiosa cavitazione a bordo grano [36].

## 1.4 Diagrammi creep-fatica

Il danno accumulato spesso dipende dalla sua storia per cui si ricorre alla rappresentazione dei dati provenienti dalle prove in un diagramma di danneggiamento, sui cui assi si trovano la frazione di danno dovuto al creep e quello dovuto alla fatica. Su questo piano è tracciata una linea, secondo diverse interpretazioni, che rappresenta il limite inferiore di danno per la quale si ha la nucleazione di cricche o difetti.

L'approccio semplificato dei damage diagrams non permette di non fare alcuna distinzione tra le diverse condizioni operative di un impianto, nel senso che si potranno avere delle condizioni di carico costante che comportano un danneggiamento per creep, delle condizioni di carico ciclico responsabili di un danneggiamento a fatica oppure delle determinate combinazioni per cui si interazione creep-fatica. L'approccio grafico adottato è generalmente conservativo e spesso eccessivamente pessimistico prevedendo delle durate molto ridotte rispetto alla pratica, infatti dall'esperienza su impianti superiore a dieci anni si è dimostrata l'assenza di cricche diffuse.

---

<sup>6</sup>Citato in [36]

### 1.4.1 Principi dei diagrammi

In fase di progettazione e verifica di un componente l'interesse è quello di stimare il numero di service-cycles che portano alla formazione di un cricca in condizioni di creep-fatica. Partendo dall'ipotesi che il danneggiamento a creep (dipendente dal tempo) e il danneggiamento a fatica (indipendente dal tempo) possano essere calcolati separatamente, il modello più semplice prevede di sommare linearmente i due effetti, portando in generale a:

$$\phi_f + \phi_c = 1 \quad (1.5)$$

dove  $\phi$  è il fattore di danneggiamento e  $f$  e  $c$  si riferiscono rispettivamente a fatica e creep. Le due componenti di danneggiamento sono successivamente diagrammate su assi distinti del diagramma di danneggiamento dove più spesso si considera  $\phi_f$  la variabile dipendente [36].

Il metodo d'impiego dei Damage-Diagram dipende dalla funzione che si vuole esercire sia essa di progettazione o di verifica. L'equazione qui sopra costituisce il luogo dei punti che rappresenta la soglia di sicurezza entro il quale non si verificano cedimenti. In generale con cedimento ci si riferisce al raggiungimento di un valore stabilito a priori di una grandezza (es. riduzione dello sforzo, ampiezza della cricca) per cui il componente dev'essere ispezionato o addirittura sostituito. Infatti rendendo i requisiti meno stringenti è possibile spostare i punti verso l'esterno della curva ma è buona norma garantire un certo grado di conservativismo. Sovente sugli assi si utilizza la scala logaritmica che permette di confrontare più facilmente danneggiamenti di diversi ordini di grandezza.

In fase di progettazione per scongiurare la formazione di cricche è conveniente impiegare dei dati sul materiale piuttosto pessimistici, mentre in una analisi diagnostica a posteriori è preferibile l'impiego *stime di minima varianza* dei dati del materiale per cercare di spiegare con il massimo dettaglio il particolare tipo di cedimento [45].

### 1.4.2 Evoluzione dei diagrammi

Il concetto di sommare il danneggiamento per creep e fatica separatamente è riconducibile a Tiara (1962)<sup>7</sup> il quale condusse delle prove a 450°C sull'acciaio 0.14C con carico dinamico. Individuando la componente responsabile della fatica, nella differenza tra sforzo istantaneo e sforzo medio e le componenti di creep statiche e cicliche giunse alla formulazione:

$$\phi_f + \phi_c = D \quad (1.6)$$

---

<sup>7</sup>Citato in [38].

dove il danneggiamento accumulato è espresso in termini adimensionali. Manson e Halford (1967) notarono su diversi acciai che la formazione di cricche intergranulari portava a delle durate più brevi rispetto alla previsione, significando dunque che il danneggiamento a creep non era correttamente tenuto in considerazione. Sulla base di prove a fatica sul Nimonic 90 a 870°C essi proposero l'equazione:

$$\frac{n}{N_f} + \frac{t}{t_f} = 1. \quad (1.7)$$

dove  $t$  è l'effettivo tempo di esposizione al creep. Questa è probabilmente la prima volta in cui il danneggiamento come somma di creep e fatica viene formalmente fissato all'unità.

È interessante notare che già nel 1966 Wood in relazione a prove cicliche con mantenimento a sforzo costante a 350°C su un'acciaio impiegato per recipienti in pressione, introdusse il concetto di *fractional damage* ed impiegò una curva per interpolare i risultati. Più tardi Estzergar and Ellis impiegarono dei valori appropriati di durata a fatica, poiché erano stati impiegati dati a temperatura ambiente, con il risultato di incrementare il danneggiamento a fatica ed infine proposero un diagramma di interazione tra creep e fatica [36]. La retta che rappresenta l'interazione lineare raffigura quello che è stato definito come modello additivo in cui creep e fatica agiscono separatamente ma ognuno si accorge della presenza dell'altro. I due segmenti orizzontale e verticale rappresentano il caso in cui rispettivamente fatica e creep agiscono in maniera del tutto indipendente e quindi raffigurano il modello competitivo. Infine le due curve simmetriche rispetto al modello additivo, rappresentano un grado effettivo di interazione, dove un meccanismo influenza necessariamente l'altro. Mentre la curva concava rappresenta il modello interattivo, quella convessa è il risultato di un comportamento intermedio tra i modelli additivo e competitivo.

### 1.4.3 Costruzione dei diagrammi di danneggiamento

I diagrammi di danneggiamento possono avere un approccio costruttivo di diversa origine. Se si parte da dei dati empirici di cedimenti in seguito a prove di creep-fatica possiamo trovare la curva in modo tale che i punti, calcolati con determinati modelli di danneggiamento, giacciono all'esterno della curva stessa. A questo scopo è possibile ricorrere a delle forme bilineari della curva o addirittura impiegare dei coefficienti correttivi delle componenti di danneggiamento. Il luogo dei punti limite potrebbe essere espresso da una funzione bilineare con intersezione nel punto  $(c, f)$  e la sua espressione

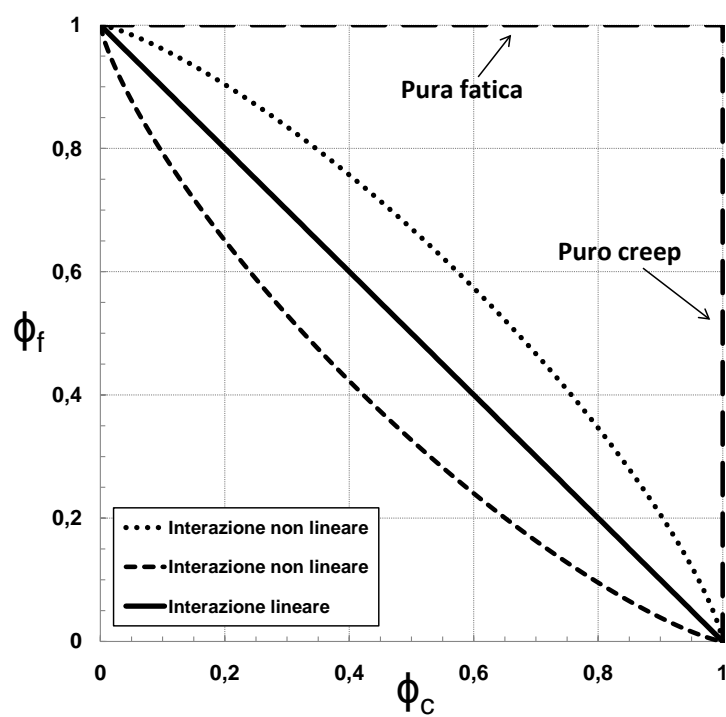


Figura 1.17: Diagramma con i tipi di interazione



analitica è la seguente:

$$\phi_f = 1 - \frac{\phi_c(1-f)}{c} \quad \phi_c < c \quad (1.8)$$

$$\phi_f = \frac{(1-\phi_c)f}{1-c} \quad \phi_c > c \quad (1.9)$$

La funzione bilineare può essere alternativamente approssimata da formulazione esponenziale esponenziale:  $\phi_c^u + \phi_f^u = 1$ , in grado di rappresentare diversi modelli di interazione al variare del solo esponente  $u$ .

L'ASME Code [4] fa uso di una curva bilineare con intersezione nel punto (0.3,0.3) per gli acciai austenitici e di una ancor più conservativa con intersezione in (0.15,0.15) per quelli ferritici. Questi punti furono scelti poiché si ebbero dei cedimenti la cui somma dei danneggiamenti era sensibilmente inferiore all'unità. La forma bilineare dell'ASME si può approssimare fissando l'esponente al valore di  $u=0.58$ . Un'altra forma bilineare è il diagramma ad L con intersezione in corrispondenza di (0.1,0.1) approssimabile usando l'esponente  $u=0.3$ . In tutti i casi il risultato è quello di ottenere una curva ancor più conservativa rispetto al modello additivo. Alternativamente il modello esponenziale ci consente di rappresentare il modello competitivo per mezzo dell'esponente  $u=6.0$ .

#### 1.4.4 Interazione creep-fatica e fatica-creep

È possibile costruire un modello analitico continuo in grado di considerare l'effetto dell'interazione tra creep e fatica, ovvero che permetta al danneggiamento a fatica di essere modificato dal danneggiamento a creep. Il modello deriva semplicemente da 1.5 e viene modificato aggiungendo al denominatore delle componenti di danneggiamento già viste in precedenza un termine minore dell'unità funzione del danneggiamento per creep. L'effetto è quello di ottenere una curva concava per cui il danno totale derivato dalla somma delle due componenti risulti inferiore a uno. Questo approccio equivale a considerare un danneggiamento per fatica variabile (massima interazione con il creep) e dunque:

$$\frac{\phi_f}{1-\phi_c} + \phi_c = 1. \quad (1.10)$$

$$\phi_f = (1-\phi_c)^2 \quad (1.11)$$

Analogamente si può ipotizzare che il danneggiamento per fatica abbia lo stesso effetto sul danneggiamento da creep. Quindi riscrivendo l'equazione 1.5 sempre nel caso di massima interazione:

$$\frac{\phi_f}{1-\phi_c} + \frac{\phi_c}{1-\phi_f} = 1. \quad (1.12)$$

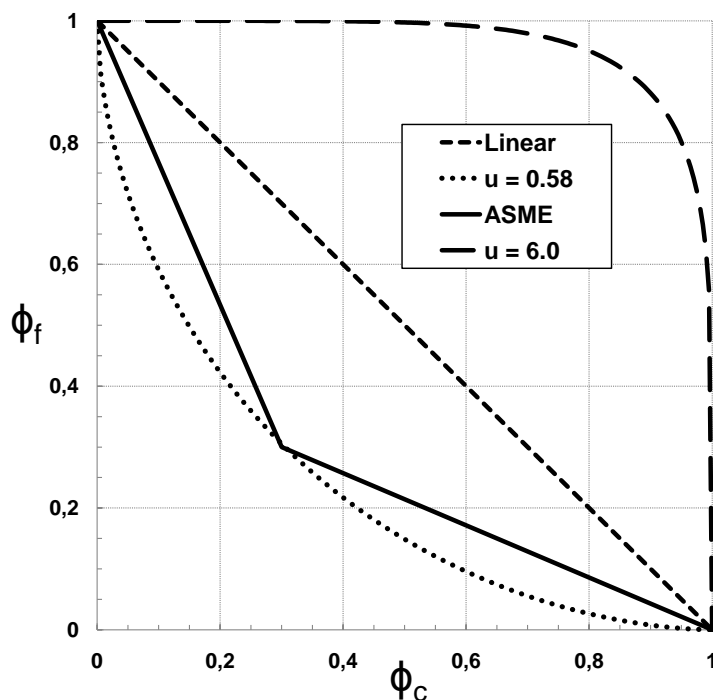


Figura 1.18: Rappresentazione delle funzioni esponenziali del danneggiamento

Introducendo ora dei coefficienti di interazione  $I_{cf}$  e  $I_{fc}$  rispettivamente di creep-fatica e viceversa, in grado di attenuare l'effetto di un meccanismo sull'altro, che assumono valori tra zero ed uno, possiamo scrivere più generale:

$$\frac{\phi_f}{1 - I_{cf}\phi_c} + \frac{\phi_c}{1 - I_{fc}\phi_f} = 1. \quad (1.13)$$

In figura 1.19 sono rappresentate alcune curve al variare dei coefficienti di interazione. La curva 'C' rappresenta la massima interazione tra i meccanismi di danneggiamento e notiamo che va a costituire un limite analogo della curva bilineare ASME Code. La curva 'A' è quella descritta dall'equazione 1.10 mentre la 'B' rappresenta il massimo effetto della fatica sul creep. Ponendo i coefficienti pari a zero ritorniamo invece al modello additivo lineare.

Questo modello ci permette di costruire una serie di curve continue, variando i valori dei coefficienti tra zero e uno qualora vogliamo considerare una parziale interazione o addirittura dei valori negativi quando vogliamo disaccoppiare i due meccanismi e spostarci verso un modello di tipo competitivo. Assegnando valori negativi ai coefficienti significa ad esempio considerare che

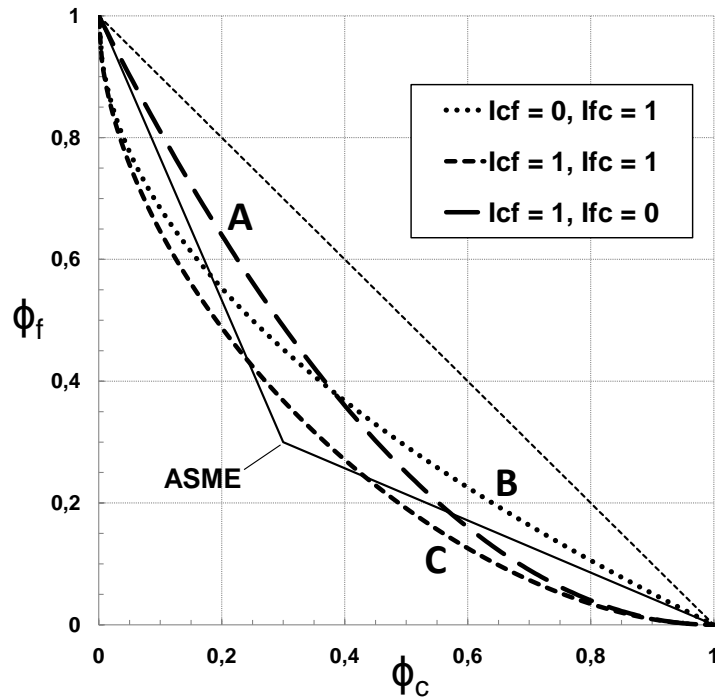


Figura 1.19: Modello con coefficienti di interazione.

la durata a creep o che la duttilità a rottura subiscano un effetto benefico con l'avanzare dei cicli a fatica, però in questo caso sarà necessario soddisfare questa relazione:  $I_{cf} + I_{fc} \leq -1$ <sup>8</sup>. Notiamo che quando entrambi i coefficienti assumono il valore di -0,5 si ha il massimo grado di disaccoppiamento, descrivendo una curva che tende al modello competitivo come mostrato in figura 1.20.

### 1.4.5 Impiego dei diagrammi

I diagrammi di danneggiamento possono essere impiegati per due distinte applicazioni:

- accertamento retrospettivo di componenti eserciti,
- accertamento in fase di progettazione.

<sup>8</sup>Questo vincolo impone che per piccoli danneggiamenti a creep non siano ammessi danneggiamenti per fatica superiori all'unità [36].

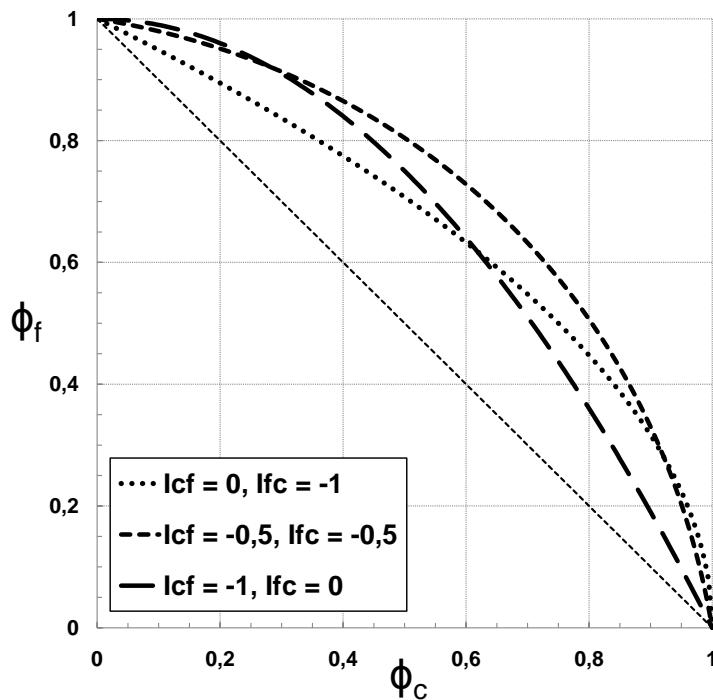


Figura 1.20: Esempi di diagrammi con disaccoppiamento del danneggiamento per creep e per fatica.

Nel primo caso ci si aspetta che i punti relativi a dei cedimenti, cadano all'esterno della curva limite e quindi che i componenti ad esso associati necessitino un'ispezione o eventualmente la sostituzione. Se l'ispezione conferma la nucleazione di un difetto, intesa come criterio di cedimento, allora il modello sarà validato.

Diversamente nel caso di accertamento in fase di progettazione si valutano le componenti di danneggiamento per ciclo e viene fissata una durata di progetto in termini di cicli. Il punto, determinato dal prodotto del danneggiamento per ciclo per la durata, dovrà necessariamente cadere all'interno della curva limite se vogliamo scongiurare un cedimento in esercizio.

## 1.5 Valutazione in termini di numero di cicli

Consideriamo il danneggiamento per fatica per ciclo come il reciproco del numero di cicli che portano al cedimento (opportunamente definito) in corrispondenza del medesimo strain-range ma in condizioni di *continuous-cycling*

mentre il danneggiamento per creep per ciclo indichiamo la generica quantità  $d_c$ . Detto  $N_0$  il numero di cicli a cedimento in condizioni di pura fatica, la durata  $N^*$  possiamo definirla come:

$$\phi_f = N^* \cdot (1/N_0) \quad (1.14)$$

$$\phi_c = N^* \cdot d_c \quad (1.15)$$

sostituendo queste definizioni nell'equazione 1.13 e considerando un generico danneggiamento totale  $D$  variando i valori dei coefficienti di interazione e invertendo la relazione rispetto a  $N^*$  possiamo risalire alla durata nelle diverse condizioni.

$$N^* = \left( \frac{1}{N_0} + d_c \right)^{-1} \quad (1.16)$$

Nel successivo capitolo verranno analizzati alcuni modelli per quantificare le componenti di danneggiamento e quindi poter effettuare delle previsioni di durata per i componenti soggetti a creep-fatica.

## Capitolo 2

# Modelli di previsione della durata

Generalmente il contributo al cedimento associato al creep è dovuto al mantenimento, mentre quello associato alla fatica è causa della ripetizione ciclica del carico. Le possibili combinazioni dei due sono numerose e per ognuna di esse è definito un ciclo di isteresi sul piano sforzi-deformazione, che potrà essere chiuso o aperto in caso di ratcheting ciclico. Questa molteplicità giustifica il fatto che ad oggi siano disponibili un numero rilevante di modelli per la previsione della vita di componenti strutturali per fatica ad alta temperatura (HTLCF).

Nell'ultima metà del secolo scorso sono stati proposti numerosi modelli di previsione di durata a creep-fatica. Infatti una ricerca rivela l'esistenza di oltre 100 modelli, molti dei quali però non hanno trovato successo nel corso degli anni per la loro scarsa universalità<sup>1</sup>.

Dopo aver analizzato alcuni modelli proposti in letteratura per il creep e la fatica, si cercherà di far luce su alcuni dei modelli disponibili per trattare in maniera congiunta l'interazione tra i due meccanismi. Il criterio di selezione dei modelli analizzati, oltre alla già menzionata semplicità stessa della formulazione analitica, è la loro effettiva applicabilità con i dati a disposizione. In figura 2.1 viene fornita una panoramica dei modelli analizzati.

### 2.1 Danneggiamento per fatica

Le previsioni di durata per un carico ciclico simmetrico sono originate a partire dalla relazione empirica a temperatura ambiente dovuta a Manson e

---

<sup>1</sup>Halford (1991), citato in [8].

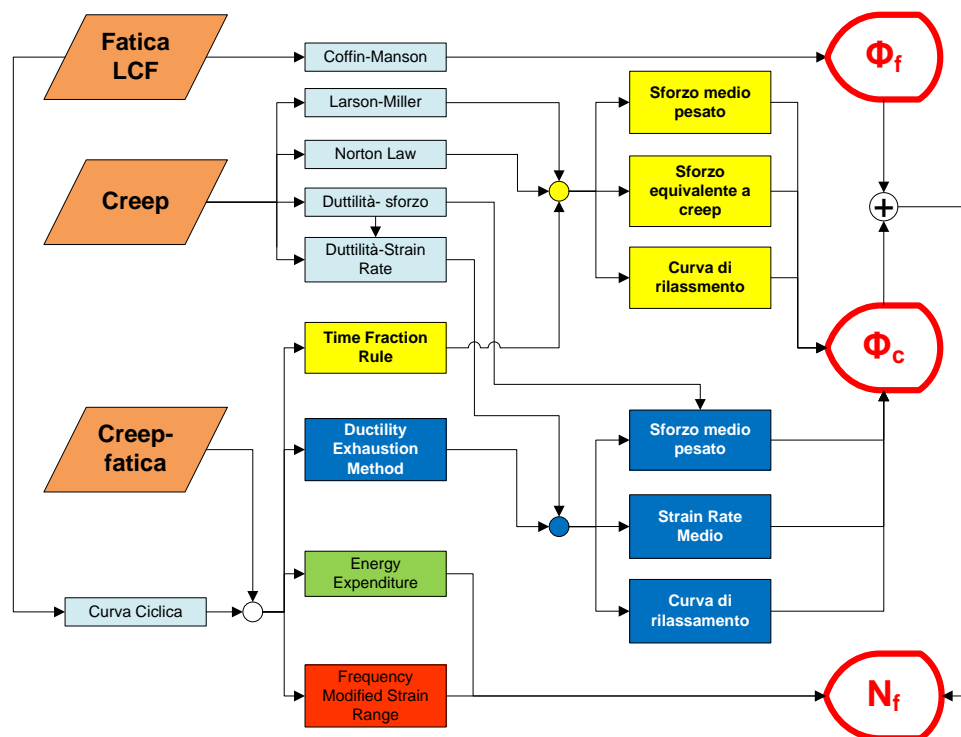


Figura 2.1: Mappa sintetica dei modelli per la previsione di durata analizzati e delle loro applicazioni.

Coffin:

$$\Delta\epsilon_{in} = CN_f^{-\beta}, \quad (2.1)$$

dove  $C$  e  $\beta$  sono costanti positive e  $\Delta\epsilon_{in}$  è l'ampiezza di deformazione inelastica ricavata dal ciclo di isteresi stabilizzato corrispondente a  $N_f/2$ .

Quando  $\Delta\epsilon_{in}$  è confrontabile con  $\Delta\epsilon_e$ , ovvero nella regione di confine tra LCF e HCF, si può fare riferimento a:

$$\begin{aligned} \Delta\epsilon_t &= \Delta\epsilon_e + \Delta\epsilon_{in} \\ \Delta\epsilon_t &= \frac{B}{E}N_f^{-\alpha} + CN_f^{-\beta}, \end{aligned} \quad (2.2)$$

dove  $E$  è il modulo elastico e  $B$  e  $\alpha$  sono delle costanti positive. Manson, basandosi sull'analisi dei risultati sperimentali propose infine la *universal slope relationship* sul piano  $\Delta\epsilon_t$ - $\log N_f$ :

$$\Delta\epsilon_t = 3.5 \frac{\sigma_u}{E} N_f^{-0.12} + D^{0.6} N_f^{-0.6} \quad (2.3)$$

in cui la duttilità a cedimento  $D = \ln\{100/(100 - RA)\}$  dove  $RA$  è la riduzione percentuale dell'area, mentre  $\sigma_u$  è il carico a rottura. La *universal slope relationship* è valida per molti materiali a temperatura ambiente, ma piccole variazioni nei parametri di prova potrebbero portare a notevole dispersione. La variazione del coefficiente  $\beta$  può dipendere dall'entità del carico, dalla temperatura e dalla velocità di deformazione, ma la modifica principale andrebbe apportata per tenere in considerazione la frequenza di ciclo. Il calcolo del danneggiamento per fatica sarà dunque calcolato per mezzo di:

$$\phi_f = \sum_{i=1}^k \left( \frac{n^*}{N_f} \right)_i \quad (2.4)$$

dove  $n^*$  sono i cicli sperimentati in condizioni di fatica con le  $i$ -esime caratteristiche di ciclo.

## 2.2 Danneggiamento per creep

L'applicazione di uno sforzo in tensione ad una temperatura superiore a  $0.4T_m^2$  porta la maggior parte dei materiali e delle leghe metalliche a descrivere una particolare curva deformazioni-tempo. Dopo un'iniziale tratto di deformazione dovuta all'applicazione del carico, la velocità di deformazione decresce fino a raggiungere un minimo. Qui termina la fase primaria ed

---

<sup>2</sup> $T_m$ : Temperatura di fusione.



inizia quella secondaria a velocità di deformazione costante  $\dot{\epsilon}_m$  che si conclude con la fase terziaria in cui la deformazioni aumentano rapidamente fino a rottura dopo un tempo  $t_f$ . Il prodotto  $\dot{\epsilon}_m t_f = C$  è spesso costante, indicando che il cedimento per creep è controllato essenzialmente dalle deformazioni, poiché al diminuire della velocità di deformazione, per effetto della riduzione di sforzo e temperatura, si assiste ad un incremento dei tempi a rottura.

Per quantificare la deformazione a creep in funzione del tempo sono state proposte una grande quantità di relazioni ma risulta difficile riprodurre integralmente la storia delle deformazioni. Per questo si è soliti far riferimento alla sola fase secondaria del creep ignorando la fase primaria e quella terziaria.

La velocità di deformazione a creep minima può essere schematizzata come il prodotto di due funzioni, una dello sforzo e una della temperatura. A temperatura costante la velocità di deformazione si riduce ad una sola funzione dello sforzo:

$$\dot{\epsilon}_m \propto f_1(\sigma) \propto \sigma^n \quad (2.5)$$

dove  $n$  è l'esponente dello sforzo. A sforzo costante invece la relazione è generalmente rappresentata dall'equazione di Arrhenius:

$$\dot{\epsilon}_m \propto f_2(T) \propto \exp -Q_c/RT \quad (2.6)$$

dove  $Q_c$  è l'energia di attivazione per il creep in e  $R = 8.314 Jmol^{-1}K^{-1}$  è la costante dei gas. Combinando le equazioni 2.5 e la 2.6 si ricava la relazione di tipo *power-law*:

$$C/t_f = \dot{\epsilon}_m = A\sigma^n \exp -Q_c/RT \quad (2.7)$$

in cui  $A$ ,  $n$  e  $Q_c$  variano con lo sforzo e la temperatura [13].

L'approccio classico prevede l'impiego di metodi parametrici per stimare le proprietà a creep ed estrapolare dati a lungo termine da altre prove. Uno degli approcci più diffusamente impiegati è quello di Larson-Miller. L'assunzione alla base di questo metodo è che l'energia di attivazione sia una sola funzione dello sforzo e dunque che il tempo a rottura possa essere espresso tramite:

$$t_f = B_0 e^{-Q(\sigma)/RT}, \quad (2.8)$$

nella quale  $B_0$  è una costante. Nella 2.8 la dipendenza dallo sforzo di prova è inglobata nell'energia di attivazione. La 2.8 è fisicamente meno corretta della 2.7, ma è comunque in grado di descrivere con accettabile approssimazione il comportamento di molti materiali metallici. Operando il logaritmo di entrambi i termini, con semplici passaggi si ottiene:

$$LMP = \frac{Q(\sigma)}{2.3R} = T(C_{LM} + \log t_r) \quad (2.9)$$

dove  $C_{LM}$  è una costante che, per gli acciai è convenzionalmente assunta pari a 20.

Rappresentando i risultati sperimentali relativi ad un materiale in termini di PLM, i dati collassano su una singola curva (*master curve*, figura 2.2), che può essere utilizzata per stimare la durata a creep o per ricavare lo sforzo ammissibile per stimare la durata a rottura alla temperatura considerata [41]. Infine viene riportato in euqazione 5.20 il modello di Norton che lega

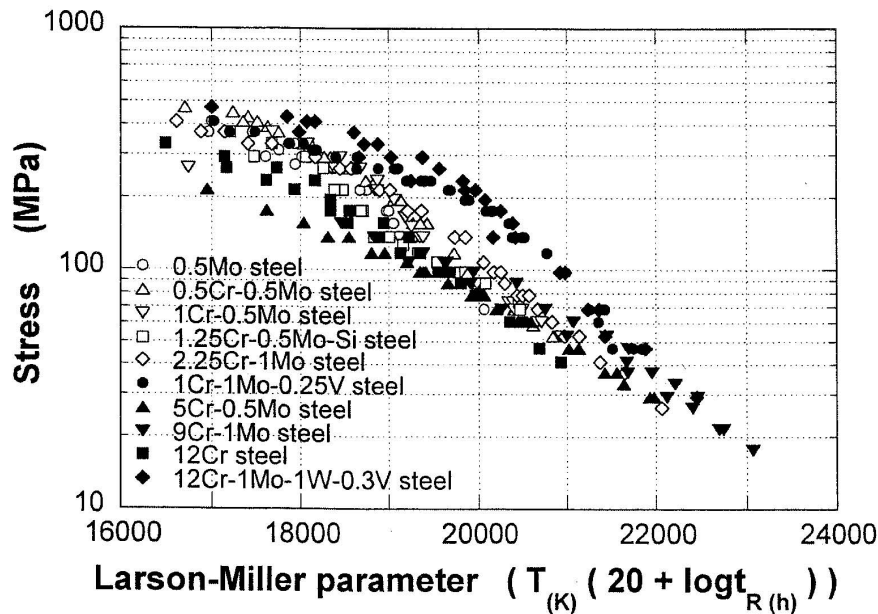


Figura 2.2: Resistenza a creep degli acciai ferritici Cr-Mo [34]

la velocità di deformazione inelastica agli sforzi e descrive la fase secondaria del creep e deriva dall'equazione 2.7 a temperatura costante.

$$\dot{\epsilon}_c = A\sigma^n \quad (2.10)$$

## 2.3 Danneggiamento in condizioni di Creep-Fatica

L'interazione creep-fatica è un problema che devono affrontare i progettisti per assicurare la massima affidabilità dei componenti che sperimentano deformazioni cicliche ed operano a livelli di temperatura tipici del creep. Lo sviluppo di una formulazione matematica in grado di prevedere la durata è

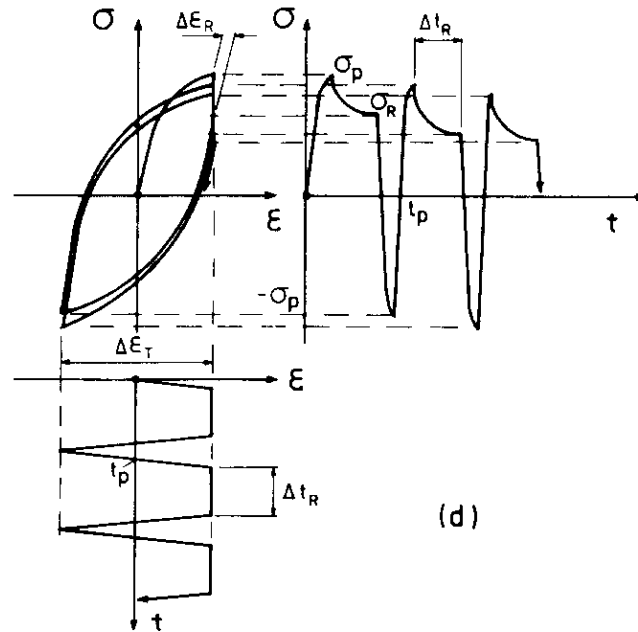


Figura 2.3: Ciclo di isteresi in controllo di deformazione. Rilassamento (al picco di deformazione in tensione) - reversed plasticity [38].

uno degli aspetti più critici dell'interazione creep-fatica. La notevole difficoltà risiede nel considerare una moltitudine di parametri quali per esempio la velocità di deformazione, rilassamento degli sforzi o creep a sforzo costante e la differenza tra mantenimento in tensione o compressione.

Per la nomenclatura e la forma dei cicli in condizioni di creep-fatica isoterma si farà riferimento agli schemi mostrati nelle figure 2.3 e 2.4.

### 2.3.1 Time Fraction (o Life Fraction) Rule

Questo approccio risulta molto attraente per la sua semplicità e versatilità e può essere impiegato per la previsione della durata sia nel caso di cicli in controllo di deformazione che in controllo di carico, con tempi di mantenimento variabili o costanti.

Le due componenti di danneggiamento, a creep  $\phi_c$  e a fatica  $\phi_f$ , sono sommate tra loro e si assume che il cedimento avvenga in corrispondenza di un valore del danneggiamento complessivo pari all'unità<sup>3</sup>. Se consideriamo dunque un

<sup>3</sup>Tiara (1962) citato in [38].

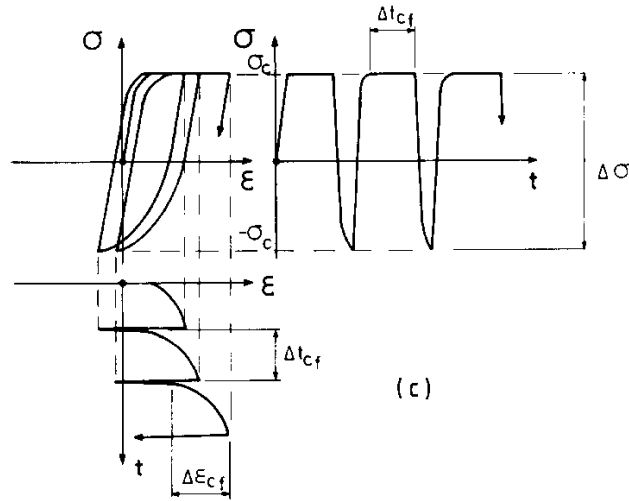


Figura 2.4: Ciclo di isteresi in controllo di sforzo. Forward creep - reversed plasticity [38].

ciclo con dei periodi di mantenimento allora avremo:

$$\sum \frac{n}{N_f} + \sum \frac{\Delta t_c}{t_f} = 1, \quad (2.11)$$

dove  $\sum \Delta t_c$  è il tempo totale sperimentato a creep mentre  $n$  è la vita in termini di cicli e  $t_f$  è il tempo a rottura a creep nelle medesime condizioni di temperatura e sforzo. Per quanto riguarda il numero di cicli a cedimento  $N_f$ , inizialmente si fece riferimento alla durata in corrispondenza del  $\Delta \epsilon_{in}$  della prova di creep-fatica come se si trattasse di condizioni puramente cicliche. A partire da questa prima idea vennero formulate diverse interpretazioni per  $N_f$ , impiegando dapprima dati a temperatura ambiente<sup>4</sup> con lo stesso  $\Delta \epsilon_{in}$  poi impiegando la sola componente plastica del  $\Delta \epsilon_{in}$ . Quest'ultimo metodo non ebbe molto successo poiché la sperimentazione in controllo di carico evidenziò una notevole dispersione dei dati e spesso un danneggiamento superiore all'unità in corrispondenza del cedimento, come accade quando uno dei due meccanismi prevale sull'altro.

A partire dalla grande mole di dati provenienti da diverse prove è stato messo in luce l'eccessivo conservativismo nei confronti degli acciai ferritici, quale il 2.25Cr1Mo, e la sovrastima delle previsioni di durata per l'AISI 304 SS sottolineando dunque la necessità di impiegare degli opportuni coefficienti correttivi per le componenti di danneggiamento [38].

<sup>4</sup>Wood (1966) citato in [38].

### Applicazione della Time Fraction Rule

In condizioni di creep unidirezionale, ovvero quando si opera in controllo di carico, si sommano semplicemente le frazioni di danneggiamento calcolate come rapporto tra il tempo di mantenimento a sforzo costante sul tempo a rottura a quelle condizioni di temperatura e sforzo.

In controllo di deformazione e quindi in presenza di rilassamento l'equazione 2.11 non è esattamente definita come nel caso di mantenimento in controllo di sforzo. Facendo riferimento alla figura 2.3 è possibile considerare il rilassamento secondo diversi approcci, impiegando:

1. uno sforzo medio pesato come riferimento durante il periodo di mantenimento  $\Delta t_R$ ,
2. lo sforzo che in condizioni di puro creep produrrebbe la medesima deformazione  $\Delta \epsilon_R$  in un tempo  $\Delta t_R$ ,
3. lo sforzo istantaneo derivato dalla curva di rilassamento.

I primi due metodi sono da preferire qualora non sia disponibile una curva di rilassamento degli sforzi. Nello specifico il primo impiega uno sforzo medio pesato<sup>5</sup> definito dall'equazione 2.12 e mostrato in figura 2.5.

$$\sigma_c = \sigma_R + (\sigma_P - \sigma_R)/3. \quad (2.12)$$

Impiegando il parametro di Larson-Miller è facile risalire al tempo che porterebbe a rottura il provino in quelle condizioni di sforzo e temperatura e quindi il danneggiamento per creep per ciclo sarà dato da:

$$d_c = \frac{\Delta t_R}{t_f(\sigma_c, T)} \quad (2.13)$$

Il secondo approccio impiega uno sforzo di riferimento  $\sigma_c$  che, se applicato per il medesimo intervallo di tempo  $\Delta t_R$ , produrrebbe la stessa quantità di deformazione inelastica  $\Delta \epsilon_R$  in condizioni di puro creep. Inizialmente dovremmo calcolare la deformazione accumulata durante il rilassamento con:

$$\Delta \epsilon_R = \frac{\sigma_P - \sigma_R}{E'} \quad (2.14)$$

con  $\sigma_P$ ,  $\sigma_R$  in riferimento alla figura 2.3 e  $E'$  modulo elastico della curva ciclica, dal momento che si considera il ciclo corrispondente a  $N_f/2$ . Successivamente, si calcola la velocità di deformazione inelastica media come il rapporto tra la deformazione accumulata e il tempo di mantenimento:

$$\bar{\dot{\epsilon}}_{in} = \frac{\Delta \epsilon_R}{\Delta t_R}. \quad (2.15)$$

<sup>5</sup>Day e Thomas (1978), citato in [38].

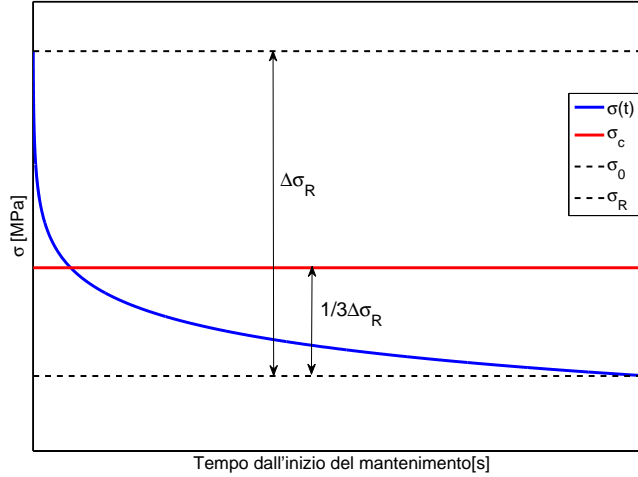


Figura 2.5: Determinazione dello sforzo medio pesato.

Invertendo la relazione che lega il creep-rate agli sforzi di equazione 5.20, di per se analoga alla 2.7 in condizioni di temperatura costante, si ricava lo sforzo di riferimento. Procedendo poi come nel caso precedente si calcola facilmente il danneggiamento per creep per ciclo.

Il terzo metodo permette eseguire un'analisi più accurata. Avendo a disposizione le curve di rilassamento  $\sigma(t)$ , potremmo calcolare il danneggiamento in funzione dello sforzo istantaneo il che equivale a valutare il tempo a rottura che si avrebbe punto per punto durante il rilassamento. Integrando nel tempo avremmo che il danneggiamento per creep è dato da:

$$d_c = \int_0^{\Delta t_R} \frac{1}{t_f(\sigma(t))} dt. \quad (2.16)$$

Infine sommando i contributi di ciascuno ciclo ricaviamo il danneggiamento a creep totale:

$$\phi_c = \sum_{n=1}^N \left( \frac{\Delta t_R}{t_f(\sigma_c)} \right)_n \quad (2.17)$$

### 2.3.2 Ductility Exhaustion Method

L'idea di Edmunds and Whites di sommare le duttilità fu ripresa da Priest e Ellison (1981) che in seguito considerarono la dipendenza della deformazione

accumulata dallo strain rate. Dopo aver suddiviso le componenti di deformazione inelastica del ciclo di isteresi in plastica e creep considerarono che il cedimento si verificava quando veniva esaurita la riserva di duttilità del materiale da parte del processo di creep piuttosto che dalla fatica. Nel primo caso si avrebbe:

$$N_c \Delta \epsilon_c = \epsilon_f \quad (2.18)$$

dove  $\Delta \epsilon_c$  è la deformazione a creep di ogni ciclo e  $\epsilon_f$  è la duttilità a creep e applicando una relazione analoga per la fatica scriviamo:

$$N_f \Delta \epsilon_p = \epsilon_{fat} \quad (2.19)$$

dove  $\Delta \epsilon_p$  è la deformazione plastica per ogni ciclo e  $\epsilon_{fat}$  è l'allungamento a rottura (la deformazione plastica che porterebbe a rottura in un solo ciclo). Questo modello di tipo competitivo, applicato a delle prove sull'acciaio 1CrMoV a 565°C era capace di stimare durata con al massimo un fattore 2 rispetto alla durata effettiva. Diversamente in prove successive condotte sul AISI 316 a 625°C da Priest venne identificato un modello di tipo *additivo* in grado di fornire delle buone previsioni:

$$\frac{\Delta \epsilon_c}{\epsilon_f} + \frac{\Delta \epsilon_p}{\epsilon_{fat}} = \frac{1}{N^*} \quad (2.20)$$

dove  $N^*$  è la durata prevista a creep-fatica [36].

In questo metodo, alternativamente chiamato *strain fraction rule*, la deformazione a creep misura l'entità del danneggiamento e la duttilità a rottura per creep,  $\epsilon_f$ , rappresenta il criterio di cedimento. Quest'ultimo non risulta un parametro significativo in condizioni di sforzo variabile ma la regola rimane attraente per la sua immediata applicabilità in condizioni di creep e fatica combinati.

In riferimento alla figura 2.3 sono definiti due modi per calcolare la deformazione consumata durante un rilassamento di durata  $\Delta t_R$ <sup>6</sup>. Il primo consiste nel calcolare la deformazione equivalente a creep (equazione 2.21) attraverso la legge di Norton (equazione 5.20).

$$\Delta \epsilon_c = \int_0^{\Delta t_R} \dot{\epsilon}_m dt = \int_0^{\Delta t_R} A \sigma^n dt. \quad (2.21)$$

dove  $\dot{\epsilon}_0, \sigma_0, n$  sono costanti del materiale che si applicano ad un limitato intervallo di sforzi.

Nel secondo modo invece la quantità di deformazione elastica che viene

<sup>6</sup>Esztergar ed Ellis (1971) citato in [38]

convertita in inelastica durante il rilassamento viene calcolata attraverso l'equazione 2.14.

Per la componente relativa alla fatica possiamo fare riferimento alla relazione di base sulla durata a fatica a basso numero di cicli di equazione 2.22<sup>7</sup>:

$$N_f^\gamma \Delta \epsilon_p = \text{cost.} \quad (2.22)$$

Dopo aver calcolato la deformazione inelastica che porterebbe a cedimento in un ciclo, il danneggiamento per fatica per ciclo sarà dato dal rapporto tra l'ampiezza di deformazione plastica ed il valore appena calcolato. È evidente a questo punto che potremmo riferirci anche alla curva di equazione 2.2, per valutare la duttilità alla temperatura di prova.

Trattandosi in questi casi di approcci basati sulle deformazioni, il danneggiamento per fatica per ciclo verrà calcolato semplicemente come l'inverso del numero di cicli a cedimento per quella ampiezza di deformazione alla temperatura di prova.

### Applicazione del Ductility Exhaustion Method

Come si è visto per la *time-fraction rule*, anche in questo caso verranno seguiti diversi approcci per il calcolo del danneggiamento per creep.

1. Utilizzando di uno sforzo di riferimento durante il periodo di mantenimento  $\Delta t_R$  per determinare la duttilità a rottura,
2. Impiegando la velocità di deformazione inelastica media durante il rilassamento per determinare la duttilità a rottura.
3. Nota la curva di rilassamento è possibile valutare il danneggiamento istantaneo ed integrarlo nel tempo.

Nel primo caso lo sforzo medio pesato  $\sigma_c$ , di equazione 2.12, viene utilizzato per determinare il criterio di cedimento, vale a dire la duttilità a rottura  $\epsilon_f$  in condizioni di puro creep alla temperatura di prova. Infine, noto lo sforzo all'inizio del mantenimento e alla fine, si calcola la deformazione accumulata durante il rilassamento per mezzo dell'equazione 2.14.

Il secondo metodo passa attraverso la curva che lega velocità di deformazione inelastica alla duttilità a cedimento. Si calcola la velocità di deformazione inelastica media durante il rilassamento con l'equazione 2.15 ed infine, valutando l'equazione 2.24, si va a determinare la duttilità a rottura  $\epsilon_f$  alla temperatura di prova.

---

<sup>7</sup>Coffin (1954), citato in [45].



Per entrambi i metodi qui esposti si ricava il danneggiamento per creep per ciclo come:

$$d_c = \frac{\Delta\epsilon_R}{\epsilon_f}. \quad (2.23)$$

L'ultimo approccio considera che durante il rilassamento la velocità di deformazione decresce attraversando regioni di danneggiamento di diversa entità fino a raggiungere un plateau. In riferimento alla figura 1.14 sono individuati dei meccanismi che entrano in gioco al variare della velocità di deformazione e per tenerne conto si impiega un diagramma duttilità-velocità di deformazione inelastica. Questo tipicamente presenta due limiti, uno superiore ed uno inferiore ed un tratto di transizione come mostrato in figura 2.6. Il

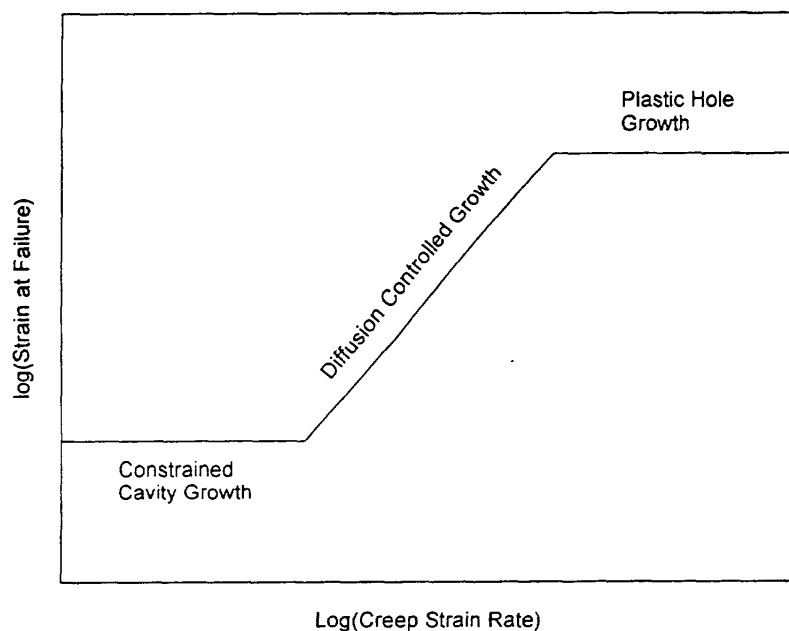


Figura 2.6: Dipendenza teorica della deformazione a rottura dalla velocità di deformazione inelastica a creep (Fonte: [27])

modello proposto ed impiegato anche in [45] basandosi sui risultati sperimentali individua in una funzione<sup>8</sup> di equazione 2.24 la miglior interpretazione del comportamento del materiale.

$$\epsilon_f = \frac{\epsilon_u + \epsilon_l \cdot \left(\frac{\bar{\epsilon}_{in}}{\dot{\epsilon}_c}\right)^{-\alpha}}{1 + \left(\frac{\bar{\epsilon}_{in}}{\dot{\epsilon}_c}\right)^{-\alpha}} \quad (2.24)$$

<sup>8</sup>Questa particolare equazione è detta Funzione di Fermi.

dove  $\epsilon_L$  ed  $\epsilon_U$  sono le duttilità inferiore e superiore,  $\dot{\epsilon}_c$  corrisponde alla velocità di deformazione critica in corrispondenza di  $(\epsilon_U + \epsilon_L)/2$ . Combinando infine la 2.24 con la curva di rilassamento, dalla quale è possibile ricavare istante per istante la velocità di deformazione  $\dot{\epsilon}_{in}$ , si ricava che il danneggiamento per creep durante il rilassamento è dato da:

$$d_c = \int_0^{\Delta t_R} \frac{\dot{\epsilon}_{in}}{\epsilon_f(\dot{\epsilon}_{in})} dt \quad (2.25)$$

L'equazione 2.25 può essere impiegata per valutare il danneggiamento sia per tempi di mantenimento in tensione che in compressione ed eventualmente si potrebbe far riferimento alla duttilità inferiore  $\epsilon_L$  qualora fosse richiesta una stima più conservativa del danneggiamento.

### 2.3.3 Energy Expenditure

L'irreversibilità delle micro deformazioni plastiche causate da ogni ciclo di carico è associata ad una dissipazione di energia. Questa quota di energia può essere considerata come il principale contributo al processo di danneggiamento che si verifica ciclo dopo ciclo. L'importanza dell'energia legata al ciclo di isteresi sul processo di danneggiamento per fatica venne inizialmente considerata da Bairstow nel 1910 che ne fornì una semplice descrizione qualitativa. Il vantaggio di riferirsi all'energia di deformazione plastica per ciclo è che quest'ultimo si mantiene perlopiù costante durante la vita in condizioni di controllo di deformazione<sup>9</sup>. Enemoto, nel 1955 assunse che la cricca per fatica si innescava in corrispondenza del raggiungimento di un valore critico per l'energia assorbita per ciclo e successivamente Martin, nel 1961, considerò che solo l'energia associata all'incrudimento era responsabile del danneggiamento per fatica [9].

Le basi termodinamiche dell'approccio energetico sono sintetizzate come segue. Quando il materiale è sollecitato da agenti esterni, parte dell'energia fornita viene dissipata in calore  $dQ$ , e la rimanente parte rimane immagazzinata nel materiale. Questa a sua volta si compone di due termini, uno reversibile (elastico)  $dW_{rec}$ , e uno irreversibile (plastico)  $dW_{irr}$ , che è responsabile della deformazione inelastica ( $dW_{in}$ ) e del danneggiamento ( $dW_{dam}$ ) come mostrato nelle equazioni 2.26.

$$\begin{aligned} dW_{irr} &= dW_{fornito} - (dQ + dW_{rec}), \\ dW_{irr} &= dW_{in} + dW_{dam}. \end{aligned} \quad (2.26)$$

<sup>9</sup>Ellyin, F. e Kujawski, D. (1984) citato in [9].

Poichè valutare la dissipazione sotto forma di calore risulta molto difficoltoso, si è soliti riferire il termine di energia responsabile del danneggiamento all'intera quota parte di energia irrecuperabile, eventualmente con l'aggiunta della componente recuperabile relativa al tratto elastico in trazione.

L'energia assorbita dalla deformazione plastica corrisponde all'area del ciclo

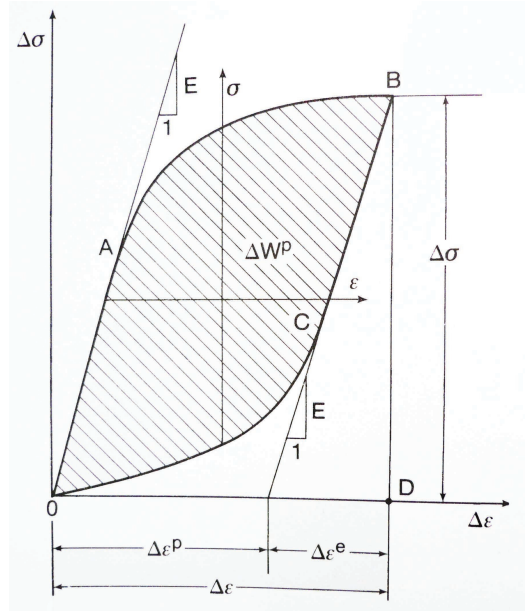


Figura 2.7: Ciclo d'isteresi stabilizzato per un materiale di tipo Masing [9].

di isteresi (OABCO con riferimento alla figura 2.7), che per un materiale di tipo Masing è calcolabile per mezzo dell'equazione 2.27:

$$\Delta W_p = \frac{1 - n'}{1 + n'} \Delta \sigma \Delta \epsilon_{pl}, \quad (2.27)$$

dove  $n'$  è l'indice di incrudimento ciclico. Per un materiale di tipo non-Masing la stima di 2.27 potrebbe risultare inaccurata, ma viene comunque fornita una procedura per il calcolo dell'energia di deformazione plastica anche per i materiali che non verificano l'ipotesi di Masing [9]. Sia dato il ciclo di isteresi OABCDFO come in figura 2.8, di parametri  $\Delta \sigma$  e  $\Delta \epsilon_{pl}$ . Costruendo il ciclo sotto le ipotesi di Masing avremmo un ramo ascendente del ciclo di isteresi (ABCD) a partire da zero fino a  $(\Delta \sigma^* - \Delta \epsilon_{pl})$  ma questo, per andare a coincidere con il ciclo di origine, dovrebbe essere traslato verso l'alto di una quantità  $\delta \sigma_0$ . A questo punto calcoliamo l'energia dissipata dal ciclo di isteresi di tipo Masing:

$$\Delta W_p = \frac{1 - n^*}{1 + n^*} \Delta \sigma^* \Delta \epsilon_{pl} = \frac{1 - n^*}{1 + n^*} (\Delta \sigma - \delta \sigma_0) \Delta \epsilon_{pl}, \quad (2.28)$$

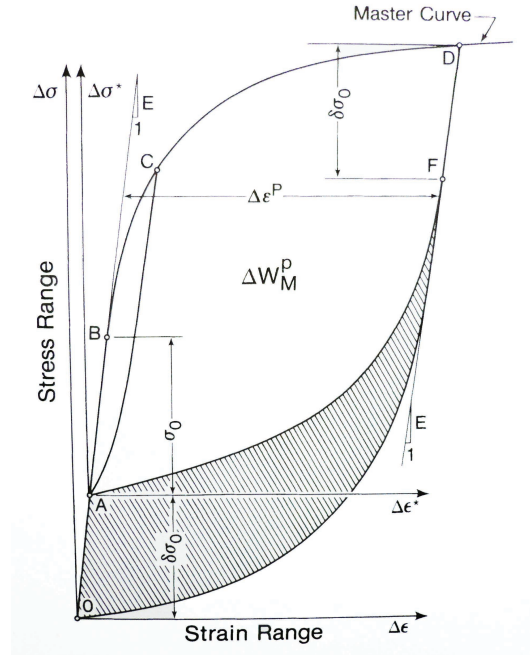


Figura 2.8: Descrizione di un ciclo d'isteresi per un materiale che non rispetta l'ipotesi di Masing [9].

dove  $n^*$  è l'esponente della curva master impiegata per costruire i cicli di isteresi secondo l'ipotesi di Masing. Poichè l'area  $0AF0$  è uguale a  $\delta\sigma_0\Delta\epsilon_{pl}$  si ha che sommandola alla 2.28 otteniamo:

$$\Delta W_p = \frac{1 - n^*}{1 + n^*} (\Delta\sigma - \delta\sigma_0) \Delta\epsilon_{pl} + \delta\sigma_0 \Delta\epsilon_{pl}, \quad (2.29)$$

che a sua volta può essere riscritta come:

$$\Delta W_{pl} = \frac{1 - n^*}{1 + n^*} \Delta\sigma \Delta\epsilon_{pl} + \frac{2n^*}{1 + n^*} \delta\sigma_0 \Delta\epsilon_{pl}. \quad (2.30)$$

Il parametro  $\delta\sigma_0$  può essere calcolato, noti i parametri della curva ciclica  $K^*$  ed  $n^*$  come:

$$\delta\sigma_0 = \Delta\sigma - 2K^* \left( \frac{\Delta\epsilon_{pl}}{2} \right)^{n^*}. \quad (2.31)$$

Questo approccio sembra fornire delle stime di energia per ciclo in linea con le misurazioni sperimentali ed inoltre la combinazione delle equazioni 2.30 e 6.10 costituisce la relazione più generale possibile per valutare l'energia per ciclo [9].

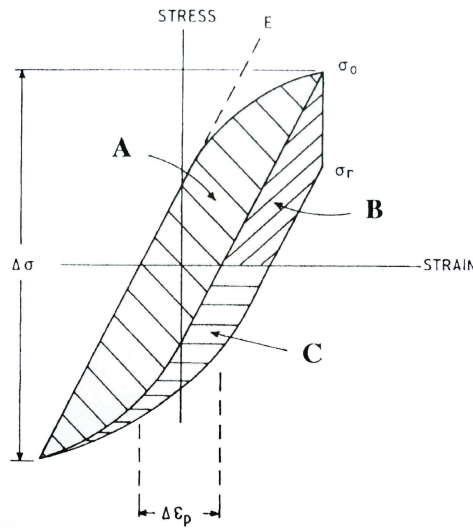


Figura 2.9: Termini energetici introdotti dal mantenimento [45]

### Applicazione dell'approccio energetico

Il vantaggio dell'applicazione del criterio energetico risiede nella sua estrema semplicità. È stato inizialmente impiegato per la trattazione della fatica a basso numero di cicli ma può essere facilmente esteso a delle forme di ciclo più complesse come possono essere quelle relative a prove di fatica con dei tempi di mantenimento o addirittura a quelle di fatica termo-meccanica. Per quanto riguarda la componente energetica associata alla deformazione plastica, abbiamo già visto nel precedente paragrafo come sia possibile determinarla in forma chiusa a partire dalla curva ciclica schematizzata secondo il modello di Ramberg-Osgood a tre parametri  $E'$ ,  $K'$  ed  $n'$ .

In presenza di mantenimento avremo un incremento di area di ciclo e quindi di energia dissipata a cui potremmo imputare la riduzione in termini di cicli della vita del componente rispetto alla pura fatica [45]. Questo incremento, in riferimento alla figura 2.9, è dato dalla somma di due componenti, una imputabile direttamente ad una dissipazione di tipo viscoso e più precisamente al rilassamento degli sforzi (Area A), l'altra invece è nuovamente di tipo plastico e quindi un extra-energia di deformazione che contribuisce al processo di danneggiamento per fatica. L'energia dissipata per creep e semplicemente definita come differenza delle aree sottese dalla linea di scarico elastico tra il picco in tensione  $\sigma_0$  e lo sforzo a fine rilassamento  $\sigma_r$ , come mostrato dall'equazione 2.32:

$$w_{creep} = \frac{\sigma_0^2 - \sigma_r^2}{2E}. \quad (2.32)$$

La restante area necessaria per chiudere il ciclo ed uguale all'area B è calcolabile per mezzo dell'equazione 2.33<sup>10</sup>.

$$w_{fat} = \frac{\Delta\sigma (\sigma_0 - \sigma_r)}{2E(1+n)}. \quad (2.33)$$

È possibile ricondursi al generico schema di combinazione lineare tra creep e fatica sommando le componenti di danneggiamento descritte dall'equazioni 2.30, ridefinendo  $\Delta W_{pl}$  come  $w_{pl}$ , 2.32 e 2.33:

$$\frac{N \cdot (w_{pl} + w_{fat})}{W_{f,fatigue}} + \frac{N \cdot w_{creep}}{W_{f,creep}} = 1. \quad (2.34)$$

Mentre l'energia totale a cedimento in condizioni di pura fatica potrebbe essere calcolata come l'energia per ciclo per il numero di cicli a cedimento, l'energia a cedimento per creep non è un valore facilmente quantificabile. Per questo si impiegherà questo modello per la sola previsione di durata e non per valutare le componenti di danneggiamento.

Si usano dunque i valori di energia totale per ciclo  $\Delta w$  per costruire una curva master per il calcolo della durata ad una determinata temperatura. Rappresentando i risultati in scala doppio logaritmica i punti si dispongono idealmente lungo una retta che possono essere interpolati una regressione lineare con il seguente modello:

$$\Delta w = A \cdot N_f^\beta \quad (2.35)$$

L'equazione 2.35 come si vedrà è in grado di descrivere cedimenti di prove di diverso tipo con discreta approssimazione.

### 2.3.4 Frequency Modified Strain Life

A partire dalla relazione di Basquin (equazione 2.2) Coffin [6] per considerare l'influenza della frequenza sulla durata ciclica ad alta temperatura propone la seguente relazione:

$$\Delta\epsilon_t = \frac{A}{E} N_f^{-\alpha} \nu^{k'} + C N_f^{-\beta} \nu^{-\beta(k-1)} \quad (2.36)$$

in cui  $\nu$  è la frequenza calcolata come l'inverso del tempo di ciclo. Le costanti indipendenti  $A, C, E$  e  $k'$  sono valutate per determinate condizioni di prova e  $k$  deriva dalla relazione di *Coles e Skinner* per cui per un particolare  $\Delta\epsilon_{in}$  vale la relazione:

$$\nu^k t_f = costante \quad (2.37)$$

<sup>10</sup>R. P. Skelton (1991) citato in [45].

dove  $t_f$  è la durata totale a cedimento compresi i periodi di mantenimento. Dalle prove di LCF in aria Coffin notò che, per piccoli  $\Delta\epsilon_{in}$  e ridotte frequenze di ciclo, l'interazione dell'ossidazione con le cricche superficiali era incentivata e che le fratture prediligevano un percorso intergranulare. Ne conseguiva che dopo circa 100 cicli il modello si distaccava dalle osservazioni sperimentali, le cui durate erano inferiori a quelle previste. Berling e Conway<sup>11</sup> suggerirono il *method of characteristic slopes* per tenere in considerazione l'effetto della frequenza sulla fatica ad elevata temperatura. La relazione è espressa dall'equazione:

$$\Delta\epsilon_T = 2\epsilon_{ef} \left(\frac{N_f}{10}\right)^{-\frac{m}{2}} + \frac{D^2}{\dot{\epsilon}_T} \left(\frac{N_f}{\nu}\right)^{-1} \quad (2.38)$$

dove  $m$  è l'indice di incrudimento ricavato dalla curva statica alla temperatura di prova. Questo metodo risulta accurato quando trattiamo cicli dove la componente time-dependent risulta trascurabile, ovvero quando lo strain rate risulta sufficientemente elevato e non sono presenti periodi di mantenimento. La sua applicazione può essere estesa a cicli con mantenimenti relativamente contenuti (0.5-300 min)<sup>12</sup> e che presentino un periodo del ciclo sia costante. È chiaro dunque che questo modello si adatti bene ai cicli in controllo di deformazione, dove il tempo di rilassamento è costante per definizione.

Coffin<sup>13</sup> propose un'ulteriore modifica delle *universal slope relationship* per tenere in considerazione i cicli asimmetrici, introducendo due nuovi termini in funzione della frequenza per il ramo in compressione e quello in tensione (Equazione 2.39) dando origine al modello noto come *Frequency-separation model*.

$$\Delta\epsilon_{in} = CN_f^{-\beta} \nu_t^{-\beta(k-1)} \left(\frac{\nu_c}{\nu_t}\right)^q, \quad (2.39)$$

dove  $q$  è una costante del materiale. Dalla letteratura risulta che il modello proposto da Coffin sia molto accurato per la fatica pura mentre si dimostra piuttosto conservativo in presenza di mantenimento.

### Applicazione della Frequency Modified Strain Life

Nella norma di riferimento per le prove di creep-fatica ASTM E2714-09, viene proposta solo il secondo termine relativo alla componente inelastica della relazione 2.40 [19]. Dunque faremo riferimento a questa relazione funzionale per la previsione di durata:

$$\Delta\epsilon_{in} = CN_f^{-\beta} \nu^{-\beta(k-1)} \quad (2.40)$$

<sup>11</sup>Citato in [38]

<sup>12</sup>Tempo di mantenimento suggerito dall'autore in [38].

<sup>13</sup>Citato in [38].

Per la costruzione del modello è stata impiegata l'ampiezza di deformazione inelastica misurata al ciclo  $N_f/2$  delle prove sia di pura fatica che con periodo di mantenimento a diversa frequenza. Caratterizzate le costanti del modello, per la stima della durata sono stati seguiti due approcci per la valutazione della componente inelastica della deformazione:

1. Impiego della deformazione inelastica misurata per ciascun ciclo ad  $N_f/2$ . Essendo le stesse componenti impiegate per la caratterizzazione del modello, la previsione risulterà necessariamente centrata.
2. Impiego della deformazione inelastica calcolata a partire dallo sforzo alternato mediante le curve cicliche.

Nel secondo caso si avrà:

$$\Delta\epsilon_{in} = 2 \cdot \left( \frac{\sigma_a}{K'} \right)^{1/n'} + \Delta\epsilon_R, \quad (2.41)$$

dove  $\Delta\epsilon_R$  è la deformazione accumulata durante il rilassamento.

### 2.3.5 Strain Range Partitioning

Questo approccio si propone di trattare in modo specifico il problema dell'interazione tra creep e fatica alle elevate temperature. Il modello viene descritto per l'importanza che ha ricoperto nella progettazione e nel failure assessment essendo incorporato nel codice di calcolo ASME Code Case N-47.

La deformazione inelastica viene suddivisa in due componenti, una indipendente dal tempo (plastica) e una dipendente (creep) e le quattro combinazioni possibili di creep e plasticità sono considerate significative nel rappresentare il comportamento ciclico del materiale. Queste quattro componenti di deformazione, permettono di costruire dei semplici blocchi (sottocicli) attraverso i quali si è in grado di suddividere cicli più complessi [18]. Queste quattro componenti, dipendenti dalla direzione di deformazione (tensione o compressione) e dal tipo di deformazione inelastica accumulata (plastica o creep), sono schematizzate come:

- $\epsilon_{pp}$ , deformazione plastica in tensione bilanciata da deformazione plastica in compressione;
- $\epsilon_{pc}$ , deformazione plastica in tensione bilanciata da deformazione a creep in compressione;
- $\epsilon_{cp}$ , deformazione a creep deformazione bilanciata da deformazione plastica in compressione;



- $\epsilon_{cc}$ , deformazione a creep in compressione bilanciata da deformazione a creep in compressione.

Per chiarezza faremo riferimento alla figura 2.10.

Per descrivere la relazione tra le componenti e la durata viene impiegata la

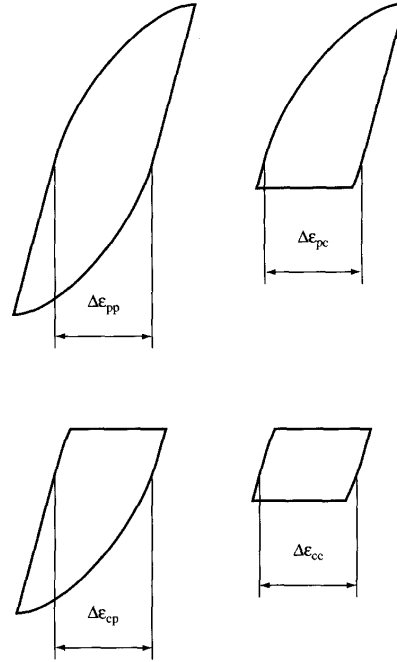


Figura 2.10: I quattro tipi di ampiezza di deformazione inelastica

ben nota equazione di Manson-Coffin che risulta:

$$\begin{aligned} N_{pp} &= A_1(\Delta\epsilon_{pp})^{\alpha_1}, & N_{cp} &= A_2(\Delta\epsilon_{cp})^{\alpha_2} \\ N_{pp} &= A_3(\Delta\epsilon_{pc})^{\alpha_3}, & N_{cp} &= A_4(\Delta\epsilon_{cc})^{\alpha_4} \end{aligned}$$

dove  $A_i, \alpha_i$  sono costanti determinate sperimentalmente per ciascun materiale.

A questo punto è possibile prevedere la durata con la seguente regola di interazione:

$$\frac{1}{N_{pred}} = \frac{F_{pp}}{N_{pp}} + \frac{F_{cp}}{N_{cp}} + \frac{F_{cc}}{N_{cc}} + \left( \frac{F_{pc}}{N_{pc}} \right) \quad (2.42)$$

dove  $F_{ij}$  sono dei pesi calcolati come frazione dell'ampiezza di deformazione  $ij$  sull'ampiezza di deformazione inelastica totale:

$$F_{ij} = \frac{\Delta\epsilon_{ij}}{\Delta\epsilon_{in}}. \quad (2.43)$$

Il motivo delle parentesi per l'ultimo addendo della 2.42 è giustificato dal fatto che per un dato ciclo è possibile avere solo una delle due componenti 'cp' o 'pc'.

Uno dei grandi vantaggi deriva dal trattamento dei tempi di mantenimento, infatti è possibile convertire la deformazione a creep accumulata durante il rilassamento in una deformazione da creep per *stress dwell*, generando le componenti  $\epsilon_{pc}$  o  $\epsilon_{cp}$ .

La relazione 2.42 è caratterizzata dal fatto che le sue componenti non sono sensibili alla temperatura e per questo lo SRP risulta interessante nelle applicazioni di fatica termica. Per esempio è possibile ricondurre una prova fatica termica con velocità di deformazione costante ad una prova isoterma con velocità di deformazione variabile con la medesima componente di deformazione 'cp'.

Sebbene le durate presenti nell'equazione possano essere determinate a partire da delle prove isoterme, rimane il problema di effettuare la partizione dell'effettivo ciclo nelle componenti plastica e di creep. La componente plastica del ciclo di isteresi dipende fortemente dallo sforzo di picco, dunque potremmo immaginare di costruire un ciclo con lo stesso strain range del ciclo stabilizzato ma ad una frequenza sufficientemente elevata<sup>14</sup> da escludere la componente di creep. Il metodo generalmente impiegato è detto *step-stress method* o alternativamente sono disponibili alcuni metodi semplificati come per esempio il *loop-inversion method* [24].

Il primo metodo consiste nel mantenere costante lo sforzo in determinati punti del ciclo di isteresi e determinare il creep rate stazionario. Successivamente, integrando queste velocità di deformazione lungo tutto il periodo di un ciclo siamo in grado di valutare la deformazione a creep.

Il secondo, mostrato in figura 2.11, consiste nell'invertire semplicemente i segmenti ascendente (discendente) del ciclo di isteresi con quello discendente (ascendente) andando ad individuare la componente puramente ciclica  $\Delta\epsilon_{pp}$  e per differenza quella di creep  $\Delta\epsilon_{cp} = \Delta\epsilon_{in} - \Delta\epsilon_{pp}$ .

Sul piano  $\Delta\epsilon_{in} - N_f$  è possibile definire due limiti entro i quali saranno contenuti i cedimenti, provenienti dalla separazione delle componenti di deformazione inelastica. Dai risultati di numerose prove in laboratorio con diversi materiali si ha che sul limite inferiore, fornito da  $\Delta\epsilon_{cc} - N_{cc}$  giacciono le prove a temperatura più elevata e a bassa frequenza di ciclo ( $10^{-2} \div 10^{-3}$  Hz), mentre sul limite superiore descritto da  $\Delta\epsilon_{pp} - N_{pp}$  troviamo i cedimenti relativi alle prove a temperatura inferiore e alle frequenze superiori ( $10^0 \div 10^{-1}$ ) Hz [24].

<sup>14</sup>Se si impiega una relazione del tipo *frequency modified Coffin's relationship* si dovrà porre attenzione a non estrapolare dati a frequenze a diversi ordini di grandezza tra loro.

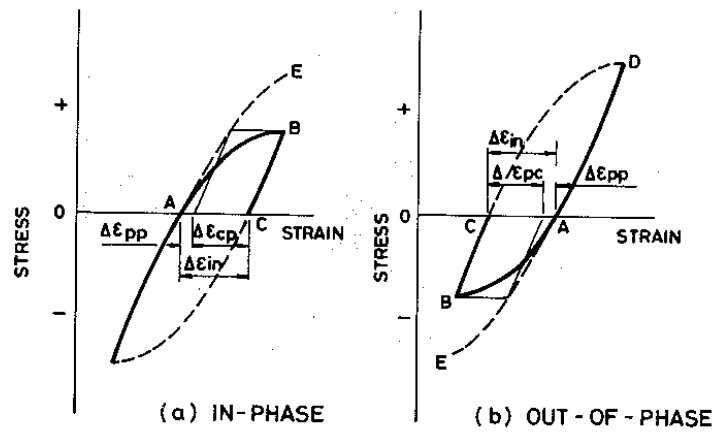


Figura 2.11: Valutazione della componente di inelastica di creep con il loop-inversion method

## Capitolo 3

# Acciai della classe Gr.91 e loro impieghi

Il P91 è stato scelto come materiale di prova nel Round Robin sul *creep-fatigue crack formation* dell'ASTM Subcommittee E08.05. L'obiettivo del lavoro è la conduzione di prove di creep-fatica per caratterizzare il numero di cicli che portano alla formazione di una cricca e al primo stadio di propagazione ad elevata temperatura. La valutazione della precisione della distorsione dei risultati saà dunque necessaria per confermare gli attuali standard e stabilire i criteri definitivi per la norma ASTM sulle prove di creep-fatica [19]. Il materiale è presente sia in letteratura che in commercio secondo diverse designazioni, qui di seguito è proposta una tabella con le specifiche di ogni norma:

### 3.1 Storia ed evoluzione del materiale

Lo sviluppo degli acciai per le alte temperature della classe 9-12%Cr fu in particolare motivata da due eventi. Il primo luogo lo sviluppo durante gli anni '50 di centrali elettriche per la fornitura pubblica operanti tra 538°C e 566°C e successivamente negli anni '80 la necessità di ridurre le emissioni con lo sviluppo delle centrali a vapore supercritico. In figura 3.1 è possibile apprezzare alcune delle tappe fondamentali nello sviluppo di questa classe di materiali. L'acciaio anche noto in letteratura come *mod.9Cr1Mo* oppure *P91* fu sviluppato nei tardi anni '70 a partire da un progetto americano presso l'Oak Ridge National Laboratories sulla fabbricazione di tubi e recipienti in pressione per reattori nucleari autofertilizzanti. Le specifiche del materiale vennero successivamente incorporate nella norma ASTM A335 del 1986 sui

Tabella 3.1: Designazione del materiale studiato secondo le varie norme.

Code/Jurisdiction	Specification or Designation
ASTM	A 213 T91 (seamless tubes)
	A 335 P91 (seamless pipes)
	A 387 Gr 91 (plates)
	A 182 / A336 F91 (forgings)
	A 217 C12A (castings)
	A 234 WP91
DIN/EN BS	A 369 FP91
	EN 10222-2; 1.4903 (X10CrMoVNb 9-1) 1503 Gr 91
AFNOR	NF A-49213/A-49219 Gr TU Z 10 CDVNb 09-01
Jap. METI	KA SCMV 28
	KA SCPH91
	KA SFVAF28
	KA STBA 28
	KA STPA 28

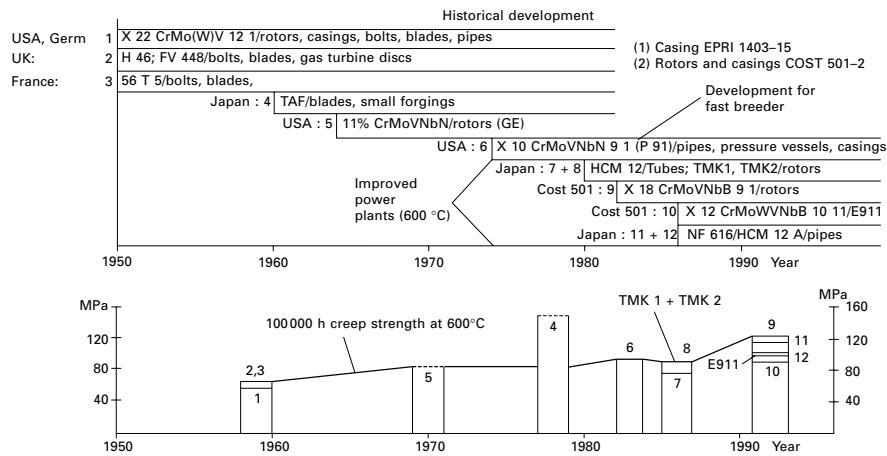


Figura 3.1: Panoramica dello sviluppo degli acciai per le alte temperature della classe 9-12%Cr dal 1950 al 1995. Nel grafico sottostante è rappresentato lo sforzo a rottura creep per 100000h a 600°C [13]

tubi senza saldatura in acciaio ferritico per alte temperature [46].

Si tratta di un acciaio facilmente saldabile con un'elevata resistenza a creep, derivato direttamente dal Fe9Cr1Mo, ampiamente utilizzato già dagli anni '50 nell'industria petrolchimica. Come rappresentato nella tabella 3.2 il P91,

rispetto ai precedenti acciai è caratterizzato da un minor contenuto di carbonio, di circa 0.10% ed un ridotto contenuto di cromo che si attesta a circa il 9% in peso. L'incremento di resistenza al creep rispetto all'acciaio 12%Cr-

Country		Steel	Chemical composition (weight%)								Rupture strength at 600°C (MPa)		
Basic steels			C	Cr	Mo	Ni	W	V	Nb	N	B	10 <sup>4</sup> h	10 <sup>5</sup> h
Germany	1.	X22CrMoV 12 1	0.22	12.0	1.0	0.50	-	0.30	-	-	-	103	59
UK	2.	H46	0.16	11.5	0.65	0.70	-	0.30	0.30	0.05	-	118	62
		FV448	0.13	10.5	0.75	0.70	-	0.15	0.45	0.05	-	139	64
France	3.	56T5	0.19	11.0	0.80	0.40	-	0.20	0.45	0.05	-	144	64
Japan	4.	TAF	0.18	10.5	1.5	0.05	-	0.20	0.15	0.01	0.035	216	(150)
USA	5.	11%CrMoVNbN	0.18	10.5	1.0	0.70	-	0.20	0.08	0.06	-	165	(85)
		Advanced steels											
USA	6.	P 91	0.10	9.0	1.0	<0.40	-	0.22	0.08	0.05	-	124	94
Japan	7.	HCM 12	0.10	12.0	1.0	-	1.0	0.25	0.05	0.03	-	-	75
Japan	8.	TMK 1	0.14	10.3	1.5	0.60	-	0.17	0.05	0.04	-	170	90
		TMK 2	0.14	10.5	0.5	0.50	1.8	0.17	0.05	0.04	-	185	90
Europe	9.	X18CrMoVNbB 91	0.18	9.5	1.5	0.05	-	0.25	0.05	0.01	0.01	170	122
Europe	10.	X12CrMoWVNbN	0.12	10.3	1.0	0.80	0.80	0.18	0.05	0.06	-	165	90
		E911	0.11	9.0	0.95	0.20	1.0	0.20	0.08	0.06	-	139	98
Japan	11.	P92	0.07	9.0	0.50	0.06	1.8	0.20	0.05	0.06	0.003	153	113
Japan	12.	P122	0.10	11.0	0.40	<0.40	2.0	0.22	0.06	0.06	0.003	156	101
Japan	13.	HCM 2S	0.06	2.25	0.20	-	1.6	0.25	0.05	0.02	0.003	-	80
Germany	14.	7CrMoTiB	0.07	2.40	1.0	-	-	0.25	-	0.01	0.004	-	60
											0.07Ti		

Figura 3.2: Composizione chimica e resistenza a creep a 600°C per la classe di acciai 9-12%Cr [13].

MoV è dovuto al ridotto contenuto di Cr e alla presenza di una frazione di 0.05%w di Nb e di 0.05%w di N che portano alla formazione di precipitati termicamente stabili quali VN e Nb(C,N). Un'ulteriore aumento del 10% della resistenza a creep nell'acciaio P92 è dovuto, in parte all'aggiunta in lega di circa lo 0.003%w di B ed in parte all'aggiunta di W pari all'1.8%w che danno vita ad ulteriori precipitati termicamente stabili che consentono di raggiungere temperature di esercizio superiori. Una delle principali difficoltà nel miglioramento degli acciai appartenenti alla classe 9-10%Cr per l'alta temperature sono l'impedimento della precipitazione, prima di tutto della fase  $Z Cr_2(Nb, V)_2N_2$  che precipita a spese delle particelle interstiziali ed in secondo luogo dei boruri e del BN che questa volta precipitano ai danni del  $M_2e(C, B)_6$  e del VN. Solo con un miglioramento delle tecnologie di fusione e della purezza degli acciai è dunque possibile ottenere un contributo allo sviluppo degli impianti a vapore avanzati tipo ultra-super-critici (USC). La figura 3.3 spiega chiaramente l'effetto degli elementi in lega sulle prestazioni dell'acciaio.

## 3.2 Criticità e parametri di merito

Storicamente il problema legato ai surriscaldatori e risurriscaldatori delle grosse centrali a vapore, e dei componenti associati a questi ultimi è la fatica

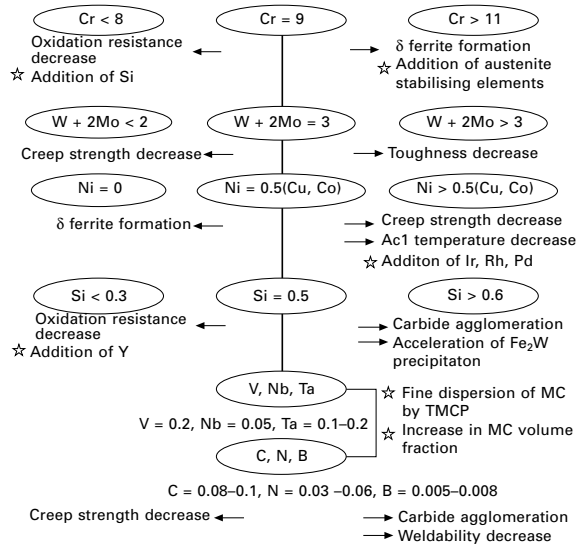


Figura 3.3: Filosofia di sviluppo degli acciai ad alto contenuto di Cromo per generatori di vapore USC del NIMS (National Institute for Materials Science) [13].

termica. Questa è spesso risulta critica laddove si hanno componenti con grosse sezioni o complesse geometrie in cui si verificano degli sforzi di flessione. Gli sforzi di origine termica in un componente a cui è impedito di espandersi sono definiti in generale da:

$$\sigma_{th} \propto \alpha \Delta T E, \quad (3.1)$$

dove  $\alpha$  è il coefficiente di espansione termica lineare,  $\Delta T$  l'incremento di temperatura e  $E$  il modulo elastico.

Sforzi possono originarsi a seguito di grandi deformazioni nelle tubature di un impianto durante le fasi di riscaldamento e raffreddamento quando avvengono variazioni di carico. Il vantaggio di avere delle sezioni sottili e resistenti è evidente, data l'innata flessibilità ed il minor peso che grava sulle strutture di supporto. Il vero problema si verifica comunque nelle operazioni di avviamento (start-up) in cui delle grandi variazioni di temperatura nell'impianto possono portare a dei gradienti termici significativi a cavallo delle pareti dei tubi con differenze di temperatura tra interno ed esterno notevoli. Questa situazione oggi occorre con maggior frequenza dato che la procedura *two shifting*<sup>1</sup> sembra ormai comunemente adottata.

Una stima della propensione alla fatica termica di un acciaio può essere data

<sup>1</sup>In seno alla deregolamentazione del mercato elettrico e alla crescente competitività, le

dal parametro TSP (Thermal stress parameter), definito come:

$$TSP = \frac{\alpha E}{k} \quad (3.2)$$

dove  $k$  è la conducibilità termica espressa in  $Wm^{-1}K^{-1}$  e più piccolo sarà il suo valore maggiore sarà la resistenza agli sforzi di origine termica. Un'altro parametro di merito è identificato in quello che viene denominato R-value<sup>2</sup>. Questo parametro è proposto per descrivere la resistenza alla nucleazione di cricche ed è definito come:

$$R = \frac{S_{Y0.2}k}{\alpha E} \quad (3.3)$$

dove  $S_{Y0.2}$  è lo sforzo a snervamento (o deformazione dello 0.2%). È evidente che elevati valori di R-value indicano una bassa probabilità di innesco di cricche per effetto termico. Notiamo dalla figura 3.4 che acciai ferritici/martensitici e leghe di Nickel hanno una resistenza superiore in termini di R-value rispetto agli acciai austenitici.

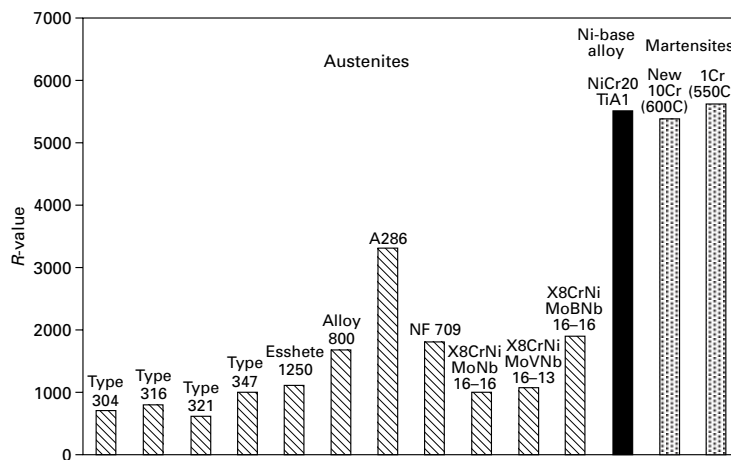


Figura 3.4: R-Value di alcuni acciai per applicazioni ad alta temperatura.

Nel successivo paragrafo verranno approfondite più nel dettaglio le proprietà appena elencate.

centrali vengono fatte operare a diversi livelli di carico e in funzione della domanda di energia elettrica. Questo comporta un parziale raffreddamento o addirittura lo spegnimento nei periodi di riduzione della domanda che dà vita ad un funzionamento ciclico [16].

<sup>2</sup>Skelton and Beckett, 1987, citato in [13].



Elemento	Concentrazione [% in peso]	
	Nominale	Intervallo Ammesso
<i>C</i>	0,10	0,08-0,12
<i>Mn</i>	0,40	0,30-0,50
<i>Si</i>	0,20	0,20-0,50
<i>P</i>	≤0,01	0,02 max
<i>S</i>	≤0,01	0,01 max
<i>Cr</i>	8,50	8,00-9,00
<i>Ni</i>	≤0,10	0,20 max
<i>Mo</i>	0,95	0,85-1,05
<i>Cu</i>	≤0,10	0,20 max
<i>V</i>	0,21	0,18-0,25
<i>Nb</i>	0,08	0,06-0,10
<i>N</i>	0,05	0,03-0,07
<i>Al</i>	≤0,02	0,04 max
<i>Ti</i>	≤0,01	0,01 max
<i>B</i>	≤0,001	≤0,001
<i>W</i>	≤0,01	≤0,01
<i>Zr</i>	≤0,01	≤0,01
<i>O</i>	≤0,02	≤0,02
<i>Sb</i>	≤0,001	≤0,001

### 3.3 Proprietà chimico-fisiche

La composizione chimica dell'acciaio Grade 91 può variare tra i diversi *Heat Number* per cui anche le caratteristiche meccaniche possono risentirne. Nella seguente tabella sono indicati i valori nominali e quelli ammessi o entro la quale la composizione dev'essere controllata. Innanzitutto è necessario fare alcune considerazioni più generali sui materiali metallici. I legami tra gli atomi in un acciaio sono perlopiù di natura metallica, sia esso a struttura ferritico/martensitica (BCC) oppure austenitica (FCC). Quest'ultima configurazione cubica a facce centrate risulta generalmente più densa in termini atomici rispetto a quella cubica a corpo centrato, da cui ne consegue che gli acciai austenitici presentano distanze atomiche minori nei confronti dei martensitici all'interno dei reticoli cristallini.

### 3.3.1 Comportamento elastico

Essendo inoltre la forza dei legami proporzionale alla distanza atomica si ha che nel primo caso dovranno essere applicati degli sforzi maggiori per causare la stessa deformazione che si traduce in un maggiore modulo di Young. All'aumentare della temperatura aumenta l'energia cinetica degli atomi e quindi la loro mobilità con una conseguente riduzione del modulo elastico. In questa classe di materiali si può assistere alla riduzione di oltre il 50% del valore del modulo passando da temperatura ambiente ad elevata temperatura<sup>3</sup>.

### 3.3.2 Espansione termica

L'espansione termica definisce la risposta del materiale all'introduzione del calore e la sua entità dipende sia dal tipo di materiale che dalla variazione di temperatura subita. Il coefficiente di espansione termica lineare descrive questo fenomeno ed è definito come:

$$\alpha = \frac{\Delta l}{l_0 \Delta T}, \quad (3.4)$$

ovvero l'incremento di lunghezza relativo di un materiale soggetto ad un incremento di temperatura di 1 grado Kelvin. La sua unità di misura è  $\text{mm}^{-1} \text{K}^{-1}$  e generalmente, essendo molto piccolo, si impiega  $10^{-6} \text{K}^{-1}$ .

Il coefficiente di espansione termica lineare generalmente aumenta all'aumentare dell'energia di legame<sup>4</sup> che a sua volta dipende dalla lunghezza dei legami. Negli acciai i principali legami sono tra gli atomi di ferro e in prima approssimazione la loro lunghezza è pari alla distanza tra i centri degli atomi in una configurazione di equilibrio. Per quanto detto in precedenza, l'energia aumenta al diminuire della distanza interatomica e quindi gli acciai austenitici FCC, più densi rispetto ai ferritici/martensitici BCC, avranno un coefficiente di espansione termica lineare maggiore. Anche l'aggiunta di elementi in lega può alterare la forza dei legami infatti, salvo alcune eccezioni, aumentando la concentrazione di carbonio e cromo negli acciai ferritici/martensitici  $\alpha_{th}$  tende a diminuire.

### 3.3.3 Conducibilità termica

È la proprietà che misura la capacità di condurre calore ovvero di trasferire energia senza spostamenti di massa. Un'elevata conducibilità termica è desiderabile per due ragioni. La prima è che riduce il gradiente termico all'interno

<sup>3</sup>Si veda il capitolo sul comportamento statico.

<sup>4</sup>Incropera et.al., 2006, citato in [13].

di un componente e conseguentemente gli sforzi causati dalla variazione di temperatura. La seconda è che permette l'impiego di sezioni maggiori per i componenti riducendo la pretesa in termini di resistenza meccanica del materiale. La conducibilità termica può essere definita partendo dalla definizione di flusso termico e invertendo la relazione in modo da ottenere:

$$k = -\frac{Q}{\frac{\Delta T}{\Delta x} A \Delta t} \quad (3.5)$$

che può essere interpretato come la quantità di calore ( $Q$ ) trasmessa per unità di tempo ( $\Delta t$ ) attraverso l'area (normale alla direzione del flusso) unitaria ( $A$ ) per effetto di un gradiente termico unitario ( $\frac{\Delta T}{\Delta x}$ ) in condizioni stazionarie. Il segno meno indica che la direzione del flusso è opposta a quella del gradiente termico.

Nei metalli la conducibilità termica è determinata dalla densità e dalla mobilità degli elettroni all'interno dei reticoli cristallini e tanto maggiori sono queste due proprietà tanto maggiore risulterà la conducibilità sia termica che elettrica. Dalla 3.3.3 si osserva che gli acciai ferritici/martensitici presen-

	Steel	Temperature $T$ (°C)	Thermal expansion coefficient $\alpha$ ( $10^{-6} \text{ K}^{-1}$ )	Thermal conductivity $k$ ( $\text{Wm}^{-1}\text{K}^{-1}$ )	Young's modulus $E$ (GPa)	Heat capacity $C$ ( $\text{J kg}^{-1} \text{ K}^{-1}$ )	Electrical resistivity $\rho$ ( $10^{-6} \Omega\text{m}$ ) at 20°C
Iron	Fe	600	14.5	38.9	196	699	10.1
	T22	600	14.6	33	167		
	P91	600	12.6	30	168	770	
	P92	600	13.1	29.8	170	630	0.992
	E911	600	~12	~27	~180		
	HCM12A	550	12	29.5	179	744	
	410	600	11.6	24.9			57
	9Cr-0.12C-1Mo	20	11.15	26		402	49.9
Ferritic/ martensitic	304L	500	18.7	21.5	193	500	72
	304	500	18.7	21.5	193	500	72
	304H	500	19.8	21.4	200	500	72
	309	500	17.6	18.7	200	502	78
	310	500	17.1	18.7	200	502	78
	316	Various	17.5	19.5	193	500	74
	A286	538	17.6	23.8	163	461	
	321	500	18.5	21.4	193	500	72
	347	500	18.4	21.4	193	500	72
	Austenitic						

Figura 3.5: Alcune proprietà fisiche degli acciai in 3.2 comparati con i valori del Ferro puro [13].

tano una conducibilità termica pari a circa due terzi quella del Ferro puro ma attorno al 50% superiore rispetto a quella degli austenitici. Questo è giustificato dal fatto che questi ultimi, pur avendo una struttura atomica

più densa degli acciai ferritici/martensitici, che dovrebbe comportare una migliore conducibilità, proprio a causa delle ridotte distanze interatomiche, presentano intrinsecamente una minor mobilità elettronica. Questa caratteristica avendo maggior peso rispetto alla densità di elettroni mobili fa sì che gli acciai austenitici abbiano una conducibilità inferiore. Questa caratteristica presenta inoltre un trend decrescente all'aumentare del contenuto di elementi (C,Cr,W) in lega ad eccezione del Nichel che presenta un minimo in corrispondenza di circa il 40% in peso.

La conducibilità termica è un parametro che dipende dalla temperatura. Infatti all'aumentare di quest'ultima aumenta la mobilità degli elettroni come già accennato e dunque anche la conducibilità. Va detto però che nel range di temperatura di comune impiego dell'acciaio P91 questa non subisce grandi variazioni anche comparata con altri acciai.

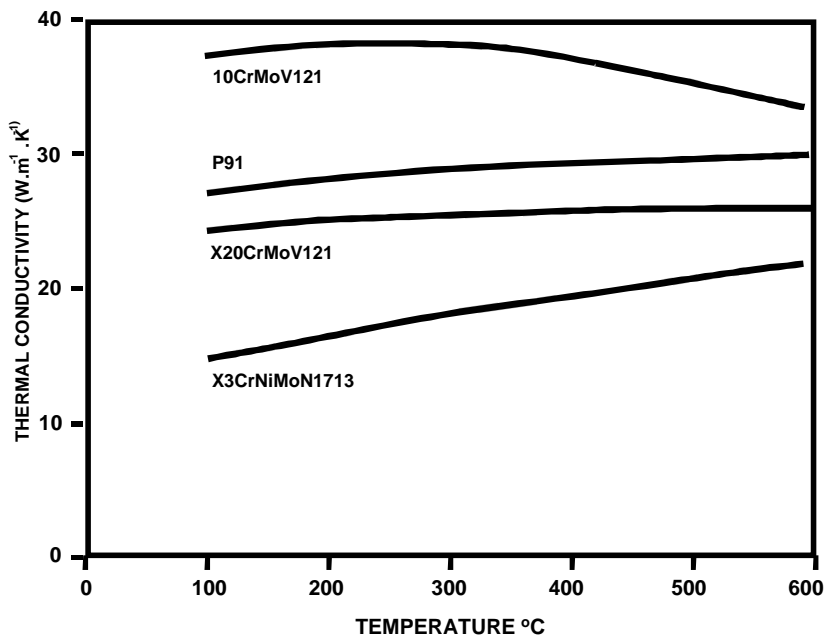


Figura 3.6: Conducibilità termica di alcuni acciai candidati per testate/collettori e separatori acqua/vapore [21].

In generale, per ridurre gli sforzi di origine termica (*secondary stresses*) è desiderabile avere un materiale che presenta un basso modulo di elasticità, un'elevata conducibilità termica e un ridotto coefficiente di espansione termica lineare. Infatti, un elevato coefficiente di espansione termica comporta maggiori deformazioni elastiche ed un elevato modulo di Young significa

maggiori sforzi a pari deformazione. Per esempio, è stato dimostrato con di calcoli sulle sezioni maggiori che un'impianto costruito interamente con acciai austenitici necessiterebbe di diversi giorni per l'operazione di accensione o spegnimento, al fine di evitare sforzi termici inaccettabili<sup>5</sup>.

Il problema principale degli acciai ferritici/martensitici rimane l'ossidazione lato vapore, e pare che questo non possa essere superato con contenuto in Cromo minore dell'11-12% in peso[13]. La formazione di strati di ossido sulla superficie interna dei tubi, la cui crescita è incentivata al crescere della temperatura e del tempo, fa sì aumenti la resistenza termica e di conseguenza, a pari condizioni operative dell'impianto, la temperatura di parete dei tubi raggiunga livelli critici.

Possono essere considerate diverse misure per la protezione dei componenti esposti all'ossidazione ma l'argomento esula da questa trattazione.

### 3.4 Attuali impieghi

Questo acciaio ha trovato ampia diffusione nelle nuove centrali elettriche giapponesi ed europee con temperature di vapore superiori ai 600°C per la produzione di tubi e testate e collettori oltre ad essere impiegato per la fabbricazione di corpi valvola e casse di turbine. Uno dei punti di forza di questo materiale è la possibilità di ridurre gli spessori delle grosse sezioni quali sono quelle delle testate e dei tubi vapore, riducendo in questo modo il gradiente termico tra le pareti e quindi il danneggiamento per fatica. La sua debolezza invece risiede nella ridotta duttilità mostrata dalle saldature del P91 e la sua tendenza alla formazione di cricche di (type IV) nella ZTA<sup>6</sup> anche rispetto ai tradizionali acciai ferritici [43].

Attualmente il P91 viene impiegato per la fabbricazione di diversi componenti dei cosiddetti *boilers*. Ora vediamo un po' più nel dettaglio le specifiche applicazioni con riferimento alla tecnologia delle centrali a vapore USC (Ultra-Super-Critiche) e quindi dei generatori di vapore del tipo *once-through*.

#### 3.4.1 Evaporatore

Per un'impianto a 325 bar e 620°C la temperatura della miscela acqua/vapore all'uscita dell'evaporatore si aggira attorno a 475°C il che significa raggiun-

---

<sup>5</sup>Fleming et al. (1997), citato in [13]

<sup>6</sup>Zona Termicamente Alterata, oppure HAZ acronimo di Heat Affected Zone, zona di metallo base le cui proprietà e microstruttura sono alterate in seguito ad un intenso apporto di calore e successivo raffreddamento (es. il calore del processo saldatura).

gere temperature metallo non superiori ai 500°C in condizioni di entrata in esercizio del boiler. Si possono invece raggiungere temperature fino ai 540°C nelle zone di massimo flusso termico dopo 100000h di servizio. Attualmente la scelta del materiale per questo tipo di applicazione si orienta verso il T23<sup>7</sup> ed il 7CrMoVTiB10-10, acciai dunque a contenuto inferiore di Cromo.

Per pressioni e temperature operative superiori, quindi impianti a 350 bar e 650°C, si considerano gli acciai T91/P91, X20CrMoV121 and HCM12, che sono stati efficacemente sperimentati in un programma di ricerca europeo<sup>8</sup>.

### 3.4.2 Recipienti di separazione del vapore

Si tratta di grandi recipienti verticali posti all'uscita dell'evaporatore atti a separare il vapor saturo dall'acqua. Mentre il vapore fluisce verso il surriscaldatore l'acqua ritorna nel percorso di alimento del generatore. Tra il 40% ed il 100% del carico funziona a secco (contiene vapore) mentre per carichi ridotti e durante gli avviamenti il contenuto passa da liquido a vapore. In questa applicazione il materiale non necessariamente costituisce il collo di bottiglia, poiché è possibile ridurre lo spessore delle pareti aumentando il numero di recipienti. Nonostante tutto il P91 sembra riscuotere discreto successo permettendo ugualmente di ridurre gli spessori e mostrando una bassa tendenza alla formazione di cricche per fatica termica, oltre a risultare più economico ad altri candidati con maggior contenuto di Cromo (X20CrMoV121) [21].

### 3.4.3 Surriscaldatore

In questo componente la corrosione lato fiamma non costituisce un fattore critico per il materiale dato che tubi e testate sono posti all'esterno della camera di combustione, ma non si può certo trascurare l'ossidazione in vapore. Da sempre vengono impiegati gli acciai ferritici nella fabbricazione di generatori supercritici ed il Grade 91 rimane adatto per impieghi fino a 300 bar e 580°C. Per temperature oltre i 600°C la resistenza a creep degli acciai ferritici decade bruscamente e contemporaneamente il tasso di ossidazione in vapore si impenna. Nonostante tutto gli acciai ferritici rimangono attraenti soprattutto per il loro ridotto coefficiente di espansione termica e dunque i collettori potrebbero beneficiare di una ridotta predisposizione alla formazione di cricche da sforzi di origine termica. In applicazioni a 325 bar e 625°C si preferisce ricorrere dunque ai più prestanti P92 e P122, mentre per temperature e pressioni ancora superiori cioè 350 bar e 650°C si considera l'eventuale aggiunta in lega di iridio e altri elementi (Ti e Y) [21].

<sup>7</sup>Materiale considerato dai costruttori ALSTOM Power e Mitsui Babcock.

<sup>8</sup>COST 501 Round 2 Programme, citato in [21].

### 3.4.4 Generatori di vapore di centrali nucleari

Mentre nei generatori di vapore di reattori ad acqua pressurizzata (PWR) non vengono impiegati degli acciai resistenti al creep, viste le temperature inferiori ai 300°C, i reattori autofertilizzanti veloci o *Fast Breeder Reactor* (FBR) si raggiungono temperature simili a quelle degli impianti a combustibile fossile. I generatori di vapore di questo tipo di centrali impiegano metalli fusi, in genere sodio, sul lato caldo (mantello) e acqua/vapore sul lato freddo (tubi). Poiché non è ammessa alcuna perdita, infatti l'eventuale contatto tra vapore e sodio liquido scatenerrebbe violente reazioni, si ricorre all'impiego di materiali e criteri di progettazione che eliminino quest'eventualità. Sebbene siano stati impiegati anche acciai austenitici, ad oggi l'acciaio mod. 9Cr-1Mo rimane la prima scelta nella fabbricazione di suddetti impianti. La disponibilità di acciai con prestazioni superiori per ora non è stata considerata, poiché la temperatura del vapore è vincolata dalla temperatura del sodio liquido che a sua volta dipende dalla temperatura del nocciolo e quindi dalle proprietà dei materiali strutturali (core) attualmente impiegati per la sua costruzione. Inoltre il mod. 9Cr-1Mo sembra comportarsi bene nei confronti dell'esposizione alle radiazioni in termini di riduzione delle caratteristiche meccaniche mostrando ad esempio un minimo cambiamento della DBTT (Ductile-Brittle Transition Temperature)[13].

In questo rinnovato interesse globale per l'energia nucleare, c'è da aspettarsi che la tecnologia dei reattori FBR possa giocare un ruolo di primo ordine nel rilancio del nucleare come alternativa alle centrali a combustibile fossile.

# Capitolo 4

## Dati di prove meccaniche sul P91

L'impiego dei metodi di previsione di durata e valutazione del danneggiamento richiede la conoscenza di alcune caratteristiche di comportamento meccanico del materiale. L'ampia disponibilità di dati in letteratura, più o meno accessibili, ha permesso la costruzione di un database sufficientemente ampio per effettuare delle previsioni di durata delle prove di creep-fatica e una prima stima del danneggiamento.

La maggior parte dei dati proviene dal NIMS<sup>1</sup> Material Database, dove coesistono dati coerenti di prove effettuate sul medesimo Heat Number del materiale, altri invece sono frutto di estrapolazione da documenti scientifici o report di progetti di ricerca. In tabella 4 viene descritta brevemente la struttura del database con la relativa origine dei dati. Il database di proprietà

Tabella 4.1: Struttura del database.

Tipo di prova	Riferimento
Trazione Monoassiale	[29]
Fatica LCF	[29]
Creep	[29], [48]
Stress Relaxation	[48]
Creep-Fatica	[29], [48]

del NIMS contiene diverse prove sul materiale classificato come ASTM A-387 Grade 91 e risale al 1993 [29]. Oltre ai dati di creep e della prova di trazione esiste una discreta mole di dati sulla fatica time-dependent, ovvero prove in

---

<sup>1</sup>National Institute for Materials Science, <http://www.nims.go.jp/eng/>



controllo di deformazione con annessi periodi di mantenimento oppure prove asimmetriche in termini di velocità di deformazione, quali le prove Slow-Fast. Il materiale impiegato nelle prove di Y. Takahashi [48] corrisponde alla denominazione ASTM SA-213 Grade 91, è fornito allo stato temprato e normalizzato e proviene da un tubo senza saldature di spessore 50 mm. I dati delle prove meccaniche reperiti in letteratura provengono spesso da diversi *Heat Numbers* del materiale per cui il risultato dell'elaborazione degli stessi, soprattutto per quanto riguarda le prove di creep, è da considerarsi come identificativo di un comportamento medio dell'acciaio in questione. La variabilità dei dati quindi, non dipende soltanto dalla diversa forma del prodotto di origine dei provini (piastra o tubo) ma anche da piccole variazioni della composizione chimica che potrebbero risultare nelle prestazioni dell'acciaio. Infatti il P91 ha mostrato una sensibile riduzione in termini di durata a creep in funzione della sua struttura interna, funzione peraltro della composizione chimica e delle temperature adottate nel trattamento termico. Le prestazioni a creep, ottimizzate da una struttura martensitica sono infatti drasticamente inficiate dalla presenza di ferrite nella matrice metallica [25].

Tutti i risultati delle prove sono riportati in appendice A dunque consideriamo una breve descrizione del database per poi analizzare nel dettaglio l'elaborazione eseguita per calcolare i parametri di alcuni modelli impiegati per la caratterizzazione del P91.

## 4.1 Proprietà chimiche e trattamento termico del campione

Le proprietà chimiche dei campioni sono riportate in tabella 4.2, mentre in tabella 4.3 troviamo i dati relativi al trattamento termico subito.

Tabella 4.2: Proprietà chimiche degli *heat-numbers* impiegati dal NIMS.

Heat	<i>C</i>	<i>Si</i>	<i>Mn</i>	<i>P</i>	<i>S</i>	<i>Ni</i>
<b>MGA</b>	0.1	0.38	0.4	0.015	0.001	0.12
<b>MGB</b>	0.09	0.34	0.45	0.015	0.001	0.2
<b>MGC</b>	0.09	0.29	0.35	0.009	0.002	0.28
<i>Cr</i>	<i>Mo</i>	<i>Cu</i>	<i>V</i>	<i>Nb</i>	<i>Al</i>	<i>N</i>
8,53	0,96	0,022	0,21	0,076	0,01	0,05
8,51	0,9	0,026	0,205	0,076	0,02	0,042
8,7	0,9	0,032	0,22	0,072	0,001	0,044

Tabella 4.3: Trattamento termico degli *heat-numbers* impiegati dal NIMS.

Heat	<i>Normalizing</i>	<i>Tempering</i>	<i>Vickers hardness</i>
<b>MGA</b>	1045°C/10 min AC	780°C/60 min AC	221
<b>MGB</b>	1050°C/60 min AC	760°C/60 min AC	221
<b>MGC</b>	1050°C/10 min AC	765°C/30 min AC	230

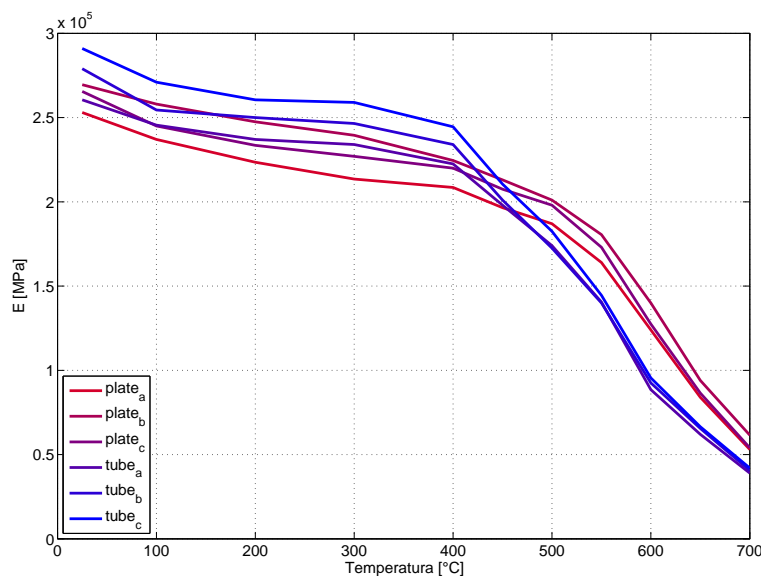


Figura 4.1: Variazione del Modulo di Young con la temperatura di prova per i diversi heat number.

## 4.2 Prova di trazione monoassiale

Il materiale impiegato nelle prove di trazione appartiene a tre diversi Heat Number ed è fornito in due formati, da cui sono ricavati i provini.

Per ciascuna prova non sono disponibili repliche e qui di seguito in tabella A.1 troviamo i dati che saranno brevemente descritti. Per ciascuna prova sono registrati i dati relativi a  $R_{P0.2\%}$ , lo sforzo massimo misurato  $R_m$ , l'allungamento  $A\%$  e la riduzione d'area nella sezione interessata da strizione oltre al modulo elastico. I dati a disposizione non consentono di ricostruire una curva monotona del materiale, ma solo di valutare come variano le principali caratteristiche con la temperatura di prova.

In figura 4.1 è rappresentato il modulo di Young con la temperatura di

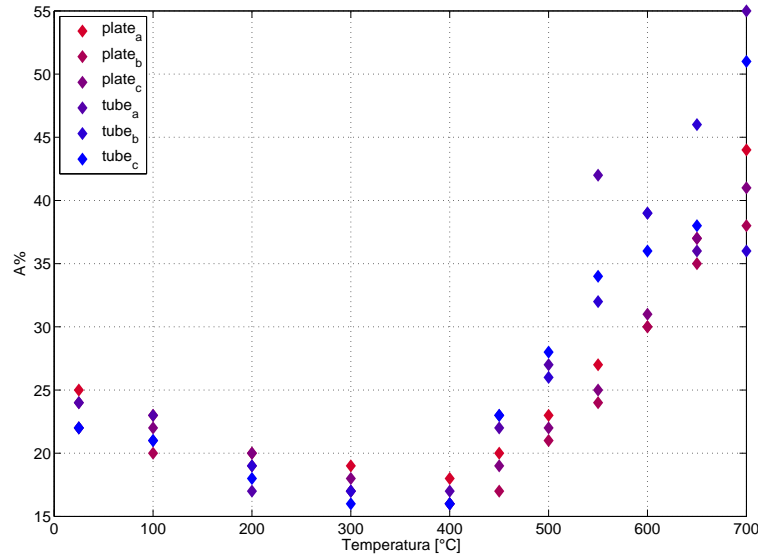


Figura 4.2: Variazione del allungamento percentuale a rottura con la temperatura di prova per i diversi heat number.

prova in ascissa e notiamo che il materiale subisce una brusca riduzione di in termini di rigidezza a partire da 400°C indipendentemente dal heat number.

In figura 4.3 notiamo che anche l'allungamento percentuale a rottura della prova di trazione varia con significatività a partire dai 400°C presentando molta dispersione tra i vari heat numbers. La caratteristica più curiosa è la presenza di un minimo proprio nell'intorno dei 400°C per il quale non sembra disponibile una spiegazione convincente.

Il carico unitario di rottura a trazione decresce velocemente a partire da 400°C con un'andamento pressochè lineare. Anche lo sforzo di scostamento dalla proporzionalità  $R_{p0.2\%}$  presenta un'andamento analogo, rimanendo sempre attorno ai 100 MPa più basso di  $R_m$  con una tendenza a ridurre la differenza all'aumentare della temperatura.

### 4.3 Prove di fatica a basso numero di cicli

Le prove di fatica LCF sono realizzate in controllo di deformazione con dei cicli simmetrici (profilo triangolare) aventi rapporto di ciclo  $R_\epsilon = -1$  e diversi valori della componente di deformazione alternata  $\epsilon_a$ . La matrice delle prove

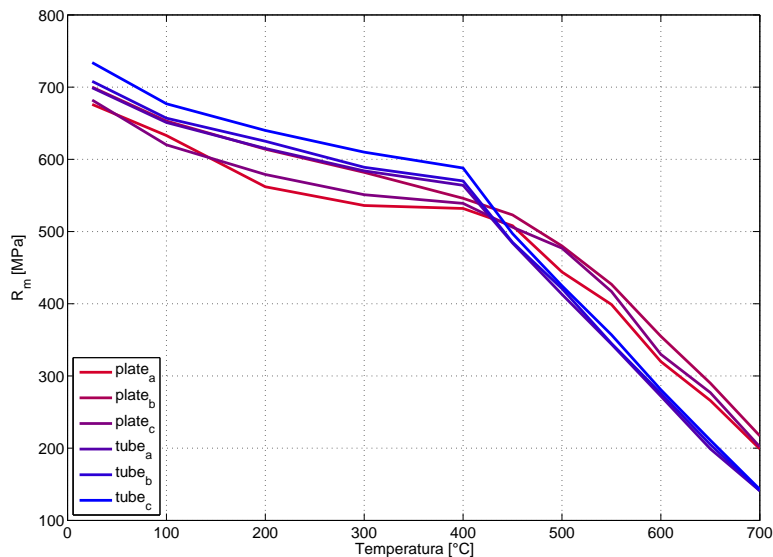


Figura 4.3: Variazione del carico unitario di rottura con la temperatura di prova per i diversi heat number.

è quella mostrata in figura 4.4. Oltre ai dati a temperatura ambiente ( $25^{\circ}\text{C}$ ) le prove ad alta temperatura sono effettuate variando due parametri, temperatura e strain rate, su quattro livelli. Le prove tuttavia non coprono tutte le possibili combinazioni di temperatura e velocità di deformazione. I dati disponibili sono riportati in appendice A.2 dei quali l'unico dato calcolato risulta essere la frequenza di ciclo, utile per successive valutazioni. Il criterio di cedimento impiegato in queste prove LCF è quello della riduzione del  $\Delta\sigma$  del 25% rispetto all'ampiezza del ciclo stabilizzato, equivalente a  $2 \cdot \sigma_a$ .

Delle prove non si hanno a disposizione i punti necessari per costruire il ciclo d'isteresi stabilizzato, quindi si dovrà fare riferimento alla curva ciclica per costruire i rami del ciclo di isteresi sotto le ipotesi di materiale tipo Masing.

## 4.4 Prove di creep monotone

I dati provengono da prove di creep a sforzo costante eseguite su diversi *heat* dello stesso materiale e sono riportati in appendice A.4. I dati a disposizione sulle prove a creep variano secondo la fonte e spesso non risultano direttamente confrontabili poiché si è verificato che l'accorpamento di prove diverse origine generava soltanto una notevole dispersione dei dati e quindi un

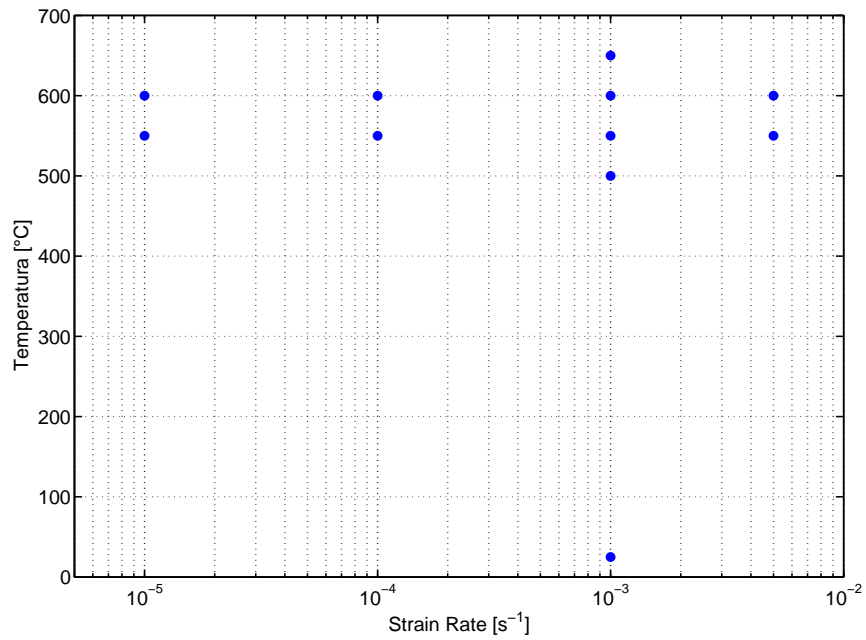


Figura 4.4: Piano delle prove LCF, per ciascuna trattamento esistono prove a diversi  $\epsilon_a$ .

risultato poco affidabile. In questi casi si è preferito valutarli separatamente piuttosto che considerarli omogenei e ricavare un comportamento medio del materiale. Nei successivi sottoparagrafi vengono rappresentati graficamente i dati presenti in appendice in modo da visualizzare meglio alcune caratteristiche del materiale.

#### 4.4.1 Sforzo vs. Tempo a rottura

Il campione di dati dal quale si è in grado di ricavare attraverso la regressione un modello di comportamento del Grade 91 è quello proveniente dal NIMS e più in particolare quello relativo alle prove condotte sul materiale prelevato da *plate B*<sup>2</sup>. Per confronto verranno rappresentati anche i dati provenienti dal lavoro di Takahashi A.5 mentre le prove interrotte (runout) non verranno visualizzate per nessuno dei campioni. I risultati ottenuti da Takahashi

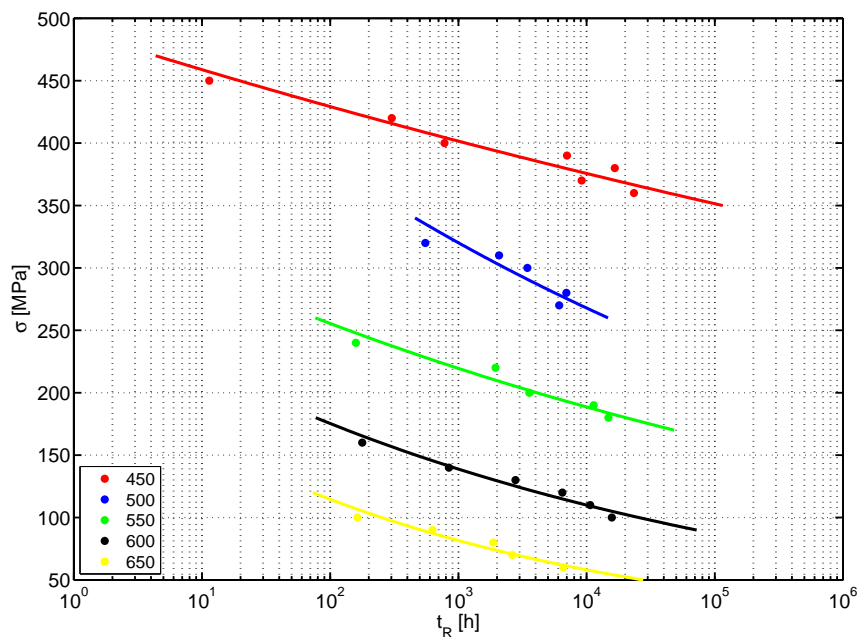


Figura 4.5: Sforzo vs. allungamento a rottura per il materiale proveniente da *plate B* del database del NIMS.

trovano perfetta corrispondenza anche in [13] dove viene individuato uno sforzo pari a 124 MPa per una durata di  $10^4$  h e di 94 MPa per una durata

<sup>2</sup>Vedi appendice A.4.

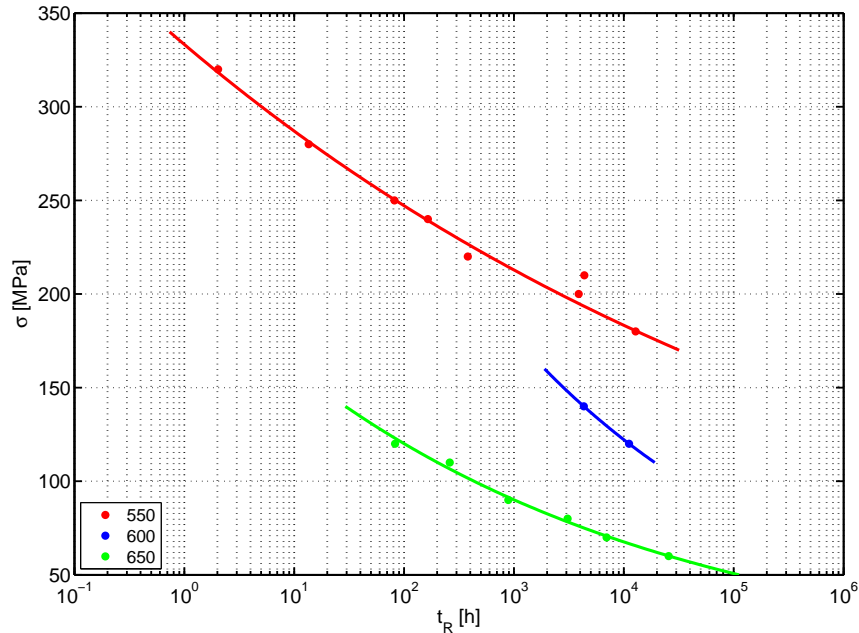


Figura 4.6: Sforzo vs. allungamento a rottura secondo le prove di Takahashi.

di  $10^5$  h a  $600^\circ\text{C}$ . La scarsità di prove a  $600^\circ\text{C}$  (solo due condotte a rottura) non garantisce alcuna robustezza statistica trattandosi di un'interpolazione di punti, piuttosto che di una regressione. I dati del NIMS, relativi a quel particolare campione mostrano invece delle prestazioni leggermente inferiori a pari temperature di prova.

#### 4.4.2 Allungamento a rottura vs. Sforzo

Anche in questo paragrafo si fa riferimento al medesimo campione, in modo da avere una panoramica quanto più completa possibile sulle prestazioni del P91 e analogamente verrà proposto il confronto tra le due fonti. Notiamo nelle figure 4.7 e 4.8 che i valori di allungamento a rottura rimangono confrontabili fino a  $550^\circ\text{C}$  mentre sia a  $600^\circ\text{C}$  che a  $650^\circ\text{C}$  le prove del NIMS mostrano valori molto superiori. Si sottolinea inoltre un marcato aumento della dipendenza dell'allungamento dallo sforzo di prova all'aumentare della temperatura.

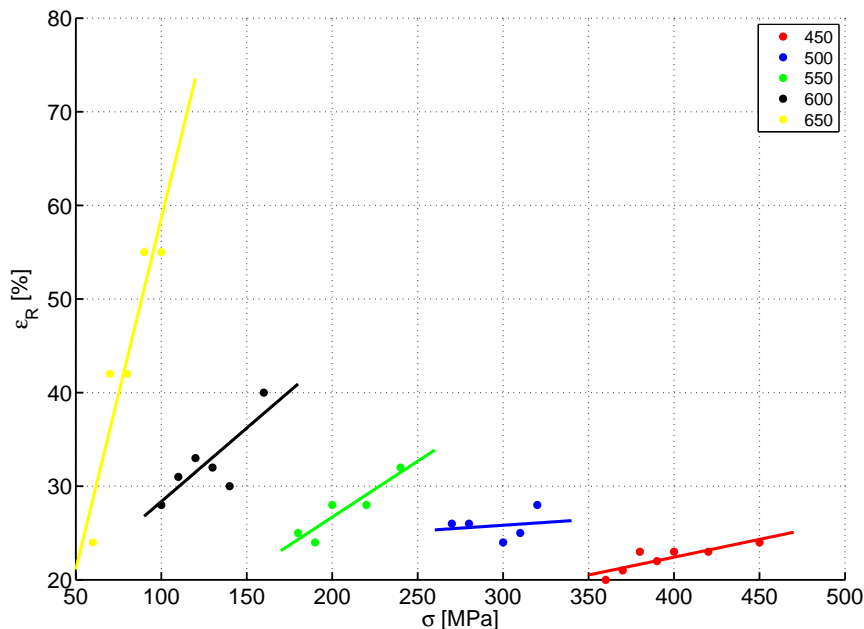


Figura 4.7: Allungamento a rottura vs. sforzo di prova per il materiale proveniente da *plate B* del database del NIMS.

## 4.5 Prove di rilassamento

Le prove di rilassamento a disposizione provengono da Takahashi e sono condotte a 550°C a partire da tre diversi livelli di ampiezza di deformazione,  $\Delta\epsilon = 1\%, 0.5\%, 0.35\%$ . I dati, estratti dal primo ciclo di una prova con mantenimento e quelli estratti al ciclo  $N_f/2$  sono riportati nelle tabelle in appendice A.7 e A.8 e di seguito rappresentati in figura 4.9.

## 4.6 Prove di creep-fatica

I dati provengono da prove isoterme effettuate in controllo di deformazione con mantenimento in corrispondenza del picco di deformazione in tensione. Le prove di creep-fatica del NIMS sono effettuate a diversi livelli di deformazione imposta alle temperature di 550°C e di 600°C. I tempi di mantenimento sono di 0.1 h e di 1 h, mentre la velocità di deformazione nel tratto plastico è sempre la stessa per tutte le prove ed è pari a 0.5%/s.

Le prove di Takahashi sono invece condotte con a tre diversi livelli di tempe-



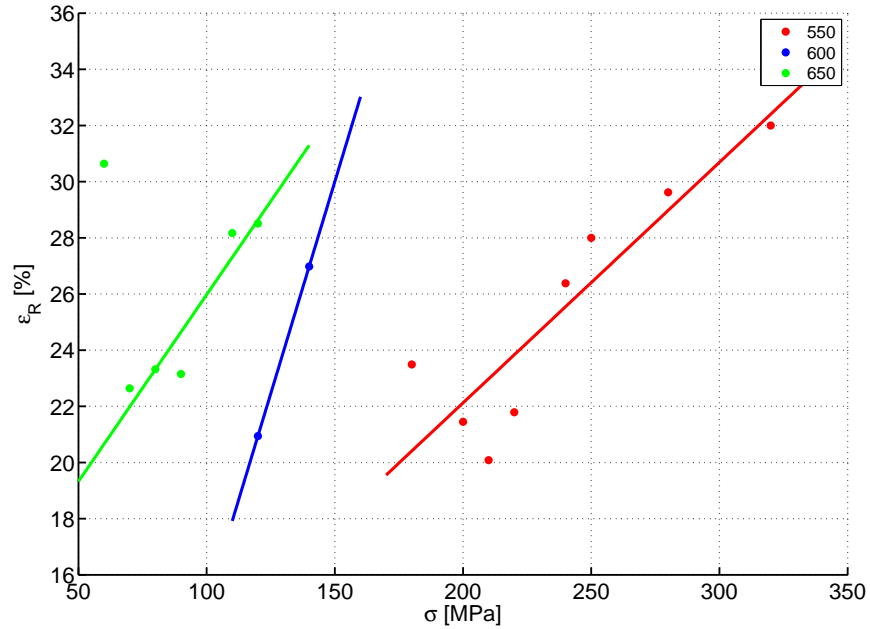


Figura 4.8: Allungamento a rottura vs. sforzo di prova secondo le prove di Takahashi.

ratura, vale a dire 550°C, 600°C e 650°C e le deformazione alternate imposte sono 1%, 0.5%, 0.35%. Per queste prove sono stati scelti dei tempi di mantenimento di 10 min, 30 min e 60 min.

I dati sono riportati in appendice A.6.

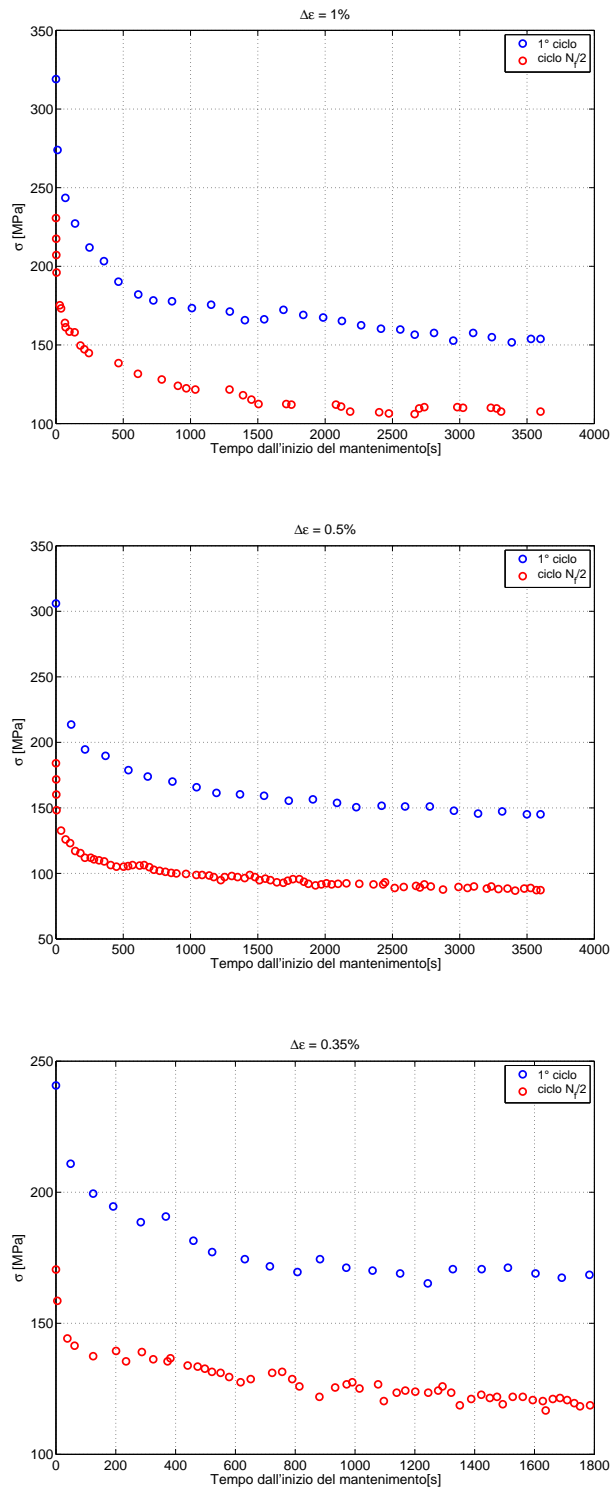


Figura 4.9: Confronto tra i dati di rilassamento a partire da diverse ampiezze di deformazione e tra il primo ciclo e quello a  $N_f/2$ .



# Capitolo 5

## Caratterizzazione dei modelli per il comportamento meccanico del P91

In questo capitolo si tratta l'elaborazione dei dati a disposizione per la valutazione dei parametri dei modelli per la caratterizzazione del comportamento meccanico dell'acciaio P91. In figura 5.1 si riporta uno schema sintetico del capitolo.

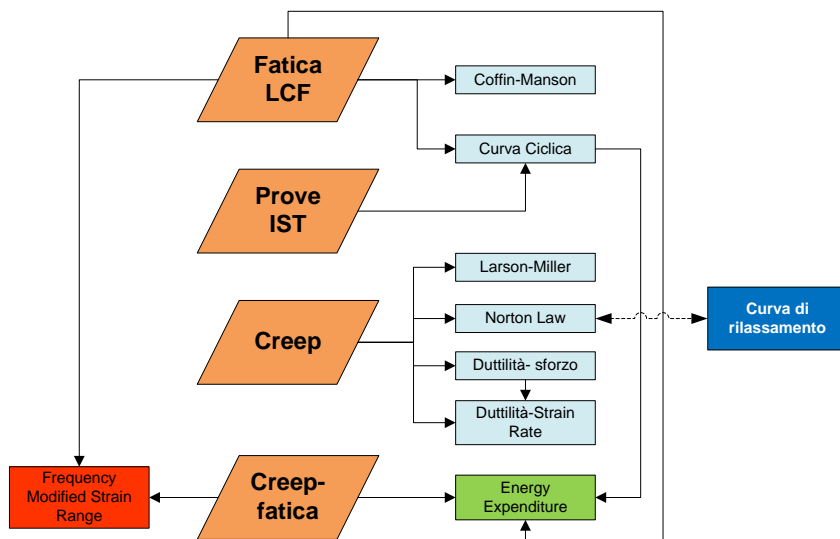


Figura 5.1: Schema riassuntivo dei modelli caratterizzati.

## 5.1 Costruzione delle curve di Coffin-Manson

I dati delle prove di fatica a basso numero di cicli permettono di costruire per regressione le curve di Coffin-Manson. Innanzitutto definiamo le principali caratteristiche delle curve  $\epsilon - N_f$ . I dati provengono da prove in controllo di deformazione che rispettano tutti i criteri richiesti per la determinazione delle curve di Coffin-Manson[31], vale a dire:

- deformazione imposta ad un tratto cilindrico di provino;
- sollecitazione alternata simmetrica  $R_\epsilon = -1$ ;
- sollecitazione monoassiale trazione-compressione;
- provini senza intaglio e tozzi (per evitare l'instabilità da carico di punta);
- prove condotte fino a rottura ( $N_f$ ).

La costruzione delle curve consiste nel determinare separatamente la correlazione tra la componenti elastica e plastica con il numero di cicli a cedimento. Si dovrà dunque calcolare la componente elastica della deformazione alternata a partire dai dati di tabella A.2 per differenza tra la deformazione alternata totale e la componente plastica misurata. Successivamente andremo ad imporre il modello della curva ciclica descritto dalle equazioni:

$$\epsilon_{el_a} = \sigma_a/E = \frac{\sigma'_f}{E}(2N_f)^b \quad (5.1)$$

$$\epsilon_{pl_a} = \epsilon'_f(2N_f)^c \quad (5.2)$$

dove  $\sigma'_f, \epsilon'_f, b, c$  sono costanti del materiale da determinare mediante regressione lineare previo passaggio ai logaritmi. Infine sommando le due componenti elastica e plastica otteniamo l'equazione di Coffin-Manson:

$$\epsilon_a = \epsilon_{el_a} + \epsilon_{pl_a} = \frac{\sigma'_f}{E}(2N_f)^b + \epsilon'_f(2N_f)^c \quad (5.3)$$

L'aver posto  $2N_f$  in ascissa, è giustificato dalla consuetudine di riferire le durate ai mezzi cicli che corrispondono alle inversioni della direzione del carico. Questa pratica trova corrispondenza nelle storie di carico random dove i cicli non risultano necessariamente chiusi.

Passando ai logaritmi delle equazioni 5.1 e 5.2 otteniamo:

$$\log \sigma_a = \log \sigma'_f + b \cdot \log (2N_f) \quad (5.4)$$

$$\log \epsilon_{pl_a} = \log \epsilon'_f + c \cdot \log (2N_f) \quad (5.5)$$

A partire dai coefficienti calcolati per le due componenti di deformazione è possibile ricavare il numero di cicli a transizione  $N_T$ , ovvero il numero di cicli oltre al quale prevale l'elasticità e ci si sposta dunque verso il dominio della fatica ad alto numero di cicli (HCF). Questo è facilmente ricavabile uguagliando la componente plastica con quella elastica:

$$\frac{\sigma'_f}{E}(2N_f)^b = \epsilon'_f(2N_f)^c \quad (5.6)$$

per cui risolvendo rispetto al numero di cicli si ottiene:

$$N_T = \frac{1}{2} \left( \frac{\epsilon'_f E}{\sigma'_f} \right)^{\frac{1}{b-c}}. \quad (5.7)$$

I parametri della curva  $\epsilon - N_f$  possono inoltre essere correlati con i parametri della curva ciclica. Infatti partendo dalle equazioni 5.1 e 5.2, posso eliminare  $2N_f$  e ricavare una relazione del tipo sforzi-deformazione plastica i cui coefficienti sono confrontabili con quelli provenienti dalla curva di Ramberg-Osgood alla medesima temperatura. Per quanto riguarda la curva di Coffin-Manson si ricava:

$$\sigma_a = \sigma'_f \left( \frac{\epsilon_{pl_a}}{\epsilon'_f} \right)^{\frac{b}{c}} \quad (5.8)$$

$$(5.9)$$

che potrà essere confrontata con la componente plastica dell'equazione di Ramberg-Osgood:

$$\sigma_a = K'(\epsilon_{pl_a})^{n'} \quad (5.10)$$

da cui:

$$K' = \frac{\sigma'_f}{(\epsilon'_f)^{\frac{b}{c}}}, \quad n' = \frac{b}{c}. \quad (5.11)$$

Per la regressione si è adottata la funzione *robustfit.m* di Matlab che permette di escludere eventuali outliers che potrebbero inficiare i risultati dell'interpolazione. La funzione impiega iterativamente l'algoritmo dei minimi quadrati pesati, calcolando i pesi ad ogni iterazione con una funzione biquadratica applicata ai residui del passo precedente [12].

Nel valutare i coefficienti delle curve di Coffin-Manson sono stati seguiti due approcci:

1. La deformazione plastica alternata è ricavata per differenza dalla deformazione totale alternata meno la componente elastica che viene calcolata come  $\epsilon_{el_a} = \sigma_a/E$  dove  $E$  è il modulo di Young per le piastre dalla prova di trazione monotona.

Tabella 5.1: Parametri della curva di Coffin-Manson, valutati a partire dall'ampiezza di sforzo misurata.

Temp [°C]	$\dot{\epsilon}$ [ $s^{-1}$ ]	$\sigma'_f/E$	$b$	$\epsilon'_f$	$c$	$R_{rob}^2$
25	0.001	0.00320579	-0.0678025	0.226766	-0.469275	0.989231
500	0.001	0.00263162	-0.0559257	0.23511	-0.522983	0.993435
550	1e-005	0.00528274	-0.165609	0.755933	-0.676593	0.880109
550	0.0001	0.00238808	-0.0624064	0.707198	-0.658038	0.983774
550	0.001	0.0029077	-0.0733511	0.250705	-0.539709	0.965405
550	0.005	0.00264931	-0.0609087	0.49442	-0.616715	0.971672
600	1e-005	0.00323749	-0.125613	1.67381	-0.78011	0.949073
600	0.0001	0.00222719	-0.0523498	0.613154	-0.647767	0.882537
600	0.001	0.00276984	-0.0604625	1.5332	-0.761661	0.967169
600	0.005	0.00324497	-0.0736641	3.17761	-0.846704	0.950607
650	0.001	0.00353766	-0.0783877	9.18295	-1.0066	0.963014

2. La deformazione plastica è quella misurata durante la prova, senza calcolare una deformazione elastica attraverso il modulo di Young proveniente da un'altra prova.

La prima alternativa passa attraverso il  $\epsilon$  e quindi la deformazione plastica alternata è ricavata per differenza dalla deformazione totale alternata. Questo approccio fornisce i risultati presentati in tabella 5.1.

Il secondo approccio consiste nell'impiegare la deformazione plastica alternata, misurata come semi-ampiezza del ciclo di isteresi sull'asse degli sforzi nulli, per ricavare la deformazione elastica alternata a partire dalla deformazione totale. In questo caso si ottengono dei risultati simili al caso precedente ma rispetto al primo, si considera questa valutazione più attendibile poiché non introducendo un parametro aggiuntivo (modulo elastico) esterno alla prova di fatica, si evita la propagazione di eventuali errori intrinseci nella stima del parametro stesso sui coefficienti appena calcolati. In tabella 5.2 sono riportati i valori calcolati secondo quest'ultimo approccio. A tutte le temperature di prova e velocità di deformazione, il modello di Coffin-Manson sembra trovare una buona corrispondenza, come dimostrano i coefficienti di correlazione lineare riportati in tabella. In figura 5.2 è rappresentato graficamente il risultato dell'interpolazione, per le altre curve si faccia riferimento all'appendice B.1.

### 5.1.1 Effetto della temperatura sulla durata a fatica

La temperatura di prova, secondo diverse fonti [28, 7], ha un effetto negativo sulla durata a fatica. Dalla regressione risulta infatti che l'esponente  $c$  del-

Tabella 5.2: Parametri della curva di Coffin-Manson, valutati a partire dalla deformazione plastica misurata.

$Temp[^\circ C]$	$\dot{\epsilon} [s^{-1}]$	$\sigma'_f/E$	$b$	$\epsilon'_f$	$c$	$R_{rob}^2$
25	0.001	0.00489445	-0.0766666	0.571974	-0.608738	0.967366
500	0.001	0.00309305	-0.0600877	0.257906	-0.5428	0.996061
550	1e-005	0.0026824	-0.074007	0.790888	-0.688873	0.911565
550	0.0001	0.00392092	-0.110059	0.815447	-0.682053	0.96854
550	0.001	0.00389792	-0.100016	0.241135	-0.539812	0.949662
550	0.005	0.00289972	-0.0627347	0.695945	-0.665039	0.97503
600	1e-005	0.00217339	-0.0874964	1.37113	-0.751472	0.953471
600	0.0001	0.0025496	-0.0792384	0.4872	-0.613818	0.868395
600	0.001	0.00246836	-0.0625909	0.761194	-0.666202	0.976399
600	0.005	0.00259169	-0.0675873	1.53649	-0.744353	0.964016
650	0.001	0.00203701	-0.0655681	1.24613	-0.724269	0.992148

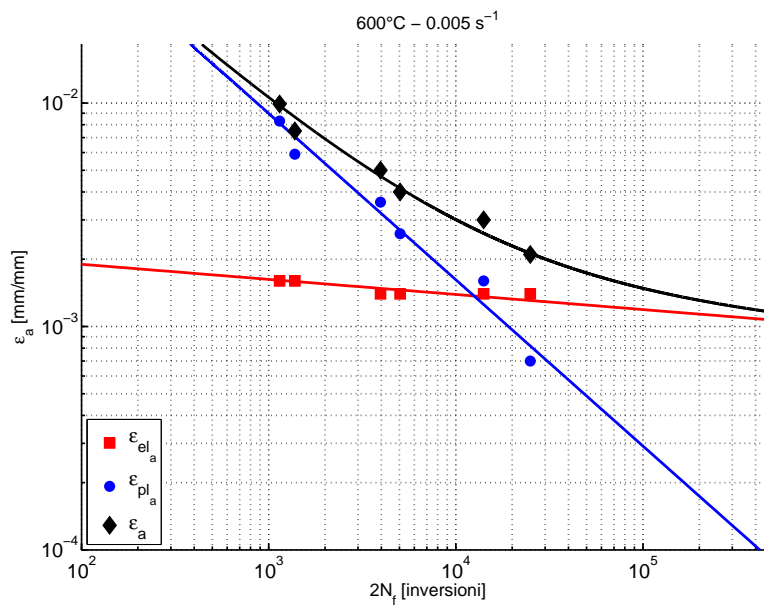


Figura 5.2: Curva di Coffin-Manson a 650°C e 0,005 s<sup>-1</sup>.



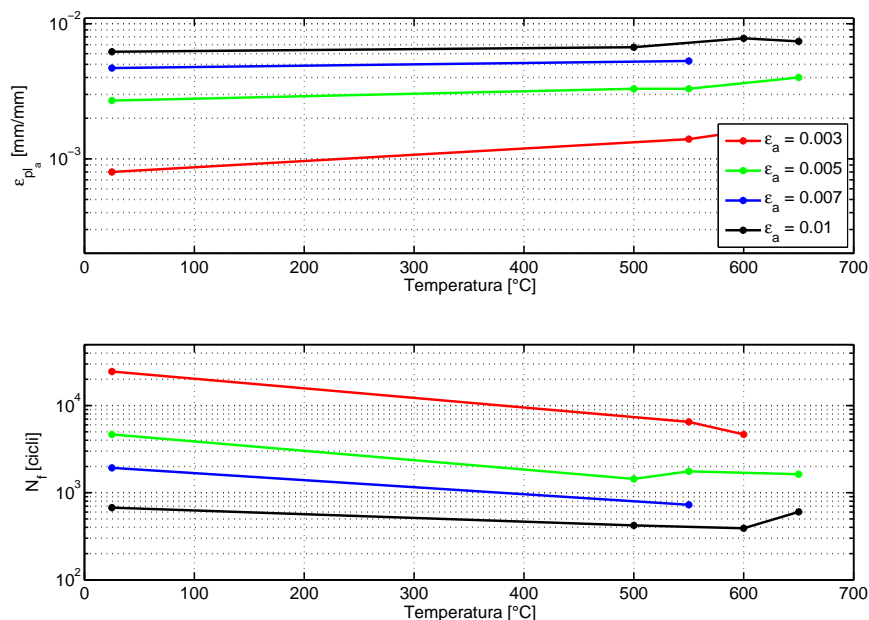


Figura 5.3: Effetto della temperatura sulla deformazione plastica alternata e sulla durata a fatica a pari  $\epsilon_a$  con  $\dot{\epsilon} = 10^{-3} s^{-1}$ .

la curva di Coffin-Manson assume un valore decrescente all'aumentare della temperatura, sia per il primo che per il secondo approccio a pari velocità di deformazione (vedi figura ). In figura 5.3 notiamo inoltre la riduzione della durata a fatica a pari ampiezza e velocità di deformazione. A differenza da quanto evidenziato in [28], ma in linea con le osservazioni di , i dati analizzati mostrano un graduale incremento di deformazione plastica<sup>1</sup> a pari ampiezza di deformazione totale all'aumentare della temperatura. La riduzione della deformazione plastica a metà vita del componente con l'aumentare della temperatura dovrebbe infatti giustificare il cosiddetto *Dynamic Strain Aging (DSA)* [28]. Questo fenomeno infatti si verifica quando dopo aver deformato il materiale in una direzione, gli atomi di soluto hanno il tempo di segregare dalla matrice metallica, per cui andando a bloccare le dislocazioni fanno sì che una volta ricaricato nella direzione opposta questo presenti uno sforzo di snervamento superiore. Il fenomeno potrebbe dipendere dalla velocità di deformazione (frequenza di ciclo) piuttosto che da eventuali periodi di mantenimento.

<sup>1</sup>Misurata come semi-ampiezza del ciclo di isteresi a  $N_f/2$  sull'asse  $\sigma = 0$ .

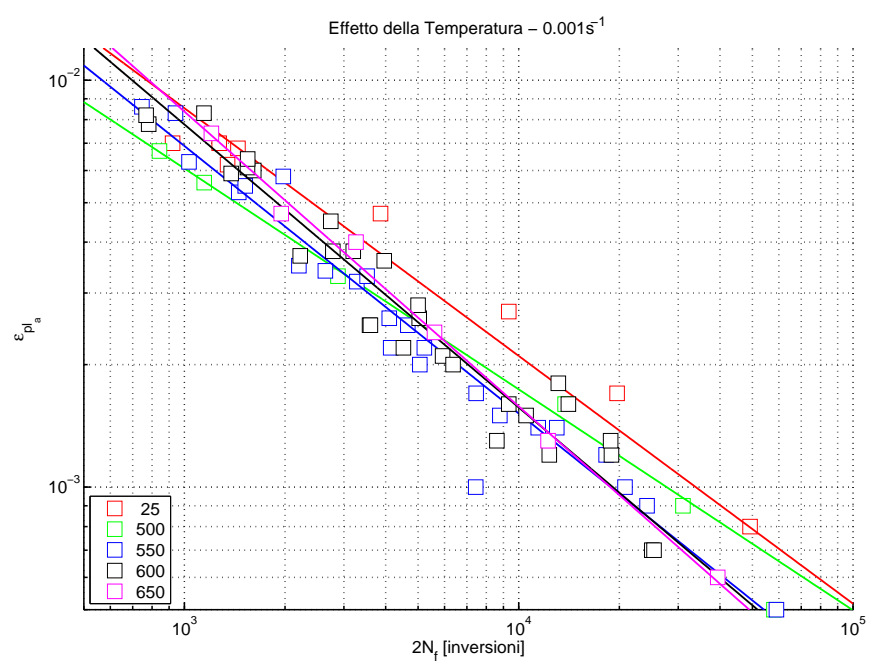


Figura 5.4: Effetto della temperatura sulla durata a fatica con  $\dot{\epsilon} = 10^{-3}s^{-1}$ .

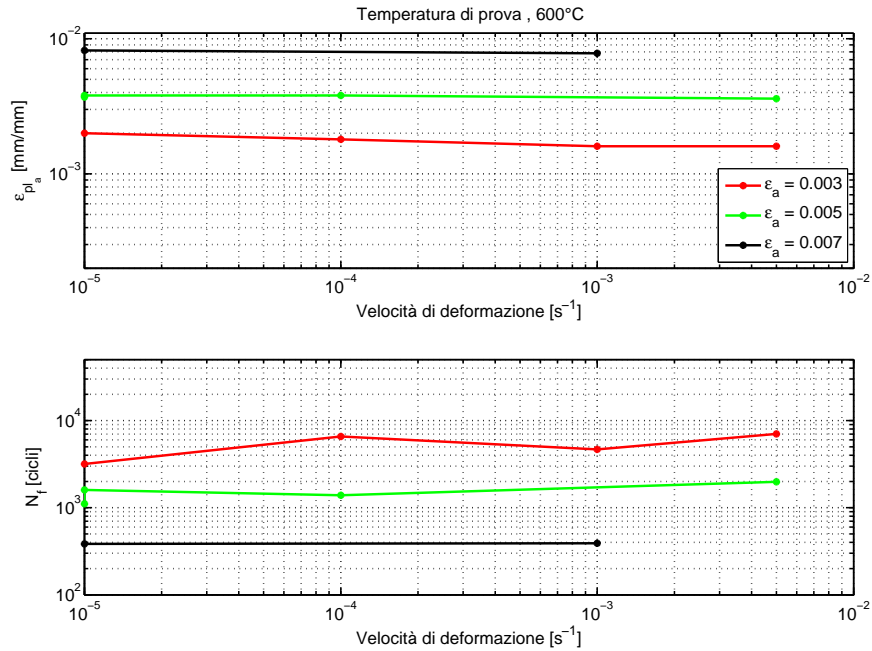


Figura 5.5: Effetto della velocità di deformazione sulla deformazione plastica alternata e sulla durata a fatica a pari  $\epsilon_a$ ,  $T = 600^\circ C$ .

### 5.1.2 Effetto della velocità di deformazione sulla durata a fatica

Per quanto riguarda la velocità di deformazione, non si osserva una dipendenza della durata a fatica da questo parametro pur essendo le curve cicliche fortemente influenzate da questo parametro. Questa caratteristica la notiamo dalla figura 5.5, infatti mentre la deformazione plastica decresce all'aumentare della velocità di deformazione, soprattutto per piccole deformazioni alternate, la durata a fatica non presenta nessuna particolare tendenza.

## 5.2 Comportamento ciclico

La curva ciclica del materiale è uno strumento necessario per qualsiasi applicazione ingegneristica dove il componente sia sottoposto a carichi ciclici oltre il limite di snervamento, sia esso a temperatura ambiente piuttosto che ad alta temperatura. La risposta del materiale è una caratteristica intrinseca dello stesso e il suo comportamento può effettivamente dipendere dalla sua

storia e quindi dalle precedenti deformazioni o dall'invecchiamento subito. I test convenzionali di fatica a basso numero di cicli risultano insufficienti per fare delle previsioni di durata, essi forniscono un numero di cicli a nucleazione per determinate ampiezze di deformazione imposta, ma un ulteriore requisito risulta un legame costitutivo ( $\sigma - \epsilon$ ) caratteristico del comportamento ciclico del materiale [39].

Generalmente i materiali soggetti a carico ciclico vengono suddivisi in due classi: *hardening* e *softening*. I primi, dopo una fase di transitorio, incrudiscono ciclicamente, per cui si osserva un incremento degli sforzi necessari per raggiungere i valori di deformazione imposta. Gli altri materiali invece, addoliscono ciclicamente e mostrano quindi una diminuzione degli sforzi necessari al raggiungimento della deformazione imposta. Usualmente materiali con caratteristiche meccaniche migliorate, sia per deformazione plastica che per trattamento termico (bonifica), tendono ad addolcire, viceversa per materiali che ad esempio si presentano allo stato ricotto [31].

I materiali che incrudiscono generalmente mostrano un plateau nel grafico  $\sigma - N$  mentre quelli che addoliscono continuano ad addolcire dopo un periodo iniziale in cui gli sforzi decrescono rapidamente. Alcuni materiali, come è il caso del Grade 91 [7, 28], presentano addirittura un comportamento di tipo hardening nei primissimi cicli e successivamente addoliscono (vedi figura 5.6). I motivi per cui il P91 mostra un comportamento tipo softening

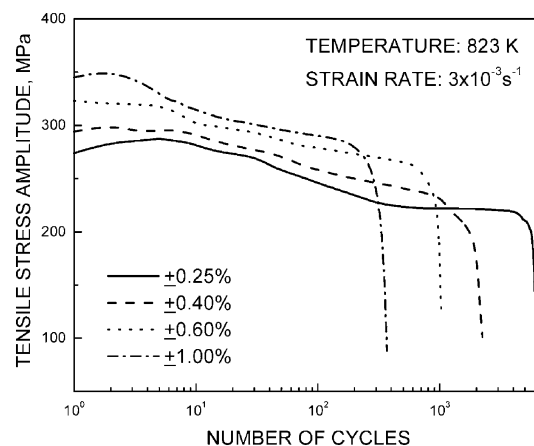


Figura 5.6: Risposta ciclica del Grade 91 (Hot Forged - NT) a 550°C [28]

sono stati individuati per mezzo delle osservazioni metallografiche<sup>2</sup> sono di seguito elencati:

<sup>2</sup>B. A. Kaschinka e J. E. Stubbins (1989) e J. Hollar and J. R. Weertman (1987) citati in [7].

1. rilassamento delle dislocazioni indotte durante la trasformazione in martensite,
2. cambio dalla struttura originaria aghiforme alla struttura a grani equiasici,
3. riduzione della resistenza a causa dell'ingrossamento dei precipitati,
4. trasformazione dei cluster Mo-C-Mo in coppie Mo-C a cui è associata una perdita dell'effetto di indurimento per soluzione solida sostituzionale e
5. riduzione degli sforzi per effetto del film di ossido che viene a formarsi durante la deformazione.

Come accennato il materiale inizialmente vergine, quando sottoposto a carichi ciclici sperimenta una fase di transizione dopodiché la risposta tende a stabilizzarsi per cui i cicli d'isteresi vengono a sovrapporsi sul piano  $(\sigma - \epsilon)$ . Generalmente per ciclo stabilizzato si intende il ciclo  $N = N_f/2$  dove il numero di cicli a cedimento può essere definito secondo diversi criteri (generalmente nelle prove per la determinazione della curva ciclica non si arriva nemmeno alla nucleazione della cricca [39]).

Un ciclo è definito essenzialmente dai parametri  $\Delta\sigma$  e  $\Delta\epsilon$  e quest'ultimo può essere suddiviso in due componenti, una elastica e una plastica.

$$\Delta\epsilon = \Delta\epsilon_e + \Delta\epsilon_p = \frac{\Delta\sigma}{E} + \Delta\epsilon_p \quad (5.12)$$

La pendenza dei tratti lineari è pari al modulo elastico e la deformazione alternata è calcolata come la metà dell'ampiezza di deformazione poiché le prove sono sempre condotte con rapporto di ciclo  $R_\epsilon = -1$  quindi:

$$\epsilon_a = \frac{\Delta\epsilon}{2}, \quad \sigma_a = \frac{\Delta\sigma}{2}, \quad \epsilon_{pa} = \frac{\Delta\epsilon_p}{2} \quad (5.13)$$

e di conseguenza si perviene a:

$$\epsilon_a = \frac{\sigma_a}{E} + \epsilon_{pa}. \quad (5.14)$$

Per la costruzione della curva ciclica in linea di principio si riportano tutti i cicli di isteresi ottenuti con diversi livelli di deformazione totale imposta e se ne interpolano i vertici con un'equazione a tre parametri del tipo *Ramberg-Osgood* [37]. Rispetto alla formulazione proposta nel riferimento, si preferisce

fare riferimento all'equazione 5.15 che risulta più facilmente manipolabile per la valutazione dei parametri mediante regressione.

$$\epsilon_a = \frac{\sigma_a}{E'} + \left( \frac{\sigma_a}{K'} \right)^{1/n'} \quad (5.15)$$

dove  $K'$  è detto coefficiente di resistenza e  $n'$  è l'indice di incrudimento, mentre  $E'$  è il modulo elastico, il cui apice sta ad indicare che non corrisponde al valore proveniente dalla prova monotona di trazione. Per ricavare sperimentalmente la curva ciclica possono essere utilizzati diversi metodi a cui corrispondono diverse prove.

**Single Step Test (SST)** Consiste in una serie di prove LCF ciascuna condotta ad un solo livello di deformazione totale imposta dalla quale verrà estratto il ciclo stabilizzato ( $N_f/2$ ).

**Incremental Step Test (IST)** È il metodo più rapido per ricavare la curva ciclica, consiste nel sottoporre un solo provino a dei blocchi di deformazione in cui l'ampiezza della deformazione varia ad ogni semi-ciclo secondo una legge triangolare incrementando fino ad un limite imposto e poi decrescendo fino al completamento del blocco. Il singolo blocco viene ripetuto fino all'ottenimento di una risposta stabilizzata del materiale per cui i cicli sono riproducibili uguali a se stessi (saturazione) come in figura 5.7.

**Multiple Step Test (MST)** Anche questa prova risulta più economica rispetto alla Single Step, poiché impiega un singolo provino che viene sollecitato a blocchi di deformazione costante. Una volta raggiunto il ciclo stabilizzato si passa al blocco successivo con un'ampiezza di deformazione maggiore sotto l'ipotesi che la storia di carico precedente non influenzi quella successiva.

### 5.2.1 Costruzione della curva ciclica

I dati a disposizione provengono dalle prove di fatica a basso numero di cicli (A.2) e dalle prove incremental step (A.3), per cui è possibile confrontare le curve risultanti dai due diversi metodi per ricavarle rappresentate in figura 5.8.

Da un primo confronto risulta che la curva determinata con il metodo IST tende a sottostimare gli sforzi soprattutto per basse deformazioni e che presenta un indice di incrudimento maggiore rispetto alla curva originata a partire dalle prove SST. Le prove IST sono tutte realizzate con una velocità di

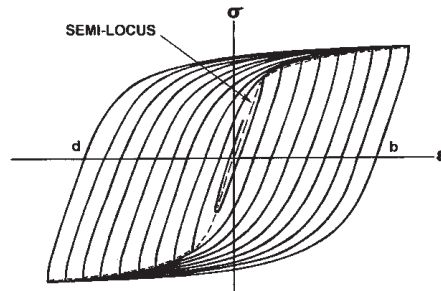


Figura 5.7: Risultato a saturazione della prova Incremental Step.

deformazione  $\dot{\epsilon} = 10^{-3} s^{-1}$  mentre le prove di LCF sono condotte a diversi *strain rate* per i quali è possibile generare diverse curve cicliche allo stesso livello di temperatura.

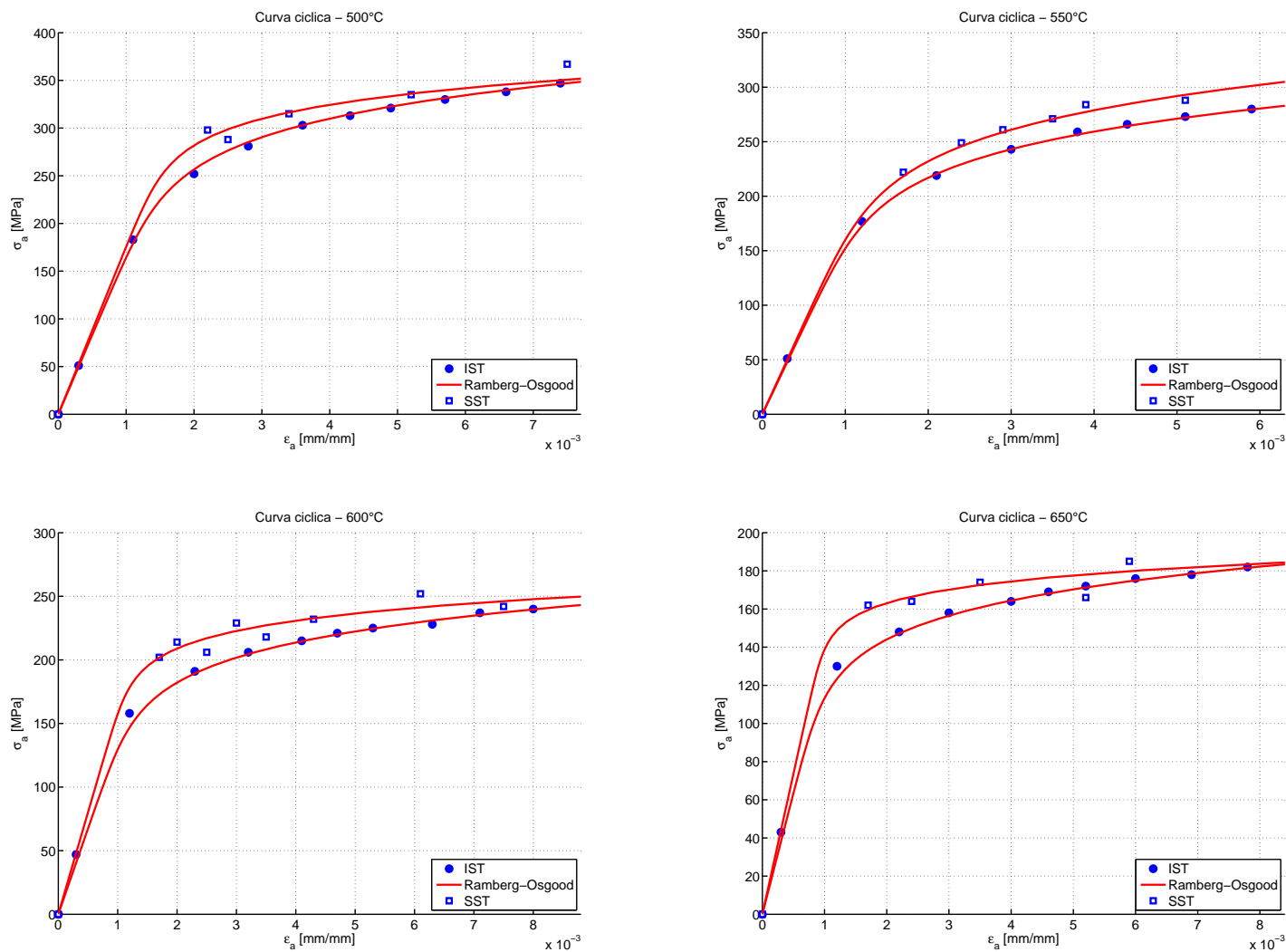


Figura 5.8: Confronto tra le curve cicliche ricavate dalle prove SST e IST a diversi livelli di temperatura.



Tabella 5.3: Parametri della curva ciclica, valutati a partire dalle prove IST.

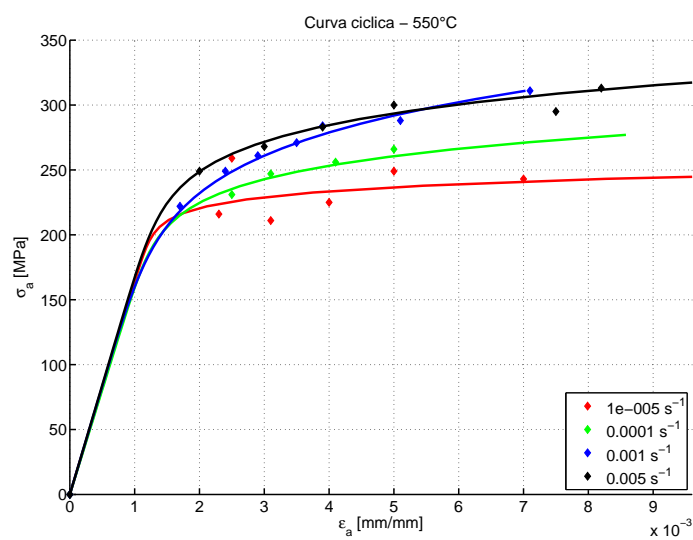
Temp [°C]	$\dot{\epsilon}$ [ $s^{-1}$ ]	$E'$ [MPa]	$K'$ [MPa]	$n'$	$R_{rob}^2$
500	0.001	166090	655.793	0.121866	0.994576
550	0.001	159465	588.739	0.135692	0.998371
600	0.001	134600	443.891	0.121267	0.985664
650	0.001	126998	326.487	0.115997	0.995425

Per tutti i dataset il primo punto è stato forzato in  $\epsilon = 0\text{mm/mm}$  e  $\sigma = 0\text{MPa}$ , in modo da ottenere una curva con inizio nell'origine degli assi. Per la regressione è stata considerata la deformazione totale alternata come variabile indipendente e gli sforzi alternati misurati come variabile dipendente. La valutazione del modulo elastico si riduce ad una regressione lineare tra gli sforzi ( $y$ ) e le deformazioni totali epurate della componente plastica misurata ( $x$ ) mentre per il calcolo dei rimanenti parametri è necessario passare ai logaritmi degli sforzi ( $y$ ) e delle deformazioni plastiche ( $x$ ) escludendo questa volta il punto (0;0). Sempre impiegando la funzione *robustfit.m* di Matlab siamo in grado di valutare il coefficiente di resistenza  $K'$  e l'indice di incrudimento  $n'$ . Di seguito in tabella 5.3 e 5.4 sono riportati i parametri delle curve cicliche secondo i due diversi metodi di valutazione.

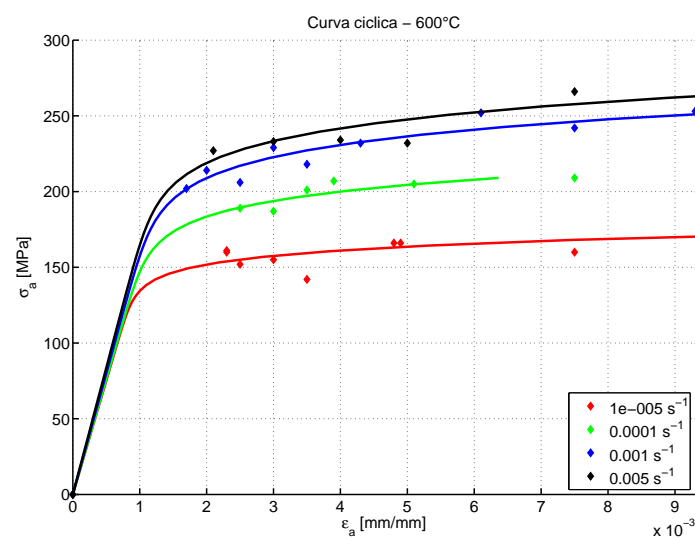
Si nota che il modulo elastico ciclico, non subisce variazioni significative né tra le prove IST e SST a pari temperatura, né al variare della velocità di deformazione tra le prove SST. Dal riscontro grafico di figura 5.9 inoltre si evidenzia una sensibile riduzione del carico di snervamento al diminuire della velocità di deformazione.

Tabella 5.4: Parametri della curva ciclica, valutati a partire dalle prove SST.

Temp [°C]	$\dot{\epsilon}$ [ $s^{-1}$ ]	$E'$ [MPa]	$K'$ [MPa]	$n'$	$R_{rob}^2$
500	0.001	175706	541.206	0.0833266	0.845851
550	1e-005	163861	299.239	0.0415833	0.0855755
550	0.0001	161085	425.7	0.0862534	0.872861
550	0.001	166591	639.105	0.136779	0.973822
550	0.005	168192	492.871	0.0904516	0.945436
600	1e-005	150094	221.421	0.0545035	0.273532
600	0.0001	152150	304.163	0.0707917	0.617671
600	0.001	160052	364.033	0.076332	0.811452
600	0.005	167139	380.196	0.0758138	0.666301
650	0.001	147167	246.707	0.0589143	0.657779



(a) 550°C



(b) 600°C

Figura 5.9: Confronto tra le curve cicliche ricavate dalle prove SST a diverse velocità di deformazione.

Per la costruzione del modello di durata del materiale si preferisce fare riferimento alle curve cicliche costruite a partire dalle prove Single Step. La possibilità di stabilire una dipendenza dalla velocità di deformazione imposta risulta infatti molto attraente e permette un'analisi più realistica, sebbene il coefficiente di correlazione lineare in taluni casi non sia molto soddisfacente. L'impossibilità di ricostruire i cicli d'isteresi sul piano sforzi-deformazioni, per la mancata disponibilità dei dati, non ci consente di verificare l'ipotesi di Masing per cui è possibile ricostruire i rami dei cicli di isteresi raddoppiando la curva ciclica e sostituendo gli opportuni segni per quello ascendente e quello discendente. Qualora l'ipotesi fosse verificata, sovrapponendo i vari cicli di isteresi ottenuti con diverse ampiezze di deformazione, ponendo il vertice inferiore sull'origine degli assi, i rami ascendenti di suddetti cicli verrebbero a coincidere e avrebbero appunto la forma della curva ciclica.

### 5.3 Modelli di Rilassamento

Quando si conducono delle prove di creep-fatica in controllo di deformazione bisogna necessariamente considerare il rilassamento degli sforzi. Dunque non sarebbe possibile impiegare direttamente i dati provenienti dalle prove di *forward creep* nella valutazione del comportamento durante il tempo di mantenimento. Ecco perché taluni tendono a distinguere le prove di creep-fatica, condotte in controllo di carico (sforzi) durante il mantenimento dalle prove cosiddette di rilassamento-fatica, condotte in controllo di deformazione per tutta la durata del ciclo di isteresi [10]. A questo proposito è necessario costruire un modello che lega gli sforzi al tempo dall'inizio del mantenimento. In riferimento alla figura 4.9 osserviamo che al ciclo  $N_f/2$  il materiale vede sforzi inferiori rispetto al primo ciclo e che inoltre rilassa più velocemente a pari deformazione imposta. Questo significa che impiegare i dati provenienti dal rilassamento del primo ciclo di prova, come riferimento per l'intera vita in esercizio, nei modelli di calcolo del danneggiamento implica sovrastimare gli sforzi durante il mantenimento e dunque ottenere una previsione di durata assolutamente conservativa. Per la regressione sono stati selezionati due modelli, il primo è semplicemente un polinomio di secondo grado che lega lo sforzo al logaritmo del tempo di mantenimento (equazione 5.16), il secondo invece trova origine nei primi anni '60 ed è attribuito a P. Feltham [45, 22] (equazione 5.17), da cui prende origine il nome.

$$\sigma = \sigma_0 + a \cdot \log(t) + b \cdot \log(t)^2 \quad (5.16)$$

$$\sigma = \sigma_0 + b \cdot \log(a \cdot t + 1) \quad (5.17)$$

Tabella 5.5: Parametri della curva di rilassamento per il ciclo  $N_f/2$  a  $550^\circ\text{C}$  del modello polinomiale di equazione 5.16

Temp [ $^\circ\text{C}$ ]	$\Delta\epsilon$ [%]	a	b
550	1.00	-16.7341	0.168265
550	0.50	-15.8607	0.509949
550	0.35	-4.96673	-0.231484

Tabella 5.6: Parametri della curva di rilassamento per il ciclo  $N_f/2$  a  $550^\circ\text{C}$  del modello di Feltham di equazione 5.17.

Temp [ $^\circ\text{C}$ ]	$\Delta\epsilon$ [%]	a	b
550	1.00	-15.0829	1.21531
550	0.50	-10.1745	3.96346
550	0.35	-7.36072	0.474

dove  $a$  e  $b$  sono i parametri da ricavare mediante una regressione (nel primo caso lineare nel secondo non lineare) e  $t$  è il tempo dall'inizio del mantenimento.

I valori dei parametri calcolati sono riportati nelle tabelle 5.5 e 5.17 mentre in appendice B.4 troviamo rappresentato graficamente il medesimo risultato. Tra i due modelli si sceglie di impiegare quello di equazione 5.17 poiché a pari bontà nell'interpretare il comportamento risulta più citato in letteratura. In figura B.4 si apprezza il risultato dal punto di vista grafico.

## 5.4 Comportamento a creep

Sul creep è disponibile una grande mole di dati essendo questo materiale oggetto di studio da molti anni per l'applicazione nell'industria nucleare e della generazione termoelettrica. Anche nel caso delle prestazioni a creep si rileva una sensibilità alla composizione chimica e al trattamento termico, spesso sconosciuto di alcuni lotti di materiale di cui si conoscono solo i risultati delle prove in laboratorio.

### 5.4.1 Costruzione della curva di Larson-Miller

Il parametro di Larson-Miller è calcolato per ciascuna prova condotta a sforzo costante semplicemente come:

$$LMP = T(C + \log(t_R)) \quad (5.18)$$

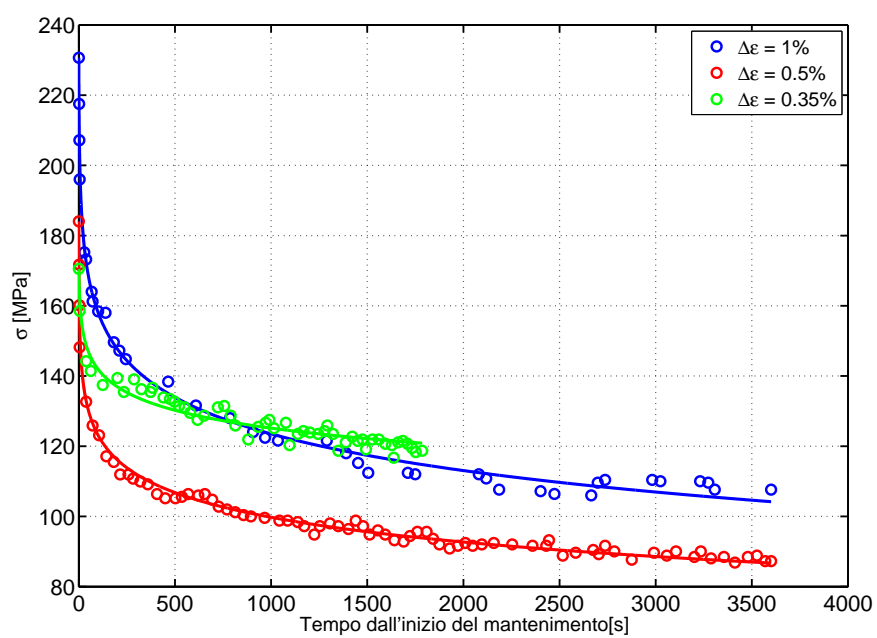


Figura 5.10: Risultato della regressione con il modello di Feltham.

dove la temperatura  $T$  è espressa in Kelvin, il tempo a rottura in ore e  $C$  è una costante del materiale che può essere calcolata come l'intercetta sul piano  $1/T - \log(t_R)$  dove si incontrano le rette interpolanti i punti relativi a prove sperimentali condotte allo stesso sforzo ma a temperature diverse.

Si utilizzano i dati delle prove di Takahashi [48] rappresentati in figura

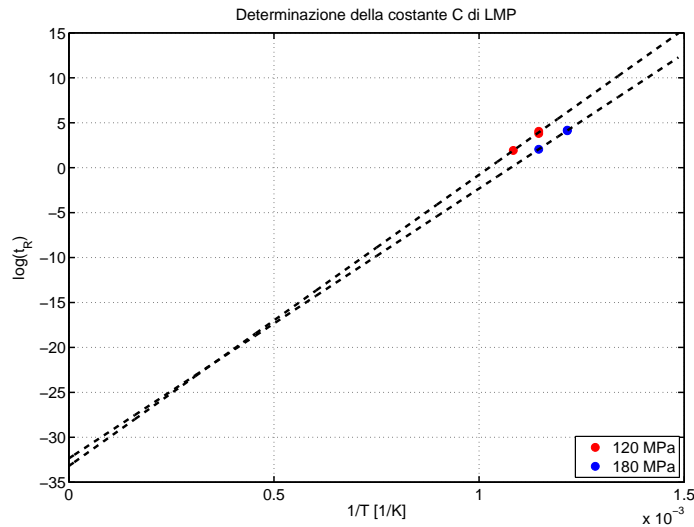


Figura 5.11: Determinazione della costante  $C$  del parametro di Larson-Miller.

5.11 per ricavare suddetto valore, una volta costruite le rette interpolanti si calcola il valore medio dell'intercetta sull'asse  $1/T = 0$  ottenendo  $C \approx 32.8$ . È possibile utilizzare questo valore per calcolare il parametro di Larson-Miller e ritenerlo significativo di tutto il dataset. Tuttavia si preferisce utilizzare il valore che minimizza l'errore quadratico medio (figura 5.12) della regressione polinomiale di terzo grado<sup>5</sup> di equazione 5.19 in funzione del logaritmo dello sforzo:

$$LMP = a_0 + a_1 \cdot (\log \sigma) + a_2 \cdot (\log \sigma)^2 + a_3 \cdot (\log \sigma)^3 \quad (5.19)$$

Valori più elevati della costante  $C$  per il Grade 91, rispetto al valore generalmente assunto per i metalli pari a 20, trovano una giustificazione anche in letteratura [3, 15].

I risultati di questi calcoli preliminari sono mostrati in figura 5.13 ed in tabella 5.7.

<sup>5</sup>Il polinomio di terzo grado è sembrato il più adatto a descrivere la funzione in quanto aumentando il grado di interpolazione significa aggiungere dei punti di flesso alla curva e quindi assegnare un andamento di dubbia interpretazione.

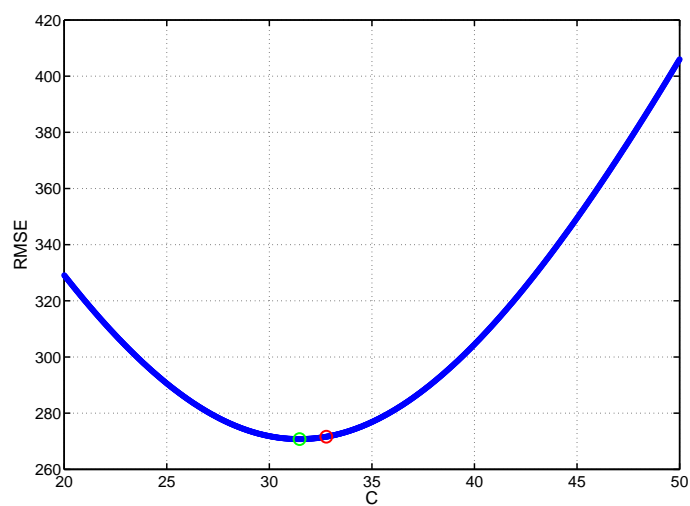


Figura 5.12: Andamento della radice dell'errore quadratico medio in funzione della costante  $C$  del parametro di Larson-Miller, in rosso il valore della costante calcolato come in figura 5.11 mentre in verde il punto di minimo della curva.



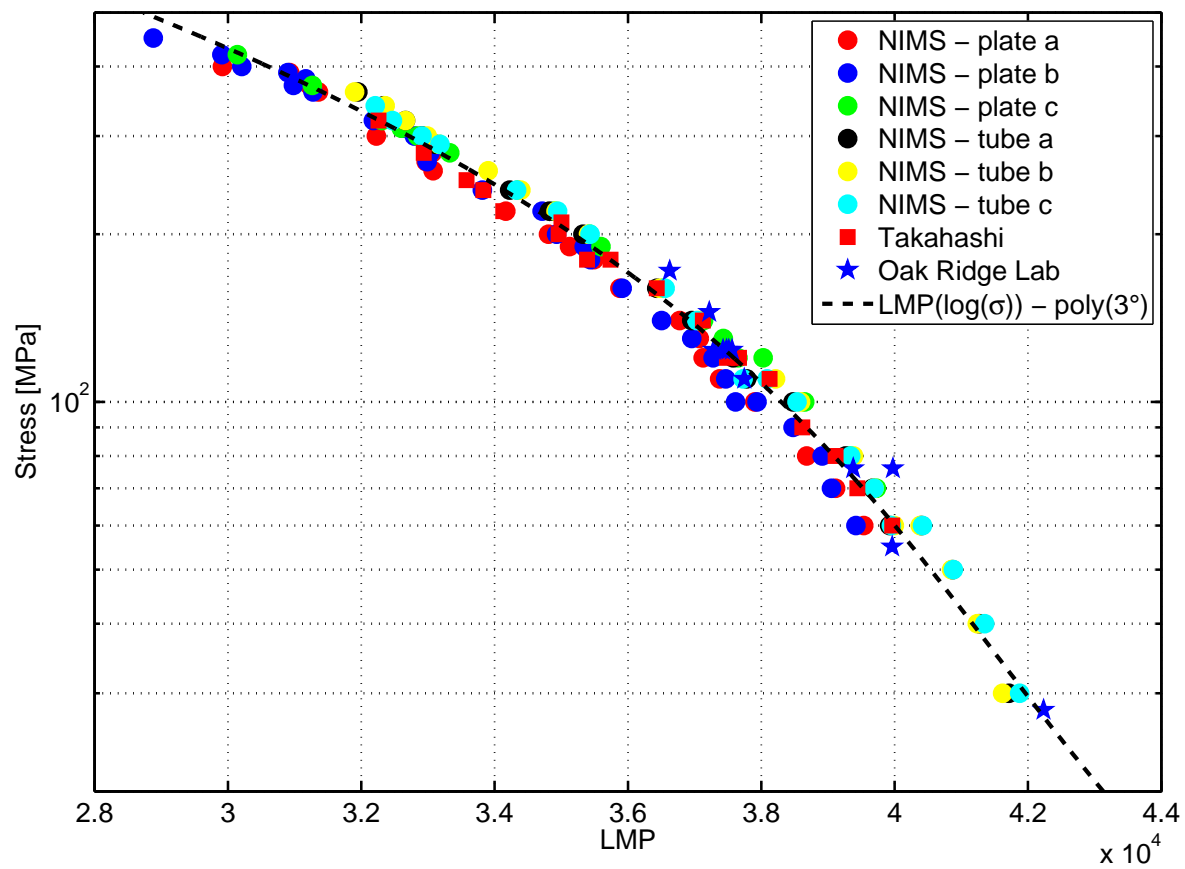


Figura 5.13: Andamento del parametro di Larson-Miller in funzione dello sforzo (gli assi sono convenzionalmente invertiti).

Tabella 5.7: Parametri della Curva di Larson-Miller ed i coefficienti della regressione polinomiale.

$C$	$a_3$	$a_2$	$a_1$	$a_0$	$R^2$
31.4573	-3135.65	14889.6	-29063	55236.5	0.989096

Tabella 5.8: Coefficienti della funzione 2.24 valutati con le prove del NIMS.

Temp[°C]	$\epsilon_U$ [%]	$\epsilon_L$ [%]	$\dot{\epsilon}_c$ [%/h]	$\alpha$
450	24	20	0.0066667	0.655645
500	28	24	0.0136919	0.881308
550	32	24	0.0111752	1.25258
600	40	28	0.0359518	0.67818
650	55	24	0.0158827	1.94938

Si nota che attraverso il parametro di Larson-Miller siamo in grado di far collapsare tutti i punti descrivendo, mediante regressione polinomiale, una curva  $LMP(\sigma)$  con un elevato coefficiente di correlazione.

### 5.4.2 Applicazione del Fermi Slope Method

Può accadere che nelle prove di creep, soprattutto per sforzi elevati, risulti difficile individuare una fase di creep stazionario, questa caratteristica fa sì che non sia possibile correlare la durata del componente alla velocità di deformazione a creep nella fase secondaria corrispondente a gran parte della sua vita. In questi casi si schematizza la prova di creep con una retta secante sul piano  $\epsilon - t$  tra l'inizio della prova e la rottura e si calcola la velocità di deformazione inelastica media come rapporto tra la deformazione ed il tempo a rottura. Questo approccio permette di stabilire una relazione tra la durata a creep e le deformazioni attraverso un'equazione che lega l'allungamento a rottura e la velocità di deformazione inelastica media<sup>6</sup>.

Il comportamento è schematizzato con la funzione di equazione 2.24 e trattandosi di una funzione non lineare a due parametri ( $\dot{\epsilon}_c, \alpha$ ) impiegheremo la solita regressione robusta proposta da Matlab per ricavare i coefficienti del modello che verrà valutato sia per i dati provenienti dal NIMS che per le prove di Takahashi. I coefficienti sono riportati in tabella 5.8 e 5.9 ed inoltre sono rappresentati i residui della regressione in funzione della velocità di deformazione inelastica, dove non si evidenzia alcuna particolare tendenza (figura B.3).

<sup>6</sup>Vedi capitolo 2.3.2.

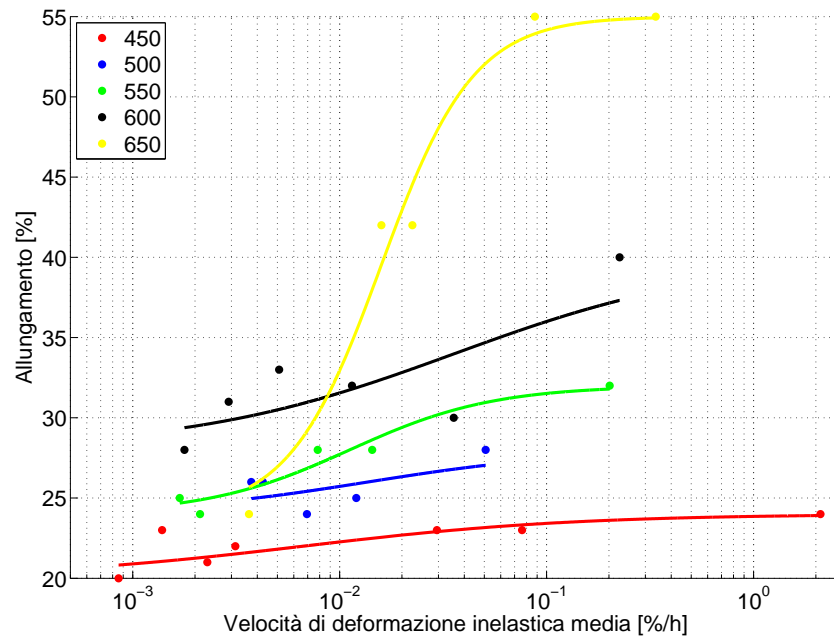


Figura 5.14: Allungamento a rottura vs. velocità di deformazione inelastica media per il materiale proveniente da *plate B* del database del NIMS.

Tabella 5.9: Coefficienti della funzione 2.24 valutati con le prove di Takahashi.

Temp[°C]	$\epsilon_U$ [%]	$\epsilon_L$ [%]	$\dot{\epsilon}_c$ [%/h]	$\alpha$
550	32	20.0826	0.204023	0.573941
600	30.0324	20.94	0.0397763	0.27119
650	34.1198	22.64	0.800203	0.462895

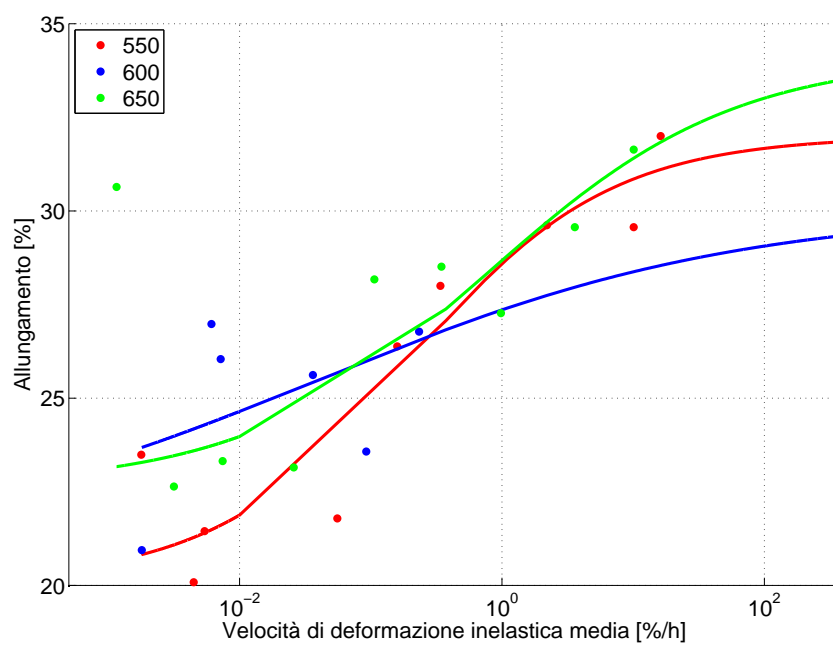


Figura 5.15: Allungamento a rottura vs. velocità di deformazione inelastica media secondo le prove di Takahashi.

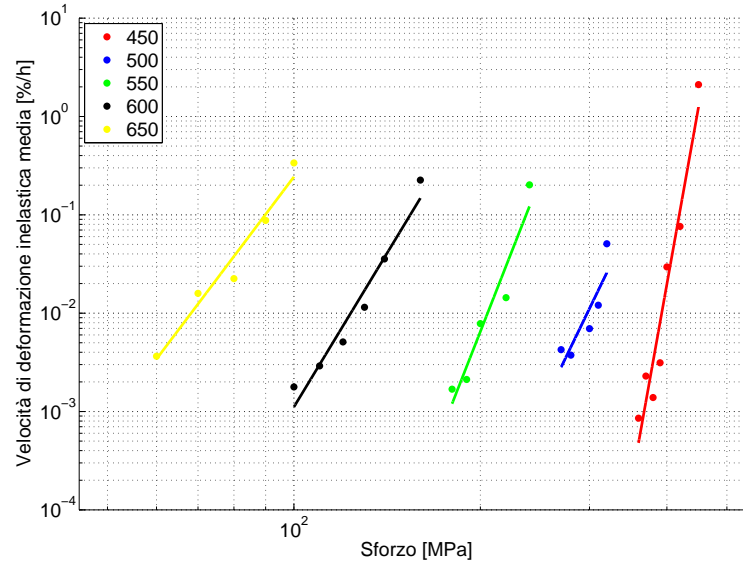


Figura 5.16: Applicazione della Norton power law ai dati del NIMS.

### 5.4.3 Caratterizzazione della Norton power law

La legge di Norton, che lega la velocità di deformazione a creep allo sforzo, viene applicata per modellare la fase stazionaria di una prova di creep a sforzo costante ed è espressa dall'equazione:

$$\dot{\epsilon}_m = A \cdot \sigma^n \quad (5.20)$$

Come già detto spesso non si evidenzia una vera e propria fase di creep stazionario, oppure non sono disponibili informazioni sulla velocità di deformazione a creep ad essa associata. È possibile invece calcolare la velocità media di deformazione a creep dell'intera prova ed applicare dunque l'equazione 5.20, come se la prova di creep avvenisse a velocità di deformazione costante. Questo approccio verosimilmente andrà a sottostimare il creep rate della fase primaria e terziaria ed a sovrastimare quello della fase secondaria.

Il risultato ottenuto, applicando il modello ai dati del NIMS e di Takahashi è quello mostrato rispettivamente nelle figure 5.16 e 5.17 con annessi i valori dei parametri calcolati. Dal confronto tra i parametri calcolati, si evidenzia una totale corrispondenza tra i due campioni di dati.

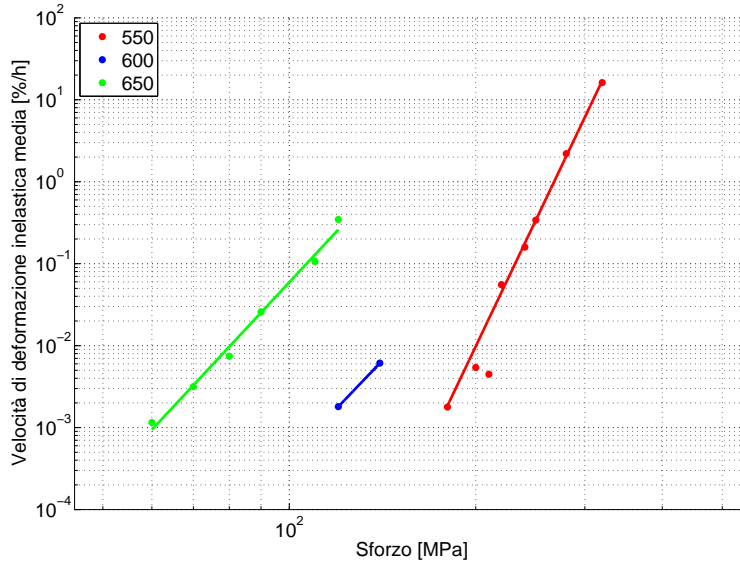


Figura 5.17: Applicazione della Norton power law ai dati di Takahashi

Tabella 5.10: Parametri del modello di Norton valutati con i dati del NIMS.

Temp [°C]	A	n	$R^2$
450	-215.122	35.249	0.92587
500	-78.7441	13.0171	0.721689
550	-90.1335	16.0617	0.915679
600	-54.6944	10.4	0.946086
650	-39.8703	8.35097	0.95317

Tabella 5.11: Parametri del modello di Norton valutati con i dati di Takahashi.

Temp [°C]	A	n	$R^2$
550	-88.7269	15.8739	0.995864
600	-44.2836	7.92989	1
650	-40.176	8.11103	0.988461

### Confronto con le prove di rilassamento

Durante il rilassamento si assiste ad una riduzione dello sforzo a partire da un picco fino al raggiungimento di un plateau che si traduce in una velocità di deformazione decrescente che da un valore massimo in corrispondenza dell'inizio del mantenimento fino a zero in un tempo idealmente infinito.

Spesso si cerca di generalizzare il comportamento trattando il rilassamento come creep con sforzo variabile, impiegando appunto i dati provenienti dalle prove di creep a lungo termine. Questo approccio si fonda sull'ipotesi che il materiale non abbia memoria, cioè che la precedente storia di carico non influenzi le caratteristiche del materiale nel tempo. L'incongruenza di fondo si basa sul fatto che, mentre i dati di creep provengono da prove eseguite sul materiale vergine, in condizioni di creep-fatica il materiale è necessariamente sottoposto a carichi ciclici alternati che sono responsabili di alterazioni della microstruttura e quindi delle proprietà meccaniche durante la vita del componente. Si tratta evidentemente di una trattazione di comodo capace di fornire una valutazione approssimata sotto le ipotesi che i meccanismi attivati siano gli stessi.

A questo proposito viene fornito un confronto diretto in termini di sforzi e velocità di deformazione a creep per poter validare questa ipotesi.

Si consideri ora la prova di rilassamento in cui viene mantenuto il provino per un determinato periodo di tempo ad una deformazione imposta per cui si può scrivere:

$$\epsilon = \epsilon_e + \epsilon_{in} = \frac{\sigma}{E} + \epsilon_{in}$$

e derivando rispetto al tempo:

$$\dot{\epsilon} = \frac{\dot{\sigma}}{E} + \dot{\epsilon}_{in} = 0,$$

ricordando che la deformazione imposta non varia rispetto al tempo. Dunque si perviene alla definizione della velocità di deformazione inelastica durante il rilassamento di equazione 5.21:

$$\dot{\epsilon}_{rel} = -\frac{\dot{\sigma}}{E} \quad (5.21)$$

con  $E$  modulo elastico del materiale alla temperatura di prova che in questo caso verrà valutato come modulo elastico medio della curva ciclica originata con le prove single step a quella temperatura.

A questo punto è sufficiente derivare la funzione 5.17 impiegata per descrivere il rilassamento  $\sigma(t)$  e sostituirla in 5.21 ottenendo così:

$$\dot{\epsilon}_{rel} = -\frac{1}{E} \frac{b \cdot a}{a \cdot t + 1}. \quad (5.22)$$

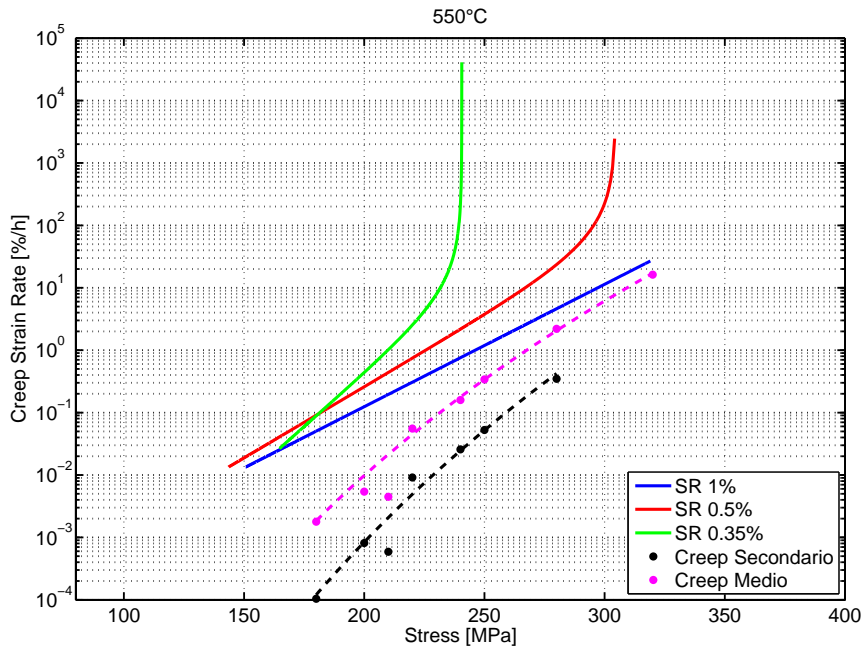


Figura 5.18: Confronto tra i dati di rilassamento al primo ciclo ed i dati di creep.

Poichè la 5.22 esprime la velocità di deformazione in  $[\text{mm}/\text{mm} \cdot \text{s}^{-1}]$  è necessario convertirla in  $[\%/h]$  come convenzionalmente si esprimono le deformazioni a creep. Ora si possono confrontare i risultati con i dati provenienti da prove di creep a lungo termine, dei quali consideriamo il database di Takahashi le cui prove sono verosimilmente effettuate sul medesimo *heat number* di quello delle prove di stress-relaxation. È opportuno valutare entrambi i dati dal rilassamento, sia quelli relativi al primo ciclo, sia quello al ciclo  $N_f/2$ . Si nota infatti che nel primo caso (figura 5.18) la prova di creep, interpretata dalla deformazione media inelastica calcolata<sup>7</sup> (Creep Medio), risulta confrontabile con il test di stress-relaxation all'1% di deformazione imposta. Diversamente invece possiamo concludere che il comportamento a rilassamento relativo al ciclo  $N_f/2$  (figura 5.19), peraltro riferimento dell'intera prova, sia confrontabile con la prova di creep a lungo termine. Per effetto dell'addolcimento ciclico sembra che il materiale sperimenti delle deformazioni importanti anche per sforzi ridotti. Un grande limite è quello di disporre di dati sul rilassamento alla sola temperatura di 550°C, per cui dovremmo erroneamente

<sup>7</sup>Vedi 2.3.2.



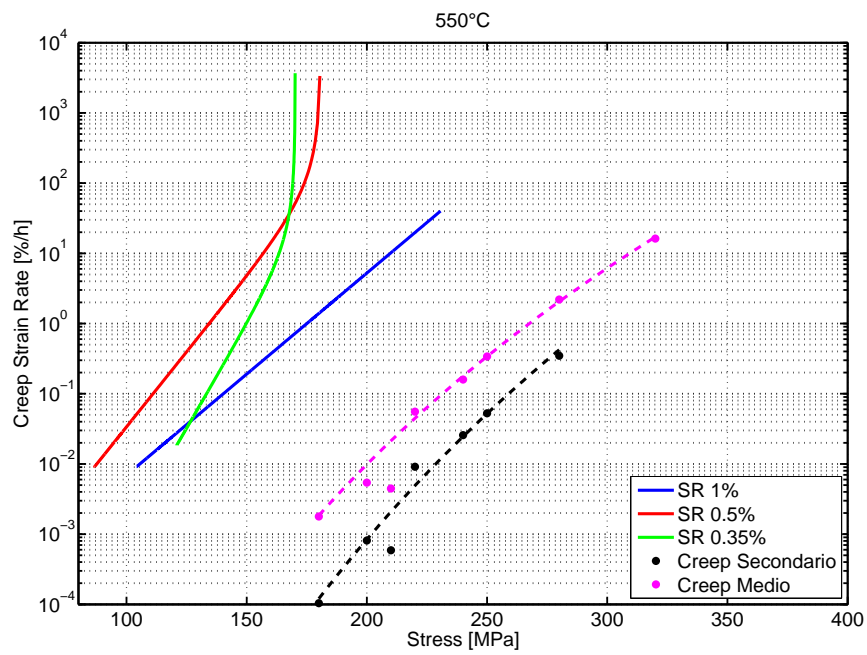


Figura 5.19: Confronto tra i dati di rilassamento al ciclo  $N_f/2$  ed i dati di creep.

forzare l'ipotesi per cui questo si comporti allo stesso modo per temperature superiori. È evidente che per livelli di temperatura crescenti i meccanismi di scorrimento risultano incentivati per cui ci si dovrebbe aspettare un rilassamento più rapido da parte del materiale all'aumentare della temperatura. Il rilassamento potrebbe essere trattato in maniera semplificata impiegando i dati provenienti dal creep.

## 5.5 Modelli per il creep-fatica

Mentre la Time Fraction Rule e la Ductility Exhaustion impiegano i modelli utilizzati per caratterizzare la fatica LCF ed il creep, la Energy Expenditure e la Frequency Modified Strain Life costituiscono dei modelli a se stanti per la previsione di durata. Sarà dunque necessario determinare quei parametri caratteristici delle curve per ciascun livello di temperatura.

Dal momento che questi modelli verranno impiegati per valutare delle prove di creep-fatica isoterme alla temperatura di 550°C e 600°C, non verranno rappresentati i risultati per 500°C e 650°C. Non da ultimo a questi livelli di temperatura sono disponibili solamente un numero esiguo di prove in condizioni di pura fatica e quindi risulterebbe impropria un'extrapolazione di dati per delle prove con mantenimento.

### 5.5.1 Energy Expenditure Master Curve

Come si è già detto, è possibile valutare l'energia spesa per ogni ciclo di isteresi relativo a prove di diversa natura. Per la costruzione delle curve caratteristiche del materiale si impiegano sia le prove di fatica a basso numero di cicli che quelle con mantenimento provenienti dal database del NIMS.

Una volta calcolate le componenti energetiche, possiamo determinare i coefficienti del modello 2.35 mostrati in tabella 5.12.

Tabella 5.12: Parametri del modello 2.35.

Temp [°C]	A	$\beta$	$R_{rob}^2$
500	637.155	-0.706982	0.871748
550	1296.12	-0.840636	0.845459
600	31227.4	-1.30611	0.454337
650	2353.05	-0.943465	0.845133

I parametri valutati alle temperature 500°C e 650°C non sono da ritenere significativi poichè provengono dall'elaborazione di prove alla medesima frequenza di ciclo senza mantenimento. Lo stesso si può dire dei parametri della

curva a 600°C infatti la notevole dispersione dei dati non garantisce in alcun modo la bontà della regressione che si traduce in incertezza delle previsioni. In figura 5.20 si possono apprezzare questi risultati.

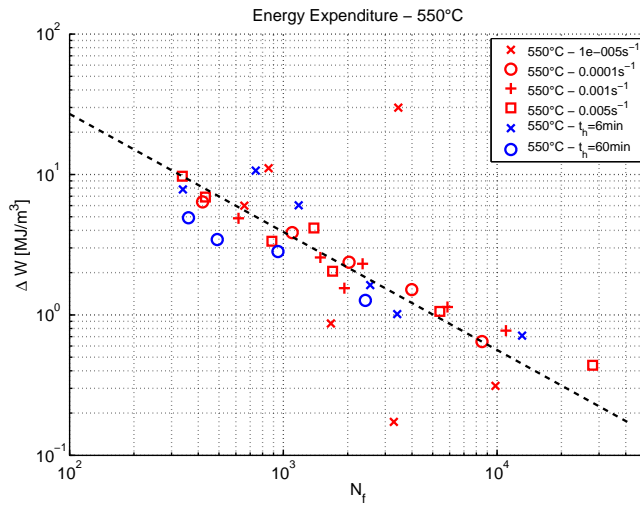
### 5.5.2 Frequency Modified Strain Range

Il modello di equazione 2.40 viene caratterizzato con gli stessi dati impiegati in precedenza, vale a dire quelli relativi alle prove di fatica a basso numero di cicli a diverse velocità di deformazione e quelli relativi alle prove con mantenimento. I parametri ricavati per questo modello sono quelli riportati in tabella 5.13, mentre in figura 5.21 è possibile quindi apprezzare il risultato dal punto di vista grafico. Analogamente a prima si può affermare che i

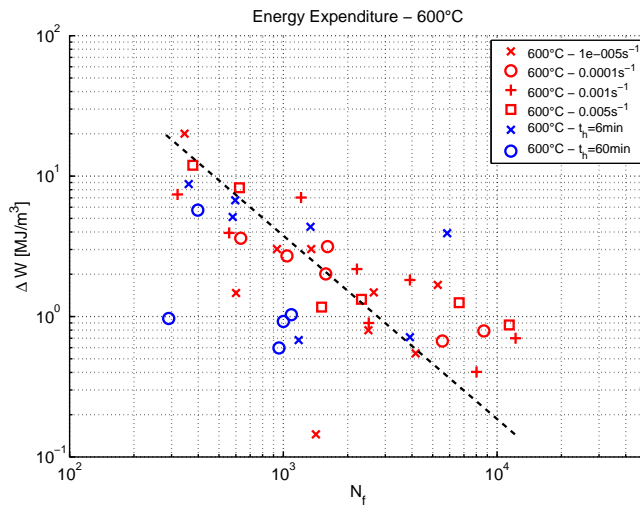
Tabella 5.13: Parametri del modello 2.40.

Temp [°C]	$C$	$k$	$\beta$	$R_{rob}^2$
550	0.71889	0.999324	0.647087	0.949384
600	1.1948	0.949072	0.695156	0.951607
650	1.16669	1.00715	0.710704	0.993084

parametri per la curva a 500°C e 650°C non risultano significativi per il motivo precedentemente esposto.

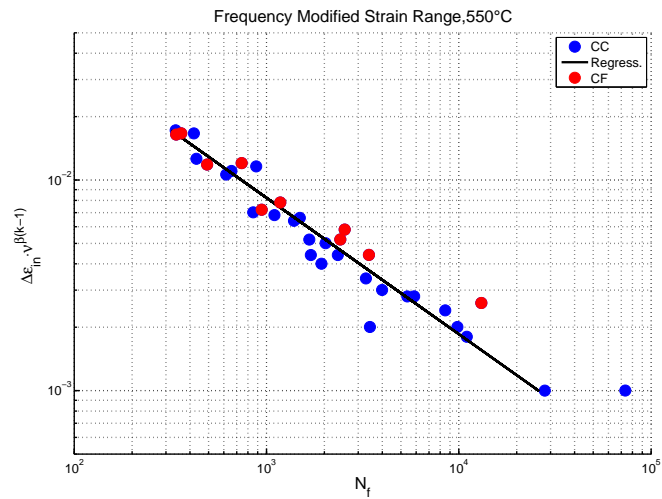


(a) 550°C

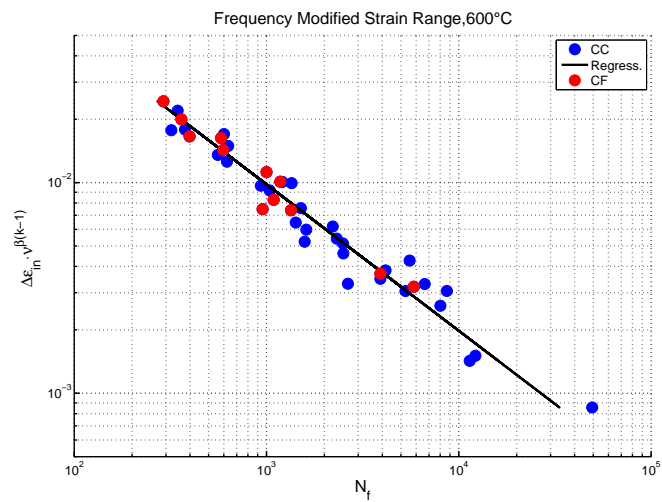


(b) 600°C

Figura 5.20: Risultato della regressione con il modello energetico.



(a) 550°C



(b) 600°C

Figura 5.21: Risultato della regressione per la Frequency Modified Strain Range.

# Capitolo 6

## Valutazione dell'interazione creep-fatica

La disponibilità di dati provenienti da prove di creep-fatica ci permette di poter valutare la bontà di alcuni dei modelli di danneggiamento e durata analizzati in precedenza. Il primo sottocapitolo consiste appunto nella valutazione delle prove di creep-fatica ed un confronto tra il risultato sperimentale e quello calcolato analiticamente mentre il secondo descrive invece la costruzione di un codice che vuole proporsi come strumento di previsione di durata per le prove di creep-fatica sul Grade 91.

I modelli impiegati per la valutazione del danneggiamento e per fornire una previsione di durata delle prove sono quelli descritti nel sottocapitolo 2.3 ad esclusione dello Strain Range Partitioning, a causa dell'indisponibilità di dati per l'implementazione.

- Time Fraction Rule
- Ductility Exhaustion Method
- Energy Expenditure
- Frequency Modified Strain Range.

Mentre i primi due sono in grado di fornire le due componenti di danneggiamento (fatica e creep) e quindi una previsione di vita, gli ultimi due permettono di calcolare la sola durata a cedimento, che è stata assunta in corrispondenza della riduzione del 25% del  $\Delta\sigma$ <sup>1</sup>. Per non appesantire la lettura, non verranno riportati i risultati in forma tabellare, ma si è scelto di analizzarli graficamente in due sottocapitoli separati, uno per la valutazione del danneggiamento e l'altro per la previsione di durata.

---

<sup>1</sup>Criterio adottato nelle prove di fatica LCF e di creep-fatica del NIMS.

## 6.1 Danneggiamento nelle prove di creep-fatica

L'obiettivo di questa sezione è quello di quantificare le componenti di danneggiamento a fatica e a creep impiegando i modelli visti nel capitolo 2.3. I modelli impiegati per la valutazione del danneggiamento sono solo i primi due tra quelli analizzati con le loro varianti applicative, vale a dire:

- Time Fraction Rule
  1. Applicazione con lo sforzo medio pesato.
  2. Applicazione con lo sforzo che produrrebbe la medesima deformazione in condizioni di puro creep durante il tempo di mantenimento.
  3. Applicazione con lo sforzo istantaneo dalla curva di rilassamento.
- Ductility Exhaustion Method
  1. Applicazione con lo sforzo medio pesato come riferimento per la duttilità a rottura.
  2. Applicazione con la velocità di deformazione inelastica media durante il periodo di mantenimento.
  3. Applicazione con la velocità di deformazione istantanea dalla curva di rilassamento.

Entrambi i modelli prevedono il calcolo della componente di danneggiamento per fatica per mezzo della curva di Coffin-Manson e quindi alla valutazione del numero di cicli a cedimento  $N_f$  che si avrebbero in quelle condizioni in regime di Low Cycle Fatigue. Noti i parametri relativi ad una prova in condizioni di creep-fatica:

- ampiezza di deformazione totale imposta,
- temperatura di prova,
- velocità di deformazione,
- numero di cicli a cedimento  $N^*$ .

calcoliamo il danneggiamento per fatica con l'equazione:

$$\phi_f = \frac{N^*}{N_f}. \quad (6.1)$$

I modelli saranno dunque impiegati per quantificare il danneggiamento per creep, secondo il procedimento esposto nel sottocapitolo 6.3.

Nei successivi paragrafi verranno rappresentati solo i migliori risultati ottenuti mentre il resto delle figure saranno riportate in appendice B.4. Infine verranno evidenziati alcuni aspetti rilevanti e si proveranno a giustificare i risultati ottenuti.

### 6.1.1 Time Fraction Rule

In riferimento al sottocapitolo 2.3.1 si considerino i tre approcci seguiti per la valutazione delle componenti di danneggiamento per creep per le prove di creep fatica. A 550°C lo sforzo medio pesato risulta rappresentativo del

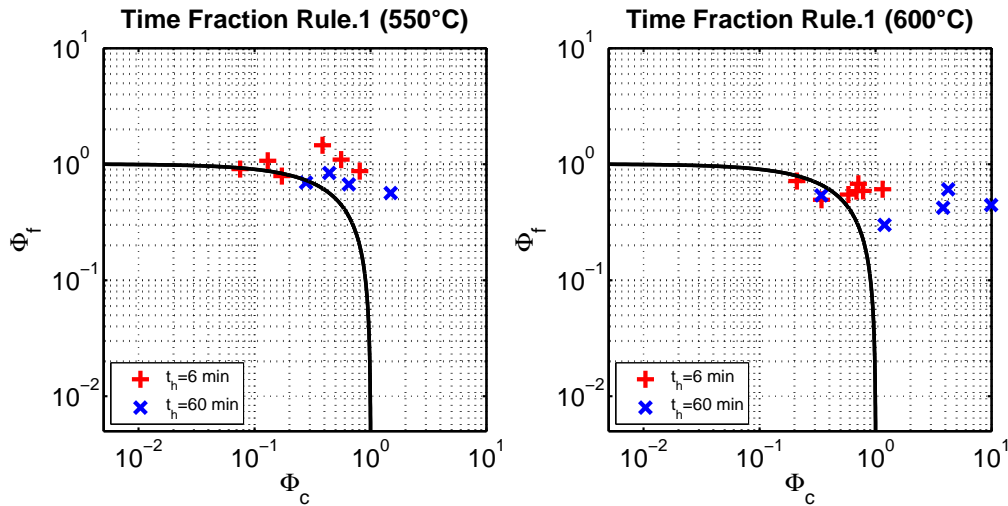


Figura 6.1: Applicazione con lo sforzo medio pesato.

rilassamento nell'ipotesi di un modello additivo ( $\phi_f + \phi_c = 1$ ). Il danneggiamento totale a cedimento calcolato a 550°C è compreso tra 1 e circa 2, mentre a 600°C risulta ampiamente sovrastimato per effetto dell'aumento del danneggiamento per creep di quasi un'ordine di grandezza. L'impiego della legge di Norton per calcolare lo sforzo equivalente ha come risultato quello di avere dei risultati ancor più conservativi a 550°C mentre a 600°C questo modello evidenzerebbe un'effettiva interazione tra i due meccanismi producendo un danneggiamento inferiore all'unità. Infatti mentre a 550°C gli sforzi equivalenti sono costantemente superiori allo sforzo medio pesato a 600°C sembrano essere concordi se non addirittura inferiori. La curva di rilassamento, caratterizzata a 550°C, si è rivelata uno strumento efficace anche a 600°C seppur sovrastimi lo sforzo a fine rilassamento per grandi  $\epsilon_a$ . il



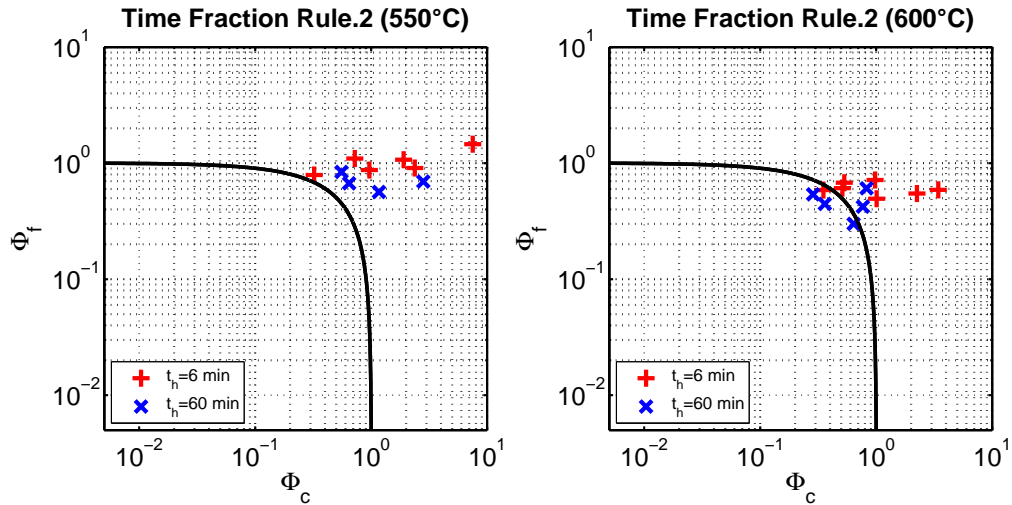


Figura 6.2: Applicazione con lo sforzo che produrrebbe la medesima deformazione  $\Delta\epsilon_R$  in un tempo  $\Delta t_R$  in condizioni di puro creep.

calcolo del danneggiamento in modo continuo durante il rilassamento porta a dei risultati poco conservativi. Questi risultati sembrano supportare il modello interattivo sia a 550, dove rimane preponderante il danneggiamento per fatica che a 600°C, al punto da richiedere la definizione di un nuovo luogo dei punti limite più conservativo quale potrebbe essere il diagramma a L (vedi sottocapitolo 1.4.3).

Dai risultati osservati possiamo concludere che:

- L'impiego di uno sforzo di riferimento durante il rilassamento nel calcolo del danneggiamento per creep risulta conservativo e difficilmente interpreta i meccanismi che sono messi in gioco.
- Nel caso dello sforzo medio pesato, per brevi mantenimenti il danneggiamento per creep non varia molto con la temperatura mentre per lunghi mantenimenti aumenta di quasi un ordine di grandezza. Il motivo è da cercarsi nel fatto che dopo circa 10 minuti dall'inizio del mantenimento gli sforzi hanno ormai raggiunto il plateau e quindi considerare uno sforzo di riferimento superiore di un terzo del  $\Delta\sigma$  dovuto al rilassamento risulta necessariamente più deleterio, soprattutto alle temperature più elevate.
- Il modello che impiega la curva di rilassamento sembra quello più affidabile e realistico previa ridefinizione del danneggiamento totale a cedimento.

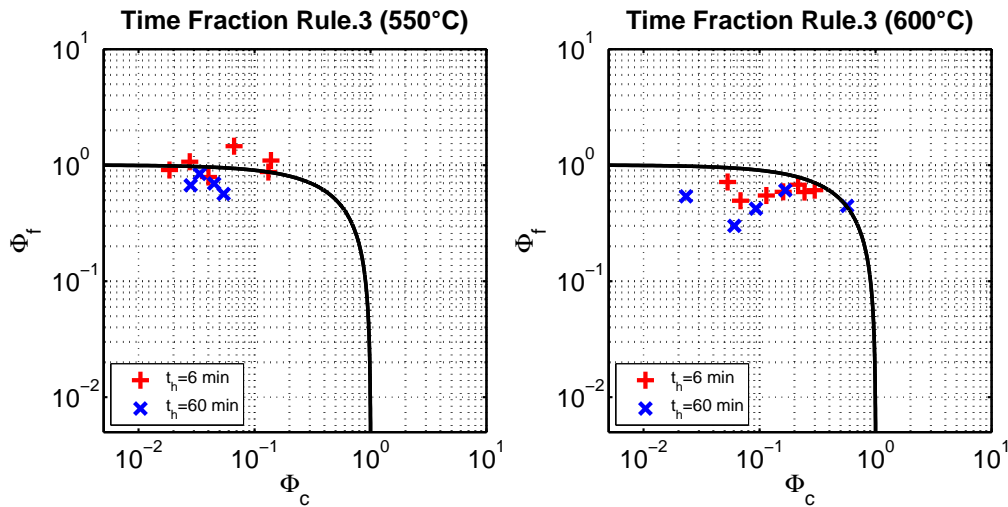


Figura 6.3: Applicazione con lo sforzo istantaneo derivato dalla curva di rilassamento.

### 6.1.2 Ductility Exhaustion Method

In riferimento al sottocapitolo 2.3.2 si considerino i tre approcci seguiti per la valutazione delle componenti di danneggiamento per creep per le prove di creep fatica del NIMS. Valutando il danneggiamento a 550°C nell'ottica del modello competitivo, che pare riassumere meglio questo tipo di prove essendo il danneggiamento è costantemente superiore a 2, sembra che per lunghi mantenimenti il cedimento avvenga prevalentemente per creep, infatti in questi casi il danneggiamento per fatica rimane inferiore all'unità. A 600°C tutti i punti sembrano avvicinarsi alla curva limite, suggerendo questa volta un modello addittivo. Si nota infine che per lunghi mantenimenti il danneggiamento per creep è addirittura inferiore a quello per brevi periodi di mantenimento. Questo fatto potrebbe essere giustificato dal fatto che, per lunghi tempi di rilassamento, lo sforzo medio pesato è una sovrastima dello sforzo medio durante il mantenimento che porta a sopravvalutare la duttilità a rottura di riferimento e di conseguenza il danneggiamento per creep per ciclo sarà più piccolo. L'impiego della velocità di deformazione inelastica media fornisce dei risultati analoghi all'impiego dello sforzo medio pesato. Nonostante tutto, la stima del danneggiamento per creep è meno conservativa ed effettivamente viene tenuta in conto la durata del mantenimento attraverso il parametro velocità di deformazione, motivo per cui risulta più attendibile del primo metodo. La duttilità a rottura calcolata attraverso la funzione di Fermi (2.24) risulta superiore a quella valutata dalla relazione

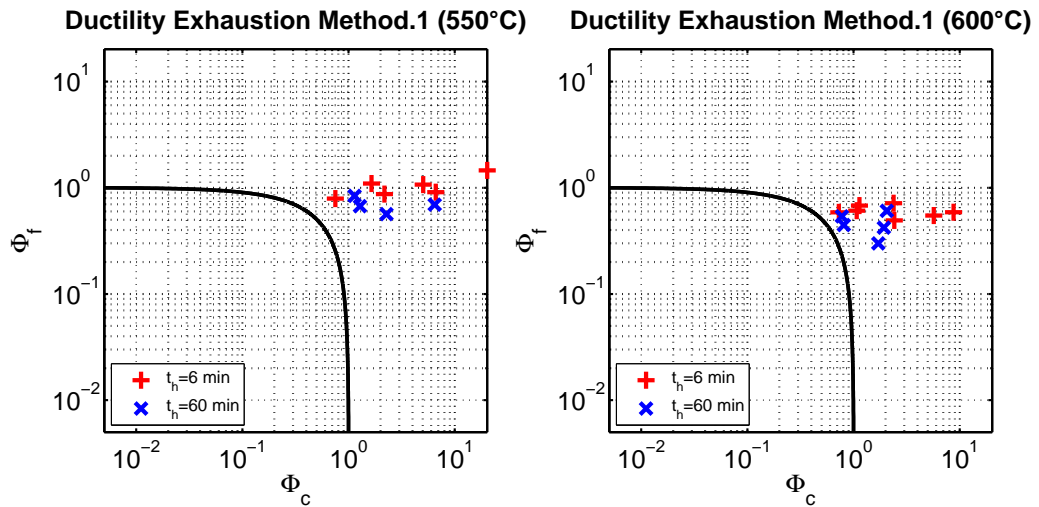


Figura 6.4: Applicazione con lo sforzo medio pesato.

sforzi-allungamento a rottura. L'ultimo metodo, che considera la variazione degli sforzi istantanea dovrebbe fornire, in linea teorica, la descrizione più dettagliata tra i modelli proposti almeno a 550°C, temperatura a cui è caratterizzata la curva di rilassamento. Il risultato è assolutamente conservativo a 550°C, per entrambi i tempi di mantenimento, mentre a 600°C si hanno alcuni punti che giacciono sulla curva limite o addirittura all'interno.

A rigore, alla temperatura superiore sarebbe opportuno osservare, soprattutto per lunghi mantenimenti, un danneggiamento per creep maggiore di quello valutato a 550°C.

La ragione di questo risultato è attribuita al fatto che la curva di rilassamento tende a sovrastimare lo sforzo di fine rilassamento a 600°C soprattutto per grandi ampiezze di deformazione inoltre ci si aspetterebbe che il rilassamento avvenga più rapidamente rispetto a 550°C.

Il risultato è che la velocità di deformazione inelastica calcolata durante il mantenimento è mediamente superiore a quella che si avrebbe nel caso reale, in cui il plateau a sforzo costante occuperebbe gran parte del tempo di mantenimento. Conseguentemente la duttilità, come risulta dal modello di Fermi, risulta sovrastimata e necessariamente il danneggiamento per creep sarà sottostimato.

Visualizzando l'andamento della duttilità a rottura durante il mantenimento si nota che questa subisce un'inflessione dopo circa 15 min dall'inizio del mantenimento e decresce senza raggiungere il minimo dopo 60 min.

Dall'osservazione dei risultati quindi si conclude che:

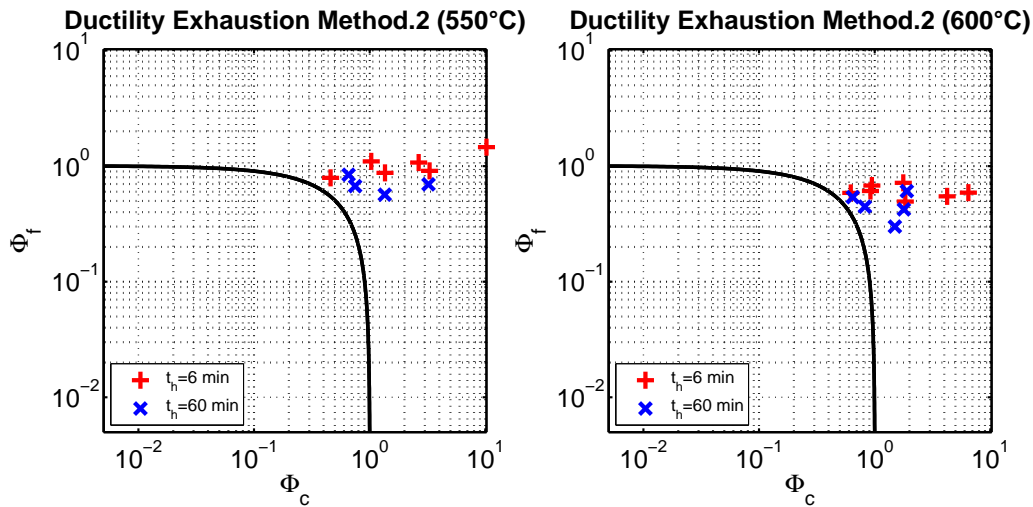


Figura 6.5: Applicazione con la velocità di deformazione inelastica media.

- l'impiego di uno sforzo di riferimento per la valutazione della duttilità a cedimento per creep, oltre a essere mediamente piuttosto conservativo in termini di danneggiamento, risulta non interpretare bene il comportamento per lunghi mantenimenti a 600°C. Più in generale quando il rilassamento avviene in un tempo relativamente breve ed occupa una piccola parte del periodo di mantenimento questo approccio risulta non giustificato.
- Per lunghi tempi di mantenimento la velocità di deformazione inelastica media è un parametro che riassume bene il rilassamento ma nello specifico non si interessa di andare a valutare che tipo di danneggiamento effettivamente si verifica nei primissimi istanti dall'inizio del mantenimento. Infatti si è visto che proprio all'inizio il danneggiamento è più simile a quello della fatica e poi per sforzi e velocità di deformazioni inferiori si sposta verso meccanismi più tipici del creep. Si tratta dunque di una valutazione approssimata e mediamente conservativa.
- Il modello che considera la velocità di deformazione inelastica istantanea dimostra i suoi limiti nell'interpretare il danneggiamento per mancanza della curva di rilassamento a 600°C.

L'unico modo per poter validare i diagrammi di danneggiamento è l'analisi frattografica. Solo l'individuazione del percorso di frattura, sia esso transgranulare o intergranulare e la presenza di cavità o altri difetti tipici del

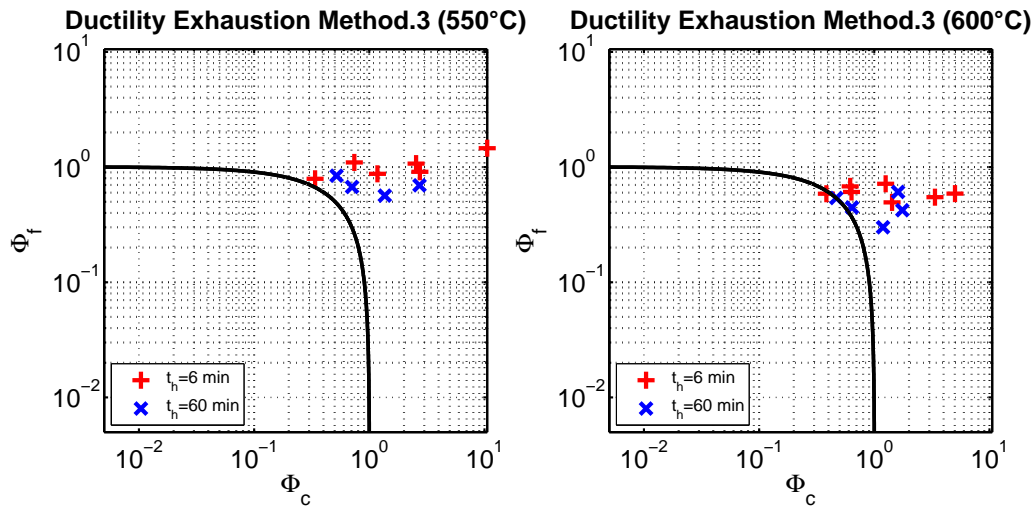


Figura 6.6: Applicazione con lo sforzo istantaneo derivato dalla curva di rilassamento.

creep, potrebbero effettivamente confermare la bontà della valutazione delle componenti di danneggiamento.

## 6.2 Capacità di previsione della durata a creep-fatica

Per confrontare la capacità dei modelli di prevedere la durata in condizioni di creep-fatica si mostreranno i dati in un grafico che riporta in ordinata le durate calcolate ed in ascissa le durate sperimentali. Per fornire una valutazione quantitativa dell'accordo tra le previsioni di durata e le durate sperimentali osservate si impiegherà l'indice di errore logaritmico definito per ciascuna prova come:

$$\text{LogErr}\%_i = 100 \cdot \frac{\text{Log}10(N_{\text{sper},i}) - \text{Log}10(N_{\text{calc},i})}{\text{Log}10(N_{\text{sper},i})}. \quad (6.2)$$

Valori positivi per l'indice 6.2 indicano che la previsione è conservativa mentre valori negativi dicono che la stima di durata è dalla parte della non sicurezza. In seguito un'istogramma permetterà di valutare la distribuzione in classi dell'indice di errore logaritmico e quindi la conservatività o meno del modello. Un'altro indice sintetico per il modello di previsione, in grado di riassumere la dispersione delle durate calcolate rispetto a quelle sperimentali è l'errore

quadratico medio:

$$MSE = \sum_i (\text{Log}10(N_{sper,i}) - \text{Log}10(N_{calc,i}))^2. \quad (6.3)$$

In tabella 6.1 sono riassunti i valori degli indici  $\text{LogErr}\%$  e  $MSE$  calcolati per tutti i modelli analizzati sulla base delle prove del NIMS.

Tabella 6.1: Indici riassuntivi per i modelli analizzati.

		550°C		600°C	
		LogErr%	MSE	LogErr%	MSE
<b>TFR</b>	1	4,1853	0,0301	8,8195	0,1708
	2	10,5458	0,1929	3,7593	0,0588
	3	-1,4036	0,0139	-5,3655	0,0407
<b>DEM</b>	1	18,1759	0,4744	12,1671	0,2163
	2	12,6577	0,2583	10,3111	0,1598
	3	11,5837	0,2369	7,6641s	0,1138
<b>Energy Expenditure</b>		-4,7333	0,4365	-12,4347	0,4027
<b>FMSL</b>	1	1,9400	0,0204	-0,1222	0,0063
	2	2,5144	0,0276	0,6727	0,0079

### 6.2.1 Time Fraction Rule

L'utilizzo della *time fraction rule* per il calcolo della durata porta a risultati diversi. Applicando uno sforzo di riferimento, sia lo sforzo medio pesato o quello derivato dalla legge di Norton, la previsione è ampiamente conservativa e sono presenti alcuni outliers. L'impiego della legge di Norton sembra addirittura diventare più conservativo all'aumentare della durata sperimentale.

Buoni risultati si otterrebbero ridefinendo il danneggiamento totale a cedimento ed impiegando il modello di rilassamento del materiale. Infatti come mostrato in figura 6.7, la distribuzione delle previsioni è molto simmetrica seppur traslata verso valori negativi dell'indice di errore logaritmico. Gli altri grafici sono disponibili in appendice nelle figure B.7 e B.7.

### 6.2.2 Ductility Exhaustion Method

L'approccio alle deformazioni si è rilevato decisamente conservativo. L'impiego dello sforzo medio pesato per la valutazione del criterio di cedimento, risulta troppo severo portando ad un totale conservativismo nelle durate. La

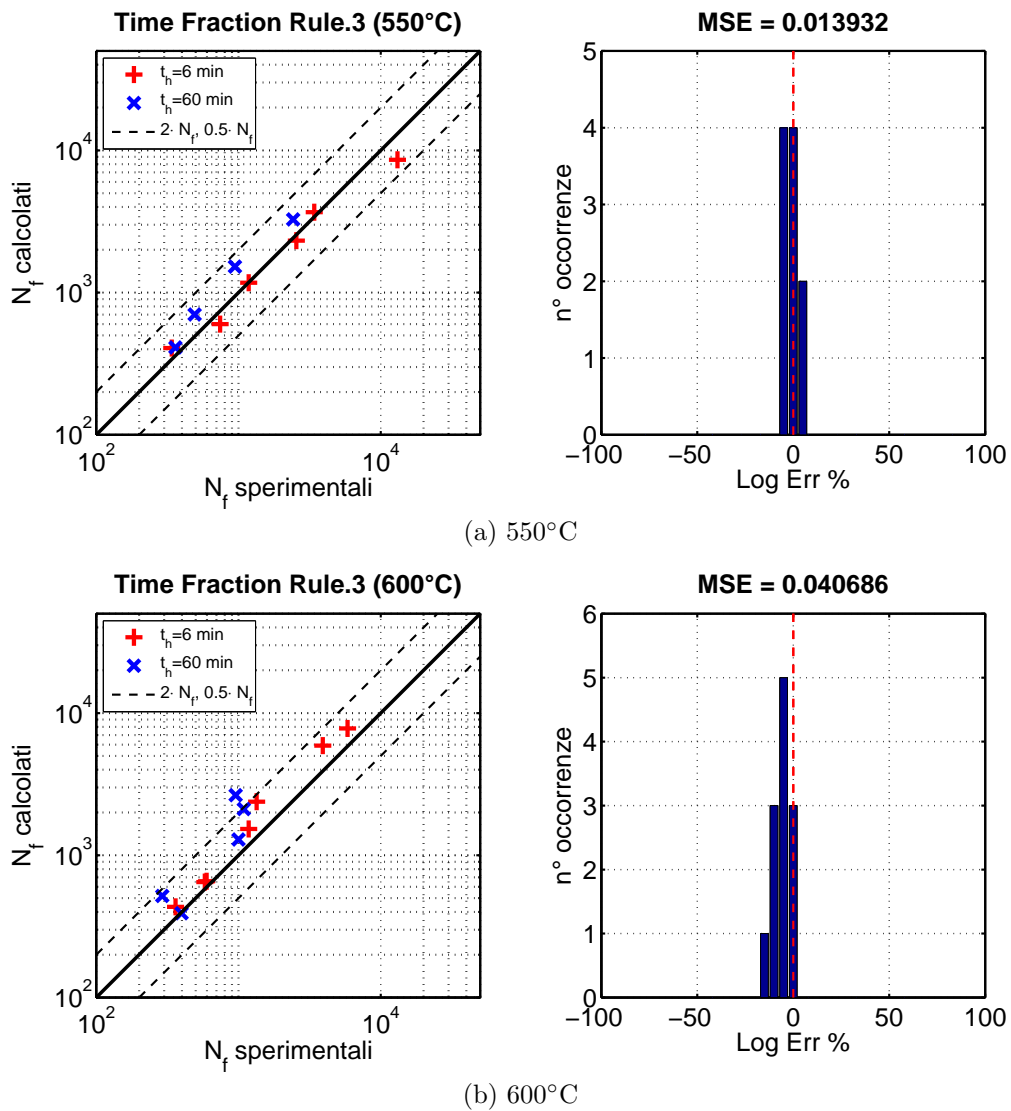


Figura 6.7: Confronto tra la durata sperimentale e quella calcolata con la Time Fraction Rule e l'applicazione con curva di rilassamento per le prove del NIMS.

distanza tra la durata sperimentale e quella calcolata è maggiore a 550°C piuttosto che a 600°C ed aumenta all'aumentare della stessa durata sperimentale. L'impiego della curva di rilassamento porta tuttavia a dei risultati discreti. Il grado di conservativismo si riduce leggermente e la dispersione risulta minore. In figura è mostrato il risultato dell'applicazione del Ductility Exhaustion Method con la curva di rilassamento mentre per gli altri risultati

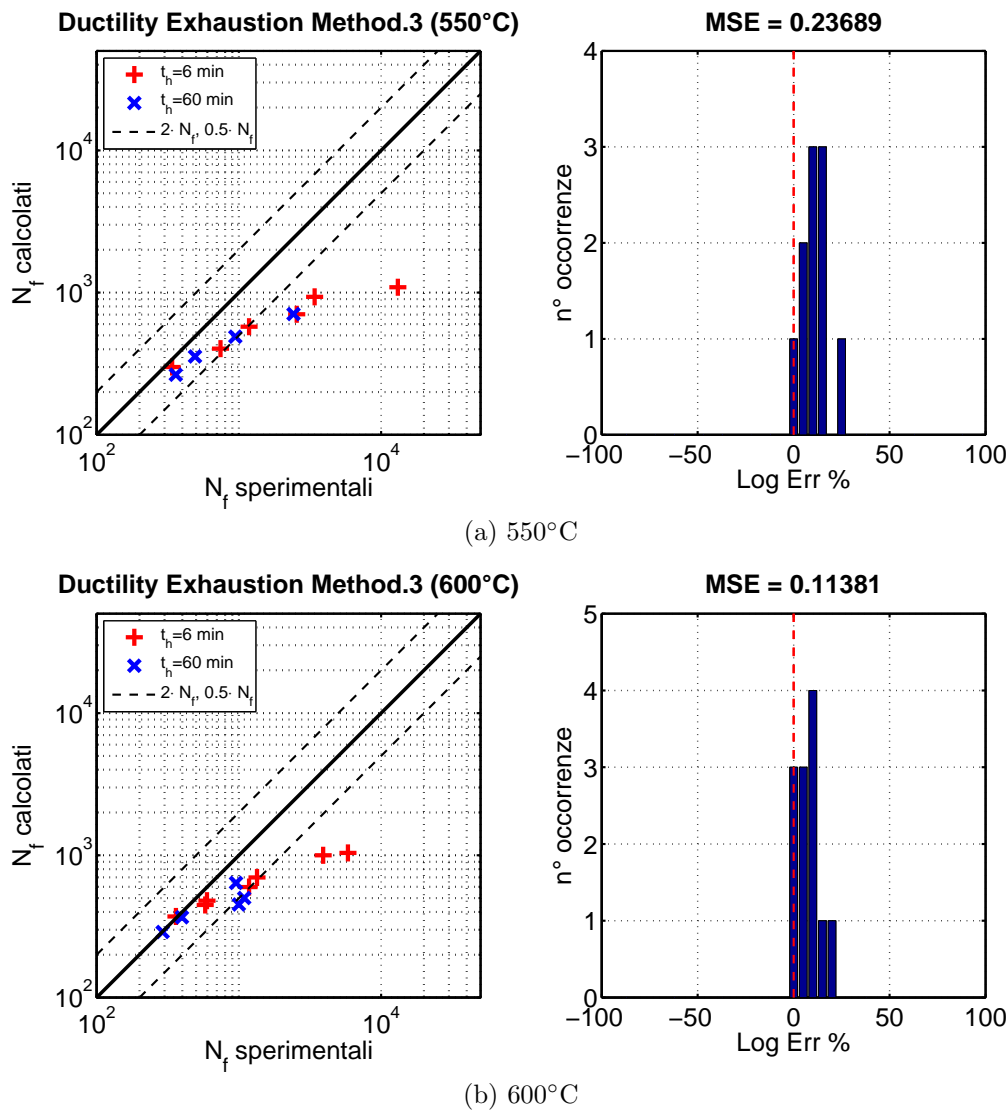


Figura 6.8: Confronto tra la durata sperimentale e quella calcolata con la Time Fraction Rule e l'applicazione con curva di rilassamento per le prove del NIMS.

si faccia riferimento alle figure B.9 e B.10 in appendice.

### 6.2.3 Energy Expenditure

Dall'analisi dei risultati in figura 6.9 si osserva in generale che il criterio energetico è decisamente conservativo. Questa tendenza è da attribuirsi al fatto



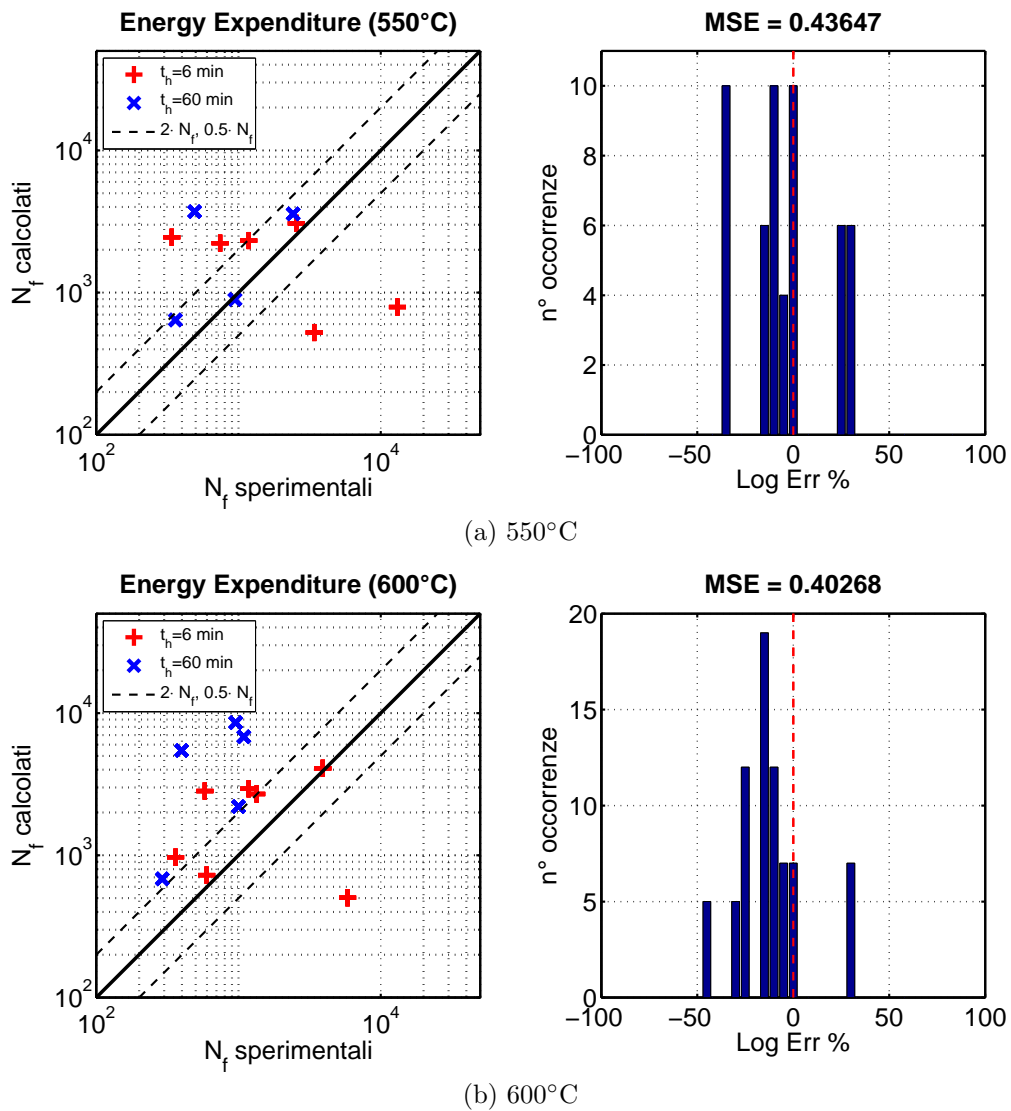


Figura 6.9: Confronto tra la durata sperimentale e quella calcolata con la Energy Expenditure per le prove del NIMS.

che il modello è stato costruito sulla base di dati provenienti sia da prove di fatica a basso numero di cicli che da prove di fatica con tempo mantenimento. Si è notato che a pari energia spesa per ciclo i provini in condizioni di creep-fatica soprattutto con tempi di mantenimento lunghi sperimentano delle durate notevolmente inferiori rispetto a quella prevista dalla curva master. Infine, la dispersione dei punti nel modello  $\Delta W_{ciclo} - N_f$  a 600°C si traduce in una totale incapacità dell'approccio energetico di prevedere la

durata.

Si conclude quindi che L'Energy Expenditure, per come è stato implementato non è in grado di stimare le durate in modo univoco sia a 550°C che a 600°C. Sebbene esista una correlazione tra l'energia spesa per ciclo e la durata in termini di cicli, si è osservata una scarsa corrispondenza tra l'ampiezza di sforzo calcolata con la curva ciclica e quella sperimentale per le prove di creep-fatica. Infatti, lo sforzo massimo sperimentale risulta ben diverso da quello calcolato con le ipotesi di Masing. Per brevi mantenimenti c'è notevole dispersione ( $\pm 50$ MPa) mentre per tempi di mantenimento più lunghi l'ampiezza di sforzo calcolata risulta sempre superiore (+0, +50MPa) sia a 550°C che a 600°C rispetto a quella sperimentale. Per chiarezza si veda la figura 6.10. I risultati dell'applicazione del criterio energetico sono invece

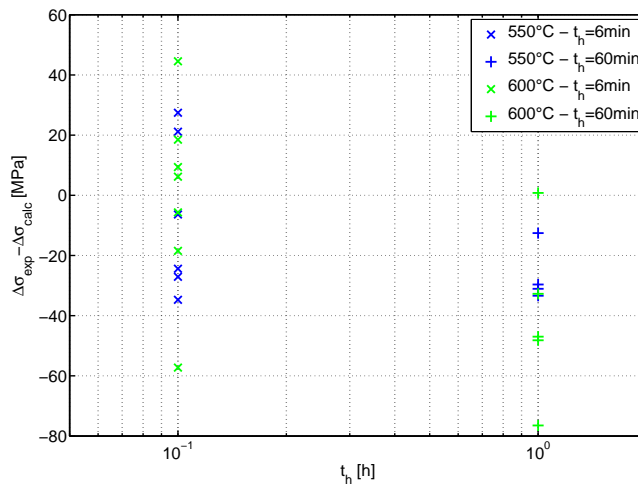


Figura 6.10: Differenza tra l'ampiezza di sforzo sperimentale e quella calcolata con la curva ciclica per le prove di creep-fatica.

riportati in tabella A.11.

### 6.2.4 Frequency Modified Strain Life

Questo approccio fornisce inevitabilmente il miglior risultato. Le previsioni presentano poca dispersione e sono molto centrate ad entrambi i livelli di temperatura. Il risultato non deve trarre in inganno poichè si tratta di previsione basate su un modello caratterizzato a partire dagli stessi dati delle prove di creep fatica oltre a quelle di pura fatica (si veda il sottocapitolo

5.5.2). Mentre l'impiego della deformazione inelastica sperimentale produce una previsione più centrata, come si può notare in figura 6.11, l'utilizzo della curva ciclica per calcolare la stessa deformazione a partire dallo sforzo massimo misurato al picco in trazione, porta ad un risultato più conservativo. Il motivo risiede nel fatto che la curva ciclica, nel caso prove con tempi di mantenimento, sembra sovrastimare l'ampiezza di deformazione inelastica come si osserva nella figura 6.12. La deformazione inelastica è calcolata come somma della componente plastica ricavata dalla curva ciclica più la componente di creep dovuta al rilassamento a partire dallo sforzo massimo sperimentale, la linea tratteggiata in figura 6.12.a rappresenta lo scostamento del 10% dal valore sperimentale. Concludendo diciamo che:

- Il modello suggerito dall'ASTM per trattare le prove di creep-fatica isoterme fornisce la miglior previsione in termini di numero di cicli a qualsiasi livello di temperatura ma si tratta semplicemente di un fitting di dati, il modello andrebbe verificato con ulteriori campagne sperimentali.
- L'impiego della curva ciclica per il calcolo della deformazione inelastica fornisce una stima di durata più conservativa e quindi preferibile in fase di progettazione.

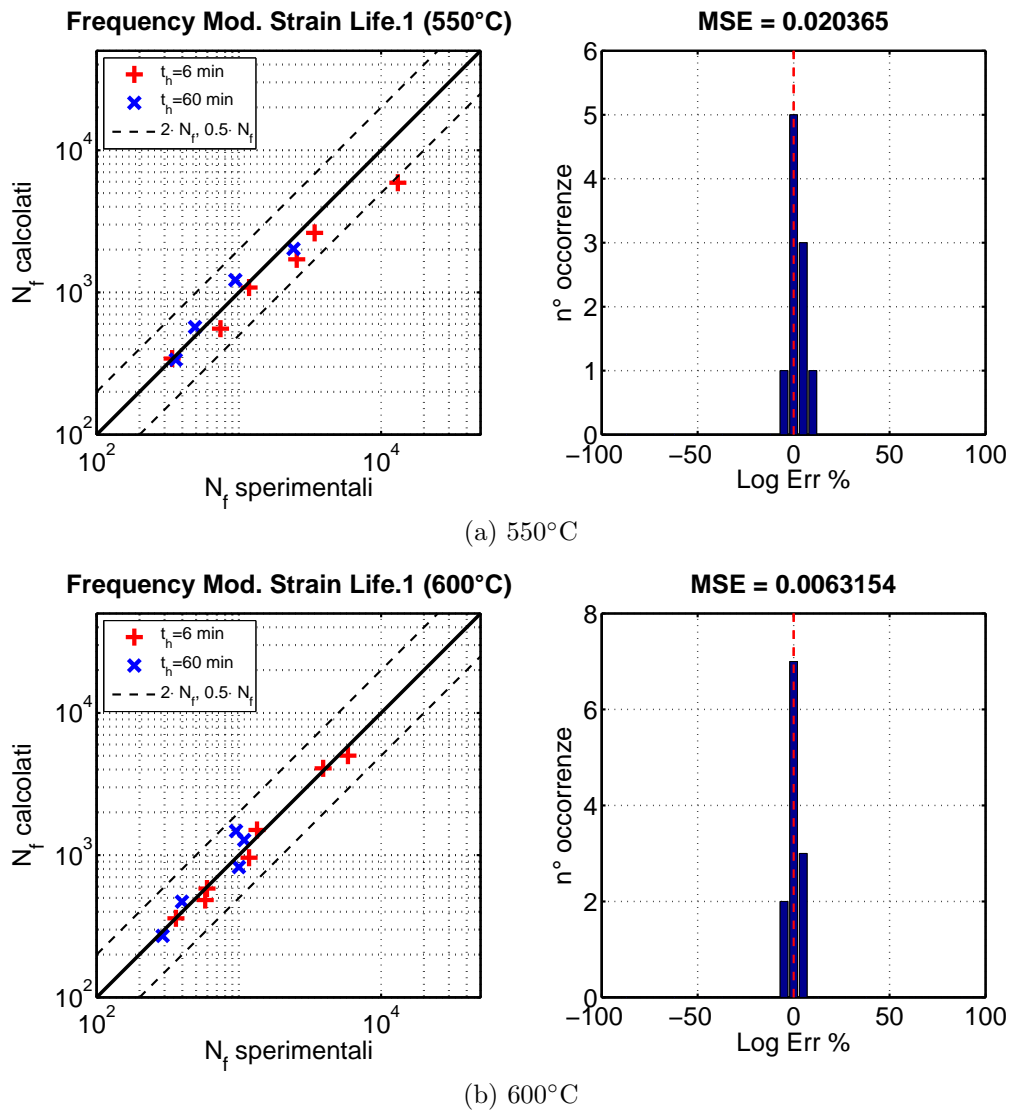
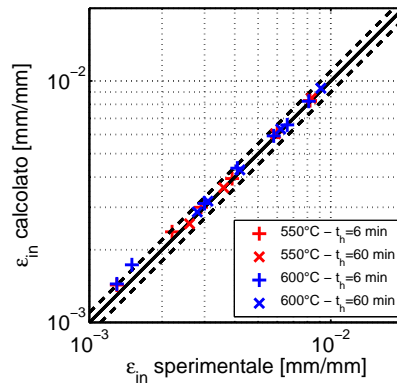
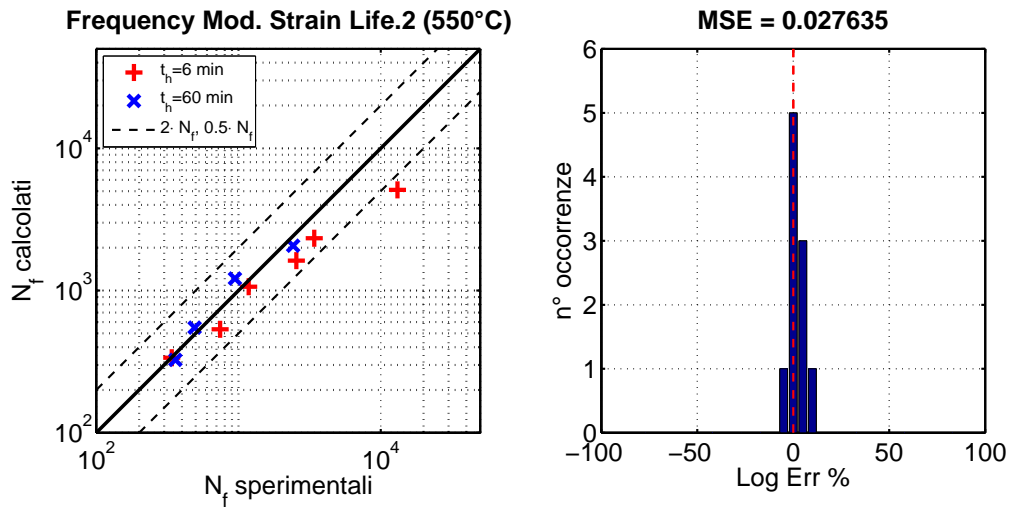
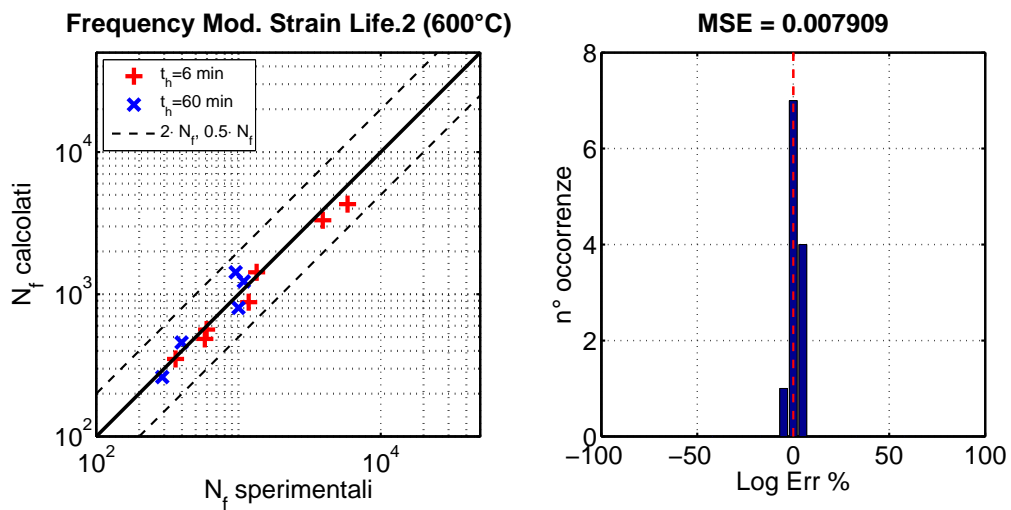


Figura 6.11: Confronto tra la durata sperimentale e quella calcolata con la Frequency Modified Strain Range per le prove del NIMS, impiegando la deformazione inelastica misurata.

(a)  $\epsilon_{in,calc}$  vs.  $\epsilon_{in,sper}$ 

(b) 550°C



(c) 600°C

Figura 6.12: Confronto tra la durata sperimentale e quella calcolata con la Frequency Modified Strain Range per le prove del NIMS, impiegando la deformazione inelastica calcolata.

# Conclusioni

Sulla base delle ricerche e dall'osservazione dei risultati ottenuti possiamo ricavare alcune considerazioni sul fenomeno del creep-fatica e sulla capacità dei modelli proposti di valutare il danneggiamento e fornire una previsione di durata.

Il fenomeno del creep-fatica è di primaria importanza sia nella progettazione di generatori di vapore e più in generale di recipienti in pressione soggetti a carichi termici ciclici. Saper prevedere con accuratezza la durata a nucleazione di un difetto in un componente, consente di ottimizzare gli intervalli di ispezione e dunque un notevole risparmio in termini economici.

Si è osservato che l'introduzione di periodi di mantenimento in controllo di deformazione, anche di breve durata, nei cicli di isteresi riducono la resistenza del materiale e la vita dei componenti. I meccanismi di attivati sono simili a quelli del creep per gli sforzi più bassi mentre risultano più vicini a quelli della fatica per sforzi elevati.

Il modello della Time Fraction Rule si è dimostrato superiore nella previsione di durata in termini di errore e di dispersione. In principio questo risultato poteva sembrare inaspettato poichè trattasi di un modello basato sugli sforzi, applicato a delle prove in controllo di deformazione.

Il Ductility Exhaustion Method si rivela eccessivamente conservativo in ogni sua variante applicativa. Una ridefinizione della duttilità sembrerebbe la strada giusta per correggere i risultati, eventualmente separando le due componenti di danneggiamento che vengono coinvolte durante il rilassamento. La prima caratterizzata da sforzi elevati che interessa la matrice metallica e quella a velocità di deformazione più bassa che interessa i bordi grano. Si evidenzia dunque la necessità di caratterizzare il rilassamento a diversi livelli di temperatura per ridurre la dispersione ed il grado di conservativismo delle previsioni di durata, dal momento che si tratta di prove che richiedono tempo e risorse relativamente contenuti. Si chiede inoltre di sottoporre ad ulteriori verifiche l'effettiva corrispondenza con le prove di creep monotone in termini di sforzo e velocità di deformazione. La costruzione di un modello che consideri sforzi e tempo come due variabili separate potrebbe essere

un'alternativa per risolvere l'ambiguità creep-rilassamento degli sforzi, ma la sua applicabilità è tuttora incerta.

L'approccio energetico, totalmente basato sulle deformazioni, è troppo sensibile ai parametri della curva ciclica. L'indisponibilità dei cicli di isteresi relativi alle prove cicliche e di creep-fatica, che consentirebbe di verificare l'ipotesi di Masing, unita al fatto che, in presenza di lunghi mantenimenti, gli sforzi a pari ampiezza di deformazione siano inferiori rispetto a quelli previsti dalla curva ciclica, fanno sì che il modello sia incapace di prevedere la durata a creep-fatica.

La Frequency Modified Strain Range sembra poter fornire delle previsioni molto accurate anche con tempi di mantenimento di 1 ora ma andrebbe ulteriormente verificata con ulteriori prove di fatica con mantenimenti di diversa durata, anche per valutare l'esistenza o meno di limite sulla frequenza inferiore.

Un importante contributo dovrebbe provenire dalle osservazioni frattografiche, capaci di rilevare i meccanismi che effettivamente portano a cedimento, per poter validare i diagrammi di danneggiamento dal punto di vista quantitativo.

Una volta stabilito quale sia il modello che interpreta più correttamente il creep-fatica, all'osservazione dei diagrammi di danneggiamento risulta indispensabile ridefinire una nuova curva limite. Individuando il luogo dei punti che separa le regioni *safe* e *unsafe*, dove cadranno tutte i punti relativi ai cedimenti, sarà possibile effettuare delle previsioni di durata in totale sicurezza.

L'ossidazione è un fenomeno che non è stato considerato in questo lavoro, ma il suo effetto è assolutamente non trascurabile per questa classe di acciai.

# Bibliografia

- [1] Levy A. J. The tertiary creep and necking of creep damaging solids. *Acta Metallurgica*, 34(10):1991 – 1997, 1986.
- [2] R. A. Ainsworth. Defect assessment procedures at high temperature. Technical report, Nuclear Electric PLC, Berkeley Nuclear Laboratories, 1990.
- [3] Yasuhide Asada, Koji Dozaki, Masahiro Ueta, Masakazu Ichimiya, Kenji Mori, Kosei Taguchi, Masaki Kitagawa, Takashi Nishida, Toshio Sakon, and Masayuki Sukekawa. Exploratory research on creep and fatigue properties of 9cr-steels for the steam generator of an fbr. *Nuclear Engineering and Design*, 139(3):269 – 275, 1993.
- [4] ASME. *ASME Boiler and Pressure Vessel Code, Section III, Division I, Case N-47-21, Class1 Components in Elevated Temperature Service*, 1981.
- [5] ASME. *ASME Boiler and Pressure Vessel Code, Section III*, 2001.
- [6] A. E. Carden, A. J. McEvily, and C. H. Wells, editors. *Fatigue at Elevated Temperatures*, ASTM STP 520. American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1973.
- [7] B.K. Choudhary, K. Bhanu Sankara Rao, and S.L. Mannan. High temperature low cycle fatigue properties of a thick-section 9cr-1mo ferritic steel forging. *Materials Science and Engineering: A*, 148(2):267–278, 1991.
- [8] J. R. Davis. *Heat-Resistant Materials*. ASM International, 1997.
- [9] Ellyin Fernand. *Fatigue Damage, Crack Growth and Life Prediction*. Chapman & Hall, 1997.



- [10] B. Fournier, M. Sauzay, C. Caës, M. Noblecourt, M. Mottot, A. Bougault, V. Rabeau, and A. Pineau. Creep-fatigue-oxidation interactions in a 9cr-1mo martensitic steel. part i: Effect of tensile holding period on fatigue lifetime. *International Journal of Fatigue*, 30(4):649 – 662, 2008.
- [11] B. Fournier, M. Sauzay, C. Caës, M. Noblecourt, M. Mottot, A. Bougault, V. Rabeau, and A. Pineau. Creep-fatigue-oxidation interactions in a 9cr-1mo martensitic steel. part ii: Effect of compressive holding period on fatigue lifetime. *International Journal of Fatigue*, 30(4):663 – 676, 2008.
- [12] John Fox. Robust regression. Appendix to An R and S-PLUS Companion to Applied Regression, January 2002.
- [13] Torsten-Ulf Kern Fujio Abe and R. Viswanathan. *Creep-resistant steels*. Woodhead Publishing and Maney Publishing and CRC Press LLC, 2008.
- [14] Merckling G. and Jago M. Scorrimento viscoso: Termine di esercibilità di componenti sollecitati a caldo. *La Metallurgia Italiana*, (9):29 – 35, 2004.
- [15] E. Gariboldi. Valutazione degli effetti dell'ossidazione sulle caratteristiche a creep di acciai. *La Metallurgia Italiana*, (9):19–27, 2004.
- [16] J Gostling. Two shifting of power plant: Damage to power plant due to cycling - a brief overview. *Operation Maintenance and Materials Issue*, 1, 2002.
- [17] Edmunds H. G. and White D. J. Observations on the effects of creep relaxation on high strain fatigue. *Journal of Mechanical Engineering and Science*, 1966.
- [18] G.R. Halford, G.R Hirschberg, and S. S. Manson. Temperature effects on the strainrange partitioning approach for creep fatigue analysis. In *Fatigue at Elevated Temperatures*, ASTM STP 520, pages 658–669, 1972.
- [19] ASTM International. Astm-e2714 - 09 standard test method for creep-fatigue testing, 2009.
- [20] Fong J. *Fatigue Mechanisms*. ASTM, 1979.
- [21] R Vanstonec M Hendersonc J E Oakeya, L W Pinderb and S Osgerbyd. Review of status of advanced materials for power generation. Technical report, Department of Trade and Industry, UK, 2003.

- [22] Chang Yeol Jeong, Baig Gyu Choi, and Soo Woo Nam. Normalized life prediction in terms of stress relaxation behavior under creep-fatigue interaction. *Materials Letters*, 49(1):20 – 24, 2001.
- [23] Alexander M. Korsunsky, Daniele Dini, Fionn P.E. Dunne, and Michael J. Walsh. Comparative assessment of dissipated energy and other fatigue criteria. *International Journal of Fatigue*, 29(9-11):1990 – 1995, 2007. Fatigue Damage of Structural Materials VI, The Sixth International Conference on Fatigue Damage of Structural Materials.
- [24] S. S. Manson. The challenge to unify treatment of high temperature fatigue - a partisan proposal based on strainrange partitioning. In *Fatigue at Elevated Temperatures*, ASTM STP 520, pages 744–782, 1972.
- [25] Santella Michael and Shingledecker John. Advanced pressure boundary materials. In *22nd Annual Conference on Fossil Energy Materials*. National Energy Technology Laboratory, 2008.
- [26] D. A. Miller and R. H. Priest. *High Temperature Fatigue: Properties and Prediction*, chapter Material Response to thermal-Mechanical Strain, pages 113–176. Elsevier Applied Science Publishers LTD, 1987.
- [27] Spindler M.W., Hales R., and Ainsworth R. A. Multiaxial creep-fatigue rules. Technical report, Nuclear Electric plc, 1995.
- [28] A. Nagesha, M. Valsan, R. Kannan, K. Bhanu Sankara Rao, and S. L. Mannan. Influence of temperature on the low cycle fatigue behaviour of a modified 9cr-1mo ferritic steel. *International Journal of Fatigue*, 24(12):1285 – 1293, 2002.
- [29] NIMS. Materials database - datasheet 78, 1993.
- [30] Y. Ohashi, M. Kawai, and H. Shimizu. Effects of prior creep on subsequent plasticity of type 316 stainless steel at elevated temperature. *Journal of Engineering Materials and Technology*, 105:257–263, 1983.
- [31] Davoli Piermaria, Bernasconi Andrea, Filippini Mauro, and Foletti Stefano. *Comportamento Meccanico dei Materiali*. McGraw-Hill, 2005.
- [32] W. J. Plumbridge. *High Temperature Fatigue: Properties and Prediction*, chapter Metallography of High Temperature Fatigue, pages 177–228. Elsevier Applied Science Publishers LTD, 1987.

- [33] J. F. Polhemus, C. E. Spaeth, and W. H. Voegl. Ductility exhaustion model for prediction of thermal fatigue and creep interaction. In *Fatigue at Elevated Temperatures*, ASTM STP 520, pages 625–636, 1972.
- [34] Viswanathan R. Advances in life assessment and optimization of fossil power plants - proceedings. Technical report, Electric Power Research Institute (EPRI), Palo Alto, CA, June 2002.
- [35] Ainsworth R. A., Budden P. J., Dean D. W., O'Donnell M. P., Tipping D. J., Goodall I. W., and Hooton D. G. Creep-fatigue crack initiation assessment procedure. In *Transactions, SMI RT 16. Structural Mechanics in Reactor Technology*, August 2001.
- [36] Skelton R. P. Technology innovation: Creep-fatigue damage accumulation and interaction diagram based on metallographic interpretation of mechanisms. Technical report, Electric Power Research Institute (EPRI), Palo Alto, CA, March 2007.
- [37] Walter Ramberg and William R. Osgood. Description of stress-strain curves by three parameters. Technical Notes No.902, National Advisory Committee for Aeronautics, Washington, July 1943.
- [38] D. W. A. Rees. Life prediction techniques for combined creep and fatigue. *Progress in Nuclear Energy*, 19(3):211 – 239, 1987.
- [39] R.Hales, S.R. Holdsworth, M.P. O'Donnell, I.J. Perrin, , and R.P. Skelton. A code of practice for the determination of cyclic stress-strain data. *Materials at High Temperatures*, 19(4):165–185, 2002.
- [40] Ohtani Ryuichi, Ohnami Masateru, and Inoue Tasuo. *High Temperature Creep-Fatigue*, volume 3 of *Current Japanese Materials Research*. Elsevier Applied Science, 1988.
- [41] Spigarelli S. Il comportamento dei metalli ad alta temperatura. *La Metallurgia Italiana*, (9):9 – 17, 2004.
- [42] Vani Shankar, M.Valsan, R.Kannan, K.Bhanu Sankara Rao, S.L.Mannan, and S.D.Pathak. Low cycle fatigue behavior of a modified 9cr-1 mo ferritic steel. In *International Symposium of Research Students on Materials Science and Engineering*. Department of Metallurgical and Materials Engineering, Indian Institute of Technology Madras, 2004.
- [43] I A Shibli. Performance of p91 thick section welds under steady and cyclic loading conditions: Power plant and research experience. *Operation Maintenance and Materials Issue*, 1, 2002.

- 
- [44] R. P. Skelton. *High Temperature Fatigue, Properties and Prediction*. Elsevier Applied Science Publishers LTD, 1987.
- [45] R.P. Skelton. Creep-fatigue interactions (crack initiation). In I. Milne, R. O. Ritchie, , and B. Karihaloo, editors, *Comprehensive Structural Integrity*, pages 25 – 112. Pergamon, Oxford, 2003.
- [46] Peter Smith. *Piping Materials Selection and Application*. Gulf Professional Publishing, 2005.
- [47] Yukio Takahashi. Study on creep-fatigue evaluation procedures for high-chromium steels–part i: Test results and life prediction based on measured stress relaxation. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 85(6):406 – 422, 2008. Special Issue: Workshop on Creep-Fatigue Design and Assessment.
- [48] Yukio Takahashi. Study on creep-fatigue evaluation procedures for high chromium steels–part ii: Sensitivity to calculated deformation. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 85(6):423 – 440, 2008. Special Issue: Workshop on Creep-Fatigue Design and Assessment.
- [49] G. B. Thomas. *High Temperature Fatigue: Properties and Prediction*, chapter Standards in High Temperature Fatigue, pages 261–299. Elsevier Applied Science Publishers LTD, 1987.
- [50] Shah V. N., Majumdar S., and Natesan K. Review and assessment of codes and procedures for htgr components. Technical report, U.S. Nuclear Regulatory Commission, Office of Nuclear Regulatory Research, Washington, DC 20555-0001, 2003.



# Conclusioni **Appendice A**

## Dati

### A.1 Prove di Trazione

Tabella A.1: Dati delle prove monotone di trazione effettuate a diverse temperature.

<i>Forma</i>	<i>Heat</i> <sup>1</sup>	<i>Temp</i> <sup>2</sup> [°C]	<i>R<sub>P,0.2%</sub></i> [MPa]	<i>R<sub>m</sub></i> <sup>3</sup> [MPa]	<i>A%</i> <sup>4</sup>	<i>RA</i> <sup>5</sup> [%]	<i>E</i> <sup>6</sup> [MPa]
plate	MgA	25	506	676	25	75	253000
plate	MgA	100	474	633	23	75	237000
plate	MgA	200	447	562	20	78	223500
plate	MgA	300	427	536	19	76	213500
plate	MgA	400	417	532	18	74	208500
plate	MgA	450	393	508	20	76	196500
plate	MgA	500	374	444	23	82	187000
plate	MgA	550	328	399	27	88	164000

Continua

Tabella A.1 – Continua

<i>Forma</i>	<i>Heat</i>	<i>Temp</i> [°C]	$R_{0,2\%}$ [MPa]	$R_m$ [MPa]	<i>A%</i>	<i>RA</i> [%]	<i>E</i> [MPa]
plate	MgA	600	248	320	30	92	124000
plate	MgA	650	168	266	37	96	84000
plate	MgA	700	106	199	44	98	53000
plate	MgB	25	531	682	24	76	265500
plate	MgB	100	490	620	22	76	245000
plate	MgB	200	467	579	20	77	233500
plate	MgB	300	454	551	18	76	227000
plate	MgB	400	440	539	16	74	220000
plate	MgB	450	415	506	19	76	207500
plate	MgB	500	396	477	22	82	198000
plate	MgB	550	346	417	25	87	173000
plate	MgB	600	255	330	31	91	127500
plate	MgB	650	173	277	37	96	86500
plate	MgB	700	108	202	41	98	54000
plate	MgC	25	539	700	22	74	269500
plate	MgC	100	516	653	20	74	258000
plate	MgC	200	495	614	19	77	247500
plate	MgC	300	479	582	17	75	239500
plate	MgC	400	449	546	16	74	224500
plate	MgC	450	426	523	17	74	213000
plate	MgC	500	402	480	21	81	201000
plate	MgC	550	361	427	24	88	180500
plate	MgC	600	280	355	30	92	140000
plate	MgC	650	188	290	35	96	94000

Continua

Tabella A.1 – Continua

<i>Forma</i>	<i>Heat</i>	<i>Temp</i> [°C]	$R_{0,2\%}$ [MPa]	$R_m$ [MPa]	<i>A%</i>	<i>RA</i> [%]	<i>E</i> [MPa]
plate	MgC	700	123	217	38	97	61500
tube	MgA	25	521	699	24	74	260500
tube	MgA	100	491	651	23	78	245500
tube	MgA	200	474	615	17	73	237000
tube	MgA	300	468	584	17	77	234000
tube	MgA	400	445	564	17	76	222500
tube	MgA	450	396	484	22	82	198000
tube	MgA	500	348	413	27	89	174000
tube	MgA	550	281	344	42	95	140500
tube	MgA	600	177	272	39	98	88500
tube	MgA	650	124	199	36	98	62000
tube	MgA	700	78	141	55	99	39000
tube	MgB	25	558	708	22	76	279000
tube	MgB	100	509	657	21	77	254500
tube	MgB	200	500	625	19	78	250000
tube	MgB	300	493	589	17	76	246500
tube	MgB	400	468	570	16	74	234000
tube	MgB	450	402	485	23	84	201000
tube	MgB	500	345	421	26	89	172500
tube	MgB	550	280	345	32	94	140000
tube	MgB	600	185	276	39	97	92500
tube	MgB	650	131	205	46	98	65500
tube	MgB	700	81	141	36	98	40500
tube	MgC	25	582	734	22	74	291000

Continua



Tabella A.1 – Continua

<i>Forma</i>	<i>Heat</i>	<i>Temp</i> [°C]	$R_{0,2\%}$ [MPa]	$R_m$ [MPa]	<i>A%</i>	<i>RA</i> [%]	<i>E</i> [MPa]
tube	MgC	100	542	677	21	78	271000
tube	MgC	200	521	640	18	73	260500
tube	MgC	300	518	610	16	78	259000
tube	MgC	400	489	588	16	76	244500
tube	MgC	450	421	497	23	84	210500
tube	MgC	500	365	425	28	90	182500
tube	MgC	550	289	357	34	94	144500
tube	MgC	600	191	281	36	97	95500
tube	MgC	650	133	211	38	98	66500
tube	MgC	700	84	143	51	98	42000

<sup>1</sup>Heat Number.<sup>2</sup>Temperatura di prova.<sup>3</sup>Sforzo massimo misurato.<sup>4</sup>Allungamento percentuale.<sup>5</sup>Riduzione percentuale dell'area della sezione in corrispondenza della strizione.<sup>6</sup>Modulo di Young.

## A.2 Prove di Fatica LCF

Tabella A.2: Dati delle prove di fatica a basso numero di cicli effettuate a diversi livelli di temperatura

$Temp^7$ [°C]	$\epsilon_{tot,a}^8$ [mm/mm]	$\epsilon_{pl,a}^9$ [mm/mm]	$N_f^{10}$	$\sigma_a^{11}$ [MPa]	$\dot{\epsilon}^{12}$ [s <sup>-1</sup> ]	$N_{25\%}^{13}$	Freq. ciclo <sup>14</sup> [s <sup>-1</sup> ]
25	0,01	0,007	461	540	0,001	461	0,025000
25	0,0097	0,007	635	480	0,001	605	0,025773
25	0,0096	0,0068	723	441	0,001	671	0,026042
25	0,0091	0,0062	673	524	0,001	574	0,027473
25	0,0072	0,0047	1930	530	0,001	1760	0,034722
25	0,0050	0,0027	4670	475	0,001	4400	0,050000
25	0,0040	0,0017	9850	454	0,001	9300	0,062500
25	0,0030	0,0008	24600	427	0,001	21900	0,083333
25	0,0025	0,0004	54400	425	0,001	51700	0,100000
500	0,0088	0,0067	421	348	0,001	352	0,028409
500	0,0075	0,0056	573	367	0,001	458	0,033333
500	0,0052	0,0033	1440	335	0,001	1300	0,048077
500	0,0034	0,0016	6880	315	0,001	5990	0,073529
500	0,0025	0,0009	15500	288	0,001	14000	0,100000
500	0,0022	0,0005	29000	298	0,001	28000	0,113636
550	0,0101	0,0086	373	322	0,005	337	0,123762
550	0,0082	0,0063	516	313	0,005	432	0,152439
550	0,0075	0,0058	988	295	0,005	884	0,166667
550	0,0050	0,0032	1640	300	0,005	1390	0,250000
550	0,0039	0,0022	2070	283	0,005	1700	0,320513

Continua

Tabella A.2 – Continua

$Temp$ [ $^{\circ}C$ ]	$\epsilon_{tot_a}$ [mm/mm]	$\epsilon_{pl_a}$ [mm/mm]	$N_f$	$\sigma_a$ [MPa]	$\dot{\epsilon}$ [ $s^{-1}$ ]	$N_{25\%}$	Freq.ciclo [ $s^{-1}$ ]
550	0,0030	0,0014	5720	268	0,005	5400	0,416667
550	0,0020	0,0005	29500	249	0,005	28000	0,625000
550	0,0071	0,0053	727	311	0,001	617	0,035211
550	0,0051	0,0033	1760	288	0,001	1490	0,049020
550	0,0039	0,0022	2610	284	0,001	2350	0,064103
550	0,0035	0,0020	2530	271	0,001	1930	0,071429
550	0,0029	0,0014	6500	261	0,001	5860	0,086207
550	0,0024	0,0009	12100	249	0,001	11000	0,104167
550	0,0017	0,0005	75500	222	0,001	73400	0,147059
550	0,0100	0,0083	470	277	0,0001	419	0,002500
550	0,0050	0,0034	1320	266	0,0001	1100	0,005000
550	0,0041	0,0025	2330	256	0,0001	2030	0,006098
550	0,0031	0,0015	4390	247	0,0001	3990	0,008065
550	0,0025	0,0012	9130	231	0,0001	8500	0,010000
550	0,0070	0,0055	760	243	0,00001	657	0,000357
550	0,0050	0,0035	1100	249	0,00001	853	0,000500
550	0,0040	0,0026	2050	225	0,00001	1670	0,000625
550	0,0031	0,0017	3730	211	0,00001	3290	0,000806
550	0,0025	0,0010	3720	259	0,00001	3450	0,001000
550	0,0023	0,0010	10400	216	0,00001	9830	0,001087
600	0,0099	0,0083	572	273	0,005	377	0,126263
600	0,0075	0,0059	690	266	0,005	623	0,166667
600	0,0050	0,0036	1980	232	0,005	1510	0,250000
600	0,0040	0,0026	2520	234	0,005	2320	0,312500

Continua

Tabella A.2 – Continua

$Temp$ [ $^{\circ}C$ ]	$\epsilon_{tot_a}$ [mm/mm]	$\epsilon_{pl_a}$ [mm/mm]	$N_f$	$\sigma_a$ [MPa]	$\dot{\epsilon}$ [ $s^{-1}$ ]	$N_{25\%}$	Freq.ciclo [ $s^{-1}$ ]
600	0,0030	0,0016	7040	233	0,005	6650	0,416667
600	0,0021	0,0007	12500	227	0,005	11400	0,595238
600	0,0093	0,0078	391	253	0,001	320	0,026882
600	0,0075	0,0060	806	242	0,001	558	0,033333
600	0,0061	0,0045	1370	252	0,001	1210	0,040984
600	0,0043	0,0028	2500	232	0,001	2210	0,058140
600	0,0035	0,0021	2960	218	0,001	2510	0,071429
600	0,0030	0,0016	4670	229	0,001	3910	0,083333
600	0,0025	0,0012	9470	206	0,001	8020	0,100000
600	0,0020	0,0007	12700	214	0,001	12200	0,125000
600	0,0017	0,0004	51100	202	0,001	49400	0,147059
600	0,0075	0,0061	772	209	0,0001	632	0,003333
600	0,0051	0,0038	1390	205	0,0001	1040	0,004902
600	0,0039	0,0025	1790	207	0,0001	1610	0,006410
600	0,0035	0,0022	2260	201	0,0001	1580	0,007143
600	0,0030	0,0018	6570	187	0,0001	5550	0,008333
600	0,0025	0,0013	9420	189	0,0001	8670	0,010000
600	0,0094	0,0082	384	183	0,00001	345	0,000266
600	0,0075	0,0064	773	160	0,00001	601	0,000333
600	0,0049	0,0038	1600	166	0,00001	1350	0,000510
600	0,0048	0,0037	1110	166	0,00001	934	0,000521
600	0,0035	0,0025	1800	142	0,00001	1420	0,000714
600	0,0030	0,0020	3180	155	0,00001	2500	0,000833
600	0,0025	0,0015	5260	152	0,00001	4160	0,001000

Continua

Tabella A.2 – Continua

$T_{emp}$ [°C]	$\epsilon_{tot_a}$ [mm/mm]	$\epsilon_{pl_a}$ [mm/mm]	$N_f$	$\sigma_a$ [MPa]	$\dot{\epsilon}$ [ $s^{-1}$ ]	$N_{25\%}$	Freq.ciclo [ $s^{-1}$ ]
600	0,0023	0,0013	4300	160	0,00001	2650	0,001087
600	0,0023	0,0012	6170	161	0,00001	5280	0,001087
650	0,0087	0,0074	602	188	0,001	484	0,028736
650	0,0059	0,0047	974	185	0,001	780	0,042373
650	0,0052	0,0040	1630	166	0,001	1340	0,048077
650	0,0035	0,0024	2800	174	0,001	2260	0,071429
650	0,0024	0,0013	6120	164	0,001	5480	0,104167
650	0,0017	0,0006	19700	162	0,001	16200	0,147059

<sup>7</sup>Temperatura di prova.<sup>8</sup>Deformazione alternata, controllata nella zona estensimetrata del provino.<sup>9</sup>Componente plastica della deformazione alternata, semi-ampiezza del ciclo di isteresi stabilizzato in corrispondenza dell'asse degli sforzi nulli.<sup>10</sup>Numero di cicli per cui si verifica la completa separazione del provino.<sup>11</sup>Componente alternata di sforzo in corrispondenza di  $N_f/2$ .<sup>12</sup>Velocità di deformazione.<sup>13</sup>Numero di cicli per cui si verifica una riduzione del 25% del  $\Delta\sigma_{tot}$  prendendo come riferimento il ciclo d'isteresi stabilizzato a  $N_f/2$ .<sup>14</sup>Frequenza di ciclo calcolata.

## A.3 Prove Incremental Step

Tabella A.3: Dati delle prove Incremental Step effettuate a diversi livelli di temperatura

$Temp^{15}$ [ $^{\circ}C$ ]	$\dot{\epsilon}^{16}$ [ $s^{-1}$ ]	$\epsilon_{tot_a}^{17}$ [mm/mm]	$\epsilon_{pl_a}^{18}$ [mm/mm]	$N_{bf}^{19}$	$\sigma_a^{20}$ [MPa]
25	0,001	0,0003	0	72	60
25	0,001	0,0011	0,0003	72	212
25	0,001	0,002	0,0004	72	329
25	0,001	0,0027	0,0004	72	390
25	0,001	0,0035	0,0009	72	432
25	0,001	0,0041	0,0016	72	458
25	0,001	0,0048	0,0023	72	474
25	0,001	0,0056	0,0031	72	491
25	0,001	0,0064	0,0038	72	505
25	0,001	0,0073	0,0045	72	518
25	0,001	0,0082	0,0054	72	528
25	0,001	0,0091	0,0062	72	540
25	0,001	0,01	0,007	72	548
500	0,001	0,0003	0	34	51
500	0,001	0,0011	0,0001	34	183
500	0,001	0,002	0,0006	34	252
500	0,001	0,0028	0,0009	34	281
500	0,001	0,0036	0,0016	34	303
500	0,001	0,0043	0,0023	34	313

Continua

Tabella A.3 – Continua

$Temp [^{\circ}C]$	$\dot{\epsilon} [s^{-1}]$	$\epsilon_{tot_a} [mm/mm]$	$\epsilon_{pl_a} [mm/mm]$	$N_{bf}$	$\sigma_a [MPa]$
500	0,001	0,0049	0,0031	34	321
500	0,001	0,0057	0,0039	34	330
500	0,001	0,0066	0,0047	34	338
500	0,001	0,0074	0,0055	34	347
500	0,001	0,0083	0,0062	34	355
500	0,001	0,0092	0,0071	34	361
500	0,001	0,01	0,0079	34	366
550	0,001	0,0003	0	41	51
550	0,001	0,0012	0,0003	41	177
550	0,001	0,0021	0,0009	41	219
550	0,001	0,003	0,0015	41	243
550	0,001	0,0038	0,0019	41	259
550	0,001	0,0044	0,0027	41	266
550	0,001	0,0051	0,0034	41	273
550	0,001	0,0059	0,0043	41	280
550	0,001	0,0067	0,0051	41	286
550	0,001	0,0076	0,0059	41	293
550	0,001	0,0084	0,0067	41	298
550	0,001	0,0093	0,0076	41	304
550	0,001	0,0102	0,0084	41	309
600	0,001	0,0003	0	39	47
600	0,001	0,0012	0,0004	39	158
600	0,001	0,0023	0,0011	39	191
600	0,001	0,0032	0,0015	39	206

Continua

Tabella A.3 – Continua

$Temp [^{\circ}C]$	$\dot{\epsilon} [s^{-1}]$	$\epsilon_{tot_a} [mm/mm]$	$\epsilon_{pl_a} [mm/mm]$	$N_{bf}$	$\sigma_a [MPa]$
600	0,001	0,0041	0,0023	39	215
600	0,001	0,0047	0,0031	39	221
600	0,001	0,0053	0,0039	39	225
600	0,001	0,0063	0,0048	39	228
600	0,001	0,0071	0,0057	39	237
600	0,001	0,008	0,0065	39	240
600	0,001	0,009	0,0074	39	245
600	0,001	0,0099	0,0083	39	250
600	0,001	0,0107	0,0091	39	252
650	0,001	0,0003	0	39	43
650	0,001	0,0012	0,0005	39	130
650	0,001	0,0022	0,0012	39	148
650	0,001	0,003	0,0018	39	158
650	0,001	0,004	0,0025	39	164
650	0,001	0,0046	0,0032	39	169
650	0,001	0,0052	0,0041	39	172
650	0,001	0,006	0,0049	39	176
650	0,001	0,0069	0,0057	39	178
650	0,001	0,0078	0,0066	39	182
650	0,001	0,0085	0,0073	39	184
650	0,001	0,0094	0,0082	39	187
650	0,001	0,0103	0,009	39	190

<sup>15</sup>Temperatura di prova.<sup>16</sup>Velocità di deformazione.



- <sup>17</sup>Deformazione alternata, controllata nella zona estensimetrata del provino.
- <sup>18</sup>Componente plastica della deformazione alternata, semi-ampiezza del ciclo di isteresi stabilizzato in corrispondenza dell'asse degli sforzi nulli.
- <sup>19</sup>Numero di blocchi per cui si verifica il cedimento.
- <sup>20</sup>Componente alternata di sforzo in corrispondenza di  $N_{b_f}/2$ .

## A.4 Prove di Creep

Tabella A.4: Dati delle prove a creep provenienti dal Database NIMS[29].

<i>Forma</i>	<i>Heat</i>	<i>Temp</i> [°C]	$\sigma$ [MPa] <sup>21</sup>	$t_R$ [h] <sup>22</sup>	$\epsilon_R$ [%] <sup>23</sup>	$RA$ [%] <sup>24</sup>	$\dot{\epsilon}_{in}$ [h <sup>-1</sup> ] <sup>25</sup>
plate	MgA	450	400	309,5	26	79	0,08401
plate	MgA	450	390	7711,2	24	80	0,00311
plate	MgA	450	370	19990,1	22	80	0,00110
plate	MgA	450	360	30343,8	20	82	0,00066
plate	MgA	500	300	631,8	30	84	0,04748
plate	MgA	500	280	7691,3	26	85	0,00338
plate	MgA	500	270	5857	27	85	0,00461
plate	MgA	500	260	7979,5	25	85	0,00313
plate	MgA	500	240	>25848			
plate	MgA	550	220	423,4	32	88	0,07558
plate	MgA	550	200	2549	32	87	0,01255
plate	MgA	550	190	6159,6	33	88	0,00536
plate	MgA	550	180	17210	27	86	0,00157
plate	MgA	550	160	>22480			
plate	MgA	600	160	162,6	30	90	0,18450
plate	MgA	600	140	1722,4	24	89	0,01393
plate	MgA	600	130	3756	30	88	0,00799
plate	MgA	600	120	4358,4	27	88	0,00619
plate	MgA	600	110	8378,1	24	85	0,00286

Continua

Tabella A.4 – Continua

<i>Forma</i>	<i>Heat</i>	<i>Temp</i> [°C]	$\sigma$ [MPa]	$t_R$ [h]	$\epsilon_R$ [%]	<i>RA</i> [%]	$\dot{\epsilon}_{in}$ [h <sup>-1</sup> ]
plate	MgA	600	100	>28344			
plate	MgA	650	100	149,8	48	96	0,32043
plate	MgA	650	80	1043	28	89	0,02685
plate	MgA	650	70	3087,2	28	88	0,00907
plate	MgA	650	60	8820,1	28	90	0,00317
plate	MgB	450	450	11,4	24	78	2,10526
plate	MgB	450	420	302,1	23	79	0,07613
plate	MgB	450	400	779,6	23	80	0,02950
plate	MgB	450	390	7027,5	22	81	0,00313
plate	MgB	450	380	16581,7	23	80	0,00139
plate	MgB	450	370	9158,9	21	81	0,00229
plate	MgB	450	360	23403	20	81	0,00085
plate	MgB	450	340	> 23136			
plate	MgB	500	320	551,6	28	84	0,05076
plate	MgB	500	310	2077	25	84	0,01204
plate	MgB	500	300	3452,6	24	83	0,00695
plate	MgB	500	280	6951,4	26	85	0,00374
plate	MgB	500	270	6115,3	26	84	0,00425
plate	MgB	500	260	>22992			
plate	MgB	500	240	>26328			
plate	MgB	550	240	158,7	32	88	0,20164
plate	MgB	550	220	1949,9	28	88	0,01436
plate	MgB	550	200	3574,4	28	87	0,00783
plate	MgB	550	190	11350,6	24	87	0,00211

Continua

Tabella A.4 – Continua

<i>Forma</i>	<i>Heat</i>	<i>Temp</i> [°C]	$\sigma$ [MPa]	$t_R$ [h]	$\epsilon_R$ [%]	<i>RA</i> [%]	$\dot{\epsilon}_{in}$ [h <sup>-1</sup> ]
plate	MgB	550	180	14814,3	25	86	0,00169
plate	MgB	550	160	>26328			
plate	MgB	600	160	177,6	40	91	0,22523
plate	MgB	600	140	842,7	30	90	0,03560
plate	MgB	600	130	2790,5	32	89	0,01147
plate	MgB	600	120	6473,7	33	87	0,00510
plate	MgB	600	110	10659,6	31	86	0,00291
plate	MgB	600	100	15740,1	28	85	0,00178
plate	MgB	600	90	>34752			
plate	MgB	650	100	163,4	55	93	0,33660
plate	MgB	650	90	626,8	55	96	0,08775
plate	MgB	650	80	1870,8	42	92	0,02245
plate	MgB	650	70	2639	42	91	0,01592
plate	MgB	650	60	6580	24	89	0,00365
plate	MgC	450	420	630,5	21	79	0,03331
plate	MgC	450	370	22629,8	23	81	0,00102
plate	MgC	450	360	> 37080			
plate	MgC	500	320	815,7	28	84	0,03433
plate	MgC	500	310	1918	25	84	0,01303
plate	MgC	500	300	3989,7	25	85	0,00627
plate	MgC	500	280	16832,5	28	86	0,00166
plate	MgC	500	270	>26352			
plate	MgC	500	260	>26353			
plate	MgC	550	240	701,7	30	88	0,04275

Continua

Tabella A.4 – Continua

<i>Forma</i>	<i>Heat</i>	<i>Temp</i> [°C]	$\sigma$ [MPa]	$t_R$ [h]	$\epsilon_R$ [%]	$R_A$ [%]	$\dot{\epsilon}_{in}$ [ $h^{-1}$ ]
plate	MgC	550	220	3254,7	27	88	0,00830
plate	MgC	550	200	14164,2	28	87	0,00198
plate	MgC	550	190	23079,5	22	85	0,00095
plate	MgC	550	180	>27336			
plate	MgC	600	160	895,3	31	90	0,03463
plate	MgC	600	140	4451,5	30	88	0,00674
plate	MgC	600	130	9728,3	30	89	0,00308
plate	MgC	600	120	17356,9	29	86	0,00167
plate	MgC	600	110	>28199			
plate	MgC	650	120	205,2	39	94	0,19006
plate	MgC	650	100	969,9	38	91	0,03918
plate	MgC	650	80	5304,9	27	90	0,00509
plate	MgC	650	70	14188,9	23	86	0,00162
tube	MgA	500	360	277	23	84	0,08303
tube	MgA	500	340	875,4	25	86	0,02856
tube	MgA	500	320	2333,4	27	86	0,01157
tube	MgA	500	300	4971,3	31	88	0,00624
tube	MgA	500	290	8840	27	89	0,00305
tube	MgA	500	270	>28368			
tube	MgA	500	250	>28315			
tube	MgA	550	240	498,8	26	90	0,05213
tube	MgA	550	220	2635,1	26	90	0,00987
tube	MgA	550	200	10778,3	31	89	0,00288

Continua

Tabella A.4 – Continua

<i>Forma</i>	<i>Heat</i>	<i>Temp</i> [°C]	$\sigma$ [MPa]	$t_R$ [h]	$\epsilon_R$ [%]	$R_A$ [%]	$\dot{\epsilon}_{in}$ [ $h^{-1}$ ]
tube	MgA	550	180	>27336			
tube	MgA	550	170	>27171			
tube	MgA	600	160	696	30	93	0,04310
tube	MgA	600	140	2777,1	31	91	0,01116
tube	MgA	600	120	14286,8	25	83	0,00175
tube	MgA	600	110	24417,9	23	84	0,00094
tube	MgA	600	100	>24144			
tube	MgA	650	100	628,5	36	93	0,05728
tube	MgA	650	80	4472,3	32	88	0,00716
tube	MgA	650	70	12280,7	36	84	0,00293
tube	MgA	650	60	23321,1	11	51	0,00047
tube	MgA	650	50	>28032			
tube	MgA	700	60	430,6	39	92	0,09057
tube	MgA	700	50	1299	30	86	0,02309
tube	MgA	700	40	3354,4	32	75	0,00954
tube	MgA	700	30	9668,5	23	64	0,00238
tube	MgB	500	360	239	21	84	0,08787
tube	MgB	500	340	938	24	86	0,02559
tube	MgB	500	320	2334,1	24	86	0,01028
tube	MgB	500	300	6165,8	25	87	0,00405
tube	MgB	500	290	10507,5	22	87	0,00209
tube	MgB	500	270	>28315			
tube	MgB	500	250	>28315			
tube	MgB	550	260	202	26	89	0,12871

Continua

Tabella A.4 – Continua

<i>Forma</i>	<i>Heat</i>	<i>Temp</i> [°C]	$\sigma$ [MPa]	$t_R$ [h]	$\epsilon_R$ [%]	<i>RA</i> [%]	$\dot{\epsilon}_{in}$ [h <sup>-1</sup> ]
tube	MgB	550	240	796,8	30	91	0,03765
tube	MgB	550	220	3487,6	35	91	0,01004
tube	MgB	550	200	13640,8	23	89	0,00169
tube	MgB	550	180	>26516			
tube	MgB	550	170	>26664			
tube	MgB	600	160	779,1	35	91	0,04492
tube	MgB	600	140	3773,9	24	90	0,00636
tube	MgB	600	120	>12576			
tube	MgB	600	110	>25008			
tube	MgB	600	100	>24806			
tube	MgB	650	110	325,7	35	95	0,10746
tube	MgB	650	100	831,1	26	92	0,03128
tube	MgB	650	80	6053,2	24	86	0,00396
tube	MgB	650	70	13031,9	19	77	0,00146
tube	MgB	650	60	27727,9	13	36	0,00047
tube	MgB	650	50	>28152			
tube	MgB	700	60	413	28	93	0,06780
tube	MgB	700	50	1255	38	88	0,03028
tube	MgB	700	40	3129	24	81	0,00767
tube	MgB	700	30	7681	45	85	0,00586
tube	MgC	500	340	600,3	26	85	0,04331
tube	MgC	500	320	1295,9	26	86	0,02006
tube	MgC	500	300	4864,1	26	87	0,00535
tube	MgC	500	290	10830,7	24	86	0,00222

Continua

Tabella A.4 – Continua

<i>Forma</i>	<i>Heat</i>	<i>Temp</i> [°C]	$\sigma$ [MPa]	$t_R$ [h]	$\epsilon_R$ [%]	<i>RA</i> [%]	$\dot{\epsilon}_{in}$ [ $h^{-1}$ ]
tube	MgC	500	270	>28368			
tube	MgC	500	250	>28200			
tube	MgC	600	160	971,2	41	93	0,04222
tube	MgC	600	140	3414,7	28	90	0,00820
tube	MgC	600	120	>12552			
tube	MgC	600	110	21206,3	26	88	0,00123
tube	MgC	600	100	>25656			
tube	MgC	550	240	667,3	28	89	0,04196
tube	MgC	550	220	3724,3	30	89	0,00806
tube	MgC	550	200	14530	28	89	0,00193
tube	MgC	550	180	>23136			
tube	MgC	550	170	>21648			
tube	MgC	650	110	237,6	36	94	0,15152
tube	MgC	650	100	727,8	38	94	0,05221
tube	MgC	650	80	5409,5	32	89	0,00592
tube	MgC	650	70	13008,5	26	81	0,00200
tube	MgC	650	60	24807,4	30	89	0,00121
tube	MgC	650	50	>28032			
tube	MgC	700	60	447	35	93	0,07830
tube	MgC	700	50	1338,3	45	93	0,03362
tube	MgC	700	40	4065,3	35	92	0,00861
tube	MgC	700	30	14106,5	30	77	0,00213

<sup>21</sup>Sforzo di prova.<sup>22</sup>Tempo a rottura.



<sup>23</sup>Allungamento a rottura.

<sup>24</sup>Riduzione di area sulla sezione di rottura.

<sup>25</sup>Velocità di deformazione inelastica media, calcolata come rapporto tra  $\epsilon_R$  e  $t_R$ .

Tabella A.5: Dati delle prove a creep provenienti dalle prove di Y. Takahashi[47, 48].

$Temp[^\circ C]$	$\sigma [MPa]$ <sup>26</sup>	$t_R [h]$ <sup>27</sup>	$\epsilon_R [\%]$ <sup>28</sup>	$\dot{\epsilon}_{min} [h^{-1}]$ <sup>29</sup>	$\dot{\epsilon}_m [h^{-1}]$ <sup>30</sup>
550	320	2,0	32,00		15,65604
550	280	13,7	29,62	0,34809	2,16402
550	250	81,1	28,00	0,05271	0,34513
550	240	162,9	26,38	0,02571	0,16191
550	220	369,8	21,79	0,00911	0,05893
550	200	3762,7	21,45	8,13E-04	0,00570
550	210	4251,2	20,08	5,90E-04	0,00472
550	180	12327,3	23,49	1,04E-04	0,00191
550			29,57		10,09570
550			27,06		363,49328
600	180	111,0		0,04614	
600		254,9	23,57		0,09249
600	160	681,4		0,00453	
600		3621,9	26,04		0,00719
600	140	4177,7	26,98	6,36E-04	0,00646
600	120	10722,3	20,94	2,05E-04	0,00195
600	100	>16872,2			
600			25,62		0,03622
Continua					

Tabella A.5 – Continua

Temp[°C]	$\sigma$ [MPa]	$t_R$ [h]	$\epsilon_R$ [%]	$\dot{\epsilon}$ [h <sup>-1</sup> ]	$\dot{\epsilon}_{in}$ [h <sup>-1</sup> ]
600			26,78		0,23343
600			30,03		363,49328
650	120	82,5	28,51	0,04702	0,34535
650	110	256,4	28,17	0,01304	0,10986
650	90	869,8	23,15	0,00238	0,02661
650	80	2999,6	23,32	7,68E-04	0,00777
650	70	6696,3	22,64	3,35E-04	0,00338
650	60	24760,8	30,64	1,00E-04	0,00124
650			27,27		0,98347
650			29,57		3,59191
650			31,64		10,09570
650			34,12		363,49328

<sup>26</sup>Sforzo di prova.

<sup>27</sup>Tempo a rottura.

<sup>28</sup>Allungamento a rottura.

<sup>29</sup>Minima velocità di deformazione a creep, corrispondente alla  $\dot{\epsilon}$  durante il creep secondario

<sup>30</sup>Velocità di deformazione inelastica media, calcolata come rapporto tra  $\epsilon_R$  e  $t_R$ .

Tabella A.6: Dati delle prove a creep provenienti da prove di *OakRidge Laboratories*.

Heat	Temp[°C]	$\sigma$ [MPa] <sup>31</sup>	$t_R$ [h] <sup>32</sup>	$\epsilon_R$ [%] <sup>33</sup>	RA[%] <sup>34</sup>	$\dot{\epsilon}_{min}$ [h <sup>-1</sup> ] <sup>35</sup>	$\dot{\epsilon}_{in}$ [h <sup>-1</sup> ] <sup>36</sup>
394-E/420F	704	28	21809	14,33	19	0,0002	0,000657
394-E/587I	649	76	6620	12,35	56	0,000967	0,001866
Continua							

Tabella A.6 – Continua

<i>Heat</i>	<i>Temp</i> [°C]	$\sigma$ [MPa]	$t_R$ [h]	$\epsilon_R$ [%]	<i>RA</i> [%]	$\dot{\epsilon}_{in}$ [h <sup>-1</sup> ]	$\dot{\epsilon}_k$ [s <sup>-1</sup> ]
F5349-Y	538	179	>68637	2,24		0,00001	
394B	538	186	>60925	2,42		2,22E-05	
394B	427	413	>59509	0,52		0,000004	
148A	538	186	>47475	0,4		0,00001	
394E	454	379	>48449	1,65		0,000008	
1	593	124	26787	20,45	77	0,000115	0,000763
383B	593	110	49514	13	32	7,14E-05	0,000263
394E	593	103	>46171	2,75		0,00003	
394E	538	155	>45117	4,11		0,000555	
394E	538	234	>45101	0,92		0,000017	
394E	427	379	>33409	0,19		0,000051	
582b	649	55	28490,3	7,47	9	0,000125	0,000262
143-61f	649	76	29363	4,91	13	0,000125	0,000167
394EC	593	110	>24767	1,53		0,000053	
176c	593	110	>24456	1,26		0,000067	
143-61f	593	124	>23533			0,000003	
582b	593	110	>23533	4,07		0,000188	
101	649	62	>21670	1,63		0,000068	
394EC	538	207	>19286	1,9		0,000063	
176c	538	207	>19124	1,29		0,000058	
176c	538	186	>19052	0,7		0,000017	
565/63	593	124	>5253	0,44			
565/63	649	76	>5231	0,19			
565/63	538	83	>4550	0,66		0,000312	

Continua

Tabella A.6 – Continua

<i>Heat</i>	<i>Temp</i> [°C]	$\sigma$ [MPa]	$t_R$ [h]	$\epsilon_R$ [%]	$RA$ [%]	$\dot{\epsilon}_{in}$ [h <sup>-1</sup> ]	$\dot{\epsilon}_{in}$ [s <sup>-1</sup> ]
143-61f	593	145	12273	21,5	60	0,000813	0,001752
565/63	593	172	2540	13,5	85		0,005315
565/63	538	83	4549	0,67			
383B-27T	593	124	21337	20	61	0,000131	0,000937
394E-9T	593	124	30545	12,8	39	0,000098	0,000419
176-9T	593	124	14732	22,2	84	0,000089	0,001507
148A-9T	593	124	24387	16,4	59	0,000071	0,000672

<sup>31</sup>Sforzo di prova.

<sup>32</sup>Tempo a rottura.

<sup>33</sup>Allungamento a rottura.

<sup>34</sup>Riduzione di area sulla sezione di rottura.

<sup>35</sup>Minima velocità di deformazione a creep, corrispondente alla  $\dot{\epsilon}$  durante il creep secondario.

<sup>36</sup>Velocità di deformazione inelastica media, calcolata come rapporto tra  $\epsilon_R$  e  $t_R$ .

## A.5 Prove di Rilassamento degli Sforzi

Tabella A.7: Dati sul rilassamento a 550°C estratti dal primo ciclo d'isteresi di una prova di creep-fatica simmetrica con mantenimento in tensione [48].

$Temp[^\circ C]$	$\Delta\epsilon[\%]^{37}$	$t[s]^{38}$	$\sigma[MPa]^{39}$
550	1,00	0,0	319,010
550	1,00	12,2	273,930
550	1,00	70,4	243,482
550	1,00	141,9	227,189
550	1,00	249,5	211,949
550	1,00	356,9	203,259
550	1,00	464,2	190,224
550	1,00	611,8	182,077
550	1,00	723,6	178,275
550	1,00	862,5	177,732
550	1,00	1010,1	173,387
550	1,00	1153,2	175,559
550	1,00	1291,9	171,214
550	1,00	1403,7	165,751
550	1,00	1547,1	166,294
550	1,00	1690,2	172,300
550	1,00	1837,8	169,042
550	1,00	1985,4	167,412
550	1,00	2124,3	165,208
550	1,00	2267,4	162,492
550	1,00	2415,0	160,319
550	1,00	2558,1	159,776
550	1,00	2665,7	156,518
550	1,00	2808,9	157,604
550	1,00	2952,0	152,716
550	1,00	3099,6	157,604
550	1,00	3238,2	154,888
550	1,00	3386,1	151,629
550	1,00	3529,2	153,802
550	1,00	3600,0	153,802
550	0,50	0,0	305,974
550	0,50	113,5	213,578

Continua

Tabella A.7 – Continua

$Temp[^\circ C]$	$\Delta\epsilon[\%]$	$t[s]$	$\sigma[MPa]$
550	0,50	216,4	194,569
550	0,50	368,6	189,681
550	0,50	538,7	178,818
550	0,50	681,9	173,898
550	0,50	865,7	170,096
550	0,50	1044,8	165,751
550	0,50	1192,5	161,406
550	0,50	1367,3	160,319
550	0,50	1546,3	159,233
550	0,50	1729,9	155,431
550	0,50	1908,9	156,518
550	0,50	2088,2	153,802
550	0,50	2231,4	150,543
550	0,50	2419,4	151,629
550	0,50	2594,3	151,086
550	0,50	2777,8	151,086
550	0,50	2956,8	147,827
550	0,50	3135,9	145,655
550	0,50	3315,2	147,284
550	0,50	3498,7	145,112
550	0,50	3600,0	145,112
550	0,35	0,0	240,735
550	0,35	49,1	210,863
550	0,35	124,5	199,457
550	0,35	191,5	194,569
550	0,35	283,6	188,562
550	0,35	367,4	190,735
550	0,35	459,5	181,502
550	0,35	522,3	177,157
550	0,35	631,5	174,441
550	0,35	715,2	171,725
550	0,35	807,4	169,553
550	0,35	882,7	174,441
550	0,35	970,7	171,182
550	0,35	1058,6	170,096
550	0,35	1150,8	169,010
550	0,35	1243,1	165,208

Continua

**Tabella A.7 – Continua**

$Temp[^\circ C]$	$\Delta\epsilon[\%]$	$t[s]$	$\sigma[MPa]$
550	0,35	1326,9	170,639
550	0,35	1423,2	170,639
550	0,35	1511,2	171,182
550	0,35	1603,3	169,010
550	0,35	1691,2	167,380
550	0,35	1783,6	168,466
550	0,35	1800,0	165,208

<sup>37</sup>Ampiezza di deformazione a cui viene mantenuto durante la prova.

<sup>38</sup>Tempo trascorso dall'inizio del mantenimento.

<sup>39</sup>Sforzo misurato durante la prova.

Tabella A.8: Dati sul rilassamento a 550°C estratti dal ciclo  $N_f/2$  (metà durata) di una prova di creep-fatica simmetrica con mantenimento in tensione [48].

$T[^\circ C]$	$\Delta\epsilon[\%]$ <sup>40</sup>	$t[s]$ <sup>41</sup>	$\sigma[MPa]$ <sup>42</sup>
550	1,00	0,0	230,656
550	1,00	2,1	217,518
550	1,00	3,1	207,166
550	1,00	4,8	195,995
550	1,00	28,7	175,212
550	1,00	38,3	173,213
550	1,00	67,1	164,017
550	1,00	71,9	161,218
550	1,00	100,6	158,420
550	1,00	138,9	158,020
550	1,00	182,1	149,624
550	1,00	210,8	147,225
550	1,00	244,6	144,802
550	1,00	465,0	138,405
550	1,00	608,8	131,609
550	1,00	786,1	128,010
550	1,00	906,1	124,012
550	1,00	968,4	122,413
550	1,00	1035,5	121,613
550	1,00	1289,4	121,613
550	1,00	1390,1	118,015
550	1,00	1452,3	115,216

Continua

Tabella A.8 – Continua

$T[^\circ C]$	$\Delta\epsilon[\%]$	$t[s]$	$\sigma[MPa]$
550	1,00	1505,0	112,418
550	1,00	1711,4	112,418
550	1,00	1749,7	112,018
550	1,00	2080,3	112,018
550	1,00	2118,6	110,818
550	1,00	2185,7	107,620
550	1,00	2401,6	107,197
550	1,00	2473,5	106,397
550	1,00	2665,1	105,997
550	1,00	2698,7	109,619
550	1,00	2737,0	110,419
550	1,00	2981,6	110,419
550	1,00	3024,8	110,019
550	1,00	3230,8	110,019
550	1,00	3273,9	109,619
550	1,00	3307,4	107,620
550	1,00	3600,0	107,620
550	0,50	0,0	184,052
550	0,50	2,1	171,710
550	0,50	3,1	160,141
550	0,50	4,8	148,197
550	0,50	38,3	132,670
550	0,50	71,8	125,902
550	0,50	105,2	123,115
550	0,50	143,5	117,119
550	0,50	181,8	115,527
550	0,50	215,3	111,944
550	0,50	258,3	111,944
550	0,50	282,2	110,749
550	0,50	320,5	109,953
550	0,50	358,8	109,157
550	0,50	406,6	106,370
550	0,50	449,6	105,176
550	0,50	502,3	105,176
550	0,50	535,7	105,574
550	0,50	569,2	106,370
550	0,50	621,8	105,972
Continua			



Tabella A.8 – Continua

$T[^\circ C]$	$\Delta\epsilon[\%]$	$t[s]$	$\sigma[MPa]$
550	0,50	655,6	106,370
550	0,50	693,9	104,778
550	0,50	727,3	102,787
550	0,50	770,4	101,991
550	0,50	813,4	101,194
550	0,50	856,5	100,398
550	0,50	894,8	100,000
550	0,50	966,5	99,602
550	0,50	1043,1	98,806
550	0,50	1086,1	98,806
550	0,50	1138,7	98,407
550	0,50	1172,2	97,213
550	0,50	1224,8	94,824
550	0,50	1253,5	97,213
550	0,50	1306,4	98,009
550	0,50	1349,5	97,213
550	0,50	1402,1	96,417
550	0,50	1440,3	98,806
550	0,50	1478,6	97,213
550	0,50	1512,1	94,824
550	0,50	1555,1	96,019
550	0,50	1593,4	94,824
550	0,50	1641,2	93,232
550	0,50	1689,1	92,834
550	0,50	1722,6	94,426
550	0,50	1760,8	95,621
550	0,50	1808,7	95,621
550	0,50	1842,1	93,630
550	0,50	1875,6	92,037
550	0,50	1928,2	90,843
550	0,50	1971,6	91,639
550	0,50	2009,8	92,436
550	0,50	2048,1	91,639
550	0,50	2095,9	92,037
550	0,50	2158,1	92,436
550	0,50	2253,8	92,037
550	0,50	2359,0	91,639
550	0,50	2430,8	91,639
Continua			

Tabella A.8 – Continua

$T[^\circ C]$	$\Delta\epsilon[\%]$	$t[s]$	$\sigma[MPa]$
550	0,50	2445,1	93,232
550	0,50	2516,9	88,852
550	0,50	2583,8	89,649
550	0,50	2675,0	90,445
550	0,50	2703,7	89,251
550	0,50	2737,2	91,639
550	0,50	2785,0	90,047
550	0,50	2875,9	87,658
550	0,50	2990,7	89,649
550	0,50	3057,7	88,852
550	0,50	3105,5	90,047
550	0,50	3201,2	88,454
550	0,50	3234,7	90,047
550	0,50	3287,6	88,056
550	0,50	3354,5	88,454
550	0,50	3411,9	86,862
550	0,50	3478,9	88,454
550	0,50	3526,7	88,852
550	0,50	3569,8	87,260
550	0,50	3600,0	87,260
550	0,35	0,0	170,515
550	0,35	4,8	158,548
550	0,35	38,3	144,215
550	0,35	62,2	141,429
550	0,35	124,4	137,447
550	0,35	201,0	139,438
550	0,35	234,5	135,457
550	0,35	287,1	139,040
550	0,35	325,4	136,253
550	0,35	373,3	135,457
550	0,35	382,9	136,651
550	0,35	440,3	133,864
550	0,35	473,8	133,466
550	0,35	497,7	132,670
550	0,35	521,6	131,475
550	0,35	550,4	131,077
550	0,35	579,1	129,485

Continua

Tabella A.8 – Continua

$T[^\circ C]$	$\Delta\epsilon[\%]$	$t[s]$	$\sigma[MPa]$
550	0,35	617,4	127,494
550	0,35	651,1	128,689
550	0,35	722,9	131,077
550	0,35	756,4	131,475
550	0,35	789,9	128,689
550	0,35	813,9	125,902
550	0,35	880,9	121,920
550	0,35	933,5	125,504
550	0,35	971,8	126,698
550	0,35	990,9	127,494
550	0,35	1014,9	125,105
550	0,35	1077,1	126,698
550	0,35	1096,2	120,304
550	0,35	1139,3	123,513
550	0,35	1168,0	124,309
550	0,35	1201,5	123,911
550	0,35	1244,6	123,513
550	0,35	1278,1	124,309
550	0,35	1292,4	125,902
550	0,35	1321,4	123,513
550	0,35	1350,1	118,712
550	0,35	1388,4	121,101
550	0,35	1421,9	122,717
550	0,35	1450,6	121,499
550	0,35	1474,6	121,920
550	0,35	1493,7	119,110
550	0,35	1527,2	121,920
550	0,35	1560,7	121,920
550	0,35	1594,2	120,703
550	0,35	1627,7	120,304
550	0,35	1637,3	116,721
550	0,35	1661,2	121,101
550	0,35	1685,1	121,499
550	0,35	1709,1	120,703
550	0,35	1733,0	119,508
550	0,35	1752,1	118,314
550	0,35	1785,6	118,712

Continua

Tabella A.8 – Continua

$T[^\circ C]$	$\Delta\epsilon[\%]$	$t[s]$	$\sigma[MPa]$
550	0,35	1800,0	117,518

<sup>40</sup>Ampiezza di deformazione a cui viene mantenuto durante la prova.

<sup>41</sup>Tempo trascorso dall'inizio del mantenimento.

<sup>42</sup>Sforzo misurato durante la prova.

## A.6 Prove di Creep-Fatica

Tabella A.9: Dati delle prove di Creep-Fatica provenienti dal NIMS.

$T^{43}$ [°C]	$\epsilon_{tot_a}^{44}$ [mm/mm]	$\epsilon_{pl_a}^{45}$ [mm/mm]	$N_f^{46}$	$\sigma_a^{47}$ [MPa]	$\dot{\epsilon}^{48}$ [ $s^{-1}$ ]	$N_{25\%}^{49}$	$\sigma_{max}^{50}$ [MPa]	$\sigma_r^{51}$ [MPa]	$t_h^{52}$ [h]
550	0,0097	0,0082	402	316	0,005	339	299	174	0,1
550	0,0076	0,0060	841	324	0,005	743	307	179	0,1
550	0,0054	0,0039	1370	309	0,005	1180	298	192	0,1
550	0,0042	0,0029	2740	277	0,005	2550	250	154	0,1
550	0,0035	0,0022	3820	266	0,005	3410	234	145	0,1
550	0,0026	0,0013	13400	258	0,005	13100	233	161	0,1
550	0,0097	0,0083	424	304	0,005	360	287	124	1
550	0,0073	0,0059	590	295	0,005	491	279	144	1
550	0,0049	0,0036	1130	290	0,005	944	279	153	1
550	0,0036	0,0026	2660	271	0,005	2420	233	116	1
600	0,0093	0,0081	463	267	0,005	361	251	102	0,1
600	0,0076	0,0066	780	257	0,005	580	241	100	0,1
600	0,0070	0,0058	929	262	0,005	596	246	113	0,1
600	0,0052	0,0041	1480	222	0,005	1180	206	77	0,1
600	0,0040	0,0030	1720	254	0,005	1340	208	90	0,1
600	0,0026	0,0015	4440	223	0,005	3910	191	99	0,1
600	0,0023	0,0013	7040	252	0,005	5840	190	96	0,1
600	0,0101	0,0091	377	228	0,005	291	212	46	1

Continua

Tabella A.9 – Continua

$T$ [°C]	$\epsilon_{tot_a}$ [mm/mm]	$\epsilon_{pl_a}$ [mm/mm]	$N_f$	$\sigma_a$ [MPa]	$\dot{\epsilon}$ [ $s^{-1}$ ]	$N_{25\%}$	$\sigma_{max}$ [MPa]	$\sigma_r$ [MPa]	$t_h$ [h]
600	0,0074	0,0062	484	259	0,005	398	257	104	1
600	0,0052	0,0042	1340	227	0,005	1000	223	84	1
600	0,0041	0,0031	1430	229	0,005	1090	213	95	1
600	0,0037	0,0028	1350	220	0,005	954	195	83	1

<sup>43</sup>Temperatura di prova.

<sup>46</sup>Numero di cicli per cui si verifica la completa separazione del provino.

<sup>47</sup>Componente alternata di sforzo in corrispondenza di  $N_f/2$ .

<sup>48</sup>Velocità di deformazione.

<sup>49</sup>Numero di cicli per cui si verifica una riduzione del 25% del  $\Delta\sigma_{tot}$  prendendo come riferimento il ciclo d'isteresi stabilizzato a  $N_f/2$ .

<sup>50</sup>Sforzo massimo misurato al ciclo  $N_f/2$ .

<sup>51</sup>Sforzo al termine del mantenimento al ciclo  $N_f/2$ .

<sup>52</sup>Tempo di mantenimento in controllo di deformazione in corrispondenza del picco di deformazione in tensione.

Tabella A.10: Dati delle prove di Creep-Fatica dal lavoro di Y. Takahashi

$T^{53}$ [°C]	$\epsilon_{tot_a}^{54}$ [mm/mm]	$N_f^{55}$	$\Delta\sigma^{56}$ [MPa]	$\dot{\epsilon}^{57}$ [ $s^{-1}$ ]	$t_h^{58}$ [h]
550	0,01	2262		0,001	0,000
550	0,01	1990	492	0,001	0,167
550	0,01	1883	506	0,001	1,000
550	0,01	1258	517	0,001	5,000
550	0,01	921	557	0,001	10,000
550	0,005	13166		0,001	0,000
550	0,005	10185	433	0,001	0,167

Continua

Tabella A.10 – Continua

$T$ [°C]	$\epsilon_{tot a}$ [mm/mm]	$N_f$	$\Delta\sigma$ [MPa]	$\dot{\epsilon}$ [ $s^{-1}$ ]	$t_h$ [h]
550	0,005	4382		0,001	1,000
550	0,0035	471051		0,001	0,000
550	0,0035	24057	409	0,001	0,500
600	0,01	2262		0,001	0,000
600	0,01	810	468	0,001	1,000
600	0,005	10000		0,001	0,000
600	0,005	2768	389	0,001	1,000
650	0,01	1405		0,001	0,000
650	0,01	880	313	0,001	1,000
650	0,005	8325		0,001	0,000
650	0,005	3578	296	0,001	0,167
650	0,005	1816	296	0,001	1,000
650	0,0035	15815		0,001	0,000
650	0,0035	10565	300	0,001	0,017

<sup>53</sup>Temperatura di prova.

<sup>54</sup>Deformazione alternata, controllata nella zona estensimetrata del provino.

<sup>55</sup>Numero di cicli per cui si verifica la completa separazione del provino.

<sup>56</sup>Ampiezza di sforzo in corrispondenza di  $N_f/2$ .

<sup>57</sup>Velocità di deformazione.

<sup>58</sup>Tempo di mantenimento in controllo di deformazione in corrispondenza del picco di deformazione in tensione.

Tabella A.11: Risultati dell'applicazione dell'approccio energetico.

Temp [°C]	$\epsilon_a$ [mm/mm]	$\dot{\epsilon}$ [s <sup>-1</sup> ]	$t_h$ [h]	$N_{f,exp}$	$w_{cc}$ [MJ/m <sup>3</sup> ]	$w_{cr}$ [MJ/m <sup>3</sup> ]	$w_{fat}$ [MJ/m <sup>3</sup> ]	$W_f$ [MJ/m <sup>3</sup> ]	$N_{f,cal}$
550	0.0097	0.005	0.1	339	7.72406	0.0878832	0.00974029	2651.55	2453.93
550	0.0076	0.005	0.1	743	10.5501	0.0924658	0.0102266	7915	2225.54
550	0.0054	0.005	0.1	1180	5.94807	0.0772035	0.00807679	7119.35	2321.84
550	0.0042	0.005	0.1	2550	1.56604	0.0576484	0.00655731	4157.12	3068.81
550	0.0035	0.005	0.1	3410	0.957659	0.0501377	0.00583776	3456.5	523.724
550	0.0026	0.005	0.1	13100	0.665125	0.0421661	0.00458065	9325.52	791.686
550	0.0097	0.005	1	360	4.80378	0.0995782	0.012219	1769.61	641.735
550	0.0073	0.005	1	491	3.34436	0.0848807	0.00982043	1688.58	3714.76
550	0.0049	0.005	1	944	2.73715	0.0809076	0.00901038	2668.75	895.484
550	0.0036	0.005	1	2420	1.19961	0.060694	0.00781861	3068.85	3578.43
600	0.0093	0.005	0.1	361	8.68497	0.0786728	0.00838691	3166.7	970.999
600	0.0076	0.005	0.1	580	5.03394	0.0719179	0.00763936	2965.83	2829.36
600	0.007	0.005	0.1	596	6.6484	0.0714183	0.00734611	4009.39	726.4
600	0.0052	0.005	0.1	1180	0.618292	0.0546059	0.00603736	801.144	2939.22
600	0.004	0.005	0.1	1340	4.29456	0.0525971	0.00631859	5833.65	2700.19
600	0.0026	0.005	0.1	3910	0.66868	0.039907	0.00432511	2787.49	4096.17
600	0.0023	0.005	0.1	5840	3.87141	0.0402121	0.00499382	22873.1	503.234
600	0.0101	0.005	1	291	0.896831	0.0640606	0.00797898	281.941	682.751
600	0.0074	0.005	1	398	5.63089	0.0826156	0.00835403	2277.3	5453.89
600	0.0052	0.005	1	1000	0.851362	0.0638288	0.00665189	921.842	2201.26
600	0.0041	0.005	1	1090	0.969787	0.0543621	0.00569668	1122.53	6818.96
600	0.0037	0.005	1	954	0.545802	0.0465721	0.00519452	570.081	8576.67





# Conclusioni Appendice B

## Figure

### B.1 Curve di Coffin-Manson

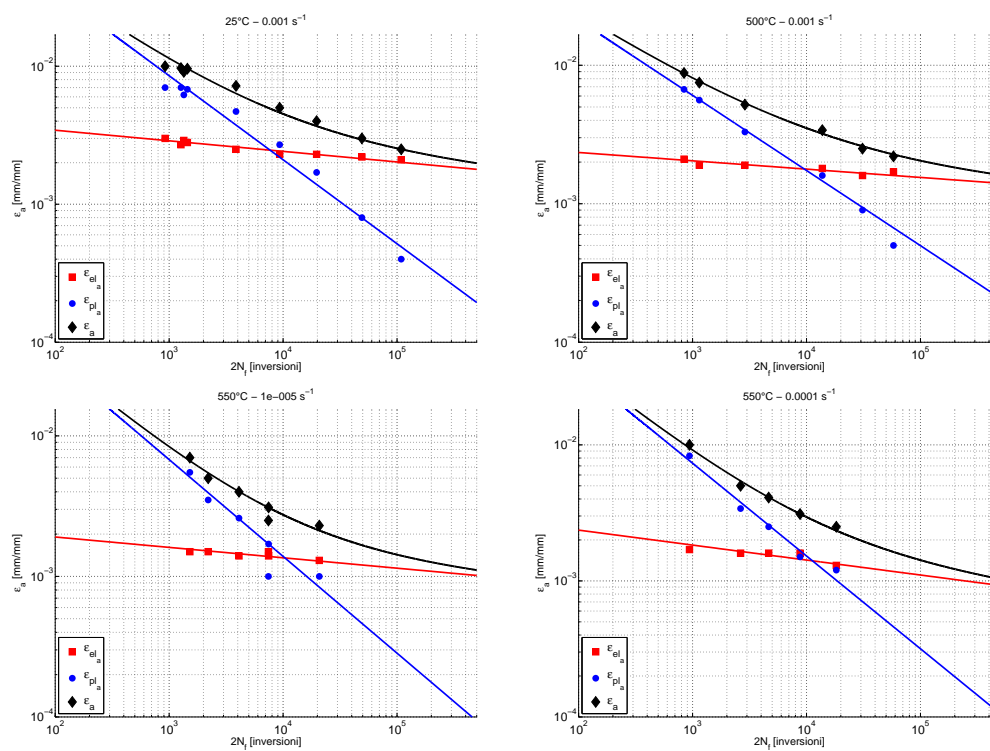


Figura B.1: Curve di Coffin-Manson costruite a partire da dati di LCF sul materiale proveniente dal database del NIMS.

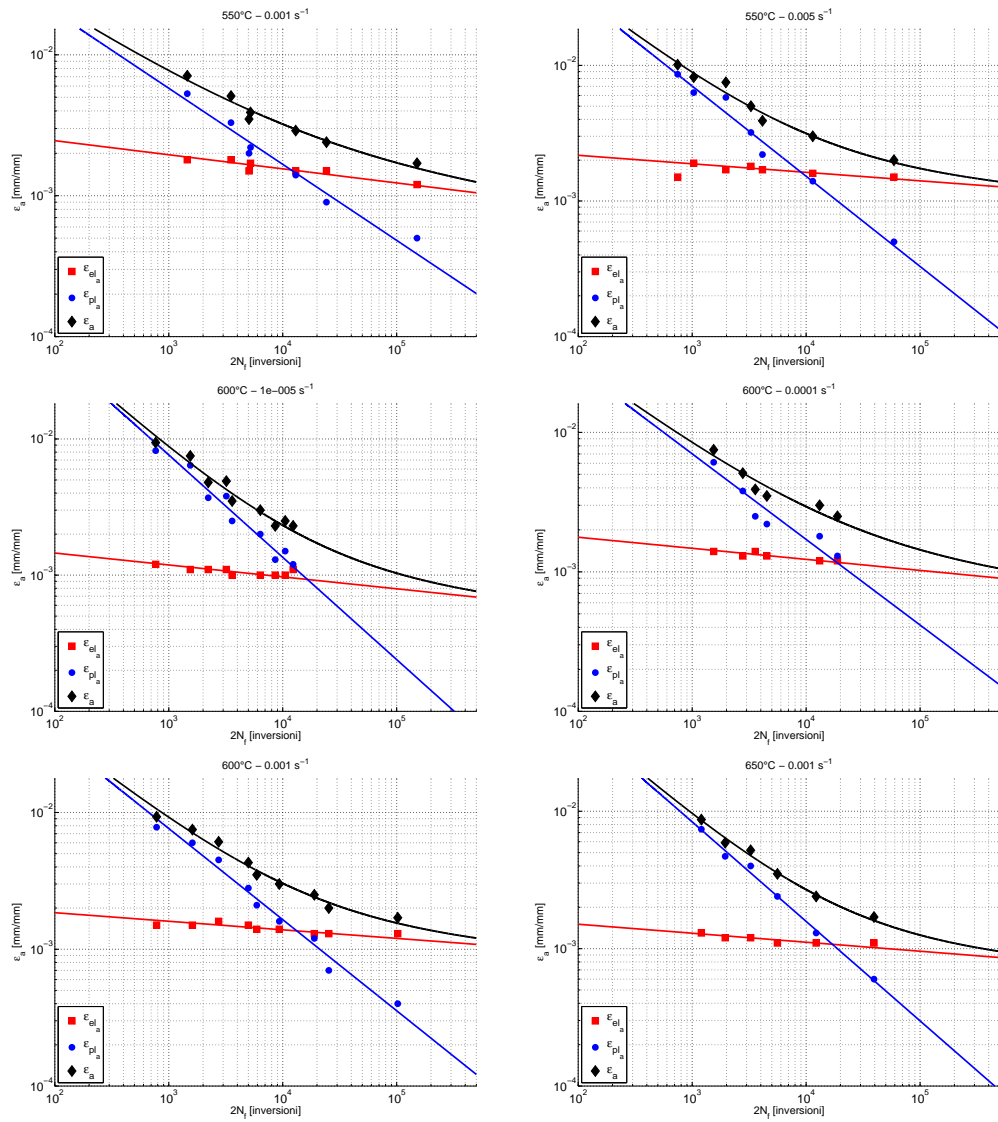
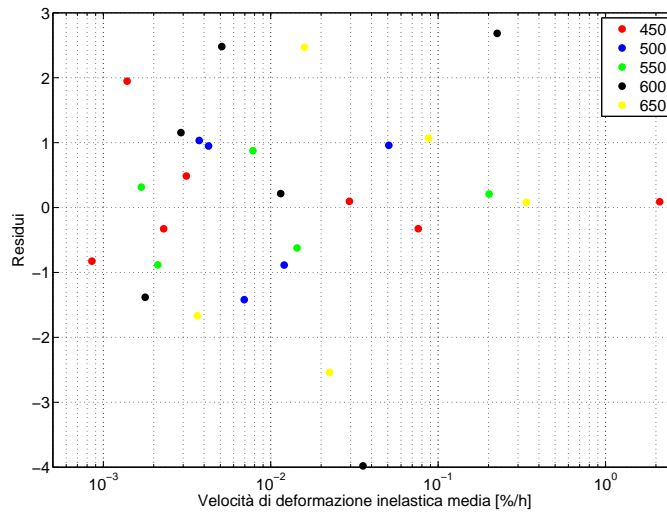
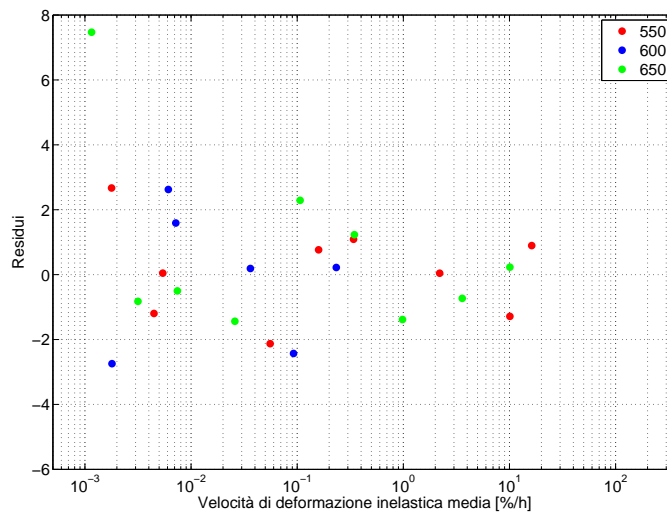


Figura B.2: Curve di Coffin-Manson costruite a partire dati di LCF sul materiale proveniente dal database del NIMS.

## B.2 Allungamento vs. velocità di deformazione inelastica media



(a) Prove del NIMS.



(b) Prove di Takahashi.

Figura B.3: Residui della regressione vs. velocità di deformazione inelastica media.

### B.3 Curve di rilassamento

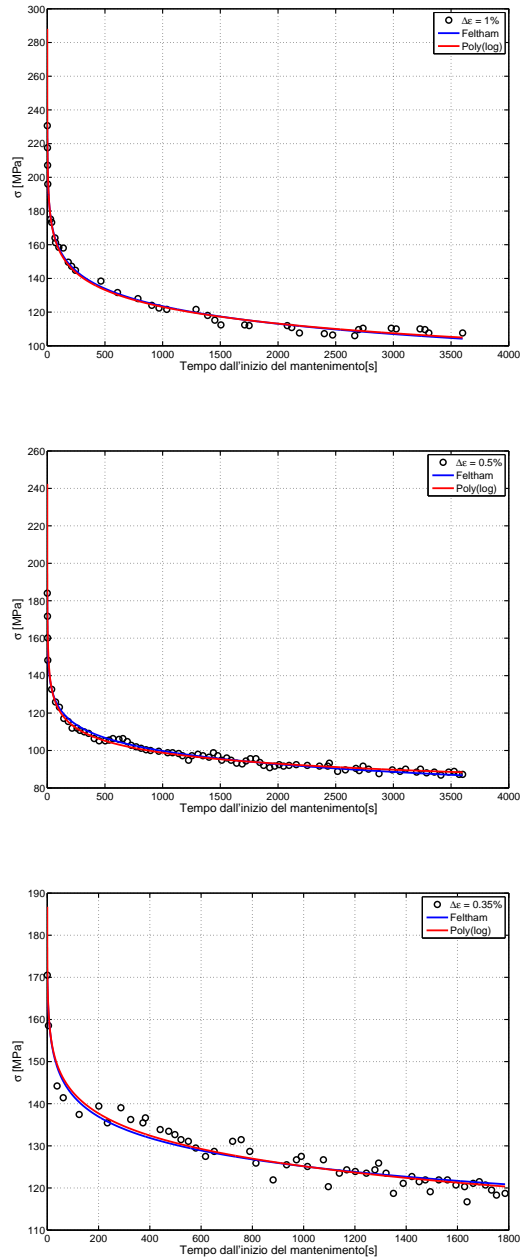
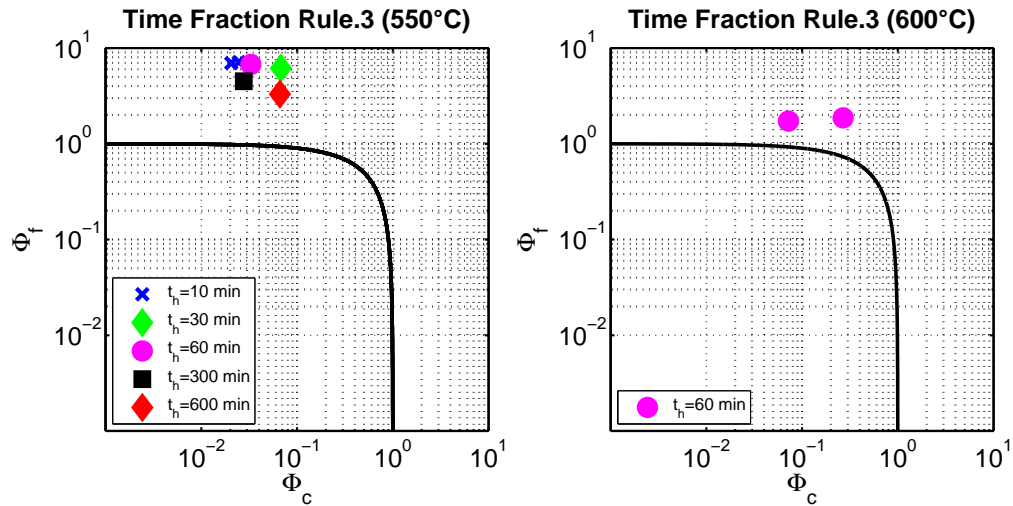
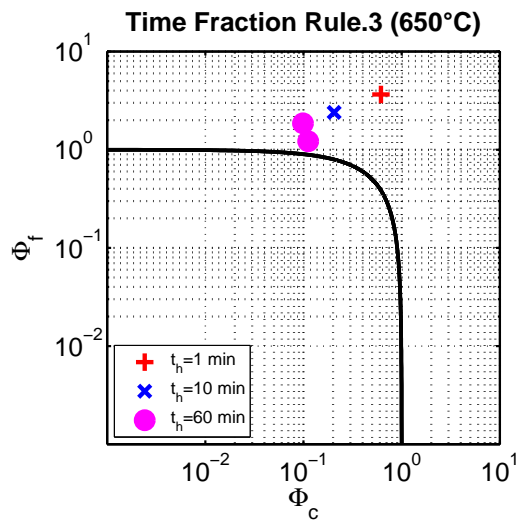


Figura B.4: Risultato della regressione sui dati delle prove di rilassamento secondo i due diversi modelli.

## B.4 Diagrammi di danneggiamento

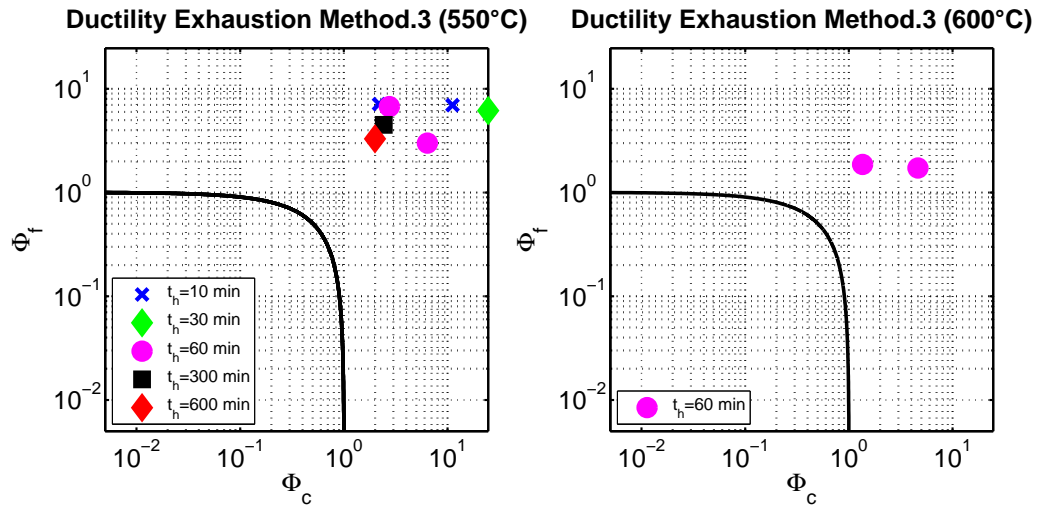


(a) Prove a 550°C e 600°C.

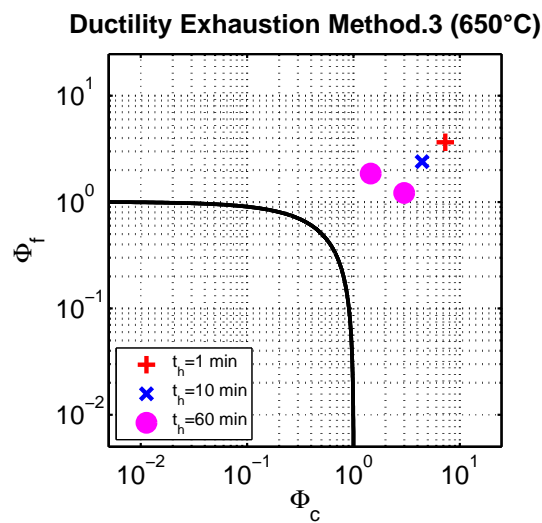


(b) Prove a 600°C.

Figura B.5: Diagrammi del danneggiamento risultato dell'applicazione della Time Fraction Rule per le prove di Takahashi, impiegando lo sforzo istantaneo derivato dalla curva di rilassamento a 550°C.



(a) Prove a 550°C e 600°C.



(b) Prove a 600°C.

Figura B.6: Diagrammi del danneggiamento risultato dell'applicazione del Ductility Exhaustion Method per le prove di Takahashi, impiegando lo sforzo istantaneo derivato dalla curva di rilassamento a 550°C.

## B.5 Previsione di durata

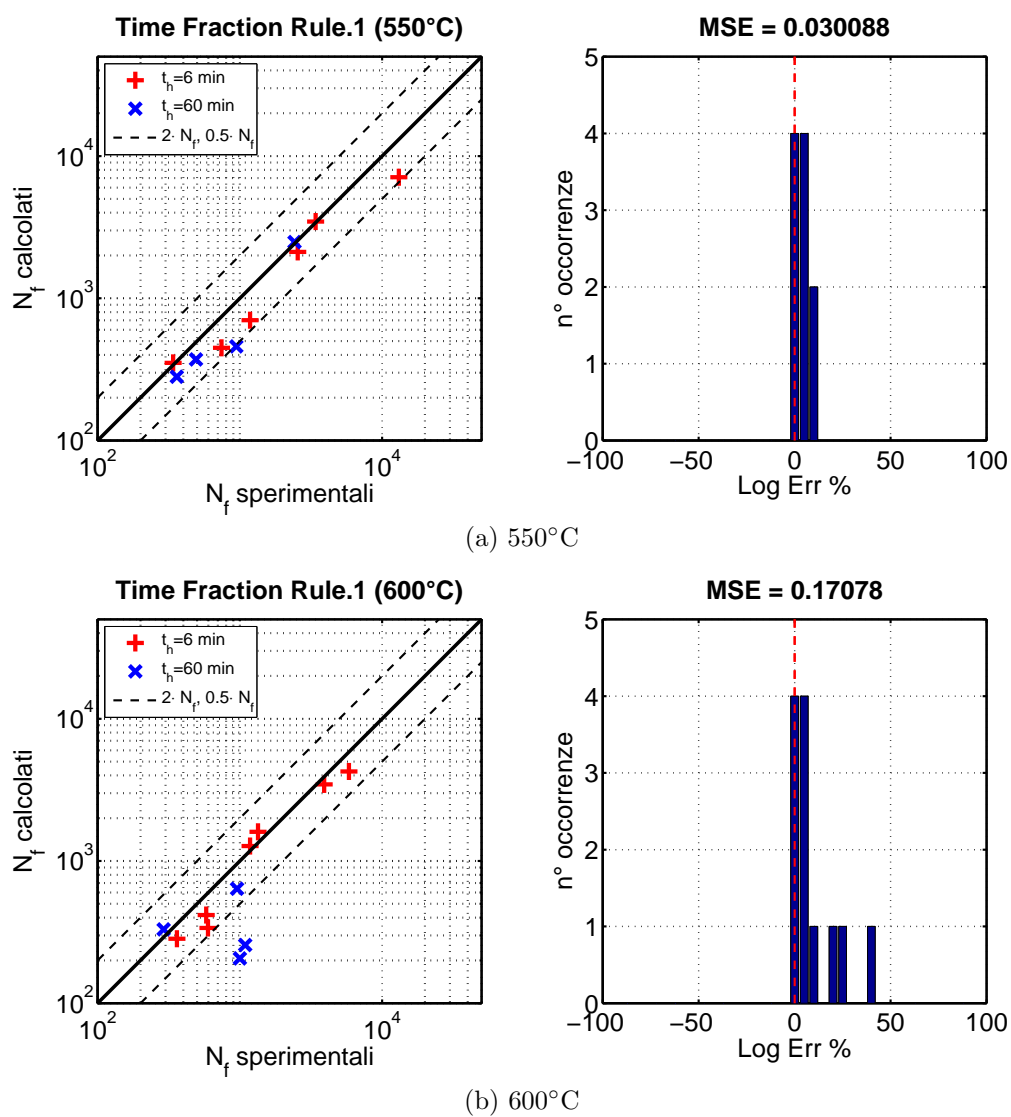
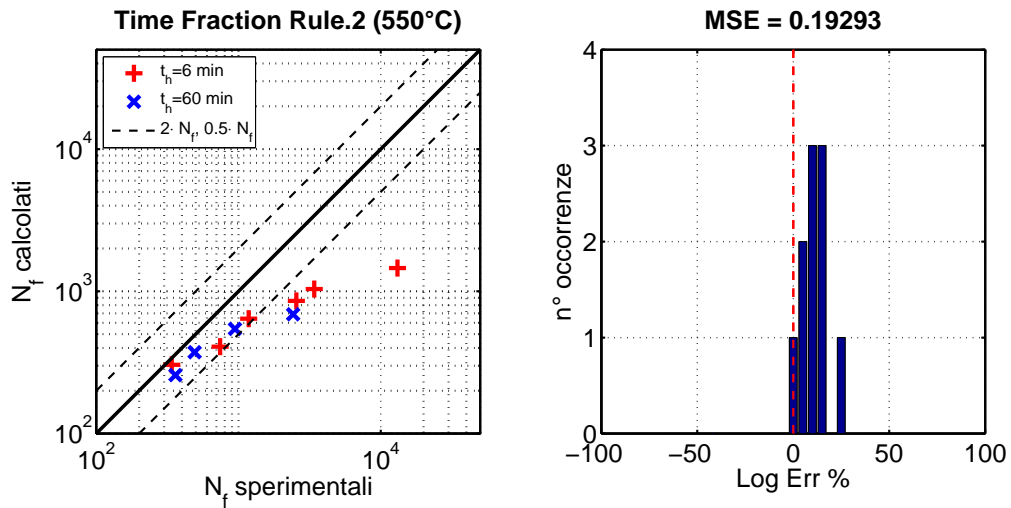
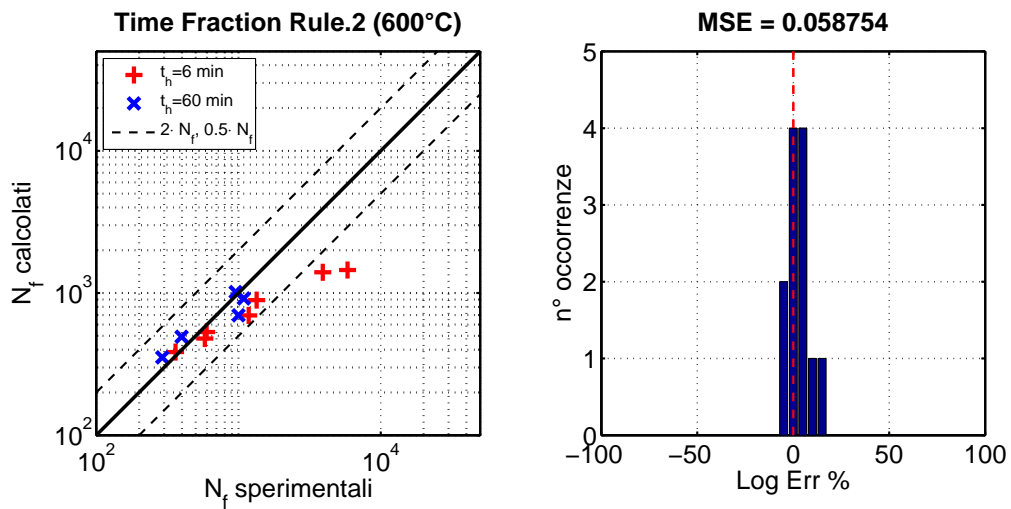


Figura B.7: Confronto tra la durata sperimentale e quella calcolata con la Time Fraction Rule con l'applicazione dello sforzo medio pesato per le prove del NIMS.





(a) 550°C



(b) 600°C

Figura B.8: Confronto tra la durata sperimentale e quella calcolata con la Time Fraction Rule con lo sforzo equivalente calcolato con la legge di Norton per le prove del NIMS.

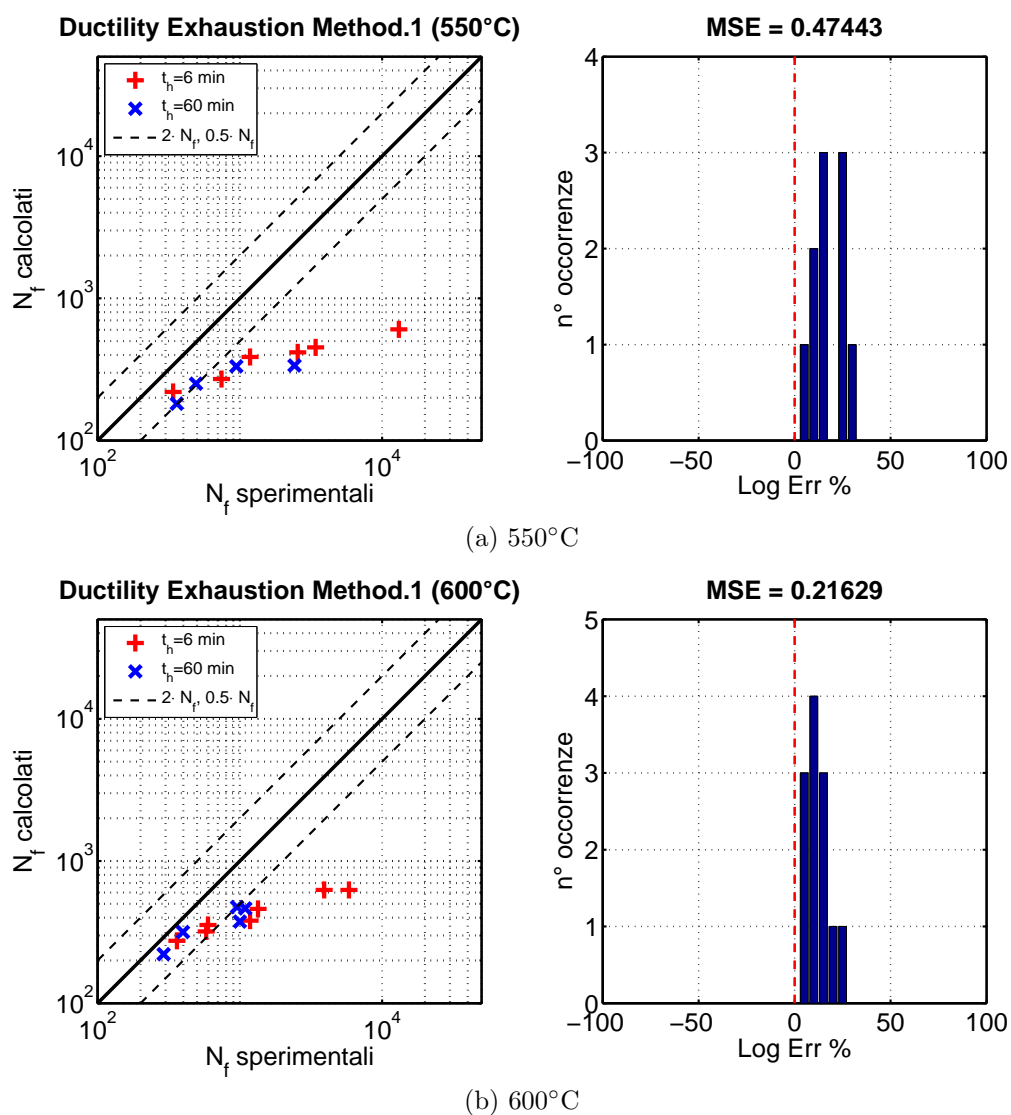
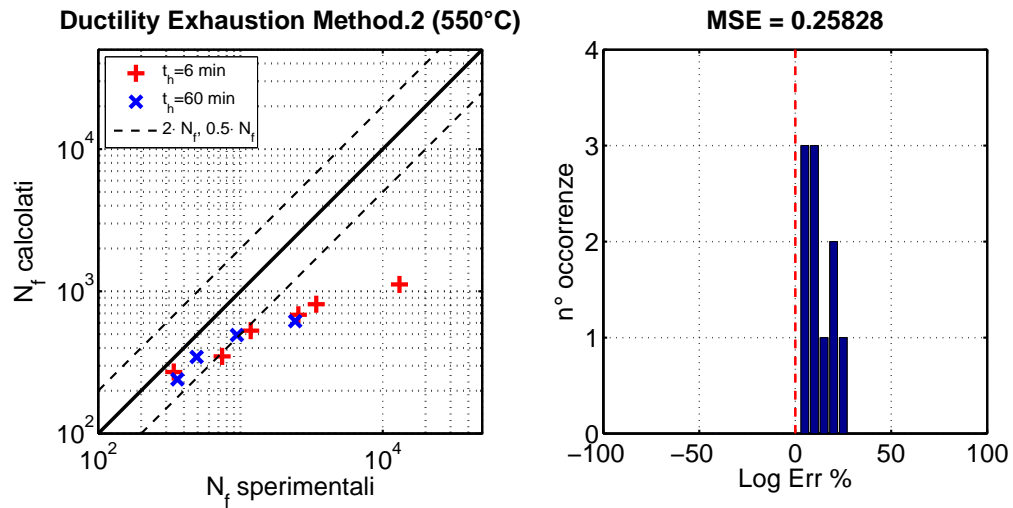
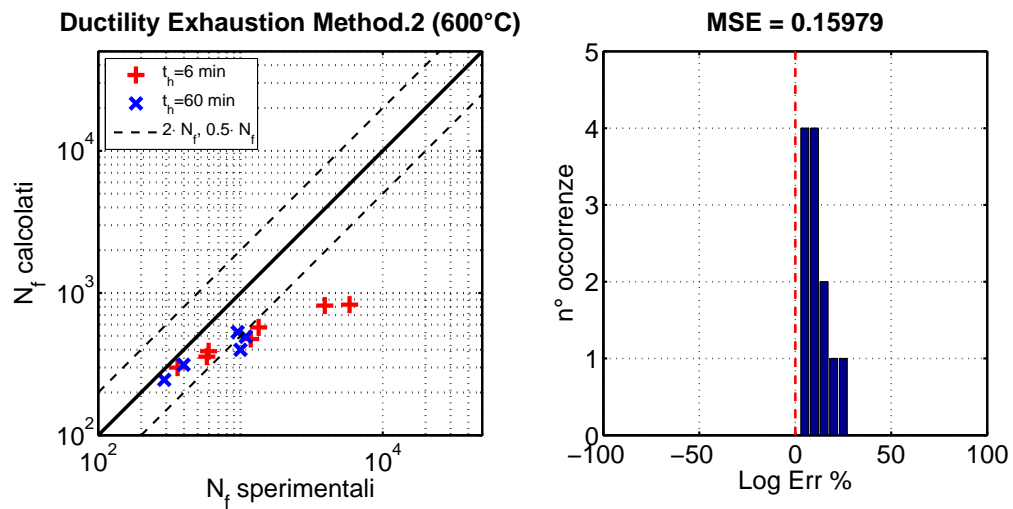


Figura B.9: Confronto tra la durata sperimentale e quella calcolata con il Ductility Exhaustion Method con l'applicazione dello sforzo medio pesato per le prove del NIMS.

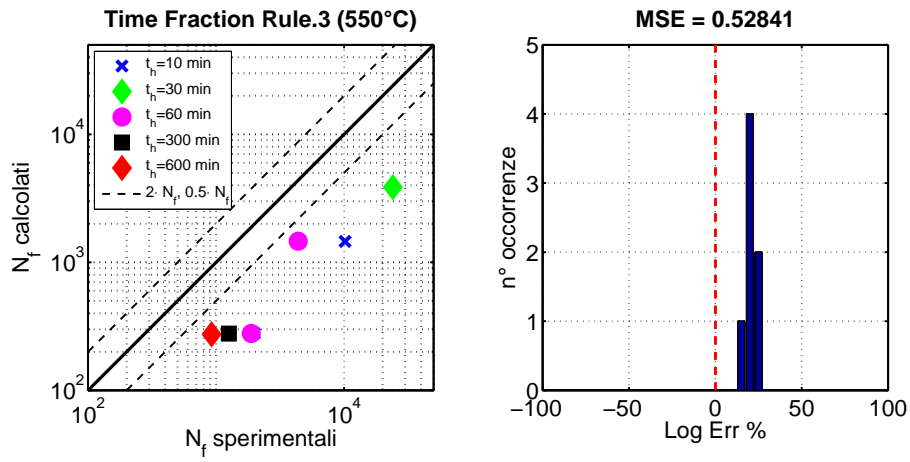


(a) 550°C

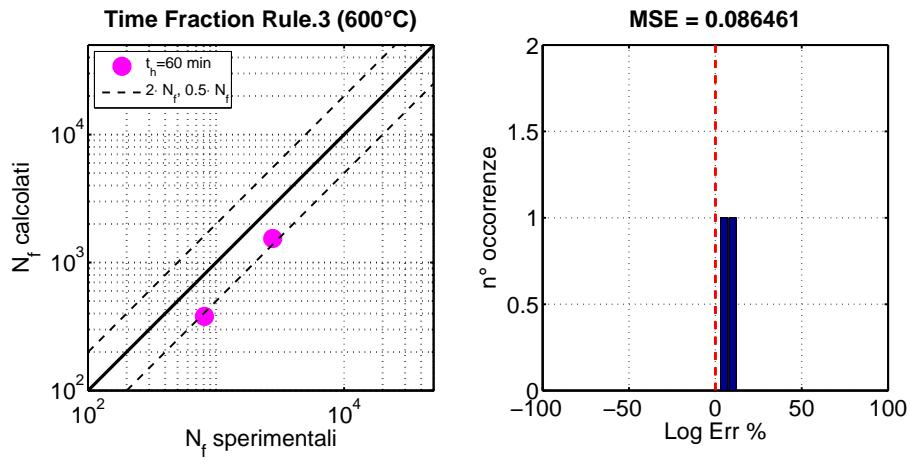


(b) 600°C

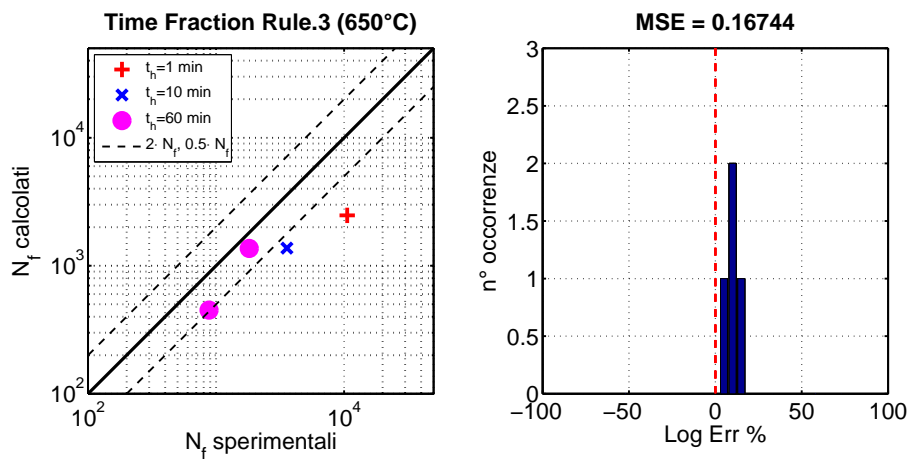
Figura B.10: Confronto tra la durata sperimentale e quella calcolata con il Ductility Exhaustion Method con la velocità di deformazione inelastica media per le prove del NIMS.



(a) Prove a 550°C.

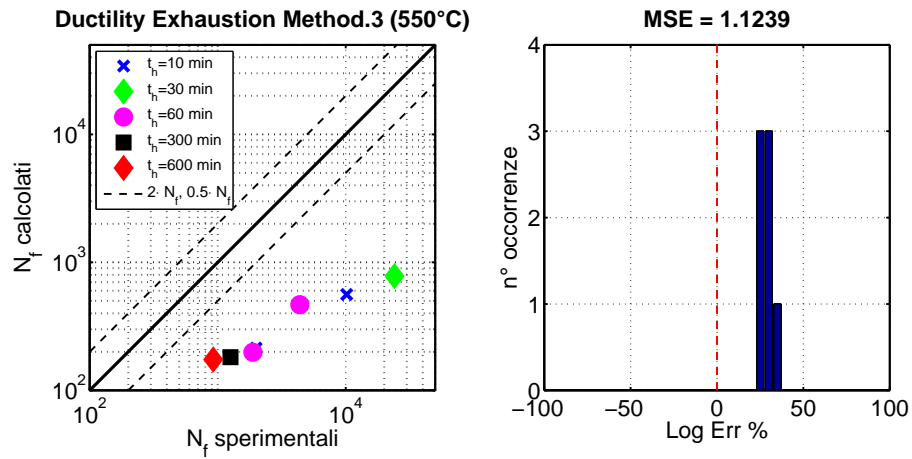


(b) Prove a 600°C.

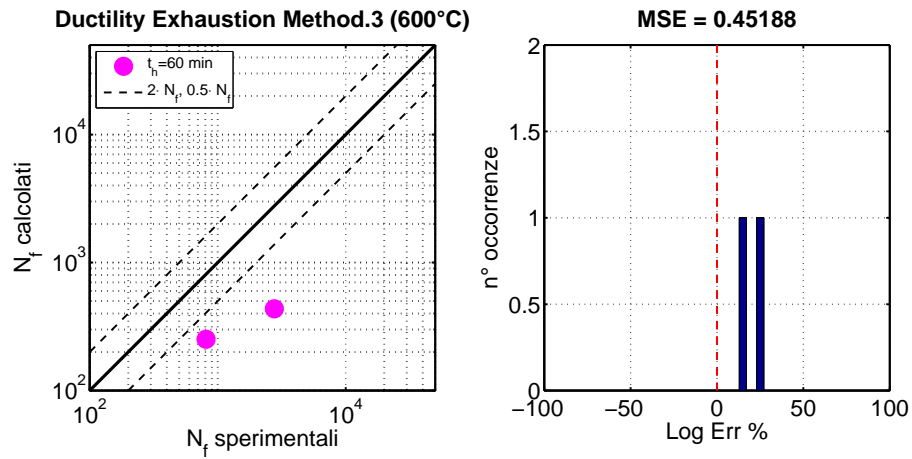


(c) Prove a 650°C.

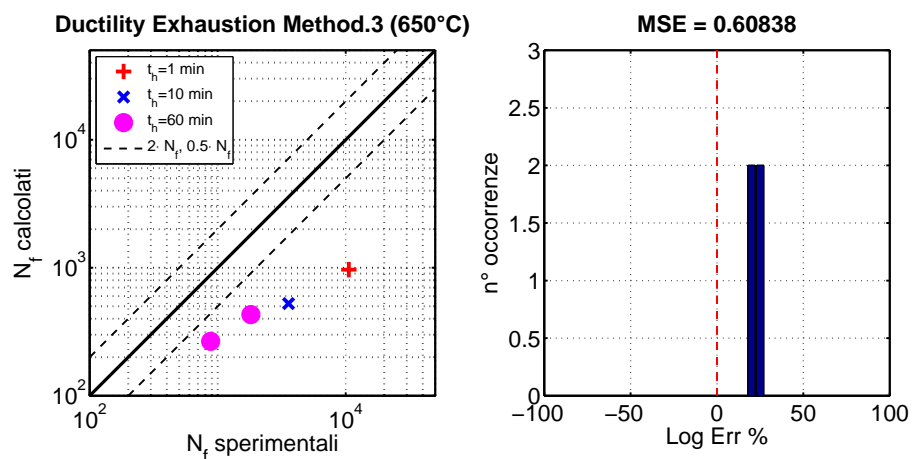
Figura B.11: Confronto tra la durata sperimentale e quella calcolata con la Time Fraction Rule per le prove di Takahashi, impiegando lo sforzo istantaneo derivato dalla curva di rilassamento a 550°C.



(a) Prove a 550°C.



(b) Prove a 600°C.



(c) Prove a 650°C.

Figura B.12: Confronto tra la durata sperimentale e quella calcolata con il Ductility Exhaustion Method per le prove di Takahashi, impiegando lo sforzo istantaneo derivato dalla curva di rilassamento a 550°C.

# Rassegna sui codici di progettazione

In questa sezione si cercherà di fare luce sui codici di progettazione disponibili sul mercato e maggiormente diffusi analizzando i criteri su cui sono stati sviluppati e gli eventuali limiti.

## C.1 ASME Design Codes

Prima della Seconda Guerra Mondiale la progettazione dei recipienti in pressione era basata sulla scelta dello spessore in modo tale che gli sforzi che si generavano per effetto della pressione fossero pari ad un quinto dello sforzo a rottura del materiale. Successivamente, anche grazie agli sviluppi nel campo della ricerca sui materiali la tendenza fu quella di ridurre il coefficiente di sicurezza, fino allo sviluppo della *Section III* nel 1963 e della *Section VIII Division 2* nel 1968 del *Boiler and Pressure Vessel Design Code*. Qui venne modificato l'approccio di progettazione spostandosi dal cosiddetto *Design by Rules* al meno conservativo *Design by Analysis*.

Alla base della procedura *Design by Analysis* c'è l'analisi elastica degli sforzi sebbene tutti i criteri siano basati sulla considerazione di modalità di cedimento elasto-plastiche (cedimento plastico e strizione, fatica e ratcheting). Questo approccio è giustificato dal requisito di comportamento duttile richiesto ai materiali impiegati. Successivamente, la disponibilità di metodi agli elementi finiti e modelli più sofisticati del materiale di tipo elasto-plastici, ha reso disponibile delle analisi più rigorose e quindi un'approccio meno conservativo rispetto all'analisi elastica.

A partire dagli anni '70 sulla spinta dello sviluppo di nuovi impianti nucleari di tipo LMFBR e HTGR nacque la necessità di sviluppare un codice per le alte temperature, dove i materiali duttili sono soggetti a creep e quindi

nuovi criteri di cedimento devono essere considerati. Inizialmente le regole di progettazione furono raccolte in una serie di code cases ed infine vennero formalizzate nel *Code Case N-47* ovvero la *Subsection NH* della *Section III* che costituì il riferimento per lo sviluppo di tutti gli altri codici.

### C.1.1 Principi Fondamentali

Le istruzioni fornite per la progettazione a bassa temperatura sono poi trasferite nelle applicazioni ad alta temperatura, dove dovranno inoltre essere considerati gli effetti *time-dependent*.

### C.1.2 Categorie di Carichi

Nell'ASME Code i carichi sono suddivisi in sei categorie per le quali i fattori di sicurezza impiegati sono decrescenti.

1. Design Loadings  
Il carico di progettazione, la combinazione più gravosa di tutti quei parametri che concorrono alla definizione del carico.
2. Service Level A Loadings  
Carichi generati dal normale funzionamento del sistema: startup, funzionamento a regime, shutdown.
3. Service Level B Loadings  
Carichi che avvengono con frequenza moderata, in concomitanza con dei transitori dovuti a malfunzionamenti o guasti.
4. Service Level C Loadings  
Carichi con bassa probabilità di occorrenza dovuti a spegnimenti per eventuali riparazioni di guasti.
5. Service Level D Loadings  
Combinazione di carichi che si verifica con una probabilità molto ridotta, in seguito ad eventi le cui conseguenze potrebbero compromettere l'integrità dell'impianto nucleare oppure la cui magnitudine potrebbe interessare la salute o la sicurezza pubblica.
6. Test Loadings  
Carichi di pressione dovuto a prove idrostatiche, pneumatiche o di fuoriuscita.

### C.1.3 Classificazione degli Sforzi

Gli sforzi in un componente sono suddivisi in tre categorie:

1. Primary Stress

Sforzo normale o di taglio che si sviluppa per effetto dei carichi imposti i quali necessariamente soddisfano le leggi di equilibrio delle forze e dei momenti esterni ed interni. La sua caratteristica principale è di non essere *self-limiting* ovvero che potrebbe causare un'eccessiva deformazione plastica alla struttura. In generale è la somma algebrica del *Primary Membrane Stress*  $P_m$  o  $P_L$  e del *Primary Bending Stress*  $P_b$  ed è basato sulla teoria lineare elastica.

2. Secondary Stress

( $Q$ ) Sforzo normale o di taglio che si sviluppa per effetto di vincolo dovuto al materiale adiacente o alla struttura. Questo è uno sforzo *self-limiting* poiché può portare ad una plasticizzazione locale e quindi non è in grado di causare una grande distorsione della struttura. Inoltre, il cedimento a causa di uno sforzo secondario non è prevedibile e non tutti gli sforzi causati da un controllo in deformazioni rientrano in questa categoria, come ad esempio gli sforzi di origine termica sono considerati primari.

3. Peak Stress

( $F$ ) Sforzo dovuto alle discontinuità locali o carichi termici locali e tenente conto degli intensificatori di sforzo. Si somma agli sforzi primari e secondari ed in genere non comporta considerevoli distorsioni ma ad esso può essere imputata l'origine di cricche per fatica o del cedimento per frattura fragile.

In caso di stato di sforzo multiassiale il codice richiede l'impiego di uno sforzo equivalente basato sul criterio del massimo sforzo tangenziale (Tresca).

### C.1.4 Regole di progettazione

Come precedentemente accennato, la sottosezione relativa alla progettazione per le alte temperature si configura come un'estensione di quella per le basse temperature denominata *Subsection NB*. In questa sezione vengono definiti sei modalità di cedimento:

1. Cedimento per instabilità plastica o strizione,
2. Cedimento strutturale per applicazione statica del carico limite,



3. Time-dependent buckling (instabilità da carico di punta),
4. Cedimento incrementale o ratcheting con carico ciclico,
5. Fatica con carico ciclico,
6. Frattura per clivaggio (Fast Fracture).

Definito il massimo carico ammissibile  $S_m$ , in funzione delle caratteristiche statiche del materiale ad una determinata temperatura, il codice fornisce delle regole per mettersi al riparo dalle suddette modalità di cedimento, sia che si voglia utilizzare un'analisi elastica sia elasto-plastica. Una determinata combinazione degli sforzi visti in precedenza in base alla modalità di cedimento considerata, dovrà mantenersi al di sotto del carico limite ammissibile moltiplicato per un caratteristico fattore di sicurezza.

Per il comportamento ciclico viene suggerita la regola per cui la somma delle componenti alternate di sforzi primari e secondari non deve superare la soglia pari a  $3S_m$  per i carichi appartenenti alla categoria A, altri coefficienti sono applicati per diversi carichi [5]. Per quanto riguarda la frattura per clivaggio, sebbene i materiali considerati nel codice siano duttili ed abbiano elevata tenacità alla frattura, vi sono alcuni suggerimenti non obbligatori. Viene definito un fattore di intensificazione degli sforzi critico  $K_{IR}$  in funzione della temperatura (in °F) e della duttilità del materiale alla medesima temperatura e dovrà essere verificata:

$$2K_{Im} + 2K_{Ib} + K_{It} + K_{Ith} < K_{IR} \quad (C.1)$$

dove  $K_{Im}$  è relativo agli sforzi primari (membranali),  $K_{Ib}$  si riferisce agli sforzi di flessione,  $K_{It}$  agli sforzi secondari di origine termica mentre  $K_{Ith}$  agli sforzi di flessione di origine termica.

Il funzionamento ad elevata temperatura introduce delle modalità di cedimento di tipo *time-dependent* che si sommano a quelle precedentemente individuate di tipo *time-independent* e sono qui di seguito elencate:

1. Cedimento per creep dovuto ai carichi primari,
2. Eccessiva deformazione per creep dovuto al mantenimento di carichi primari,
3. Creep ciclico (ratcheting) da carico primario statico e carico secondario ciclico,
4. Creep-fatica da carico primario ciclico, secondario e sforzi di picco,

5. Creep crack growth e frattura fragile,
6. Creep buckling.

Allo stesso modo sono definiti dei criteri per evitare il verificarsi di queste modalità di cedimento. In aggiunta allo sforzo limite ammissibile  $S_m$  si considera anche  $S_t$  funzione delle caratteristiche a creep del materiale ad una determinata temperatura. La definizione di quest'ultimo prevede che il materiale abbia un comportamento classico a creep, ovvero che presenti una curva  $\epsilon - t$  in cui è possibile individuare una fase primaria, una secondaria (minimo creep-rate) ed una terziaria che porta a rottura. Come riferimento verrà dunque preso il minore tra due sforzi limite calcolati. Per ogni tipo di cedimento sono forniti dei valori massimi ammissibili per le combinazioni di sforzi primari e secondari oppure delle deformazioni limiti ammissibili [50].

### C.1.5 Comportamento Ciclico ad Alta Temperatura

Spesso è necessario ricorrere ad un'analisi elasto-plastica per quantificare la deformazione, ma l'analisi elastica può comunque essere impiegata per stabilire un limite alle deformazioni, agli strain range o agli sforzi massimi in modo da ridurre il numero delle zone dove sarebbe opportuna un'analisi inelastica. Così facendo si semplifica la progettazione ma si ottengono delle previsioni più conservative.

Per quanto riguarda il *ratcheting* sono stati definiti dei limiti di deformazione inelastica in modo tale che durante il funzionamento sotto i carichi di tipo A, B e C questi non vengano superati e, dipendentemente dal fatto che si utilizzi un'analisi elastica o plastica, vengono fornite delle semplici regole a cui dovranno sottostare gli sforzi primari e secondari e combinazioni di questi [50].

Nel caso di *creep-fatiga ad alta temperatura* la combinazione dei carichi viene valutata in funzione del danno accumulato per fatica e creep tenendo conto del tempo di mantenimento e dello strain rate. Dovrà essere verificata la seguente relazione:

$$\sum_{j=1}^p \left( \frac{n}{N_f} \right)_j + \sum_{k=1}^q \left( \frac{\Delta t}{T_f} \right)_k \leq D \quad (\text{C.2})$$

dove  $D$  è il danneggiamento totale,  $(N_f)_j$  sono il numero di cicli di tipo  $j$  a rottura per fatica per un determinato strain range, una temperatura ed uno

strain rate fissati.  $(T_f)_k$  è la durata a creep ad un determinata temperatura e sforzo definiti nell'intervallo k, mentre  $(n)_j$  è il numero di cicli j sperimentati e  $(\Delta t)_k$  la durata dell'intervallo k-esimo.

In questa sottosezione viene fornita una definizione per lo strain range equivalente:

$$\Delta\epsilon_{eq,j} = \frac{\sqrt{2}}{2(1+\nu^*)} \left[ (\Delta\epsilon_{x,j} - \Delta\epsilon_{y,j})^2 + (\Delta\epsilon_{y,j} - \Delta\epsilon_{z,j})^2 + (\Delta\epsilon_{z,j} - \Delta\epsilon_{x,j})^2 + \frac{3}{2} (\gamma_{xy,j}^2 + \gamma_{yz,j}^2 + \gamma_{zx,j}^2) \right]^{1/2} \quad (C.3)$$

con

$$\nu^* = \begin{cases} 0.3 & \text{per l'analisi elastica} \\ 0.5 & \text{per l'analisi plastica} \end{cases}$$

$$\Delta\epsilon_{max} = \max [\Delta\epsilon_{eq,j}]$$

Se si adotta un'analisi elastica, condizione necessaria è che siano soddisfatte le medesime regole definite per il ratcheting, che lo stress range non superi un determinato valore limite ( $3S_m$ ) e che gli sforzi membranali di origine termica siano considerati primari. A questo punto sono definite le quantità di danneggiamento per fatica e per creep.

Il danneggiamento per fatica viene valutato in una curva del tipo  $\epsilon_t - N_f$  dove lo strain range totale è definito tenendo conto della regola di Neuber attraverso il quale  $\Delta\epsilon_{max}$  diventa  $\Delta\epsilon_{mod}$  per effetto del fattore di intensificazione degli sforzi K, giungendo così a:

$$\epsilon_t = K_\nu \Delta\epsilon_{mod} + K \Delta\epsilon_c \quad (C.4)$$

dove K è il fattore di intensificazione degli sforzi,  $K_\nu$  è un fattore di correzione per la plasticità multiassiale e  $\Delta\epsilon_c$  è l'incremento di deformazione per creep relativa ad ogni ciclo [5].

Il danneggiamento per creep viene valutato attraverso le curve isocrone usando delle stime limite di deformazione accumulata ed eventualmente applicando un fattore moltiplicativo allo sforzo da considerare nelle curve di rottura  $\sigma - T_f$ .

In un analisi inelastica invece lo strain range equivalente già considera il fattore di intensificazione degli sforzi, mentre per il danneggiamento a creep si valuta uno sforzo equivalente, funzione degli sforzi principali nel caso di stato di sforzo multiassiale.[5] È da notare che per valutare creep e fatica in presenza di saldature, nella HAZ vanno impiegati dei limiti più stringenti. Il

numero di cicli a rottura  $N_f$  può essere valutato la metà di quello che raggiunge il materiale in origine, mentre  $T_d$  viene determinato impiegando un caratteristico fattore di riduzione della resistenza, questo in virtù del fatto che il metallo presenta una ridotta duttilità.

La sezione sommariamente descritte dell'ASME Code fornisce le linee guida per la progettazione per un gruppo molto ristretto di materiali che altresì devono presentare una curva di creep classica come precedentemente visto, caratteristica non comune a tutte le leghe per l'alta temperatura. La LDR (Linear Damage Rule) venne originariamente sviluppata dalla NASA e successivamente adottata dall'ASME Code negli anni '60 che la modificò poi in curva bilineare per adattarla in maniera conservativa ai dati che venivano messi a disposizione dalla sperimentazione. Uno dei limiti, oltre a quelli già citati dell'ASME Code è la mancanza di linee-guida specifiche per tenere conto dell'interazione ambientale poiché diversi materiali mostrano comportamenti distinti. Infatti negli acciai austenitici il mantenimento in tensione risulta più dannoso rispetto a quello in compressione sia in aria che nel vuoto, poiché domina il danneggiamento per creep. Viceversa per gli acciai ferritici (2.25Cr1Mo e 9Cr1Mo) dove l'ossidazione e la cricatura superficiale gioca un ruolo fondamentale.

## C.2 RCC-MR French Code

Anche il codice francese RCC-MR risulta essere un'estensione del codice per le basse temperature RCC-M e presenta regole simili a quelle già viste nell'ASME Code. Fondamentalmente il codice RCC-MR distingue due tipi di danneggiamento: il tipo P e il tipo S. Il tipo P è quello dovuto ai carichi costanti o costantemente crescenti mentre quello di tipo S è derivato dai carichi ciclici. Mentre il primo considera tutte le modalità di cedimento dovute all'eccesso di deformazione sia essa plastica o time-dependent, il secondo tiene conto della deformazione progressiva e della fatica.

La classificazione degli sforzi avviene in maniera del tutto analoga all'ASME Code e per quanto riguarda la sollecitazione multiassiale si può impiegare la definizione di Tresca del massimo sforzo tangenziale o quella della massima tensione tangenziale ottaedrale per individuare gli sforzi equivalenti.

Nel comportamento ciclico a bassa temperatura continua a valere la regola  $3S_m$  già citata nell'ASME Code oppure è possibile impiegare un *efficiency diagram* funzione del *secondary ratio*  $SR$  (definito come rapporto tra lo stress range secondario e il massimo sforzo primario) in grado di fornire uno sforzo primario efficace per il quale sono definite le regole di progettazione.

Ad elevata temperatura il codice RCC-MR impiega una legge di interazione basata sulla somma del danno ciclico per fatica e del danno a creep valutato con l'approccio time fraction. Le differenze con l'ASME Code sono nella valutazione dello sforzo equivalente (Tresca o tensione ottaedrale) e nei fattori di sicurezza applicati allo sforzo equivalente e allo strain range, nonostante tutto i due codici rimangono assolutamente confrontabili.

### **C.3 R5, Assessment procedure for the high temperature response of structures - British Energy**

La procedura R5 indaga la comportamento delle strutture alle alte temperature e nello specifico pone l'accento su:

- Metodi semplificati di stress analysis
- Creep-fatigue crack initiation
- Creep Crack Growth
- Creep-fatigue Crack Growth
- Comportamento delle saldature (autogene ed eterogenee).

Mentre i precedenti codici non affrontano il problema della una cricca dopo la fase di *initiation* ovvero nella vita residua dove si ha la crescita per effetto di creep, fatica e della loro interazione. Ecco dunque che diventa necessario scindere l'analisi della procedura nel caso ci si trovi ad analizzare un componente privo di difetti (defect-free) oppure che nel componente sia stata accertata la presenza di una cricca.

#### **C.3.1 Initiation Assessment**

La vita operativa di un componente cosiddetto defect-free, può essere limitata o compromessa da uno dei seguenti meccanismi:

1. eccessiva deformazione plastica,
2. rottura a creep
3. ratcheting o collasso incrementale
4. iniziazione di una cricca per effetto combinato di creep e fatica

5. deformazione per creep promossa dal carico ciclico.

Questi meccanismi sono valutati per mezzo di analisi semplificate che impiegano uno sforzo di riferimento introducono comunque un certo grado di conservativismo ma evitano l'analisi inelastica. L'approccio si basa infatti su un'analisi elastica e sul ciclo sforzi deformazioni stabilizzato i cui parametri serviranno per determinare l'iniziazione del difetto. La procedura consta di operazioni di tipo step-by-step, inizialmente di verifica dei limiti di validità dell'approccio adottato, successivamente vengono determinati i parametri di interesse ed infine questi sono impiegati per calcolare il danneggiamento del componente [35].

Analizziamo in modo sintetico i passi suggeriti dalla procedura di accertamento.

1. Semplificare la *storia di carico* con dei cicli ben definiti o con dei *service-cycles* operanti sotto determinati carichi e temperature.
2. Effettuare un *analisi elastica degli sforzi*, assumendo che il corpo sia omogeneo e dello stesso materiale. Determinare dunque un campo di sforzi  $\tilde{\sigma}_{el}(x, t)$  con  $x$  posizione e  $t$  tempo. Vengono selezionate le zone maggiormente esposte ai meccanismi di cedimento sopra esposti ed infine valutati, per ogni tipo di ciclo, lo sforzo e la deformazione equivalente di von Mises, lo stress e lo strain range equivalenti ( $\bar{\sigma}_{el}$ ,  $\bar{\epsilon}_{el}$ ,  $\Delta\bar{\sigma}_{el}$ ,  $\Delta\bar{\epsilon}_{el}$ ) a partire da  $\tilde{\sigma}_{el}(x, t)$ .
3. Verifica dei *margini nei confronti del collasso plastico* in seguito alla prima applicazione del carico, ovvero che il materiale non abbia accumulato un'eccessiva deformazione plastica.
4. Determinare la *rilevanza del creep* sulla base del tempo di mantenimento  $t$  ed un tempo massimo  $t_m$  fornita dal codice R5 per la temperatura di riferimento. Per tutti i cicli  $j$  dovrà essere verificata:

$$\sum_j n_j \left[ \frac{t}{t_m(T_{ref})} \right]_j < 1 \quad (C.5)$$

5. Dimostrare che la *durata a creep* è *soddisfacente* a partire dallo sforzo di riferimento definito:

$$\sigma_{ref} = P\sigma_y/P_L \quad (C.6)$$

dove  $P_L$  è il carico che porta a collasso un materiale elastico perfettamente plastico con carico di snervamento  $\sigma_y$ . Viene poi definito un carico di rottura di riferimento  $\sigma_{ref}^R$ , funzione dell'intensificatore degli

sforzi locale e del  $\sigma_{ref}$  e dal quale ricaviamo il tempo limite  $t_f$ . Analogamente a prima, per tutti i cicli  $n_j$  e determinati fattori di sicurezza su  $\sigma_{ref}^R$ , si dovrà verificare:

$$\sum_j n_j \cdot \frac{t}{t_f(\sigma_{ref}^R, T_{ref})_j} < 1 \quad (C.7)$$

6. Effettuare un *test per lo shakedown e sulla rilevanza del carico ciclico* per escludere il ratcheting e il collasso incrementale. Se è verificata la scarsa rilevanza del carico ciclico è possibile escludere i passaggi dal 7 al 13 della procedura. Se è verificato lo step 3, allora in molti casi si ha che la soluzione elastica calcolata rispetta il criterio dello shakedown. Linearizzando gli sforzi sulla sezione di interesse si dovrà verificare:

$$\bar{\sigma}_{el,lin}(x, t) \leq K_s S_y \quad (C.8)$$

$K_s$  è fornito nel codice, mentre  $S_y$  è il minimo sforzo che produce una deformazione del 0.2%, entrambi in funzione del materiale e della temperatura. Inoltre si dovrà verificare, per le zone in cui lo sforzo eccede il limite che la loro dimensione non superi il 20% della sezione netta.

Se la C.8 è verificata allora la fatica diventa poco rilevante e il comportamento a creep risulterà imperturbato dal carico ciclico.

Sono inoltre forniti dei criteri necessari affinché il carico ciclico sia effettivamente non significativo, ponendo dei limiti allo stress range massimo e al danneggiamento per fatica ( $D_f \leq 0.05$ ) valutato per lo strain range massimo.

7. La procedura R5 verifica lo *shakedown globale* della struttura ovvero che sia abbia un comportamento quasi elastico dopo i primi cicli di carico, assicurandoci che non vi sia ratcheting o collasso incrementale. Lo shakedown si verifica per effetto delle tensioni residue che si instaurano dopo i primissimi cicli di carico e delle quali è possibile fornire una stima a mezzo di un campo di sforzi  $\tilde{\rho}(x)$  indipendente dal tempo. Quindi il campo di sforzi del ciclo stabilizzato sarà definito come:

$$\tilde{\sigma}_s(x, t) = \tilde{\sigma}_{el}(x, t) + \tilde{\rho}(x) \quad (C.9)$$

A questo punto è possibile determinare lo sforzo equivalente  $\sigma_s(\bar{x}, t)$  ed effettuare la verifica:

$$\sigma_s(\bar{x}, t) \leq K_s S_y \quad (C.10)$$

Per almeno l'80% della sezione la disuguaglianza dovrà essere verificata con continuità ed infine dovranno essere identificate quelle zone dove

questo non accade (*calcolo della dimensione della zona plastica*. In caso di mancata verifica la procedura non può essere applicata direttamente e sarà opportuna un'analisi inelastica.

8. Si procede con il calcolo dello *sforzo di riferimento dello shakedown*  $\sigma_{ref}^s$  pari a  $\sigma_s(x, t)$  calcolato allo step precedente per i periodi di carico costante e che in combinazione con la *temperatura di riferimento* valutata nel medesimo punto e periodo, da il minimo tempo di rottura sulla curva sforzo-tempo di rottura. Se il carico è variabile è possibile dividere la storia in blocchi ed operare analogamente a prima. Sono inoltre fornite le indicazioni su come calcolare lo *sforzo all'inizio del mantenimento*  $\sigma_0$ .

9. Durante i periodi di funzionamento stazionario ad elevata temperatura, si assiste al rilassamento degli sforzi più elevati mano a mano che la deformazione a creep sostituisce quella elastica. Questo processo può portare alla crescita delle deformazioni totali per effetto dell'*elastic follow-up*:

$$\frac{d\bar{\epsilon}_c}{dt} + \frac{Z}{\bar{E}} \frac{d\bar{\sigma}}{dt} \quad (C.11)$$

dove  $\bar{\epsilon}_c$  è la deformazione equivalente a creep,  $E$  è il modulo di Young con  $\bar{E} = 3E/2(1 + \nu)$  con  $\nu$  coefficiente di Poisson,  $\bar{\sigma}$  lo sforzo equivalente e  $Z$  è l'*elastic follow-up factor* per il quale vengono fornite tre metodologie di valutazione. La prima consiste nel negare qualsiasi rilassamento il che è equivalente prendere  $Z = \infty$ , il secondo per condizioni isoterme e carichi primari piccoli rispetto a quelli secondari per cui si fissa  $Z=3$  ed infine la valutazione di  $Z$  attraverso un'analisi inelastica per cui è possibile calcolare lo stress relaxation drop  $\Delta\sigma_{rl}$ . Per le prove in controllo di deformazione  $Z$  assume il valore unitario [27]

10. Calcolo del *total strain range* può essere fatto con un metodo semplificato per i casi in cui l'effetto del creep può essere trascurato oppure il mantenimento avviene all'apice del ciclo di isteresi e  $Z \geq 5$ . Per tutti gli altri casi viene proposto un'altro metodo che porta ad una stima conservativa.

Viene definito il total strain range risolvendo la relazione di Neuber applicata alla curva ciclica. Il total strain range, definito nella relazione di Ramberg-Osgood viene infine maggiorato con una deformazione a volume costante durante la plasticità.

11. Mentre la dimostrazione dello shakedown assicura l'assenza di ratcheting plastico, è necessaria un'ulteriore verifica dei *limiti sul creep ciclico*,



per evitare l'eccessivo accumularsi di deformazioni per creep in seguito al carico ciclico. La verifica terra conto dei carichi primari e secondari in una relazione analoga a C.7.

12. Alcune considerazioni aggiuntive vanno fatte per le *saldature* per la presenza di difetti, tensioni residue locali ed effetti superficiali.

13. *Calcolo del danneggiamento per fatica per ciclo*

Il processo di danneggiamento per fatica consta di due stadi. Al primo corrisponde la nucleazione di una cricca di dimensioni  $a_i = 20\mu m$ , mentre il secondo è la crescita di questo difetto fino alla profondità  $a_0$  al quale corrisponde il criterio di iniziazione. Questa separazione permette di fare le verifiche su componenti sottili dove  $a_0$  è più piccola della profondità della cricca riscontrata dalla prova di laboratorio  $a_l$  a cui corrisponde un cedimento per  $N_l$  cicli. Mentre per componenti non sottili fissiamo  $a_0 = a_l$ , per le sezioni sottili si sceglie tipicamente  $a_0 < 10\%$  della sezione netta. Il danneggiamento per fatica, corrispondente al  $\Delta\epsilon_t$  calcolato precedentemente, viene definito come:

$$d_f = 1/N_0 \quad (C.12)$$

dove  $N_0$  è il numero di cicli per generare una cricca di dimensioni  $a_0$  in condizioni di *continuous cycling* con  $\Delta\epsilon_t$ . La procedura per determinare  $N_0$  viene schematizzata come segue:

$$\ln N_i = \ln N_l - 8.06N_l^{-0.28} \quad (C.13)$$

$$N_g = N_l - N_i \quad (C.14)$$

e ponendo  $N'_g = MN_g$  il numero di cicli che una cricca impiega per crescere da  $a_i$  ad  $a_0$  a tasso costante con:

$$M = \frac{a_{min} \ln(a_0/a_{min}) + (a_{min} - a_i)}{a_{min} \ln(a_l/a_{min}) + (a_{min} - a_i)} \quad \text{per } a_0 > a_{min} \quad (C.15)$$

$$M = \frac{a_0 - a_i}{a_{min} \ln(a_l/a_{min}) + (a_{min} - a_i)} \quad \text{per } a_0 < a_{min} \quad (C.16)$$

dove  $a_{min} = 0.2mm$ .

14. *Calcolo del danneggiamento per creep per ciclo*

Si può impiegare la *time fraction rule* calcolando il tempo a rottura per  $\sigma_{ref}^R$  precedentemente calcolato o più in generale si può adottare un modello di *ductility exhaustion* secondo cui il danneggiamento per creep si può esprimere come:

$$d_c = \int_0^{th} \frac{\dot{\epsilon}_c}{\bar{\epsilon}_f(\dot{\epsilon}_c)} t \quad (C.17)$$

dove  $\dot{\bar{\epsilon}}_c$  è lo strain rate istantaneo equivalente durante il mantenimento e  $\bar{\epsilon}_f(\dot{\bar{\epsilon}}_c)$  è la duttilità a creep tenendo conto degli effetti dello strain rate e dello stato di sforzo valutata da un modello ad elementi finiti inelastici. Il calcolo del danneggiamento per creep può essere semplificato applicando lo sforzo più oneroso durante tutto il mantenimento ed assumendo che la duttilità sia indipendente dallo strain rate  $\bar{\epsilon}_L$ , il che porta a scrivere:

$$d_c = Z\Delta\bar{\sigma}' / \bar{E}\bar{\epsilon}_L \quad (\text{C.18})$$

dove  $\bar{\sigma}'$  è lo stress-drop equivalente durante il mantenimento.

Questa assunzione porta tuttavia ad una valutazione pessimistica del danneggiamento inoltre per un mantenimento compressivo può essere ugualmente definita una duttilità  $\bar{\epsilon}_U$ .

15. Il *Calcolo del danneggiamento totale* avviene sommando linearmente il danneggiamento per creep e per fatica:

$$D = D_f + D_c \quad \text{dove,} \quad (\text{C.19})$$

$$D_f = \sum n_j d_{fj} \quad (\text{C.20})$$

$$D_c = \sum n_j d_{cj} \quad (\text{C.21})$$

Se il danno totale si mantiene al di sotto dell'unità allora l'iniziazione della cricca non è avvenuta, diversamente si dovranno effettuare dei calcoli sulla crescita della cricca nelle condizioni di creep-fatica, suggerite nella medesima procedura.

16. Il criterio di *safe-operation* deve essere verificato attraverso un accertamento dei dati, per mezzo di un'analisi più sofisticata degli sforzi, come ad esempio un'analisi inelastica o affinando i modelli. Inoltre la procedura suggerisce di effettuare un'analisi di sensitività.

Questa procedura è stata esaminata calcolando il danneggiamento in prove sperimentali su un'ampia gamma di materiali e di tipi di ciclo. Si è evidenziato, oltre ad un marcato conservativismo, un fattore di dispersione elevato soprattutto per il danneggiamento per creep.(img)

La procedura R5, prevede anche una sezione dedicata alla previsione di durata in presenza di difetti ma in questo lavoro si è preferito tralasciare la trattazione di questi argomenti per evitare di appesantirlo inutilmente.