



Università degli studi di Cassino

Sede Amministrativa: UNIVERSITÀ DEGLI STUDI DI CASSINO

Istituto INGEGNERIA della Facoltà di INGEGNERIA MECCANICA

Dipartimento di Meccanica, Strutture, Ambiente e Territorio

DOTTORATO DI RICERCA IN : Ingegneria Meccanica
CICLO XXI

TITOLO TESI:

***“MODELLAZIONE COSTITUTIVA E MECCANICA DEL
DANNEGGIAMENTO DI ACCIAI 9% Cr PER APPLICAZIONI AD ALTA
TEMPERATURA”***

Coordinatore : Ch.mo Prof. DOMENICO FALCONE

Tutor :Ch.mo Prof. NICOLA BONORA

Co-Tutor :PhD PAOLO FOLGARAIT

Dottorando : PAOLO LOMBARDI

A Stefania e Lorenzo[†]

[†] Perché sono la gioia della mia vita

Sommario

TITOLO TESI:.....	i
Ringraziamenti	1
CAPITOLO I.....	2
1 Fondamenti di creep	2
1.1 Introduzione	2
1.2 I metalli alle alte temperature: la diffusione, il moto non conservativo delle dislocazioni ed il ripristino (recovery)	3
1.3 Lo scorrimento viscoso (creep) nei metalli puri e nelle soluzioni solide. 7	
1.4 La curva di creep e i parametri ad essa correlati.....	9
1.5 Mappe dei meccanismi di deformazione.....	22
1.6 Mappe dei meccanismi di frattura.....	25
1.7 Frattura per creep	28
1.8 I dati a rottura per creep	31
1.9 Bibliografia	34
CAPITOLO II	37
2 Metodi di progettazione tradizionale per componenti sollecitati a caldo 37	
2.1 Introduzione	37
2.2 Materiali per impiego in regime di creep.....	37
2.3 Resistenza a creep dei materiali	39
2.3.1 Resistenza al creep	40
2.3.2 Determinazione del tempo a rottura dalla curva $R_{m/t/T}(t,T)$	42
2.4 Dimensionamento a creep	48
2.4.1 Metodo tradizionale	48
2.5 Metodi per aumentare la resistenza a creep di un materiale metallico ..	48
2.6 Bibliografia	52
CAPITOLO III.....	54
3 Modelli di danneggiamento per il creep.....	54
3.1 Introduzione	54
3.2 Modellazione CDM per il creep.....	56

3.3	Equazioni costitutive del modello	59
3.4	Analisi numerica e confronto sperimentale.....	62
3.5	Conclusioni	64
3.6	Bibliografia	65
CAPITOLO IV.....		66
4	Acciai speciali per applicazioni ad alta temperatura.....	66
4.1	Introduzione	66
4.2	Lo sviluppo degli acciai resistenti al creep	67
4.3	Requisiti per acciai resistenti alle alte temperature.....	72
4.4	Sviluppo storico degli acciai ferritici	73
4.4.1	Acciai al carbonio	73
4.4.2	Acciai basso-legati	73
4.5	Acciai 9-12%Cr.....	82
4.5.1	Sviluppo di acciai 9-12%Cr per temperature di vapore fino a 620°C	84
4.5.2	Sviluppo di acciai 10-11%Cr per turbine a vapore fino a 650°C....	88
4.5.3	Sviluppo di acciai 11%Cr per tubi e testate per impianti a vapore a 650°C	93
4.5.4	Progetto di ricerca giapponese NIMS STX 21 per componenti di caldaie a parete spessa.....	95
4.6	Sviluppo storico degli acciai austenitici.....	98
4.6.1	Storia degli acciai austenitici	98
4.6.2	Progettazione di acciai austenitici resistenti a creep	101
4.7	Conclusioni	105
4.8	Bibliografia	107
CAPITOLO V		122
5	Applicazione del modello di creep al 9% Cr	122
5.1	Introduzione	122
5.2	Materiale e database utilizzato	122
5.3	Valutazione dei parametri del modello di creep	124
5.3.1	Calcolo dei parametri del modello costitutivo	125
5.3.2	Calcolo dei parametri del modello di danneggiamento.....	128

5.4	Verifica dei parametri trovati	132
5.5	Prove di creep di lunga durata.....	134
5.6	Applicazione con P91	137
5.7	Confronto tra P91 e P92.....	139
5.8	Modello di Barrett & Nix.....	140
5.8.1	Impianto teorico	140
5.8.2	Applicazione	143
5.9	Conclusioni	144
5.10	Bibliografia	145
CAPITOLO VI.....		146
6	Correlazione tra parametri di danneggiamento e microstruttura.....	146
6.1	Introduzione	146
6.2	Laves e ε_{th}	147
6.3	Prove di creep su materiale invecchiato.....	149
6.3.1	Identificazione dei parametri di danno.....	150
6.4	Prove di creep su materiale pre-deformato	153
6.4.1	Identificazione dei parametri di danno.....	155
6.5	Evidenze del danno iniziale	157
6.6	Analisi micrografiche.....	159
6.7	Conclusioni	162
6.8	Evidenze sperimentali di un meccanismo di danneggiamento	162
6.9	Discussione dei risultati	165
6.10	Bibliografia	167

Ringraziamenti

Le sensazioni che si provano quando si sta per tagliare un traguardo per raggiungere il quale sono stati necessari diversi anni di lavoro non sono facilmente descrivibili. Viene sicuramente spontaneo voltarsi indietro e ripercorrere i diversi momenti trascorsi da quando, con grande entusiasmo, è iniziata in prima persona questa avventura.

Ed allora la soddisfazione di vedere sulla propria scrivania la pila di carte che sintetizza una parte di quanto si è prodotto in questi anni, ripaga sicuramente i “sacrifici” che si sono dovuti affrontare e lo sforzo finale di questi ultimi mesi. Sacrifici che vale sempre la pena compiere perché le difficoltà che necessariamente convivono con qualunque progetto sono sicuramente compensate dal fascino della ricerca, dal lavorare intorno una cosa che piace, dall’aver la fortuna di fare parte di un gruppo che ti sostiene e che sostieni ogni giorno. Nel dire ciò desidero ringraziare ed esprimere la mia riconoscenza nei confronti dell’azienda CSM S.p.A per aver mostrato fiducia e interesse nelle mie idee e per avermi offerto la possibilità di svolgere questo studio su nuove tematiche, ambienti e strumenti all’avanguardia. All’interno di essa ho trovato la serenità necessaria durante tutto il periodo di studio, grazie alla cordialità e disponibilità delle persone con cui ho collaborato o solo conosciuto. Un ringraziamento particolare va a Gildo, mio collega e compagno d’ufficio, il quale ha sopportato pazientemente tutte le mie lamentele sulle avversità che ho incontrato durante questo periodo. Nonostante esso ci abbia abbandonato, ho di lui il ricordo indelebile del suo sorriso sincero mentre ci scambiavamo battute o più semplicemente opinioni. Quel sorriso lo porterò sempre con me, ovunque andrò.

Voglio ringraziare colei a cui è dedicato questo lavoro; vorrei ringraziarla per le parole che ha sempre saputo trovare per incoraggiarmi, per il tempo che mi ha dedicato, per la serenità e l’amore che mi ha trasmesso in ogni momento. Vorrei ringraziarla perché è la gioia della mia vita, vorrei ringraziarla perché non mi ha mai lasciato da solo, anzi, tra poco arriverà anche il piccolo Lorenzo a farci compagnia e a riempire la nostra vita di una nuova splendida avventura.

CAPITOLO I

1 Fondamenti di creep

1.1 Introduzione

Il creep è un meccanismo di deformazione inelastica che viene attivato, nel materiale in oggetto, dalla contemporanea presenza di una sollecitazione (inferiore alla sollecitazione di snervamento) ed una temperatura (superiore ad un terzo della temperatura di fusione). Questo meccanismo è critico in numerose applicazioni: acciai usati negli impianti di produzione di energia elettrica, impianti chimici, componenti di turbine, collettori di motor a combustione interna, ghiaccio e piombo a temperatura ambiente.

L'urgente bisogno di migliorare la resistenza a creep di acciai è basato su sforzi da parte delle industrie del settore energetico per migliorare l'efficienza termica degli impianti di energia a vapore aumentando la temperatura e la pressione del vapore allo scopo di ridurre l'incidenza del costo del carburante. Per questo motivo, è considerato di vitale importanza, il disporre di modelli affidabili, capaci di prevedere il comportamento a creep del materiale per tempi molto lunghi (fino a 100000 ore), basandosi su prove di breve durata.

Dal punto di vista progettuale il processo di creep a sollecitazione imposta è particolarmente importante in quanto la comprensione dei fenomeni di accumulo è un passo necessario per lo sviluppo di modelli di previsione di vita. È proprio in quest'ambito che si inserisce il lavoro di dottorato svolto all'interno di un istituto di ricerca che opera in campo metallurgico rispondendo alle necessità dei produttori di acciaio.

1.2 I metalli alle alte temperature: la diffusione, il moto non conservativo delle dislocazioni ed il ripristino (recovery)

Alcuni processi fondamentali, come il softening legato alla permanenza ad alta temperatura di metalli incruditi, processo indicato come ripristino (*recovery*), avvengono grazie a fenomeni di tipo diffusivo. L'origine di tali processi va infatti ricercata nella possibilità delle dislocazioni di muoversi, oltre che per scorrimento (*glide*), anche attraverso moti non-conservativi. Le dislocazioni a spigolo, a temperatura ambiente, possono, infatti, muoversi soltanto per *glide* lungo il piano determinato dal vettore di Burgers e dalla linea di dislocazione. Lo scorrimento incrociato delle dislocazioni a vite (*cross slip*), è invece il meccanismo che permette alle dislocazioni, che ad un certo stadio della deformazione sono distribuite uniformemente nel grano, di riarrangiarsi a formare pareti che dividono porzioni di grano relativamente libere da dislocazioni (celle). L'insieme di tali movimenti non richiede particolari innalzamenti di temperatura; esiste però un altro tipo di moto, il "salto" (*climb*) che consiste in un passaggio di una parte o di un'intera dislocazione a spigolo dal suo piano di scorrimento ad un piano parallelo (Figura 1.2-1).

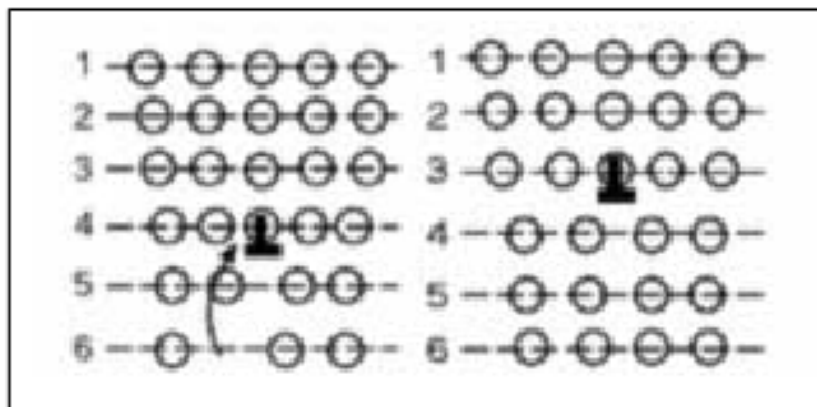


Figura 1.2-1 – La vacanza sul piano 6 si sposta verso il bordo del semipiano della dislocazione a spigolo; il flusso di una serie di vacanze permette lo spostamento della dislocazione dal piano 4 al piano 3

Nella Figura 1.2-1 si osserva come un flusso di vacanze consenta ad una dislocazione a spigolo di spostarsi su un piano parallelo; il movimento delle dislocazioni, che a temperatura ambiente era limitato al *glide*, diviene una sequenza di scorrimenti e salti (schematizzati in Figura 1.2-2).

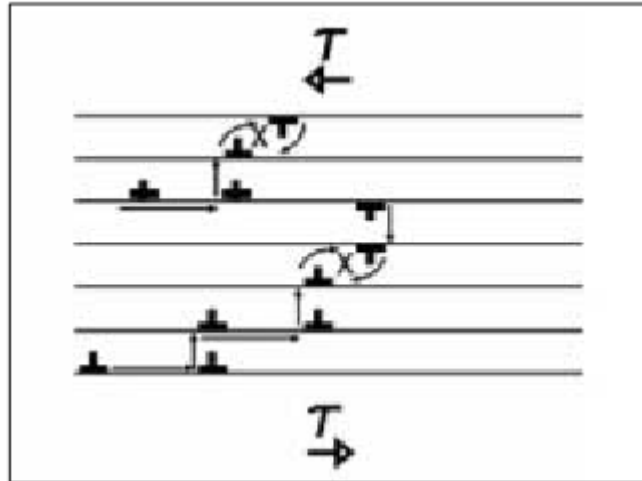


Figura 1.2-2 – Movimento di dislocazioni a spigolo ad alta temperatura; le dislocazioni si muovono attraverso una sequenza di scorrimenti (freccette orizzontali) e salti (freccette verticali), fino ad incontrare dislocazioni di segno opposto annullandosi

Tali movimenti rendono possibile il riarrangiamento delle dislocazioni in pareti sempre più perfette (pareti di sottograno, Figura 1.2-3) e l'annullamento di dislocazioni di segno opposto appartenenti originariamente a piani di scorrimento paralleli.



Figura 1.2-3 – Esempio di sottostruttura formata da sottograni (acciaio T91 sottoposto a creep)

Un esempio tipico di quanto accade si ha nell'alluminio puro; a temperatura ambiente, la struttura del materiale incrudito consiste in celle delimitate da pareti che dividono zone libere da dislocazioni. I confini di tali celle possono però evolvere in confini di sottograno, con un processo che è tanto più veloce quanto la temperatura è elevata. Se il materiale ha un'energia del difetto di impilaggio (*stacking fault*) bassa, invece, la microstruttura del materiale incrudito consisterà in una distribuzione più omogenea di dislocazioni. Perché dalle celle si formino i sottograni sarà necessario innalzare la temperatura, in modo da facilitare il moto non conservativo delle dislocazioni.

Dal momento che i moti non conservativi avvengono grazie ai fenomeni diffusivi, sarà quindi necessario richiamare sinteticamente le relazioni fondamentali che governano la diffusione allo stato solido. La diffusione è un processo che dipende sostanzialmente da due parametri, la temperatura e il tempo. In molti casi si rende necessario conoscere con quale velocità avvengono i fenomeni diffusivi, cioè quale è la velocità di trasporto della materia. Questa grandezza è frequentemente espressa come flusso diffusionale J , cioè come massa M o numero di atomi che, nell'unità di tempo, attraversa in direzione perpendicolare una superficie di area unitaria; i flussi diffusionali vengono descritti tramite le due leggi di Fick, valide

la prima (Equazione 1.2-1) in condizioni stazionarie, e la seconda (Equazione 1.2-2) in condizioni non stazionarie:

$$J = -D \frac{dC}{dx}$$

Equazione 1.2-1

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D \frac{\partial^2 C}{\partial x^2}$$

Equazione 1.2-2

Nelle relazioni precedenti C è la concentrazione della specie che diffonde, t è il tempo, x indica la posizione del punto che si sta considerando, e D è il coefficiente di diffusione espresso nella forma:

$$D = D_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right)$$

Equazione 1.2-3

in cui D_0 è una costante che non dipende dalla temperatura, Q è l'energia di attivazione per la diffusione, R è la costante dei gas e T la temperatura assoluta.

Oltre che all'interno del reticolo, i movimenti diffusivi possono avvenire anche lungo percorsi preferenziali; lungo tali percorsi, a causa delle distanze interatomiche maggiori, il flusso di atomi può avvenire con maggiore facilità. Il primo esempio di diffusione preferenziale è quello lungo le dislocazioni, l'altro esempio tipico è la diffusione lungo i confini di grano (*core o pipe diffusion*) (Figura 1.2-4).

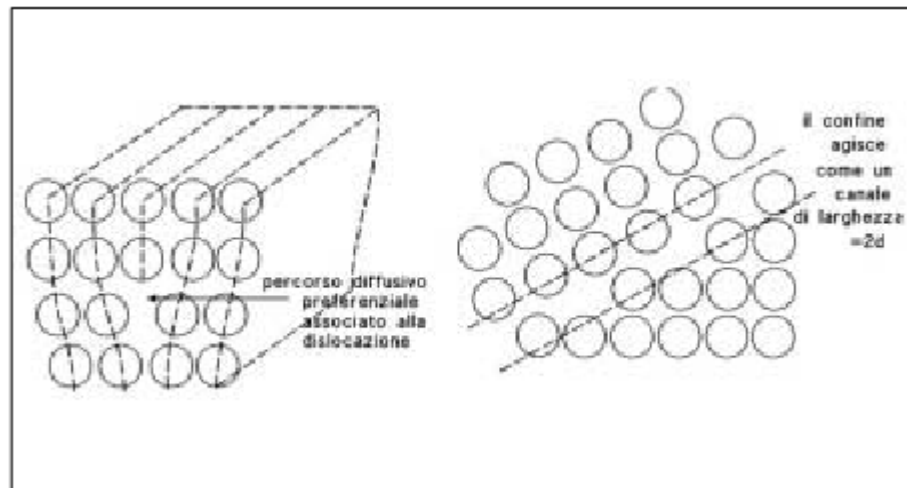


Figura 1.2-4 – Diffusione attraverso percorsi preferenziali (dislocazioni e bordi grano)

Anche se nella maggior parte dei casi questi meccanismi danno contributi trascurabili, talvolta essi possono consentire di spiegare fenomeni particolari, legati sia al trattamento termico che alla deformazione a caldo. La diffusione lungo percorsi preferenziali è caratterizzata da un valore dell'energia di attivazione molto più bassa di quella tipica della diffusione nel reticolo (*bulk diffusion*).

1.3 Lo scorrimento viscoso (creep) nei metalli puri e nelle soluzioni solide

Lo scorrimento viscoso o creep per definizione è una deformazione dipendente dal tempo che avviene a temperatura elevata dopo l'applicazione di un carico (anche e soprattutto se mantenuto costante), e che generalmente termina con la rottura del materiale.

In generale lo scorrimento avviene in qualsiasi metallo ad una temperatura di circa 0.35 di quella di fusione T_m in [K]. Per i materiali più sofisticati questa temperatura d'inizio può essere più elevata almeno per le applicazioni usuali ingegneristiche, ottimizzando gli elementi di lega e la microstruttura.

Nell'ambito della progettazione il creep diventa convenzionalmente determinante da quella temperatura in poi, alla quale la resistenza media a rottura in 100000 h a

creep $R_{m/100000/T}$ è inferiore al minimo tabellare del limite di snervamento in temperatura $R_{p0.2}(T)$.

La temperatura di inizio creep T_{IC} è ingegneristicamente definita quindi da:

$$R_{m/100000/TIC} = R_{p0.2}(T_{IC})$$

Equazione 1.3-1

Le T_{IC} approssimativamente sono:

a) Leghe di alluminio alto resistenti	0.54 T_m	equivalente a 205 °C
b) Leghe di alluminio normali	0,35 T_m	equivalente a 95°C
c) Leghe di titanio	0.30 T_m	equivalente a 315 °C
d) Acciai al C e basso legati	0.36 T_m	equivalente a 370 °C
e) Acciai ferritici 9-12 Cr	0.48 T_m	equivalente a 530 °C
f) Acciai austenitici	0.49 T_m	equivalente a 540 °C
g) Leghe di nichel	0.56 T_m	equivalente a 650 °C

Nello scorrimento viscoso competono due fenomeni: l'incrudimento (*hardening*) conseguente alla deformazione e la ricottura (*softening*) del materiale attivata dalle alte temperature. Nell'intervallo $(0,3 \div 0,4) \cdot T_F$ il softening può avvenire solo parzialmente e la deformazione plastica procede per clivaggio, similmente a quanto accade a bassa temperatura con sollecitazioni maggiori. Lo scorrimento viscoso procede a velocità decrescente, a causa del progressivo hardening del materiale che ostacola la mobilità delle dislocazioni.

Per temperature comprese fra $0,4 \cdot T_F$ e $0,5 \cdot T_F$ la mobilità delle dislocazioni viene favorita dall'aumentata attività termica, che permette alla dislocazione di scorrere temporaneamente su un altro piano di scorrimento e di aggirare l'ostacolo secondo un meccanismo chiamato *cross slip* (Figura 1.3-1). Questo fenomeno favorisce il softening del materiale, contrastando parzialmente la tendenza all'hardening. Anche in questo caso il softening non è completo e la velocità di scorrimento rimane decrescente (creep primario).

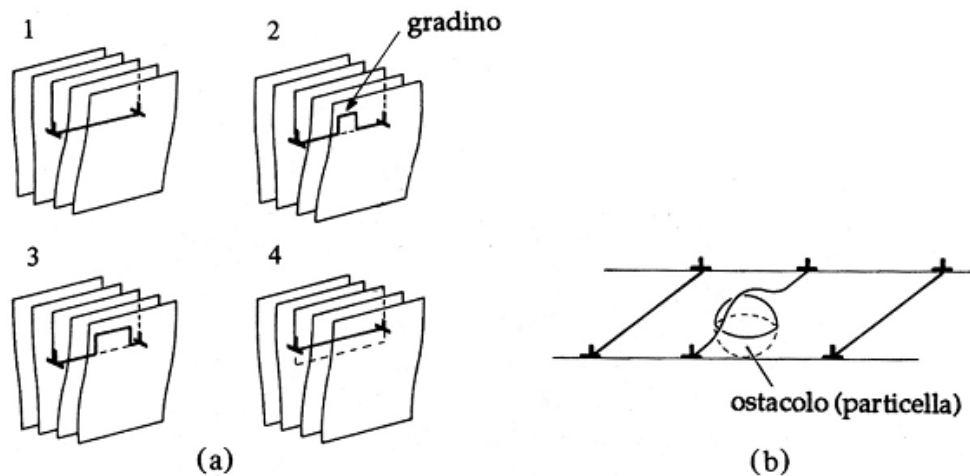


Figura 1.3-1 – Meccanismi di sbloccaggio delle dislocazioni. (a) *Climb*. Consiste nello spostamento della dislocazione perpendicolarmente al piano di scorrimento, in fasi successive a gradini. Avviene per diffusione di vacanze. (b) *Cross slip*. Consiste nello scorrimento temporaneo di una dislocazione su un altro piano di scorrimento, fino al superamento dell'ostacolo [1]

Per temperature maggiori a $0,6 \cdot T_F$ iniziano a manifestarsi importanti fenomeni di diffusione, che consentono alla dislocazione di muoversi anche perpendicolarmente al piano di scorrimento (*climb* – Figura 1.3-1) e di aggirare l'ostacolo con facilità. Questo meccanismo è assai più efficace del *cross slip* nel contrastare l'hardening del materiale e, quando l'hardening è completamente bilanciato dal softening, lo scorrimento viscoso procede a velocità costante (creep secondario). Per temperature ancora superiori ($0,8 \cdot T_F$) il processo procede esclusivamente per diffusione e il fenomeno del softening diventa dominante, inducendo una velocità di scorrimento progressivamente crescente (creep terziario).

1.4 La curva di creep e i parametri ad essa correlati

Il fenomeno del creep viene studiato effettuando prove a carico costante oppure prove a sforzo costante. Più frequentemente le prove di creep riguardanti acciai sono condotte a carico costante e a temperatura costante: questa procedura non è totalmente accurata, in quanto la tensione effettiva, nel corso della prova, tende ad aumentare a causa della riduzione di sezione trasversale legata all'allungamento

del campione. Nonostante questo problema, i dati così ottenuti sono particolarmente utili, in quanto in molti dei casi pratici è il carico sul componente a mantenersi costante in esercizio, e non la tensione.

In Figura 1.4-1 si ha (a) una rappresentazione schematica della curva deformazione-tempo che si ottiene dalla registrazione dei dati di una prova di creep, e (b) l'evoluzione della velocità di deformazione (*creep rate*) $\dot{\varepsilon} = \partial\varepsilon/\partial t$, dove ε è la deformazione e t è il tempo, in funzione del tempo per acciai di uso ingegneristico.

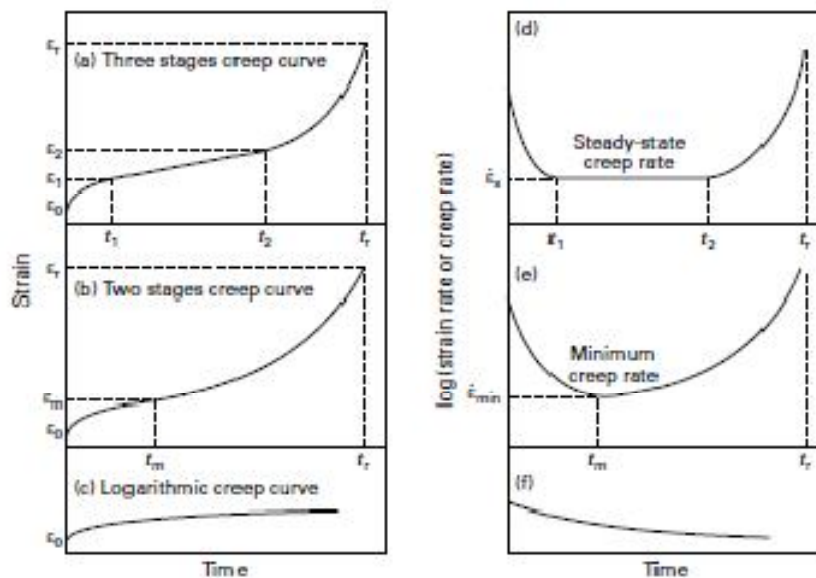


Figura 1.4-1 – (a), (b) e (c) Curve di creep riguardanti acciai in condizioni di carico costante e temperatura costante, e (d), (e) e (f) loro curve di creep rate in funzione del tempo

Dopo una deformazione istantanea ε_0 , la deformazione aumenta con il tempo, fino alla rottura (ε_R). Ciò accade quando la temperatura di prova è abbastanza alta oppure quando la temperatura omologa è alta. La temperatura omologa è definita come il rapporto T/T_m , dove T è la temperatura di prova in gradi Kelvin e T_m è la temperatura assoluta di fusione. La deformazione istantanea ε_0 comprende sia una parte elastica sia una parte plastica dipendente dal livello di sforzo. La curva di creep in generale può essere suddivisa in tre diversi stadi:

1. nello stadio primario, tra ε_0 e ε_1 , il creep rate diminuisce con il tempo come mostrato in Figura 1.4-1(d). Il creep rate decrescente nello stadio primario è da attribuirsi al fatto che in questa fase la deformazione diventa sempre più difficile (prevale l'hardening) e il numero delle dislocazioni create dalla deformazione è maggiore di quelle scomparse per softening; la microstruttura, al termine del primario, è costituita da sottogranì equiassici. La zona di scorrimento primario è caratterizzata da un andamento espresso dalla:

$$\varepsilon_{pc} = b \cdot t^{\frac{1}{3}}$$

Equazione 1.4-1

dove ε_{pc} è l'allungamento nella zona di scorrimento primario e b una costante sperimentale che tiene conto delle condizioni di prova e della storia di vita del provino prima della prova: se il materiale è molto incrudito prima della prova, l'andamento della curva di scorrimento varia notevolmente e la durata dello scorrimento primario si riduce sensibilmente.

2. nello stadio secondario, tra ε_1 e ε_2 , il creep rate rimane costante e viene di solito indicato col nome di *steady-state creep rate*, $\dot{\varepsilon}_s$, dove $\dot{\varepsilon}_s = (\varepsilon_2 - \varepsilon_1)/(t_2 - t_1)$. L'instaurarsi di questo stadio in genere viene spiegato con il bilanciarsi dei fenomeni di hardening (moltiplicazione ed interazione fra dislocazioni) e di softening (ripristino); la microstruttura è composta da sottogranì la cui dimensione media rimane costante [1]. Poiché la deformazione dipende anche dal tempo, oltre che dalla temperatura e dallo sforzo, la forma più generale per l'allungamento ε è del tipo:

$$\varepsilon = f(\sigma, T, t)$$

Equazione 1.4-2

Sebbene di validità generale, l'equazione costitutiva che definisce la fenomenologia non viene mai scritta in questa forma e più spesso si impiegano relazioni semplificate come:

$$\varepsilon = f_1(\sigma) \cdot f_2(T) \cdot f_3(t)$$

Equazione 1.4-3

dove i singoli contributi vengono espressi separatamente. In letteratura sono state proposte molte formulazioni per l'Equazione 1.4-3, alcune ricavate attraverso metodi di correlazione numerica, altre basate su meccanismi noti in metallurgia fisica. Alcuni esempi per la $f_1(\sigma)$, validi per casi di sforzo monoassiale costante, sono [2]:

<i>Norton</i> -1929	$f_1(\sigma) = K\sigma^n$	
<i>Soderberg</i> -1936	$f_1(\sigma) = B \cdot [\exp(\sigma/\sigma_0) - 1]$	
<i>McVetty</i> -1943	$f_1(\sigma) = A \cdot \sinh(\sigma/\sigma_0)$	
<i>Dorn</i> -1955	$f_1(\sigma) = C \cdot \exp(\sigma/\sigma_0)$	<i>Equazione 1.4-4</i>
<i>Johnson-Henderson-Kahn</i> -1963	$f_1(\sigma) = D_1 \cdot \sigma^{m_1} + D_2 \cdot \sigma^{m_2}$	
<i>Garofalo</i> -1965	$f_1(\sigma) = A \cdot [\sinh(\sigma/\sigma_0)]^m$	

dove K, A, B, C, m, m_1, m_2 e σ_0 sono costanti caratteristiche del materiale. Analogamente per la $f_2(t)$, sempre per casi di sforzo monoassiale costante, si hanno [2]:

<i>Bailey</i> -1935	$f_2(t) = F \cdot t^n$	
<i>McVetty</i> -1943	$f_2(t) = G \cdot (1 - e^{-qt}) + Ht$	
<i>Graham-Walles</i> -1955	$f_2(t) = \sum a_i \cdot t^{n_i}$	<i>Equazione 1.4-5</i>
<i>Garofalo</i> -1965	$f_2(t) = \theta_1 \cdot (1 - e^{\theta_2 t}) + \dot{\varepsilon}_s t$	

dove F, G, H, a_i, n, n_i, q sono costanti in generale dipendenti dalla temperatura. Per la $f_3(T)$ le formulazioni proposte sono meno numerose, in quanto la separazione della temperatura dalle altre variabili è spesso inefficace. Più frequentemente essa viene combinata in un singolo

parametro insieme alla variabile temporale e la tensione viene espressa separatamente. La dipendenza dalla temperatura, inoltre, deve tenere conto dei complessi meccanismi che stanno alla base dello scorrimento viscoso, come la diffusione e la mobilità delle dislocazioni.

3. nello stadio terziario, il creep rate aumenta con il tempo portando infine alla rottura al tempo di rottura t_r e alla deformazione di rottura ε_r . L'aumento del creep rate nella fase finale della prova è legato a tutta una serie di fenomeni, come la nucleazione di cavità (cavitazione) e la loro crescita, alla formazione di cricche ed infine alla eventuale formazione della strizione. Tutti questi meccanismi, producendo una diminuzione di sezione resistente, portano ad un aumento della tensione effettiva, e quindi ad un processo degenerativo ed alla rottura.

Il necking dei provini prima della rottura causa un significativo aumento dello sforzo. L'aumento del creep rate col tempo nello stadio terziario deriva dall'aumento dello sforzo oppure dall'evoluzione della microstruttura comprendente l'evoluzione del danno che si verifica durante il processo di creep. L'evoluzione della microstruttura di solito consiste nel recovery dinamico, nella ricristallizzazione dinamica, nel coarsening dei precipitati e in altri fenomeni, che causano softening e causano una diminuzione della resistenza a creep. L'evoluzione del danno comprende lo sviluppo di microvuoti e cricche, spesso lungo i bordi grano. Lo sviluppo e la forma dei tre stadi di creep sopra descritti possono variare in modo marcato al variare delle condizioni di sforzo e temperatura, come mostrato schematicamente in Figura 1.4-2, dove il punto finale in ogni curva rappresenta il punto a rottura. Con l'aumento dello sforzo e della temperatura, il tempo a rottura e lo sviluppo del secondario di solito decrescono, ma aumenta l'allungamento totale.

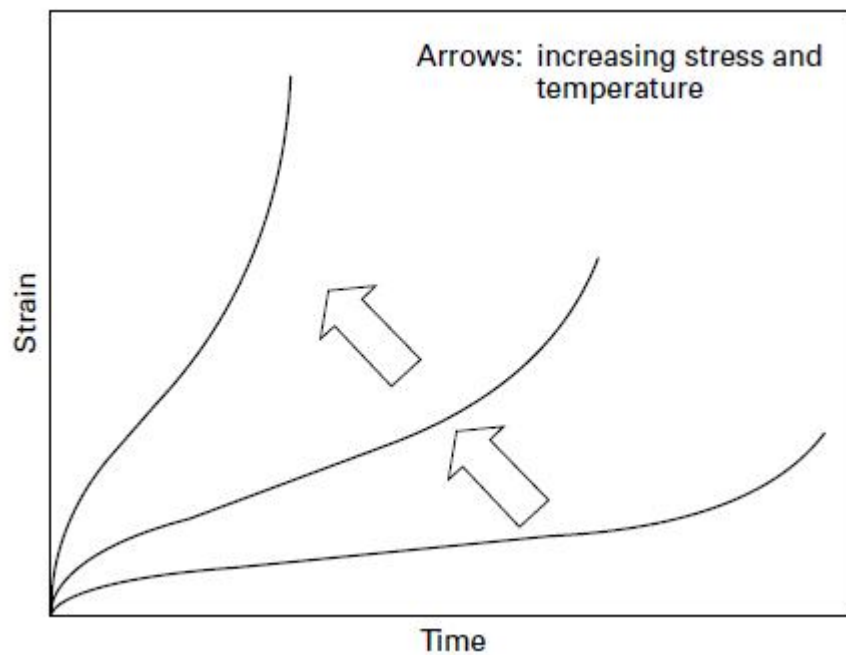


Figura 1.4-2 – Curve di creep al variare dello sforzo e della temperatura

Sotto certe condizioni, il secondario può essere assente e quindi, dopo il primario, inizia subito il terziario in corrispondenza di t_m , come mostrato in Figura 1.4-1(b) e in Figura 1.4-1(e). In questo caso, la minima velocità di deformazione (*minimum creep rate*), $\dot{\epsilon}_{\min}$, può essere giustificata per mezzo del processo dove l'hardening nel primario viene bilanciato dal softening nel terziario. Questo parametro deve essere senz'altro considerato quando non ci si aspetta che si verifichi rottura nel componente, a causa dei carichi estremamente bassi. Inoltre, il creep rate nel secondario può essere utilizzato per stimare, sia pure con le cautele del caso, l'accumularsi della deformazione in servizio e per stimare approssimativamente la vita del componente. E' bene precisare che il secondario di una curva di creep è sostanzialmente analogo allo stadio stazionario di una curva tensione-deformazione ottenuta sottoponendo ad una prova di velocità di deformazione costante lo stesso materiale; in entrambi i casi, infatti, ad una data temperatura si hanno valori costanti della sollecitazione (la differenza fra una prova a carico costante ed una a sollecitazione costante, nel caso del creep, diviene rilevante solo per deformazioni piuttosto alte, tipicamente associabili al terziario) che corrispondono a velocità di deformazione costanti.

Il creep rate (nello stazionario, o nel suo valore minimo $\dot{\epsilon}_m$) viene correlato alla tensione di prova, tramite una legge (*power law*) del tipo:

$$\dot{\epsilon}_{\min} \text{ o } \dot{\epsilon}_s = A\sigma^n$$

Equazione 1.4-6

$$A = A' \exp(-Q_c/RT)$$

Equazione 1.4-7

dove n è l'esponente dello sforzo, Q_c l'energia di attivazione per il creep, R la costante dei gas e T la temperatura assoluta. Il parametro A' include i parametri della microstruttura come grandezza del grano e così via. L'Equazione 1.4-6 è conosciuta come legge di Norton. E' noto che il creep rate (nello stazionario, o nel suo valore minimo $\dot{\epsilon}_m$) è inversamente proporzionale al tempo a rottura t_r :

$$\dot{\epsilon}_{\min} \text{ o } \dot{\epsilon}_s = C/(t_r)^m = A'\sigma^n \exp(-Q_c/RT)$$

Equazione 1.4-8

dove C è una costante che dipende dal totale allungamento durante il creep e m è una costante uguale a circa 1. L'Equazione 1.4-8 è conosciuta come relazione di Monkman-Grant, ed è stata confermata sperimentalmente non solo per acciai e leghe di uso comune ma anche per acciai e leghe resistenti al creep di uso ingegneristico. L'Equazione 1.4-8 suggerisce che il creep rate e il tempo a rottura variano in modo simile al variare della temperatura e dello sforzo.

A basse temperature omologhe, con T/T_m spesso minore di 0.3, dove la diffusione non è importante, compare solo lo stadio primario. Di solito si verificano solo limitate deformazioni ben al di sotto dell'1% che non portano a rottura finale, come mostrato in Figura 1.4-1(c) e in Figura 1.4-1(f). Questo processo di deformazione è chiamato creep logaritmico.

Sebbene la Figura 1.4-1 mostri curve di creep e di creep rate idealizzate, c'è da dire che la maggior parte degli acciai resistenti al creep di uso ingegneristico

esibiscono comportamenti complicati, specialmente in condizioni di basso sforzo e tempi lunghi, mostrando una complessa evoluzione microstrutturale durante il creep. Un comportamento complicato è chiaramente dimostrato dalle curve di creep rate piuttosto che dalle curve di creep. La Figura 1.4-3 mostra un esempio di curve di creep rate di un acciaio 1Cr-0.5Mo a 550°C [3].

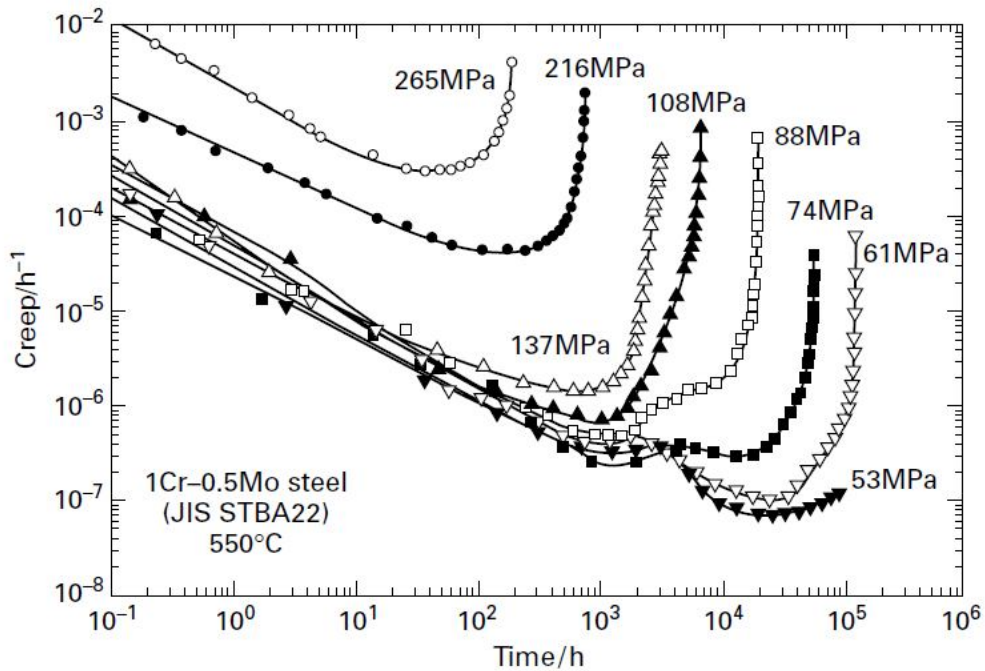


Figura 1.4-3 – Curve di creep rate in funzione del tempo di un acciaio 1Cr-0.5Mo a 550°C (823 K)

Per alti sforzi (al di sopra di 108 MPa), le curve di creep rate sono relativamente semplici e sono formate dallo stadio primario e da quello terziario senza un sostanziale stadio di secondario, come mostrato in Figura 1.4-1(e). La forma della curva di creep rate diventa gradualmente complicata al diminuire dello sforzo. Per bassi sforzi (al di sotto di 88 MPa), compaiono due minimi nelle curve di creep rate. Ciò suggerisce che i nuovi effetti incrudenti, come la precipitazione di nuove fasi, sembrano funzionare dopo un periodo di tempo prolungato, provocando una diminuzione del creep rate dopo un precedente accelerazione di creep crescente. La successiva perdita di effetti incrudenti causata dall'evoluzione della microstruttura, come il coarsening di nuove fasi, provoca un aumento nel creep rate dopo aver raggiunto di nuovo un secondo minimo. Eventualmente le curve di

creep rate in funzione del tempo esibiscono forme oscillatorie in condizioni di basso sforzo e lunghe durate, riflettendo una complessa evoluzione microstrutturale nel corso del processo. Forme oscillatorie simili sono state osservate anche in altri acciai basso legati.

Nello studio del fenomeno di creep, le prove vengono spesso condotte a sforzo costante. Lo sforzo applicato non varia durante la prova di creep e ciò porta a una riduzione uniforme dell'area della sezione netta resistente del provino per l'intera lunghezza base dell'estensometro. Lo sforzo viene mantenuto costante durante la prova usando opportuni meccanismi di carico. Quando si ha necessità di evitare qualsiasi influenza dell'ossidazione, le prove di creep vengono di solito condotte sotto vuoto oppure in atmosfera inerte. D'altronde l'influenza dell'ossidazione nella riduzione della sezione netta resistente deve essere considerata, specialmente ad alte temperature e lunghe durate per acciai basso legati.

Nella legge di Norton (Equazione 1.4-6), si ha l'esponente n per i metalli puri, è pari a 4-5. Il valore di Q , energia di attivazione del creep, per i metalli puri equivale all'energia di autodiffusione (energia di attivazione del flusso di vacanze, Q_d). Evidentemente la diffusione di vacanze, consentendo il moto non conservativo delle dislocazioni (il *climb*), è il meccanismo che governa la deformazione da creep. Come si è visto, infatti, il movimento delle dislocazioni alle temperature elevate consiste in una sequenza di scorrimenti e salti; in queste condizioni è il meccanismo più lento che regola il creep rate [4]. Il *glide*, nei metalli puri, è un meccanismo relativamente rapido, ed è quindi il *climb* a rappresentare la fase lenta: si ha in queste condizioni il "creep controllato dal *climb*", anche detto creep controllato dal ripristino (*climb-controlled* o *recovery-controlled creep*).

Un grafico bilogaritmico del creep rate nel secondario in funzione della tensione di prova (Figura 1.4-4a), per un metallo puro, fornisce una serie di rette, ciascuna relativa ad una temperatura di prova (isoterme) di pendenza pari a n .

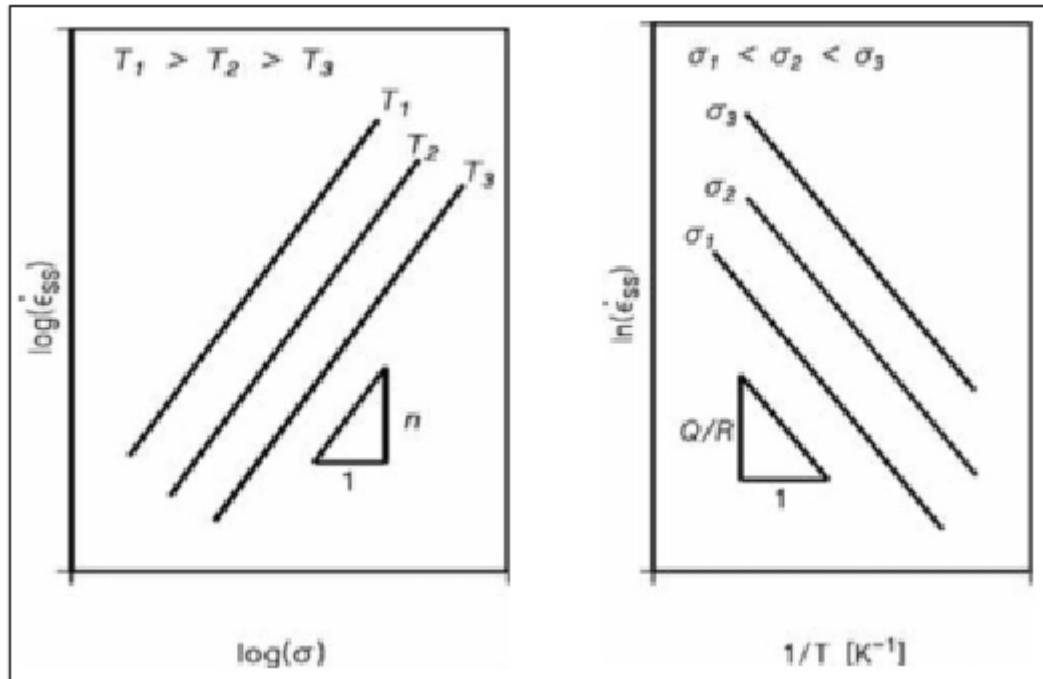


Figura 1.4-4 – Descrizione qualitativa dell'andamento ideale delle isoterme e delle isobare per un metallo puro

Se la tensione di prova è particolarmente bassa, si riscontra un valore della pendenza di queste curve pari a $n=1$. La transizione da $n=4-5$ a $n=1$ viene comunemente associata ad un passaggio da creep da dislocazioni (alti carichi) a creep puramente diffusivo (carichi bassi). Riportando su scala semi-logaritmica il creep rate in funzione dell'inverso della temperatura assoluta, invece, si ottiene una serie di rette, relativa ciascuna ad una tensione di prova (isobare), di pendenza $-Q/R$ (Figura 1.4-4b).

L'alluminio puro, pur non avendo applicazioni alle alte temperature, è stato largamente utilizzato per comprendere i meccanismi alla base del creep [5]. La Figura 1.4-5 illustra la variazione del parametro $\dot{\epsilon}_{ss} \exp(Q/RT)$, con $Q_l=142$ kJ/mol in funzione della tensione di prova normalizzata σ/G .

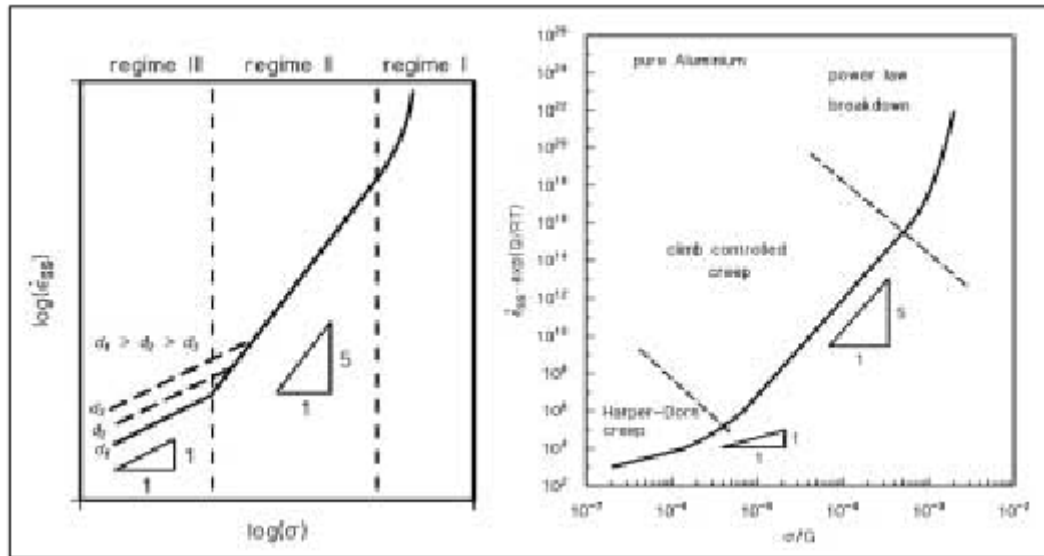


Figura 1.4-5 – Dipendenza del creep rate nel secondario dalle condizioni di prova per un metallo puro: a) andamento qualitativo; b) andamento per l'alluminio puro ($Q=Q_f=142$ kJ/mol)

Tutti i punti, ottenuti a diverse temperature, collassano sulla stessa curva. Si osservano chiaramente la zona intermedia con pendenza 4.4, la zona tipica di elevati creep rate, e, per tensioni molto basse, una regione con $n=1$ interpretato come creep di Harper-Dorn [6] (da non confondere con il creep puramente diffusivo rappresentato dal regime I in Figura 1.4-5a). L'aumento della pendenza nel campo di elevati creep rate (regime III) è indicato come *power-law breakdown (PLB)*.

L'interpretazione della risposta a creep delle soluzioni solide (indicate come materiali di classe A, per distinguerle dai metalli puri, classe M) è un po' più complicata rispetto a quella relativa ai metalli puri. Riportando il creep rate nel secondario in funzione della tensione di prova si ottiene il grafico di Figura 1.4-6 [7]:

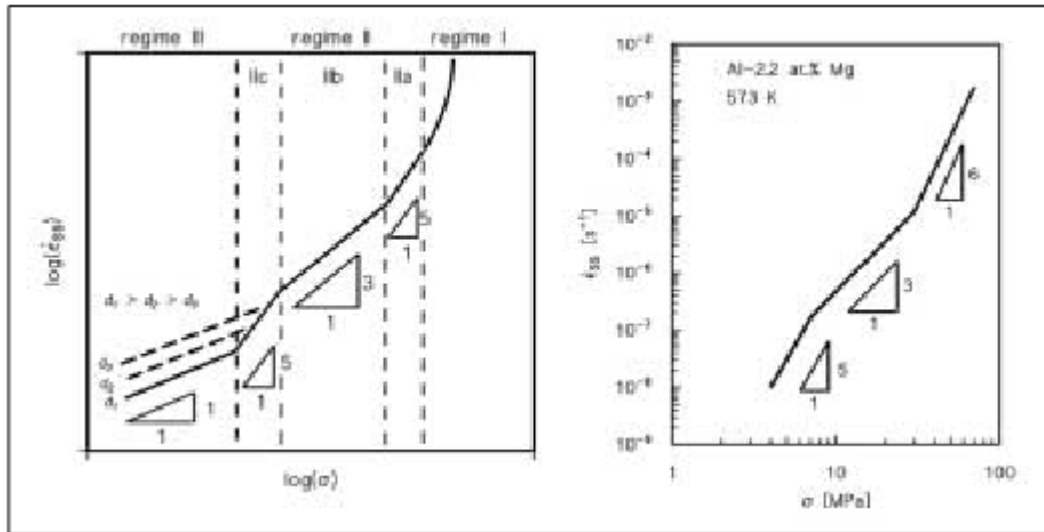


Figura 1.4-6 – Dipendenza qualitativa del creep rate dalla tensione di prova per una soluzione solida generica (a) e per una lega Al-Mg (b) [8]

nel quale si identificano:

- I. il regime di alte tensioni e di creep rate del *PLB*
- IIa. un regime in cui $n=4-5$, con energia di attivazione equivalente a quella di auto diffusione; in questo regime il creep è controllato dal ripristino (*climb controlled creep*)
- IIb. un regime in cui $n=3$, e l'energia di attivazione è equivalente a quella di diffusione negli atomi di Mg nell'alluminio; in questo regime il creep è controllato allo scorrimento delle dislocazioni in atmosfere di atomi di magnesio in soluzione solida; anche in questo caso la deformazione è il risultato di una sequenza di *glide* e *climb*, ma la presenza delle atmosfere di atomi in soluzione rende più lenta, fra i due meccanismi, la fase di *glide*, che quindi controlla il creep rate; solo se la tensione applicata è talmente elevata da "strappare" le dislocazioni alle atmosfere di soluto si ha che lo scorrimento è facile, ed il creep viene controllato dal *climb* (regime IIa)
- IIc. una terza regione, in cui ancora $n=4-5$ e l'energia di attivazione equivale a quella di auto diffusione; in questo regime la tensione applicata è talmente bassa che la componente che facilita il *climb* è trascurabile. E' il salto,

quindi, che diventa ancora una volta la fase più lenta e che controlla la deformazione

- III. una regione tipica delle basse sollecitazioni, in cui il creep è totalmente auto diffusivo.

Come esempio di materiali con comportamento di classe A si possono citare le leghe Al-Mg [8]. In generale, in un intervallo più o meno ampio di condizioni sperimentali, la deformazione da creep è controllata dall'interazione fra dislocazioni e atmosfere di atomi di soluto (Figura 1.4-6b). Un aumento del tenore di Mg diminuisce il creep rate e sposta la transizione dal regime IIa-IIb e IIb-IIc (più il tenore di Mg è elevato, più la zona in cui il creep è controllato dall'interazione fra atomi di soluto e dislocazioni si allarga) [9].

Il regime di basse sollecitazioni è spesso caratterizzato da un esponente n pari ad 1. Tipicamente in questo regime sono stati identificati due meccanismi di creep puramente diffusivo (Figura 1.4-7).

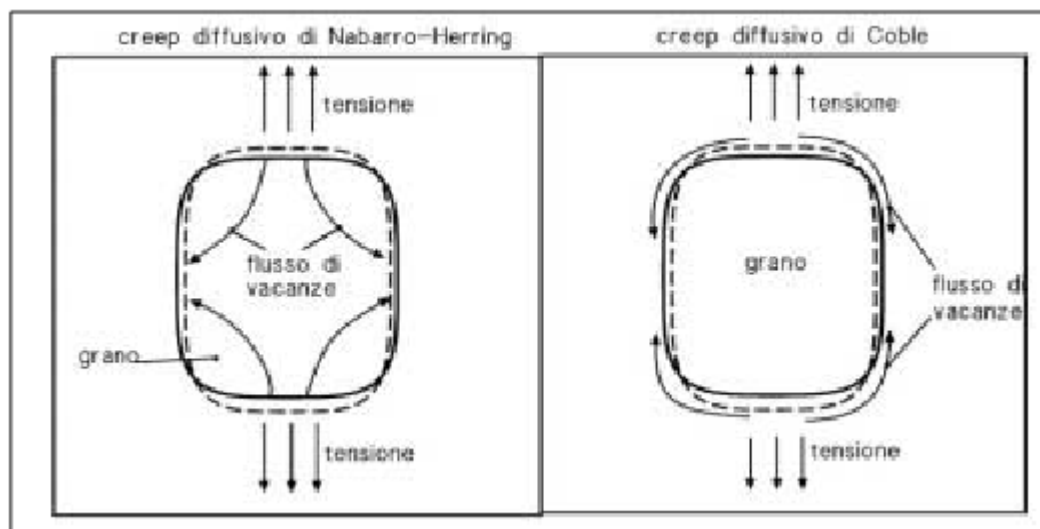


Figura 1.4-7 – Meccanismi di creep diffusivo

La deformazione del singolo grano non è dovuta al movimento delle dislocazioni (la tensione applicata è troppo bassa), ma al flusso stesso delle vacanze. Nel creep di Nabarro-Herring [10][11] il flusso delle vacanze avviene attraverso il reticolo, cioè all'interno del grano. In questo caso l'energia di attivazione è ancora una volta pari a quella di auto diffusione, si ha quindi $n=1$, $Q=Q_l$ e $p=2$. Nel creep di

Coble [12], invece, il flusso di vacanze avviene attraverso i bordi grano che sono percorsi diffusivi preferenziali. In questo caso, $n=1$, $Q=0.6Q_l$ e $p=3$ (la diffusione è più facile nel bordo grano che non nel reticolo e quindi l'energia di attivazione è più bassa). In entrambi i casi il flusso di vacanze avviene dal lato perpendicolare al lato parallelo del grano rispetto alla tensione applicata. Quando la dimensione del grano è estremamente fine e la temperatura relativamente bassa, il meccanismo di Coble è favorito rispetto a quello di Nabarro-Herring. In molti materiali agisce un ulteriore meccanismo (creep di Haper-Dorn), che coinvolge anche una certa attività delle dislocazioni ed è caratterizzato da valori di $n=1$ e $p=0$, ma che non deve essere confuso con il creep diffusivo [6].

1.5 Mappe dei meccanismi di deformazione

Ashby [17] propose il concetto di una mappa di meccanismi di deformazione, basata sull'ipotesi che tutti i sei meccanismi di deformazione riguardanti sono mutuamente indipendenti e operano in un modo parallelo. I sei meccanismi di deformazione includono: (1) lusso con perdita di difetti, (2) scorrimento di dislocazioni, (3) creep dislocazionale, (4) flusso diffusionale nell'intero volume, (5) flusso diffusionale a bordo grano, e (6) twinning. Il twinning rappresenta solo un numero limitato di deformazioni e di solito non compare nella mappa dei meccanismi di deformazione. Da notare che Ashby considera solo il flusso stazionario ma non la rottura. Come illustrato schematicamente in Figura 1.5-1, la mappa dei meccanismi di deformazione viene costruita sugli assi σ/G , dove G è il modulo di taglio, e T/T_m , che è la temperatura omologa.

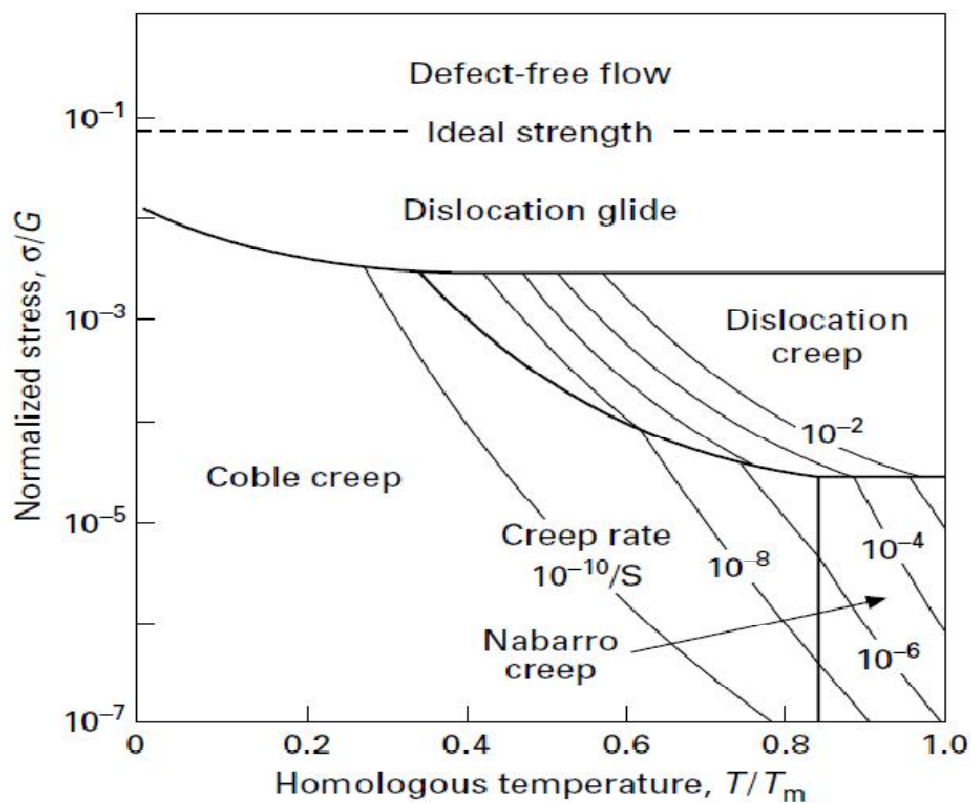


Figura 1.5-1 – Mappa dei meccanismi di deformazione con le linee a creep rate costante

La mappa è divisa in vari campi. All'interno di ogni campo, è dominante un solo meccanismo, che ha uno strain rate maggiore di tutti gli altri. Il limite superiore del contorno è determinato da una resistenza teorica o ideale di circa $G/20 \div G/30$. Per sforzi più bassi della resistenza ideale, la deformazione avviene per mezzo di scorrimento di dislocazioni, come in una semplice prova di trazione a breve durata. Per sforzi più bassi della tensione di snervamento, può avvenire con l'aiuto della diffusione: probabilmente per mezzo di diffusione dal cuore delle dislocazioni per basse temperature omologhe e per mezzo di flusso diffusionale nell'intero volume per alte temperature omologhe.

Spesso il campo delle dislocazioni da creep è diviso in ulteriori due campi: un campo di dislocazioni da creep a bassa temperatura e un altro ad alta temperatura. Per sforzi ancora più bassi, dominano il creep diffusionale nell'intero volume (creep di Nabarro-Herring) e il creep diffusionale a bordo grano (creep di Coble). I confini tra campi adiacenti nella regione di creep indicano le condizioni in cui due meccanismi contribuiscono nella stessa misura al creep rate generale. Usando

un'appropriata equazione costitutiva del creep rate in funzione dello sforzo e della temperatura, possiamo calcolare i vari valori del creep rate e quindi tracciare i confini tra un campo e un altro. Ciò permette anche di disegnare le linee a creep rate costante sulla mappa, come mostrato in Figura 1.5-1.

La collocazione dei bordi tra campi di creep adiacenti varia per differenti materiali e dipende anche dalla microstruttura intesa come grandezza del grano. Sperimentalmente, la mappa dei meccanismi di deformazione può essere costruita per mezzo di misure della dipendenza dallo sforzo e dalla temperatura dello strain rate o del creep rate causata da singoli meccanismi. Da notare che la dipendenza dal tempo non è inclusa nella mappa dei meccanismi di deformazione. Come già mostrato in Figura 1.4-2, il creep rate degli acciai di uso ingegneristico resistenti al creep varia in modo complesso col tempo a causa della complicata evoluzione della microstruttura durante l'esposizione a creep per elevate temperature. Quindi, in caso di acciai di uso ingegneristico resistenti al creep, la mappa dei meccanismi di deformazione può essere usata per prevedere il meccanismo di deformazione dominante all'inizio del creep sotto specifiche condizioni di sforzo e temperatura.

1.6 Mappe dei meccanismi di frattura

Ashby [18] propose anche il concetto di mappe dei meccanismi di frattura per metalli leghe con struttura cristallina cubica a facce centrate (FCC), dove sugli assi abbiamo σ/G e la temperatura omologa T/T_m , che fornisce informazioni riguardo il meccanismo di frattura dominante. Le mappe dei meccanismi di frattura in pratica sono più importanti di quelle dei meccanismi di deformazione, poiché esse ci relazionano ai processi di danneggiamento e di frattura e ci forniscono utili linee guida per la valutazione del danno e per la stima della vita rimanente dei componenti degli impianti. Poiché il minimum creep rate (oppure lo steady-state creep rate) e il tempo a rottura variano in modo simile in funzione dello sforzo e della temperatura, come suggerito dall'Equazione 1.4-8, approcci simili a quelli impiegati nella costruzione delle mappe dei meccanismi di deformazione possono essere usati per la costruzione delle mappe dei meccanismi di frattura. La Figura 1.6-1 mostra la mappa dei meccanismi di frattura per metalli FCC, dove non compare il campo della frattura per clivaggio.

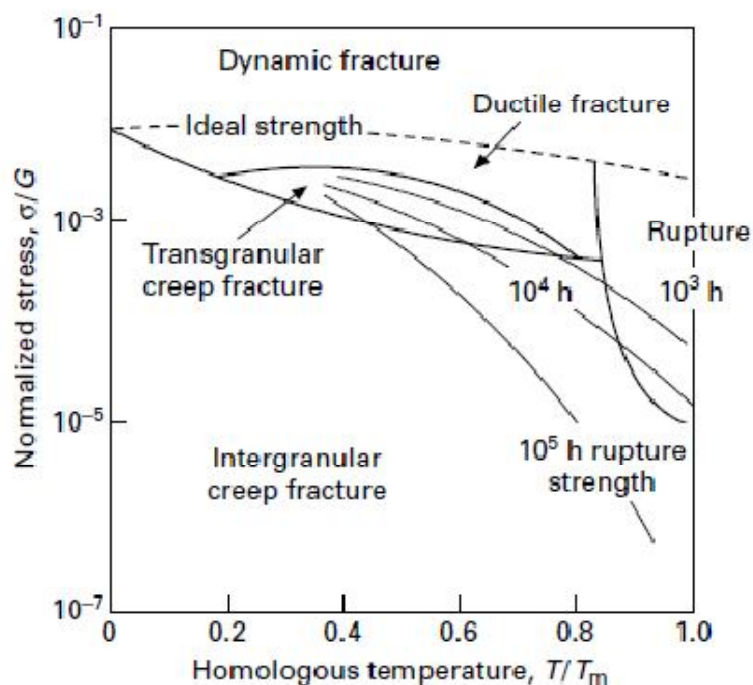


Figura 1.6-1 – Mappa del meccanismo di frattura con le linee con tempo di rottura costante per metalli FCC

La resistenza ideale compare come limite superiore di resistenza a rottura che supera le forze interatomiche nei materiali senza difetti. Per sforzi più bassi della resistenza ideale, la frattura avviene con modalità duttile e transgranulare, chiamata frattura duttile, e spesso indicata come frattura duttile transgranulare. In regime di creep, un campo di frattura per creep transgranulare e un campo di frattura per creep intergranulare compaiono, rispettivamente, per alti sforzi e per bassi sforzi. Per alte temperature e strain rate relativamente alti, la ricristallizzazione dinamica permette al materiale di deformarsi in modo esteso cosicché la deformazione si localizza nella zona di necking e la rottura è causata dal necking del provino con la riduzione dell'area della sezione netta resistente. Poiché i bordi grano diventano altamente mobili sotto le condizioni di ricristallizzazione dinamica, lo sviluppo dei microvuoti e delle cavità da creep non avviene più.

La Figura 1.6-2 mostra schematicamente i tre meccanismi di frattura in regime di creep: frattura intergranulare per creep, frattura transgranulare per creep e rottura[18].

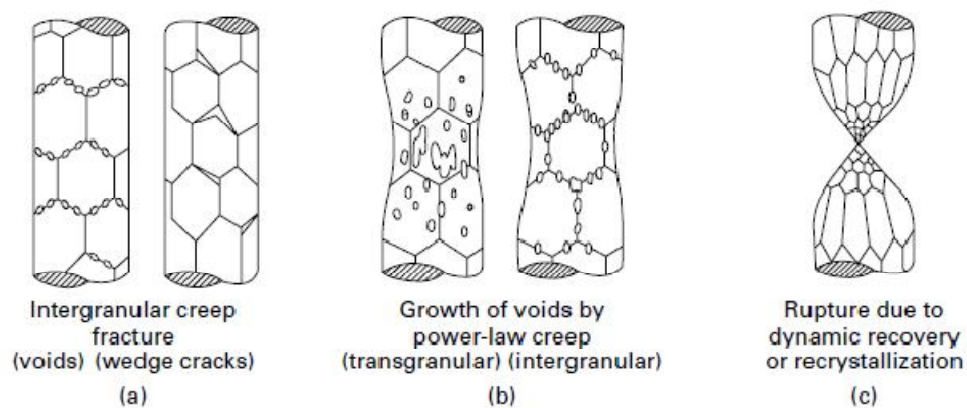


Figura 1.6-2 – Schematizzazione dei tre meccanismi di frattura in regime di creep ad alta temperatura

Linee con tempo di rottura costante possono essere diagrammate nella mappa, come mostrato schematicamente in Figura 1.6-1. Sebbene sugli assi della maggior parte delle mappe dei meccanismi di frattura ci siano sforzo e temperatura, sono anche spesso usati sforzo e tempo.

La Figura 1.6-3 mostra un esempio di mappe di meccanismi di frattura per un acciaio 1Cr-1Mo-0.25V di un rotore di turbina, diagrammate in un sistema di coordinate sforzo-tempo a rottura e in un sistema di coordinate sforzo-temperatura [19].

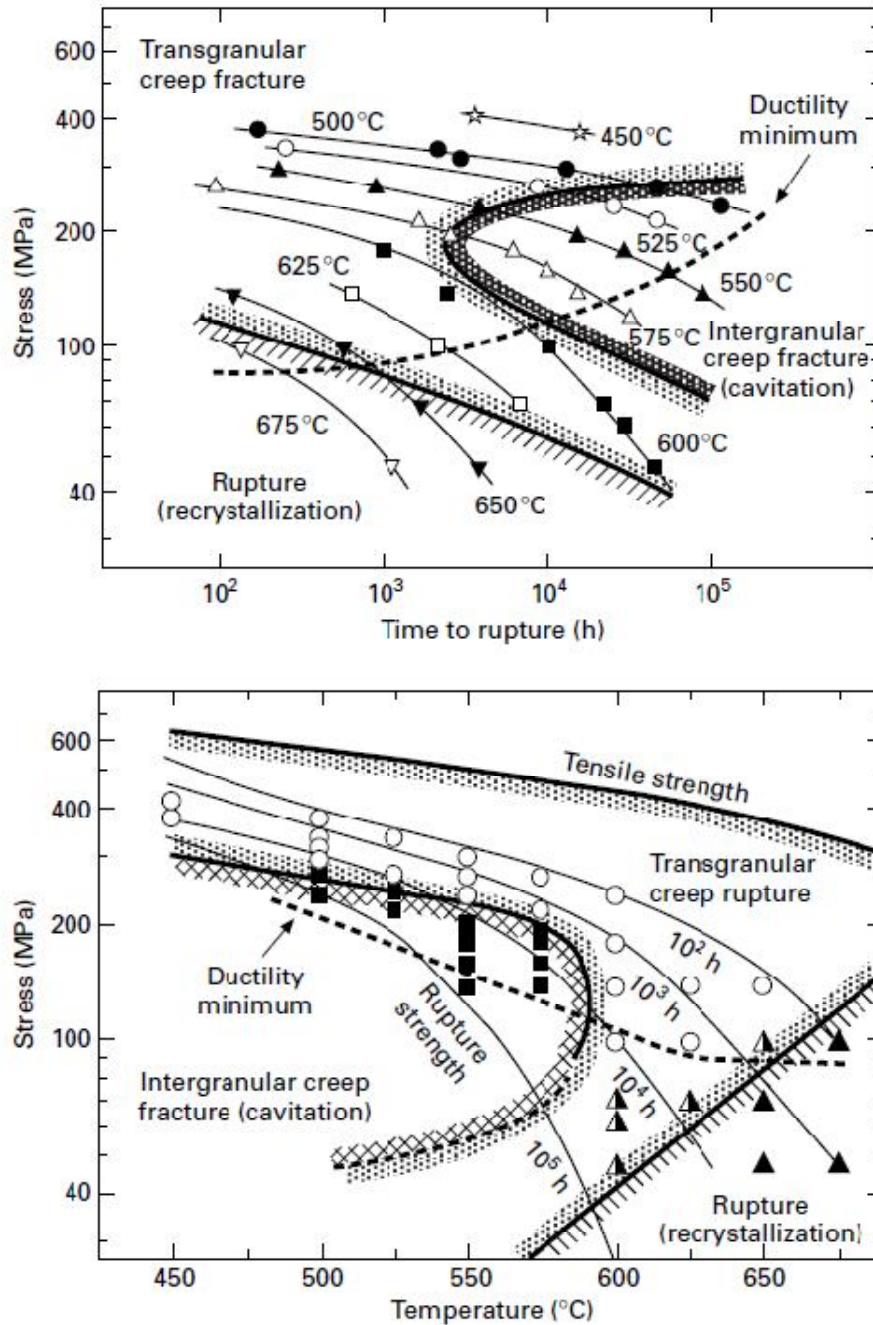


Figura 1.6-3 – Mappe dei meccanismi di frattura per un acciaio 1Cr-1Mo-0.25V in funzione del tempo a rottura e della temperatura

Da notare che sono usati gli assi sforzo e temperatura, non quelli dello sforzo normalizzato σ/G e della temperatura omologa T/T_m , in quanto l'obiettivo della costruzione delle mappe dei meccanismi di frattura è principalmente la valutazione della vita rimasta. Il campo di frattura da creep intergranulare è localizzato in una regione con lunghi tempo di rottura a 500-575°C. Il campo di rottura compare a temperature più alte di 600°C. La regione di importanza pratica per l'acciaio 1Cr-1Mo-0.25V per i rotori delle turbine in impianti di energia è la regione a basso sforzo e lungo tempo a rottura a temperature di 550°C o più basse, che appartiene al campo di frattura da creep intergranulare. Ciò suggerisce che precise misure dello sviluppo di microvuoti da creep a bordo grano durante il creep contribuiscono al miglioramento della valutazione della vita rimasta.

1.7 Frattura per creep

La frattura per creep avviene seguendo il contorno dei difetti nel materiale, in particolare bordi grano (a bassa temperatura) e precipitati (ad alta temperatura). Se lo scorrimento viscoso avviene a temperature basse o con elevate sollecitazioni, il moto delle dislocazioni viene favorito dalla sollecitazione, mentre la temperatura non è tale da favorire la coalescenza dei difetti. La rottura in questo caso avviene per impilamento delle dislocazioni, tipicamente in corrispondenza dell'intersezione di tre bordi grano, con la formazione di microcricche a cuneo che inducono la decoesione intergranulare (Figura 1.7-1). Se invece lo scorrimento viscoso avviene ad alte temperature o con sollecitazioni basse (creep diffusivo), prevale il fenomeno della cavitazione a bordo grano, specialmente in presenza di microprecipitati. In questo caso le condizioni sono tali da permettere la coalescenza delle dislocazioni e la condensazione di vacanze a bordo grano, specialmente sui bordi trasversali alla direzione dello sforzo principale, fino alla formazione di punti critici per la rottura.

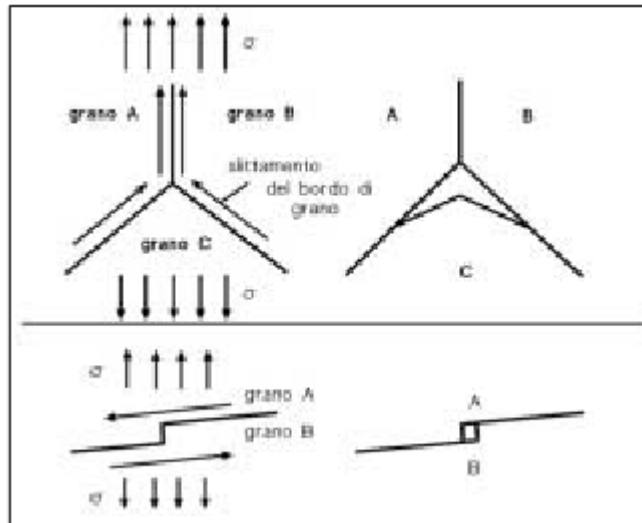


Figura 1.7-1 – Meccanismi di danneggiamento intergranulare dovuto allo slittamento dei bordi grano

Va precisato che lo scorrimento dei confini di grano è un fenomeno comune nel creep, anche se è responsabile di una frazione relativamente trascurabile della deformazione totale.

La Figura 1.7-1 illustra la genesi di due cavità di tipo diverso. La prima, cavità di tipo w, è particolarmente allungata e di solito si nuclea sui giunti tripli di grano; la seconda, cavità di tipo r, è tondeggiante. La coalescenza di queste cavità porta alla comparsa di cricche macroscopiche, che alla fine conducono a rotture di tipo intergranulare. La Figura 1.7-2 mostra un esempio di cavitazione per creep.

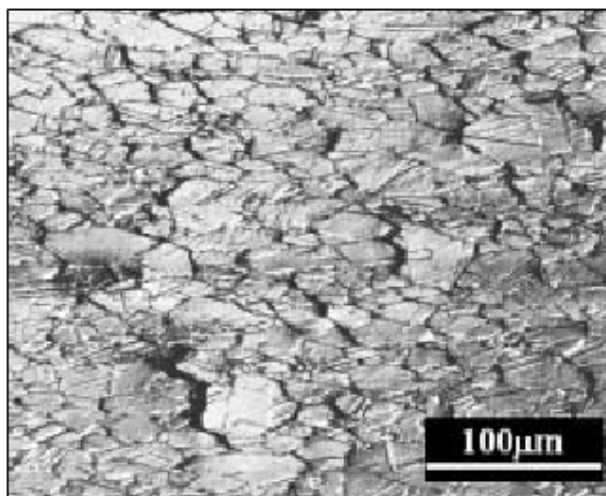


Figura 1.7-2 – Esempio di cavità di tipo w in un acciaio AISI347 sottoposto a creep a 650 °C

Riassumendo, possiamo dire che la frattura avviene sempre per una sequenza di deterioramento del materiale esposto alla prova di creep, ma può assumere diverse morfologie (Figura 1.7-3).

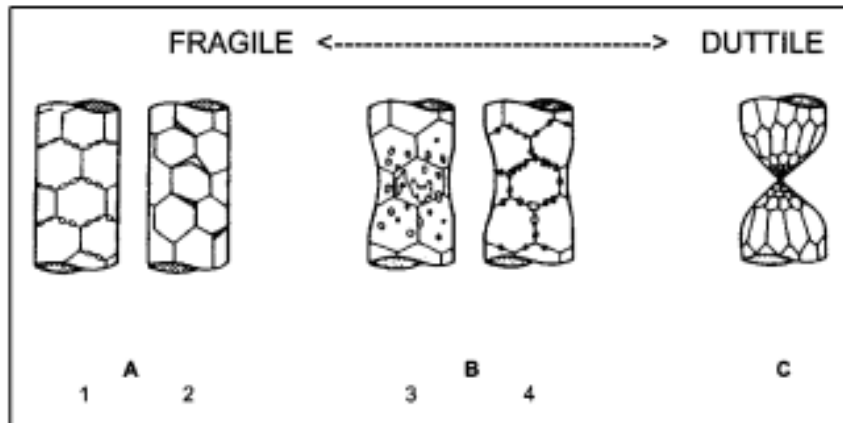


Figura 1.7-3 - Rappresentazione dei meccanismi di frattura: A. Frattura apparentemente fragile (FIF): 1. cavità (metalli puri e leghe che si comportano come metalli puri), 2. strappi cuneiformi (wedge cracks) – leghe complesse. B. Frattura apparentemente duttile (FID) a seguito di coalescenza: 3. di vuoti, 4. E strappi. C. Frattura duttile (FDT) con forte strizione

Frattura intergranulare (FIF), ad aspetto fragile dopo poca deformazione plastica e con poca strizione, ma non assente, perviene alla fine dell'esposizione, se il materiale è stato soggetto a scorrimento: di diffusione (meccanismo di Nabarro-Herring), da dislocazioni con sviluppo di sottogranuli del tipo “free flight dislocation creep” (Pure Metal Type Creep). La FIF, considerata “tipica” dello scorrimento, è generalmente caratterizzata dalla enucleazione di notevoli quantità di cavità, prima tondeggianti poi lenticolari sui bordi di grano.

Frattura intergranulare (FID), ad aspetto duttile dopo consistente deformazione plastica ma con relativamente poca strizione. E' tipica, se il creep è stato controllato da meccanismi di scorrimento: da diffusione (meccanismi di Coble o Harper-Dorn), di slittamento dei grani (grain boundary sliding), di creep da dislocazioni “viscoso” (viscous drag dislocation creep). La frattura nasce spesso dalla coalescenza di strappi cuneiformi ai punti tripli dei bordi di grano (wedge cracks) o di vuoti fino alla formazione di cricche in grado di propagare a creep. Intuitivamente questa frattura si presenta per durate di esposizione medie, ma in

realità molti acciai, dopo una zona con frattura tipo FIF, quindi per durate elevatissime, tendono a mostrare nuovamente deformazioni a rottura non trascurabili e ad esibire rotture almeno parzialmente duttili, che sono però indotte da pesanti cambiamenti microstrutturali per esempio da ricristallizzazione “nascosta”.

Frattura duttile transgranulare (FDT), con una notevole deformazione plastica e con instabilità plastica localizzata (strizione), è caratteristica della rottura di materiale soggetto a scorrimento per tempi di durata ridotta, quindi per carichi elevati o per temperature alte. In queste condizioni il meccanismo che controlla la deformazione nel creep terziario è detto “del power law breakdown”, in quanto non ha più le tipiche caratteristiche del creep ma è più simile alla deformazione attiva per produrre l’allungamento istantaneo come in una prova di trazione.

1.8 I dati a rottura per creep

Componenti operanti ad alte temperature in regime di creep sono progettati riferendosi a sforzi ammissibili in condizioni di creep, che sono di solito determinati sulla base della resistenza a rottura per 100000 ore in condizioni di creep alla temperatura di servizio, e spesso anche per 200000-300000 ore. La resistenza a rottura per 100000 ore in condizioni di creep alla temperatura T , è definita come lo sforzo per il quale si verifica rottura (vedi l’ultimo punto in Figura 1.4-1(a) e in Figura 1.4-1(b)). Generalmente, questi dati a rottura vengono rappresentati in forma grafica mostrando la relazione tra lo sforzo σ e il tempo a rottura t_r . La Figura 1.8-1 mostra un esempi di dati a rottura per creep relativi ad un acciaio 1Cr-0.5Mo provenienti dal National Institute for Materials Science (NIMS) [13].

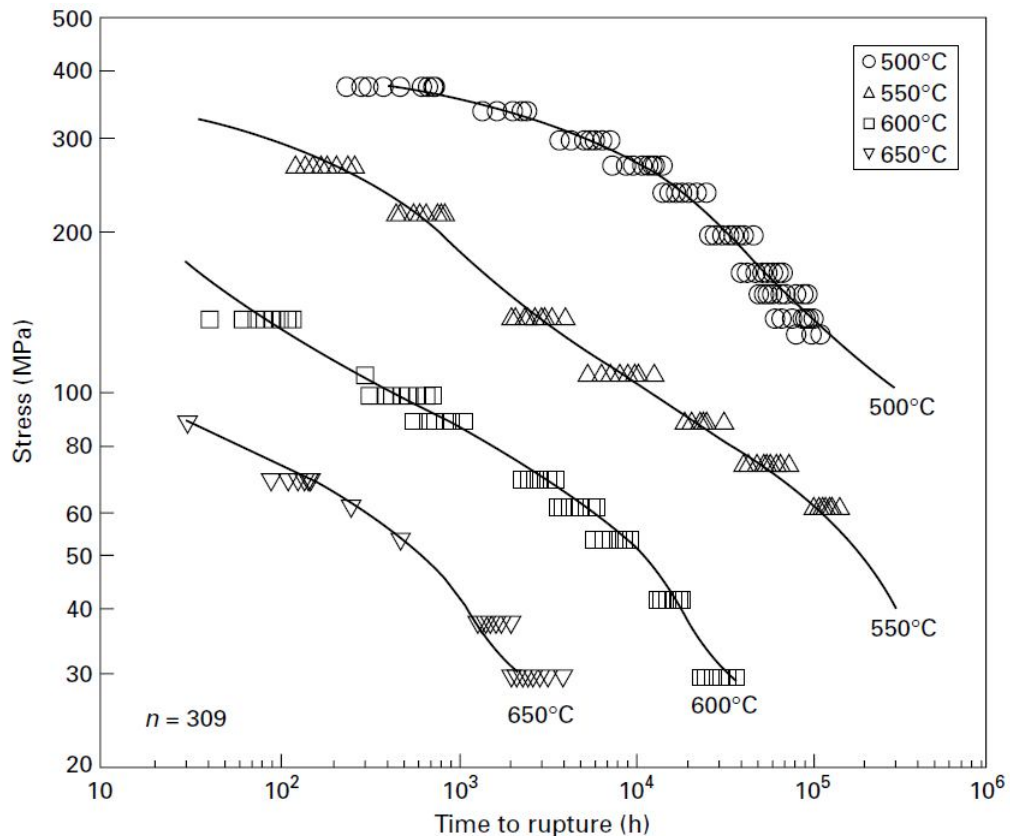


Figura 1.8-1 – Dati a rottura per creep per una acciaio 1Cr-0.5Mo a 500-650°C

Questa figura contiene 309 punti per 11 colate. La specifica del materiale definisce la composizione chimica, le condizioni di trattamento termico e così via. Per quanto riguarda la composizione chimica dell'acciaio 1Cr-0.5Mo (JIS STBA 22), la concentrazione di Cr è nel range di 0.80-1.25%, la concentrazione di Mo nel range di 0.45-0.65%, e così via. In pratica, la fusione degli acciai causa una differenza nella concentrazione degli elementi di lega, cosicché il lingotto n° 1 conterrà 1% di Cr e 0.5% di Mo e il lingotto n° 2 conterrà 0.90% di Cr e 0.60% di Mo e così via, in modo che i due lingotti soddisfino la specifica del materiale 1Cr-0.5Mo (JIS STBA 22). Di solito, una piccola variazione nella composizione chimica causa una differenza nella resistenza a rottura per creep.

La resistenza a rottura per creep a 100000 ore è stata stimata essere, per esempio, 61 MPa a 550°C. Le curve di creep rate mostrate in Figura 1.4-7 sono state ottenute da una colata dell'acciaio 1Cr-0.5Mo mostrato in Figura 1.8-1. I dati a rottura per creep in Figura 1.8-1 esibiscono curve inverse sigmoidali piuttosto complicate che piegano a livelli intermedi di sforzo di circa 130 MPa. E' stato

notato che compaiono due minimi nelle curve di creep rate al di sotto dei livelli intermedi di sforzo, mentre al di sopra di essi compare solo un minimo, Figura 1.4-7. Recentemente, sono stati resi disponibili dati di rottura per creep a lungo termine e di deformazione da creep oltre le 100000 ore per diversi acciai resistenti al creep da parte di diversi istituti di prove sui materiali nel mondo, per esempio il NIMS in Giappone. Per dati di rottura per creep e per creep a lungo termine, è utile riferirsi per esempio al *NIMS Creep Data Sheets* [14]. Il NIMS Creep Data Sheets contiene un database molto completo, come dati di rottura per creep spesso superiori a 100000 ore, minimum creep rate, dati di trazione a breve termine, valutazione della resistenza a trazione a breve termine e della resistenza a rottura per creep a lungo termine per mezzo di curve di regressione e micrografie ottiche, insieme con i dettagli delle procedure di fabbricazione dei metalli e la loro composizione chimica. I Data Sheet delle microstrutture sono invece stati pubblicati come *Metallographic Atlas of Long-Term Creep Materials* [15]. Il Metallographic Atlas non contiene solo micrografie mostranti l'evoluzione microstrutturale durante il creep fino a 100000 ore, ma mostra anche dati come diagrammi tempo-temperatura-precipitazione (TTP), istogrammi che descrivono la distribuzione di precipitati e di vuoti da creep, e i parametri di danno del creep, usando provini del Creep Data Sheets. Inoltre, l'*Atlas of Creep Deformation Property* [16] è stato pubblicato come Creep Strain Data Sheets per un acciaio grado 91 (9Cr-1Mo-V-Nb), fornendo curve di creep, curve di creep rate e relativi dati.

Come si può vedere dall'Equazione 1.4-8, lo sforzo e la temperatura sono variabili importanti che influenzano il creep rate e il tempo a rottura. In aggiunta, il creep e le proprietà a rottura del creep sono marcatamente influenzate non solo da variabili microstrutturali ma anche da variabili esterne. Le variabili esterne comprendono il pre-straining (cold-working), trattamenti termici aggiuntivi, ossidazione e corrosione, tipi di sforzo come carico uniassiale e multiassiale, e imposizione di carico ciclico (modalità creep-fatica). Componenti strutturali operanti sotto alte temperature sono di solito usati nelle complicate condizioni sopra descritte per una durata anche oltre le 300000 ore.

1.9 Bibliografia

- [1] KURZ W., MERCIER J.P., ZAMBELLI G., INTRODUZIONE ALLA SCIENZA DEI MATERIALI, 1^A ED., HOEPLI, 1993
- [2] PENNY R.K., MARRIOTT D.L., DESIGN FOR CREEP, 2^A ED., CHAPMAN & HALL, 1995
- [3] KUSHIMA H., KIMURA K., ABE F., YAGI K., IRIE H., MARUYAMA K., *EFFECT OF MICROSTRUCTURAL CHANGE ON CREEP DEFORMATION BEHAVIOUR AND LONG-TERM CREEP STRENGTH OF 1CR-0.5MO STEEL*, TETSU-TO-HAGANE, 2000, 86, 131-137
- [4] LANGDON T. G., MOHAMED F. A., J. AUSTR. INST. OF METALS, 22 (1977) 189
- [5] WU M. Y., SHERBY O. D., ACTA METAL., 32 (1984) P. 1561
- [6] HARPER J., DORN J. E., ACTA METAL., 5 (1957) 654
- [7] OIKAWA H., LANGDON T. G., *THE CREEP CHARACTERISTICS OF PURE METALS AND METALLIC SOLID SOLUTIONS*, IN “CREEP BEHAVIOR OF CRYSTALLINE SOLIDS”, WILSHIRE B. AND EVANS R. W. EDS., PINERIDGE PRESS, SWANSEA, 1985, 33
- [8] OIKAWA H., SUGAWARA K., KARASHIMA S., TRANS. JAPAN INST. OF METALS, 19 (1978) 611
- [9] OIKAWA H., SUGAWARA K., KARASHIMA S., SCRIPTA MET. 10 (1976) 885
- [10] NABARRO F. R. N., IN “REPORT OF A CONFERENCE ON STRENGTH OF SOLIDS”, THE PHYSICAL SOC., LONDON, 1948, 75
- [11] HERRING C., J. APPL. PHYS. 21 (1950) 437
- [12] COBLE R. L., . APPL. PHYS. 34 (1963) 1679
- [13] *NIMS (FORMERLY NRIM) CREEP DATA SHEETS NO. 1*. TOKYO, TSUKUBA, NATIONAL INSTITUTE FOR MATERIALS SCIENCE, 1996
- [14] *SERIES OF NIMS (FORMERLY NRIM) CREEP DATA SHEETS NO. 1-48*. TOKYO, TSUKUBA, NATIONAL INSTITUTE FOR MATERIALS SCIENCE, 2007

- [15] SERIES OF *NIMS METALLOGRAPHIC ATLAS OF LONG-TERM CREEP MATERIALS NO. M1-M6*. TOKYO, TSUKUBA, NATIONAL INSTITUTE FOR MATERIALS SCIENCE, 2007
- [16] NIMS ATLAS OF CREEP DEFORMATION PROPERTY, NO. D-1. TOKYO, TSUKUBA, NATIONAL INSTITUTE FOR MATERIALS SCIENCE, 2007
- [17] ASHBY M. F., *A FIRST REPORT ON DEFORMATION-MECHANISM MAPS*, ACTA METALLURGICA, 1972, 20, 887-897
- [18] ASHBY M. F., GANDHI C., TAPLIN D. M. R., *FRACTURE-MECHANISM MAPS AND THEIR CONSTRUCTION FOR FCC METALS AND ALLOYS*, ACTA METALLURGICA, 1979, 27, 699-729
- [19] SHINYA N., KYONO J., KUSHIMA H., *CREEP FRACTURE MECHANISM MAP AND CREEP DAMAGE OF CR-MO-V TURBINE ROTOR STEEL*. ISIJ INTERNATIONAL, 2006, 46, 1516-1522
- [20] SHEWFELT R. W. S., BROWN L. M., PHILOS. MAG. 4 (1977) 945
- [21] SCHRODER J. H., ARZT E., SCRIPTA METAL. 19 (1985) 1129
- [22] KLOC L., SPIGARELLI S., CERRI E., EVANGELISTA E., LANGDON T. G., ACTA MATERIALIA, 45 (1997) 529
- [23] CADEK J., *CREEP IN METALLIC MATERIALS*, ELSEVIER, AMSTERDAM, 1988, 80
- [24] PARK K. T., LAVERNIA E. J., MOHAMED F. A., ACTA METAL. MATER. 42 (1994) 667
- [25] KLOC L., SPIGARELLI S., CERRI E., EVANGELISTA E., LANGDON T. G., METALL. MATER. TRANS. 27° (1996) 3871
- [26] LI Y., NUTT S. R., MOHAMED F. A., ACTA MATER. 45 (1997) 2607
- [27] LI Y., LANGDON T. G., METALL. MATER TRANS. 29° (1998) 2523
- [28] EVANGELISTA E, SPIGARELLI S., MET. MATER. TRANS. 33° (2002) 373

- [29] CADEK J., KUCHAROVA K., ZHU S. J., MATER. SCI. ENG.
A283 (2000) 172
- [30] OROWAN E., IN DISLOCATIONS IN METALS, EDITED BY
M. COHEN, AIME, NEW YORK, 1954,131

CAPITOLO II

2 Metodi di progettazione tradizionale per componenti sollecitati a caldo

2.1 Introduzione

Questo capitolo riassume il fenomeno del creep e riporta alcuni cenni di base sui materiali applicati tipicamente in attrezzature operanti a temperatura elevata. Si affronta quindi la problematica del dimensionamento di componenti eserciti in regime di scorrimento viscoso, determinata essenzialmente dalla dipendenza della resistenza dalla qualità dei dati e dal metodo con il quale viene determinata. In questo contesto naturalmente sono consigliabili dati da normativa che però, dato che spesso non coprono le condizioni di esercizio del componente reale, devono essere estrapolati. A questo fine si utilizzano tipicamente parametri che uniscono tempo e temperatura, che devono essere però scelti in modo adeguato per ogni popolazione di dati, e che comunque non permettono estrapolazioni lineari, ma richiedono procedure più sofisticate tramite polinomi generalmente di terzo o quarto ordine. Quest'ultimi necessitano comunque di una validazione come proposta dall'European Collaborative Creep Committee ECCC tramite i Post Assessment Tests (PATs).

2.2 Materiali per impiego in regime di creep

I materiali utilizzati per la costruzione di impianti operanti a caldo devono essere adatti per tale applicazione per tutta la durata di vita a creep prevista. Similmente anche i materiali di saldatura e quelli di assemblaggio devono soddisfare i requisiti per l'esposizione a caldo. In modo particolare devono:

- a) avere caratteristiche adeguate alle condizioni di esercizio in regime di creep possibilmente stabili o almeno ragionevolmente prevedibili,
- b) possedere una resistenza chimica non influenzabile dal fluido contenuto nell'attrezzatura,
- c) essere adatti alle procedure di trattamento termico e/o giunzione termica, se previsti, e di assemblaggio, e non risentire troppo in termini di ridotta resistenza allo scorrimento della loro applicazione.

Le principali norme europee per i materiali utilizzati per la costruzione delle attrezzature di pressione, incluse quelle in regime di creep, sono:

- 1. EN 10028: Flat products made of steel for pressure purposes.
- 2. EN 10213: Technical delivery conditions for steel casting for pressure purposes.
- 3. EN 10216: Seamless steel tubes for pressure purposes.
- 4. EN 10217: Welded steel tubes for pressure purposes.
- 5. EN 10222: Steel forgings for pressure purposes.
- 6. EN 10253: Butt welding pipe fittings.
- 7. EN 10269: Steel and nickel alloys for fasteners with specified elevated/low temperature properties.
- 8. EN 10272: Stainless steel bars for pressure purposes.
- 9. EN 10273: Hot rolled weldable for pressure purposes with specified elevated temperature properties.
- 10. EN 10302: Creep resisting steels, nickel and cobalt alloys.

Tipicamente, in componenti di centrali termiche o di impianti chimici, trovano impiego:

- o Acciai al carbonio per temperature tra t.a. e ca. 480°C (es. C14).
- o Acciai basso legati, tipicamente bainitici o con frazioni di volume elevate di bainite, per temperature fino a ca. 560-570°C (es. 10CrMoV 9 10 o anche 10 CrMoVW9 10).

- o Acciai alto legati martensitici ad alto contenuto di cromo, spesso stabilizzati tramite precipitati intermetallici per temperature fino a ca. 600-650°C (es. X 9 CrMoVNNb 91, X20 CrMoV 12 1).
- o Acciai alto legati austenitici per temperature fino a ca. 650-800°C (X 10 CrNi18 12 mod., (310))
- o Acciai superaustenitici e superleghe indurite per soluzione solida fino a temperature oltre i 1100°C (es. X10 NiCrNb 35 20, NiCr22Co12Mo9)
- o Superleghe base nickel o cobalto, indurite per precipitazione, quindi con resistenza particolare allo scorrimento, per particolari esposti a gravi sforzi (es. bulloneria o palette o dischi di turbina) (es. NiCr15Fe7TiAl).
- o Superleghe base ferro, nickel o cobalto, indurite per dispersione di ossidi, quindi con resistenza allo scorrimento ulteriormente innalzata, per particolari esposti a temperature molto elevate (es. MA956).
- o Turbine, infine, usano per le palette più calde materiali molto speciali, prodotti con grano cristallino orientato direzionalmente (tutti i cristalli del materiale sono orientati nella stessa direzione cristallografica particolarmente inadatta al creep) oppure da un unico grano (“single crystal”).

2.3 Resistenza a creep dei materiali

Per valutare la resistenza al creep di un dato componente è necessario paragonare la sollecitazione rilevante del componente con un resistenza del materiale che garantisca per una determinata temperatura una vita sufficiente:

$$\sigma_c \frac{f_a}{f_b} \leq \sigma_{amm} = \frac{R_{m/t/T}}{S}$$

Equazione 2.3-1

Dove σ_c è la sollecitazione di confronto, determinata da calcoli ingegneristici, f_a ed f_b sono fattori di attenuazione od intensificazione, σ_{amm} è la sollecitazione ammissibile, S il fattore di sicurezza imposto da norme o esperienza ed $R_{m/t/T}$ la resistenza a creep alla temperatura T per ottenere rottura nel tempo t .

La problematica fondamentale dell'applicazione di questa equazione nasce dall'esigenza di conoscere la resistenza per garantire durate di almeno 100000 h (ca. 12 anni di esercizio o prova continuativi), da estrapolare da dati sperimentali ottenuti in laboratorio, spesso non disponibili per tali durate. Per poter determinare $R_{m/t/T}$ sono necessari i seguenti passi:

- Reperimento di dati relativi alla resistenza a creep di un dato materiale
- Organizzazione di questi dati tramite un'ideale equazione
- Validazione dell'equazione per garantirne l'attendibilità,
- Determinazione della resistenza alle condizioni di temperatura e durata di esercizio tramite inter- o estrapolazione dell'equazione.

2.3.1 Resistenza al creep

La determinazione della resistenza di un materiale a creep si basa sul reperimento di dati sollecitazione–temperatura–tempo, che può avvenire da diverse fonti, che però non sono del tutto equivalenti per la valutazione della predizione della vita. In ordine di priorità si possono elencare:

1. *Dati di resistenza a creep da normativa.* Le normative europee EN contengono in un'appendice informativa i valori di resistenza a rottura e al raggiungimento del 1% di deformazione da creep a 10000, 100000 e in qualche caso 200000 ore. Questi valori sono generalmente stati determinati e valutati dall'ECCC (European Collaborative Creep Committee) e possono essere considerati “sicuri”, fatto salvo per le seguenti eccezioni: a. valori con asterisco sono stati determinati con estesa estrapolazione (oltre fattore 3 rispetto al dato sperimentale di maggior durata alla medesima temperatura); b. valori tra parentesi sono stati determinati con estrapolazione eccessiva (oltre fattore 10 rispetto al dato sperimentale di maggior durata alla medesima temperatura) e sono da considerarsi esclusivamente come STIME. In ogni caso le normative prevedono solo valori per la media della banda di dispersione dei dati sperimentali. La dispersione attorno a questa linea è per acciai non fusi generalmente del $\pm 20\%$ in sollecitazione. Lo svantaggio fondamentale dei dati di norma però è dato dalla limitata quantità e dalla

predefinizione di tempi e temperature che richiede quindi interpolazione o estrapolazione, nel peggiore dei casi sia in tempo sia in temperatura, per determinare la sollecitazione ammissibile in determinate condizioni di progetto. Questa problematica è ancora più rilevante, quando il componente da verificare ha già 100.000 ore di servizio, ed è quindi già al limite dei dati contenuti in norma, o quando, seguendo le ultime tendenze commerciali, si richiede la progettazione per 200000 h di esercizio.

2. *Equazioni costitutive validate tramite Post Assessment Tests [1][2][5].* Le equazioni “sicure” di questo tipo quasi azzerano per l’interpolazione e limitano per l’estrapolazione l’incertezza, pertanto che le regole di base, come codificate nella vecchia ISO 6303 [3], vengono rispettate: a. estrapolazioni in tempo fino a fattore 3 e in sollecitazione non al di sotto dell’80% della minima sollecitazione sperimentale usata $\sigma_{\min_test}$ sono poco insicure, b. estrapolazioni con fattore tra 3 e 10 in tempo e a sollecitazioni non inferiori al 60% $\sigma_{\min_test}$ sono insicure, c. estrapolazioni maggiori sono estremamente insicure e possibilmente da evitare.

3. *Dati da sperimentazione.* a. Set di dati creep–rottura (prove sperimentali con informazioni su sollecitazioni, temperatura e tempo a rottura) di grande estensione, contenenti molte colate dello stesso grado d’acciaio, e con prove di lunga durata (v. es. EN 10291) possono facilmente essere elaborati per ottenere valori di resistenza paragonabili a quelli dei punti precedenti seguendo le istruzioni delle ECCC Recommendations [1]. b. Dataset come sopra, piccoli, perché relativi ad acciai o prodotti d’acciai poco comuni (es. fusi), o contenenti prove di sola durata breve, spesso costruiti ad hoc per una data fornitura di materiale, possono comunque essere utili per ottenere valori significativi applicando le raccomandazioni di ECCC Recommendations. c. In alcuni casi sono disponibili informazioni aggiuntive rispetto al dataset tipico di prova creep–rottura. Infatti il data set potrebbe contenere: i. informazioni su prove sperimentali ancora in corso; ii. dati di creep di deformazione sotto forma di curve deformazione-tempo o di tempi al raggiungimento di determinate deformazioni plastiche. Metodi di elaborazione dati più evoluti o complessi possono utilizzare

queste informazioni per consolidare le previsioni del solo set di dati a creep rottura. In ogni caso tutte le attività di calcolo, che hanno alla base dati sperimentali, necessitano, oltre ad una attenta verifica dell'attendibilità della fonte sia dal punto di vista sperimentale sia da quello formale, di una procedura di elaborazione dati che produca dai singoli punti sperimentali un'equazione che permetta l'interpolazione o estrapolazione per la predizione della sollecitazione ammissibile ad una certa durata e temperatura del componente. Dato che il calcolo della vita attesa può ritrovarsi in tutte le situazioni di cui sopra, la scelta del metodo di elaborazione e la sua validazione devono rivestire un ruolo fondamentale.

4. *Dati tecnici*, ricavati da opuscoli pubblicitari o con informazioni tecniche di vendita o di componenti o impieghi similari sono generalmente da sconsigliare per l'utilizzo immediato, a meno di non servirsene per estendere informazioni sicuramente applicabili al componente da verificare.

2.3.2 Determinazione del tempo a rottura dalla curva $R_m/t/T$ (t,T)

Il tempo a rottura, che in molti casi è il parametro più rilevante dal punto di vista ingegneristico, può essere correlato direttamente alla velocità di deformazione nel secondario tramite la relazione:

$$\dot{\varepsilon}_m t_R = C_R$$

Equazione 2.3-2

dove C_R è una costante che, combinata con l'Equazione 2.3-1, diventa:

$$t_R \propto \sigma^{-n} \exp(Q/RT)$$

Equazione 2.3-3

Gli approcci seguiti per la stima del tempo a rottura possono essere di due tipi:

a. *Interpolazione.* Sia le curve $R_{m/t/T}(t)$ a $T=\text{cost.}$, sia le curve $R_{m/t/T}(T)$ a $t=\text{cost.}$, non sono rette, e pur avendo per tempi brevi ($t < 10000$ h) spesso nel diagramma bilogarithmico sollecitazione-tempo a rottura un aspetto lineare; più sono lunghi i tempi di esposizione, più in realtà le curve tendono a piegare verso il basso. Le conseguenze sono che: i) L'interpolazione lineare tra due punti fissi (per esempio valori di norma) nel diagramma bilogarithmico sollecitazione-tempo a rottura a temperatura costante è la variante più conservativa per la determinazione della vita, ma potrebbe in alcuni casi anche “trascurare” quote di esercibilità non indifferenti. La Tabella 2.3-1 e la Figura 2.3-1 riportano alcuni esempi. E' da notare che in alcuni casi, l'esercibilità disponibile è sottostimata dall'interpolazione lineare fino al 10-12%.) L'interpolazione tramite una curva, idealmente validata secondo ECCC Recommendations, dà risultati più precisi (v. t reale in Tabella 2.3-1).

Tabella 2.3-1– Paragone tra interpolazione lineare bi logaritmica e curva reale

		Acciaio ferritico bainitico tipo 2,25 Cr 1 Mo					
T [°C]	σ [MPa]	Interpolazione da t [h]	σ [MPa]	Interpolazione a t [h]	σ [MPa]	Punto interpolato t [h]	t reale [h]
500	98,0	100.000	90,8	200.000	94,4	140.800	141.500
550	89,3	10.000	62,7	100.000	80,0	20.600	22.900

		Acciaio martensitico tipo 9 Cr					
T [°C]	σ [MPa]	Interpolazione da t [h]	σ [MPa]	Interpolazione a t [h]	σ [MPa]	Punto interpolato t [h]	t reale [h]
550	162,5	100.000	150,8	200.000	155,0	155.500	156.700
600	128,0	10.000	91,7	100.000	110,0	28.500	31.800

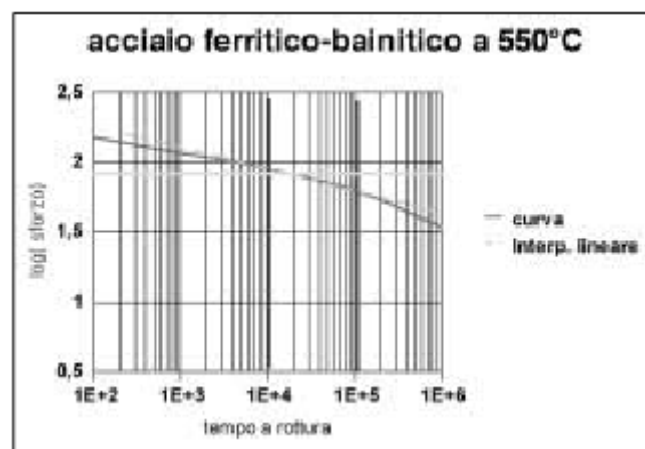


Figura 2.3-1 – Esempio tra curva reale e retta di interpolazione tra 10000 e 100000h

b. *Estrapolazione*. Purtroppo quasi in tutti i casi di dimensionamento ingegneristico gli sforzi bassi di esercizio, pur amplificati dal fattore di sicurezza, non permettono interpolazioni all'interno dei dati disponibili, ma richiedono una loro, in alcuni casi anche ampia, estrapolazione in tempo e/o in temperatura. i) Estrapolazione lineare. La Figura 2.3-2, mette in evidenza che, per esempio, una retta interpolante dei dati da norma tra 10.000 e 100.000 h a 550°C per un acciaio ferrito-bainitico prevede a 50 MPa un tempo a rottura di 450.000 h mentre in realtà non sono da attendersi più di 270.000 h, poco più della metà. La grande differenza di risultato, mostrata in Figura 2.3-2, suggerisce molta cautela per l'utilizzo di estrapolazioni lineari. ii) Estrapolazioni non lineari. I metodi più affidabili per estrapolare sono più complessi dell'estrapolazione lineare e si basano sul concetto comune di utilizzare altre informazioni sperimentali per aggiungere conoscenze alla curva $R_{m/t/T}(t,T)$ disponibile, che non include la zona di tempo-sollecitazione-temperatura rilevante per il calcolo della vita del componente specifico. In base al tipo di informazioni che utilizzano, esistono diversi metodi di estrapolazione. Il più conosciuto finora utilizzato è il metodo parametrico. In questo caso un parametro P viene utilizzato per accomunare l'effetto di, generalmente, temperatura e tempo. Il parametro più conosciuto è il parametro di Larson-Miller [4]:

$$PLM = T[K](C + \log[t]) = \sum_{i=0}^4 a_i \log^i(\sigma) \sigma^p$$

Equazione 2.3-4

Le grandezze C , p , e a_i , $i=0,...,4$, sono costanti da scegliere in modo da meglio descrivere i dati disponibili. E' ormai generalmente riconosciuto che né il parametro di Larson-Miller né gli altri parametri disponibili in letteratura realmente rappresentino "leggi naturali" o che le loro costanti siano "costanti fisiche" con significato più profondo. Il valore di C per il parametro di Larson-Miller può quindi essere scelto a "discrezione" purché il risultato descriva bene i dati. Inoltre saranno le

caratteristiche del materiale a consigliare la tipologia del parametro che meglio si adatta. Deve altresì essere ribadito che la scelta del parametro è dettata dalla più adatta formulazione per la descrizione di un dato materiale. La Figura 2.3-3 e la Figura 2.3-4 mostrano in modo evidente che per il data set valutato, relativo al comune e ben conosciuto acciaio ASTM A335 grado P22 (2,25 Cr 1 Mo), il parametro di Larson-Miller rispetto a quello di Manson-Haferd [6] risulta meno adatto. Infatti pur facendo balenare una correlazione quasi lineare tra PLM e $\log(s)$, analizzando meglio la compressione dei dati per i tempi più lunghi (valori di parametro elevati evidenziati dal cerchio) diventa altrettanto evidente che il parametro di Manson-Haferd per questo caso permette una descrizione dei dati con dispersione minore. Quest'ultima evidenza è fondamentale dato che ha ripercussioni sulla capacità di estrapolazione dell'equazione che correla il parametro scelto con $\log(s)$. Infatti i parametri richiesti per prevedere durate prolungate a temperature intermedie rispetto al set di dati utilizzato verranno a cadere in questa zona del grafico.

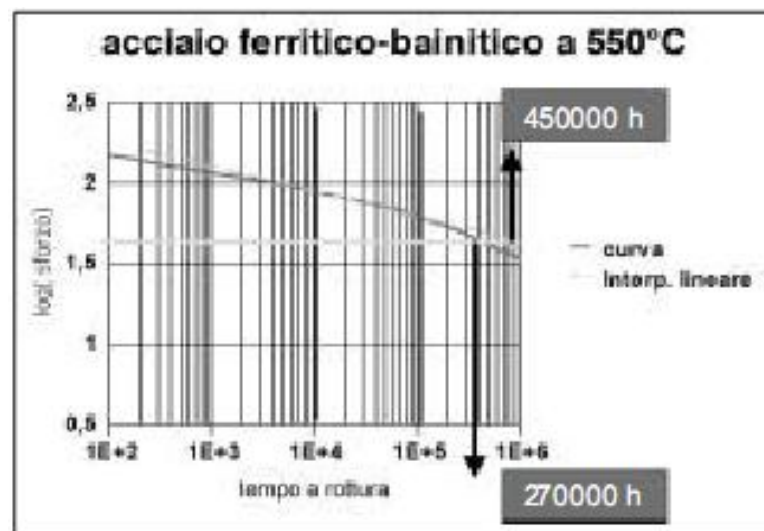


Figura 2.3-2 Esempio tra curva reale e retta di estrapolazione adattata tra 10000 e 100000h per $\sigma=50$ MPa

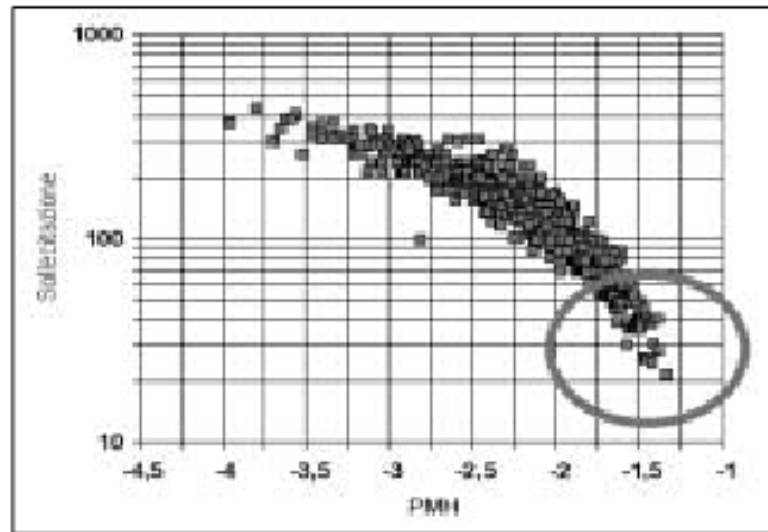


Figura 2.3-3 – Data set P22 parametrizzato con il parametro di Manson-Haferd

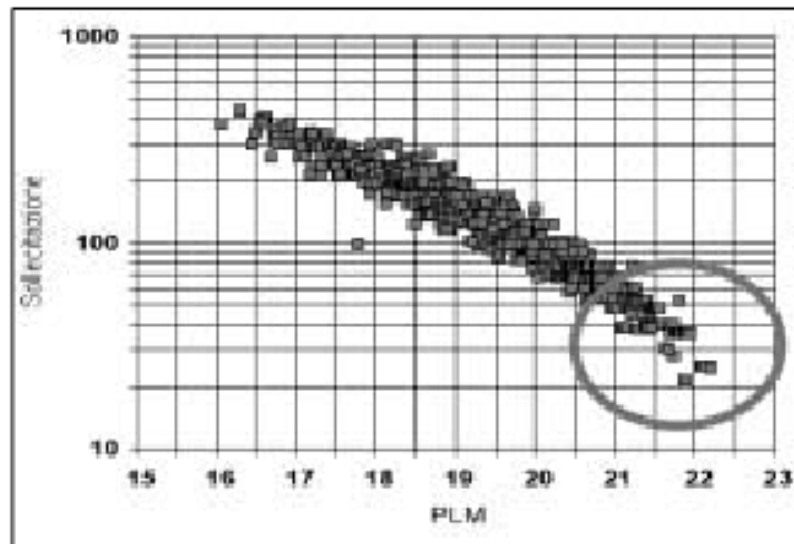


Figura 2.3-4 – Lo stesso data set di Figura 2.3-3 parametrizzato con Larson-Miller

L'utilizzo del parametro di Larson-Miller non garantisce dei risultati sufficientemente accurati per materiali che, pur esibendo una elevata resistenza a creep, sono soggetti a variazioni microstrutturali dovute alla lunga permanenza alle alte temperature. In questi casi una descrizione più precisa del comportamento a creep del materiale si ottiene utilizzando il metodo proposto da Mendelson, Roberts e Manson [8]. Il metodo consiste nella interpolazione non lineare di una serie di dati a rottura sperimentali nel consueto diagramma doppio logaritmico stress-tempo. La legge proposta è del tipo:

$$\log(t_R) = \left[\beta_1 + \beta_2 \cdot \log(\sigma) + \beta_3 \cdot (\log \sigma)^2 + \beta_4 \cdot (\log \sigma)^3 + \beta_5 \cdot (\log \sigma)^4 \right] \cdot (T - T_0)^r + \tau_0$$

Equazione 2.3-5

in cui β_1 , β_2 , β_3 , β_4 , β_5 , r e τ_0 rappresentano dei parametri da calibrare. La Figura 2.3-5 mostra l'applicazione del metodo MRM all'acciaio ASTM P91. Le curve continue sono state ottenute interpolando le rotture con Equazione 2.3-5 e sono quindi rappresentative di un comportamento medio del materiale.

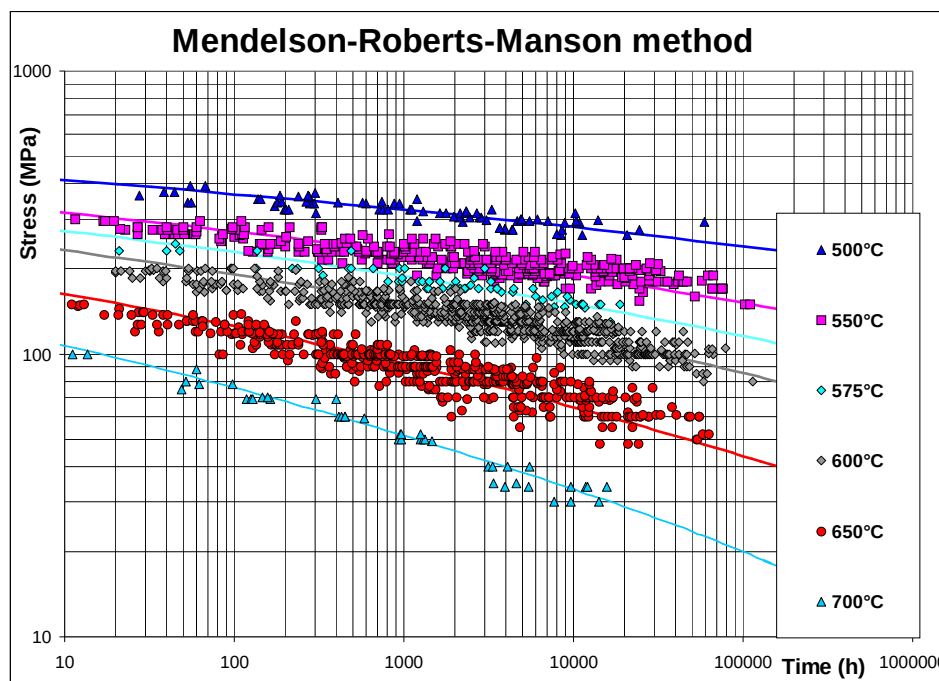


Figura 2.3-5 – Metodo di Mendelson-Roberts-Manson applicato ad un database di rotture relative all'acciaio ASTM P91

Il grande limite di questo metodo, come di ogni altro modello empirico, è la necessità di disporre di un gran numero di prove sperimentali e la scarsa capacità predittiva a durate molto lunghe. Infatti, nella pratica industriale resta valida la regola del “tre”, cioè l'estrapolazione della vita a rottura, da un modello fenomenologico, si considera affidabile se non eccede di tre volte la vita del test sperimentale più lungo utilizzato per calibrare il modello. Siccome per l'introduzione sul mercato di un nuovo materiale dalla elevata resistenza allo

scorrimento viscoso deve essere garantita una stabilità per tempi superiori alle 100000 ore, ne consegue che devono essere condotti test di creep della durata di almeno 30000 ore. Oltre al costo considerevole di tali prove, che possono prolungarsi per anni le case produttrici di tali materiali registrano dei considerevoli mancati guadagni derivanti dal ritardo di immissione sul mercato di nuovi prodotti dalle migliori prestazioni.

2.4 Dimensionamento a creep

L'introduzione della direttiva comunitaria CCE/CEEA/CE N. 23 del 29/05/1997 per la regolamentazione di recipienti a pressione "PED" fornisce tre possibilità per verificare il corretto dimensionamento di un componente, includendo anche quelli previsti per l'esercizio in regime di scorrimento viscoso.

2.4.1 Metodo tradizionale

In questo caso il dimensionamento si basa su un calcolo con equazioni e formule tratte da codici internazionali riconosciuti (ISPESL, ASME, ANSI, BS, TRD, ecc.) che approntano espressioni matematiche per determinare le sollecitazioni massime ammissibili σ_{amm} di Equazione 2.3-1 applicando adeguati coefficienti di sicurezza alle caratteristiche meccaniche del materiale alle temperature dichiarate in progetto per l'apparecchiatura.

Un esempio tipico è dato dall'approccio della norma di calcolo dell'ISPESL (Raccolta VSR - Cap. VSR.1.B) che per temperature medie di parete, alle quali vi sono apprezzabili fenomeni di creep, assume come sollecitazione massima ammissibile la minore di quelle ricavate dalle seguenti formule:

2.5 Metodi per aumentare la resistenza a creep di un materiale metallico

Sulla base delle osservazioni fin qui fatte, si possono dare alcune indicazioni generali sui metodi per innalzare la resistenza a creep di un metallo puro o di una soluzione solida.

In particolare, nel caso del creep da dislocazioni, si può: a) scegliere un materiale con punto di fusione elevato; b) ridurre la mobilità delle dislocazioni introducendo ostacoli al loro moto.

Se il creep è controllato soltanto da fenomeni diffusionali, si debbono seguire criteri parzialmente diversi, e cioè: a) scegliere un materiale con alto punto di fusione; b) ottimizzare il trattamento termico in modo da ottenere grani grossolani; in questo modo si rallentano i fenomeni diffusivi lungo i confini di grano. Inoltre, un aumento delle dimensioni del grano ha anche il vantaggio non secondario di ridurre l'importanza dello slittamento dei bordi grano. A questo scopo è anche conveniente facilitare la precipitazione di particelle lungo i confini di grano; in questo modo si può ulteriormente ridurre lo slittamento dei bordi grano; è però da evitare una precipitazione troppo estesa, che genera una catena ininterrotta di particelle lungo i confini di grano, perchè tale catena potrebbe fungere da percorso preferenziale per eventuali cricche.

Si possono dare quindi alcune indicazioni, di carattere molto generale, ma non per questo meno valide: I. una riduzione della dimensione del grano è vantaggiosa a temperatura ambiente, perché aumenta la resistenza (relazione di Hall-Petch), ma può essere controproducente ad alta temperatura in regime di creep; II. l'hardening è un metodo valido a bassa temperatura per aumentare la resistenza, ma in assoluto non è applicabile ai materiali resistenti al creep, in quanto la struttura incrudita ripristina (o addirittura ricristallizza) molto facilmente; III. l'aggiunta di elementi in soluzione solida di solito aumenta la resistenza a creep, ma in misura molto minore di quanto faccia la precipitazione di particelle fini, che è il solo metodo che produca un innalzamento della resistenza meccanica rilevante sia a temperatura ambiente che a temperature relativamente elevate. Nondimeno, la prolungata esposizione ad elevata temperatura causa comunque l'accrescimento competitivo o addirittura, se la temperatura è eccessivamente elevata, la dissoluzione dei precipitati.

La Figura 2.5-1 mostra due esempi fra i più significativi dei modelli che nel corso degli anni sono stati proposti per descrivere l'interazione fra precipitati e dislocazioni [20][21], e un esempio della microstruttura di un materiale rinforzato da precipitati e sottoposto a creep [22].

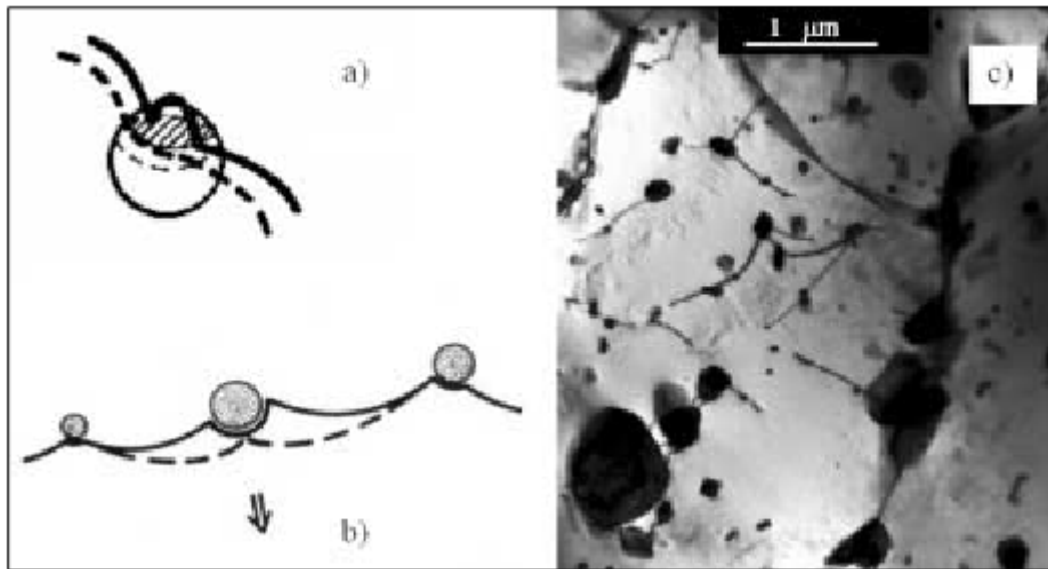


Figura 2.5-1 – Interazione fra particelle e dislocazioni: a) modello classico di superamento delle particelle per climb localizzato [20]; b) modello del distacco atermico [21]; c) microstruttura di una lega di alluminio 2024 sottoposta a creep a 330°C [22]. L'analogia fra b) e c) è evidente.

L'effetto di rafforzamento più efficiente è comunque quello che si ottiene introducendo nel materiale una dispersione di particelle stabili, che non subiscano alterazioni con l'esposizione ad elevata temperatura. Le dispersioni di ossidi o ceramici, infatti, conferiscono al materiale delle elevate doti di resistenza a creep alle temperature più elevate; peraltro, quando si riporta l'andamento del creep rate nel secondario (o più frequentemente il minimum creep rate) in funzione della tensione di prova, si ottengono delle curve come quelle riportate in Figura 2.5-2.

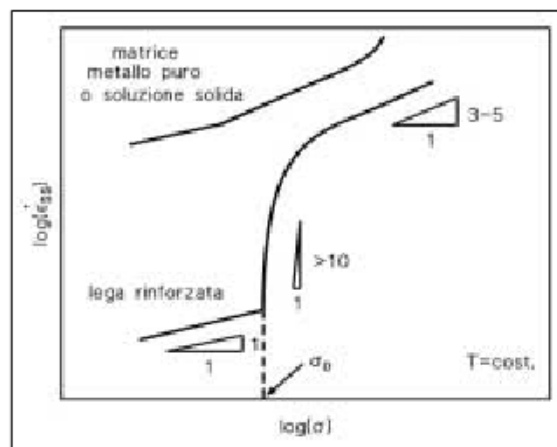


Figura 2.5-2 – Dipendenza del creep rate nello stadio stazionario dalla tensione di prova per un materiale rinforzato tramite dispersoidi

Nel regime di tensioni intermedio, si osservano pendenze della curva estremamente elevate, e se i punti sperimentali disponibili sono tutti compresi in questo intervallo, l'esponente n che si ottiene utilizzando l'equazione:

$$\dot{\varepsilon}_{\min} \quad o \quad \dot{\varepsilon}_s = A\sigma^n$$

Equazione 2.5-1

risulta estremamente alto (tipicamente 8-30). Molte teorie sono state proposte per razionalizzare questo comportamento, e fra tutte una delle più diffuse ed accettate è quella che si basa su una forma modificata del [23][24][25][26][27][28] cioè:

$$\dot{\varepsilon}_{ss} = A\left(\frac{b}{d}\right)^p (\sigma - \sigma_0)^n \exp(-Q/RT)$$

Equazione 2.5-2

in cui σ_0 , definito tensione di soglia, rappresenta l'effetto di rafforzamento dovuto alle particelle, ed in molti casi è proporzionale od equivalente al valore della tensione di Orowan. Il valore di n nell'Equazione 2.5-1 dovrebbe essere 4-5 o 3 a seconda del tipo di comportamento della lega non rinforzata (la matrice), cioè tipo M o tipo A.

Quando la tensione di prova diviene prossima al valore della tensione di soglia, si verifica di solito un cambiamento del meccanismo di interazione fra particelle e dislocazioni, o addirittura si può avere il passaggio da creep da dislocazioni a creep diffusivo ($n=1$).

2.6 Bibliografia

- [1] ECCC RECOMMENDATIONS, VOLUME 5, ISSUE 2, PART 1, 2001,
‘DATA GENERATION AND ASSESSMENT PROCEDURES’,
EDITOR HOLDSWORTH S.R., PUBL. ERA TECHNOLOGY LTD.,
LEATHERHEAD, UK,
- [2] MERCKLING G. PROCEDURE PER INCREMENTARE
SIGNIFICATIVITÀ ED AFFIDABILITÀ DELLA PREVISIONE DELLA VITA
RIMANENTE DA CALCOLO, CONVEGNO ISPESL DI SIRACUSA, 2001
- [3] ISO 6303: 1981 ANNEX "PRESSURE VESSEL STEELS NOT
INCLUDED IN ISO 2604, PARTS 1 TO 6 - DERIVATION OF LONG TIME
STRESS RUPTURE PROPERTIES", 1981 ISO 6303: 1981 ANNEX
"PRESSURE VESSEL STEELS NOT INCLUDED IN ISO 2604, PARTS 1 TO 6
- DERIVATION OF LONG TIME STRESS RUPTURE PROPERTIES", 1981
- [4] LARSON F.R., MILLER J., “A TIME-TEMPERATURE
RELATIONSHIP FOR RUPTURE AND CREEP STRESSES”; TRANS. ASM,
74, 1952
- [5] ECCC DATA SHEETS, PUBL. ERATECHNOLOGY, 1999
- [6] MANSON S.S., HAFFERD A.M., “A LINEAR TIME-TEMPERATURE
RELATION FOR EXTRAPOLATION OF CREEP AND STRESS RUPTURE
DATA” NACATN 2890, 1953.
- [7] KHATRI S. C., LAWLEY A., KOCZAK M. J., MATER. SCI. ENG.
A167 (1993) 11
- [8] MENDELSON A., ROBERTS E.J., MANSON S.S., OPTIMIZATION OF
TIME-TEMPERATURE PARAMETERS FOR CREEP AND STRESS
RUPTURE WITH APPLICATION TO DATA FROM GERMAN COOPERATIVE
LONG-TIME CREEP PROGRAM, WASHINGTON D.C., 1965
- [9] SHEWFELT R. W. S., BROWN L. M., PHILOS. MAG. 4 (1977) 945
- [10] SCHRODER J. H., ARZT E., SCRIPTA METAL. 19 (1985) 1129
- [11] KLOC L., SPIGARELLI S., CERRI E., EVANGELISTA E., LANGDON
T. G., ACTA MATERIALIA, 45 (1997) 529
- [12] CADEK J., CREEP IN METALLIC MATERIALS, ELSEVIER,
AMSTERDAM, 1988, 80

- [13] PARK K. T., LAVERNIA E. J., MOHAMED F. A., ACTA METAL. MATER. 42 (1994) 667
- [14] KLOC L., SPIGARELLI S., CERRI E., EVANGELISTA E., LANGDON T. G., METALL. MATER. TRANS. 27° (1996) 3871
- [15] LI Y., NUTT S. R., MOHAMED F. A., ACTA MATER. 45 (1997) 2607
- [16] LI Y., LANGDON T. G., METALL. MATER TRANS. 29° (1998) 2523
- [17] EVANGELISTA E, SPIGARELLI S., MET. MATER. TRANS. 33° (2002) 373

CAPITOLO III

3 Modelli di danneggiamento per il creep

3.1 Introduzione

La resistenza a creep dei materiali in acciaio intenzionalmente concepiti per applicazioni ad alta temperatura è uno dei requisiti fondamentali. Per applicazioni industriali, risulta di grande interesse disporre di modelli affidabili, capaci di prevedere il comportamento a creep del materiale per tempi molto lunghi (fino a 100000 h), basandosi su prove di breve durata.

Dal punto di vista progettuale il processo di creep a sollecitazione imposta è particolarmente importante in quanto la comprensione dei fenomeni di accumulo è un passo necessario per lo sviluppo di modelli di previsione di vita. Il processo di accumulo delle deformazioni inelastiche in regime di creep può essere concettualmente suddiviso in tre fasi: una fase iniziale (creep primario) in cui il rateo di deformazione decresce a seguito della competizione tra il meccanismo di deformazione per diffusione e di accomodamento per *grain-boundary sliding*; una fase intermedia (creep secondario) in cui il rateo di deformazione si mantiene costante, ed una fase finale (creep terziario) in cui il rateo di deformazione aumenta rapidamente fino alla rottura [1]. La fase di creep primario, normalmente ha una durata assai limitata rispetto alla durata complessiva del fenomeno e per questo viene solitamente trascurata ai fini di progetto. Il creep secondario, storicamente è quello che ha ricevuto la maggiore attenzione in quanto, data la linearità tra deformazione accumulata e tempo, meglio si presta per lo sviluppo di modelli previsionali. Il creep terziario è fortemente influenzato dalla presenza di meccanismi di danneggiamento e rimane un argomento ancora aperto. La modellazione dei processi di creep ad oggi può essere suddivisa in due gruppi: modelli empirici e modellazione costitutiva. I modelli empirici richiedono una base di dati sperimentali estesa, tempi lunghi, e sono limitati dall'impossibilità di ottenere informazioni con prove di durata ridotta. Inoltre, la loro applicabilità a casi in cui lo stato di sforzo sia complesso (triassialità) o vari nel tempo (stress

relaxation) è assai limitata. La modellazione di meccanica del continuo, cerca attraverso l'identificazione di un legame di tipo viscoso, di stabilire l'insieme delle equazioni costitutive per il materiale avendo come parametro esplicito il tempo [2]. Una strada alternativa è rappresentata dalla modellazione costitutiva integrata con modelli di danneggiamento (*continuum damage mechanics*, CDM). In questo approccio, al processo di creep viene associata una variabile di danneggiamento, che riduce la capacità del materiale di sostenere i carichi, la cui evoluzione temporale definirà le condizioni critiche per la rottura [3]. La meccanica del continuo danneggiato (CDM) fu inizialmente proposta da Kachanov [4] appositamente per prevedere il danneggiamento da creep. Da allora, diverse formulazioni di modelli basati sulla CDM sono stati proposti [5][6].

Recentemente Bonora et al. [7], basandosi sulle analogie tra il danno da creep e quello da plasticità, hanno proposto un differente approccio in cui il danno viene assunto come variabile di stato del problema che esprime gli effetti di un assegnato stato di danneggiamento sulle proprietà meccaniche del materiale. La legge cinetica di evoluzione della variabile di danno può essere definita sulla base di una scelta di un potenziale di dissipazione. In letteratura, esistono diverse formulazioni. Inoltre, partendo dalla considerazione che il meccanismo di danno a creep e quello di danno per deformazione plastica mostrano numerose analogie, si ipotizza che anche nel caso del creep il rateo di danno dipenda dal livello della deformazione a creep, dal rateo di accumulo della deformazione a creep e dal livello di triassialità. Conseguentemente, il danno, nella sua forma integrata, non dipende esplicitamente dal tempo. In questa formulazione *time independent* il danno è funzione di sole variabili di stato riconducibili alla deformazione in elastica accumulata. Il tempo, invece, interviene nella formulazione attraverso la definizione del legame visco-plastico del materiale. Evidenze sperimentali confermano che nel regime secondario si ha l'assenza di processi di danno riconducibili alla nucleazione e crescita di microvuoti. Pertanto, il regime secondario può essere utilizzato per l'identificazione del solo legame visco-plastico in assenza di fenomeni di danneggiamento. La comparsa dei processi di danno è associata alla transizione dal regime di creep secondario a terziario. In

assenza di fenomeni di localizzazione delle deformazioni (strizione) l'aumento del creep rate può essere imputato alla progressiva riduzione della sezione resistente. Per tale modello, caratterizzato da una formulazione assai semplice e da un numero di parametri limitato desumibili da prove di trazione monoassiali, è possibile poi effettuare una verifica confrontando le previsioni di vita con i dati sperimentali reperiti in letteratura sia per diversi regimi di sforzo applicato a temperatura costante, sia a diverse temperature a parità di sforzo.

3.2 Modellazione CDM per il creep

Punto di partenza per lo sviluppo di qualunque modello previsionale è la comprensione del meccanismo responsabile del cedimento del materiale.

Dal punto di vista microstrutturale il processo di deformazione per creep avviene per diffusione delle deformazioni all'interno dei grani e conseguente accomodamento dell'eccesso di deformazione per scorrimenti lungo i bordi. Qualora non sia possibile accomodare l'eccesso di deformazione, si osserva la nucleazione e crescita di microcavità in corrispondenza dei bordi grano. Al procedere del tempo, queste cavità possono diffondere ed addensarsi dando luogo ad una cricca macroscopica. Questo meccanismo ha un effetto sul comportamento macroscopico del materiale e trova una corrispondenza diretta sul diagramma ϵ - t . In Figura 3.2-1 viene riportato schematicamente l'andamento della deformazione in funzione del tempo e le corrispondenti modificazioni microstrutturali.

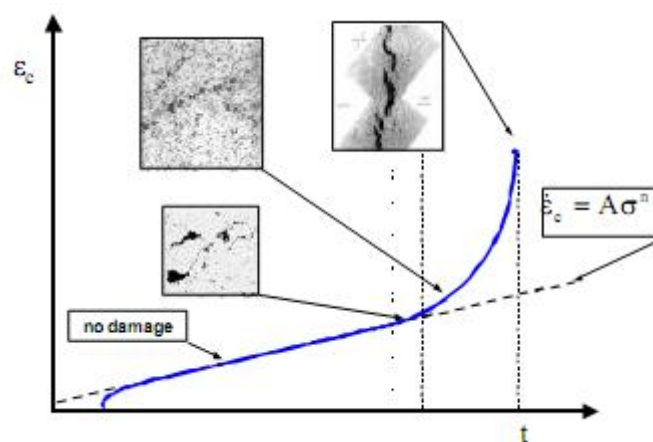


Figura 3.2-1 – Aspetto del danno nel creep

Dalla Figura 3.2-1 si evince che nella fase di creep secondario i processi di accumulo di deformazione avvengono essenzialmente in assenza di processi di danneggiamento. In questa fase, l'eccesso di deformazione prodotta dai processi di diffusione viene accolta dal reticolo cristallino che si accomoda attraverso un processo di scorrimento dei bordi di grano. A sua volta, lo scorrimento a creep può rappresentare il processo d'accomodamento conseguente allo scorrimento dei bordi di grano. Al crescere della deformazione a creep la possibilità di realizzare una condizione di accomodamento con un reticolo continuo diviene sempre più difficile. Al termine della fase di creep secondario si ha la comparsa di cavità intergranulari e lo sviluppo di uno stato di danneggiamento. Il rapido aumento del rateo di deformazione nella fase di creep terziario può essere concepito come il risultato di una progressiva riduzione della sezione netta resistente a seguito della nucleazione e crescita delle cavità intergranulari che di fatto innalza il valore dello sforzo effettivo locale. In questa ottica, il processo di accumulo per creep non viene più interpretato come la somma di tre regimi, indipendenti tra loro, ma come il risultato di una continua evoluzione in cui le condizioni al contorno, ovvero lo stato di sollecitazione applicato, mutano nel tempo a seguito dei processi di danneggiamento.

In conclusione, possiamo constatare che il regime di creep secondario costituisce la regione in cui identificare il puro comportamento visco-plastico del materiale in assenza di danneggiamento, mentre il regime terziario non è altro che il medesimo regime secondario modificato dalla presenza del danno.

Nell'ambito della CDM, sono state proposte diverse formulazioni per la modellazione del danneggiamento per creep, Lemaitre e Chaboche [2]. In queste formulazioni, la legge evolutiva per la variabile del danno viene espressa in funzione dello sforzo applicato e del tempo. La principale limitazione di quest'approccio consiste nella necessità di determinare la legge di evoluzione temporale del danno [3] che può variare al variare della sollecitazione applicata. Alternativamente è possibile considerare l'evoluzione del danno da creep in funzione della deformazione effettivamente accumulata, in maniera simile alla modellazione per il danno duttile. La deformazione a creep può essere concepita come una deformazione plastica non attivata dalla sollecitazione ma dalla

temperatura (deformazione inelastica termicamente attivata). Pertanto, il danno dovrà dipendere dalla deformazione inelastica accumulata poiché è possibile avere creep senza alcun meccanismo di danno ma non è possibile avere danno, provocato dalla nucleazione e crescita di microcavità a bordo grano, senza la presenza di deformazione a creep. Inoltre, analogamente alla plasticità, la presenza del danno modifica la sola risposta elastica del materiale riducendone il modulo di Young. La riduzione della rigidezza ha un effetto diretto sulla definizione dello sforzo locale che, a parità di deformazione, risulterà essere amplificato (sforzo effettivo). In questo contesto, il danno non dipenderà esplicitamente dal tempo in quanto sarà associato al solo valore di deformazione accumulato. L'informazione relativa al fattore tempo può essere desunta da relazioni empiriche relative alla regione di creep secondario in cui, come già sottolineato, i meccanismi di danno sono assenti, almeno per un campo di deformazioni contenute, e che rappresenta una misura diretta della legge di accumulo temporale per la deformazione. In letteratura sono disponibili molte relazioni di tipo empirico per il creep primario e secondario. Molte di queste cercano anche di dare una rappresentazione univoca del processo di accumulo nella fase I+II. Dal punto di vista storico la relazione maggiormente conosciuta per la descrizione dei processi di accumulo nel regime secondario è data dalla relazione di Bailey e Norton [8] valida per bassi valori di tensione:

$$\dot{\varepsilon}_c = A\sigma^n$$

Equazione 3.2-1

Tale relazione trova validità anche nel caso di fenomeni di strizione. Bonora ha proposto un modello di danno non-lineare che si è dimostrato particolarmente efficace per la descrizione dei processi danno duttile in un vasto campo di applicazioni [9]. Questo modello oltre ad essere indipendente dal materiale, richiede un numero di parametri limitati (quattro), tutti di definizione fisica, e tiene accuratamente in conto gli effetti dovuti alla triassialità dello stato di sforzo. In questo lavoro la legge evolutiva del danno proposta da Bonora è stata assunta valida anche per il creep sulla base delle considerazioni precedentemente illustrate

sostituendo la deformazione plastica con una più generica deformazione inelastica definita come:

$$\varepsilon^i = \varepsilon^p + \varepsilon^c + \dots$$

Equazione 3.2-2

Mentre la legge di evoluzione del danno diviene:

$$\dot{D} = \alpha \cdot \frac{(D_{cr} - D_0)^{\frac{1}{\alpha}}}{\ln(\varepsilon_f / \varepsilon_{th})} \cdot f\left(\frac{\sigma_H}{\sigma_{eq}}\right) \cdot (D_{cr} - D)^{\frac{\alpha-1}{\alpha}} \cdot \frac{\dot{\varepsilon}^i}{\varepsilon^i}$$

Equazione 3.2-3

Valida per stati di sforzo a triassialità maggiore di 0, e ε_f rappresenta il valore massimo di deformazione che il materiale può sostenere in regime monoassiale di sforzo, ε_{th} rappresenta la soglia di deformazione oltrepassata la quale, nel materiale, sono attivati i processi di danno. Poiché il danno riduce la sezione netta resistente, con conseguente aumento della sollecitazione effettiva, la legge di Norton dovrà essere riscritta come:

$$d\varepsilon_c = A \left(\frac{\sigma}{1-D} \right)^n dt$$

Equazione 3.2-4

La rottura avverrà nel materiale quando il danno accumulato raggiungerà il valore critico per il materiale, ovvero quando la deformazione totale accumulata sarà pari a quella a rottura. La durata del processo potrà essere calcolata dall'integrazione dell'Equazione 3.2-3 e dell'Equazione 3.2-4.

3.3 Equazioni costitutive del modello

Partendo dalla similitudine tra la morfologia del danno da creep e da deformazione plastica, in questo lavoro si è postulato che il potenziale di dissipazione per danneggiamento fosse il medesimo utilizzato per il danno da plasticità e che la deformazione fosse esprimibile come la somma del contributo elastico più un contributo inelastico comprensivo e del contributo dovuto al creep ed alla plasticità. Di seguito sono riassunte l'equazioni costitutive fondamentali:

$$D = 1 - \frac{A_{eff}}{A_0} = 1 - \frac{\tilde{E}}{E_0}$$

Equazione 3.3-1

Per quanto riguarda la legge evolutiva del danno, si ipotizza l'esistenza di una scrittura potenziale analoga a quella utilizzata nella teoria della plasticità. Il set completo di equazioni costitutive viene riportato di seguito mentre maggiori dettagli sulla derivazione delle equazioni può essere trovata in [9].

decomposizione delle deformazioni totali

$$\varepsilon^t = \varepsilon^e + (\varepsilon^p + \varepsilon^c + \dots)$$

Equazione 3.3-2

deformazioni elastiche

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^e = \frac{1+\nu}{E} \frac{\dot{\sigma}_{ij}}{1-D} - \frac{\nu}{E} \frac{\dot{\sigma}_{kk}}{1-D} \delta_{ij}$$

Equazione 3.3-3

legge evolutiva delle deformazioni plastiche

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^p = \dot{\lambda} \frac{\partial F_p}{\partial \sigma_{ij}} = \dot{\lambda} \frac{3}{2} \frac{\dot{\sigma}_{ij}}{1-D} \frac{1}{\sigma_{eq}}$$

Equazione 3.3-4

legge evolutiva delle deformazioni da creep

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^c = \dot{\varepsilon}_c(\sigma_{eq}, T, A_1, n, Q_{att}) \left(\frac{\partial \sigma_{eq}}{\partial \sigma_{ij}} \right)$$

Equazione 3.3-5

definizione del moltiplicatore plastico

$$\dot{r} = -\dot{\lambda} \frac{\partial F_p}{\partial R} = \dot{\lambda} = \dot{p}(1-D)$$

Equazione 3.3-6

legge cinetica dell'evoluzione del danno

$$\dot{D} = -\lambda \frac{\partial F_D}{\partial Y} = \alpha \cdot \frac{(D_{cr} - D_0)^{\frac{1}{\alpha}}}{\ln(\varepsilon_f / \varepsilon_{th})} \cdot f\left(\frac{\sigma_H}{\sigma_{eq}}\right) \cdot (D_{cr} - D)^{\frac{\alpha-1}{\alpha}} \cdot \frac{\dot{p}}{p}$$

Equazione 3.3-7

A queste va aggiunta una relazione di tipo viscoso che definisca il termine $\dot{\varepsilon}_c$ in funzione della sollecitazione applicata, del tempo e della temperatura. L'accoppiamento tra la relazione di tipo viscoso relativa al creep secondario ed il danno è realizzato, al solito, attraverso la definizione dello sforzo effettivo assumendo che la formazione di microcavità, di fatto, riduca la sezione effettivamente resistente ed innalzi il valore della sollecitazione. In letteratura sono disponibili un ampio numero di relazioni, quella adottata in questo lavoro è una legge di potenza secondo la formulazione di Bailey-Norton:

$$\dot{\varepsilon}_c = A \left(\frac{\sigma}{1-D} \right)^n$$

Equazione 3.3-8

Questa relazione è particolarmente adatta a descrivere l'effettivo legame viscoso per sollecitazioni inferiori allo snervamento (creep secondario sufficientemente esteso) ed assenza di creep primario. La dipendenza dalla temperatura è espressa attraverso la costante $A(T)$ che è esprimibile su base fisica direttamente in funzione della temperatura e dell'energia di attivazione (McCance e Orowan) [10].

$$A(T) = A_1 \exp\left(\frac{Q_{att}}{KT}\right)$$

Equazione 3.3-9

Il modello così formulato richiede la determinazione di quattro parametri per il contributo di danno e di altri tre parametri relativi al legame viscoso. Per quanto riguarda il danno, esiste la difficoltà operativa di realizzare delle misure dirette ad elevata temperatura. Tuttavia dalle analisi effettuate si è evidenziato il ruolo

chiave della deformazione di soglia nella localizzazione, sulla curva $\dot{\varepsilon}_c-t$, della transizione creep secondario-terziario.

3.4 Analisi numerica e confronto sperimentale

Il modello di CDM per il creep è stato implementato sul codice agli elementi finiti MSC/MARC attraverso l'impiego di opportune user subroutine. Nel calcolo, si procede all'integrazione dell'Equazione 3.3-7 e dell'Equazione 3.3-8 mentre la matrice di rigidezza viene aggiornata al passo in funzione del danno accumulato. La rottura dell'elemento si realizza attraverso la tecnica dell'*element vanishing*: quando il danno raggiunge il valore critico l'elemento è rimosso, gli sforzi vengono rilasciati sui nodi adiacenti e le deformazioni ridotte a zero. Questa tecnica consente, se la rimozione interessa pochi elementi per incremento, di seguire con grande accuratezza lacerazioni estese senza problemi di convergenza. In tutti i casi esaminati si è utilizzata la medesima tipologia di elemento finiti a quattro nodi e quattro punti di integrazione. Tutte le simulazioni sono state effettuate in regime di grandi spostamenti, plasticità finita ed approccio lagrangiano. Le simulazioni sono sempre state messe a confronto con dati sperimentali reperiti in letteratura. Va sottolineata la difficoltà di disporre di prove complete e ripetute a diversi livelli di sforzo e temperatura per il medesimo materiale.

Nel modello proposto la rottura per creep in un punto materiale avviene quando il danno accumulato raggiunge il valore di danno critico. Questa condizione implica necessariamente che nel caso di sforzo monoassiale, indipendentemente dal valore della sollecitazione esterna applicata, la deformazione inelastica accumulata sia pari al valore teorico di deformazione a rottura ε_f . (È bene ricordare che questo valore rappresenta il valore a rottura in una ipotetica prova di trazione monoassiale in cui la triassialità si mantenga pari al valore monoassiale di 0.333 per l'intero processo deformativo, ossia, in assenza di processi di strizione). Questa condizione si osserva effettivamente nelle simulazioni condotte sul singolo elemento e sembrerebbe a prima vista un'evidente contraddizione rispetto ai dati sperimentali, i quali, al contrario, mostrano una certa dispersione del valore ultimo

di deformazione a creep a rottura, e comunque valori in assoluto molto più bassi del valore di ε_f . Se il medesimo test viene ripetuto sull'effettiva geometria di provino, tale discrepanza si elimina confermando sia il ruolo fondamentale della strizione nel processo di localizzazione ed accumulo della deformazione inelastica, sia la capacità del modello proposto di prevedere, attraverso l'effetto di riduzione della duttilità provocato dalla triassialità dovuta alla strizione, l'effettivo valore di deformazione a rottura.

Il requisito fondamentale per un modello efficace di previsione del processo di creep è senza dubbio la possibilità di estendere le previsioni al caso di sforzo multiassiale. Ad oggi la problematica è sicuramente aperta. Molti sono gli aspetti ancora non chiariti tra cui vale la pena ricordare la dubbia validità di una definizione di sforzo equivalente alla Von Mises, la dominanza di una componente o di un invariante sul processo di accumulo, etc. Questi sono solo alcuni dei motivi per cui i dati sperimentali relativi a provini o geometrie non soggette a sforzo puramente monoassiale sono di solito riportati solo in termini di tempo a rottura.

Un altro requisito auspicabile per modello di creep avanzato è la trasferibilità rispetto alla temperatura. Questo aspetto è fondamentale nella simulazione di processi di fatica termica in cui si possa realizzare fasi alterne di creep e stress relaxation.

In realtà è noto che la variazione della temperatura ha un effetto sia sul valore della duttilità per il quale è possibile utilizzare una legge alla Johnson e Cook (Equazione 3.4-1):

$$\varepsilon_f = \varepsilon_f^* \cdot (1 + D_5 \cdot T^*)$$

Equazione 3.4-1

dove T^* è la temperatura omologa e D_5 un coefficiente caratteristico del materiale mentre ε_f^* è il valore della duttilità alla temperatura di riferimento (RT). Quale sia l'effetto sulla soglia è meno chiaro, anche se probabilmente bisogna attendersi un abbassamento del valore di soglia dovuto alla maggiore facilità delle microcavità

di diffondere a bordo grano, dovuta alla maggiore energia termica in gioco e alla minore resistenza offerta dalla maggiore duttilità del materiale.

3.5 Conclusioni

In questo capitolo è stato descritto un modello di CDM per il cedimento a creep. Il modello presenta una serie di peculiarità che lo rendono un ottimo candidato per applicazioni su componenti reali:

- a) semplicità della formulazione basata su osservazioni fisiche;
- b) limitato numero di parametri caratteristici del materiale aventi tutti un chiaro significato fisico;
- c) parametri identificabili attraverso prove di trazione uniassiali o prove a creep
- d) limitatamente al solo tratto secondario;
- e) semplicità e robustezza dell'implementazione numerica;
- f) trasferibilità geometrica.

In questo studio sono state dimostrate le capacità del modello di poter prevedere in maniera assai accurata la durata, la transizione secondario-terziario e l'elongazione a rottura sia a diversi livelli di sforzo sia a diverse temperature. Si è dimostrato come il modello sia direttamente utilizzabile in regimi di sforzo multiassiale fornendo indicazioni molto attendibili della durata effettiva del componente.

3.6 Bibliografia

- [1] ODING I. A., IVANOVA V. S., BURDUKSKII V. V., GEMINOV V. N., *CREEP AND STRESS RELAXATION IN METALS*, OLIVER AND BOYD, EDINBURGH AND LONDON, 1966.
- [2] LEMAITRE J., CHABOCHE J.-L., *MECHANICS OF SOLID MATERIALS*, CAMBRIDGE UNIVERSITY PRESS, GREATH BRITAIN, 1990.
- [3] KACHANOV L. M., *INTRODUCTION TO CONTINUUM DAMAGE MECHANICS*, MARTINUS NIJHOFF PUBLISHERS, NETHERLANDS, 1986.
- [4] KACHANOV LM. *ON CREEP RUPTURE TIME*. IZV ACADNAUK SSSR, OTDTECHN NAUK. 1958;8(26-31)
- [5] LEMAITRE J. *A COURSE ON DAMAGE MECHANICS*. BERLIN, NEW YORK: SPRINGER-VERLAG, 1992.
- [6] QI W, BERTRAM A. *ANISOTROPIC CONTINUUM DAMAGE MODELING FOR SINGLE CRYSTAL AT HIGH TEMPERATURES*. INT J OF PLASTICITY. 1999;15:1197-1215.
- [7] BONORA N, DI COCCO V., GENTILE D. *ADVANCED CDM STRAIN-BASED MODELING FOR II+III CREEP UNDER MULTIAXIAL STATE OF STRESS*. 9 INTERNATIONAL CONFERENCE ON MATERIALS - ICM9. GENEVA; 2003.
- [8] FINDLEY W. N., LAI J. S., ONARAN K., *CREEP AND RELAXATION OF NONLINEAR VISCOPLASTIC MATERIALS*, DOVER PUBLICATIONS, INC., NEW YORK, 1989, PP. 8-9.
- [9] BONORA N., *A NONLINEAR CDM MODEL FOR DUCTILE FRACTURE*, ENGINEERING FRACTURE MECHANICS, VOL. 58, NO.1/2, PP. 11-28, 1997.
- [10] FINDLEY W. N., LAI J. S., ONARAN K., *CREEP AND RELAXATION OF NONLINEAR VISCOPLASTIC MATERIALS*, DOVER PUBLICATIONS, INC., NEW YORK, 1989.

CAPITOLO IV

4 Acciai speciali per applicazioni ad alta temperatura

4.1 Introduzione

Lo sviluppo di acciai alto resistenziali operanti ad alte temperature è stato uno dei settori della ricerca maggiormente curati durante questi ultimi decenni. Per circa tre decenni, tale sviluppo è stato spinto dalla necessità di incrementare i rendimenti energetici, e quindi le temperature operative. Solo recentemente questa spinta propulsiva si è affievolita; la progettazione ha tenuto sempre maggiore in conto gli aspetti ambientali, ed in particolare la progettazione volta a minimizzare la quantità di inquinanti emessi (CO₂, diossina, polveri, ecc)

Nel campo della produzione di energia elettrica si è passati da temperature operative di 565°C per acciai ferritici basso legati ad acciai, fino a temperature di 650°C in centrali ultra super critiche (USC) con l'utilizzo di acciai ferritico – martensitico contenenti il 9-12% di cromo e temperature di 675-700°C con l'utilizzo di acciai austenitici con acciai alto cromo ed alto nickel. Negli impianti di raffinazione, si è passati da temperature di 454°C con l'utilizzo di acciai 2,25Cr-1Mo nel 1990, a temperature di 482°C e pressioni di 24 MPa nel 1995 grazie al successivo sviluppo degli acciai 3Cr-1Mo-V e 2.25Cr-1Mo-V, attualmente sono in costruzione impianti in grado di operare a 510°C con pressioni di 24MPa. Anche la generazione di energia da rifiuti ha beneficiato di questo sviluppo passando da impianti operanti a 300°C ad impianti operanti a 500°C con l'utilizzo di acciai austenitici resistenti alla corrosione. Anche in campo automobilistico, lo sviluppo di materiali come il 18Cr–2Mo–Nb è stato possibile incrementare la temperatura dei gas di scarico fino a 900°C con conseguente innalzamento delle prestazioni motoristiche. Recentemente alcuni acciai 9-12Cr hanno mostrato una'improvvisa, quanto drammatica caduta di resistenza a creep dopo una prolungata permanenza ad alta temperatura; ciò a

messo in evidenza come i metodi predittivi della vita a creep basati sull'extrapolazione da prove di creep di breve durata usando metodologie Time Temperature Parameter (TTP) come la Larson Miller la quale è stata largamente usata in passato e si è chiaramente dimostrata una sovrastima con una conseguente criticità nel campo della progettazione in sicurezza.

4.2 Lo sviluppo degli acciai resistenti al creep

Lo sviluppo degli acciai resistenti al creep è il risultato di continui progressi tecnologici nel corso del XX secolo. L'urgente bisogno di migliorare la resistenza a creep di acciai è basato su sforzi da parte delle industrie del settore energetico per migliorare l'efficienza termica degli impianti di energia a vapore aumentando la temperatura e la pressione del vapore allo scopo di ridurre il costo del carburante e di ridurre l'uso delle risorse di carburante. Dal 1900 circa, come mostrato in Figura 4.2-1, la quantità di energia fornita dal combustibile negli impianti di potenza termici in Germania è stata ridotta a seguito di un aumento dei parametri del vapore da 275°C/12 bar a 620°C/300 bar [1][2].

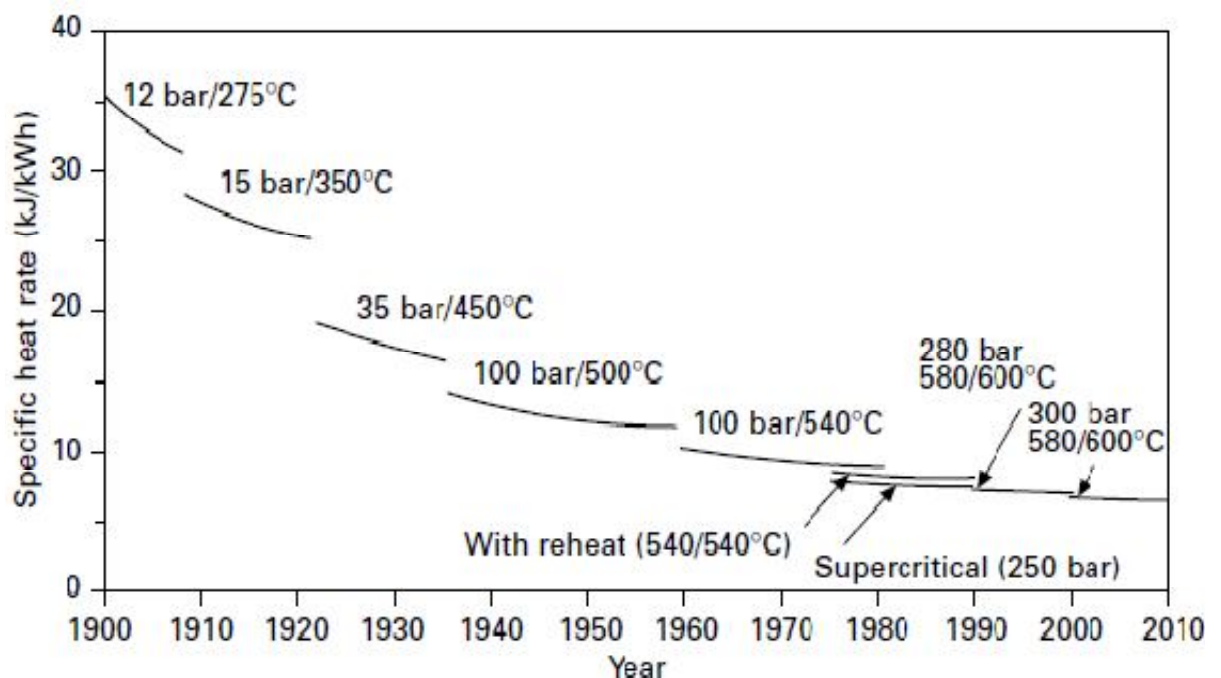


Figura 4.2-1 – Quantità di energia fornita dal combustibile per impianti di potenza a vapore in Germania in funzione dei parametri del vapore a partire dall'anno 1900

Un contributo importante per quanto riguarda l'aumento di potenza in termini di efficienza consiste nello sviluppo di acciai resistenti ad alte temperature con un'alta resistenza a creep con un livello accettabile di duttilità a creep (vedi per esempio Kallen) [3]. Il significato di queste proprietà del materiale non fu considerato finché non si verificarono i primi danneggiamenti nelle turbine degli impianti a vapore negli anni 30, che evidenziarono il fatto che la resistenza degli acciai usati negli impianti di energia operanti ad alte temperature dipende in modo significativo dal comportamento a creep del materiale per tutto il periodo di funzionamento [4]. Basandosi sull'esperienza, si può concludere che i valori di resistenza non dovrebbero essere determinati con prove a breve termine [5][6], per esempio la resistenza per una specifica durata secondo le prove DVM (Deutscher Verband für Materialprüfung). La procedura da adottarsi dovrebbe essere in grado di determinare la resistenza a rottura, l'allungamento a creep e la duttilità a creep di acciai resistenti alle alte temperature in una prova di creep estesa su un periodo di circa 100000 ore (vedi per esempio Siebel) [7]. Secondo le prove DVM stabilite in Germania nel 1930, la resistenza per una specifica durata è stata definita come lo sforzo alla temperatura di prova per cui viene raggiunto un creep rate di $10 \times 10^{-4} \%$ /h tra la 25^a e la 35^a ora [5]. Tipici risultati delle prove, che furono effettuate alla fine del 1930, sono mostrati in Figura 4.2-2. Le prove sono state effettuate a 500°C su un acciaio contenente 0.30%C-1.61%Cr-1.28%Mo-0.10V. Vengono confrontate prove DVM effettuate con provini lisci e prove di rottura per creep effettuate con provini lisci e intagliati (fattore d'intaglio 4.3).

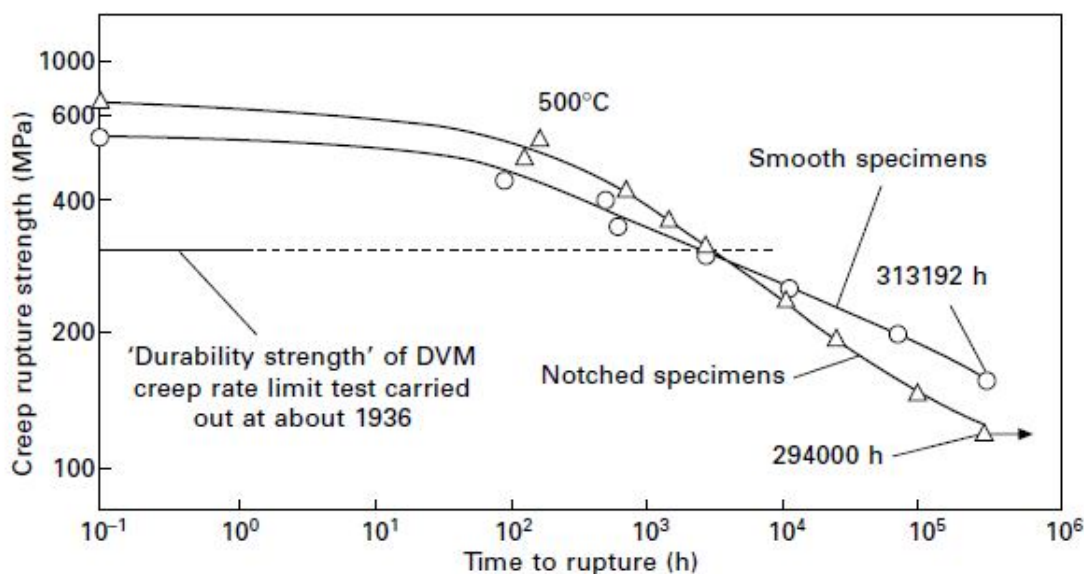


Figura 4.2-2 – Resistenza a creep in funzione del tempo a rottura e della resistenza per una specifica durata di un acciaio 1.6%CrMoV a 500°C. Acciai di prova: 0.30%C-1.6%Cr-1.3%Mo-0.1%V; trattamento termico: 950°C in aria+680°C in aria; resistenza a trazione: 893 MPa

Le prove di rottura per creep furono estese a circa 300000 ore alla fine degli anni 70[8]. La resistenza per una specifica durata nelle prove a breve termine è stata determinata essere circa 306 MPa. A questo livello di sforzo, la rottura nelle prove di rottura per creep è stata raggiunta dopo circa 3000 ore, mentre la resistenza in 100000 ore di funzionamento di provini lisci è di circa 190 MPa. I provini intagliati sottoposti allo stesso sforzo di 190 MPa si rompono dopo circa 30000 ore, decisamente prima rispetto ai provini lisci a causa dell'azione di indebolimento causata dall'intaglio. E' stato comunque riconosciuto che l'uso di provini di acciaio intagliati nello sviluppo di acciai resistenti ad alte temperature è stata una pessima idea sulla base delle prove DVM, in quanto l'obiettivo di aumentare quanto più possibile la resistenza per una specifica durata di acciai resistenti al calore comporta il rischio di aumentare la suscettibilità degli acciai alla fragilizzazione.

Per fornire un ulteriore esempio dell'influenza dei processi di creep sulla resistenza di acciai resistenti ad alte temperature, la Figura 4.2-3 dimostra la dipendenza della resistenza a creep e della resistenza a creep per un materiale che mostra l'1% di deformazione dalla temperatura di prova per un acciaio al carbonio

e per un acciaio 1%Cr-0.5%Mo a confronto con il limite di snervamento (0.2% di deformazione) determinato in una prova di trazione a breve termine (vedi per esempio Wellinger) [9].

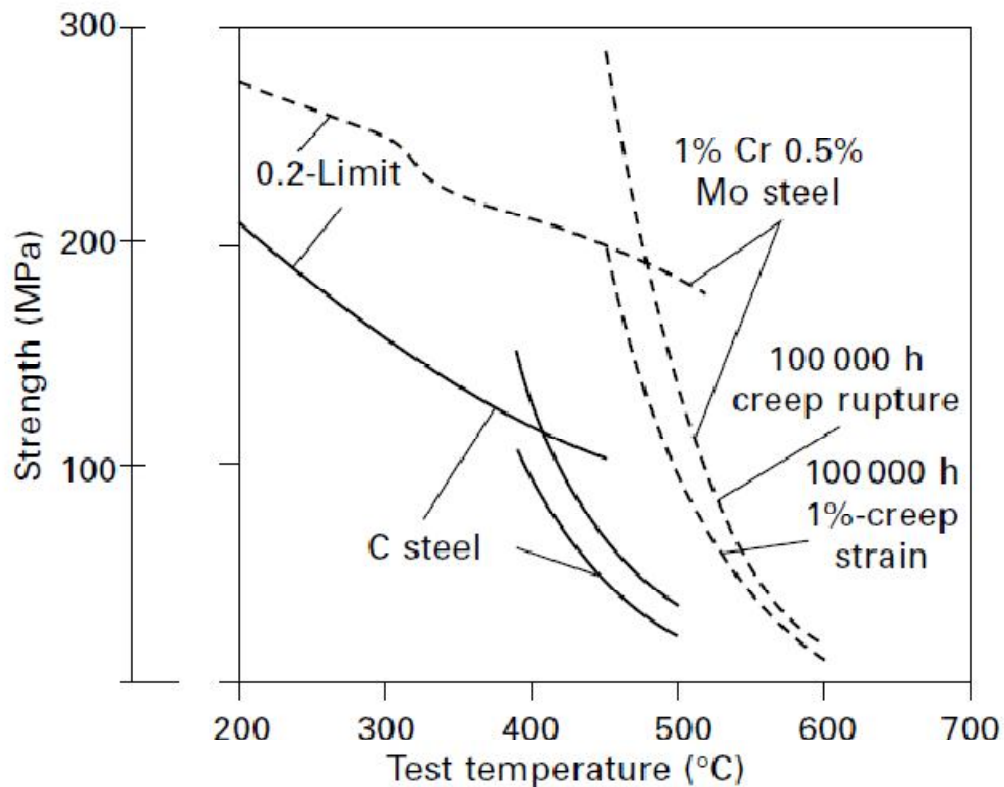


Figura 4.2-3 – Limite di snervamento (deformazione 0.2%), resistenza a creep in 100000 ore di funzionamento e resistenza a creep per un materiale che mostra l'1% di deformazione in 100000 ore di funzionamento per un acciaio al carbonio e per un acciaio 1%Cr-0.5%Mo in funzione della temperatura di prova

A confronto con il limite di snervamento (deformazione 0.2%) determinato in una prova di trazione a breve termine, la resistenza a creep in 100000 ore di funzionamento è più bassa per l'acciaio al carbonio a temperature superiori a circa 410°C ed è anche più bassa per l'acciaio 1%Cr-0.5%Mo a temperature superiori a circa 480°C. Le temperature intermedie tra i risultati delle prove di trazione a breve termine e tra i valori di resistenza a creep sono decisamente più basse se il limite di snervamento (deformazione 0.2%) oppure la deformazione permanente a

creep dell'1% determinata in una prova a 100000 ore sono decisive per il progetto di componenti di impianti di energia.

Influenze decisive caratterizzanti lo sviluppo di acciai resistenti al calore nel corso degli ultimi 100 anni sono:

- esperienza operativa per lunghe durate;
- esperienza acquisita in prova di durata per creep a lungo termine ;
- miglioramenti nella tecnologia di fusione;
- indagini sistematiche riguardo l'influenza del trattamento termico sul comportamento a creep;
- esame della microstruttura dei provini nella condizione vergine successivo a un carico in condizioni di creep a lungo termine;
- indagine sistematiche circa l'influenza di elementi di lega;
- metodi di progettazione assistita dall'elaboratore per le leghe (ad esempio Thermocalc, DICTRA);
- modellazione di processi di creep;
- sviluppo di metodi metallografici ed attrezzature per l'identificazione dei precipitati, per esempio, il microscopio elettronico a trasmissione (TEM), lo spettrometro a dispersione di energia (EDS), microscopio elettronico a trasmissione con filtro di energia (EFTEM), microscopio a forza atomica (AFM), spettroscopio con emissione di elettroni Auger (FE-AES) e spettroscopio di massa di ioni secondari (SIMS);
- attività e progetti di ricerca relativi allo sviluppo di acciai avanzati resistenti a creep e prove a lungo termine sotto condizioni di creep [7][8][9][10][11][12][13][14][15][16];
- sperimentazione sviluppata di recente per acciai resistenti ad alte temperature su componenti e saldature di largo uso;
- indagine sul comportamento all'ossidazione di acciai resistenti alle alte temperature testati sia in laboratorio sia operativamente su impianti di potenza a vapore;
- scambio internazionale di esperienze a conferenze e incontri, per esempio EPRI (Electric Power Research Institute USA), EPDC (Electric Power

Development Center/Japan), COST (Community of Science and Technology of the European Communities), ECCC (European Creep Collaboration Committee), NIMS (National Institute for Materials Science/Japan).

4.3 Requisiti per acciai resistenti alle alte temperature

Gli acciai resistenti alle alte temperature per usi in impianti di energia a vapore devono essere capaci di soddisfare gli specifici requisiti stabiliti. Tutte le fasi di sviluppo e di sperimentazione devono quindi essere allineate con i seguenti requisiti:

- alta efficienza termica;
- capacità operativa nel medio e lungo periodo di vita;
- aspettativa di vita di almeno 200000 ore;
- alta disponibilità;
- lunghi intervalli tra una revisione e l'altra;
- brevi periodi di revisione;
- brevi tempi di fabbricazione;
- costi di produzione competitivi per impianti di potenza elettrici e a vapore.

Questi requisiti vogliono dire che l'applicazione degli acciai recentemente sviluppati non deve comportare ulteriori rischi, il che implica:

- che le prove di creep a lunga durata fino a 100000 ore sono necessario per prevedere in modo affidabile la resistenza a creep in 200000 ore di funzionamento: il che significa che la prova deve essere iniziata con un gran numero di provini, poiché all'inizio delle prove non può essere fatta una previsione circa il livello di sforzo che sarà raggiunto dopo un periodo di prova di 100000 ore. Dovrebbe essere previsto un lungo periodo di prova anche se un progetto di ricerca ha una durata di solo 3-5 anni;
- soddisfacente resistenza all'ossidazione;

- alta duttilità degli acciai sotto condizioni di creep;
- alta tenacità a frattura degli acciai in una condizione di prolungato sforzo;
- produzione soddisfacente di nuovi acciai in termini di caratteristiche di fusione, fonderia, forgiatura, formatura a caldo e saldatura.

4.4 Sviluppo storico degli acciai ferritici

4.4.1 Acciai al carbonio

Fino agli anni 20 era prassi generale usare acciai nelle zone degli impianti a vapore esposte a temperature massime di 350°C e pressioni di circa 15 bar. I componenti venivano progettati secondo i requisiti del materiale stabiliti con una prova di trazione a caldo. Nelle prove a breve termine, non era possibile riconoscere il fatto che gli elementi N, Al e Mn esercitano una grande influenza sulla resistenza a creep degli acciai al carbonio. La Figura 4.2-3 ha già mostrato i limite di snervamento (deformazione 0.2%) e la resistenza a rottura per creep ottenibili con gli attuali standard per gli acciai non legati in funzione della temperatura di prova confrontati con l'acciaio 1%Cr-1%Mo [9].

4.4.2 Acciai basso-legati

All'inizio degli anni 20, le condizioni di funzionamento a temperature di vapore di 450°C e pressioni di 35 bar resero necessario lo sviluppo di acciai basso-legati resistenti alle alte temperature. Gli sviluppi furono limitati a singoli acciai che in quel momento non erano inseriti in particolari programmi di ricerca. Gli acciai furono denominati attraverso la denominazione commerciale di acciai da lavoro. La prova base per lo sviluppo di acciai basso-legati era una prova di trazione a caldo, che in seguito fu sostituita da una prova a breve durata, per esempio nella prova DVM in Germania [5]. Nel 1933 negli Stati Uniti, fu concordata una linea guida tra ASME e ASTM per prove su periodi di 500-2000 ore per determinare i limiti di deformazione a creep per deformazioni permanenti a creep dello 0.01%, dello 0.1% e dell'1%, e il limite ultimo di rottura [6]. I risultati furono estrapolati in una scala doppio-logaritmica con una linea retta fino a 10^4 ore e in seguito fino a 10^5 ore.

Sulla base dei molteplici studi su acciai effettuati con differente contenuto di Mo, Cr, Ni, V, CrMo, CrV, MnSi, MoMnSi, CrSiMo, CrNiMo, CrMnV e CrMoV, sviluppi a livello mondiale nella fabbricazione di serbatoi a vapore e turbine a vapore hanno fornito acciai con composizioni chimiche di 0.15%C-0.3-0.5%Mo, 0.13%C-1%Cr-0.5%Mo [17] e 0.10%C-2.25%Cr-1%Mo [20], che sono ancora oggi in uso. In aggiunta, negli anni 50, un acciaio MoV con una composizione di 0.14%C-0.5%Mo-0.3%V con un'alta resistenza a creep fu sviluppato in Europa per turbine a gas poi sottoposto a prove di creep a lungo termine per essere usato in impianti a vapore. Nel campo della fabbricazione di turbine, fin dagli anni 50, è in uso un acciaio con composizione 0.25%C-1.25%Cr-1%Mo-0.30%V.

Gli studi sulla resistenza a creep degli acciai effettuati mediante prove a breve durata tra gli anni 20 e gli anni 40 furono seguiti negli anni 50 da prove di creep a lunga durata [10][11][12][13][14][15][16]. In Germania, per esempio, a questo scopo fu avviato un progetto di ricerca nel 1949 tra produttori di acciai e produttori di impianti di potenza [10]. Prove di creep a lunga durata di colate individuali sono attualmente state sviluppate da istituti di ricerca in Germania a partire da metà degli anni 30 (vedi per esempio Diehl e Granacher) [8]. Le attività dei singoli gruppi nazionali di creep che operano in Europa sono state coordinate nel 1990 e nel dicembre 1991 c'è stata la creazione dell' European Creep Collaborative Committee (ECCC) [11].

Il molibdeno è stato riconosciuto come un elemento importante per aumentare la resistenza alle alte temperature. Gli acciai al molibdeno sviluppati negli Stati Uniti e nel Regno Unito hanno un contenuto di molibdeno di circa lo 0.5%. Il contenuto di molibdeno degli acciai sviluppati in Germania è circa lo 0.3% con un contenuto di carbonio di circa 0.15%.

La Figura 4.4-1 illustra l'influenza del molibdeno sulla resistenza a creep in 100000 ore di funzionamento a 450°C rispetto a un acciaio non legato con circa lo 0.15% di carbonio [18].

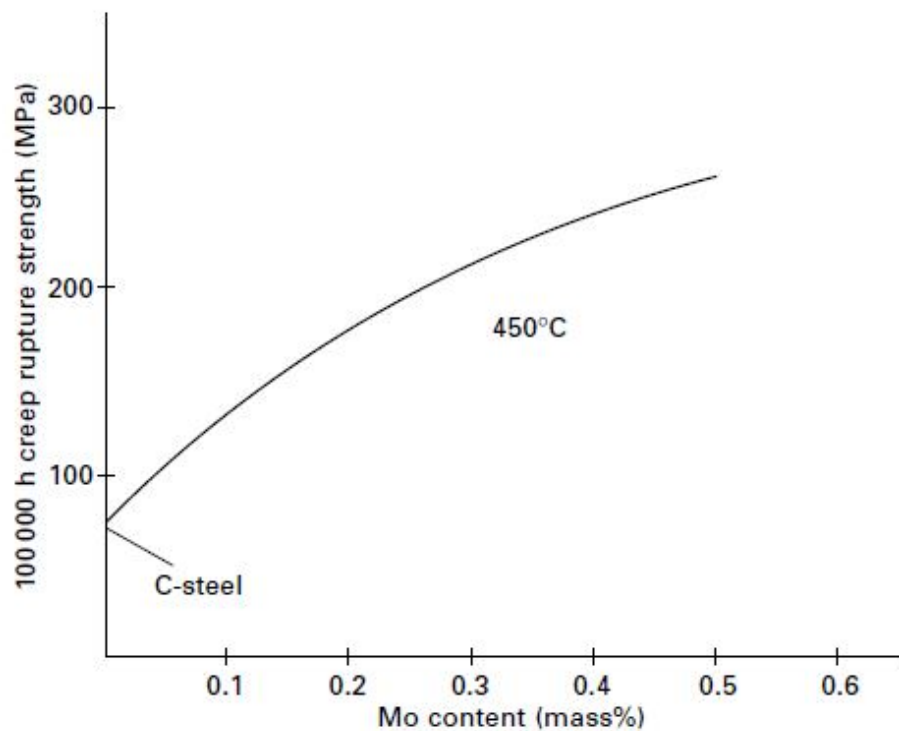


Figura 4.4-1 – Resistenza a creep in 100000 ore di funzionamento per un acciaio al carbonio in funzione del contenuto di molibdeno a 450°C

Con l’aggiunta di circa lo 0.5% di molibdeno, la resistenza a creep in 100000 ore di funzionamento per un acciaio non legato di circa 70 MPa viene incrementata di circa 260 MPa. L’effetto del molibdeno è il risultato del “solution hardening” e della precipitazione del Mo_2C [9][18]. Un inconveniente del molibdeno oltre circa lo 0.35% è un marcato calo della duttilità in condizioni di creep come pure la precipitazione di grafite. Di conseguenza, gli acciai con contenuto di molibdeno di circa lo 0.5% non dovrebbero essere usati in ambienti con temperatura superiore a 400°C. Tuttavia, l’aumentare della resistenza all’aumentare del contenuto di molibdeno, senza un calo eccessivo di duttilità, può essere utilizzata con l’aggiunta di cromo come nel caso di acciai con una composizione di 0.13%C-1%Cr-0.5%Mo e 0.10%C-2.25%Cr-1%Mo.

La Figura 4.4-2 mostra l’influenza del molibdeno e del cromo sulla resistenza a creep di tre acciai: 0.3%Mo, 1%Cr-0.5%Mo e 2.25%Cr-1%Mo a 500°C e a 550°C [18].

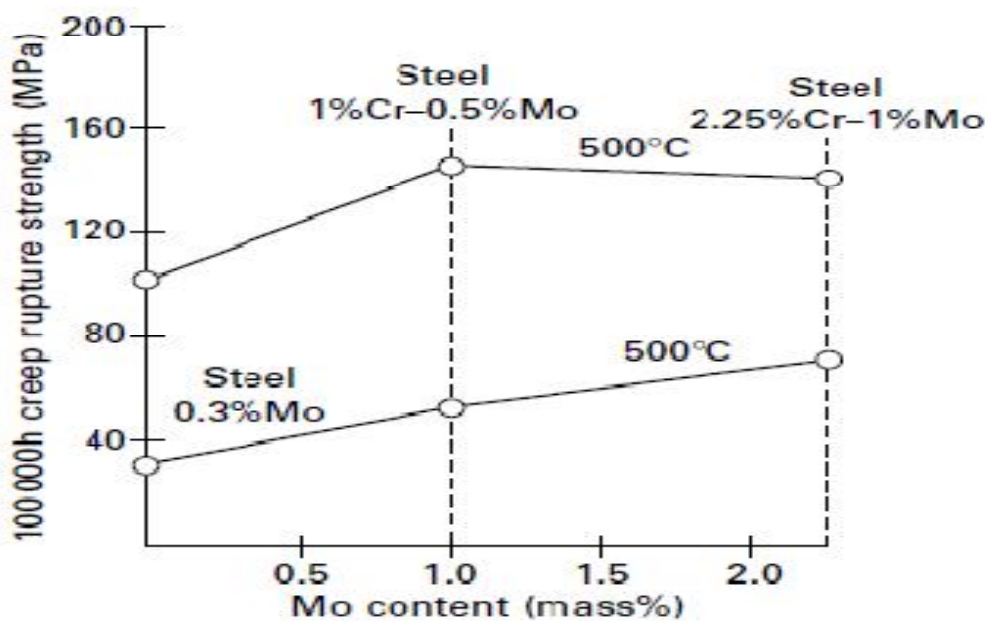
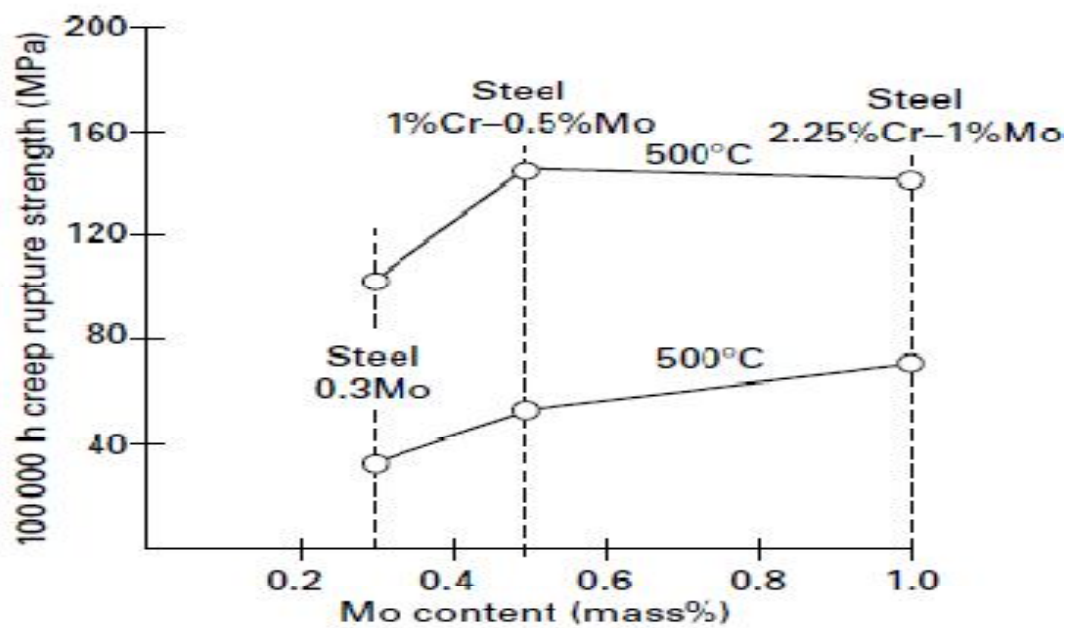


Figura 4.4-2 – Resistenza a creep in 100000 ore di funzionamento di acciai basso-legati in funzione del contenuto di molibdeno e di cromo a 500°C e a 550°C

La più alta resistenza a creep viene già ottenuta con l'acciaio 0.13%C–1%Cr–0.5%Mo a 500°C. A 550°C, con un aumento del contenuto di cromo e di molibdeno, come nel caso dell'acciaio 0.10%C–2.25%Cr–1%Mo, viene ottenuto un ulteriore incremento nella resistenza a creep. Investigazioni microstrutturali sull'iniziale stato dell'acciaio 0.13%C–1%Cr–0.5%Mo hanno rivelato

precipitazioni di M_3C , M_7C_3 e $M_{23}C_6$ considerando che per l'acciaio 0.13%C–1%Cr–0.5%Mo sono state trovate precipitazioni di Mo_2C e di $M_{23}C_6$ (vedi per esempio Florin) [19]. Un'eccellente indagine bibliografica circa la formazione microstrutturale degli acciai CrMo dopo trattamenti termici e in condizioni di creep a lunga durata è stata fatta da Orr et al. [20].

L'acciaio 0.14%C–0.6%Mo–0.3%V, che grazie alla sua più alta resistenza a creep (Figura 4.4-5) viene preferito per i tubi di vapore e per quelli di vapore surriscaldato, è caratterizzato da una più alta resistenza rispetto all'acciaio 0.10%C–2.25%Cr–1%Mo grazie a una precipitazione V_4C_3 finemente distribuita e termicamente molto stabile e grazie al Mo_2C [19][21]. Un inconveniente di questo acciaio è la sua tendenza alla rottura di tipo IV nella zona termicamente alterata dell'area delle saldature (vedi, per esempio, Schüller et al.) [22].

Tra le numerose versioni di acciaio sviluppati negli anni 30 e negli anni 40 per la fabbricazione di rotor, valvole e bulloni per turbine a vapore, un acciaio 1%CrMoV è stato largamente accettato in tutto il mondo e, a seconda delle dimensioni del componente, viene legato con una composizione di circa 0.20–0.30% C, 1–1.5% Cr, 0.70–1.25% Mo, 0.25–0.35% V e 0.50–0.75% Ni [15][23][24].

La Figura 4.4-3 mostra schematicamente il rapporto tra la resistenza a creep per 100000 ore e la tenacità a frattura $FATT_{50}$ in funzione della microstruttura per l'acciaio 1%CrMoV [26].

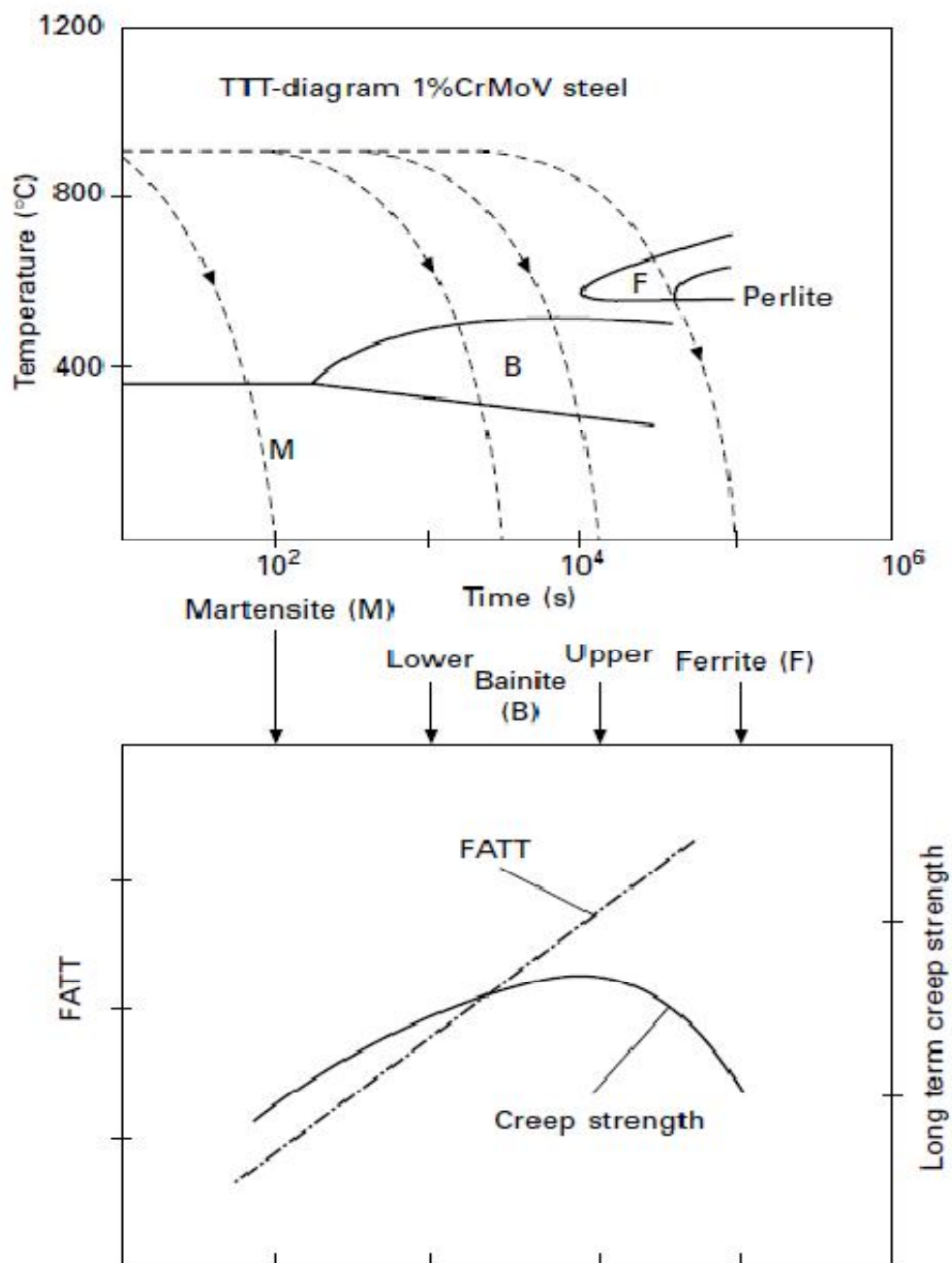


Figura 4.4-3 – Resistenza a creep e tenacità FATT per l'acciaio 1%CrMoV in funzione della velocità di raffreddamento dopo un'austenitizzazione per microstruttura rispettivamente martensitica, bainitica e ferritica. TTT è il diagramma tempo-temperatura-trasformazione

La maggiore resistenza a creep di questo acciaio è stata ottenuta con una struttura bainitica superiore [25]. Lo svantaggio della struttura bainitica superiore è la minore tenacità [25], in questo caso i singoli elementi di lega dell'acciaio e i trattamenti termici dovranno essere in linea con le specifiche proprietà operative

dei componenti [26]. In alcuni casi la procedura per i rotori delle turbine è quella di adattare il trattamento termico alle proprietà operative e/o applicare un metodo di indurimento con differenti velocità di raffreddamento per specifiche regioni dei componenti [26]. Studi sulla microstruttura nello stadio iniziale hanno rivelato V_4C_3 , Mo_2C e $M_{23}C_6$ (vedi per esempio Smith) [27]. Per quanto riguarda la duttilità e la tenacità dell'acciaio 1%CrMoV, l'esperienza dei componenti sollecitati ha sottolineato l'importanza delle temperature di austenitizzazione e di tempra [28][29][30][31][32].

La Figura 4.4-4 illustra il comportamento di provini lisci e intagliati a 500°C in una prova di rottura per creep per due diverse temperature di trattamento termico di due colate di 1%CrMoV per durate fino a circa 120000 ore [28].

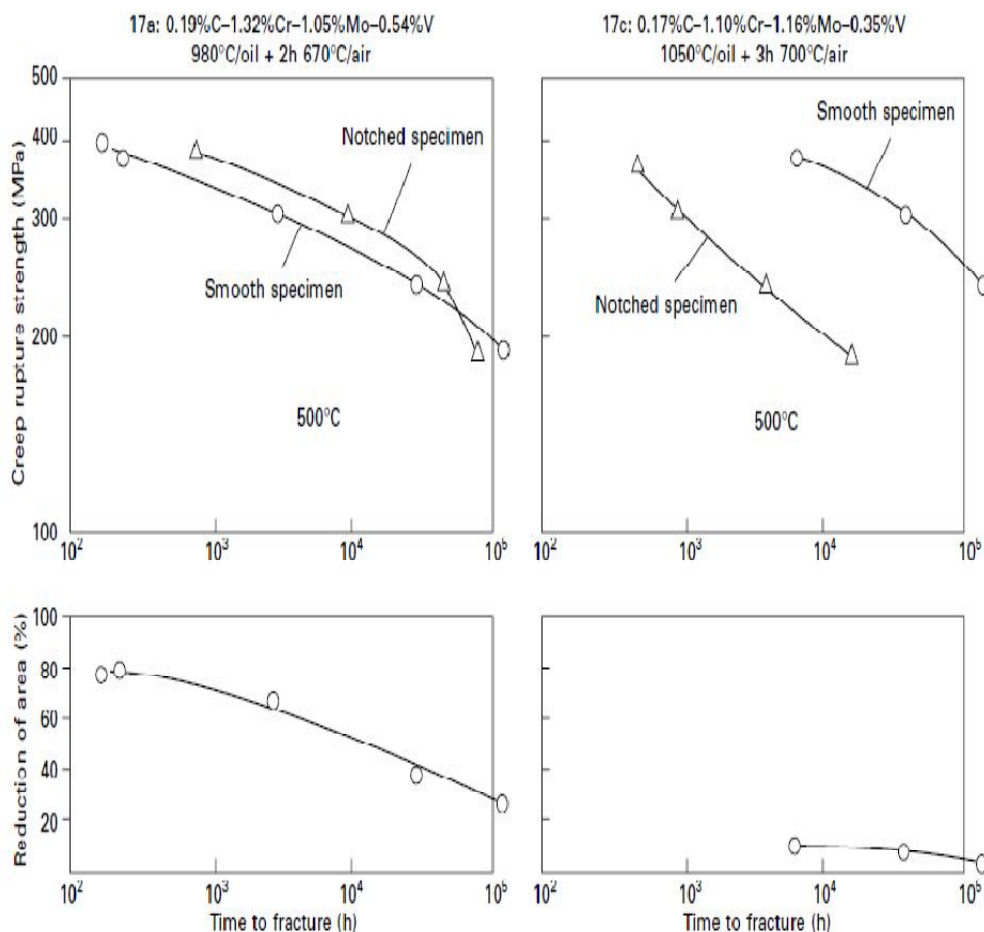


Figura 4.4-4 – Resistenza a creep di provini lisci e intagliati di acciaio 1%CrMoV in funzione del trattamento termico e del tempo a rottura a 500°C

L'austenitizzazione a 1050°C, in corrispondenza di una temperatura di 700°C, è stata trovata essere causa sostanziale dell'indebolimento dovuto all'intaglio e di una duttilità molto bassa dei provini lisci (caso 17c). Un comportamento a deformazione accettabile viene ottenuto con una temperatura di austenitizzazione di 980°C e un trattamento di tempra a 670°C. Un ulteriore svantaggio del trattamento termico ad un'eccessiva temperatura di austenitizzazione è l'insorgere di un infragilimento a lungo termine che si riduce in una notevole riduzione della tenacità a basse temperature. Questa perdita di tenacità è stata la causa della frattura fragile di turbine e valvole in passato [32][33]. L'infragilimento a lungo termine incrementa anche il rischio di frattura fragile dei rotori delle turbine sia in condizioni di alta pressione che di bassa pressione [34][35]. In un caso esaminato, è stata trovata una $FATT_{50}$ a 340°C dopo un tempo lungo di servizio di un rotore di una turbina con componenti operanti a circa 380°C [36]. Tuttavia, in questo contesto, l'attenzione deve essere focalizzata sul fatto che in accordo con il progresso tecnologico dei primi anni 50, gli oligoelementi, a causa del processo di fusione, avevano ancora un livello relativamente elevato (per esempio, il fosforo fino allo 0.028%). Questi alti contenuti di oligoelementi sono stati anche una delle cause dell'infragilimento [36]. Una buona esperienza a lunga durata è stata quella acquisita in Germania con componenti in acciaio 0.20%C–1%Cr–1%Mo–0.3%V a metà degli anni 50, quando la temperatura di austenitizzazione era limitata a un massimo di 950°C e i trattamenti di tempra erano fissati a 680-740°C. Il limite massimo di resistenza a trazione era fissato a 835 MPa.

La Figura 4.4-5 fornisce una panoramica per una resistenza a creep in 100000 ore in funzione della temperatura di prova per acciai non legati e basso-legati resistenti alle alte temperature nel range di temperature al di sotto dei 565°C.

Negli ultimi 15-20 anni, sono stati sviluppati due nuovi acciai basso-legati resistenti alle alte temperature in prevalenza per l'industria di impianti di potenza a vapore. Gli acciai sono classificati come HCM2S (0.06%C–2.25%Cr–2%Mo–1.6%W–0.25%V–0.05%Nb–0.02%N–0.003%B) [37] e 7CrMoVTiB (0.07%C–2.4%Cr–1.0%Mo–0.25%V–0.07%Ti–0.01%N–0.004%B) [38]. Entrambi gli acciai si prestano bene alla saldatura e non richiedono successivi trattamenti

termici. La loro resistenza a creep in confronto con i normali acciai 0.15%C–0.5%Mo e 0.13%C–1%Cr–0.5%Mo viene mostrata in Figura 4.4-6.

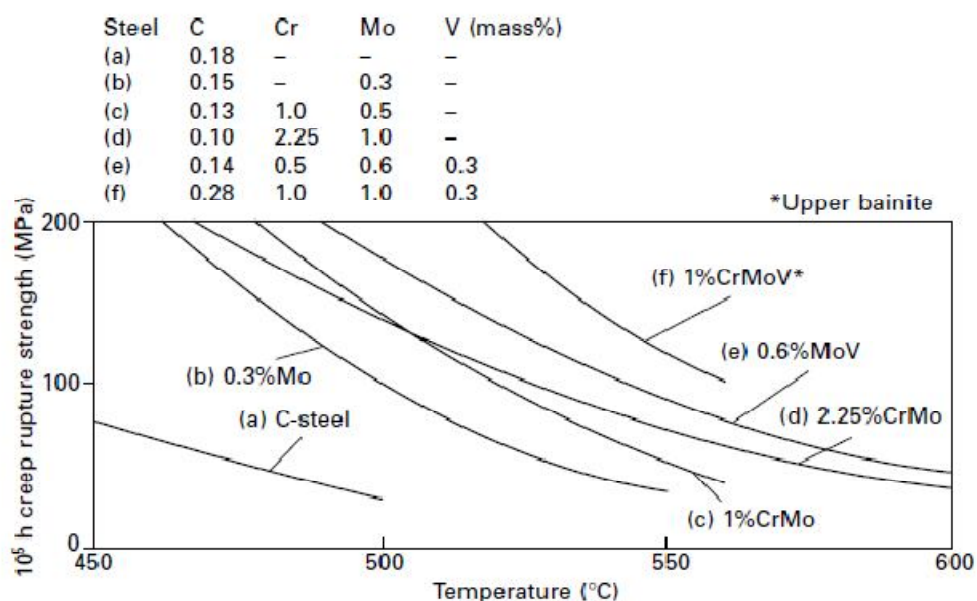


Figura 4.4-5 – Resistenza a creep in 100000 ore di un acciaio al carbonio e di acciai basso-legati resistenti alle alte temperature in funzione della temperatura di prova

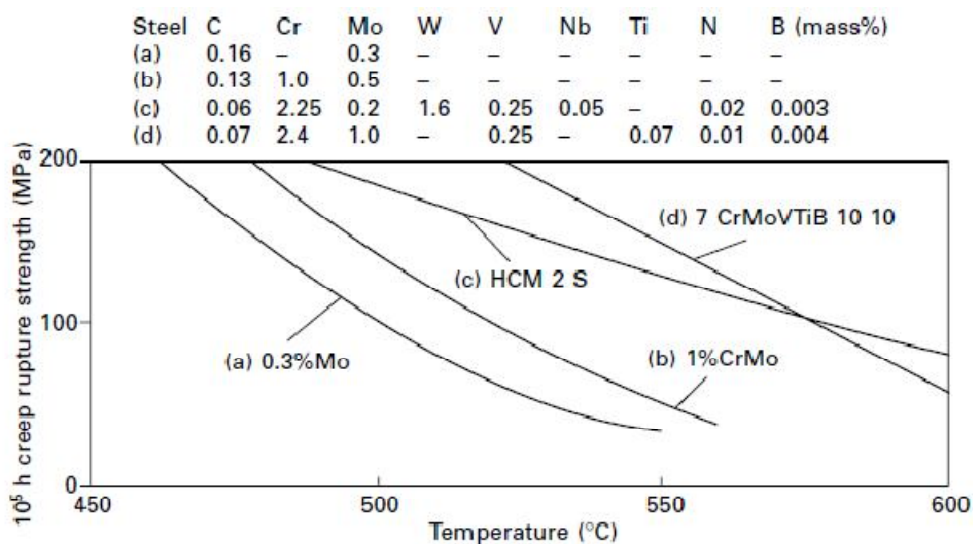


Figura 4.4-6 – Resistenza a creep in 100000 ore di acciai basso-legati resistenti alle alte temperature usati per impianti di potenza a vapore in funzione della temperatura di prova

4.5 Acciai 9-12%Cr

Lo sviluppo di acciai 9-12% resistenti alle alte temperature è stato fortemente motivato da due grandi eventi. Durante lo sviluppo degli anni 50 c'è stato lo sviluppo di impianti di potenza termici, operanti a temperature di vapore nel range di 538°C÷566°C e negli anni 80 lo standard si è settato sullo sviluppo di impianti di potenza operanti a temperature limite di vapore di 600-650°C e pressioni critiche fino a 350 bar. La Figura 4.5-1 ci presenta un riassunto dei progetti di ricerca nazionali ed internazionali in corso dagli anni 80 in Giappone, USA ed Europa.

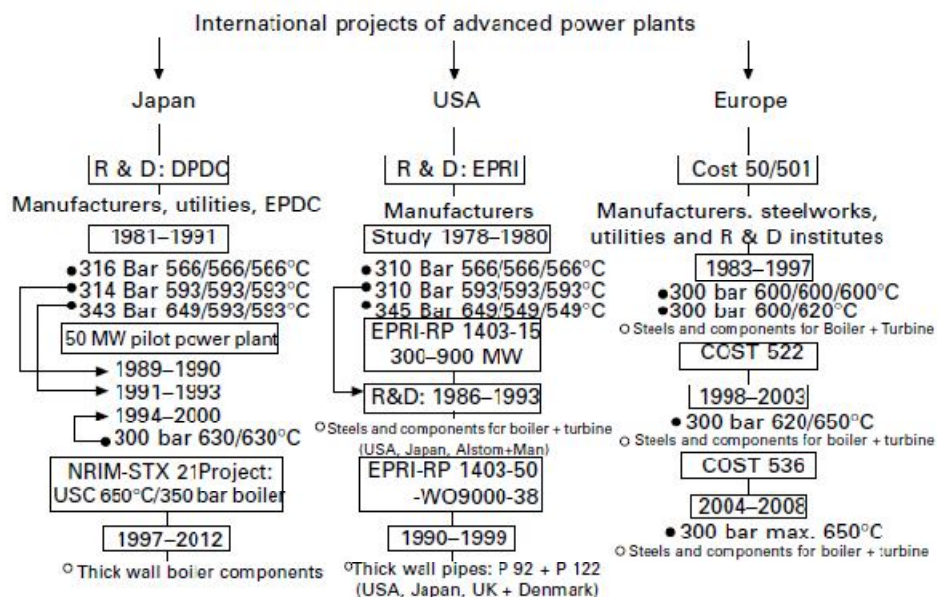


Figura 4.5-1 – Progetti di ricerca internazionali per lo sviluppo di acciai resistenti alle alte temperature per impianti di potenza a vapore avanzati a partire dal 1978

Nella parte superiore della Figura 4.5-2 è illustrata una panoramica dello sviluppo storico di acciai ferritico-martensitici 9-12% resistenti alle alte temperature dagli anni 50 agli anni 90.

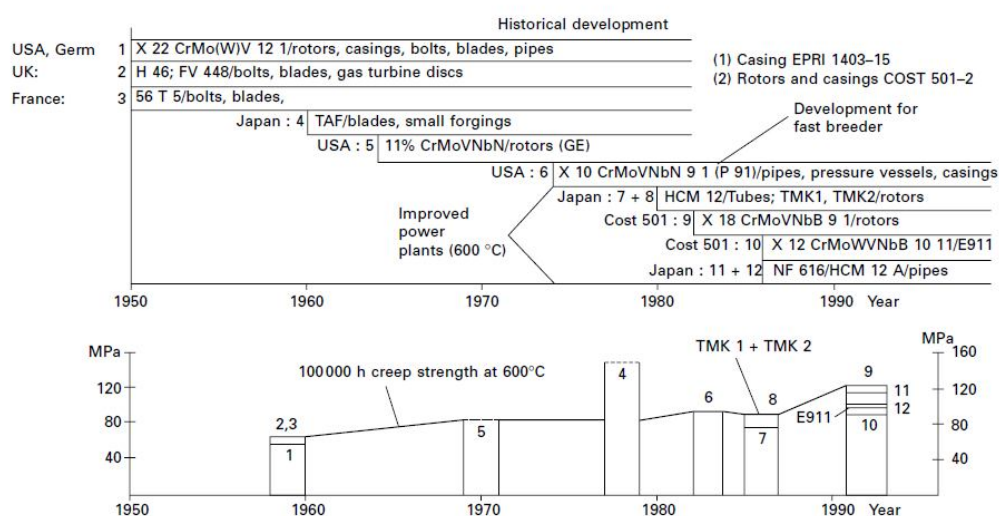


Figura 4.5-2 – Panoramica dello sviluppo storico di acciai 9-12%Cr resistenti alle alte temperature nel periodo 1950-1995 e resistenza a creep in 100000 ore di questi acciai a 600°C

La parte inferiore della figura mostra valori di resistenza a creep in 100000 ore a 600°C, estrapolati da dati di prove a lunga durata. La Tabella 4.5-1 illustra la composizione chimica degli acciai. In genere, gli acciai sono un ulteriore sviluppo di acciai già applicati su estesi periodi di tempo usando metodi *trial-and-error*.

Country		Steel	Chemical composition (weight%)									Rupture strength at 600°C (MPa)	
		Basic steels	C	Cr	Mo	Ni	W	V	Nb	N	B	10 ⁴ h	10 ⁵ 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	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	80
Germany	14.	7CrMoTiB	0.07	2.40	1.0	–	–	0.25	–	0.01	0.004	60	60
											0.07Ti		

Tabella 4.5-1 – Composizione chimica resistenza a creep a 600°C degli acciai in Figura 4.5-2

4.5.1 Sviluppo di acciai 9-12%Cr per temperature di vapore fino a 620°C

L'acciaio X22CrMoV 12 1 è stato sviluppato negli anni 50 per componenti di impianti a vapore a pareti sottili. La sua resistenza a creep è basata sul "solution hardening" e sulla precipitazione di carburi $M_{23}C_6$. L'acciaio è stato usato con successo in impianti di potenza per diverse decadi.

Gli acciai H46, FV448 e 56T5 (numeri 2 e 3 in Figura 4.5-2) sono addizionati con lo 0.30-0.45%Nb e circa lo 0.05%N. L'incremento della resistenza è ottenuto per mezzo di precipitazioni secondarie MX del tipo VN e Nb (C, N). Tuttavia, un discreto aumento della rottura a creep a 600°C, che è l'interesse primario per i componenti per i componenti dell'industria aeronautica, è ottenibile solo in un range di brevi durate. A causa dell'alto contenuto di Nb, questi tipi di acciai sono utilizzabili solo per la fabbricazione di componenti di piccole dimensioni a causa del contenuto di Nb relativamente alto.

L'acciaio TAF (nr. 4), sviluppato in Giappone da Fujita [39] per piccoli componenti, è un ulteriore sviluppo degli acciai europei contenenti Nb (nr. 2: H46 e FV 448). Oltre a elementi di lega opportunamente bilanciati – il cui bilanciamento è basato su uno studio molto esteso sull'influenza di tutti gli elementi di lega sulla resistenza a creep – esso è anche caratterizzato da un alto contenuto di boro fino allo 0.040%, che permette all'acciaio di essere usato solo per piccoli componenti. Secondo gli studi di Fujita, il boro stabilizza i carburi $M_{23}C_6$ attraverso la formazione di $M_{23}(C, B)_6$. Alla fine del 1999, Fujita [40] stese un rapporto sui risultati di prove di creep su campioni di questo acciaio effettuate a 550°C fino a circa 70000 ore, a 600°C fino a circa 20000 ore e a 650°C fino a circa 125000 ore (Figura 4.5-3).

I risultati mostrano che questo acciaio ha una resistenza a creep estremamente alta. Inoltre, essi dimostrano la potenziale resistenza a creep degli acciai 9-11%Cr ferritico-martensitici soggetti ad ottimi elementi di lega.

Anche l'acciaio per rotori 11%CrMoVNbN (nr. 5), sviluppato nel 1964 dalla General Electric Company, USA, è un ulteriore sviluppo dell'acciaio nr. 2 avente come elemento di lega il niobio [41]. In particolare, il contenuto di niobio è stato particolarmente ridotto (0.08%) allo scopo di prevenire segregazione al centro del rotore. Inoltre, gli elementi di lega sono stati bilanciati allo scopo di permettere la

formazione di ferrite delta. La resistenza a creep presa in letteratura di circa 85-90 MPa per 600°C e 100000 ore è stata estrapolata sulla base delle prove a 620°C fino a tempi di durata di 16195 ore [42].

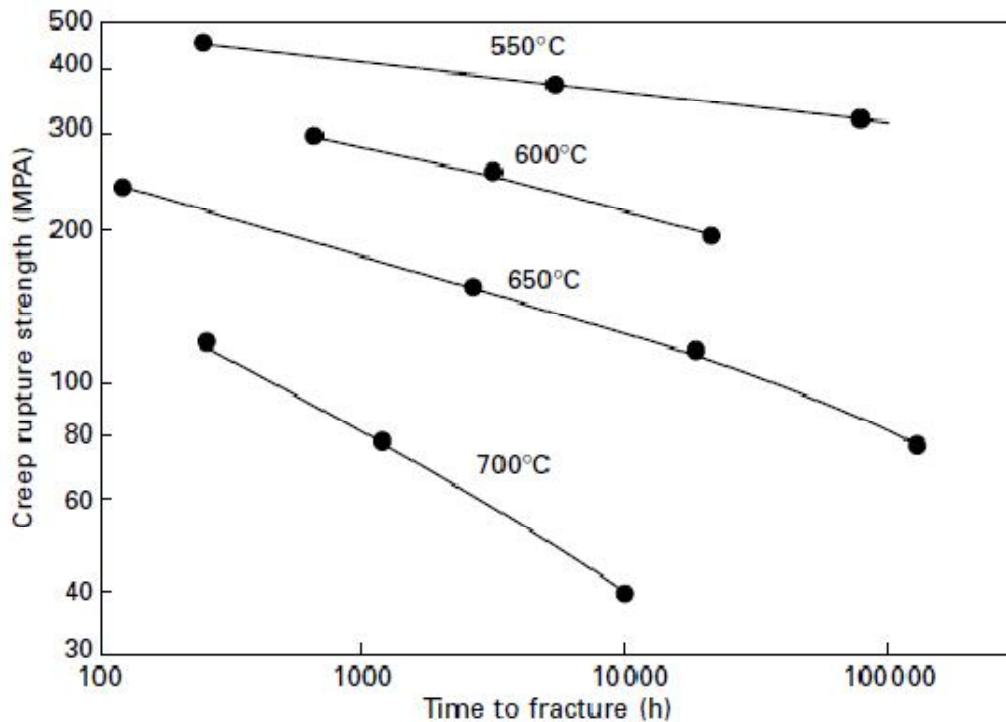


Figura 4.5-3 – Resistenza a creep dell'acciaio TAF (0.18%C-10.5%Cr-1.5%Mo-0.2%V-0.15%Nb-0.035%B) in funzione della temperatura e del tempo a rottura

L'acciaio riportato in letteratura come modello 9Cr1Mo o P91 (nr. 6) è un acciaio di nuova generazione. E' stato sviluppato in un progetto nazionale americano negli anni 70 per la costruzione di tubi e serbatoi. E' tenace, facilmente saldabile e, come mostrato dalle prove di creep a 593°C fino a circa 80000 ore, ha un'alta resistenza a creep a 600°C e per 100000 ore di circa 94 MPa [43]. Rispetto ai primi acciai, questo è caratterizzato per esempio da un contenuto di carbonio più basso di circa lo 0.10% e un ridotto contenuto di cromo di circa il 9%. Questo acciaio ha trovato larga applicazione in tutti i nuovi impianti di potenza giapponesi ed europei per la costruzione di tubi e piccoli componenti. E' anche usato per la costruzione di valvole e componenti di turbine [44][45].

L'acciaio HCM 12 (nr. 7) è un nuovo acciaio giapponese 12%Cr con 0.10%C–1%Mo–1%W–0.25%V–0.05%Nb–0.03%N e una struttura duplex di ferrite delta e

martensite temprata con una migliorata saldabilità e resistenza a creep [37][53]. La stabilità della resistenza a creep di questo acciaio è stata ottenuta principalmente mediante meccanismi di rafforzamento per precipitazione con precipitati VN molto fini e con temperatura di rinvenimento di oltre 800°C [37]. Esperienza su questi acciai è stata già accumulata su un periodo di più di 20 anni. Questo tipo di acciaio è stato ampiamente utilizzato per tubi surriscaldati in caldaie a recupero esposte a severi attacchi di corrosione ad alta temperatura. La buona resistenza alla corrosione all'alto contenuto di cromo (12%).

Gli acciai giapponesi per rotorì TMK1 e TMK2 (nr. 8), sviluppati negli anni 80, sono basati sulle conosciute proprietà degli acciai nr. 1-6 [46]. Rispetto all'acciaio per rotorì GE (nr. 5), in particolare è stato ridotto il contenuto di carbonio e la somma totale (carbonio+azoto) è stata fissata circa intorno allo 0.17%. Sulla base del lavoro di ricerca di Fujita [47], il contenuto di molibdeno è stato portato all'1.5% nel TMK1, considerando che il TMK2 ha come elemento di lega l'1.8% di tungsteno. Il contenuto di molibdeno è contemporaneamente bilanciato allo 0.5% in linea con i risultati di Fujita secondo i cui il "solution hardening" è stato ottenuto con (molibdeno+0.5 di tungsteno)=1.5%. Entrambi questi acciai per rotorì sono stati usati per nuove centrali in Giappone.

Gli acciai per rotorì nr. 9 e 10 sono principalmente il risultato di lavori di ricerca effettuati negli anni 80 sotto il programma di cooperazione europeo COST 501 [48]. L'acciaio nr. 9 è un acciaio 9%CrMoVNB che è addizionato con circa lo 0.01% di boro. Si tratta di un successivo sviluppo dell'acciaio TAF per grandi componenti con un ridotto contenuto di cromo, niobio e boro e con un aumento di vanadio. Prove di creep su provini provenienti da un rotore di diametro pari a 900 mm, che finora hanno raggiunto circa 100000 ore, indicano una possibile rottura a creep di circa 120 MPa in 100000 ore e a 600°C. Prove di creep fino a 94000 ore con provini provenienti da un rotore di diametro pari a 600 mm con una composizione simile confermano questo valore. Un rotore più grande con un diametro di circa 1200 mm è sotto studio.

La resistenza a creep dell'acciaio X12CrMoWVNB 10 1 1 (acciaio nr. 10) contiene lo 0.06% di niobio invece che lo 0.01% di boro e solo l'1% di

molibdeno invece che l'1.5% di molibdeno e, in aggiunta, lo 0.8% di tungsteno, è circa il 20% più bassa, vedi Figura 4.5-4.

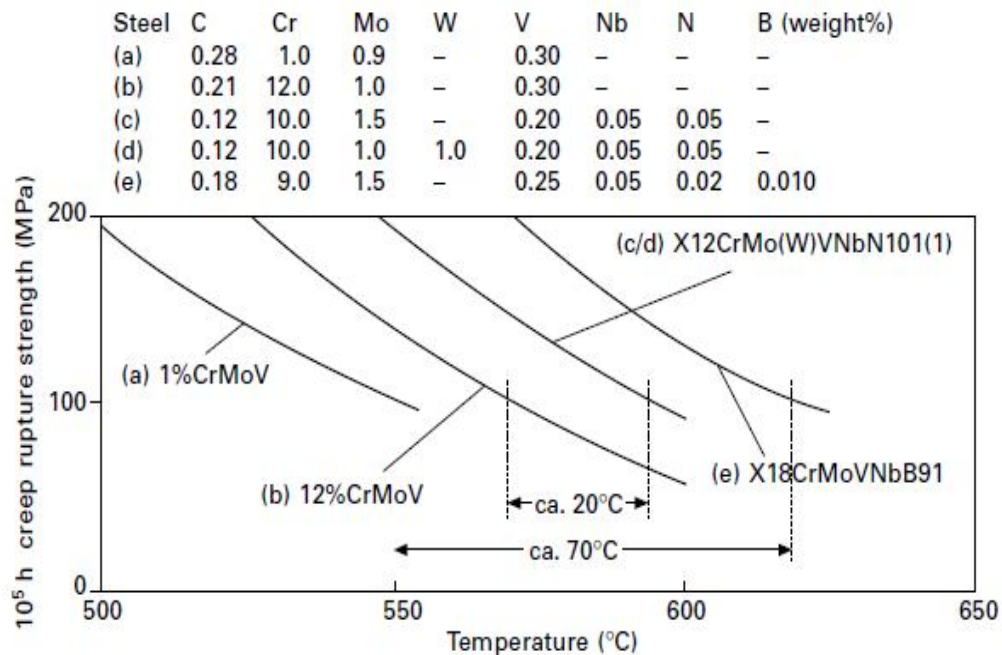


Figura 4.5-4 – Resistenza a creep in 100000 ore di acciai per un rotore di una turbina a vapore in funzione della temperatura di prova

Finora, il più lungo periodo di prova è stato di 100000 ore. Questo acciaio è stato utilizzato principalmente in avanzati impianti di potenza a vapore in Europa; successivamente, è stato per molte valvole e involucri di turbine in nuovi impianti. L'acciaio per tubi, E911, sviluppato sotto il COST 501, è caratterizzato da una composizione chimica abbastanza simile. Il contenuto di cromo è stato ridotto di circa il 9% [49]. Anche il contenuto di nichel è nettamente inferiore in quanto, a causa del basso contenuto di cromo, non c'è rischio della presenza di ferrite delta. In base ai risultati fino a 100000 ore, la resistenza a creep di questo acciaio è stata stimata essere di 98 MPa a 600°C e in 100000 ore.

Anche l'acciaio nr. 11 è basato sul lavoro di ricerca di Fujita. E' un acciaio per tubi 9%Cr addizionato con 0.10%C–1.8%W–0.5%Mo–0.2%V–0.06%Nb–0.05%N e con circa lo 0.003% di boro e temprato a circa 750°C. E' stato sviluppato nella seconda metà degli anni 80 sotto la classificazione NF 616 (P92) [50]. Sulla base delle prove di creep fino a 100000 ore, la resistenza a creep è stimata essere 113 MPa a 600°C e in 100000 ore [51].

Un simile acciaio per tubi, l'HCM 12A (P122), acciaio nr. 12, è stato sviluppato in Giappone addizionato con un alto contenuto di cromo dell'11% allo scopo di migliorare la resistenza all'ossidazione. Circa l'1% di rame è stato aggiunto per ridurre la tendenza alla formazione di ferrite delta causata dal più alto contenuto di cromo [52]. La più recente valutazione dei risultati disponibili per prove di creep a lungo termine porta a una resistenza a creep stimata di 101 MPa a 600°C e 100000 ore [53]. La Figura 4.5-5 confronta la resistenza a creep in 100000 ore in funzione della temperatura per nuovi acciai per tubi.

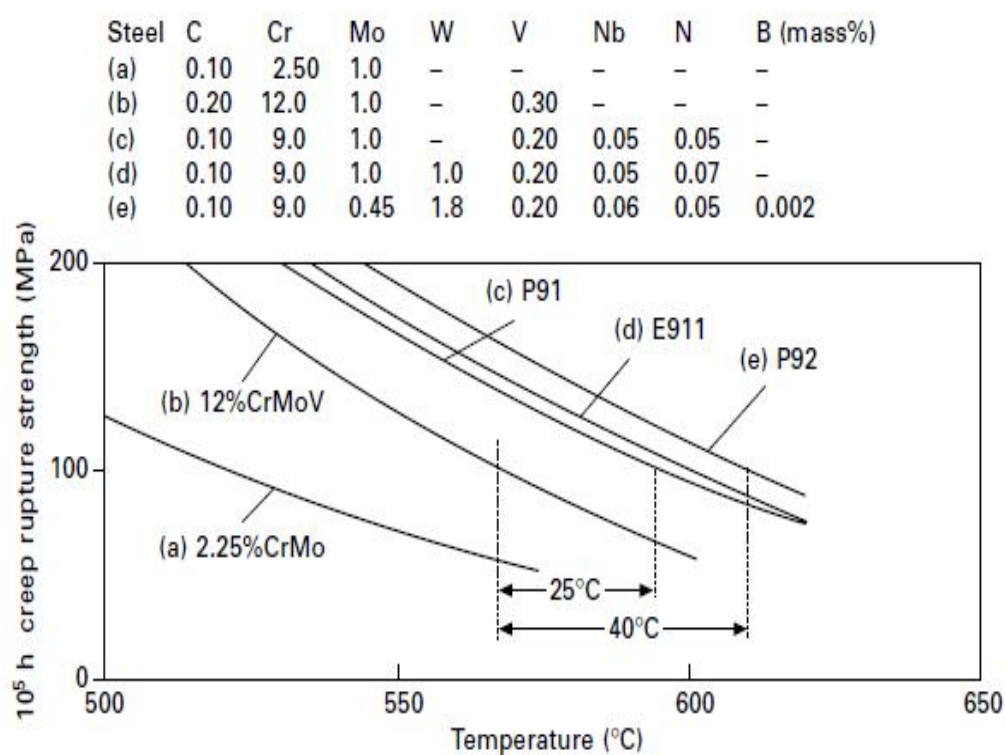


Figura 4.5-5- Resistenza a creep in 100000 ore di acciai per tubi in funzione della temperatura di prova

In aggiunta all'acciaio per tubi P91, tutti e tre gli acciai per tubi (E 911, NF 616 e HCM 12A) vengono usati con successo per avanzati impianti di potenza a vapore.

4.5.2 Sviluppo di acciai 10-11%Cr per turbine a vapore fino a 650°C

Sulla base dell'esperienza con gli acciai sviluppata con temperature fino a 620°C, i principali elementi di lega necessari ad ottenere un ulteriore aumento della

resistenza a creep di 100 MPa in 100000 ore alla temperatura di esercizio e a migliorare la resistenza all'ossidazione sono molto simili ai programmi di ricerca giapponese ed europeo:

- aumento del contenuto di cromo del 10-11% per migliorare la resistenza all'ossidazione al vapore;
- riduzione nel contenuto di silicio, manganese e nichel al livello più basso possibile per migliorare la resistenza a creep;
- aggiunta di 3-6%Co per ridurre la velocità di diffusione e per prevenire la formazione di ferrite delta;
- aggiunta di 0.002-0.018% di boro per stabilizzare i carburi $M_{23}C_6$ attraverso la formazione di $M_{23}(C,B)_6$;
- aggiunta del 3%W (Giappone) oppure dell'1.5%Mo (Europa) per migliorare il "solution hardening" e per stabilizzare i carburi $M_{23}C_6$ e $M_{23}(C,B)_6$;
- studio dell'influenza del contenuto di carbonio sulla velocità di diffusione e sui precipitati $M_{23}C_6$.

La Tabella 4.5-2 fornisce una panoramica della composizione chimica delle colate di prova europee e giapponesi.

Nessuna di queste versioni incontra la necessità dell'uso a 650°C. Un confronto diretto tra la resistenza a creep delle versioni testate è solo possibile in parte poiché, come regola, i risultati sono mostrati solo sotto forma di diagrammi di Larson-Miller. Gli studi sulle colate MTR e TOS/JSW hanno portato allo sviluppo degli acciai MTR 10 A e TOS 110 che sono anche stati testati per rotori più grandi [55][57]. Per questi due acciai è fornita una massima temperatura di applicazione di 630°C.

La Figura 4.5-6 mostra la resistenza a creep della versione più debole (FB6) e della versione più resistente (FB8) del programma COST a 650°C a confronto con l'acciaio originale FB2 [58][59].

Type	C	Si	Mn	Cr	Mo	W	Co	Ni	V	Nb	N	B
COST Programme												
Master steel:												
FB2 (625°C)	0.13	0.05	0.80	9.3	1.50	–	1.0	0.15	0.20	0.05	0.020	0.010
Test Melts:												
FB5	0.13	0.09	0.09	10.1	1.46	–	2.85	0.15	0.20	0.06	0.017	0.010
FB6	0.14	0.10	0.10	11.2	1.45	–	2.93	0.15	0.22	0.08	0.016	0.009
FB7	0.16	0.12	0.08	10.2	1.54	–	2.97	0.17	0.20	0.07	0.019	0.009
FB8	0.17	0.09	0.09	11.1	1.46	–	2.94	0.20	0.21	0.07	0.023	0.010
FB9	0.18	0.08	0.08	11.0	1.48	–	6.03	0.13	0.20	0.06	0.017	0.009
FB10	0.12	0.03	0.12	10.3	0.90	0.42	3.02	0.17	0.21	0.07	0.030	0.010
FB11	0.19	0.02	0.11	11.1	0.90	0.42	3.02	0.17	0.21	0.07	0.020	0.009
Japan												
HR1200/20t ingot	0.09	0.02	0.50	11.0	0.23	2.60	2.50	0.51	0.22	0.07	0.020	0.018
HR1200/80t ingot	0.10	0.06	0.46	10.2	0.14	2.50	2.40	0.25	0.21	0.07	0.020	0.013
HR1200/C	0.12	0.03	0.50	10.3	0.16	2.51	1.18	0.04	0.19	0.07	0.018	0.011
HR1200/D	0.13	0.03	0.18	10.5	0.14	2.40	1.17	0.11	0.23	0.07	0.023	0.011
HR1200/E	0.14	0.03	0.15	10.1	0.18	2.41	1.45	0.18	0.20	0.07	0.018	0.011
MTR various	0.10–	0.04–	0.06–	10.1–	0.33–	0–	0–	0.02–	0.17–	0.05–	0.021–	0–
test melts	0.12	0.10	0.50	11.6	2.50	1.96	6.0	0.30	0.21	0.06	0.076	0.008
MTR10A pilot rotor	0.11	0.05	0.06	10.2	0.71	1.76	3.7	0.06	0.20	0.05	0.029	0.004
TOS/JSW	0.11	0.04	0.08	10.3	0.70	1.80	3.02	0.20	0.20	0.06	0.018	–
test melts	0.11	0.03	0.08	10.2	0.70	1.76	2.98	0.21	0.20	0.06	0.020	0.009
	0.11	0.04	0.08	10.2	1.51	–	2.95	0.21	0.20	0.06	0.018	–
	0.11	0.05	0.08	10.1	1.54	–	2.98	0.19	0.20	0.06	0.018	0.008
	0.11	0.03	0.08	10.1	0.69	1.81	2.95	0.20	0.20	–	0.022	–
	0.11	0.03	0.08	10.1	0.72	1.78	2.97	0.20	0.20	–	0.019	0.009
	0.11	0.03	0.08	10.2	0.70	1.81	2.97	0.20	–	0.06	0.019	–
	0.11	0.03	0.08	10.2	0.70	1.78	2.97	0.20	–	0.06	0.020	0.008
TOS110 pilot rotor nominal	0.11	0.08	0.10	10.0	0.65	1.80	3.0	0.20	0.02	0.05	0.020	0.010

WIPNL 2304

Tabella 4.5-2 – Composizione chimica delle colate di prova studiate in Europa e in Giappone

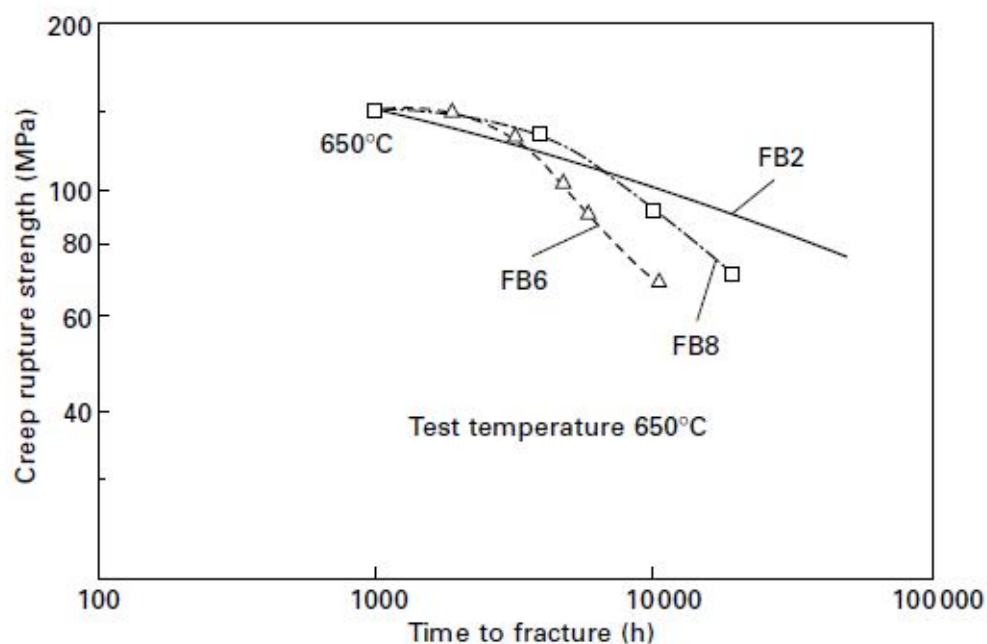


Figura 4.5-6 – Resistenza a creep degli acciai COST FB2, FB6 e FB8 in funzione del tempo a rottura a 650°C

Per periodi di prova al di sotto di 10000 ore, le colate FB6 e FB8 sono inferiori alla curva di resistenza a creep dell'acciaio originale 9%Cr FB2 che è adatto per

un uso fino a circa 625°C. La resistenza a creep a 650°C dei lingotti HR1200/80t e HR1200/C è mostrata in Figura 4.5-7.

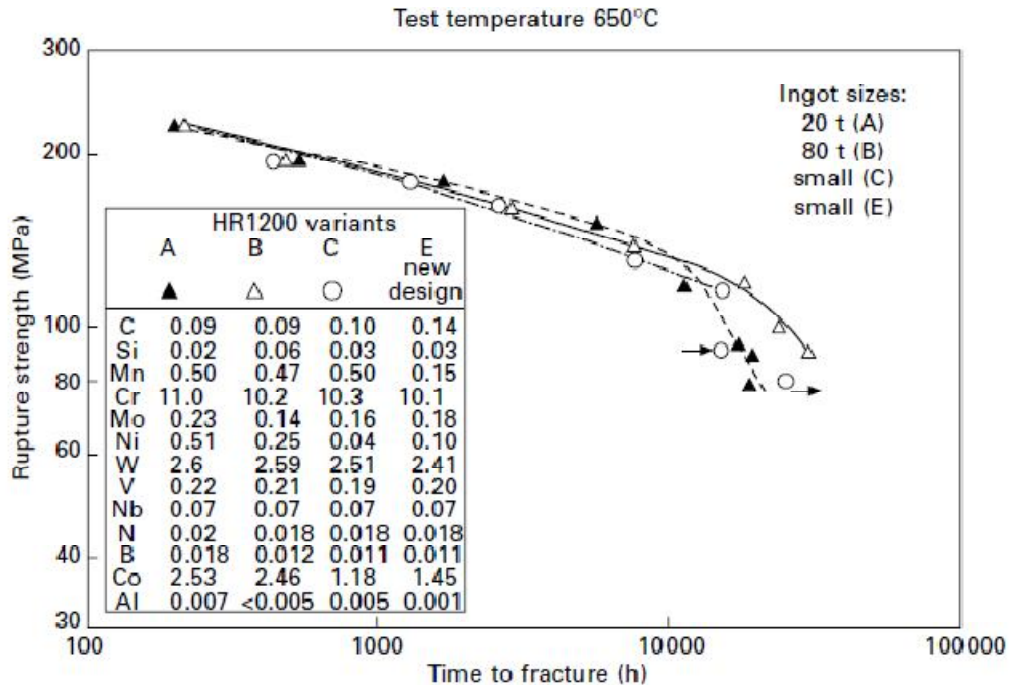


Figura 4.5-7 – Resistenza a creep degli acciai HR1200 (varianti A-B-C) in funzione del tempo a rottura a 650°C

Dopo 10000-20000 ore le versioni HR1200/20t e HR1200/80t (varianti A e B) mostrano una netta riduzione nella resistenza a creep. Sulla base di prove pubblicate in letteratura a 15000 ore, il comportamento a lungo termine della versione HR1200/C non può essere stimato. Secondo i risultati delle indagini nella microstruttura delle versioni FB6 e FB8 del programma COST, il netto calo della resistenza a creep è principalmente causato dalla precipitazione della fase Z $\text{Cr}_2(\text{Nb,V})_2\text{N}_2$ che si forma a scapito delle precipitazioni MX [54][61]. Un altro fatto sorprendente è un notevole coarsening delle precipitazioni M_{23}C_6 e delle fasi di laves. Un significativo coarsening delle precipitazioni M_{23}C_6 e delle fasi di laves è stato anche trovato in studi sulle versioni HR1200/20t e HR1200/80t [60]. E' significativo, nel considerare l'interpretazione dei risultati degli studi nella microstruttura di queste colate, che i provini sollecitati a creep in acciaio TAF, B2 e FB2 non hanno mostrato precipitazioni della fase Z, bensì precipitazioni MX e un minimo coarsening delle precipitazioni M_{23}C_6 [61][62]. E' stata riportata

l'influenza del 8.56–11.59%Cr sulla resistenza a creep a 650°C per un acciaio che é addizionato con lo 0.10%C–3%W–3%Co–0.70%Mo–0.15%V–0.06%Nb–0.02%N–0.01%B [63]. La Figura 4.5-8 presenta una panoramica dei risultati.

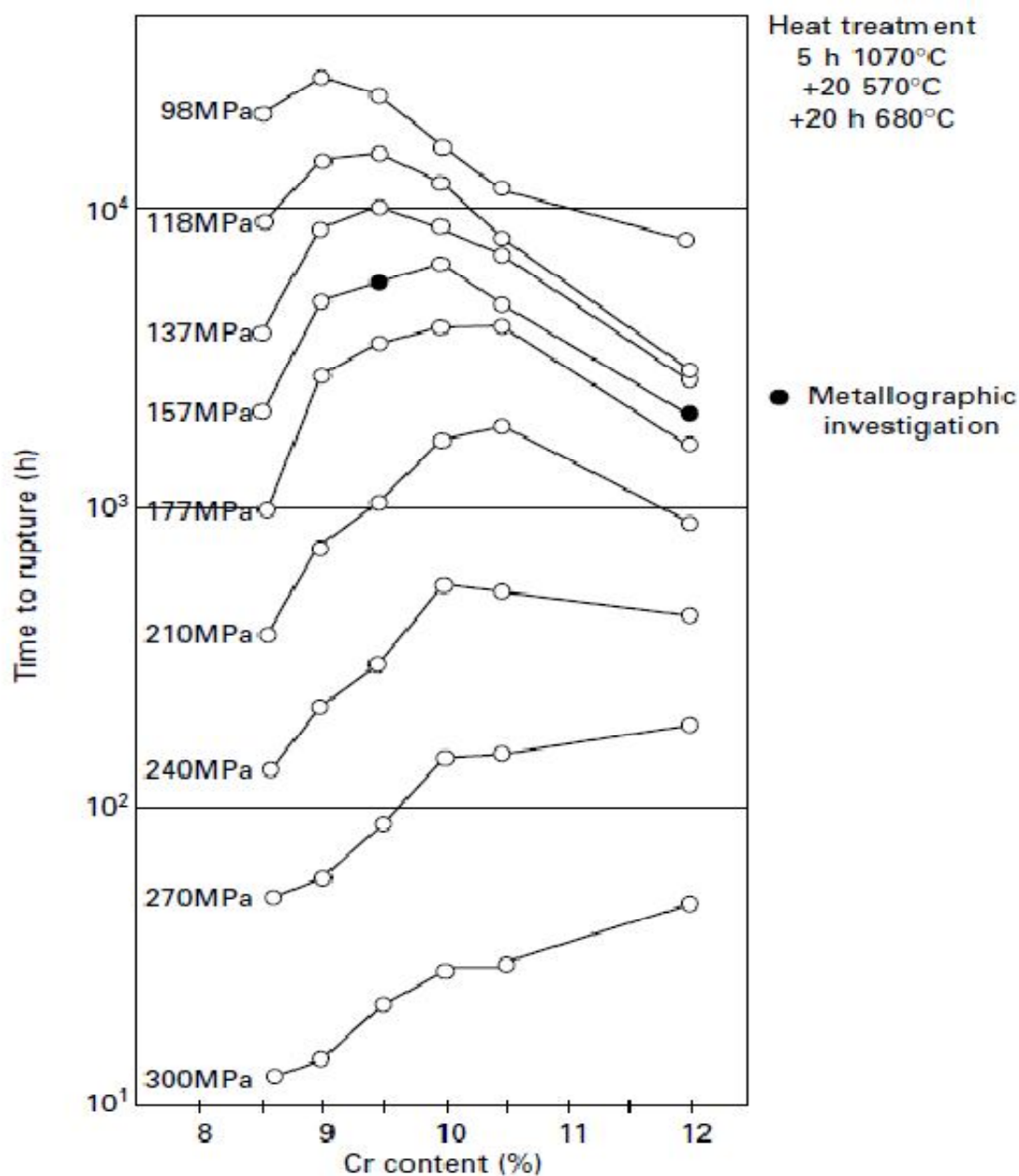


Figura 4.5-8 – Resistenza a creep degli acciai 8.5–12%Cr–3.5%W–3%CoVNbB in funzione del contenuto di cromo , sforzo applicato e tempo di rottura a 650°C

La sintesi include i dettagli del tempo a rottura in funzione del contenuto di cromo e del livello di sforzo nel range di 300÷98 MPa. Nel range a lungo termine, vale a

dire per livelli di sforzo più bassi, la procedura di alligazione con circa il 9%Cr esibisce una resistenza a creep più alta, mentre nel range a breve termine la lega con circa l'11.5%Cr rivela la più alta resistenza a creep.

Indagini nella microstruttura di provini sollecitati a creep con 157 MPa delle versioni 9.5%Cr e 11.5%Cr hanno mostrato i seguenti risultati dopo periodi di rottura di 5289 ore e di 1928 ore rispettivamente. Per la prima serie di risultati sull'acciaio 11.5%Cr, la densità delle dislocazioni decresce, si formano i sottogranì e si può osservare una debole fase laves in direzione assiale. Per la seconda serie di risultati sull'acciaio 9.5%Cr, la larghezza assiale rimane stretta e la densità dislocazionale è più alta di quella dell'acciaio 11.5%Cr e inoltre un significativo valore della fase laves precipita nella struttura assiale. La conclusione è che il coarsening dei precipitati, così come la fase laves, è aumentato e che il recovery della microstruttura non può essere fermato negli acciai a più alto contenuto di cromo.

4.5.3 Sviluppo di acciai 11%Cr per tubi e testate per impianti a vapore a 650°C

Sulla base dell'esperienza con gli acciai sviluppati con temperature fino a 620°C, i principali alliganti necessari per ottenere un ulteriore incremento della resistenza a creep in modo da raggiungere 100 MPa per 100000 ore alla temperatura di esercizio e per migliorare la resistenza all'ossidazione sono simili a quelli dei programmi di ricerca intrapresi in Giappone e in Europa [64][65][66]:

- aumento del contenuto di cromo di circa l'11% per migliorare la resistenza all'ossidazione in vapore;
- aggiunta di 1-3% di cobalto per ridurre la velocità di diffusione e per prevenire la formazione di ferrite delta;
- aggiunta dello 0.003-0.012% di boro per stabilizzare i carburi $M_{23}C_6$ attraverso la formazione di $M_{23}(C,B)_6$;
- aggiunta dello 0.3-3% di tungsteno e/o dello 0.15-1.5% di molibdeno (Europa) per migliorare il "solution hardening" e per stabilizzare i carburi $M_{23}C_6$ e $M_{23}(C,B)_6$;

- aggiunta dello 0.07% di tantalio e dello 0.04% di neodimio per migliorare la resistenza a creep per mezzo di nitruri fini e stabili.

La Tabella 4.5-3 fornisce una panoramica della composizione chimica delle colate di prova giapponesi ed europee.

Type	C	Si	Mn	Cr	Mo	W	Co	Ni	V	Nb	N	B
COST programme ⁶³												
Master steel												
P91:	0.10	0.35	0.45	8.75	1.00	–	–	0.20	0.21	0.080	0.050	–
F1	0.16	0.15	0.09	11.0	1.04	0.32	2.12	0.14	0.26	0.065	0.059	0.009
F2	0.16	0.30	0.22	11.1	1.04	0.32	2.16	0.43	0.27	0.067	0.060	0.011
Master steel												
P 92:	0.10	0.40	0.50	9.0	0.45	1.8	–	0.15	0.20	0.060	0.045	0.003
F	0.11	0.40	0.50	11.5	0.28	1.4	1.30	0.23	0.24	0.065	0.056	0.003
F3	0.15	0.30	0.22	11.2	0.50	2.1	2.15	0.44	0.26	0.068	0.063	0.009
Master steel												
B2:	0.17	0.07	0.06	9.34	1.55	–	–	0.12	0.27	0.064	0.015	0.010
A	0.19	0.10	0.52	11.6	1.48	–	–	0.20	0.26	0.058	0.015	0.004
B	0.18	0.10	0.51	11.5	1.48	–	–	0.25	0.26	0.058	0.047	0.004
Master steel												
FB2:	0.13	0.05	0.82	9.32	1.47	–	0.96	0.16	0.20	0.05	0.019	0.009
C	0.16	0.09	0.53	11.3	1.46	–	0.90	0.26	0.25	0.047	0.063	0.006
D	0.16	0.10	0.50	11.4	1.48	–	1.06	0.26	0.25	0.058	0.063	0.012
E	0.13	0.10	0.49	11.3	1.44	–	3.06	0.28	0.25	0.057	0.051	0.008
G	0.16	0.10	0.50	11.4	1.46	–	1.49	0.27	0.27	0.044	0.050	0.008
Pilot pipes	0.12	0.50	0.35	11.5	0.30	1.5	1.6	0.30	0.25	0.050	0.065	0.005
VM12 ⁶⁴												
Japan												
Results of investigations of various test melts												
NF12 ⁶⁵	0.10	0.35	0.50	10.2	0.15	2.5	2.0	<0.10	0.22	0.07	0.02	0.005
SAVE 12 ⁶⁵	0.10	0.30	0.20	11.0	–	3.0	3.0	<0.10	0.20	0.07	0.04	0.07Ta 0.04Nd

Tabella 4.5-3 – Composizione chimica delle colate di prova per tubi e testate studiate in Europa e in Giappone

Nessuna delle analisi di riferimento soddisfa le necessità per un uso a 650°C. La Figura 4.5-9 mostra un confronto tra i risultati pubblicati per gli acciai VM12, NF12 e SAVE12 per quanto riguarda la resistenza a creep prefissata per 650°C [67][68][69].

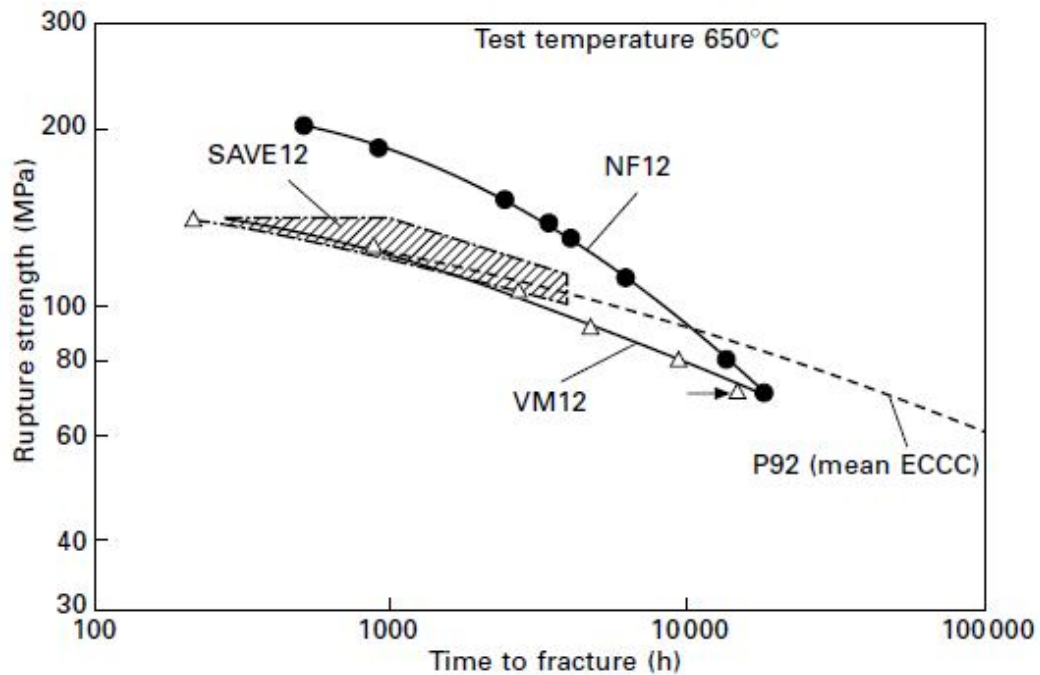


Figura 4.5-9 – Resistenza a creep per gli acciai per tubi NF12, SAVE12 e VM12 in funzione della durata della prova a 650°C a confronto con il comportamento dell'acciaio per tubi 9%Cr P92

Il comportamento è paragonabile con la resistenza a creep stabilita per gli acciai in Tabella 4.5-2, che è, con i contenuti del 10-11% di cromo e di cobalto, di circa il 3%. I risultati delle indagini nella microstruttura sono stati pubblicati finora solo per la versione NF12. Dopo carichi in condizioni di creep per 15000 ore a 650°C si è scoperto che la precipitazione della fase Z ha avuto luogo a scapito della precipitazione MX [70].

4.5.4 Progetto di ricerca giapponese NIMS STX 21 per componenti di caldaie a parete spessa

Il progetto di ricerca giapponese STX 21, partito nel 1995 [71], abbraccia uno studio più completo della durata di circa 15 anni riguardante l'influenza degli elementi alliganti sulla resistenza a creep e sulla resistenza all'ossidazione degli acciai ferritico-martensitici per componenti di caldaie a parete spessa per impianti di potenza avanzati. L'indagine sistematica riguardante i principali requisiti delle proprietà del materiale per tubi a vapore e testate copre:

- la resistenza a creep per 10^5 ore a 650°C;

- la resistenza all'ossidazione in vapore;
- saldabilità e resistenza a creep di giunti saldati;
- fatica termica;
- proprietà di impatto e di lavorabilità a caldo.

La Figura 4.5-10 mostra la filosofia di progetto di un acciaio 9%Cr [72] con gli alliganti W, Mo, Ni, Cu, Co, Si, V, Nb, Ta, C, N e B e le loro proprietà specifiche.

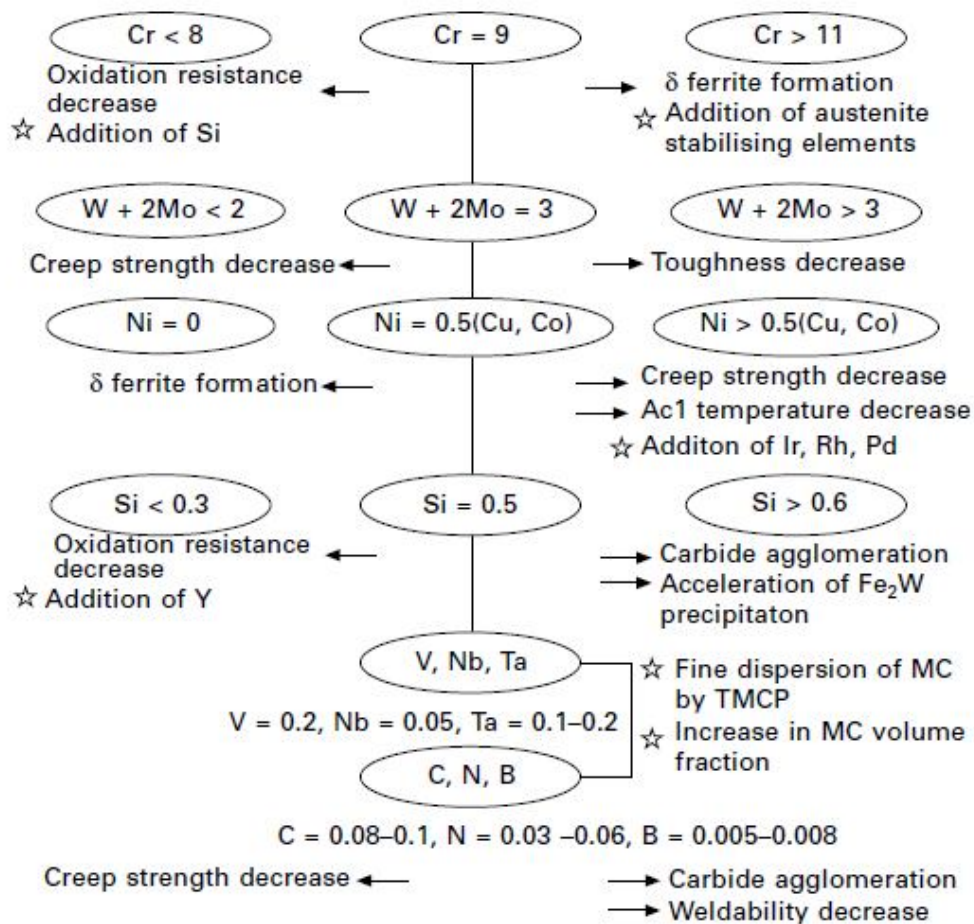


Figura 4.5-10 – Filosofia di progetto delle leghe NIMS per acciai ferritici ad alto contenuto di cromo per caldaie ultrasupercritiche (USC)

In aggiunta, sono state testate ulteriori versioni. La Tabella 4.5-4 fornisce una panoramica delle variazioni degli elementi studiati con il progetto.

Type	C	Si	Mn	Cr	Mo	W	V	Nb	N	Co	B			
9CrW	0.10	0.30	0.50	9.0	–	– 1 2 4			0.02					
9CrWMo	0.03	0.30	0.50	9.0	3 2.8 2.5 1.9 <0.01	0.003 0.10 0.33 0.62 1.54	0.22	0.05	0.05					
9CrWN	0.10	0.30	0.50	9.3	–	3.3	0.20	0.05	0.054 0.026 0.001	3.0	0.005			
9CrWB	0.03	0.30	0.50	9.0	–	3.0	0.20	0.05	0.02	3.0	0.014			
9CrCoTiAl	0.10	0.01	0.01	9.0	–	–	0.20	0.05	0.05	3.0		0.014 (Ti+Al)		
9–12Cr WSiTiY (Oxidation– tests)	0.14	–0.01 0.30 0.50	<0.01	Var. 8.5 10	–	2.0	0.20	0.05	0.05	–		Var. Ti 0	Var.Y 0 0.05	Var. Al 0.001
9CrWCoPd	0.03	0.80 1.0 0.30		12	–	3.0	0.20	0.05	0.05	0+3	0.005	0.05 0.10 0Pd 1Pd 3Pd	0.10	0.008
9CrWVTa	0.10	0.30	0.50	9.0	–	3.0	0.20	0.05	0.05			0.02 Ti		
ODS 10CrTiY ₂ O ₃	0.055 –0.12			9 –13	–	2						0.12 +0.22 Ti	Y ₂ O ₃ 0.08 –0.35	
ODS 12CrWY ₂ O ₃	<0.05			12.3	–	0–3						0–0.39 Ti	Y ₂ O ₃ 0.24 –0.25	

Tabella 4.5-4 – Composizione chimica di acciai testati per tubi e caldaie del progetto NIMS STX 21

Gli aggiornamenti delle prove in corso sono stati rilasciati in occasione di conferenze internazionali. La migliore versione è stata stabilita essere un acciaio con 0.08%C–9%Cr–3%W–3%Co–0.20%V–0.05%Nb–0.008%N–0.014%B [73]. Si è constatato che un’aggiunta di boro superiore allo 0.01% per un acciaio 9%Cr migliora notevolmente la resistenza a creep a lungo termine. Il boro stabilizza la struttura martensitica degli acciai 9%Cr–3%W–3%Co durante la deformazione da creep a 650°C attraverso la stabilizzazione di $M_{23}C_6$ in corrispondenza dei bordi grano dell’austenite per mezzo di un arricchimento di boro nei carburi $M_{23}C_6$. Un ulteriore miglioramento della resistenza a creep in questo acciaio ad alto contenuto di boro è stato realizzato per mezzo dell’aggiunta dello 0.008% di azoto migliorando la precipitazione della MX. L’acciaio esibisce anche una buona duttilità.

La Figura 4.5-11 presenta una panoramica dell’influenza del boro e dell’azoto sulla resistenza a creep di un acciaio 9Cr3W3CoVNbNB a 650°C messo a confronto con gli acciai TAF e P92.

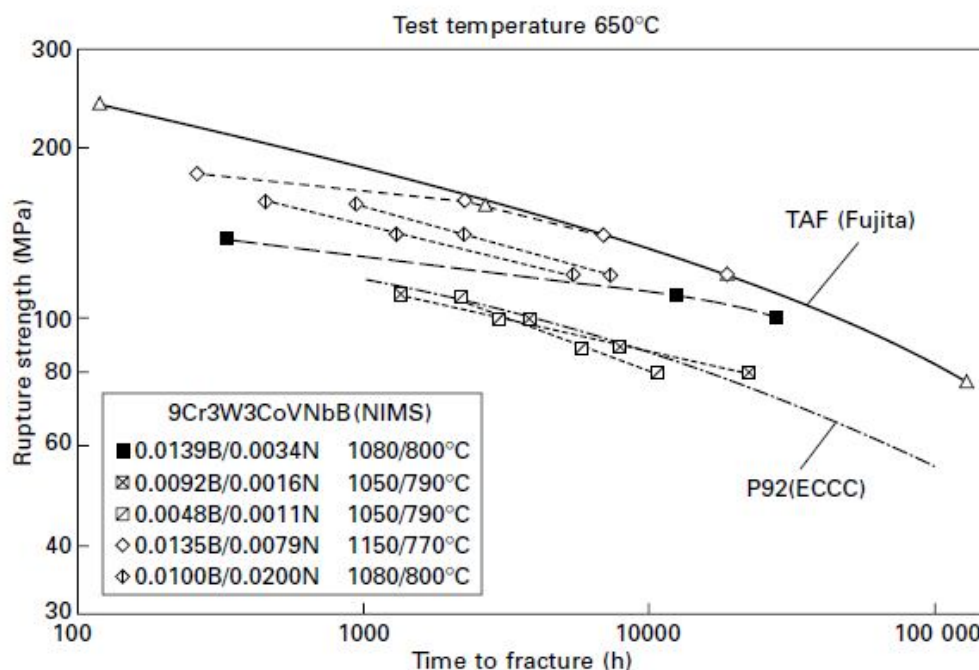


Figura 4.5-11 – Resistenza a creep dell'acciaio 9Cr3W3CoVNbB NIMS in funzione del contenuto di boro e di azoto, del trattamento termico e del tempo a rottura messo a confronto con il comportamento dell'acciaio per tubi 9%Cr P92 e dell'acciaio TAF

La resistenza a creep della migliore versione dell'acciaio 9%Cr con lo 0.014% di boro e con lo 0.008% di azoto si correla nel range a lungo termine con la resistenza a creep dell'acciaio TAF. Considerando i risultati finora disponibili, si può concludere che, sulla base della presente composizione chimica, è realizzabile una resistenza a creep di 100 MPa a 650°C in 100000 ore. Sulla superficie dell'acciaio 9%Cr viene applicata una protezione ricca di cromo per mezzo di una combinazione di aggiunte di silicio e trattamento pre-ossidante in gas argon a 700°C per 20 ore. Questo migliora in modo significativo la resistenza all'ossidazione degli acciai 9%Cr a 650°C [74].

4.6 Sviluppo storico degli acciai austenitici

4.6.1 Storia degli acciai austenitici

L'acciaio austenitico legato al nichel è stato derivato dalle leghe 25%Ni-Fe alloy e 25%Ni-5 to 8%Cr-Fe fuse da Krupp in Germania nel 1893 e nel 1894, rispettivamente [75]. Krupp anche ha prodotto le leghe 35%Ni-13÷14%Cr-Fe e

25%Ni–8÷15%Cr–Fe per uso in termocoppie nel 1910 [75]. Krupp ha continuato lo sviluppo di una serie di acciai Ni–Cr–Fe e ha identificato un acciaio martensitico 10%Cr–2%Ni e un acciaio austenitico 20%Cr–5%Ni nel 1912 come acciai inossidabili [76]. Quest’ultimo è stato classificato come V2A nel 1922 (V per *Versuchstahl*, letteralmente acciaio sperimentale, 2 come il numero di sviluppo, e A per austenitico e venduto come un acciaio austenitico da usare solo dopo ricottura per la resistenza a corrosione nei tubi, macchinari e ambienti acidi [77].

Un acciaio austenitico convenzionale 18%Cr–8%Ni fu derivato dal V2A alla metà degli anni 20, ottimizzando il contenuto di cromo e di nichel al fine di massimizzare il vantaggio economico di mantenere la struttura austenitica [78]. Dato che questi acciai austenitici sono soggetti a gravi corrosioni intergranulari nelle zone saldate, è stata effettuata un’ampia indagine sul meccanismo di corrosione e un miglioramento degli acciai è stato effettuato presso Krupp intorno al 1930. Di conseguenza, sono stati sviluppati acciai austenitici utilizzando come elementi di lega titanio, vanadio, niobio e tantalio e riducendo il contenuto di carbonio a un massimo di 0.07% ottenendo così un acciaio a grano fine con una fine distribuzione di carburo di cromo [79]. Questi acciai sono versioni originali degli acciai convenzionali Type 321 e Type 347. Il Type 316 è stato ottenuto da un acciaio 18%Cr–8%Ni contenente il 3% di molibdeno per uso in ambienti con cloruro di ammonio e acido solforico come una lega resistente alla corrosione. A quei tempi (primi anni 30), è stato visto che l’aggiunta di una giusta combinazione di molibdeno e rame forniva una migliore resistenza alla corrosione contro l’acido solforico e così l’acciaio 18%Cr–8%Ni–2%Mo–2%Cu fu sviluppato da Krupp. Dal punto di vista della migliore lavorabilità a freddo degli acciai austenitici, gli elementi che originano austenite come manganese e rame sono stati molto usati per sviluppare diversi nuovi acciai, chiamati 19-9LW(19%Cr–9%Ni–1.25%Mo–1.25%W–NbTi), 19-9DX(19%Cr–9%Ni–1.5%Mo–1.2%W–Ti) e 17-14CuMo [81], modificati da Krupp V6A per mezzo di Armco Steel in USA [80]. Questi acciai con struttura austenitica stabilizzata esibiscono non solo resistenza alla corrosione da parte dell’acido solforico ma anche resistenza alle alte temperature e al creep.

La Figura 4.6-1[82] mostra l'aumento della resistenza a creep di acciai resistenti alle alte temperature per serbatoi, mostrata in termini di variazione della resistenza a creep in 100000 ore a 600°C, per materiali sviluppati durante il ventesimo secolo.

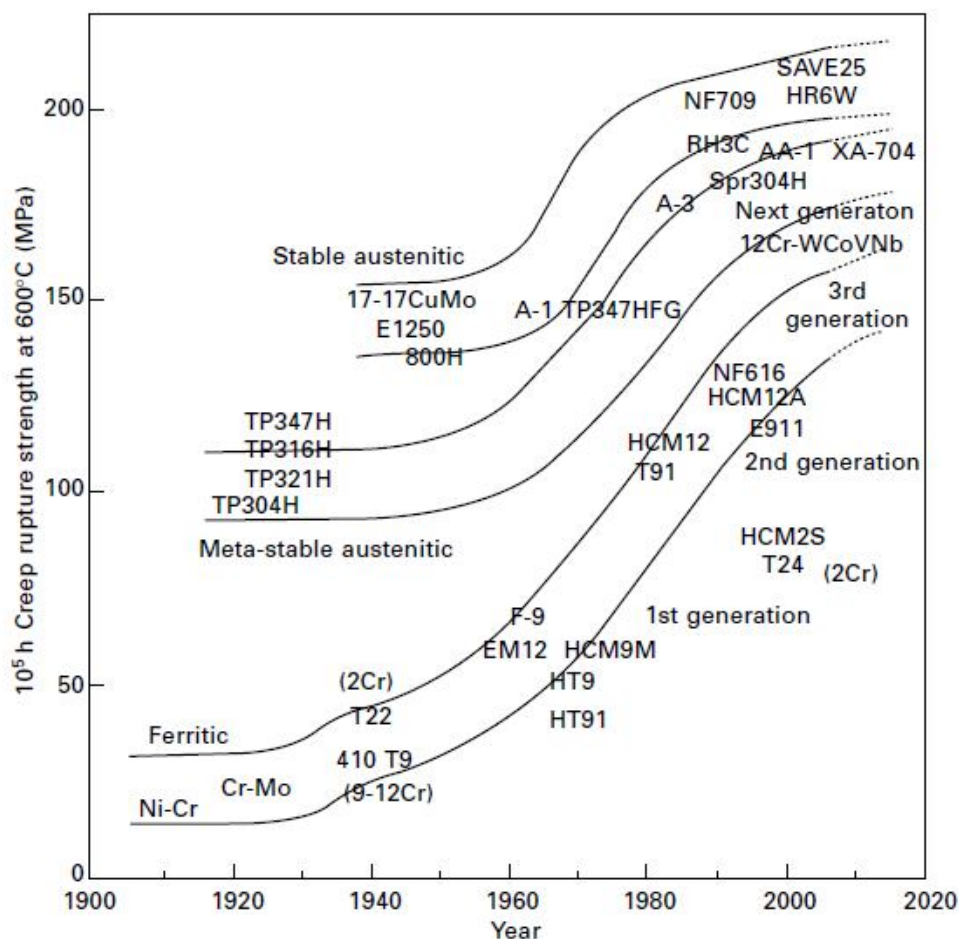


Figura 4.6-1 – Miglioramento storico nella resistenza a creep di acciai per serbatoi

Dopo la Seconda Guerra Mondiale, gli acciai 18%Cr–8%Ni precedentemente sviluppati in Germania prima della guerra furono usati per applicazioni dove occorreva la resistenza alle alte temperature e in impianti chimici a livello mondiale, rendendo possibile l'aumento di pressione e di temperatura negli impianti di potenza. Inoltre, negli anni 50 furono realizzati impianti di potenza con pressioni ultracritiche usando questi acciai austenitici per i componenti. Per esempio, l'acciaio TP316H fu usato per serbatoi e tubi di vapore e gli acciai 17-14CuMo e TP321H per tubi di reattori. L'acciaio autentico Esshete 1250 (15%Cr-

10%Ni-6%Mn-1%MoVNbB) [83] fu anche usato nel Regno Unito per componenti a parete sottile. Negli anni 50 fu sviluppata la lega 800H ad alto contenuto di nichel e fu messa in servizio negli USA come un acciaio alto-resistenziale e anticorrosivo in sostituzione delle leghe base nichel. Ricordiamo che questi acciai austenitici furono sviluppati come materiali resistenti alla corrosione e inaspettatamente mostrarono una buona resistenza al creep. Dal punto di vista del miglioramento della resistenza a creep degli acciai 18%Cr-8%Ni, gli studi sugli acciai austenitici iniziarono negli anni 60. Il Tempaloy A-1 [84] fu sviluppato per mezzo dell'ottimizzazione del titanio e del niobio dell'acciaio 18%Cr-8%Ni nei primi anni 70, seguito dall'acciaio TP347H ad alta resistenza termo meccanica e struttura del grano fine nei primi anni 80, classificato come TP347HFG [85] per usi in reattori come materiale resistente al creep e all'ossidazione. Successivamente, furono sviluppati molti altri acciai austenitici 18%Cr-8%Ni con elevato miglioramento della resistenza a creep come il Super304H [86], il XA70487 [87] e il Tempaloy AA-1 [88].

Insieme al gruppo di acciai austenitici ad alto contenuto di cromo e di nichel, tra gli anni 80 e gli anni 90 furono sviluppati molti nuovi acciai austenitici con contenuto di nichel relativamente basso. Come mostrato in Figura 4.6-1, il miglioramento della resistenza a creep rispetto agli acciai ferritici è notevole. A proposito degli acciai ferritici, acciai basso-legati oppure acciai 9-12%Cr con una resistenza a creep di circa 40 MPa in 100000 ore (la metà o anche meno rispetto agli acciai 18%Cr-8%Ni) sono stati usati per molti anni

4.6.2 Progettazione di acciai austenitici resistenti a creep

Acciai resistenti alle alte temperature per applicazioni pratiche devono essere progettati prendendo in considerazione le loro condizioni di servizio e le condizioni ambientali, ed esaminando le diverse proprietà [89]. Tuttavia quando la progettazione delle leghe è stata sviluppata sulla base di modifiche agli acciai esistenti, sia la resistenza alla corrosione e all'ossidazione sia le proprietà generali del materiale sono attese essere molto simili a quelle dei materiali originali. Quindi, vengono esaminate le composizioni chimiche e le condizioni di trattamento termico con particolare attenzione ai miglioramenti riguardo la

resistenza a creep. La Figura 4.6-2 mostra il concetto di progettazione di leghe per quanto riguarda gli acciai austenitici resistenti alle alte temperature per migliorare la resistenza a creep attraverso le modifiche degli acciai già esistenti.

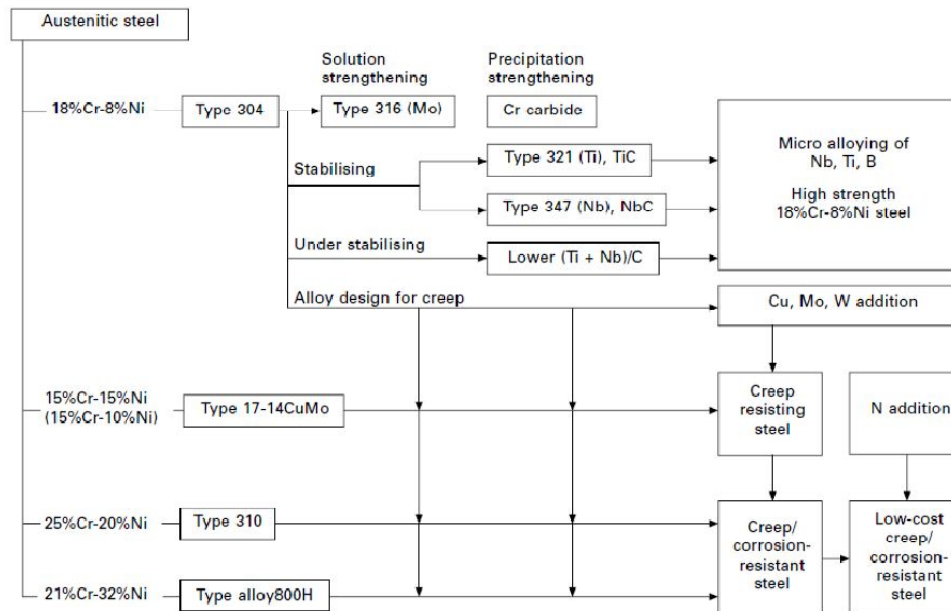


Figura 4.6-2 – Concetto generale della progettazione di leghe per quanto riguarda gli acciai austenitici resistenti alle alte temperature

In caso di acciai austenitici, la composizione chimica può essere di gran lunga classificata nelle quattro categorie mostrate in figura e la “solution strengthening” e la “precipitation strengthening” sono progettate in modo specifico per ognuna di queste categorie.

Gli acciai 18%Cr–8%Ni basati sugli acciai Type 304 includono gli acciai Type 316 “solution-strengthened” attraverso l’aggiunta di molibdeno , così come gli acciai Type 321 e Type 347 “precipitation-strengthened” attraverso l’aggiunta di titanio o niobio. Tuttavia, questi materiali sono stati originariamente sviluppati per impianti chimici come menzionato prima, puntando l’attenzione sulla resistenza alla corrosione, ma non furono progettati dal punto di vista della resistenza a creep. In accordo con ciò, viene usato un ulteriore miglioramento della resistenza dei precipitati attraverso l’”under-stabilising” [90] C e/o attraverso il progetto della composizione al fine di migliorare la resistenza a creep. Gli acciai 15%Cr-15%Ni oppure 21%Cr-30%Ni con una struttura a piena fase austenitica sono in

grado di avere un'alta resistenza a creep nella condizione "così com'è", anche se essi sono costosi a causa del loro alto contenuto di nichel. Gli acciai contenenti il 20% o più di cromo hanno un'eccellente resistenza alla corrosione e all'ossidazione, ma per mantenere una struttura pienamente austenitica è richiesto un contenuto di nichel almeno del 30%. Tuttavia, acciai austenitici con basso costo ed elevata resistenza possono essere progettati aggiungendo circa lo 0.2% di azoto per ridurre il contenuto di nichel e per combinare il meccanismo di rafforzamento come descritto sopra.

Le caratteristiche della progettazione di acciai austenitici resistenti alle alte temperature sono descritte qui di seguito. Come detto in precedenza, l'"under-stabilishing" è una tecnica per migliorare la resistenza a creep degli acciai 18%Cr-8%Ni. Questo metodo migliora la resistenza a creep attraverso l'affinamento della morfologia della precipitazione mediante il fissaggio del carbonio nelle leghe e la diminuzione degli elementi che formano carburi come il titanio e il niobio, che ostacolano la formazione di carburi di cromo, fino al punto in cui il loro contenuto è insufficiente per il fissaggio del carbonio. La Figura 4.6-3 [90] mostra ciò, e il punto di massimo della curva resistenza a creep in funzione del rapporto $(Ti + 0.5Nb)/C$ è in una posizione lontana dal punto di massimo relativo ai convenzionali acciai Type 321 e Type 347, indicando che la riduzione delle aggiunte di titanio e di niobio relative al contenuto di carbonio può essere utile.

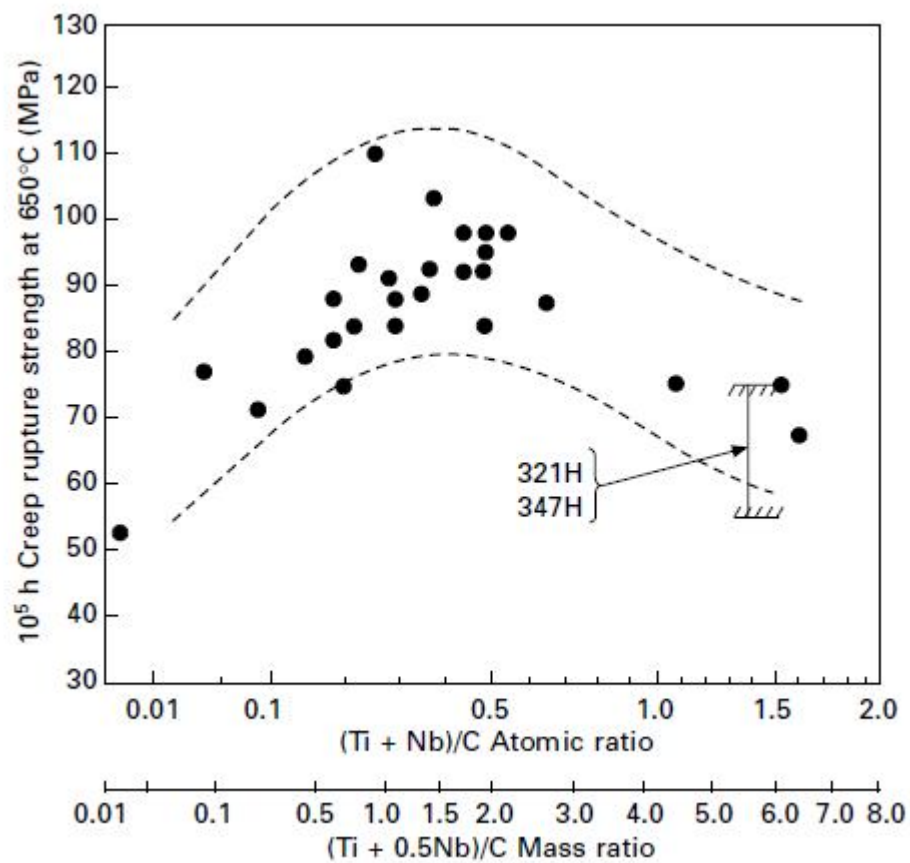


Figura 4.6-3 – Effetto del rapporto $(Ti + 0.5Nb)/C$ sulla resistenza a rottura dell'acciaio 18Cr10NiNbTi

La Figura 4.6-4 [86] mostra l'effetto delle aggiunte di rame e niobio sulla resistenza a creep dell'acciaio 18%Cr-9%NiNbN e dell'acciaio 18%Cr-9%NiCuN, rispettivamente.

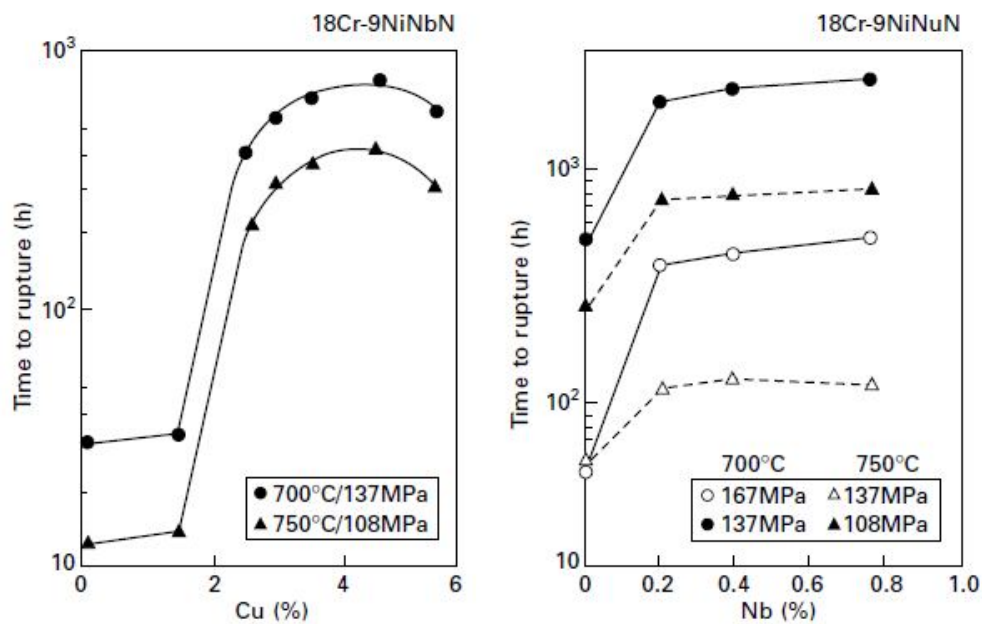


Figura 4.6-4 – Effetto del rame e del niobio sulla resistenza a rottura degli acciai 18Cr-8Ni

Sebbene l'aggiunta di cromo non mostri un sostanziale cambiamento fino a circa il 2%, è stato osservato un sostanziale miglioramento della resistenza a creep grazie a precipitati ricchi di cromo finemente dispersi attraverso un'aggiunta di cromo di circa il 3% o di più. Tuttavia, poiché la resistenza tende a saturarsi e siccome un calo della duttilità può accadere quando l'aggiunta di rame eccede il 3%, un'aggiunta di rame del 3% dovrebbe essere adatta. D'altro canto, l'effetto dell'aggiunta di niobio sulla resistenza a creep dell'acciaio 18%Cr-9%NiCu è significativo quando il contenuto di niobio eccede il 2% e viene saturata a una concentrazione di circa lo 0.4%, che non è sufficiente per stabilire lo 0.08%C di solito contenuto negli acciai 18%Cr-8%Ni grado H. Tutto ciò è stato menzionato sopra come un effetto dell'"under-stabilishing" sul miglioramento della resistenza a creep. Sono così stati sviluppati acciai Super304H ed altri tipi di acciai.

4.7 Conclusioni

Lo sviluppo di acciai resistenti a creep di un continuo sviluppo tecnologico nel corso del ventesimo secolo. L'urgente necessità di migliorare la resistenza a creep si basa sull'esigenza da parte delle industrie produttrici di impianti di potenza di

migliorare l'efficienza termica degli impianti di potenza a vapore aumentando la temperatura e la pressione del vapore allo scopo di ridurre il costo del carburante. Il maggiore contributo. Il maggior contributo circa l'incremento dell'efficienza negli impianti di potenza è rappresentato dallo sviluppo di acciai resistenti alle alte temperature con un'alta resistenza a creep in corrispondenza di un accettabile livello di duttilità. Il significato di queste proprietà del materiale non fu riconosciuto finché non si verificarono negli anni 30 i primi episodi di danneggiamento nelle turbine a vapore i quali misero in luce il fatto che la resistenza degli acciai usati in impianti di potenza operanti ad alte temperature dipende in modo significativo dal comportamento a creep del materiale per l'intero periodo di funzionamento. Sulla base di questa esperienza, si può dire che i valori di resistenza non dovrebbero essere determinati con prove a breve durata ma dovrebbe essere adottata una procedura per determinare la resistenza a rottura, la duttilità e la deformazione a creep di acciai resistenti ad alta temperatura per una prova di creep di circa 100000 ore.

Sulla base dei vari studi effettuati su acciai con diversi contenuti di Mo, Cr, Ni, V, CrMo, CrV, MnSi, MoMnSi, CrSiMo, CrNiMo, CrMoV e CrMnV, sviluppi a livello mondiale nella fabbricazione di serbatoi a vapore e di componenti per turbine a vapore hanno prodotto acciai basso-legati con composizioni chimiche di 0.15%C–0.3% to 0.5%Mo, 0.13%C–1%Cr–0.5%Mo e 0.10%C–2.25%Cr–1%Mo che sono tuttora in uso. Inoltre, negli anni 50, un acciaio MoV con 0.14%C–0.5%Mo–0.3%V con un'alta resistenza a creep è stato sviluppato in Europa per turbine a gas e successivamente qualificato con prove di creep a lungo termine per impianti a vapore. Nel campo della fabbricazione delle turbine, un acciaio con circa 0.25%C–1.25Cr–1%Mo–0.30%V è in uso a livello mondiale per rotori di turbine, serbatoi ed altri piccoli componenti.

Lo sviluppo di acciai 9-12%Cr resistenti alle alte temperature è stato fortemente motivato da due eventi principali: durante gli anni 50 dallo sviluppo di stazioni di potenza termica per la fornitura di impianti pubblici operanti a temperature di vapore nel range di 538÷566°C e durante gli anni 80 dallo sviluppo di stazioni di potenza operanti a temperature di vapore nel range di 600÷650°C con pressioni critiche fino a 350 bar. L'acciaio X22CrMoV 12 1 fu sviluppato negli anni 50 per

componenti di impianti di potenza a pareti sottili La sua resistenza a creep si basa sulla “solution hardening” e sulla precipitazione dei carburi $M_{23}C_6$. L'acciaio è stato applicato con successo in impianti di potenza per diverse decadi fino a temperature di circa 566°C

L'acciaio riportato in letteratura come mod. 9Cr1Mo o P91, è un acciaio di nuova generazione. E' stato sviluppato nell'ambito di un progetto USA negli anni 70 per la fabbricazione di tubi e serbatoi. Questo acciaio ha trovato larga applicazione in tutti gli impianti di potenza giapponesi ed europei con temperature di vapore fino a 600°C per tubi e piccoli componenti. L'aumento della resistenza a creep a paragone con l'acciaio 12%CrMoV è dovuto allo 0.05%Nb e allo 0.05%N che formano VN termicamente stabile e precipitati Nb(C,N). Anche un basso contenuto di cromo di circa il 9% contribuisce alla più alta resistenza a creep. Simili resistenze a creep sono mostrate da nuovi acciai sviluppati per rotor e tubi che contengono anche l'1%W. Un ulteriore incremento della resistenza a creep di circa il 10% si ha nell'acciaio P92 che contiene in aggiunta anche lo 0.003%B ed ha un aumento del contenuto di W di circa l'1.8%. L'aggiunta di boro fornisce precipitati $M_{23}(C,B)_6$ mentre un più alto contenuto di W determina un maggiore presenza delle Laves. Un più alto contenuto di bor compreso nel range 0.010-0.014% dà acciai per rotor e tubi che possono essere usati per temperature di circa 630°C. Ulteriori acciai ferritici 9-10%Cr per temperature di vapore fino a 650°C sono in fase di sviluppo.

4.8 Bibliografia

- [1] SCHULT H., GRUNDLAGE DER ZUKÜNFTIGEN ENTWICKLUNG DER STROMWIRTSCHAFT. KOHLE IN DER ELEKTRIZITÄTSWIRTSCHAFT ESSEN, 1952, 6–11
- [2] SCARLIN B., ALSTOM SWITZERLAND, PERSONAL COMMUNICATION 2006

- [3] KALLEN H., DER WERKSTOFF STAHL IN DER TECHNISCHEN ENTWICKLUNG DER LETZTEN 100 JAHRE, STAHL UND EISEN, 1960, 80, 1864–1877
- [4] RUTTMANN W., UNTERSUCHUNGEN AN SCHRAUBENBOLZEN, MITT. VGB, 1937, ISSUE 65, 395–396
- [5] SCHMITZ H., VEREINHEITLICHUNG DES DAUERSTANDVERSUCHES MIT STAHL, STAHL UND EISEN, 1935, 1523–1534
- [6] ASTM TENTATIVE STANDARDS, ASTM, PHILADELPHIA, 1934, 1138–1156
- [7] SIEBEL E., NEUZEITLICHE WERKSTOFFPRÜFUNG IM HOCHDRUCKKESSEL, MITT. VGB, 1938, ISSUE 67, 74–79
- [8] DIEHL H., GRANACHER J., ERGEBNISSE AUS ZEITSTANDVERSUCHEN BEI 500°C MIT EINER BEANSPRUCHUNGSDAUER BIS ÜBER 300 000 H, ARCH. EISENHÜTTENWESEN, 1979, 50, (7), 299–303
- [9] WELLINGER K., BEANSPRUCHUNG UND WERKSTOFFE, VGB-WERKSTOFFTAGUNG, ESSEN, GERMANY, 1969, TAGUNGSBAND, 9–17
- [10] EWALD J., BENDICK W., GRANACHER J., MAILE K., MELZER B., MAYER K. H., RHODE W., TOLKSDORF E., 50 YEARS OF JOINT GERMAN ACTIVITIES IN THE AREA OF CREEP RESISTANT MATERIALS, PROCEEDINGS OF INTERNATIONAL COLLOQUIUM ON THE OCCASION OF THE 50TH ANNIVERSARY OF THE GERMAN CREEP COMMITTEE, DÜSSELDORF, GERMANY, 25 NOVEMBER, 1999, 1–31
- [11] THORNTON D. V., UK POWER INDUSTRY COLLABORATION HIGH TEMPERATURE MATERIALS TESTING PROGRAMME, PROCEEDINGS OF INTERNATIONAL COLLOQUIUM ON THE OCCASION OF THE 50TH ANNIVERSARY OF THE GERMAN CREEP COMMITTEE, DÜSSELDORF, GERMANY, 25 NOVEMBER 1999, 32–37

- [12] MASUYAMA F., INDUSTRY VIEW OF CREEP STUDY ACTIVITIES IN JAPAN, PROCEEDINGS OF INTERNATIONAL COLLOQUIUM ON THE OCCASION OF THE 50TH ANNIVERSARY OF THE GERMAN CREEP COMMITTEE, DÜSSELDORF, GERMANY, 25 NOVEMBER 1999, GERMAN IRON AND STEEL INSTITUTE, DÜSSELDORF 1999, 38–41
- [13] ABE F., IRIE H., YAGI K., RECENT ACTIVITIES IN NRIM CREEP DATA SHEET PROJECT, PROCEEDINGS OF INTERNATIONAL COLLOQUIUM ON THE OCCASION OF THE 50TH ANNIVERSARY OF THE GERMAN CREEP COMMITTEE, DÜSSELDORF, GERMANY, 25 NOVEMBER 1999, 42–46
- [14] EBERLE F., EINIGE ERGEBNISSE AMERIKANISCHER LANGZEIT-STANDVERSUCHE AN RÖHRENSTÄHLEN, IHRE BERÜCKSICHTIGUNG BEI DER FESTLEGUNG ZULÄSSIGER SPANNUNGEN, INTERNATIONAL MEETING ABOUT LONG TERM CREEP TESTS, 31.05./01.06.1957 DÜSSELDORF, GERMANY, ARCHIV FÜR DAS EISENHÜTTENWESEN, 1957, 28, 702–706
- [15] CURRAN R. M., THE DEVELOPMENT OF IMPROVED FORGINGS FOR MODERN STEAM TURBINES, PROCEEDINGS OF ASTM SYMPOSIUM ON STEEL, STAINLESS STEEL AND RELATED ALLOYS, WILLIAMSBURG, VA, USA, 28–30 NOVEMBER 1984, ASTM SPECIAL TECHNICAL PUBLICATION 903, CODE NO. 04-903000-02, 9–32
- [16] MITTEILUNG DER SCHWEIZERISCHEN ARBEITSGEMEINSCHAFT (BBC, GEBR. SULZER, G. FISCHER AG, ESCHER WYSS UND VON ROLL); K.N. MELTON ET AL, ZEITSTANDUNTERSUCHUNGEN AN 21/4 CR-1MO-STAHLGUSS GS-18CR MO910, MATERIAL UND TECHNIK 1982/4, DECEMBER 1982, 190–197
- [17] BAUMANN K., GRAMBERG U., 260 000 STUNDEN EINER LÖFFLER-KESSELANLAGE MIT 130 BAR UND 510°C, VGB KRAFTWERKSTECHNIK, 1977, 57, (10), 699–706

- [18] FABRITIUS H., ENTWICKLUNGSSTAND VON WARMFESTEN UND KORROSIONSBESTÄNDIGEN STÄHLEN FÜR DIE ERDÖL- UND ERDGASINDUSTRIE, MANNESMANNFORSCHUNGSBERICHT, 1973, 610
- [19] FLORIN C., FERRITISCHE WARMFESTE STÄHLE, IN WERKSTOFFKUNDE DER GEBRÄUCHLICHENSTÄHLE, TEIL 2, VERLAG STAHLISEN, DÜSSELDORF 1977, 96–105
- [20] ORR J., BECKITT F. R., MET A., FAWKES G. D., THE PHYSICAL METALLURGY OF CHROMIUM–MOLYBDENUM STEELS FOR FAST REACTOR BOILERS, PROCEEDINGS OF BNES (BRITISH NUCLEAR ENERGY SOCIETY) CONFERENCE ON FERRITIC STEELS FOR FAST REACTOR STEAM GENERATOR, LONDON, 1977
- [21] FOLDYNA F., PURMENSKY J., PRNKA T., KADULOVA M., EINFLUß DES MOLYBDÄNGEHALTES AUF DIE ZEITSTANDFESTIGKEIT VON CHROM-MOLYBDÄN-VANADINSTÄHLEN MIT NIEDRIGEM KOHLENSTOFFGEHALT, ARCH. EISENHÜTTENWESEN, 1971, 42, 927–932
- [22] SCHÜLLER H. J., HAGN L., WOITSCHECK A., KOBER A., CHRISTIAN H., SCHWEIßNAHTRISSE IN FORMSTÜCKEN AN HEISSDAMPFLEITUNGEN-WERKSTOFFUNTERSUCHUNGEN, VGB-KONFERENZ WERKSTOFFE UND SCHWEIßTECHNIK IM KRAFTWERK, VGB ESSEN, GERMANY, 1973, 163–194
- [23] STAHL-EISEN-WERKSTOFFBLATT SEW 555, JANUARY 2001, STEELS FOR LARGE FORGINGS FOR COMPONENTS IN TURBINE AND GENERATOR INSTALLATIONS, VERLAG STAHLISEN GMBH, DÜSSELDORF
- [24] EN 10269:1999, STEELS AND NICKEL ALLOYS FOR FASTENERS WITH SPECIFIC ELEVATED AND/OR LOW TEMPERATURE PROPERTIES, BEUTH VERLAG GMBH, BERLIN, GERMANY, 1999

- [25] NORTON F., STRANG A., IMPROVEMENT OF CREEP AND RUPTURE PROPERTIES OF LARGE 1%CRMOV STEAM TURBINE FORGINGS, JOURNAL IRON AND STEEL INSTITUTE, 1969, FEBRUARY, 193–203
- [26] MAYER K. H., RIEß W., THE INFLUENCES OF THE MICROSTRUCTURE ON THE OPERATIONAL CHARACTERISTICS OF STEAM TURBINE COMPONENTS SUBJECTED TO HIGH STRESSES, VGB KRAFTWERKSTECHNIK, 1976, NO 3, MARCH, 138–142
- [27] SMITH R, PHD THESIS, SHEFFIELD UNIVERSITY, 1959, CITED IN DETAIL IN REF. 31
- [28] THUM A., RICHARD K., ERGEBNISSE VON LANGZEIT-DAUERSTANDVERSUCHEN BEI 500°C, SCHWEIZER ARCHIV, 1953, 19, (8), 235–245
- [29] SCHINN R., DIE DEUTSCHE ENTWICKLUNG VON SCHMIEDSTÜCKEN FÜR WELLEN VON TURBOGENERATOREN, VGB TECHNISCH-WISSENSCHAFTLICHER BERICHT, WÄRMEKRAFTWERKE VGB-TW503, VGB ESSEN GERMANY
- [30] CONRAD J. D., MOCHEL N. L., OPERATING EXPERIENCES WITH HIGH TEMPERATURE STEAM TURBINE ROTORS AND DESIGN IMPROVEMENTS IN ROTOR BLADE FASTENING, TRANSACTIONS ASME, 1958, 80, NO 6 1210–1224, PRESENTED IN ALLENTOWN, USA, 21–23 OCTOBER 1957
- [31] CRESS T., ZUM ZEITSTANDVERHALTEN WARMFESTER CHROM-MOLYBDÄN-VANDIN STÄHLE UND DEREN NEIGUNG ZU VERFORMUNGSLOSEN ZEITSTANDBRÜCHEN, DISSERTATION TECHN. HOCHSCHULE DARMSTADT, GERMANY, 1967
- [32] RUTTMANN W., UNTERSUCHUNGEN AN SCHRAUBENBOLZEN, MITT. VGB, 1937, ISSUE 65, 395–396

- [33] VGB GUIDELINES FOR BOLTS IN THE RANGE OF HIGH TEMPERATURES, VGB-R 505M, 3RD EDITION, VGB ESSEN, GERMANY, 1977
- [34] KRAMER L. D., RANDOLPH D. D., WEISZ D. A., ANALYSIS OF THE TENNESSEE VALLEY AUTHORITY GALLATIN UNION NO 2 TURBINE ROTOR BURST, WINTER MEETING OF ASME, NEW YORK, DECEMBER 5–10, 1976, ASME NEW YORK NY, USA 1976
- [35] TOUGHNESS OF CRMOV-STEELS FOR STEAM TURBINE ROTORS, EPRI SPECIAL REPORT RD-2357, APRIL, 1982
- [36] VISWANATHAN R., GEHL S., TEMPER EMBRITTLEMENT OF ROTOR STEELS, ROBERT I. JAFFEE MEMORIAL SYMPOSIUM ON CLEAN MATERIALS TECHNOLOGY, ASM/TMS MATERIALS WEEK, 2–5 NOVEMBER 1992, CHICAGO, ILLINOIS, USA, ASM INTERNATIONAL, MATERIALS PARK, OHIO 44073-0002, USA 1992
- [37] MASUYAMA F., STEAM PLANT MATERIAL DEVELOPMENT IN JAPAN, 6TH LIÈGE COST CONFERENCE, MATERIALS FOR ADVANCED POWER ENGINEERING 1998, LIÈGE, BELGIUM, SEPTEMBER 1998, FORSCHUNGSZENTRUM JÜLICH GMBH, GERMANY 1998
- [38] HUSEMANN R. U., WERKSTOFFE UND WERKSTOFFENTWICKLUNG FÜR DIE KOMPONENTEN MEMBRANWÄNDE UND ÜBERHITZERROHRE FÜR ZUKÜNFTIGE DAMPFERZEUGER, PROCEEDINGS OF TAM-FACHTAGUNG KOHLEKRAFTWERKE IM JAHRE 2000/2015, 30–31 MÄRZ DRESDEN, EXPERT VERLAG RENNINGEN-MALMSHEIM, GERMANY 1995
- [39] FUJITA T., TAKAHASHI N., THE EFFECTS OF BORON ON THE LONG PERIOD CREEP RUPTURE STRENGTH OF THE MODIFIED 12% CHROMIUM HEAT-RESISTING STEEL, TRANSACTIONS ISIJ, 1976, 16, 606–613

- [40] FUJITA T., TWENTY-FIRST CENTURY ELECTRICITY GENERATION PLANTS AND MATERIALS, PROCEEDINGS OF INTERNATIONAL WORKSHOP ON DEVELOPMENT OF ADVANCED HEAT RESISTING STEELS, YOKOHAMA, JAPAN, 8 NOVEMBER, NIMS TSUKUBA, JAPAN 1999
- [41] BOYLE C J AND NEWHOUSE D L, UNITED STATES PATENT 3, 139, 337, JUNE, 1964
- [42] CURRAN R. M., PROGRESS IN THE DEVELOPMENT OF LARGE TURBINE ROTOR FORGINGS, PROCEEDINGS OF THE FIFTH INTERNATIONAL FORGEMASTERS MEETING, 6–9 MAY TERNI, ITALY, 1970
- [43] BRINKMANN C. R., GIESEKE B., ALEXANDER J., MAZIASZ P. J., MODIFIED 9CR-1MO STEEL FOR ADVANCED STEAM GENERATOR APPLICATIONS, ASME/IEEE POWER GENERATION CONFERENCE, 21–25 OCTOBER, BOSTON, MA, USA, ASME/IEEE, ASME NEW YORK, NY, USA, 1991
- [44] MAYER K. H., BAKKER W. T., NEW FERRITIC STEELS INCREASE THE THERMAL EFFICIENCY OF STEAM TURBINES, INTERNATIONAL CONFERENCE JOINT POWER GENERATION, HOUSTON, TEXAS, USA, OCTOBER 1996, ASME NEW YORK
- [45] THORNTON D. V., MAYER K. H., NEW MATERIALS FOR ADVANCED STEAM TURBINES, PROCEEDINGS OF THE FOURTH INTERNATIONAL CHARLES PARSONS CONFERENCE, ADVANCES IN TURBINE MATERIALS, DESIGN AND MANUFACTURING, 4–6 NOVEMBER, NEWCASTLE UPON TYNE, UK, INSTITUTE OF MATERIALS LONDON, 1997
- [46] HIZUME A., TAKEDA Y., YOKOTA H., TAKANO Y., SUZUKI A., KINOSHITA S., KOONO M., TSUCHIYAMA T., THE PROBABILITY OF A NEW 12%CR ROTOR STEEL APPLICABLE FOR STEAM TEMPERATURE ABOVE 593°C, JOURNAL OF ENGINEERING MATERIALS AND TECHNOLOGY/TRANSACTION OF ASME CHICAGO, USA, (109) 319–325, 1987

- [47] FUJITA T., SATO T., TAKAHASHI N., EFFECT OF MO AND W ON LONG TERM CREEP STRENGTH OF 12%CR HEAT-RESISTING STEEL CONTAINING V, NB AND B, TRANSACTION IRON AND STEEL INSTITUTE OF JAPAN 1978 18, 115–124
- [48] BERGER C., MAYER K. H., SCARLIN B., THORNTON D., IMPROVED FERRITIC ROTOR AND CAST STEELS FOR ADVANCED STEAM POWER PLANTS – A COLLABORATE EUROPEAN EFFORT IN COST 501, 4TH INTERNATIONAL EPRI CONFERENCE ON IMPROVED COAL-FIRED PLANTS, 1–4 MARCH, WASHINGTON DC, USA, ELECTRIC POWER RESEACH INSTITUTE PALO ALTO CA, 1993
- [49] ORR J., BUCHANAN L. W., EVERSON H., THE COMMERCIAL DEVELOPMENT AND EVALUATION OF E 911, A STRONG 9%CRMOWVNB N STEEL FOR BOILER TUBES AND HEADERS, INTERNATIONAL CONFERENCE ADVANCED HEAT RESISTANT STEELS FOR POWER GENERATION, 27–29 APRIL, SAN SEBASTIAN, SPAIN, ELECTRIC POWER RESEARCH INSTITUTE PALO ALTO CA, 1998
- [50] MASUMOTO H., SAKAKIBARA M., TAKAHASHI T., SAKURAI H., FUJITA T., DEVELOPMENT OF A 9%CR–MO–W STEEL FOR BOILER TUBES, FIRST INTERNATIONAL EPRI CONFERENCE ON IMPROVED COAL-FIRED PLANTS, 19–21 NOVEMBER, PALO ALTO/USA, ELECTRIC POWER RESEARCH INSTITUE PALO ALTO CA, 1986
- [51] HALD J., ECCC E911-P92 ASSESSMENT, ECCC DATA SHEET, PUBLISHED IN SEPTEMBER 2005 AT THE ECCC CREEP CONFERENCE, 12–14 SEPTEMBER, LONDON, UK, ERA TECHNOLOGY LTD, LEATHERHEAD, SURREY KT22 7SA, 2005
- [52] ISEDA A., SAWARAGI Y., KATO S., MASUYAMA F., DEVELOPMENT OF A NEW 0.1C–11CR–2W–0.4MO–1CU STEEL FOR LARGE DIAMETER AND THICK WALL PIPE FOR BOILERS, 5TH INTERNATIONAL CONFERENCE ON CREEP OF MATERIALS,

18–21 MAY 1992, LAKE BUENA VISTA, FLORIDA, USA, ASM INTERNATIONAL, MATERIALS PARK, OHIO, 1992

- [53] KIMURA K., ASSESSMENT OF LONG-TERM CREEP STRENGTH AND REVIEW OF ALLOWABLE STRESS FOR HIGH CR FERRITIC CREEP RESISTANT STEELS, ASME PVP2005-71039, ASME NEW YORK NY, USA 2005
- [54] STRANG A., VODAREK V., MODELLING AND EXPERIMENTAL VERIFICATION OF MINOR PHASE COMPOSITION CHANGES IN CREEP RESISTANT 12%CRMOVNB STEELS, 5TH INTERNATIONAL CHARLES PARSONS TURBINE CONFERENCE, ADVANCED MATERIALS FOR 21ST CENTURY TURBINES AND POWER PLANTS, 3–7 JULY 2000, CAMBRIDGE, UK, IOM COMMUNICATION LTD, LONDON UK 2000
- [55] KAGAWA Y., TAMURA F., ISHIYAMA O., MATSUMOTO O., HONJO T., TSUCHIYAMA T., MANABE Y., KADOYA Y., MAGOSHI R., KAWI H., DEVELOPMENT AND MANUFACTURING OF THE NEXT GENERATION OF ADVANCED 12%CR STEEL ROTOR FOR 630°C STEAM TEMPERATURE, 14TH INTERNATIONAL FORGEMASTER MEETING, WIESBADEN, GERMANY, SEPTEMBER 3–8, GERMAN IRON AND STEEL INSTITUTE, DÜSSELDORF, GERMANY, 2000
- [56] AZUMA T., MIKI K., TANAKA Y., EFFECT OF BORON ON MICROSTRUCTURAL CHANGE DURING CREEP DEFORMATION IN 12%CR HEAT RESISTANT STEEL, 3TH EPRI CONFERENCE ON ADVANCES IN MATERIALS TECHNOLOGY FOR FOSSIL POWER PLANTS, SWANSEA, UK, APRIL 2001, ELECTRIC POWER RESEARCH INSTITUTE PALO ALTO, CA
- [57] FUKUDA M., TSUDA Y., YAMASHITA K., SHINOZAKI Y., TAKAHASHI, MATERIALS AND DESIGN FOR ADVANCED HIGH TEMPERATURE STEAM TURBINES, 4TH EPRI INTERNATIONAL CONFERENCE ON ADVANCED IN MATERIAL TECHNOLOGY FOR FOSSIL POWER PLANTS, HILTON OCEANFRONT RESORT,

HILTON HEAD ISLAND, SC, USA, OCTOBER 25–28, 2004,
ELECTRIC POWER RESEARCH INSTITUTE PALO ALTO CA, 207–
221

- [58] KERN T. U., STAUBLI M., MAYER K. H., DONTB B., ZEILER G., DIGIANFRANCESCO A., THE EUROPEAN EFFORT IN DEVELOPMENT OF NEW ROTOR MATERIALS – COST 536, 8TH LIÈGE CONFERENCE ON MATERIALS FOR ADVANCED POWER ENGINEERING, 18–20 SEPTEMBER, LIÈGE, BELGIUM, FORSCHUNGSZENTRUM JÜLICH, GERMANY, 2006
- [59] KERN T. U., MAYER K. H., BERGER C., ZIES G., SCHWIENHEER M., STAND DER ENTWICKLUNGSARBEITEN IN COST 522 FÜR HOCHTEMPERATUR-DAMPFTURBINEN 27, VORTRAGSVERANSTALTUNG FVHT, 26 NOVEMBER, GERMAN IRON AND STEEL INSTITUTE, DÜSSELDORF, GERMANY, 2004
- [60] ARAI M., DOI H., AZUMA T., FUITA T., DEVELOPMENT OF HIGH WCOB-CONTAINING 12CR ROTOR STEELS FOR USE AT 650°C IN USC POWER PLANTS, 15TH INTERNATIONAL FORGEMASTERS MEETING IFM 2003, KOBE, JAPAN, OCTOBER 26–29, 2003, STEEL CASTINGS AND FORGINGS ASSOCIATION OF JAPAN, 261–268
- [61] KAUFFMANN F., MAYER K. H., STRAUB S., ZIES G., SCHEU C., WILLER D., RUOFF H., MAILE K., CHARACTERIZATION OF THE PRECIPITATES IN MODERN BORON CONTAINING 9–12%CR STEELS DEVELOPED IN THE FRAME OF THE COST PROGRAM, 8TH LIÈGE CONFERENCE ON MATERIALS FOR ADVANCED POWER ENGINEERING, 18–20 SEPTEMBER, LIÈGE, BELGIUM, FORSCHUNGSZENTRUM JÜLICH, GERMANY, 2006
- [62] KAGER F., BÖCK N., SPIRADEK-HAHN K., HÖFINGER S., BRABETZ M., ZEILER G., SUPERIOR LONG-TERM CREEP BEHAVIOUR AND MICROSTRUCTURE EVOLUTION OF 9%CR-STEELS WITH BORON, 8TH LIÈGE CONFERENCE ON MATERIALS FOR ADVANCED POWER ENGINEERING, 18–20

SEPTEMBER, LIÈGE, BELGIUM, FORSCHUNGSZENTRUM JÜLICH, GERMANY, 2006

- [63] MIKI K., AZUMA T., ISHIGURO T., IMPROVEMENT OF LONG TERM CREEP STRENGTH IN HIGH CR HEAT RESISTANT STEEL, 15TH INTERNATIONAL FORGEMASTERS MEETING IFM 2003, KOBE, JAPAN, OCTOBER 26–29, 2003, STEEL CASTINGS AND FORGINGS ASSOCIATION OF JAPAN, 269–275
- [64] SCARLIN B., STAMATELOPOULOS G. N., NEW BOILER MATERIALS FOR ADVANCED STEAM CONDITIONS, PROCEEDINGS OF THE 7TH LIÈGE COST CONFERENCE ON MATERIALS FOR ADVANCED POWER ENGINEERING 2002, PART III, LIÈGE BELGIUM, FORSCHUNGSZENTRUM JÜLICH, GERMANY, 2002, 1091–1108
- [65] BENDICK W., VAILLANT J. C., VANDENBERGHE B., LEFEBRE BO, VM12 – A NEW 12%CR STEEL FOR BOILER TUBES, HEADERS AND STEAM PIPES IN USC POWER PLANTS, DEVELOPMENT OF A NEW 12%CR-STEEL FOR TUBES AND PIPES IN POWER PLANTS UP TO 650°C, EPRI INTERNATIONAL CONFERENCE ON MATERIALS AND CORROSION EXPERIENCES FOR FOSSIL POWER PLANTS, 18–21 NOVEMBER, WILD DUNES RESORT, ISLE OF PALMS, SC, USA, HILTON OCEANFRONT RESORT, HILTON HEAD ISLAND, SC, USA, OCTOBER 25–28, 2004, ELECTRIC POWER RESEARCH INSTITUTE PALO ALTO CA, 2003
- [66] MASUYAMA F., STEAM PLANT MATERIAL DEVELOPMENT IN JAPAN, 6TH LIÈGE COST CONFERENCE, MATERIALS FOR ADVANCED POWER ENGINEERING 1998, CONFERENCE PROCEEDINGS III, LIÈGE, BELGIUM, SEPTEMBER 1998, FORSCHUNGSZENTRUM JÜLICH GMBH, GERMANY, 1807
- [67] BENDICK W., NEUE WERKSTOFFENTWICKLUNG FÜR MODERNE HOCHLEISTUNGSKRAFTWERKE, VGB TAGUNG WERKSTOFFE UND QUALITÄTSSICHERUNG 2004, 10–11 MÄRZ, 2004

- [68] BLUM R., VANSTONE R. W., MESSLIER-GOUZE C., MATERIALS DEVELOPMENT FOR BOILERS AND STEAM TURBINES OPERATING AT 700°C, 4TH EPRI INTERNATIONAL CONFERENCE ON ADVANCED IN MATERIAL TECHNOLOGY FOR FOSSIL POWER PLANTS, HILTON OCEANFRONT RESORT, HILTON HEAD ISLAND, SC, USA, OCTOBER 25–28, 2004, ELECTRIC POWER RESEARCH INSTITUTE PALO ALTO CA, 118–138
- [69] MASUYAMA F. IN LANDOLT-BOERNSTEIN, NUMERICAL DATA AND FUNCTIONAL RELATIONSHIPS IN SCIENCE AND TECHNOLOGY, GROUP VIII, VOL. 2 MATERIALS SUBVOL. B, CREEP PROPERTIES OF HEAT RESISTANT STEELS AND SUPERALLOYS, ED BY YAGI K., MERCKLING G., KERN T. U., IRIE H., WARLIMONT H., SPRINGER VERLAG, BERLIN GERMANY 2004
- [70] DANIELSEN H., HALD J., Z-PHASE IN 9-12%CR STEELS, VÄRMEOFORSK SERVICE AB, STOCKHOLM, SWEDEN, APRIL 2004
- [71] SATO A., RESEARCH PROJECT ON INNOVATIVE STEELS IN JAPAN, INTERNATIONAL WORKSHOP ON INNOVATIVE STRUCTURAL MATERIALS FOR INFRASTRUCTURE IN 21TH CENTURY, TSUKUBA, NIMS TSUKUBA, JAPAN, 12–13 JANUARY 2000
- [72] ABE F., IGARASHI M., FUJITSUNA N., MUNEKI S., ALLOY DESIGN OF ADVANCED FERRITIC STEELS FOR 650°C USC BOILERS, CONFERENCE ON ADVANCED HEAT RESISTANT STEELS FOR POWER GENERATION, 27–29 APRIL SAN SEBASTIAN, SPAIN, ELECTRIC POWER RESEARCH INSTITUTE PALO ALTO CA, 1998
- [73] SEMBA H., ABE F., DEVELOPMENT OF CREEP RESISTANT 9CR-3W-3CO STEEL CONTAINING HIGH BORON FOR USC BOILERS, FIRST INTERNATIONAL CONFERENCE SUPER-HIGH

STRENGTH STEELS, 2–4 NOVEMBER, CENTRO SVILUPPO METALLURGIA, ROME, ITALY, 2005

- [74] ABE F., HIGH PERFORMANCE CREEP RESISTANT STEELS FOR THE 21ST CENTURY POWER PLANTS, FIRST INTERNATIONAL CONFERENCE SUPER-HIGH STRENGTH STEELS, 2–4 NOVEMBER, CENTRO SVILUPPO METALLURGIA, ROME, ITALY, 2005
- [75] KRAINER H., 50 JAHRE NICHTROSTENDER STAHL, STAHL UND EISEN, 1962, 82, 1527
- [76] STRAUSES B., NON-RUSTING CR-NI STEELS, PROCEEDINGS AMERICAN SOCIETY TEST MATERIALS, 1924, 24, 208
- [77] SCHOTTKY H., GERMAN VERSION OF BIRTH OF STAINLESS STEELS, IRON AGE, 1929, DECEMBER 5, 1512
- [78] MITCHEL W. M., 18-8 AND RELATED STAINLESS STEELS, METALS AND ALLOYS, 1940, JANUARY, 14
- [79] HOUDREMONT E., SCHAFMEISTER P., VERHÜTUNG DER KORROSION BEI STÄHLEN MIT 18%CR UND 8%NI, ARCHIV. EISENHUETTENWESEN, 1933, 7, 187
- [80] SUZUKI T., HISTORICAL INVENT OF STAINLESS STEELS (IN JAPANESE), AGNE TECHNICAL CENTER, TOKYO, 2000, 110
- [81] EBERLE F., ELY E. G., DILLON J. S., EXPERIMENTAL SUPERHEATER FOR STEAM AT 2000PSI AND 1250F – PROGRESS REPORT AFTER 12 000 H OF OPERATION, TRANS. ASME, 1956, 76, 665
- [82] MASUYAMA F., MATERIALS FOR ADVANCED POWER ENGINEERING 1998, PART III, J. LECOMTE-BECKERS ET AL. (EDS), JUELICH GMBH, FORSCHUNGSZENTRUM, JUELICH, 1998, 1807
- [83] MURRAY J. D., WELDING TRAILS ON ESSHETE 1250, WELDING AND METAL FABRICATION, 1962, 9, 350

- [84] MINAMI Y., KIMURA K., TANIMURA M., CREEP RUPTURE PROPERTIES OF 18%CR-8%NI-TI-NB AND TYPE 347H AUSTENITIC STAINLESS STEELS, ASM INTERNATIONAL CONFERENCE NEW DEVELOPMENT IN STAINLESS STEEL TECHNOLOGY, DETROIT, MICHIGAN, SEPTEMBER 17-21, ASM INTERNATIONAL, MATERIALS PARK, OHIO, 1984
- [85] YOSHIKAWA K., FUJIKAWA H., TERANISHI H., YUZAWA H., KUBOTA M., FABRICATION AND PROGRESS OF CORROSION-RESISTANT TP347H STAINLESS STEEL, ASM CONFERENCE COATINGS AND BIMETALLIC FOR AGGRESSIVE ENVIRONMENTS, ED. BY R. D. SISSON JR. 1985 99, ASM INTERNATIONAL, MATERIALS PARK, OHIO 44073 1984
- [86] SAWARAGI Y., OGAWA K., KAN S., NATORI A., HIRANO S., DEVELOPMENT OF THE ECONOMICAL 18-8 STAINLESS STEEL (SUPER 304) HAVING ELEVATED TEMPERATURE STRENGTH FOR FOSSIL POWER BOILERS, SUMITOMO SEARCH, 1992, 48, 50
- [87] ISHITUKA T., MIMURA H., DEVELOPMENT OF NEW 18CR-9NI AUSTENITIC STAINLESS STEEL BOILER TUBE, 7TH LIÈGE COST CONFERENCE MATERIALS FOR ADVANCED POWER ENGINEERING 2002, SEPTEMBER 2002, LIÈGE BELGIUM, J. LECOMTE-BECKERS ET AL. (EDS), JUELICH GMBH, FORSCHUNGSZENTRUM, JUELICH, 2002, 1321
- [88] MINAMI Y., TOHYAMA A., HAYAKAWA H., PROPERTIES AND EXPERIENCES WITH A NEW AUSTENITIC STAINLESS STEEL (TEMPALOY AA-1) FOR BOILER TUBE APPLICATION, 7TH LIÈGE COST CONFERENCE MATERIALS FOR ADVANCED POWER ENGINEERING 2002, SEPTEMBER 2002, LIÈGE BELGIUM, J. LECOMTE-BECKERS ET AL. (EDS), JUELICH GMBH, FORSCHUNGSZENTRUM, JUELICH, 2002, 1445
- [89] MASUYAMA F., HISTORY OF POWER PLANTS AND PROGRESS IN HEAT RESISTANT STEELS, TRANSACTIONS OF

IRON STEEL INSTITUTE JAPAN, ISIJ INTERNATIONAL, 2001, 41,
612

- [90] SHINODA T AND TANAKA R, 'ROLE OF CARBIDE
PRECIPITATIONS ON CREEP RUPTURE STRENGTH OF
AUSTENITIC STAINLESS STEELS (IN JAPANESE)', BULLETIN
JAPAN INSTITUTE METALS, 1972, 11, 180

CAPITOLO V

5 Applicazione del modello di creep al 9% Cr

5.1 Introduzione

In questo capitolo sarà mostrata l'applicazione del modello di creep proposto a due acciai industriali 9Cr ferritici martensitici, al fine di verificarne la possibilità di simulare le vite a creep di lunga durata sulla base dei dati sperimentali ottenuti entro le prime 10000 ore di testing, inoltre verranno confrontati questi risultati con i risultati ottenuti dal ECCC con il metodo LMP. Infine sarà valutata la versatilità del modello di creep con l'implementazione del modello costitutivo proposto da Barrett e Nix [1] su un altro acciaio 9% Cr.

5.2 Materiale e database utilizzato

Il materiale scelto per la verifica dell'applicabilità del modello proposto è un 9%Cr basato sui risultati ottenuti dalla ricerca condotta da Fujita [2] nella seconda metà degli anni 80 sotto la denominazione di P92 (NF616) la cui composizione chimica è espressa dalla Tabella 5.2-1 con struttura ferritico - martensitica rinvenuta a circa 750°C.

Tabella 5.2-1 Composizione chimica del P92

		% C	% Mn	% P	% S	% Si	% Ni	% Cr	% Mo	% V	% B	% Nb	% N	% Al	% W	% Ti
P92	Min	0.07	0.30	/	/	/	/	8.5	0.30	0.15	0.0010	0.04	0.030	/	1.50	/
	Max	0.13	0.60	0.02	0.01	0.5	0.4	9.5	0.60	0.25	0.0060	0.09	0.070	0.02	2.00	0.01

Questo acciaio ha una resistenza stimata a creep di 113 MPa a 600°C e 100'000 h, mentre ha una resistenza di 55 MPa a 650°C e 100'000 h [3]. In Figura 5.2-1 è rappresentato il database disponibile per questo materiale; esso è costituito dai dati prodotti da più laboratori su materiale di diversa provenienza. Nel nostro studio, al fine di minimizzare la dispersione derivante da differenze sistematiche tra i vari laboratori ed i vari produttori, sono stati selezionati solamente i dati di un singolo laboratorio riguardanti lo stesso produttore.

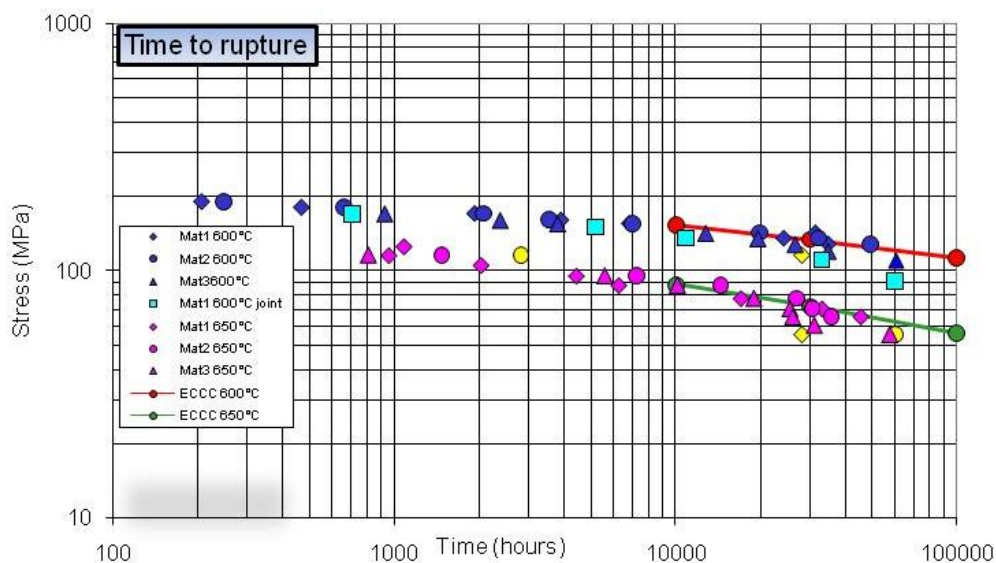


Figura 5.2-1 Database delle prove sperimentali di creep del P92 a due livelli di temperatura

In questa prima fase, dal database schematizzato in Figura 5.2-1, saranno utilizzati solamente le curve di creep relative a Mat1, ed in particolare, per la calibrazione dei parametri di danno, verranno utilizzati i dati relativi alle prove di creep con carichi: 190, 180, 170, 160, 155 MPa ,

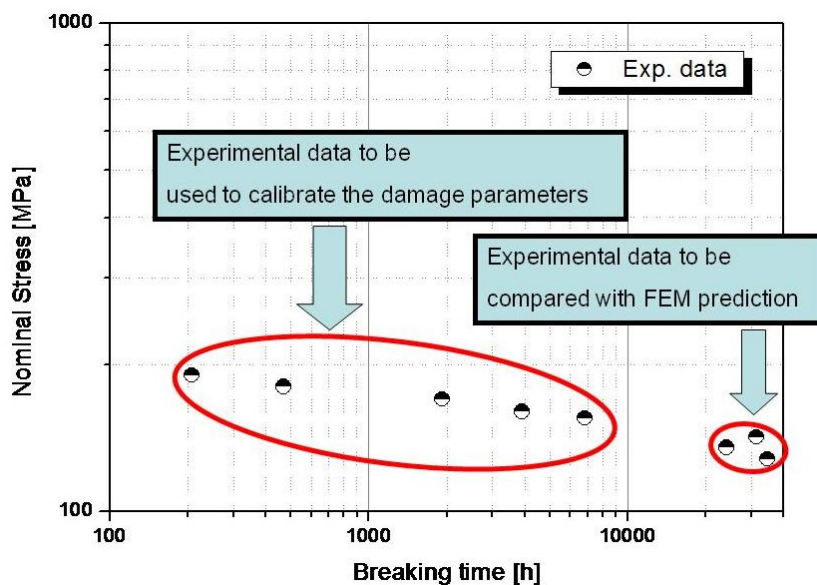


Figura 5.2-2 Database delle prove di creep selezionati per la verifica dell'applicabilità del modello di creep per il Mat1 a 600°C.

mentre per la valutazione dei parametri del modello costitutivo saranno prese in considerazione tutte le prime 10000 ore di testing .Infine, dopo una verifica dei

dati trovati, verrà effettuata la simulazione numerica delle prove di creep a lunga durata (50000-100000 ore) e confrontata con i valori di stimati da ECCC.

5.3 Valutazione dei parametri del modello di creep

Il modello di creep proposto ha la sua applicabilità nella scala del continuo, ed è il risultato dell'interazione di un modello costitutivo, il cui compito è la descrizione del comportamento a creep del materiale ed un modello di danneggiamento, il quale ha la funzione di aggiornare le grandezze caratteristiche del modello costitutivo una volta che il danneggiamento ha inizio.

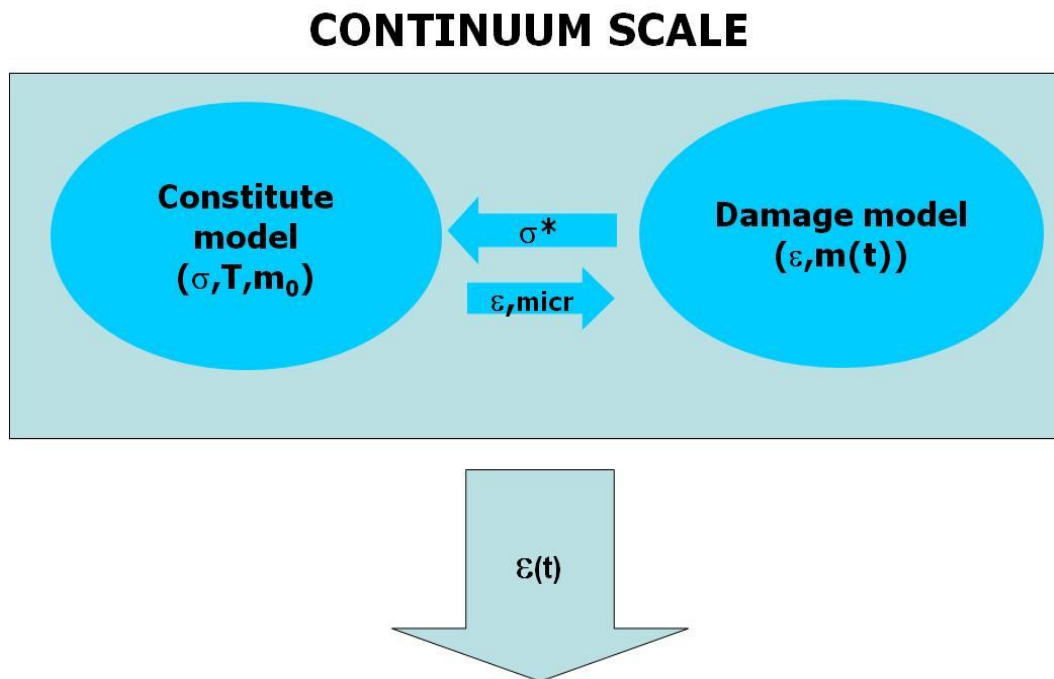


Figura 5.3-1 Schema di funzionamento del modello di creep

In Figura 5.3-1 è mostrato lo schema di funzionamento del modello di creep, il modello costitutivo, in base alle condizioni di carico, temperatura, e stato della microstruttura del materiale, intesi come parametri del modello costitutivo, fornisce il creep rate del materiale, la quale, integrato sull'intero volume, fornisce la risposta a creep del materiale, il modello creep, inoltre, tiene conto degli eventuali meccanismi di danneggiamento, tramite una routine di danno, la quale ha il compito, sulla base della deformazione raggiunta dal materiale e del grado di

invecchiamento del materiale, di aggiornare il carico equivalente che il materiale sente per via del danneggiamento secondo l'approccio classico del danneggiamento secondo Kachanov [4] , Lemaitre e Chaboche [5] secondo l'Equazione 5.3-1

$$\tilde{\sigma} = \frac{\sigma}{1 - D} \quad \text{Equazione 5.3-1}$$

5.3.1 Calcolo dei parametri del modello costitutivo

Il modello costitutivo scelto per la modellazione del materiale è il modello di Norton il quale prevede che il materiale abbia creep rate proporzionale ad una potenza di grado “n” del carico applicato ed un coefficiente moltiplicativo “A” che dipende dalla temperatura della prova ed è espresso dall'Equazione 5.3-2:

$$\dot{\varepsilon} = A \cdot \sigma^n \quad \text{Equazione 5.3-2}$$

Per questo tipo di materiale, tuttavia, la fase di creep primario non può essere trascurata, e perciò il modello costitutivo di Norton è stato aggiornato anche della parte che riguarda la fase di creep primario con l'Equazione 5.3-3 :

$$\dot{\varepsilon}_c = \theta_1 \cdot \theta_2 \exp(-\theta_2 t) + A \sigma^n \quad \text{Equazione 5.3-3}$$

dove θ_1 rappresenta il contributo totale del creep primario θ_2 è l'esponente di saturazione del creep primario. L'andamento dell'Equazione 5.3-3 , integrato nel tempo fornisce il modello costitutivo espresso dalla Equazione 5.3-4

$$\varepsilon_{eq}^c = \theta_1 \cdot [1 - \exp(-\theta_2 \cdot t)] + A \cdot \sigma^n \cdot t \quad \text{Equazione 5.3-4}$$

schematizzato in Figura 5.3-2 ove sono mostrati il contributo di creep primario, ed il contributo di creep secondario, è da notare che il modello costitutivo non descrive il creep terziario poiché esso è il risultato della reazione dei materiali a meccanismi di danneggiamento del materiale.

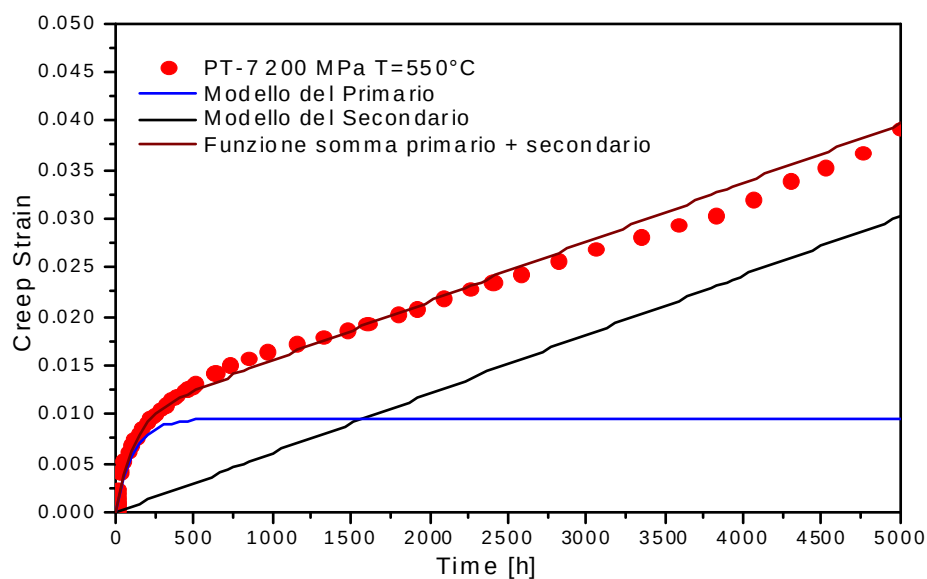


Figura 5.3-2 Schematizzazione del modello costitutivo di creep composto da modello della fase di creep primario e fase di creep secondario

Per il calcolo di A ed n è necessario, per ogni curva di Creep, individuare il tratto relativo al creep secondario come mostrato in Figura 5.3-3 e calcolare il creep rate tramite interpolazione lineare come in Figura 5.3-4

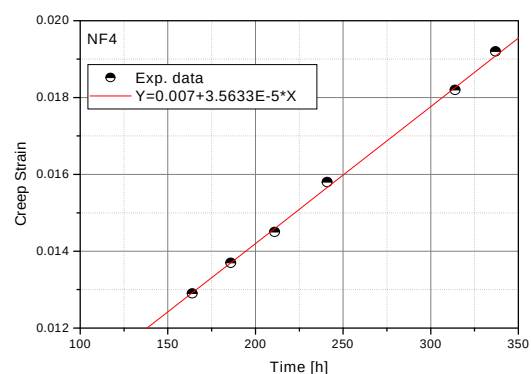
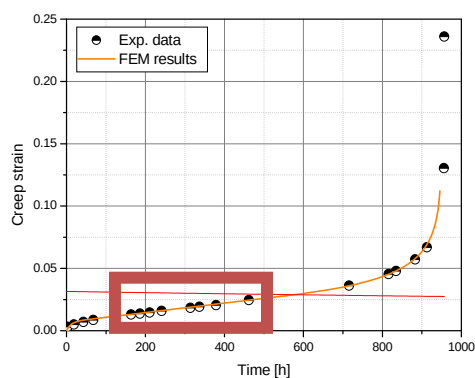


Figura 5.3-3 Individuazione del creep secondario *Figura 5.3-4 Calcolo del creep rate*

Ogni coppia di valori Carico - Creep Rate così ottenuti, verranno disposti un diagramma in scala logaritmica e l'interpolazione lineare dei dati fornisce, secondo l'Equazione 5.3-5 i valori di A ed n .

$$\ln(\varepsilon_{ch}) = \ln A + n \cdot \ln \sigma$$

Equazione 5.3-5

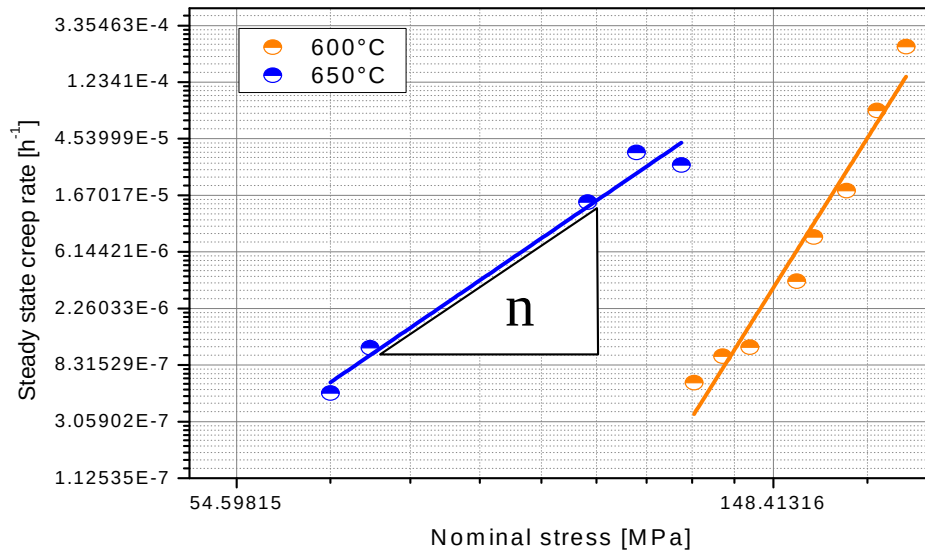


Figura 5.3-5 Calcolo dei parametri del modello costitutivo

I parametri θ_1 e θ_2 , poiché descrivono il creep primario, il quale riguarda il primo breve periodo di vita a creep del materiale, possono essere ricavati direttamente da considerazioni geometriche fatte sulle prove sperimentali di creep come mostrato in Figura 5.3-6 e in Figura 5.3-7

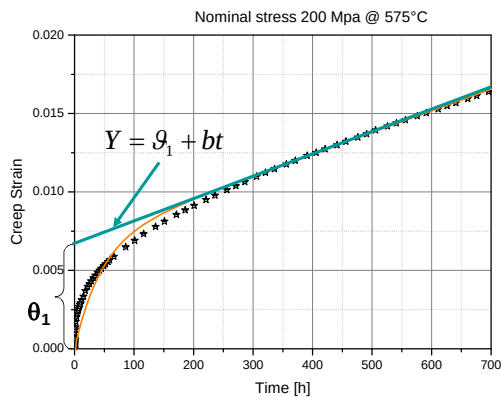


Figura 5.3-6 Calcolo di θ_1

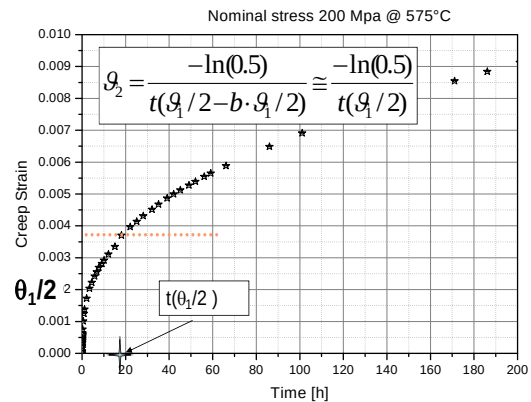


Figura 5.3-7 Calcolo di θ_2

Mentre in Tabella 5.3-1 sono riassunti tutti i valori di θ_1 e θ_2 misurati.

Tabella 5.3-1 Valori misurati di Φ_1 ed Φ_2

ID Specimen	T [°C]	Stress [MPa]	Φ_1 [mm/mm]	Φ_2 [h ⁻¹]
NF1	600	190	0.012	0.6
NF2	600	180	0.013	0.46
NF5	600	170	0.00755	0.343
NF6	600	160	0.0087	0.1655

NF9	600	155	0.01	0.02
NF10	600	142	0.006	0.02
NF11	600	135	0.003	0.0514
NF12	600	128	0.0043	0.084
NF3	650	125	0.007	0.06159
NF4	650	115	0.007	0.0975
NF7	650	105	0.00648	0.078
NF15	650	70	0.0028	0.0172
NF16	650	65	0.003	0.0116

5.3.2 Calcolo dei parametri del modello di danneggiamento

Il modello di danneggiamento scelto per il modello di creep proposto è il modello di Bonora il quale ha bisogno della determinazione di quattro parametri: ε_{th} , D_{cr} , α , ε_f .

ε_{th} (deformazione di soglia)

Essa determina la deformazione oltre la quale i meccanismi di danneggiamento sono attivati. Essa viene, di solito, associata alla transizione tra creep secondario e creep terziario, esso è indipendente dal carico applicato e può essere identificato molto facilmente dalle analisi delle curve di creep come mostrato in Figura 5.3-8

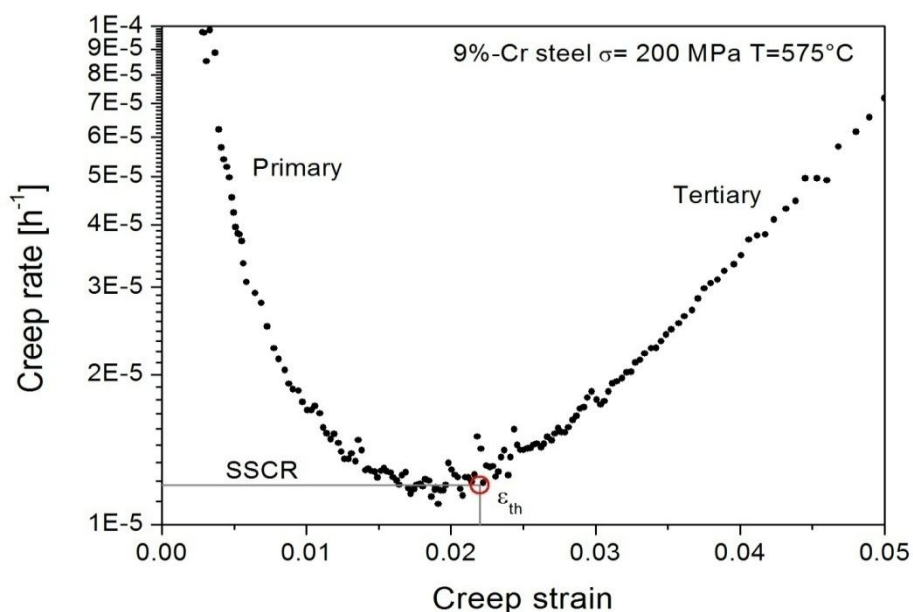


Figura 5.3-8 Determinazione della deformazione di soglia

Il valore della deformazione di soglia delle prove di creep di breve durata; come si evince dalla Figura 5.3-9 ha un valore decrescente nel tempo, questo aspetto testimonia come il materiale in esame sia sempre meno in grado di supportare ulteriori deformazioni con la permanenza ad alta temperatura.

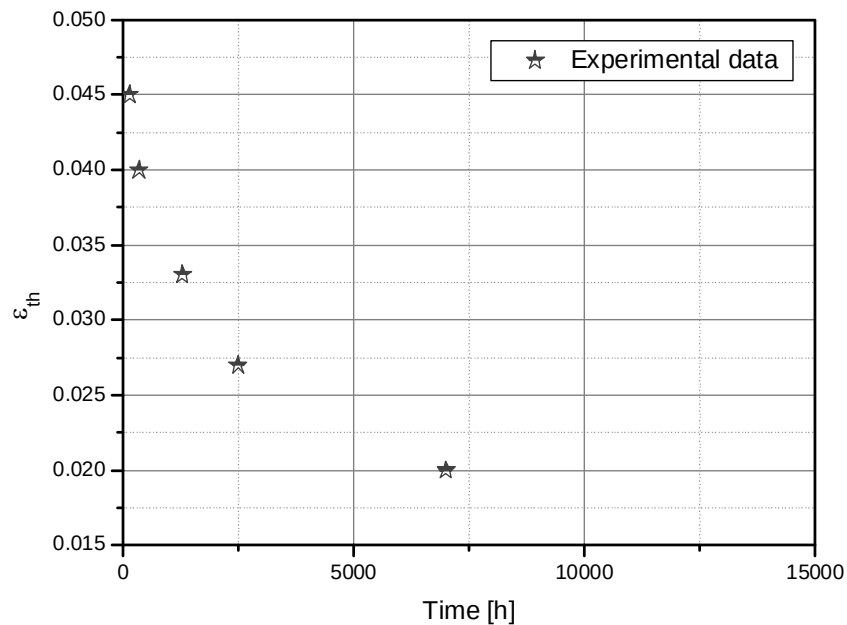


Figura 5.3-9 Misura delle deformazioni di soglia

L'andamento decrescente della deformazione di soglia può essere ben descritto da una legge del tipo di Arrhenius come mostrato in Figura 5.3-10

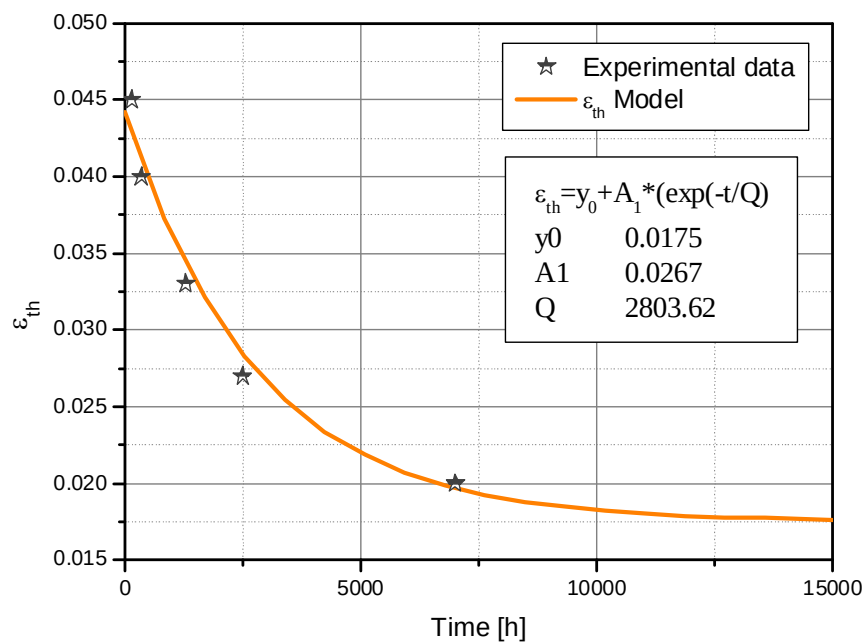


Figura 5.3-10 Andamento della deformazione di soglia con il tempo

ε_f (deformazione teorica uniassiale a rottura)

Questo parametro rappresenta il valore della deformazione a rottura del materiale in condizioni di carico uniassiale, esso può essere stimato attraverso l'analisi dei provini di creep rotti, in particolare, soprattutto in presenza di necking, tale misura può essere effettuata ricorrendo alla soluzione di Bridgman:

$$\varepsilon_f = 2 \ln \left(\frac{\phi_0}{\phi_R} \right) \quad \text{Equazione 5.3-6}$$

dove Φ_0 e Φ_R sono rispettivamente il diametro iniziale ed il diametro a rottura del provino di creep.

 D_{cr} (Danno critico)

Questo parametro è il valore che raggiunge il danno accumulato a frattura secondo la definizione di Kachanov [4]:

$$D = \frac{A_D}{A_0} \quad \text{Equazione 5.3-7}$$

Misure dirette di questo parametro potrebbero essere fatte attraverso la microscopia SEM sui provini rotti [6] (Lemaitre and Dufailly, 1987).

 α (esponente di danno)

L'esponente di danno definisce la forma della legge di accumulo del danno, esso, sotto l'ipotesi che il creep terziario sia dovuto all'incremento del carico per via dell'incipiente danneggiamento, è direttamente ricavabile attraverso l'analisi della variazione dello strain-rate durante la fase del terziario, e, dipendendo solo dallo strain rate, può essere ricavato attraverso un fitting dei dati sperimentali come mostrato in Figura 5.3-11

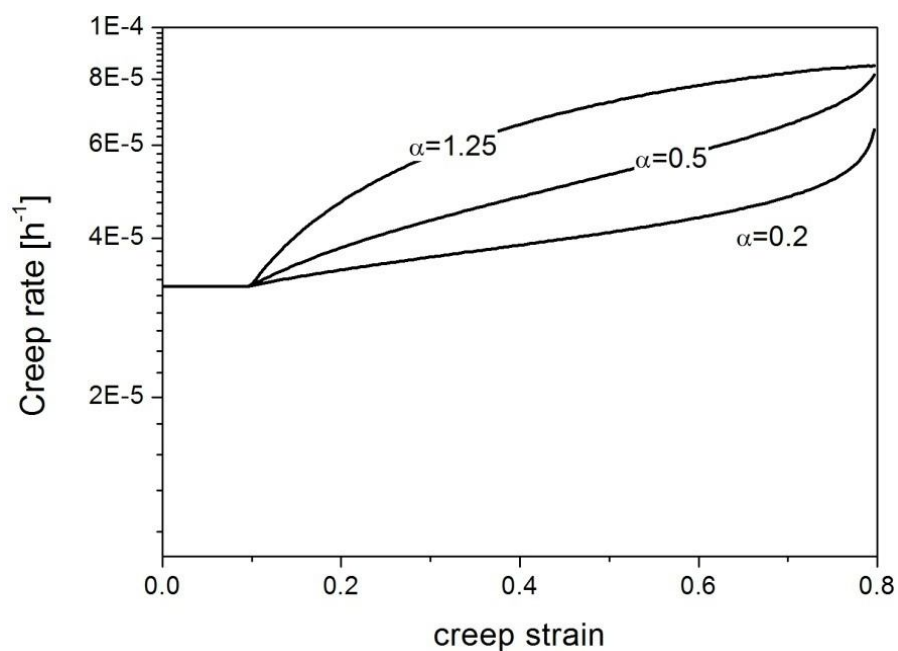


Figura 5.3-11 Andamento del creep strain rate al variare del parametro di danno α

I parametri α , ε_f , D_{cr} sono stati così trovati e sono riassunti dalla Tabella 5.3-2

Tabella 5.3-2 Parametri di danno

T	D_0	D_{cr}	α	ε_f	ε_{th}
650°C	0	0.8	0.6	0.25	f(T,t)
600°C	0	0.8	0.6	0.3	f(T,t)

Mentre la deformazione di soglia è rappresentata in Figura 5.3-12

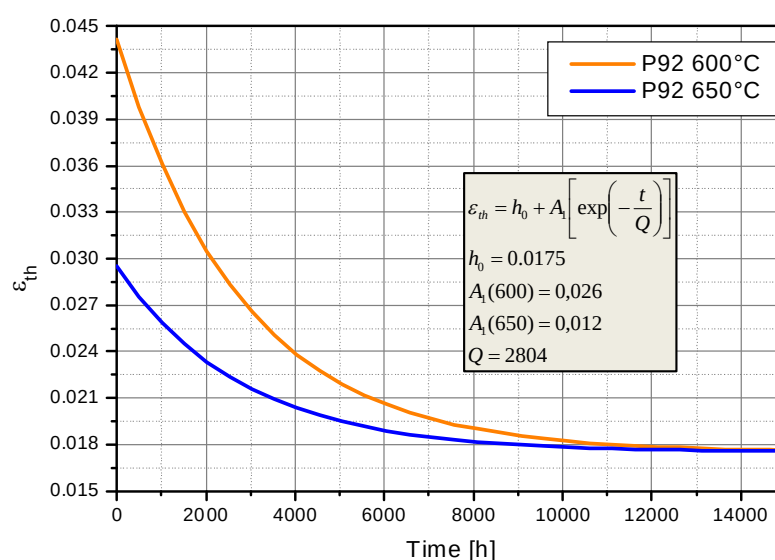


Figura 5.3-12 Andamento della deformazione di soglia a due livelli di temperatura

5.4 Verifica dei parametri trovati

La verifica dei parametri del modello di creep verrà effettuata tramite un'analisi agli elementi finiti, il codice utilizzato per tale analisi è il Marc2005r3 commercializzato da "MSC Software®". La geometria del provino di creep, mostrata Figura 5.4-1 in è stata modellata con 881 elementi piani assial-simmetrici a quattro nodi, come si vede da Figura 5.4-2

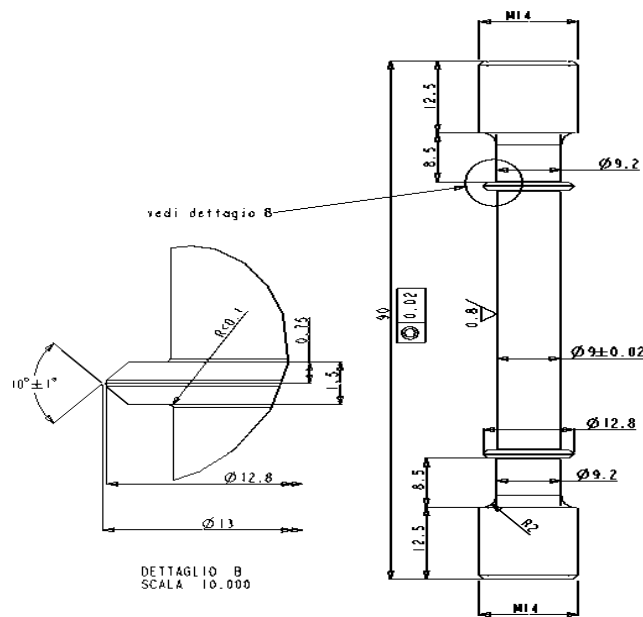


Figura 5.4-1 Geometria del provino di creep

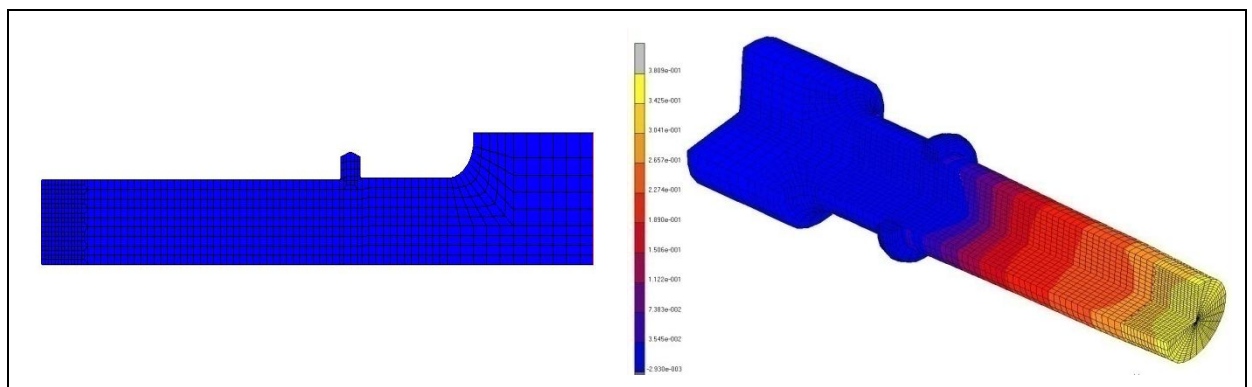


Figura 5.4-2 Geometria modellata nell'analisi FEM

La verifica dei parametri trovati mostrata in Figura 5.4-3, Figura 5.4-4, Figura 5.4-5, Figura 5.4-6, Figura 5.4-7e riassunta in Figura 5.4-8 la quale mostra

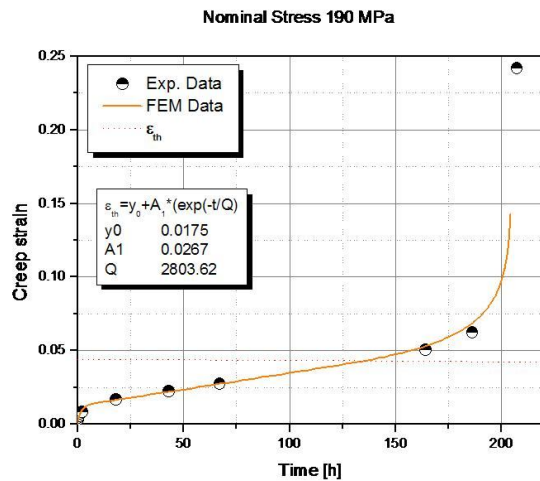


Figura 5.4-3 Confronto tra risultati modello di creep e dati sperimentali 190 MPa a 600°C

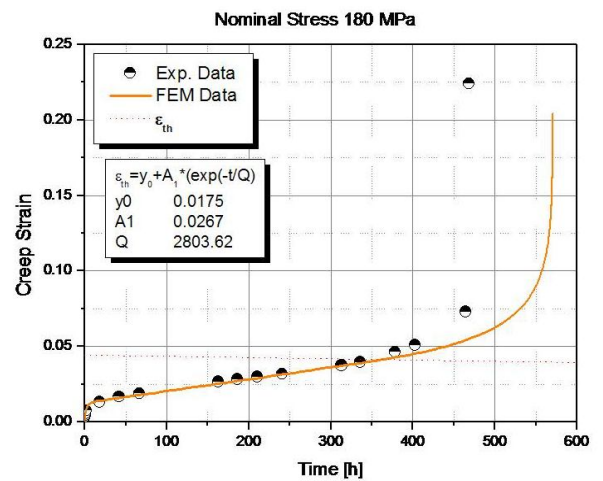


Figura 5.4-4 Confronto tra risultati modello di creep e dati sperimentali 180 MPa a 600°C

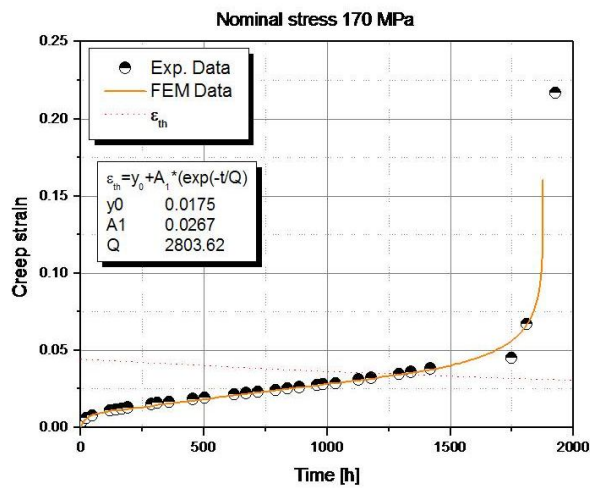


Figura 5.4-5 Confronto tra risultati modello di creep e dati sperimentali 170 MPa a 600°C

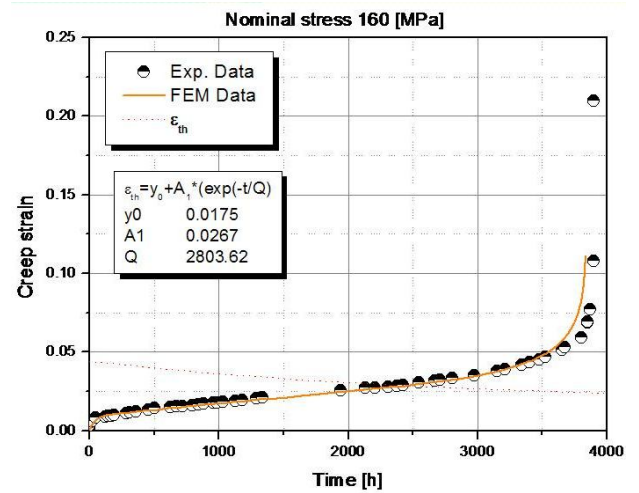


Figura 5.4-6 Confronto tra risultati modello di creep e dati sperimentali 160 MPa a 600°C

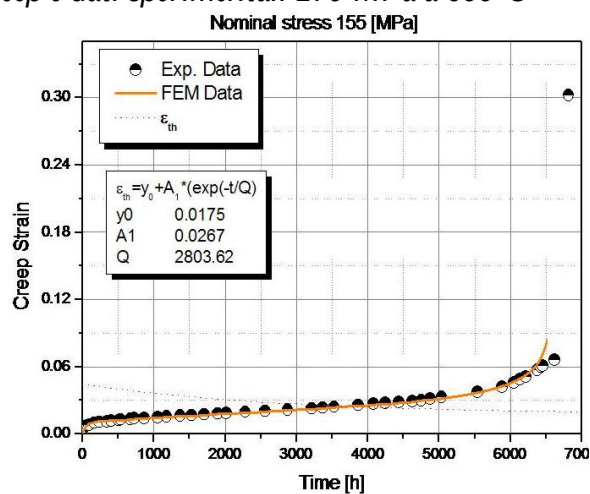


Figura 5.4-7 Confronto tra risultati modello di creep e dati sperimentali 155 MPa a 600°C

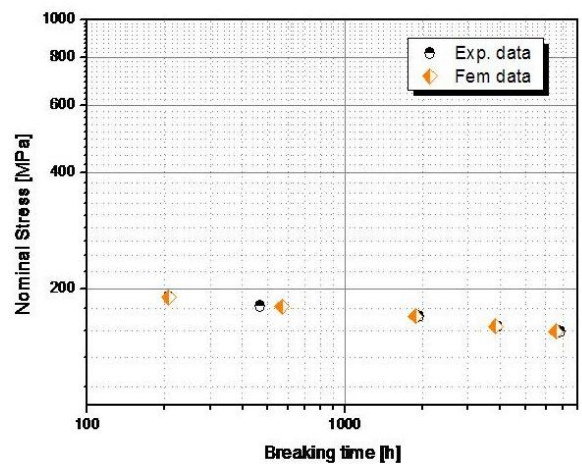


Figura 5.4-8 confronto tra risultati di vita a rottura delle prove sperimentali e dati FEM a 600°C

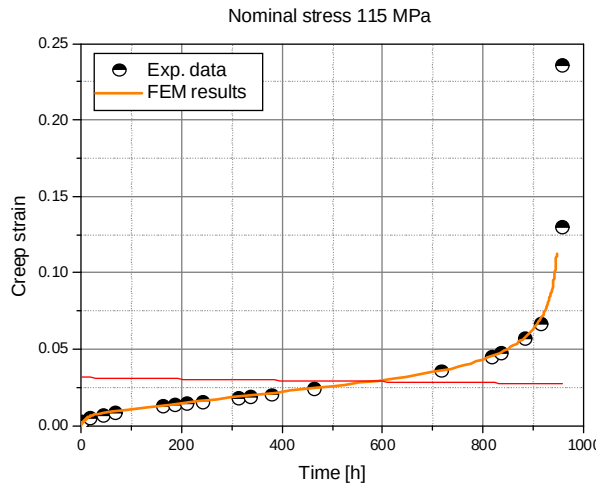


Figura 5.4-9 Confronto tra risultati modello di creep e dati sperimentali 115 MPa a 650°C

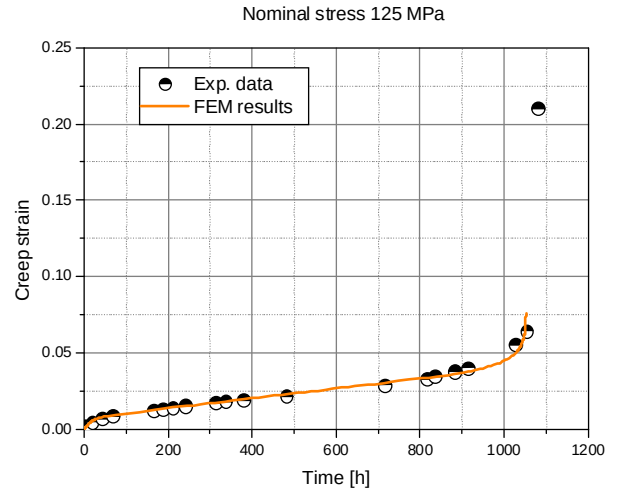


Figura 5.4-10 Confronto tra risultati modello di creep e dati sperimentali 125 MPa a 650°C

5.5 Prove di creep di lunga durata

Una volta testato il modello sulle prove sperimentali da cui sono stati ricavati i parametri, si è passati alla verifica della possibilità di predire la vita a creep di prove di lunga durata; perciò, sulla base dei parametri trovati sono state eseguite le simulazioni numeriche sulle prove di lunga durata a due livelli di temperatura. Il confronto è mostrato in Figura 5.5-1, Figura 5.5-2, Figura 5.5-3 e Figura 5.5-4

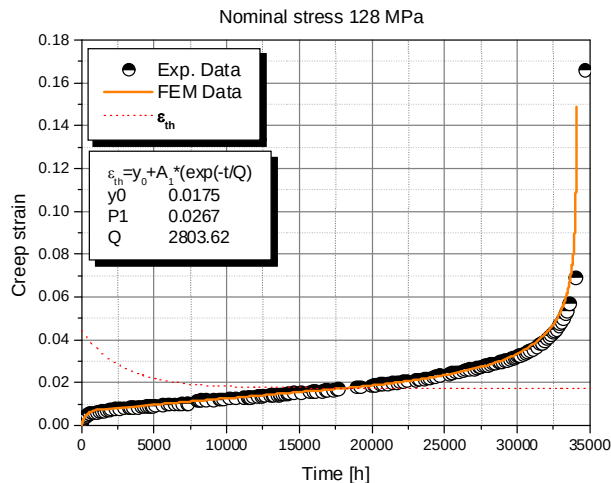


Figura 5.5-1 Confronto FEM-dati sperimentali MAT1 128 MPa 600°C

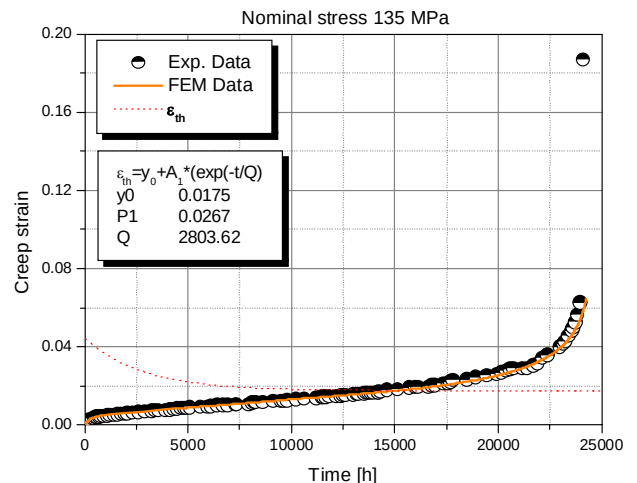


Figura 5.5-2 Confronto FEM-dati sperimentali MAT1 135 MPa 600°C

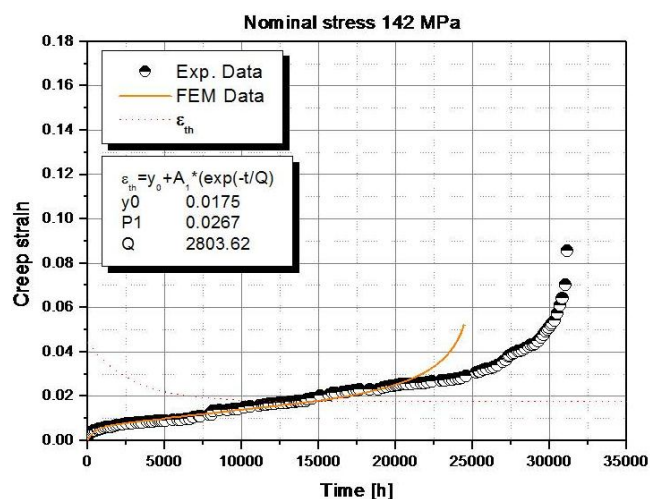


Figura 5.5-3 Confronto FEM-dati sperimentali MAT1 142 MPa 600°C

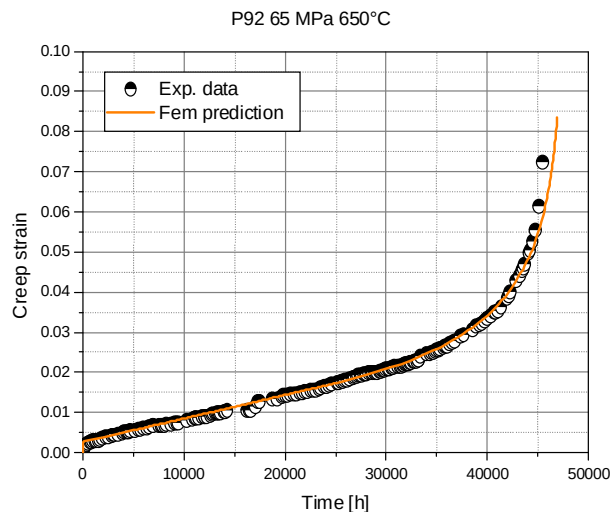


Figura 5.5-4 Confronto FEM-dati sperimentali MAT1 65 MPa 650°C

È necessaria una precisazione sulla prova di creep relativa al carico di 142 MPa a 600°C; il modello non sembra funzionare. In realtà come è possibile vedere da Figura 5.5-5 essa ha, inaspettatamente, una durata maggiore rispetto alle prove a carico minore, inoltre, come si può vedere in Figura 5.5-6, ha un andamento del creep secondario molto irregolare.

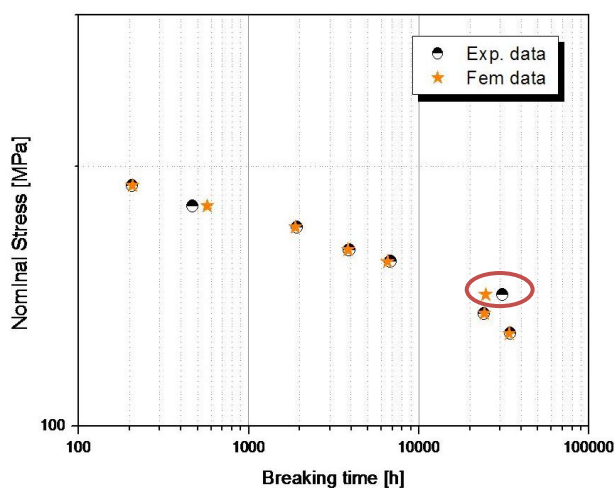


Figura 5.5-5 Sintesi dei risultati del modello di creep a 600°C

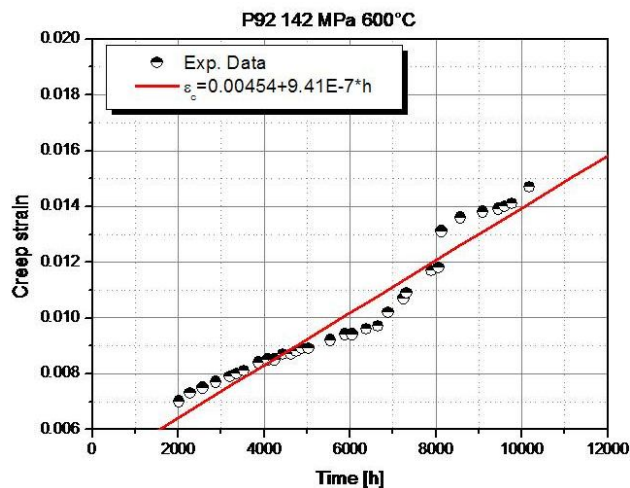


Figura 5.5-6 Andamento del creep secondario nella prova di creep a 600°C

Questo risultato evidenzia, se mai fosse stato necessario, quanto sia importante la corretta esecuzione delle prove sperimentali necessarie per la ricerca o verifica dei parametri del modello di creep.

Un'ulteriore verifica è stata effettuata, al fine di verificare la correttezza dei parametri trovati; per lo stesso materiale, il comitato europeo ECCC, aveva previsto una resistenza a creep di 55 MPa per avere una vita di 100'000 ore ad una temperatura di 650°C; avendo a disposizione le prime 10'000 ore di sperimentazione, il modello prevedeva una vita a creep di 65'000 ore, e quindi 35'000 ore in meno rispetto a quanto previsto dalla ECCC.

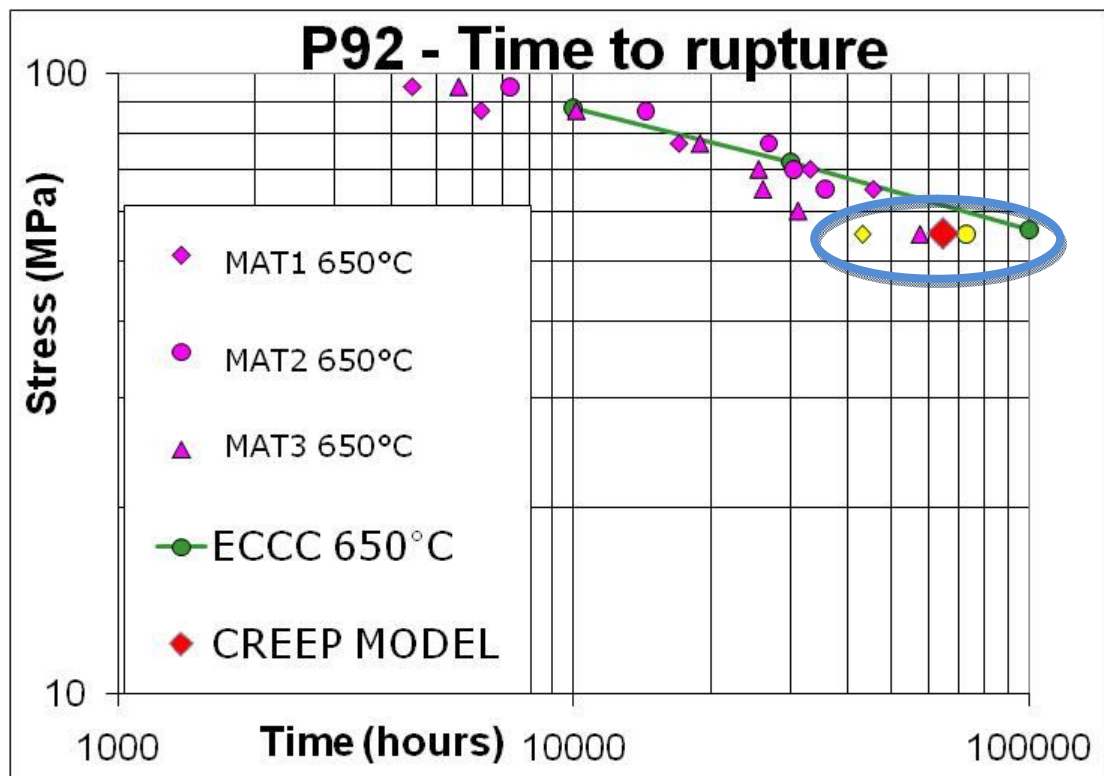


Figura 5.5-7 All'interno dell'ellisse sono evidenziate le prove di creep (in giallo sono le prove ancora in corso) con carico di 55 MPa a 650°C

Per queste condizioni di carico sono state allestite tre prove, attualmente i risultati disponibili sono:

- o MAT1- il provino ha fatto le 43'000 ore con un allungamento del 2,2% in linea con quanto previsto dal modello di creep
- o MAT2 – il provino ha fatto le 73'000 ore con un allungamento al 4% in pieno terziario
- o MAT3 – il provino si è rotto a 57'000 ore.

Come si vede la stima ECCC risulta essere eccessivamente poco conservativa anche per estrapolazioni molto contenute, tenendo conto che essa è stata fatta sulla

base di dati sperimentali con il “dato sperimentale vero più alto di 47'000 ore”, ed ECCC consente un’extrapolazione fino a tre volte questa durata, mentre modello di creep si è dimostrato molto più accurato.

5.6 Applicazione con P91

La stessa procedura è stata applicata all’ASTM P91, il quale è un acciaio alto legato con circa 9%Cr, di largo impiego nell’industria petrolchimica per applicazioni ad alta temperatura i cui elementi di lega sono riassunti in Tabella 5.6-1

Tabella 5.6-1 Composizione chimica del P91

ASTM	C	Mn	P	S	Si	Cr	Mo	V	N	Ni	Al	Nb
A335	(%)	(%)	(%)	(%)	(%)	(%)	(%)	(%)	(%)	(%)	(%)	(%)
Min	0.08	0.30	/	/	0.20	8.00	0.85	0.18	0.030	/	/	0.06
Max	0.12	0.60	0.020	0.020	0.50	9.50	1.05	0.25	0.070	0.40	0.04	0.10

I parametri del modello costitutivo sono schematizzati in Figura 5.6-1,

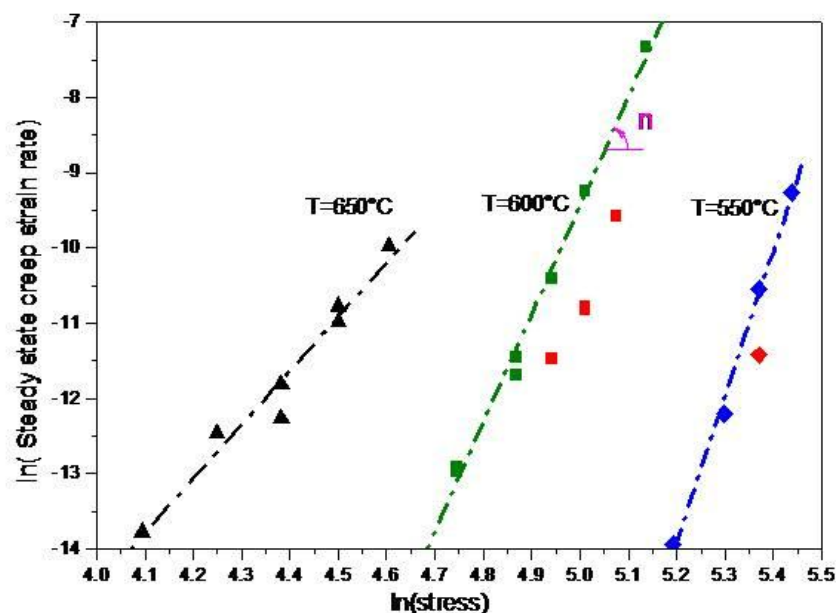


Figura 5.6-1 Calcolo dei parametri di Norton per il P91 a tre livelli di temperatura (L.Esposito et al.) [7]

mentre i parametri di danno sono riassunti in Figura 5.6-2 e in

Tabella 5.6-2

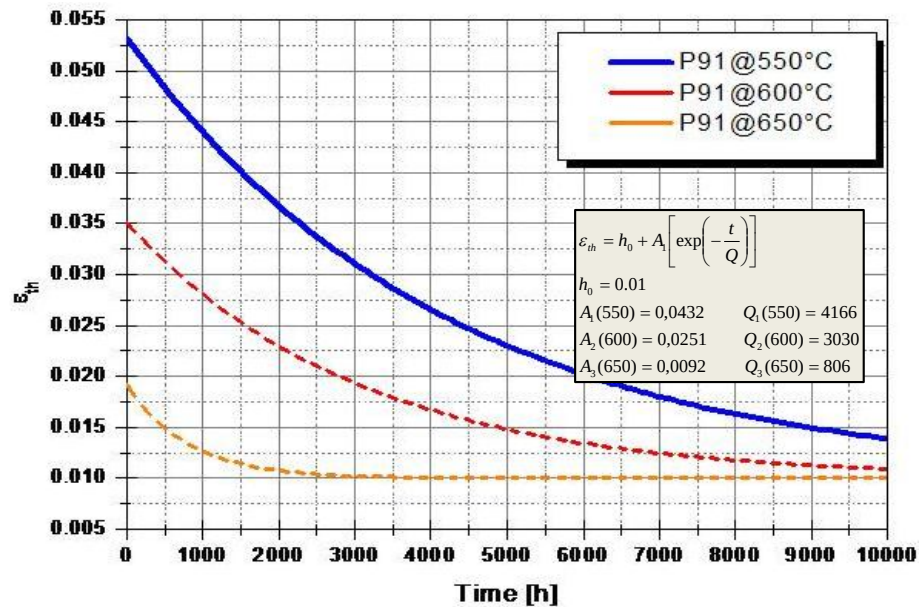


Figura 5.6-2 Andamento della ε_{th} per il P91 a tre livelli di temperatura

Tabella 5.6-2 Parametri di danno per il P91 a tre livelli di temperatura

T	D ₀	D _{cr}	α	ε _f	ε _{th}
650°C	0	0.8	0.6	0.25	f(T,t)
600°C	0	0.8	0.6	0.3	f(T,t)
550°C	0	0.8	0.6	0.3	F(T,t)

La verifica dei parametri così trovati è stata effettuata per diversi valori di carico e temperatura; in si possono trovare alcuni esempi in Figura 5.6-3e Figura 5.6-4.

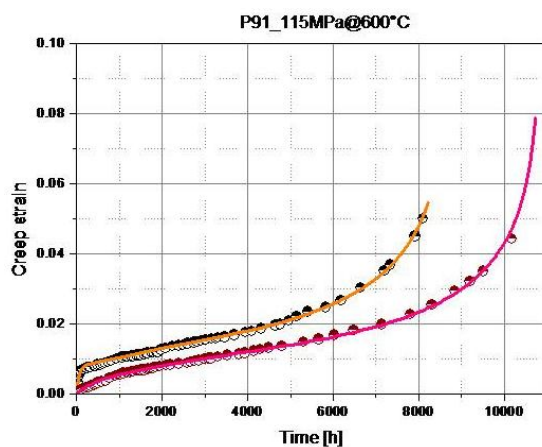


Figura 5.6-3 Confronto tra dati sperimentali e dati da modello FEM 115 MPa

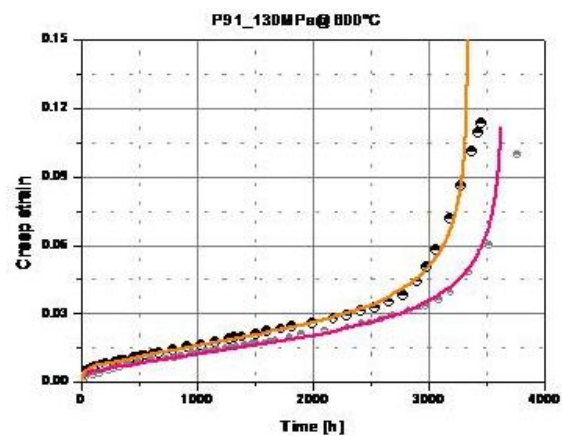


Figura 5.6-4 Confronto tra dati sperimentali e dati da modello FEM 130 MPa

5.7 Confronto tra P91 e P92

Il confronto tra i principali parametri del P91 con il P92 dovrebbe mostrare le migliori caratteristiche meccaniche ad alta temperatura di quest'ultimo.

In Figura 5.7-1 è mostrato il confronto tra le deformazioni di soglia tra P92 e P91 a 600°C, come si vede, il P92 sembra avere un valore di tale parametro, traslato verticalmente, permettendo al materiale di sopportare maggiori deformazioni prima che il terziario parta.

In Figura 5.7-2 è mostrato lo stesso confronto a 650°C, come si può vedere, il valore della deformazione di soglia ha una brusca caduta per il P91, testimoniando un valore di temperatura troppo elevato per questo materiale, mentre, tale valore, sembra supportabile per il P92

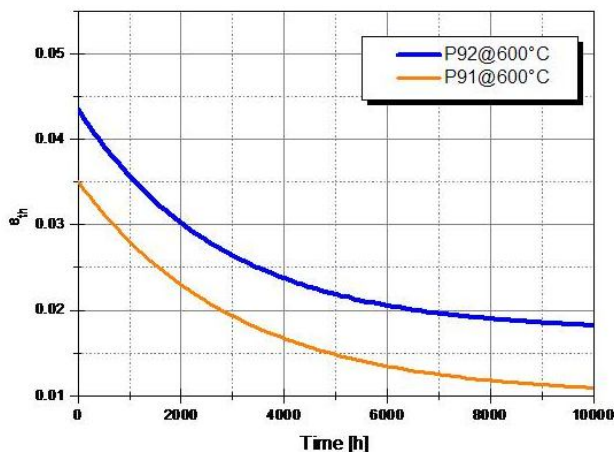


Figura 5.7-1 Confronto della ε_{th} tra P92 e P91 a 600°C

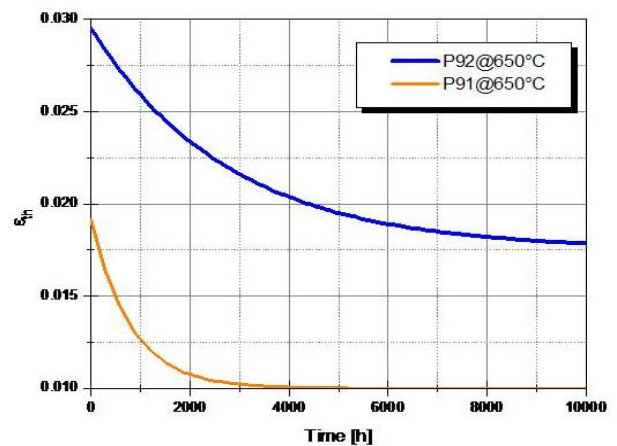


Figura 5.7-2 Confronto della ε_{th} tra P92 e P91 a 650°C

Anche il confronto tra le resistenze allo scorrimento secondario tra P91 e P92 sono in accordo con le migliori performance ad alta temperatura di quest'ultimo, in Figura 5.7-3 è possibile vedere il confronto tra i due materiali a 600°C, mentre in Figura 5.7-4 è possibile vedere lo stesso confronto a 650°C; per entrambe le temperature la curva di scorrimento secondario del P92 sembra essere parallela alla curva di scorrimento secondario del P91.

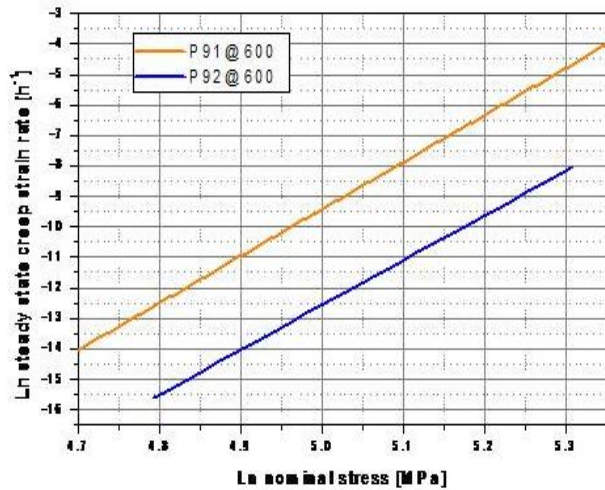


Figura 5.7-3 Confronto del steady state creep rate tra P92 e P91 a 600°C

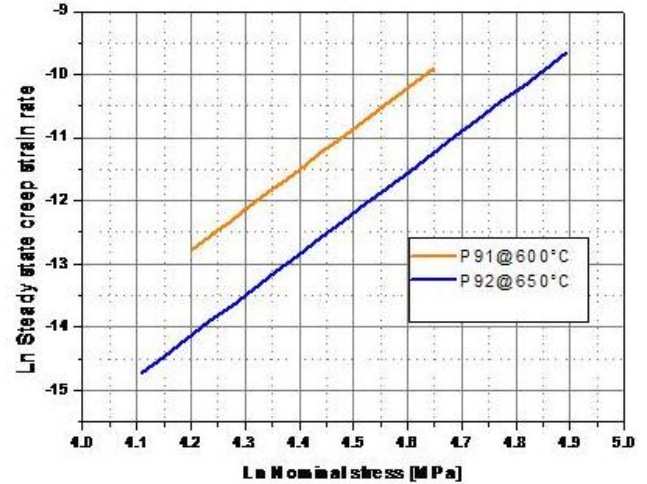


Figura 5.7-4 Confronto del steady state creep rate tra P92 e P91 a 650°C

5.8 Modello di Barrett & Nix

5.8.1 Impianto teorico

Questa teoria è basata sul meccanismo di scorrimento causato dal movimento delle tacche delle dislocazioni a vite. Durante movimento, una dislocazione a vite, può mantenere la posizione della tacca solo attraverso l'emissione o l'assorbimento di vacanze. Ora noi potremmo considerare le due specie di dislocazioni; quelle che emettono vacanze (innalzando la concentrazione di quest'ultime) e quelle che le assorbono (abbassando la concentrazione). Come primo caso, consideriamo le dislocazioni a vite che hanno la tacca che durante il suo movimento, assorbono le vacanze. In questa condizione avremmo una "depressione" per le vacanze, vicino alla tacca, la quale, si oppone all'avanzamento dello scorrimento della tacca. In questo caso, il creep rate può essere espresso come:

$$\dot{\gamma}_s = \rho_s \bar{v} b_s$$

Equazione 5.8-1

dove $\dot{\gamma}_s$ è lo steady state creep rate di taglio, ρ_s è la densità delle dislocazioni attive, $\bar{v}$ è la velocità media delle dislocazioni e b_s è il vettore di Burger. Considerando un segmento di dislocazione di lunghezza λ la quale contiene una

tacca che produce una vacanza, di altezza uguale ad un atomo. La forza motrice chimica, esercitata dalla tacca sulla dislocazione, è:

$$f_p = \frac{kT}{b} \ln \frac{C_p}{C_0}$$

Equazione 5.8-2

dove C_p è la concentrazione delle vacanze nelle vicinanze della tacca e C_0 è la concentrazione delle vacanze all'equilibrio. Analogamente, per le dislocazione a vite la cui tacca produce dislocazioni:

$$f_p = \frac{kT}{b} \ln \frac{C_0}{C_a}$$

Equazione 5.8-3

dove C_a è la concentrazione delle vacanze vicino alla tacca della dislocazione a vite che producono una vacanza.

Nella valutazione di C_a e C_p possono essere utilizzati i risultati di Rosenthal [9] abbiamo che:

$$C_p^* - C_0 = \frac{\nu_p}{4\pi D_v b^2}$$

$$C_a^* - C_0 = \frac{\nu_a}{4\pi D_v b^2}$$

Equazione 5.8-4

dove D_v è il coefficiente di scorrimento plastico per le vacanze e sostituendo l' Equazione 5.8-3e l' Equazione 5.8-2nella Equazione 5.8-4, abbiamo:

$$f_p = \frac{kT}{b} \ln \left[1 + \frac{\nu_p}{4\pi D_v b^2 C_0} \right]$$

$$f_a = \frac{kT}{b} \ln \left[1 - \frac{\nu_a}{4\pi D_v b^2 C_0} \right]$$

Equazione 5.8-5

In condizioni di steady state abbiamo:

$$\tau b \lambda = f_p$$

$$\tau b \lambda = f_a$$

Equazione 5.8-6

che combinate con l'Equazione 5.8-5:

$$\begin{aligned} v_p &= 4\pi D_v b^2 C_0 \left[\exp\left(\frac{\tau b^2 \lambda}{kT}\right) - 1 \right] \\ v_a &= 4\pi D_v b^2 C_0 \left[1 - \exp\left(\frac{\tau b^2 \lambda}{kT}\right) \right] \end{aligned}$$

Equazione 5.8-7

Ipotizzando che nel nostro materiale ci sia una frazione α_p ed α_a di dislocazioni che assorbono e producono vacanze abbiamo che la velocità media delle dislocazioni è:

$$\bar{v} = \alpha_p v_p + \alpha_a v_a$$

Equazione 5.8-8

Combinando l'Equazione 5.8-1, l'Equazione 5.8-7, l'Equazione 5.8-8 e assumendo che :

$$C_0 = \frac{\beta}{\alpha_0^3} x_0$$

Equazione 5.8-9

e :

$$D = x_0 D_0$$

Equazione 5.8-10

dove α_0 è il parametro plastico, x_0 la frazione di vacanze all'equilibrio, β il numero di atomi per cella elementare e D è il coefficiente di auto diffusione, quando $\alpha_a = \alpha_p = 0.5$ abbiamo:

$$\dot{\gamma}_s = 4\pi D_v \beta \left(\frac{b}{a_0} \right) \rho_s \sinh\left(\frac{\tau b^2 \lambda}{kT}\right)$$

Equazione 5.8-11

dove ρ_s può essere espressa come funzione della sollecitazione:

$$\rho = A \cdot \sigma^m$$

Equazione 5.8-12

dove A ed m sono ricavabili direttamente da misure della densità delle dislocazioni eseguite mediante il TEM.

5.8.2 Applicazione

Il creep secondario può essere espresso come il prodotto di un contributo di un meccanismo termicamente attivato, ed il contributo di un meccanismo attivato dalla tensione. Sotto queste considerazioni, qualsiasi modello può essere espresso secondo la forma:

$$\dot{\epsilon} = A_0 \cdot f(\sigma) \cdot e^{\frac{\Delta H}{RT}} \quad \text{Equazione 5.8-13}$$

dove $f(\sigma)$ è il contributo della componente di creep attivata dallo sforzo, mentre ΔH è l'energia di attivazione dato dalla relazione:

$$\Delta H = -R \frac{\ln(\dot{\epsilon}_{c1} / \dot{\epsilon}_{c2})}{\left(\frac{1}{T_1} - \frac{1}{T_2}\right)} \quad \text{Equazione 5.8-14}$$

dove i valori di $\dot{\epsilon}_{c1}$ e $\dot{\epsilon}_{c2}$ sono i valori del creep rate secondario delle prove di creep effettuate con lo stesso carico, a temperature T_1 e T_2 . Sotto l'ipotesi di ΔH costante per un intervallo di temperatura possiamo ricavare il valore del creep secondario attivato dallo stress

$$\dot{\epsilon}_{II}^c \text{ Stress activated} = \frac{\dot{\epsilon}_{II}^c}{e^{\frac{\Delta H}{RT}}} \quad \text{Equazione 5.8-15}$$

la quale permette di confrontare il creep secondario a diversi livelli di temperatura. Questo confronto, inoltre permette la verifica del modello costitutivo del modello di Creep; in Figura 5.8-1 è mostrato il confronto tra il modello di Barrett & Nix [10], che è un modello fisico basato sul movimento delle dislocazioni ed è espresso dalla Equazione 5.8-16,

$$f(\sigma) = A_0 \cdot \sigma^m \cdot \sinh(B \cdot \sigma) \quad \text{Equazione 5.8-16}$$

ed il modello di Norton espresso da:

$$f(\sigma) = A_0 \cdot \sigma^n \quad \text{Equazione 5.8-17}$$

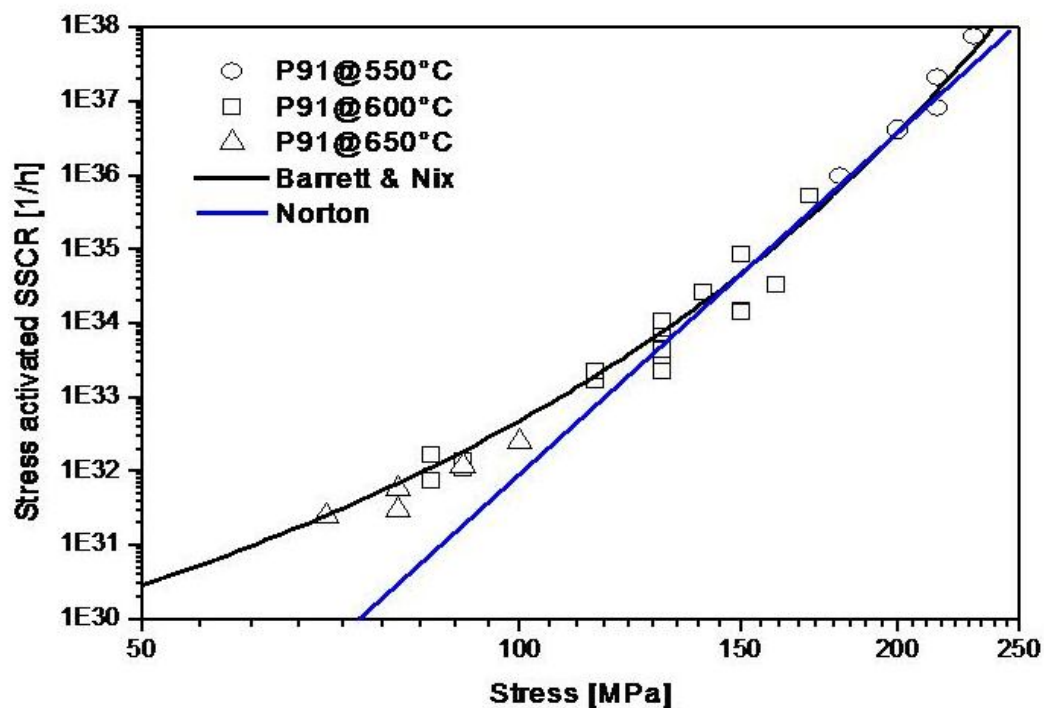


Figura 5.8-1 Confronto tra modello costitutivo di Norton, Barrett e Nix e dati sperimentali

Come si vede dalla Figura 5.8-1 il modello di Barrett & Nix mostra un campo di applicabilità più esteso del modello di Norton.

5.9 Conclusioni

Durante quest'attività di studio, sono stati raggiunti questi risultati:

- o è stata dimostrata la possibilità di predire il comportamento a creep di un materiale per durate di oltre 60'000 ore sulla base di dati sperimentali ottenuti da prove sperimentali di breve durata (7000 ore)
- o il modello costitutivo, che descrive il comportamento a creep del materiale, può essere cambiato in funzione dei meccanismi di scorrimento attivato nel materiale
- o applicabilità a differenti materiali
- o allo stato attuale, i parametri del modello (ε_{th}) dipendono dal tempo

5.10 Bibliografia

- [1] C. R. BARRETT, W. D. (1965). A MODEL FOR STEADY STATE CREEP BASED ON THE MOTION OF JOGGED SCREW DISLOCATIONS. *ACTA METALLURGICA* , 13, 1247-1258
- [2] MASUMOTO H, SAKAKIBARA M, TAKAHASHI T, SAKURAI H AND FUJITA T, 'DEVELOPMENT OF A 9%CR-MO-W STEEL FOR BOILER TUBES', FIRST INTERNATIONAL EPRI CONFERENCE ON IMPROVED COAL-FIRED RESEARCH INSTITUTE PALO ALTO CA, 1986 PLANTS, 19-21 NOVEMBER, PALO ALTO/USA, ELECTRIC POWER
- [3] HALD J, 'ECCC E911-P92 ASSESSMENT, ECCC DATA SHEET', PUBLISHED IN SEPTEMBER 2005 AT THE ECCC CREEP CONFERENCE, 12-14 SEPTEMBER, LONDON, UK, ERA TECHNOLOGY LTD, LEATHERHEAD, SURREY KT22 7SA, 2005
- [4] KACHANOV, L.M, 'ON CREEP RUPTURE TIME', IZVESTIYA AKADEMII NAUK SSSR, OTDELENIYA TEKHNICHESKIKH I NAUK 8, 26-31, 1958.
- [5] LEMAITRE J., CHABOCHE J. M., 'MECHANICS OF SOLIDS MATERIALS', CAMBRIDGE ACADEMIC PRESS, 1985.
- [6] LEMAITRE, J. AND DUFAILLY, J., 1987. 'DAMAGE MEASUREMENTS.' ENGINEERING FRACTURE MECHANICS **28** 5/6 (1987), PP. 643-661
- [7] L. ESPOSITO, L. CIPOLLA, A. RUGGIERO "MODELLO CDM IMPIEGATO NELLA PREVISIONE DEL COMPORTAMENTO A CREEP DELL'ACCIAIO ASTM P91" AIAS ANCONA 2006
- [8] J.FRIEDEL, LES DISLOCATIONS, 72, GAUTHIER-VILLARS, PARIS,1956
- [9] D. ROSENTHAL, TRANS. ASME 68-849,1955
- [10] BARRETT, C. R. AND NIX, W. D. "A MODEL FOR STEADY STATE CREEP BASED ON THE MOTION OF JOGGED SCREW DISLOCATIONS" ACTA METALLURGICA, VOL 13, 1247-1258, DECEMBER 1965

CAPITOLO VI

6 Correlazione tra parametri di danneggiamento e microstruttura

6.1 Introduzione

Come abbiamo visto nei capitoli precedenti, il materiale sottoposto a creep subisce fenomeni di decadimento della microstruttura, i quali accelerano l'insorgenza dei meccanismi di danneggiamento.

In questo capitolo saranno approfondite le correlazioni tra i parametri di danneggiamento e la microstruttura del materiale; in particolare, sarà evidenziato il legame che esiste tra evoluzione della precipitazione della fase di Laves nel P91 ed evoluzione della deformazione di soglia del materiale. Questo studio non potrà essere condotto tramite l'utilizzo dei dati sperimentali derivanti dalle normali prove di creep. Essi, infatti, malgrado siano prove molto semplici, nascondono una complicazione intrinseca che li rende difficilmente utilizzabili per colui che voglia indagare sugli effetti della deformazione e dell'invecchiamento in modo separato: durante la prova di creep la deformazione e l'invecchiamento viene imposta al materiale contemporaneamente, rendendo in questo modo pressoché impossibile disaccoppiare gli effetti.

Per questo motivo, durante quest'attività di studio, sono state progettate prove sperimentali speciali tramite le quali sarebbe stato possibile sottoporre il materiale ad invecchiamento e a deformazione inelastica in tempi separati. Infine sono state previste prove di creep interrotte al fine di dare evidenza sperimentale al meccanismo di danneggiamento.

6.2 Laves e ϵ_{th}

Nel capitolo precedente abbiamo visto come l'andamento della deformazione di soglia sia una funzione del tempo, quest'aspetto non viene riscontrato nelle applicazioni del modello di danneggiamento di Bonora a materiali sottoposti a deformazione a temperatura ambiente. In queste applicazioni, infatti, i parametri del modello sono costanti e dipendono dal materiale. Per capire il perché della variazione dei parametri di danneggiamento dovremmo approfondire i meccanismi che vengono attivati nei materiali in esame ad alte temperature.

I materiali studiati sono progettati in modo da opporsi allo scorrimento a caldo tramite precipitazione fine di $M_{23}C/B_6$, MX e M_2X che ostacola il movimento delle dislocazioni. Tuttavia al permanere ad alte temperature precipita un'ulteriore fase molto grande e fragile che è la fase di Laves con una dinamica descritta dalla Figura 6.2-1.

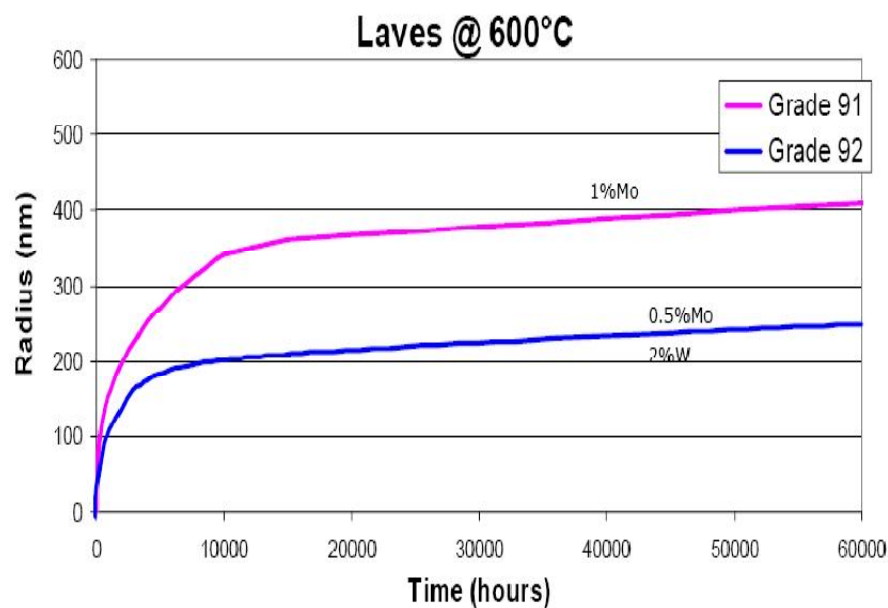


Figura 6.2-1 Evoluzione delle Laves a 600°C in acciai 9% Cr[1]

È proprio in corrispondenza di questi precipitati che nucleano i microvuoti

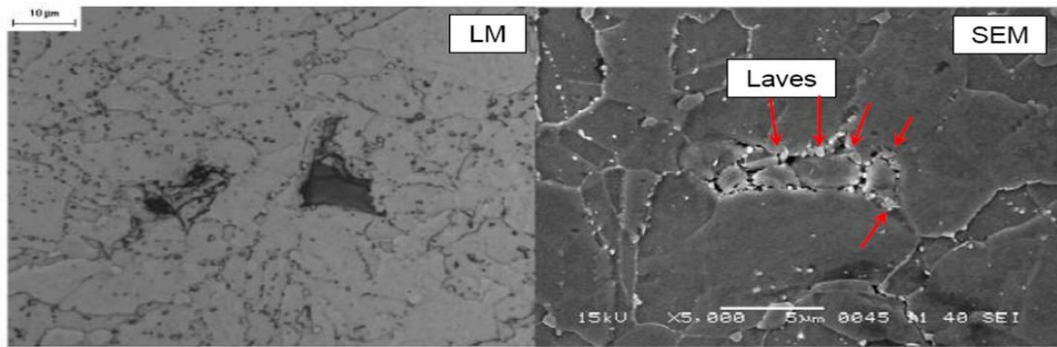


Figura 6.2-2 Nucleazione di microvuoti in corrispondenza di grandi fasi di Laves

Tutto questo fa pensare che debba esistere una correlazione tra evoluzione della fase di Laves e andamento della deformazione di soglia nel tempo. Questa correlazione è evidente nel confronto tra dimensione delle Laves e deformazione di soglia mostrata in Figura 6.2-3

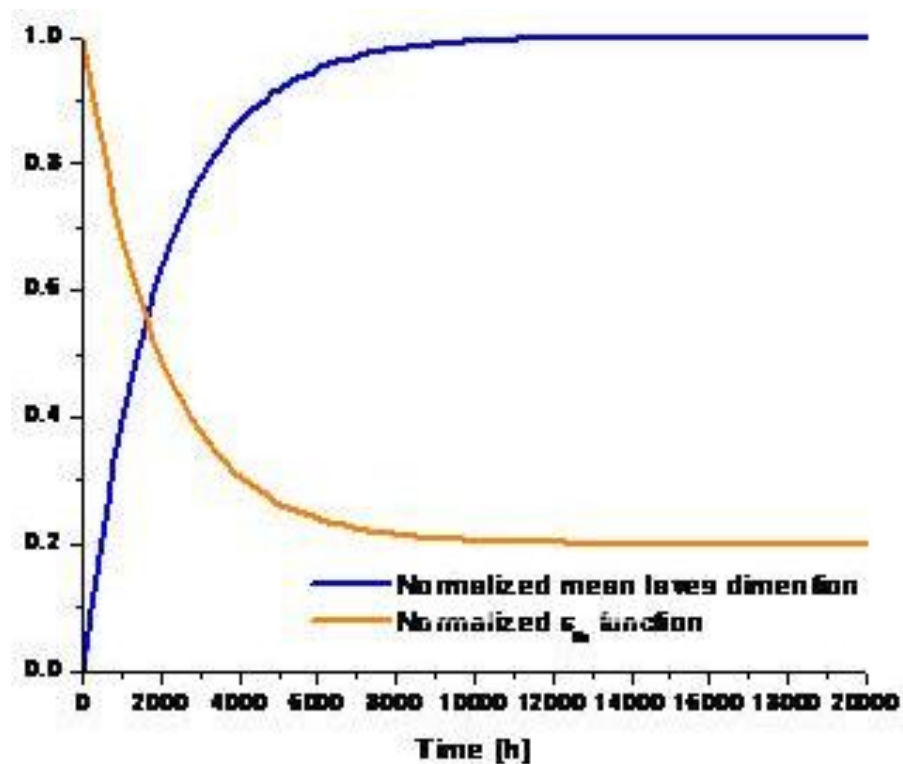


Figura 6.2-3 Andamento della deformazione di soglia e della dimensione della fase di Laves adimensionalizzate

Se questa correlazione esiste, è immediato pensare che eseguendo prove di creep su materiali invecchiati, e quindi su materiali che abbiano avuto un'evoluzione della fase Laves, si possa riscontrare un abbattimento della ϵ_{th} , e perciò della

deformazione raggiunta la quale, termina la fase di creep secondario, e inizia la fase di creep terziario. Quest'abbattimento della deformazione di soglia dovrebbe essere deducibile dall'evoluzione della fase di Laves. Al fine di valutare questa correlazione, e quindi disaccoppiare il contributo del danneggiamento e il contributo della deformazione sul meccanismo di danneggiamento, è stata prevista la campagna sperimentale espressa dalla Tabella 6.2-1

Tabella 6.2-1 Campagna delle prove sperimentali

Specimen	Material	Test 1	Test 2
D7_1	Aged P91	Creep*	
D7_5	Aged P91	Creep*	
D7_2	Aged P91	Cold Pre-strain	Creep
D7_3	Aged P91	Hot Pre-strain	Creep
G15_9	As received P91	Hot Pre-strain	Creep
G15_10	As received P91	Cold Pre-strain	Creep

6.3 Prove di creep su materiale invecchiato

Sono state effettuate prove di creep su materiale P91 invecchiato a 650°C per 1500 ore e la curva di creep è mostrata in Figura 6.3-1

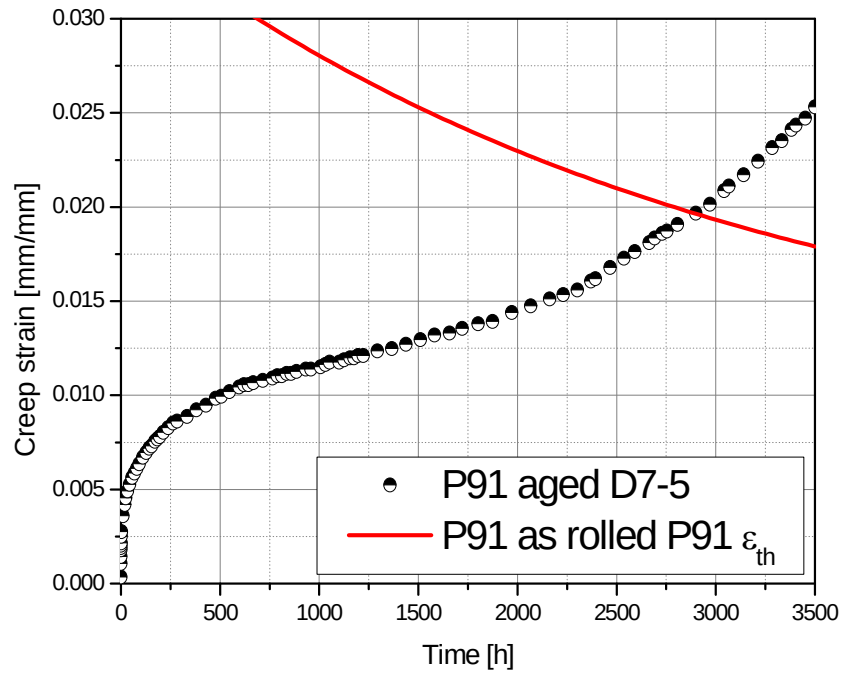


Figura 6.3-1 Andamento della prova di creep su materiale invecchiato

Come si vede dalla figura la fase di creep terziario parte prima di aver raggiunto la deformazione di soglia attesa per il materiale non invecchiato.

6.3.1 Identificazione dei parametri di danno

Nel paragrafo precedente abbiamo visto come i parametri di danno siano variati dal valore dei parametri per il materiale non invecchiato. In questo caso, assunta vera la correlazione tra deformazione di soglia ed evoluzione della fase di Laves, si può ipotizzare un'evoluzione della dimensione della Laves come schematizzato in Figura 6.3-2,

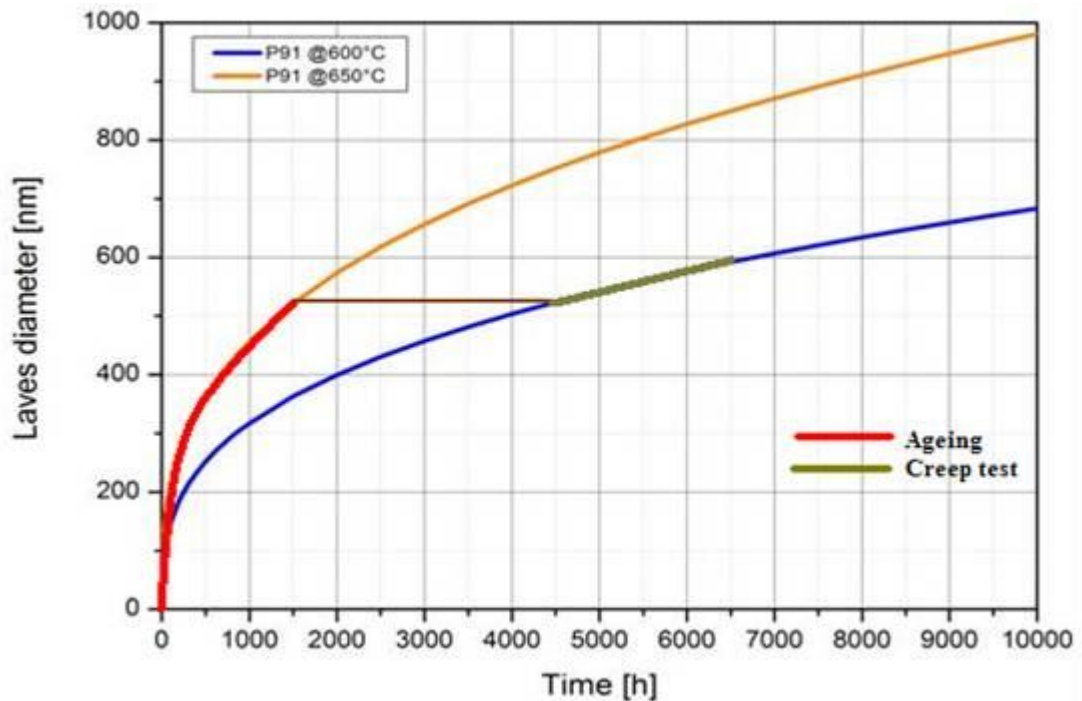


Figura 6.3-2 Evoluzione della fase di Laves nel provino D7-5

Dove sono raffigurate le curve di evoluzione della Laves nel P91 a due livelli di temperatura, ed il primo tratto, in rosso, è l'evoluzione delle Laves durante l'invecchiamento, mentre il secondo, in verde, è l'evoluzione delle Laves durante la fase di creep sino alla fine della fase di creep secondario.

Sulla base di questa considerazione, si può affermare che, in termini di evoluzione della fase di Laves, avremmo avuto la stessa evoluzione delle Laves se avessimo sottoposto il materiale ad una temperatura costante di 600°C per 6500 ore.

Questo, ricordando l'evoluzione della deformazione di soglia trovata per il P91 e riportata in Figura 6.3-3 ci porta ad ipotizzare un valore della sollecitazione di soglia dell'ordine di 0,0125

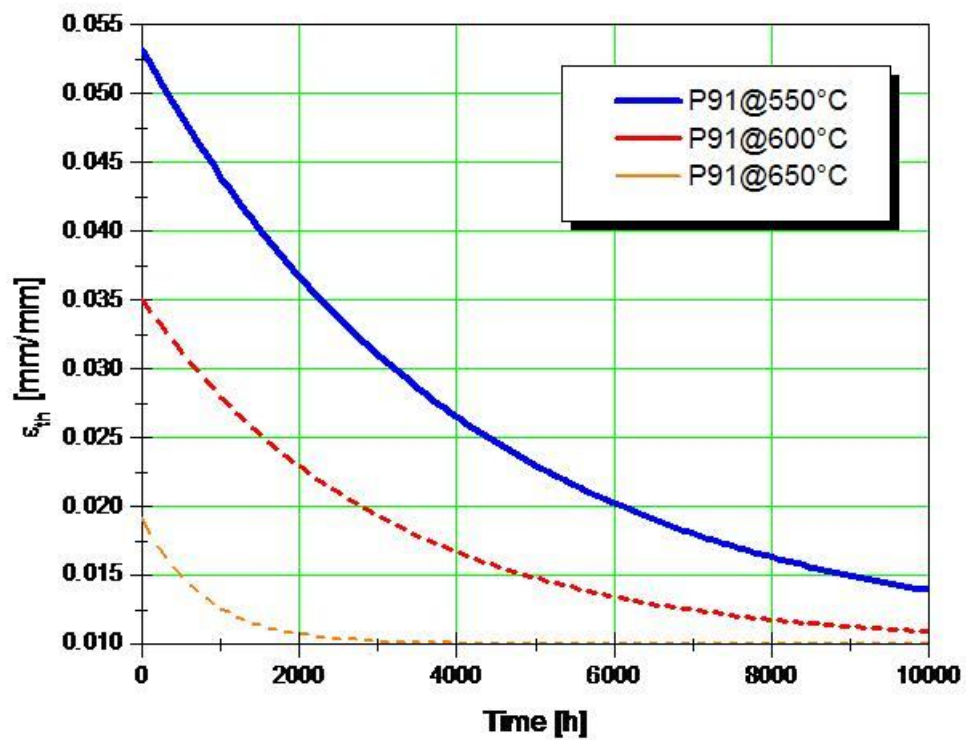


Figura 6.3-3 Andamento della deformazione di soglia per il P91 a tre livelli di temperatura

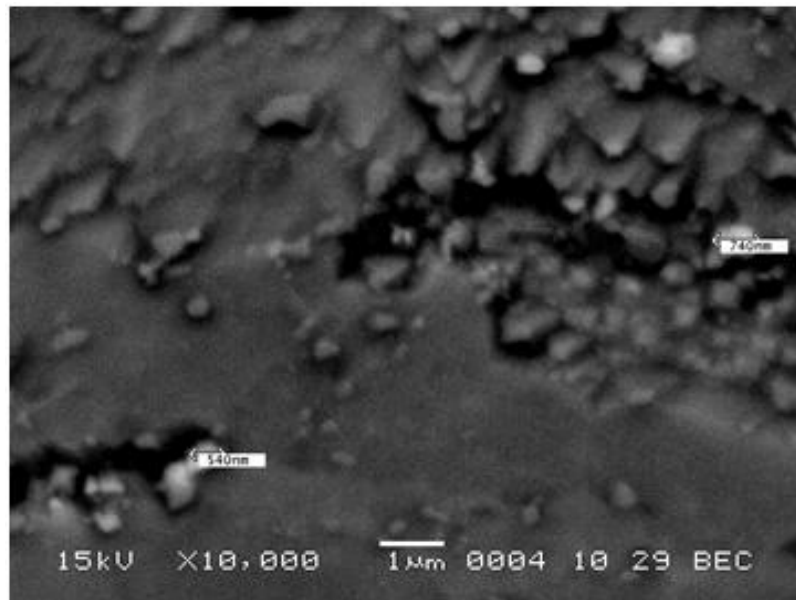


Figura 6.3-4 Analisi SEM su provino D7-5 dopo la rottura

E quindi una dimensione delle Laves stimata di circa 0,6 μm . tale dimensione è stata verificata come mostrato in Figura 6.3-4. Sotto queste ipotesi sono state

eseguite simulazioni numeriche con la nuova deformazione di soglia trovata; i risultati sono mostrati in Figura 6.3-5

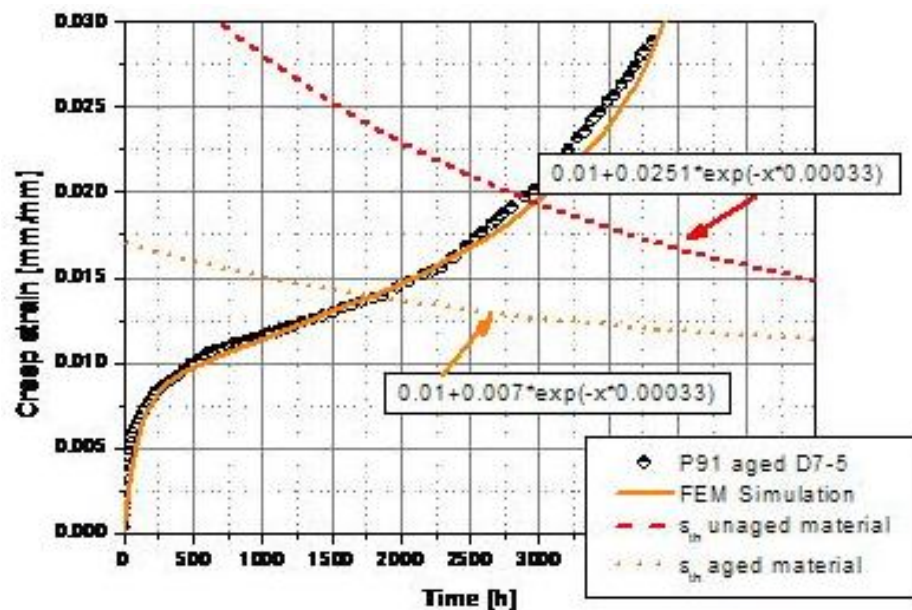


Figura 6.3-5 Confronto tra dati sperimentali e simulazione FEM.

Il modello di creep diviene così dipendente dalla microstruttura perdendo la sua dipendenza dal tempo .

6.4 Prove di creep su materiale pre-deformato

Nel capitolo precedente abbiamo visto come la deformazione di soglia del materiale dipenda dall'invecchiamento del materiale, e quindi, dallo stato della precipitazione.

Tabella 6.4-1 Matrice delle prove su materiale pre-deformato

Specimen	Material	Test 1	Test 2
D7_2	Aged P91	Cold Pre-strain	Creep
D7_3	Aged P91	Hot Pre-strain	Creep
G15_9	As received P91	Hot Pre-strain	Creep
G15_10	As received P91	Cold Pre-strain	Creep

Parallelamente sono state eseguite prove di creep su materiale pre-deformato, con un livello di deformazione plastica dello 0,8%, sia a bassa che ad alta temperatura, al fine di valutare l'influenza delle deformazioni/danneggiamento meccanico sul

materiale sottoposto a creep; la matrice delle prove è riassunta in Tabella 6.4-1. In Figura 6.4-1 è mostrato il confronto tra le prove di creep con materiale vergine e prove di creep con materiale pre-deformato a caldo e a freddo; dalla figura si vede come il materiale pre-deformato a freddo abbia una maggiore pendenza della deformazione a creep durante il secondario rispetto alla curva di creep del materiale deformato a 600°C, la quale sembra non discostarsi dalla curva del materiale vergine.

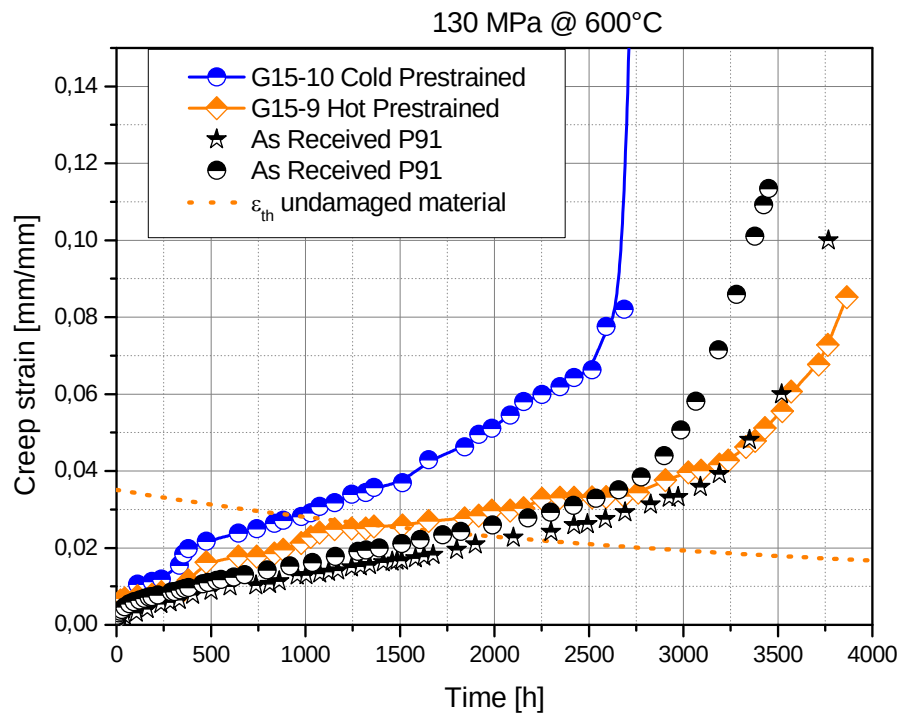


Figura 6.4-1 Prove di creep su P91 (pre-deformato e vergine)

Questo è messo ancor più in evidenza in Figura 6.4-2 e Figura 6.4-3 ove è mostrato come la velocità di scorrimento del creep secondario nei provini pre-deformati a freddo sia maggiore di quella che ci si aspetta dal materiale base e di quelli preformati a 600°C. In Figura 6.4-4 sono mostrate le curve di scorrimento per i provini pre-deformati; anche qui si può vedere come, il materiale che ha subito la deformazione a freddo, abbia una durata a creep inferiore data sostanzialmente da una pendenza maggiore durante la fase di creep secondario.

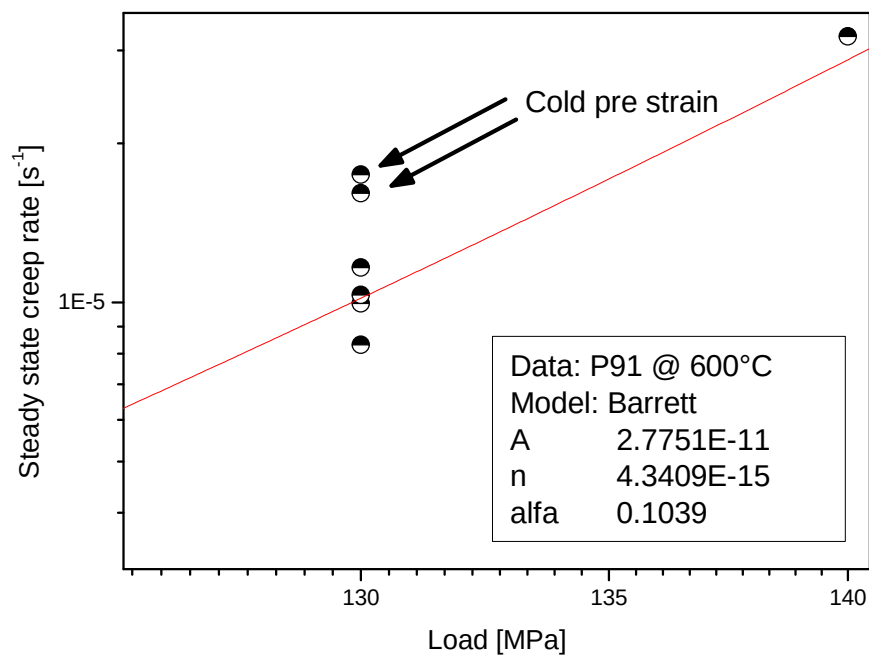


Figura 6.4-2 Confronto delle velocità dello scorrimento secondario

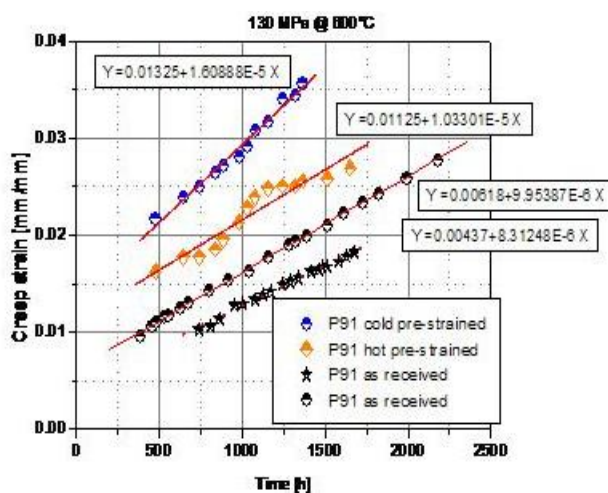


Figura 6.4-3 Creep rate durante la fase di creep secondario

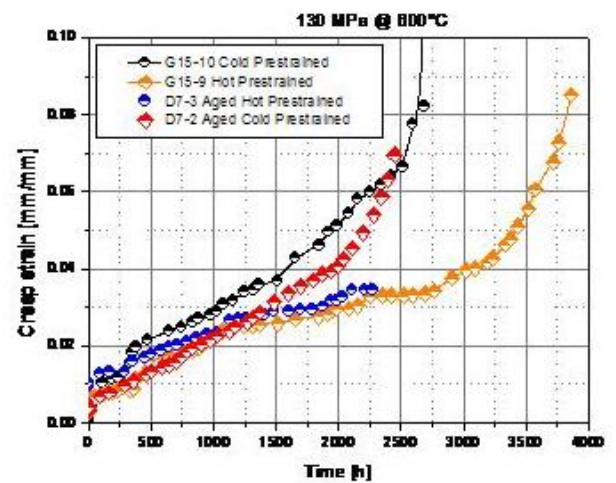


Figura 6.4-4 Curve di creep del P91 pre-deformato

6.4.1 Identificazione dei parametri di danno

Alcune considerazioni possono essere fatte sui risultati ottenuti, ricordando che secondo la teoria classica [2][3] (Kachanov 1958, Lemaitre 1990) del

danneggiamento, una volta raggiunto il livello di deformazione di soglia ed il materiale comincia ad accumulare danno; lo sforzo che il materiale sente diventa:

$$\tilde{\sigma} = \frac{\sigma}{1 - D} \quad \text{Equazione 6.4-1}$$

Ipotizzando il valore maggiore della velocità di scorrimento del creep secondario sia data dal danneggiamento iniziale causato dalla pre-deformazione, come mostrato in Figura 6.4-5

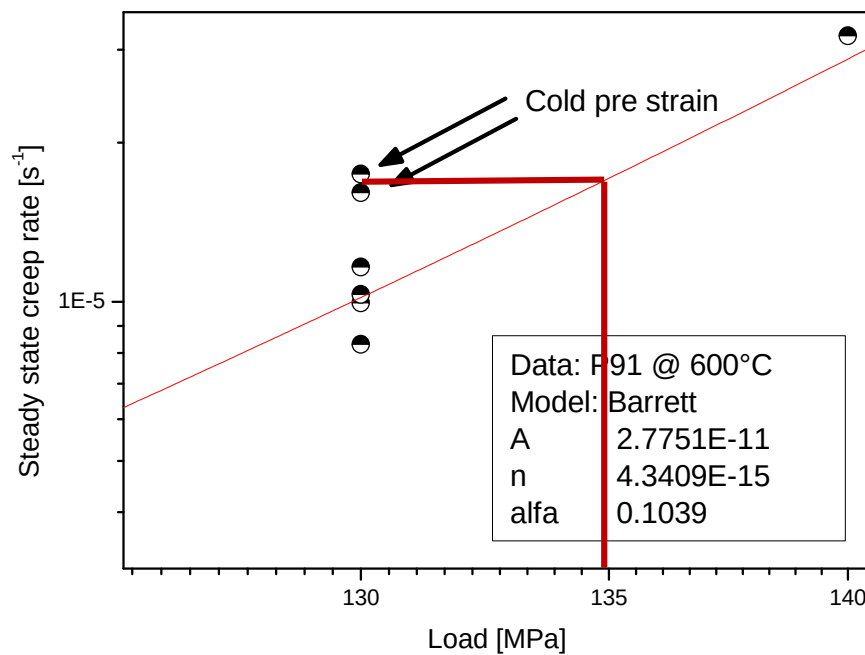


Figura 6.4-5 Sollecitazione sentita dal materiale

ed applicando l'Equazione 6.4-1, abbiamo che il valore di questo danneggiamento iniziale è:

$$134 = \frac{130}{(1 - D_0)} \Rightarrow D_0 = 0.03$$

per il D7-2, e:

$$135 = \frac{130}{(1 - D_0)} \Rightarrow D_0 = 0.037$$

per il G15-10.

Tenendo conto della pre-deformazione iniziale (0,8%) si dovrà aggiornare la deformazione di soglia come segue:

$$\varepsilon_{th}^* = \varepsilon_{th}^{**} - 0.008$$

dove ε_{th}^* è la deformazione di soglia del materiale pre-deformato a freddo e ε_{th}^{**} è la deformazione di soglia per il materiale prima della pre-deformazione.

I nuovi parametri, così trovati sono stati verificati tramite simulazione FEM e i risultati sono mostrati in Figura 6.4-6 e Figura 6.4-7

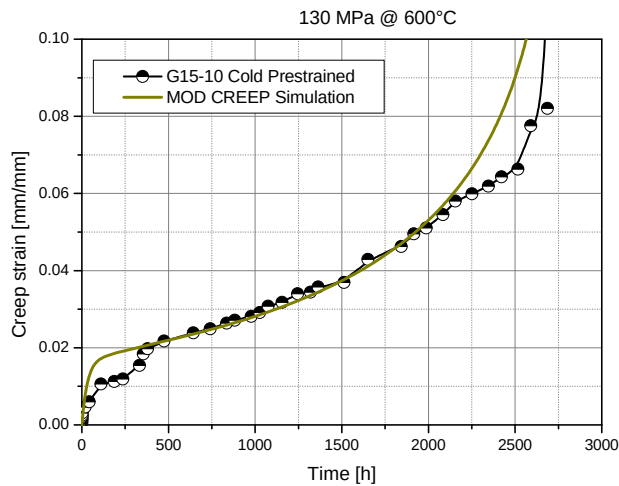


Figura 6.4-6 Simulazione FEM del prova di creep su materiale pre-deformato a freddo

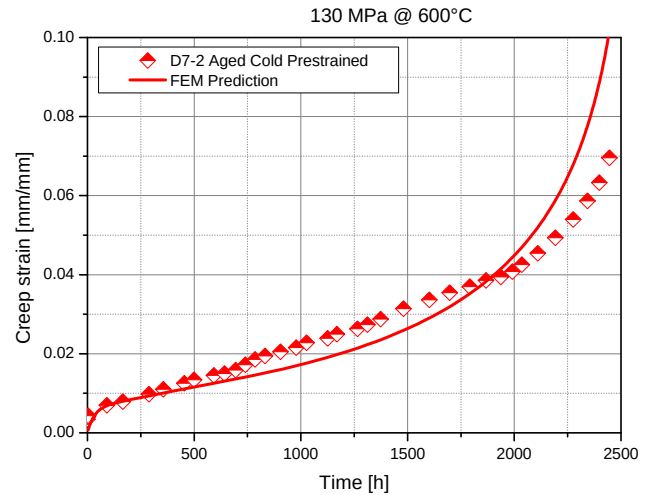


Figura 6.4-7 Simulazione FEM del prova di creep su materiale pre-deformato a caldo

6.5 Evidenze del danno iniziale

Il paragrafo precedente ha messo in evidenza come una pre-deformazione a freddo induca, nel P91, un danneggiamento iniziale D_0 . Tale ipotesi andrebbe indagata maggiormente tramite misure specifiche di misura dei parametri di danno a freddo, tuttavia, vi sono alcuni indizi che lasciano pensare ad un avvenuto danneggiamento. In Figura 6.5-1 è mostrata la variazione di volume per i vari provini, prima e dopo la pre-deformazione

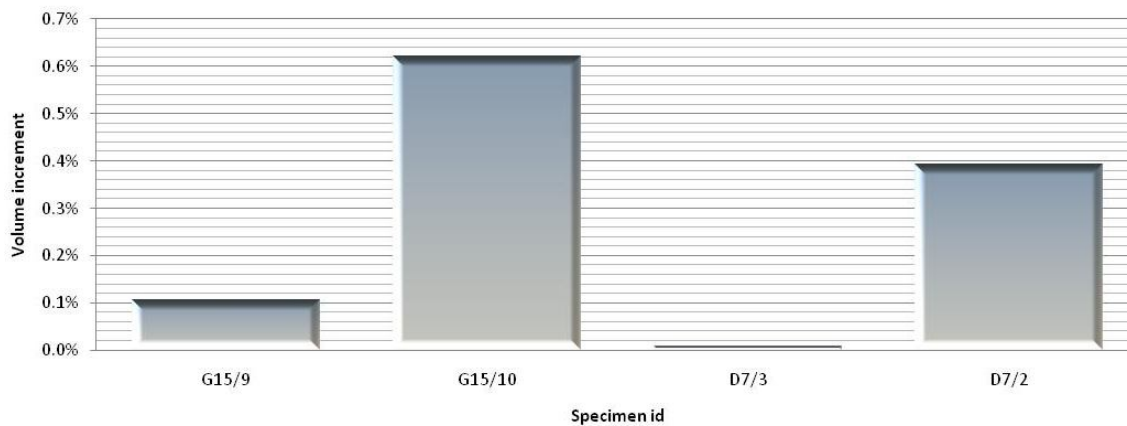


Figura 6.5-1 Variazione del volume dopo la deformazione a freddo

Come si vede, per i provini pre-deformati a freddo, si ha un incremento di volume che lascia pensare alla formazione di micro-vuoti all'interno del materiale, tuttavia, anche un aumento della densità di dislocazioni potrebbe causare una diminuzione della densità. Un ulteriore indizio del danneggiamento può essere ricavato dalle curve di trazione della pre-deformazione. Come si vede da Figura 6.5-2 e Figura 6.5-3 la rigidezza del materiale è variata durante la prova di pre-deformazione.

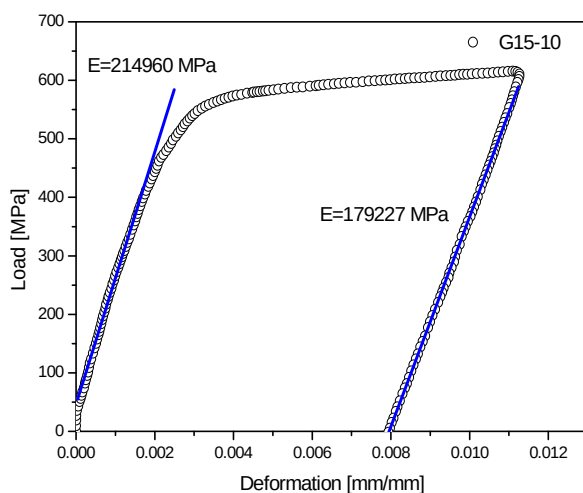


Figura 6.5-2 Riduzione di rigidezza nel provino G15-10

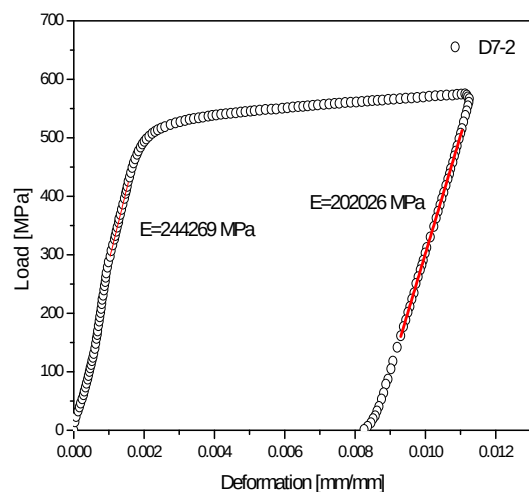


Figura 6.5-3 Riduzione di rigidezza nel provino D7-2

Questo risultato è in accordo con la teoria classica del danneggiamento, la quale indica nella variazione di rigidezza del materiale l'effetto di un avvenuto danneggiamento.

6.6 Analisi micrografiche

Sono state eseguite analisi in microscopia ottica e SEM sul provino G15-10 pre-deformato a freddo. Le analisi hanno messo in evidenza la nucleazione di cavità vicino alle inclusioni di allumina. In Figura 6.6-1e Figura 6.6-2 è mostrato lo stato del materiale nel provino rotto (a creep).

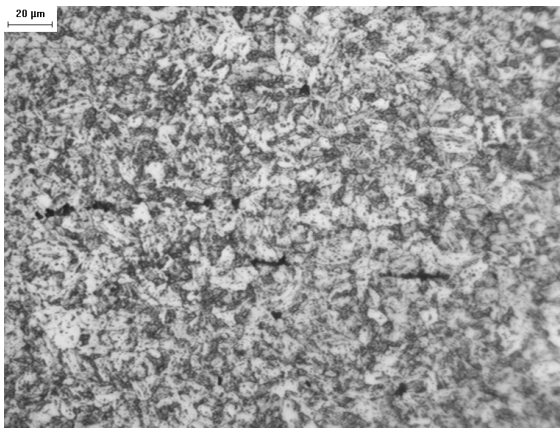


Figura 6.6-1 Formazione di cavità lontano dalla zona di frattura (G15-10)

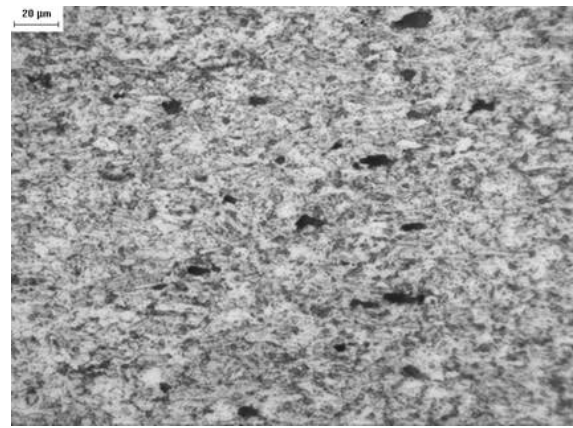


Figura 6.6-2 Formazione di cavità nella zona di frattura (G15-10)

In entrambi i casi è possibile vedere come ci sia una notevole presenza di cavità, alcune delle quali sembrano non avere nulla a che fare con le cavità prodotte dal creep. Analisi SEM mostrano la presenza di Al_2O_3 (Allumina) all'interno delle cavità come se le cavità si fossero formate per scollamento della matrice ferrosa dall'inclusione dura come avviene per i meccanismi di danneggiamento a freddo.

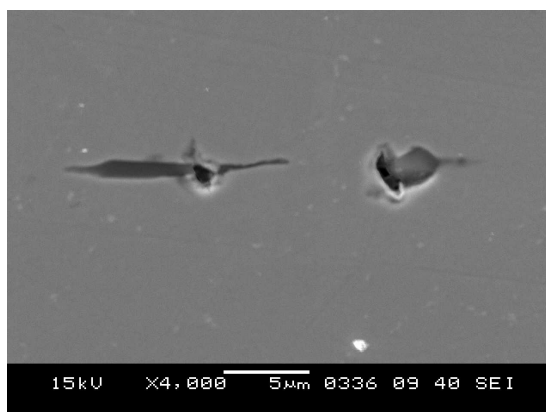


Figura 6.6-3 Cavità lontano dalla zona di frattura

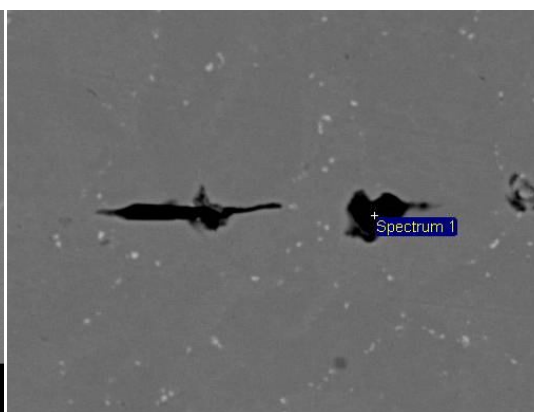


Figura 6.6-4 Punto di Analisi EDS(1)

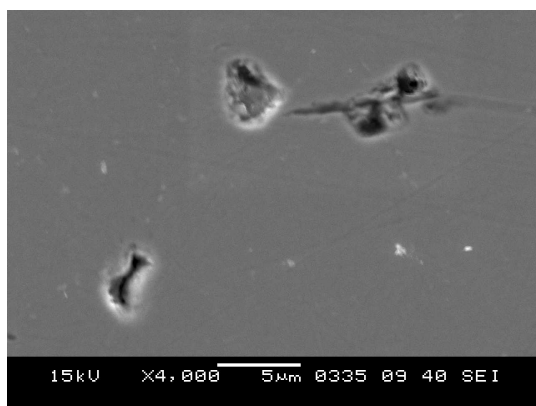


Figura 6.6-5 Cavità nella zona di frattura

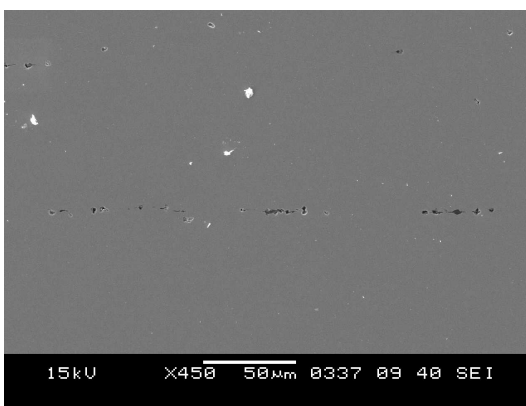


Figura 6.6-6 Cavità lontano dalla zona di frattura

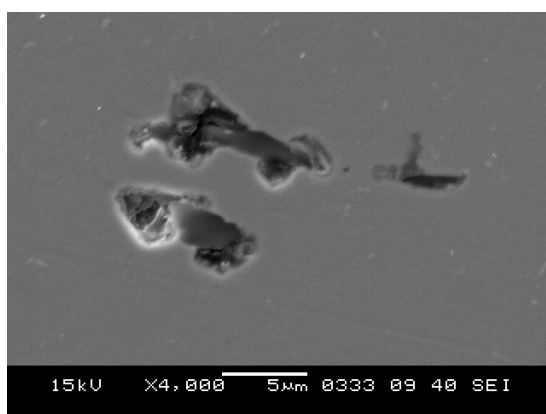


Figura 6.6-7 Cavità nella zona di frattura

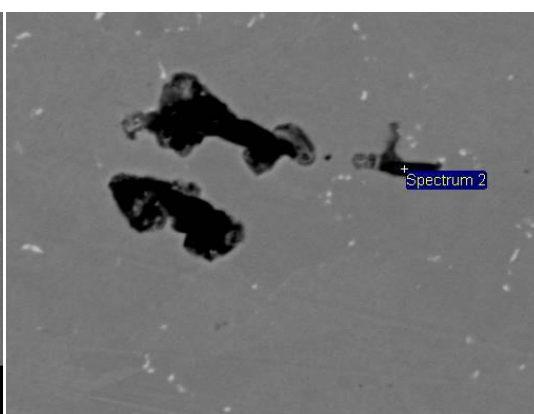


Figura 6.6-8 Punto di Analisi EDS(2)

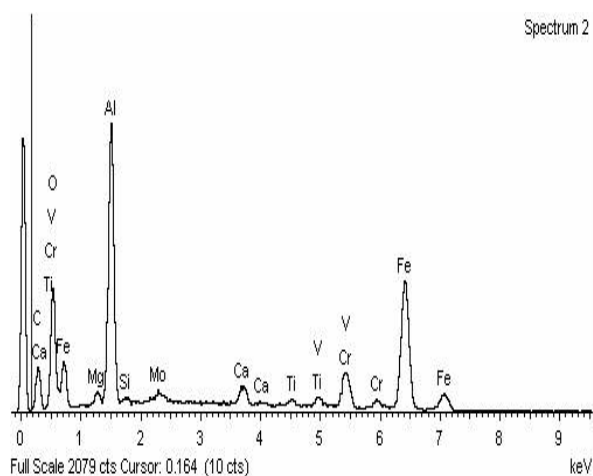


Figura 6.6-9 Spettro di analisi EDS (2)

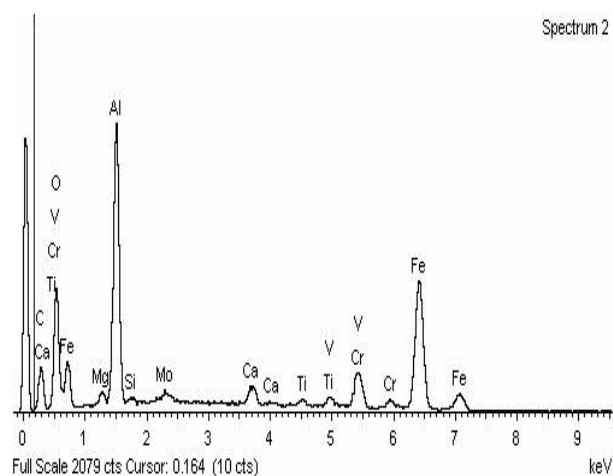


Figura 6.6-10 Spettro di analisi EDS(1)

Tabella 6.6-1 Analisi chimica EDS(2)

Element	Weight%	Atomic%
O	29.05	47.08
Mg	2.85	3.04
Al	27.88	26.79
Si	4.93	4.55
Ca	9.05	5.86
Ti	4.12	2.23
Cr	5.24	2.62
Mn	1.56	0.74
Fe	15.31	7.11
Total	100	

Tabella 6.6-2 Analisi chimica EDS(1)

Element	Weight%	Atomic%
O	16.71	35.63
Mg	0.96	1.35
Al	18	22.77
Si	0.36	0.43
Ca	1.98	1.68
Ti	1.01	0.72
V	1.56	1.04
Cr	8.13	5.34
Fe	50.09	30.61
Mo	1.2	0.43
Total	100	

6.7 Conclusioni

Dall'attività di studio sui materiali invecchiati e pre-deformati, si possono trarre le seguenti conclusioni:

- ❑ la dimensione delle Laves sono un'importante indicatore della capacità del materiale (P91) a supportare deformazioni di creep, essa, anzi, potrebbe essere un indicatore del grado di danneggiamento raggiunto dal materiale;
- ❑ l'invecchiamento prima della prova di creep agisce sui parametri di danno esattamente allo stesso modo di come agisce l'invecchiamento durante la prova di creep;
- ❑ la deformazione a freddo sembra influenzare la deformazione di soglia in modo molto severo, e questo sarebbe confermato anche dalla ridotta resistenza a creep dei provini ricavati da tubi piegati;
- ❑ la pre-deformazione a caldo non sembra avere influenza sui parametri di danneggiamento.

Questi risultati suggeriscono differenti metodologie per ricavare/verificare i parametri di danneggiamento del materiale. abbiamo visto come sia possibile, utilizzando invecchiamenti a temperature più alte ricavare curve di creep in tempi ridotti con informazioni che si otterrebbero con tempi maggiori.

6.8 Evidenze sperimentali di un meccanismo di danneggiamento

Al fine di dare prova delle evidenze fisiche del meccanismo di danneggiamento, sono state eseguite prove di creep interrotte, prima e dopo l'avvento della fase di terziario. In Tabella 6.8-1 sono mostrate le prove di creep interrotte programmate.

Tabella 6.8-1 Prove di creep interrotte

<i>Material</i>	<i>Specimen</i>	<i>Load</i> [MPa]	<i>Temperature</i> [°C]	<i>Interruption</i> %	<i>ε_{th}</i> (estimated)
P91	G15_7	140	600	2,5	0.03
P91	G15_8	140	600	4,0	0.03

In Figura 6.8-1 è mostrato l'andamento delle prove di creep.

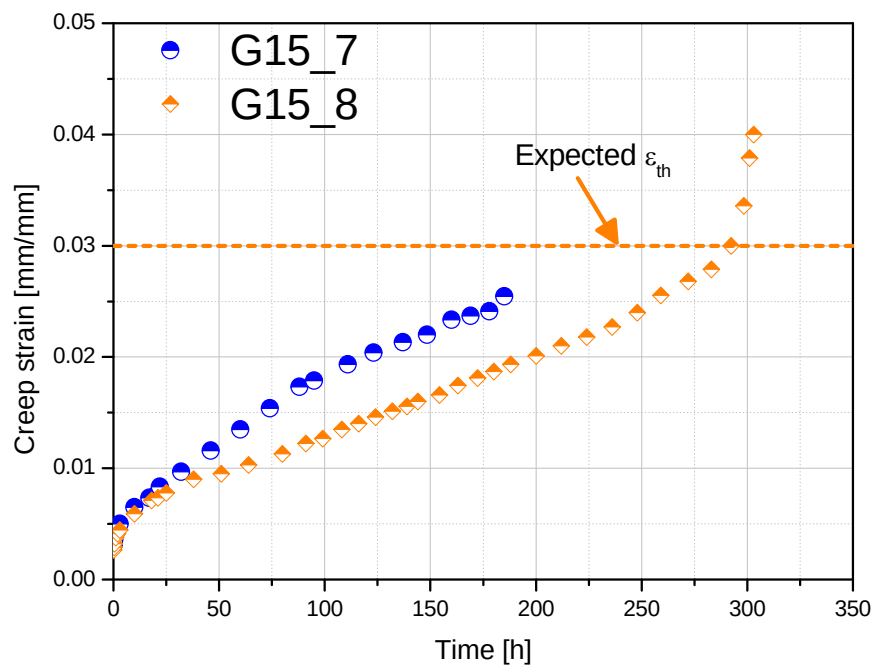


Figura 6.8-1 Curve di creep interrotte

I provini sono stati, in seguito, esaminati al microscopio ottico ed al SEM, in Figura 6.8-2 è mostrata una cavità derivata, presumibilmente dallo scollamento di una fase dura di Al_2O_3 nel provino G15-8 con danneggiamento avanzato. In Figura 6.8-3 è mostrata la stessa inclusione ancora aderente alla matrice ferrosa. Queste due immagini confermano l'esistenza di un meccanismo di danneggiamento che sopraggiunge in corrispondenza di una fase di creep terziario

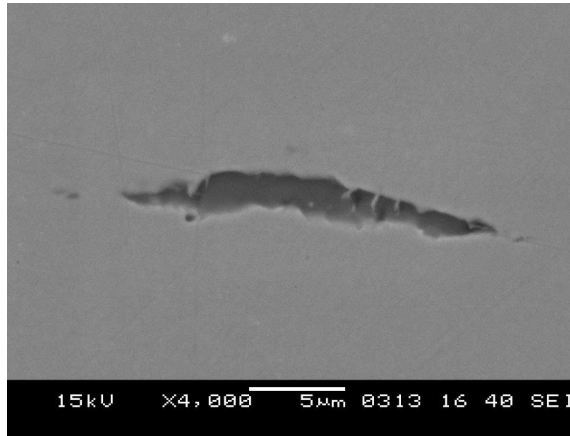


Figura 6.8-2 Cavità derivate dallo scollamento dell'inclusione durante la preparazione metallografica (G15-8)

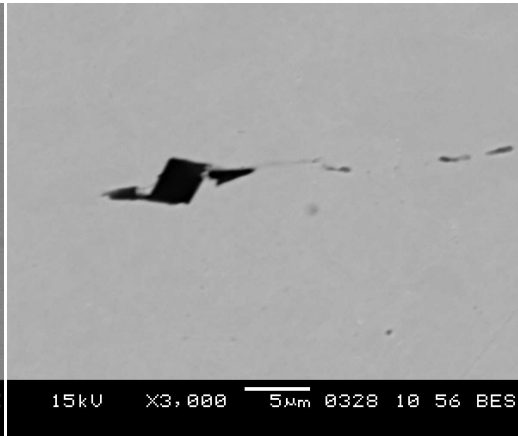


Figura 6.8-3 Inclusione di Al_2O_3 (G15-7)

Il meccanismo di danneggiamento può essere suddiviso in quattro fasi:

1. la matrice ferrosa si deforma ma le inclusioni rimangono aderenti ad essa e i microvuoti non nucleano, durante questa fase siamo in creep primario o secondario;
2. le inclusioni si staccano dalla matrice ferrosa e nucleano microvuoti attorno ad essa, durante questa fase il materiale è sovraccaricato per la riduzione di area netta resistente e inizia il creep terziario;
3. nucleano microvuoti, in particolare in presenza di grandi precipitati, durante questa fase si ha un'accelerazione del creep terziario;
4. i vuoti crescono e tendono ad essere circolari, appare il necking ed il materiale è vicino alla rottura

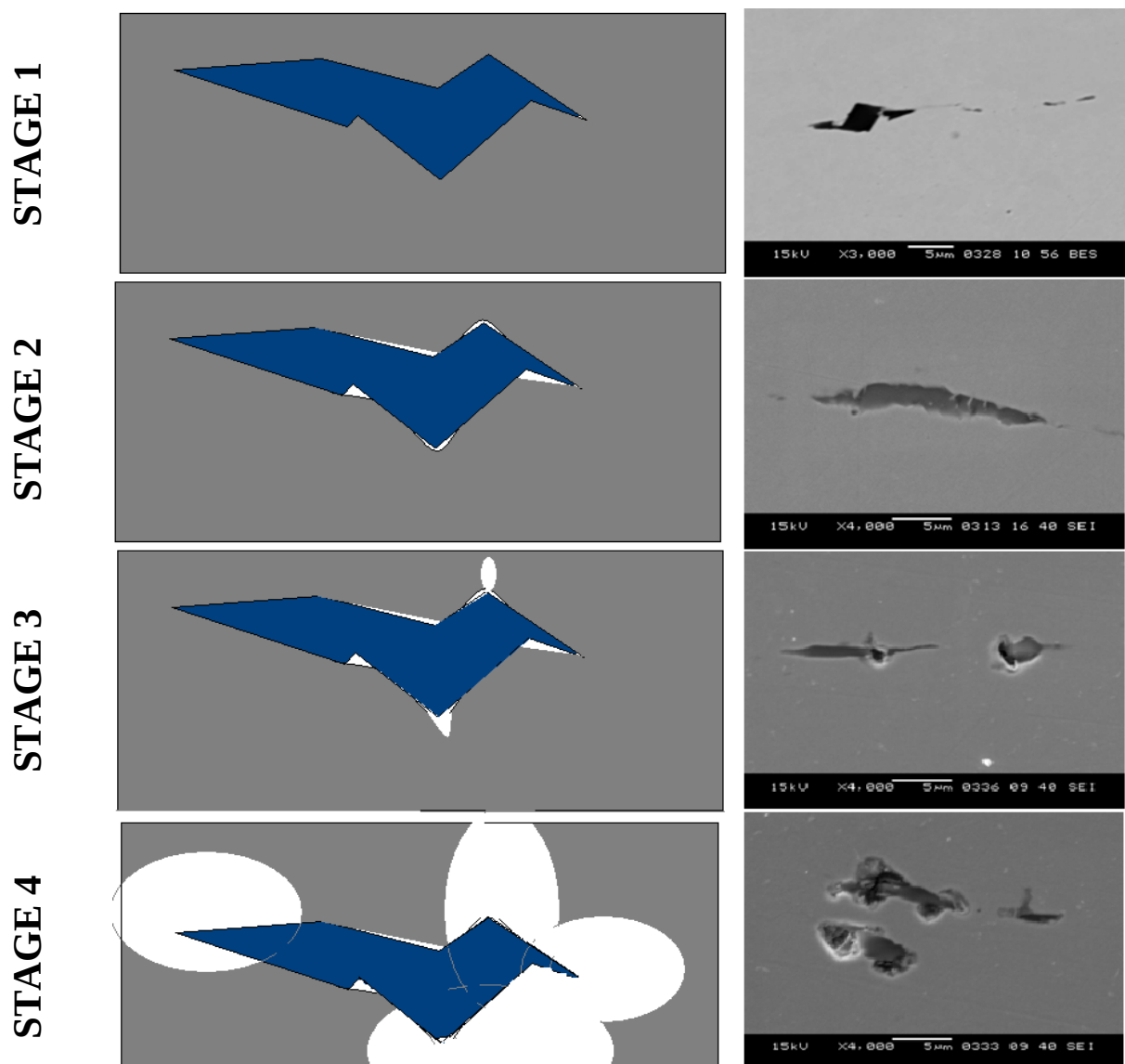


Figura 6.8-4 Schematizzazione del meccanismo di danneggiamento

6.9 Discussione dei risultati

Le analisi al SEM hanno posto in evidenza la casualità che esiste tra inclusioni dure e meccanismo di danneggiamento, e cioè, è stato dimostrato come le inclusioni dure siano sede dei centri di nucleazione dei microvuoti.

Questo risultato è in disaccordo con le considerazioni fatte in precedenza sulla dipendenza del danneggiamento sullo stato della precipitazione. Le ragioni di ciò sono da ricondurre nelle condizioni di prova delle prove di creep interrotte; il materiale, in queste condizioni (vedi Tabella 6.8-1), mostra una vita a creep

molto breve. Il meccanismo di creep/danneggiamento relativo a queste condizioni di creep non può essere ricondotto allo stesso meccanismo di danneggiamento studiato nel capitolo precedente. Sotto queste condizioni, il livello di sforzo è talmente elevato, che i precipitati, che durante il regime di power law creep attivano i meccanismi di rafforzamento ostacolando il movimento delle dislocazioni, sono scavalcati direttamente dalle dislocazioni, si assiste ad un vero e proprio flusso plastico molto più simile allo scorrimento a freddo piuttosto che allo scorrimento viscoso per creep. In queste condizioni, il meccanismo di creep attivato è il power law breakdown.

Per evitare ciò sarebbe stato necessario conoscere le mappe di deformazione per il materiale studiato in modo da calibrare la prova al fine di studiare il meccanismo voluto; mappa che per il P91 non è stata disponibile. In Figura 6.9-1 è mostrato un esempio di mappa di deformazione per un acciaio ferritico-bainitico con il 2,25% di Cr.

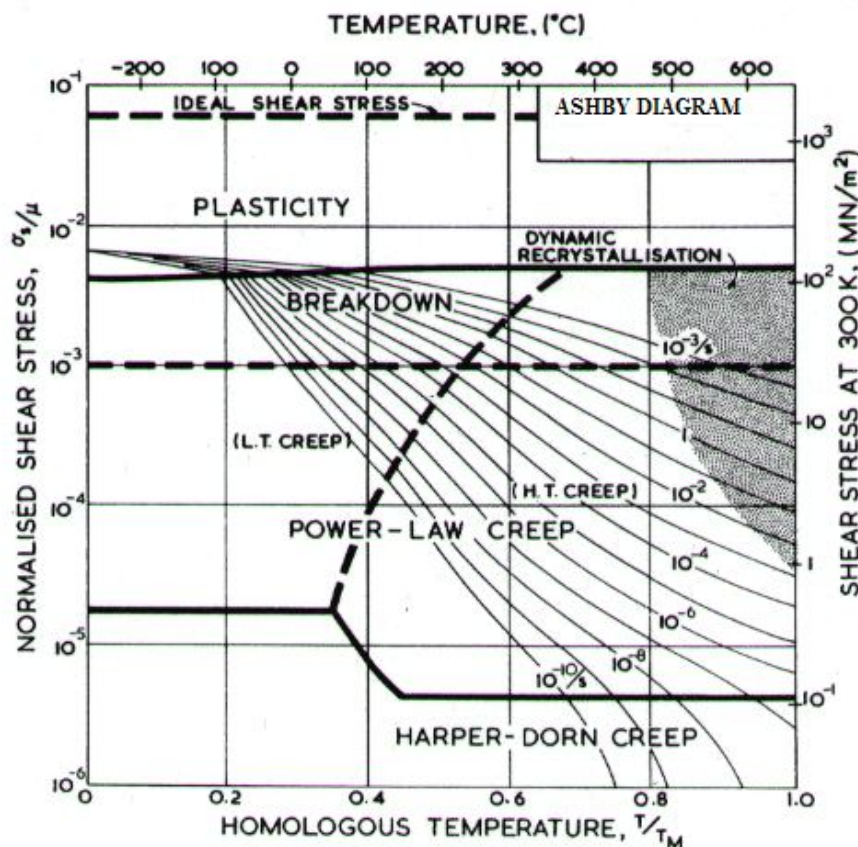


Figura 6.9-1 Esempio di mappa di deformazione per un acciaio ferritico 2,25% Cr

6.10 Bibliografia

- [1] CAMINADA S, CUMINO G, CIPOLLA L, DI GIANFRANCESCO A.
LONG-TERM CREEP BEHAVIOUR AND MICROSTRUCTURAL
EVOLUTION OF ASTM GRADE 91 STEEL. 4TH INT CONF ON
ADVANCES IN MATERIALS
- [2] KACHANOV, L.M, 'ON CREEP RUPTURE TIME', IZVESTIYA
AKADEMII NAUK SSSR, OTDELENIYA TEKHNICHESKIKH I
NAUK 8, 26–31, 1958
- [3] LEMAITRE J., CHABOCHE J.-L., *MECHANICS OF SOLID
MATERIALS*, CAMBRIDGE UNIVERSITY PRESS, GREATH
BRITAIN, 1990.
- [4] LEMAITRE J., CHABOCHE J. M., 'MECHANICS OF SOLIDS
MATERIALS', CAMBRIDGE ACADEMIC PRESS, 1985.