

Analisi e determinazione della vita residua di attrezzature in pressione

Riferimenti di base nelle pratiche di ulteriore esercizio dei componenti ad alta temperatura



Analisi e determinazione della vita residua di attrezzature in pressione

Riferimenti di base nelle pratiche di ulteriore esercizio dei componenti ad alta temperatura

Pubblicazione realizzata da

INAIL

Settore Ricerca, Certificazione e Verifica
Dipartimento Processi Organizzativi
U.F. Comunicazione - Redazione

AUTORE

Ottaviano Grisolia, *INAIL - Settore Ricerca, Certificazione e Verifica,
Dipartimento di Certificazione e Conformità dei Prodotti e Impianti*

COLLABORAZIONE REDAZIONALE

Maria Castriotta
Tiziana Belli

CONTATTI

INAIL - Settore Ricerca, Certificazione e Verifica
Dipartimento Processi Organizzativi
U.F. Comunicazione - Redazione
Via Alessandria, 220/E - 00198 Roma
redazione^{dpo}@inail.it
o.grisolia@inail.it
www.inail.it

© 2013 INAIL

La pubblicazione viene distribuita gratuitamente e ne è quindi vietata la vendita nonché la riproduzione con qualsiasi mezzo.
È consentita solo la citazione con l'indicazione della fonte.

ISBN 978-88-7484-297-1

Tipolitografia INAIL - Milano, giugno 2013

Presentazione

Scopo del lavoro è offrire una sintesi delle conoscenze sul degrado ad alta temperatura degli acciai. Il campo di applicazione riguarda tipicamente la sicurezza degli impianti di produzione di energia (centrali elettriche), raffinerie, impianti chimici. Il settore tecnologico è quello degli apparecchi a pressione, ristretto ai componenti funzionanti a temperature superiori al 40% di quella di fusione del materiale.

Il compendio è stato ottenuto attraverso l'elaborazione in forma organica delle parti inserite dall'Autore a commento di lavori sperimentali esaminati in una precedente attività bibliografica. La rassegna di Atti di Convegno sull'invecchiamento dei materiali ed estensione della vita dei componenti (Simposio internazionale organizzato dal Gruppo Italiano Frattura e CISE, Milano, 10-13 ottobre 1995; curatori: Bicego V, Nitta A, Viswanathan R) aveva fornito una panoramica della letteratura sullo stato dell'arte delle cosiddette tecnologie di vita residua. Gli aspetti teorici della materia, molteplice e complessa, vennero affrontati con il ricorso alle fonti di aggiornamento disponibili. Nelle cinque relazioni semestrali prodotte, ogni parte non attinente agli oggetti degli atti era segnalata con il riferimento alla fonte usata per elaborarla. Le stesse parti riunite ed organizzate in forma di rapporto finale conservano i criteri adottati per il riferimento alle fonti. Il quadro generale dell'argomento rimane suddiviso nelle tre sezioni di maggiore interesse ingegneristico per gli apparecchi a pressione: scorrimento viscoso, fatica e metodi di analisi della vita residua.

L'Autore è un ricercatore dell'INAIL, Settore Ricerca, Certificazione e Verifica, Dipartimento di Certificazione e Conformità dei Prodotti e Impianti di Roma, Dipartimento che assicura principalmente la conformità nella costruzione ed esercizio degli apparecchi a pressione alle norme di sicurezza vigenti. In particolare, certifica l'estensione della vita di progetto dei componenti ad alta temperatura e ne sviluppa la relativa normativa. Nell'area ricerca e sviluppo, l'Autore si occupa di elaborazione dati sperimentali e collabora con Istituzioni internazionali di riferimento del settore, avendo lavorato precedentemente come progettista strutturale nell'industria aerospaziale.

In ambito Dipartimentale, il lavoro ha voluto creare un primo livello di conoscenze a disposizione di chi è impegnato nella certificazione dei componenti ad alta temperatura. Si è privilegiato l'aspetto generale dei temi trattati, offrendo nella prima parte del volume una guida per la teoria dei fenomeni alla base dei meccanismi di degrado oggetto di studio da parte della comunità scientifica internazionale da circa 40

anni. Nella seconda parte vengono invece riportati i metodi di valutazione della vita residua cercando di far riferimento allo stato dell'arte delle tecnologie nel suo complesso, inserendo spunti riguardanti le recenti acquisizioni sperimentali.

La pubblicazione tenta di colmare un'insufficienza nelle conoscenze su argomenti collegati all'alta temperatura (fatica, interazione con lo scorrimento viscoso e crescita di cricche), temi non più trascurabili e per i quali sono mancati finora casi di studio nell'attività di certificazione. Dei tre argomenti suddetti, due sono da tempo inseriti nella normativa italiana (fatica, interazione con lo scorrimento viscoso); il terzo argomento (crescita di cricche) è inserito dal 2003 in quanto oggetto delle tecniche di indagine denominate *fitness for service*. Per componenti tipici degli impianti di produzione di energia (tubi di elevato spessore soggetti a transitori termici) gli effetti di quest'ultimo tipo di fenomeno sulla vita del materiale sono prioritari rispetto agli altri meccanismi di danno.

In ambito esterno, il volume potrebbe costituire un utile riferimento per i costruttori di apparecchi a pressione destinati ad operare in condizioni critiche di temperatura (ingegneri metallurgisti, meccanici).

Da parte dei conduttori degli impianti, le informazioni potrebbero essere utilizzate in particolare tra quanti (tecnici e responsabili della sicurezza) vogliono affrontare tali temi con l'idea di sviluppare all'interno dell'azienda una struttura in grado di organizzare e gestire l'insieme di interventi di verifica resi obbligatori dalle norme vigenti per l'ulteriore esercizio.

Il Direttore del Dipartimento
di Certificazione e Conformità dei Prodotti e Impianti
PAOLO PITTIGLIO

Introduzione

Il lavoro ha inteso offrire sia un primo livello di conoscenze utili nella certificazione dei componenti ad alta temperatura che un riferimento di base nell'approccio alle tecnologie di vita residua. La prima parte (Sezioni I e II) introduce ai meccanismi alla base dei processi di degrado quali lo scorrimento viscoso e la fatica e la seconda parte (Sezione III) presenta invece i metodi usati nell'analisi della vita dei componenti che hanno ricevuto maggiore attenzione nello sviluppo tecnologico.

Nel lavoro si è cercato inoltre di presentare lo stato dell'arte delle tecnologie per la valutazione della vita residua attraverso il costante riferimento a recenti acquisizioni sperimentali, selezionate tra quelle che introducono maggiore novità nell'applicazione dei metodi. Comunque, di ogni metodo analitico vengono considerate solo le formule con una valenza operativa. Fanno eccezione i parametri di correlazione riportati in Appendice per i quali è apparso interessante il metodo di verifica sperimentale.

Per l'approfondimento degli argomenti trattati si rimanda infine alle fonti bibliografiche che sono state richiamate nel testo. Per ogni richiamo, il ricorso alla fonte si intende esteso fino al richiamo successivo. La terminologia tecnica inglese conservata tra parentesi dovrebbe agevolare tale approfondimento. Vista la mole della letteratura sulla materia, l'attività bibliografica dalla quale il presente rapporto è ricavato è stata dimensionata limitando la rassegna ai soli Atti del Convegno "Invecchiamento dei materiali ed estensione della vita dei componenti", tenutosi a Milano, 10-13 ottobre 1995. D'altronde, l'evento si rivelò a giudizio di chi scrive una svolta (*breakthrough*) delle conoscenze in Italia e non solo, per la novità dei contenuti ed importanza dei partecipanti.

RINGRAZIAMENTI

L'Autore desidera ringraziare The J. F. Lincoln Arc Welding Foundation, ASM International, The American Society of Mechanical Engineers, Elsevier Ltd., EMAS Publishing ed i curatori del simposio internazionale "Invecchiamento dei materiali ed estensione della vita dei componenti" per la gentile concessione all'uso delle Figure. Rivolge inoltre uno speciale ringraziamento al Dipartimento Processi Organizzativi, INAIL - Settore Ricerca, Certificazione e Verifica, per il prezioso lavoro di revisione editoriale ed alla Consulenza Tecnica Accertamento Rischi e Prevenzione, INAIL, per i preziosi suggerimenti.

ACKNOWLEDGEMENTS

These figures and information first appeared in:

Materials Ageing and Component Life Extension: Proceedings of an International Symposium on Materials Ageing and Component Life Extension organised by the Gruppo Italiano Frattura and CISE held in Milan, Italy, October 10-13, 1995 Editors: Bicego V, Nitta A and Viswanathan R. ISBN 0 947817 83 2 (1995) 1488 pages in 2 volumes and are reprinted here by kind permission of EMAS Publishing, Whittle House, 410 The Quadrant, Birchwood Park, Warrington, WA3 6FW, UK.

Figures: 3, 4, 5, 10 a), 36, 37, 39, 40, 41 a), 42, 43, 44, 45, 47, 56.

These figures and information first appeared in:

Assessment of Weld Reduction Factors through Experimental Reference Curves, Grisolia O. Engineering Fracture Mechanics. 77 2971-2991, October 2010, ISSN 0013-7944 and are reprinted here by kind permission of Elsevier Ltd.

Figures: 50, 51.

These figures and information first appeared in:

Metals and How to Weld Them. Jefferson TB, Woods G, 1990

and are reprinted here by kind permission of The J. F. Lincoln Arc Welding Foundation, Cleveland, Ohio.

Figures: 47, 48, 54.

These figures and information first appeared in:

Damage Mechanism and Life Assessment of High-Temperature Components, Viswanathan R, 1989 and are reprinted here by kind permission of ASM International, www.asminternational.org.

Figures: 6, 7, 8, 9, 10 b), 11 through 18, 21 through 35, 37, 41 b).

These figures and information first appeared in:

Failure Mechanisms of High Temperature Components in Power Plants. Viswanathan R, Stringer J,

Journal of Engineering Materials and Technology. Vol. 122/249, ASME, New York, July 2000;

Main Steam Pipe Creep Consumption in Circumferential Welds, Cohn M,

Proceedings of the ASME 2011 Pressure Vessels & Piping Division Conference PVP2011. Baltimore, Maryland and are reprinted here by kind permission of ASME, New York, NY.

Figures: 49, 52, 53.

Indice

Sezione I

Scorrimento viscoso

1. Meccanismi di governo	15
1.1 Modo di dislocazioni	15
1.2 Leghe metalliche e fattori di rinforzo	19
1.3 Mappe di deformazione	21
2. Leggi costitutive	23
2.1 Equazione di Norton-Bailey	23
2.2 Equazione di Norman-Grant e curve deformazione da scorrimento viscoso - tempo di esposizione	26
2.3 Derivazione del Parametro di Larson-Miller dall'equazione di Norton-Bailey	29
2.4 Variazione della sollecitazione applicata con il tempo di esposizione nei cicli di fatica che interagiscono con lo scorrimento viscoso	30
3. Parametri di carico macroscopico nei regimi di propagazione della cricca elastico ed elasto-plastico	32
3.1 Regime lineare elastico	33
3.1.1 <i>Fattore d'intensità degli sforzi</i>	33
3.1.2 <i>Spostamento dei fianchi della cricca</i>	36
3.2 Regime elasto-plastico	37
3.2.1 <i>Integrale di Rice</i>	37
3.2.2 <i>Lavoro necessario a separare le superfici della cricca</i>	43
4. Parametri di carico macroscopico nei regimi di propagazione della cricca da scorrimento viscoso	44
4.1 Parametro C^*	45
4.2 Parametro C_t	46
4.3 Parametro $C(t)$	48
4.4 Esempio di uso dei parametri di carico macroscopico nel calcolo dalla vita residua	49

5. Leggi di crescita di cricche ad alta temperatura	52
5.1 Scorrimento viscoso	52
5.2 Fatica	52
5.2.1 <i>Grandi cricche (cricche convenzionali)</i>	52
5.2.2 <i>Piccole cricche</i>	53

Sezione II

Fatica

Introduzione	57
1. Fatica ad alto numero di cicli	58
2. Fatica a basso numero di cicli	61
3. Fatica a basso numero di cicli e a temperatura tale da interagire con lo scorrimento viscoso	64
4. Fatica a basso numero di cicli associata ad un ciclo di temperatura (fatica termica)	69

Sezione III

Metodi di analisi della vita residua

Introduzione	75
1. Metodi basati sull'uso di dati di esercizio da introdurre in modelli analitici che non richiedono il contatto diretto con l'impianto (soste programmate)	76
1.1 Metodo della somma di frazione di vita in forma generale per lo scorrimento viscoso	76
1.2 Metodo della sovrapposizione lineare del danno da fatica a basso numero di cicli e da scorrimento viscoso	80
1.3 Metodo non lineare di valutazione del danno da interazione fatica a basso numero di cicli - scorrimento viscoso	82
1.4 Dipendenza dei risultati delle prove di interazione fatica a basso numero di cicli - scorrimento viscoso dai meccanismi di deformazione da scorrimento viscoso	85
1.5 Metodo del modello di crescita di cricche per lo scorrimento viscoso con sosta dell'impianto per il rilievo della dimensione iniziale della cricca	87

1.6	Usò dei modelli analitici di crescita di cricche ad alta temperatura da scorrimento viscoso e da interazione fatica a basso numero di cicli - scorrimento viscoso	90
1.6.1	<i>Scorrimento viscoso</i>	90
1.6.2	<i>Interazione fatica a basso numero di cicli - scorrimento viscoso</i>	92
1.7	Metodi di elaborazione dei dati ricavati da prove di durata a scorrimento viscoso con sosta dell'impianto per il prelievo dei campioni di materiale esercito dal componente	94
1.7.1	<i>Rappresentazione in forma parametrica carico-tempo-temperatura</i>	96
1.7.2	<i>Somma di frazione di vita</i>	97
1.7.3	<i>Estrapolazione dalla "curva iso-stress"</i>	97
2.	Metodi che richiedono il contatto diretto con l'impianto (soste programmate)	97
2.1	Metodi di elaborazione dei dati ricavati da esami metallografici sul componente	97
2.1.1	<i>Metodo della valutazione del danno cavitazionale da scorrimento viscoso attraverso la classificazione empirica di Neubauer</i>	97
2.1.2	<i>Metodo della valutazione della vita residua attraverso la curva di correlazione sperimentale frazione di vita spesa - classe di danno</i>	99
2.2	Metodi di elaborazione dei dati ricavati da esami non distruttivi sul componente	101
2.2.1	<i>Misura della tenacità</i>	101
2.2.2	<i>Stima della FATT attraverso correlazioni con il contenuto di fosforo del materiale</i>	101
2.2.3	<i>Stima della FATT attraverso correlazioni con la temperatura di transizione T_{sp} ottenuta da prove di impatto su "provini small punch"</i>	102
2.2.4	<i>Misura dello spessore d'ossido</i>	104
3.	Applicazione ai tubi saldati di alta temperatura dei metodi della somma di frazione di vita per lo scorrimento viscoso e della estrapolazione dalla "curva iso-stress"	105
3.1	Riduzione della vita a scorrimento viscoso del materiale	105
3.2	Somma di frazione di vita per lo scorrimento viscoso	106
3.3	Estrapolazione dalla "curva iso-stress"	109
3.4	Problemi della saldatura e metodi di controllo	112
3.4.1	<i>Indurimento del metallo base</i>	112
3.4.2	<i>Porosità del metallo di saldatura</i>	114

3.4.3	<i>Intenerimento del metallo base</i>	114
3.4.4	<i>Cricche del metallo di saldatura</i>	115
3.4.5	<i>Cricche del metallo base</i>	116
3.5	Cricche da scorrimento viscoso nelle saldature: un esempio di classificazione	116
3.5.1	<i>Aspetti critici dell'analisi della vita residua delle saldature</i>	116
3.5.2	<i>Cricche da scorrimento viscoso</i>	119
4.	Acciai: trattamenti termici e leghe	122
4.1	Austenite e fasi strutturali dopo lento raffreddamento: ferrite, cementite e perlite	122
4.2	Curve di trasformazione liquido-solido: lento raffreddamento di un acciaio con % C = 1	123
4.3	Curve di trasformazione dell'austenite: lento raffreddamento di un acciaio con % C di 0.83, 0.30 e 1.2	124
4.4	Fasi strutturali dopo rapido raffreddamento (tempra): martensite e bainite	125
4.5	Trattamenti termici di rinvenimento, distensione, ricottura e normalizzazione	126
4.6	Processi di indurimento superficiale in aggiunta o alternativa alla tempra: carburazione, cianurazione, nitrurazione, indurimento ad induzione e alla fiamma	126
4.7	Tipi di lavorazione	127
4.8	Acciai laminati al carbonio (<i>Rolled carbon steels</i>)	127
4.9	Acciai a basso contenuto di carbonio (<i>Low-carbon steels</i>)	127
4.10	Acciai a medio contenuto di carbonio (<i>Medium-carbon steels</i>)	127
4.11	Acciai ad alto e altissimo contenuto di carbonio (<i>High and very high-carbon steels</i>)	128
4.12	Acciai legati (<i>Alloy steels</i>)	128
4.13	Effetti dei vari elementi di lega	128
4.14	Acciai basso-legati ad alta resistenza (<i>Low-alloy, high tensile steels</i>)	129
4.15	Acciai basso-legati ad alta resistenza induriti mediante precipitazione (<i>Precipitation hardened low-alloy, high tensile steels</i>)	130
4.16	Acciai legati al 9 ÷ 12% Cr di tipo avanzato (9 ÷ 12% Cr <i>Steels or Modified chromium steels</i>)	130
4.17	Acciai per getti (<i>Cast steels</i>)	131
4.18	Fusioni in acciaio al carbonio (<i>Carbon steel castings</i>)	131
4.19	Fusioni in acciaio basso-legato (<i>Low-alloy steel castings</i>)	131
4.20	Fusioni in acciaio legato (<i>Alloy steel castings</i>)	131
4.21	Fusioni in acciaio al manganese (<i>Manganese steel castings</i>)	132
4.22	Fusioni in acciaio inossidabile (<i>Stainless steel castings</i>)	132
4.23	Acciai inossidabili (<i>Stainless Steels</i>)	132

4.23.1	<i>Acciai inossidabili austenitici al cromo-nickel (Austenitic, chromium-nickel stainless Steels)</i>	132
4.23.2	<i>Acciai inossidabili martensitici al cromo, temprabili (Martensitic, hardenable, chromium stainless Steels)</i>	133
4.23.3	<i>Acciai inossidabili ferritici al cromo (Ferritic, chromium stainless Steels)</i>	133

Appendice

I.	Proprietà analitiche dei parametri integrali considerati	137
II.	Modalità di esecuzione delle prove di monitoraggio della crescita di cricche ad alta temperatura	138
-	Scopo delle prove	138
-	Materiale di prova	138
-	Provini utilizzati	139
-	Grandezze misurate	139
-	Condizioni di prova	139
III.	Procedura di analisi numerica agli elementi finiti della crescita di cricche ad alta temperatura	140
-	Scopo dell'analisi numerica	140
-	Ipotesi di calcolo adottate	140
IV.	Risultati delle prove e dell'analisi numerica	141
-	Fatica a basso numero di cicli isoterma (fatica controllata in deformazione)	141
-	Fatica termomeccanica (fatica termica)	142
-	Applicazione statica del carico o della deformazione (scorrimento viscoso)	143
-	Fatica controllata in deformazione con intervalli di tempo a deformazione costante (interazione fatica a basso numero di cicli - scorrimento viscoso)	144
	Simboli e definizioni	151
	Abbreviazioni	162
	Riferimenti bibliografici	163

**Analisi e determinazione della vita residua
di attrezzature in pressione**

Sezione I

Scorrimento viscoso

1. Meccanismi di governo

Lo scorrimento viscoso degli acciai consiste nella deformazione tempo-dipendente prodotta da un carico applicato staticamente a temperatura superiore al 40% di quella di fusione del materiale [1].

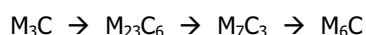
I meccanismi prevalenti che governano il fenomeno fisico dello scorrimento viscoso sono il moto di dislocazioni, la diffusione di interstiziali o vacanze all'interno o a bordo grano e lo scorrimento di grani. In genere sono tutti contemporaneamente presenti, ma i loro contributi relativi dipendono essenzialmente dal materiale, dalla sollecitazione, dalla temperatura e in alcuni casi dalla deformazione, potendo quindi variare nel tempo [2].

Il moto delle dislocazioni è dominante per medi/alti valori della sollecitazione applicata σ e per temperature T maggiori del 40% di quella di fusione T_m , dove la velocità di deformazione $\dot{\epsilon}$ del materiale è una funzione potenza o esponenziale della sollecitazione. La diffusione di interstiziali e/o vacanze all'interno e/o a bordo grano e lo scorrimento dei grani è dominante per bassi valori della sollecitazione applicata e per temperature prossime a quelle di fusione dove la velocità di deformazione è una funzione lineare della sollecitazione.

1.1 Moto di dislocazioni

Le particelle che sono estranee al grano cristallino del materiale metallico (monocristallo costituito da una struttura reticolare di atomi con forma tipica per ogni metallo), possedendo diversa composizione chimica e cristallografica, vengono comunemente definite "inclusioni". Negli acciai possono essere solfuri o carburi e trovarsi sia all'interno che a bordo grano. Se ad avere composizione chimica e cristallografica diversa da quella della matrice del materiale metallico è un agglomerato di atomi costituente un vero e proprio monocristallo, le particelle sono definite "seconde fasi": esse si originano durante la transizione liquido-solido da cosiddetti "processi di smiscelamento".

Inclusioni e seconde fasi sono spesso volute dal produttore dell'acciaio. Le inclusioni si ottengono "congelando" microstrutture fuori equilibrio termodinamico che con il tempo e la temperatura tendono ad evolvere verso la situazione di equilibrio a cui in genere corrispondono basse prestazioni meccaniche. Nel caso dei carburi presenti negli acciai ferritici mediolegati, la loro composizione chimica evolve verso legami più stabili secondo la sequenza:



passando da una forma aghiforme prima e tondeggiante poi all'interno dei grani, ad una grossolana lungo i bordi dei grani. Le seconde fasi vengono introdotte nella matrice dell'acciaio con l'aggiunta di elementi di lega in soluzione solida quali cromo e molibdeno o cromo, molibdeno e vanadio tipicamente negli acciai ferritici. Anch'essi con il tempo e la temperatura tendono a evolvere verso situazioni più stabili quale ad esempio la dissoluzione con diffusione degli elementi al bordo grano e conseguente accrescimento di quelli già ivi presenti.

La presenza nella matrice o al bordo grano di inclusioni quali carburi e di seconde fasi, sotto forma di intensa precipitazione fine e dispersa, è desiderabile in quanto interviene positivamente nella cinetica del danno da scorrimento viscoso opponendosi al moto delle dislocazioni. Quest'ultime, che rappresentano difetti del reticolo cristallino (se costituiti da atomi in più o mancanti si definiscono rispettivamente interstiziali o vacanze) interessanti un'intera fila di atomi, possono muoversi dando luogo a deformazioni plastiche.

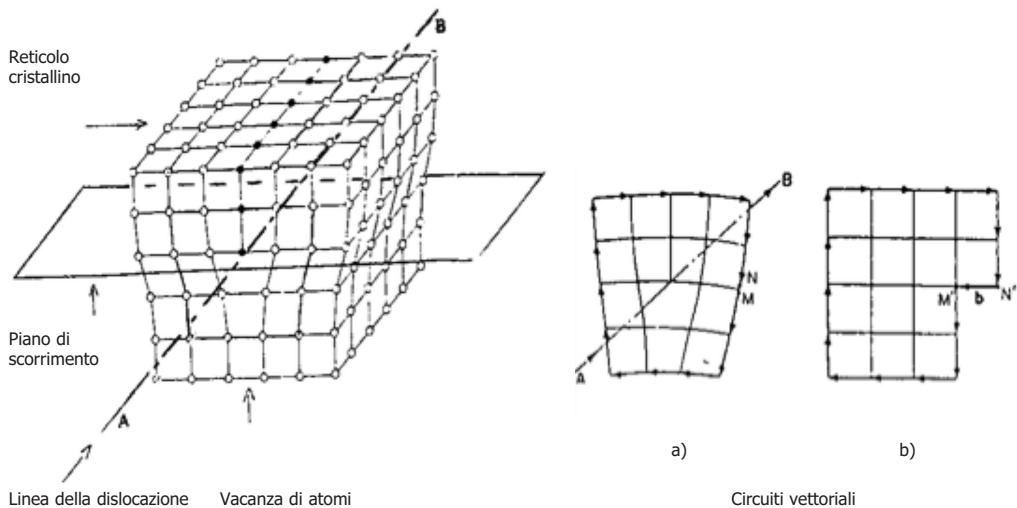
Nel caso dello scorrimento viscoso, il movimento è attivato dalla temperatura: proseguirà fino a raggiungere una posizione di equilibrio tra sforzo applicato (dipendente dal "pacchetto" di energia ricevuta funzione a sua volta della temperatura) e reazione esercitata da un ostacolo che si oppone al moto, rappresentato da una delle particelle estranee alla matrice del materiale. È ovvio che, quando queste, all'inizio fini e disperse, tendono nel tempo verso coalescenze aumentando le loro dimensioni e diminuendo in numero (così che aumenti di conseguenza la loro interdistanza), il materiale perderà progressivamente la sua capacità di opporsi allo scorrimento viscoso. A bordo grano dove il fenomeno è favorito dal punto di vista cinetico, si assiste ad una progressiva scomparsa delle seconde fasi e contemporanea comparsa di *denuded zones*, porzioni della matrice che tendono a deformarsi più velocemente aumentando la concentrazione degli sforzi: a bordo grano è anticipata la formazione di cavità e successivamente di cricche.

Durante una deformazione plastica, dovuta ad una generica azione di tensioni tangenziali, la presenza di difetti nelle strutture cristalline dei metalli rende possibile lo scorrimento dei piani atomici senza che tutti gli atomi di un piano si muovano simultaneamente rispetto a quelli del piano adiacente. Questi difetti, che possono visualizzarsi nel reticolo atomico dei cristalli sotto forma di distorsioni o scompensi destinati a propagarsi durante la deformazione come un'onda di perturbazione, sono le già menzionate dislocazioni.

Una generica dislocazione, che come abbiamo visto rappresenta un difetto di linea del reticolo, ha sempre due componenti, una lineare ed una elicoidale, che possono essere trattate separatamente come tipi semplici fondamentali. Una dislocazione di tipo lineare è costituita da una distorsione prodotta da una vacanza o interstiziale di atomi a partire da un determinato piano, che risulterà quello di scorrimento, contenente la linea che delimita il fronte della dislocazione ("linea della dislocazione"). Gli atomi vicini subiranno uno spostamento dalla loro posizione iniziale: ne deriva uno stato di tensione interno al reticolo e quindi una deformazione nell'intorno più o meno esteso della dislocazione [3].

Per ogni dislocazione può essere definito un vettore caratteristico \underline{b} , vettore di Burger, ottenuto tracciando un circuito vettoriale, collegante i punti successivi che individuano le posizioni degli atomi, in modo che contenga la zona deformata del reticolo. Il circuito corrispondente alla stessa zona non deformata risulterà necessariamente aperto lungo una o più spaziature interatomiche: il vettore che occorre per chiuderlo è quello di Burger. La sua ampiezza minima coincide con la distanza interatomica e rappresenta lo spostamento massimo di ogni atomo, che si trovi nell'intorno deformato della dislocazione, dalla sua posizione di equilibrio nel reticolo non deformato. Per ogni dislocazione tale vettore risulta costante lungo tutta la linea di dislocazione (ciò comporta che la suddetta linea inizi e termini sul bordo del cristallo, o sia chiusa o ancora confluisca in un'altra: non potrà mai iniziare o finire nel continuo perché l'ampiezza del vettore di Burger varierebbe da b a 0). Nelle dislocazioni di tipo lineare il vettore di Burger appartiene al piano del circuito, è normale alla linea di dislocazione ed è parallelo alla direzione di scorrimento. In Figura 1 è mostrato lo schema di una dislocazione lineare prodotta da una vacanza di atomi.

Figura 1: Schema di dislocazione lineare prodotta da una vacanza di atomi



Note: a) contenente la zona deformata del reticolo cristallino; b) corrispondente alla stessa zona non deformata (necessariamente aperto).

Fonte: Daddi I, 1972 [3]

La forza necessaria a mettere in moto le dislocazioni è molto limitata a causa delle azioni compensanti degli atomi: esse migrano velocemente finché non sono bloccate da ostacoli o emergono alla superficie del cristallo. Se una dislocazione migra liberamente, il metallo scorre plasticamente: quando una dislocazione si è spostata da

un estremo all'altro di un cristallo, le due parti hanno subito uno scorrimento plastico pari al vettore di Burger ad essa relativo. La distribuzione delle tensioni nell'intorno della dislocazione genera un'energia potenziale elastica di deformazione G' proporzionale all'ampiezza della dislocazione l e al quadrato di quella del vettore di Burger b . La condizione di stabilità di una dislocazione è quella che rende minima la sua energia potenziale di deformazione. Le dislocazioni più stabili sono quelle con il vettore di Burger minimo, pari cioè ad una interdistanza atomica, che definisce anche la direzione preferenziale di scorrimento (direzione di maggiore addensamento degli atomi nel cristallo). Per il principio della minima energia, la dislocazione tenderà a contrarre la sua lunghezza: all'accorciamento della linea tende ad opporsi la forza di tensione agente lungo di essa T' la cui ampiezza è definita dalla:

$$T' = \partial G' / \partial l = G * b^2$$

dove:

G = modulo elastico di taglio.

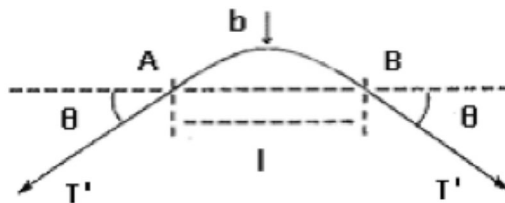
Il vettore T' si può ritenere l'analogo della tensione superficiale che mantiene in equilibrio il "film" di una bolla di sapone. All'aumentare della tensione tangenziale esterna applicata τ , la velocità di avanzamento delle dislocazioni cresce rapidamente tendendo ad un valore limite: la velocità di propagazione delle onde elastiche nel dato materiale. Quando due punti A e B distanti l di una linea di dislocazione rimangono bloccati, la linea si incurva sotto l'azione della forza per unità di lunghezza $F = \tau * b$ in equilibrio con T' , secondo lo schema della Figura 2. Per l'equilibrio alla traslazione dell'arco di linea lungo la direzione del moto, potrà scriversi:

$$\tau * b * l = 2 * T' * \sin \theta = 2 * G * b^2 * \sin \theta$$

e cioè:

$$\tau = 2 * G * b / l * \sin \theta$$

Figura 2: Equilibrio di forze agenti su due punti A e B bloccati all'interno di una linea di dislocazione



La tensione τ raggiungerà un valore massimo τ_{crit} per $\theta = \pi/2$, cioè quando la linea di dislocazione assume la forma instabile di un semicerchio, uguale a:

$$\tau_{crit} = 2 * G * b/l$$

Per $\tau \geq \tau_{crit}$ la dislocazione si espande rapidamente sotto tensioni minori con particolari meccanismi di moltiplicazione. Fino ad un determinato valore della tensione applicata (relativamente modesto) saranno in movimento nei cristalli solo poche dislocazioni ed il comportamento globale del metallo sarà ancora di tipo elastico. Per sollecitazioni superiori le dislocazioni si sbloccano, migrano, si moltiplicano fino a raggiungere la velocità di circa 10^3 cm/sec che è quella ritenuta necessaria per rilevare uno snervamento in scala macroscopica.

1.2 Leghe metalliche e fattori di rinforzo

Nei materiali policristallini, per la presenza dei bordi dei grani che ostacolano il moto delle dislocazioni, saranno necessarie sollecitazioni ancora più alte per raggiungere lo snervamento (necessarie perché si possa trasmettere il moto delle dislocazioni da un grano all'altro). In particolare i metalli a grano più fine e le leghe contenenti elementi indurenti per soluzione solida o per precipitazione molto fine presenteranno un carico di snervamento più elevato. Orowan ha espresso l'innalzamento della tensione tangenziale di snervamento τ_y del materiale dovuto all'indurimento per precipitazione, mediante la:

$$\tau_y = \tau_{y0} + \frac{2 * G * b * \Phi}{4 * \pi * (l - 2 * r)} * \frac{\log l - 2 * r}{2 * b}$$

dove:

τ_{y0} = tensione tangenziale di snervamento della matrice,

r = raggio delle particelle,

l = distanza tra le particelle,

$\Phi = 1/2 * [(1 + 1/(1 - r))]$,

G = modulo elastico di taglio del materiale.

Come già indicato in precedenza (Sezione I, Paragrafo 1.1), la presenza di precipitati fini e dispersi migliora anche la capacità della struttura cristallina ad opporsi al moto delle dislocazioni. Ad esempio, negli acciai legati al $9 \div 12\%$ Cr di tipo avanzato, modificati cioè al vanadio (Vn), niobio (Nb), molibdeno (Mo) e tungsteno (W)

(Sezione III, Paragrafo 4.16), allo stato "vergine" sono presenti anche seconde fasi del tipo MX (il simbolo M indica un atomo metallico e X uno non metallico) sotto forma di precipitazione consistente in Vn e/o Nb (C, N). Durante l'esposizione allo scorrimento viscoso, a questa precipitazione che va incrementandosi, si aggiunge anche quella della "fase Laves" in quantità dipendente principalmente dai contenuti nell'acciaio di Mo e W.

La resistenza alla rottura durante l'esposizione allo scorrimento viscoso degli acciai modificati al cromo - vanadio aumenta quasi del 50% grazie soprattutto alla presenza di inclusioni del tipo $M_{23}C_6$ e di seconde fasi del tipo MX (sotto forma di precipitazione fine e dispersa in Vn). Difatti alle temperature e sollecitazioni di esercizio tipiche di questo tipo di acciaio, il meccanismo di deformazione prevalente è il moto di dislocazioni. Esso viene significativamente ostacolato dal cosiddetto "effetto pinning" (dal punto di vista della solidità paragonabile in qualche modo al fissaggio temporaneo eseguito mediante l'uso di spilli, *pins*) prodotto da entrambi i tipi di particelle presenti in forma di precipitato [4].

Una soluzione solida tra due o più componenti può esistere all'interno di un ben definito "intervallo di composizione": risulterà ovunque omogenea con proprietà e struttura pressoché costanti fin tanto che la sua composizione rimane variabile entro questi limiti. Quando i due componenti sono puri metalli ed hanno la stessa struttura cristallina, la soluzione solida si estenderà con continuità dall'uno all'altro: i due elementi si dicono "completamente miscibili". Normalmente l'intervallo di composizione per soluzioni solide di questo tipo è molto limitato: quando esso comprende uno dei componenti allo stato puro, la soluzione è detta "primaria" con il componente puro come "solvente" e l'altro come "soluto". Altrimenti la soluzione viene definita "secondaria" come avviene nelle leghe metalliche dove le soluzioni solide possono realizzarsi in intervalli di composizione che non comprendono puri componenti.

Generalmente le soluzioni solide secondarie presentano struttura cristallina diversa da quella dei componenti. Quando infine i componenti di una soluzione solida differiscono dal punto di vista elettrochimico, il legame atomico diventa parzialmente di tipo ionico e questo tipo di struttura prende il nome di "composto intermetallico" (al limite se un componente è fortemente elettronegativo si formerà un vero e proprio composto chimico e la sostanza non rimarrà a lungo metallica) [3].

I fattori che condizionano la solubilità solida di un metallo in un altro sono i seguenti:

- Fattore dimensione atomica: maggiore è la differenza percentuale tra i diametri atomici del solvente e del soluto, minore è la loro solubilità. Differenze percentuali maggiori di 14 indicano una solubilità bassa;
- Fattore elettrochimico: maggiore è la carica opposta dei due metalli, maggiore è la tendenza a formare composti chimici piuttosto che soluzione solida;
- Fattore valenza relativa: a parità di altri fattori, un metallo con più bassa valenza è in grado di dissolvere un altro con valenza più alta più facilmente.

Le soluzioni solide secondarie e i composti intermetallici sono definiti entrambi "fasi

intermedie". Nelle leghe metalliche le fasi intermedie vengono generalmente distinte in tre tipologie a seconda del tipo di fattore di solubilità privilegiato:

- composti di tipo elettrochimico,
- composti di tipo elettronico,
- composti di tipo fattore dimensionale.

In realtà la distinzione non è così netta, potendo alcune fasi intermedie considerarsi appartenenti ad una o ad un'altra classe e l'uso del termine "composto" non è del tutto proprio in quanto solo i composti di tipo elettrochimico obbediscono alle leggi di valenza chimica, mentre molti composti di tipo elettronico sono in pratica soluzioni solide secondarie di composizione variabile.

- I composti di tipo elettrochimico (ad es. Ng_2Si , ZnS) sono costituiti da numerosi elementi elettropositivi ed elettronegativi; le loro composizioni soddisfano le leggi chimiche, il grado di solubilità è generalmente basso e la loro struttura è spesso quella semplice dei cristalli ionici.
- I composti di tipo elettronico sono caratterizzati da una bassa energia di elettroni liberi. La struttura cristallina si distingue per avere sempre uno dei seguenti "rapporti elettroni di valenza per atomo": $3/2$, $21/13$, $7/4$ (ad es. CuZn con struttura cubica a corpo centrato, Cu_9Al_4 , con struttura cubica complessa, CuZn_3 con struttura esagonale).
- I composti di tipo fattore dimensionale sono quelli in cui la composizione e la struttura cristallina devono essere tali da permettere agli atomi dei componenti di "incastrarsi" bene insieme nel reticolo. Vi sono molti gruppi di composti di questo tipo, un importante dei quali è quello delle cosiddette "fasi Laves". La loro composizione si basa sulla formula chimica del tipo AB_2 (dove A e B sono atomi metallici diversi), come ad esempio MgCu_2 , KNa_2 , AgBe_2 , MgZn_2 , CuMg_2 , TiFe_2 , MgNi_2 . La loro formazione avviene quando gli atomi dei componenti differiscono in dimensione di circa 22.2%; solo in questa condizione infatti è possibile una struttura cristallina dove gli atomi sono incastrati insieme con un grado di coordinazione superiore a quello massimo possibile in questo tipo di cristalli (pari a 12).

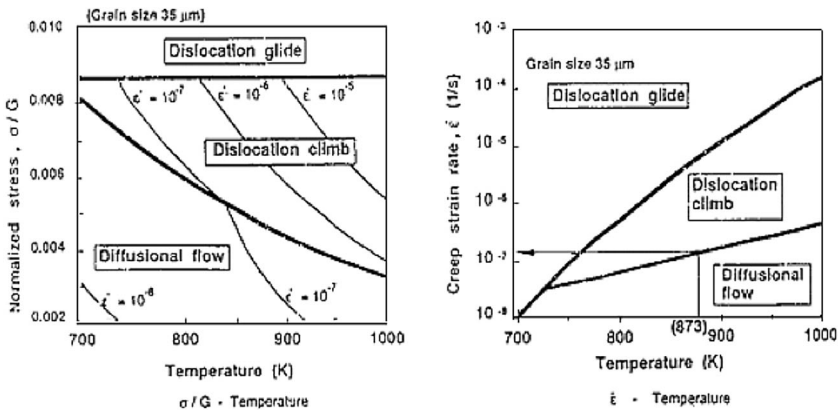
1.3 Mappe di deformazione

Nel 1972 Ashby ha elaborato le omonime mappe di deformazione dove in diagrammi $\sigma - T$ (entrambe le variabili sono normalizzate, rispettivamente al modulo elastico di taglio G e alla temperatura di fusione T_m del materiale) vengono individuate le linee di separazione tra campi in cui predominano i diversi meccanismi [2].

Ad esempio, le mappe di deformazione da scorrimento viscoso elaborate per l'acciaio Cr-Mo-V riportano in diagrammi $\sigma/G - T$ oppure $\dot{\epsilon} - T$ (la sollecitazione è normalizzata rispetto al modulo elastico di taglio) le linee che separano i campi di predominio dei meccanismi di deformazione. In questo caso, si è assunto che per ogni condizione, il meccanismo più veloce controlli la velocità degli altri. I due tipi di mappa sono

mostrati rispettivamente nelle Figure 3 e 4. Per esse va detto che quando si attraversa una linea di separazione tra campi in cui dominano due diversi meccanismi, questi non cambiano drasticamente ma, nell'intorno più o meno esteso di ogni linea, si sovrappongono [5].

Figura 3: Mappe di deformazione da scorrimento viscoso elaborate per l'acciaio Cr Mo V



Fonte: Nitta A, Ogata A, 1995 [5], courtesy of EMAS Publishing.

In ognuna delle mappe, il campo dominato dal moto delle dislocazioni alle alte temperature (*Dislocation Glide*) viene distinto da quello che avviene alle medie temperature (*Dislocation Climb*). Entrambi i processi conducono ad un riassetto del reticolo cristallino distorto in seguito alla nascita della dislocazione: all'interno della matrice cristallina deformata si avrà la nucleazione di nuovi grani non deformati.

Ma mentre nel primo caso il processo di riordinamento reticolare (influenzato dallo stato di sollecitazione e suscettibile di attivazione termica) trae origine dalla deviazione del moto delle dislocazioni su altri piani di scorrimento, nel secondo caso esso trae origine dal salto di atomi appartenenti alla linea di dislocazione verso posizioni vuote createsi per effetto di vacanze [3].

Nelle prove di scorrimento viscoso a rottura (Sezione III, Paragrafo 1.7), in regime dominato dal moto delle dislocazioni, la deformazione e la rottura sono il risultato di un grande allungamento % e di una consistente riduzione dell'area resistente della matrice del materiale che subisce così il danno principale da scorrimento viscoso (*matrix creep damage*). In regime dominato dalla diffusione a bordo grano di vacanze, i bassi livelli della sollecitazione non possono produrre grandi valori di allungamento % e di riduzione dell'area resistente della matrice, per cui il danno è prodotto principalmente dall'accumulo e coalescenza a bordo grano delle cavità fino a formare microcricche (*grain boundary creep damage*) [5].

2. Leggi costitutive

Il comportamento del materiale durante l'evolversi dello scorrimento viscoso può essere definito da relazioni funzionali che legano alcune grandezze caratteristiche quali deformazione ε , velocità di deformazione $\dot{\varepsilon}$, sollecitazione applicata σ e temperatura T alla variabile indipendente tempo t .

2.1 Equazione di Norton-Bailey

Per descrivere la deformazione di tipo tempo-dipendente, si assume generalmente valida l'equazione di Norton-Bailey che fornisce una relazione tra la velocità di deformazione del materiale e la sollecitazione applicata elevata a potenza nei regimi di scorrimento viscoso primario e secondario definiti nel successivo paragrafo [1]. Questa relazione, per valori di sforzo e temperatura di interesse ingegneristico, ha la forma generale del tipo [6]:

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

mentre per valori dello sforzo molto alti, la velocità di deformazione da scorrimento viscoso diventa una funzione esponenziale della sollecitazione applicata, del tipo:

$$\dot{\varepsilon} = A * \exp(C' * \sigma)$$

E ancora, poiché il processo di deformazione da scorrimento viscoso è termicamente attivato, l'equazione di Norton-Bailey può essere riscritta secondo un'espressione del "tipo Arrhenius" per introdurre la dipendenza della velocità di deformazione dalla temperatura insieme ad un'energia di attivazione caratteristica del particolare meccanismo che governa la deformazione da scorrimento viscoso:

$$\dot{\varepsilon} = A_0 * \sigma^n * \exp [Q/(R * T)]$$

dove:

- ε = deformazione istantanea del materiale,
- $\dot{\varepsilon}$ = $d\varepsilon/dt$ = velocità di deformazione del materiale,
- σ = sollecitazione applicata,
- T = temperatura,
- Q = energia di attivazione del meccanismo di deformazione,
- A, A_0, C', n = costanti indipendenti dalla sollecitazione,
- R = costante universale dei gas.

In realtà, verifiche sperimentali su acciai hanno mostrato che il valore della costante n e di Q dipende sia dalla sollecitazione che dalla temperatura, aumentando con esse. Questa dipendenza funzionale dalla sollecitazione applicata σ e dalla temperatura T della velocità di deformazione $\dot{\epsilon}$ è simile a quella del tempo di rottura t_r , a meno del valore della costante A_0 e del segno di n e Q . Ad esempio per il tempo di rottura si può considerare valida la seguente relazione [4]:

$$t_r = A * \sigma^{n_r} * \exp [Q_r / (R * T)]$$

dove:

- t_r = tempo di rottura,
- σ = sollecitazione applicata
- A, R = costanti caratteristiche rispettivamente del materiale e dei gas perfetti,
- T = temperatura di esercizio,
- n_r = esponente della σ da determinare,
- Q_r = energia di attivazione apparente da determinare.

Q_r è il parametro tipico che caratterizza la dipendenza funzionale dalla temperatura dei fenomeni termicamente attivati quali lo scorrimento viscoso. Viene definita apparente in quanto combinazione delle diverse energie di attivazione relative ai singoli meccanismi che in genere intervengono contemporaneamente nella deformazione del materiale [2]. Negli acciai legati al 9 ÷ 12% Cr di tipo avanzato e in quelli basso-legati induriti mediante precipitazione (Sezione III, Paragrafo 4.16), la stima dei valori medi per n_r e Q_r va eseguita separatamente nei domini dei bassi e degli alti valori della σ applicata [4]. Nel secondo caso difatti il loro valore assoluto risulta più elevato. La sollecitazione $\sigma_z(T)$ che caratterizza la transizione tra i due domini di valori è strettamente correlata a quella critica espressa mediante:

$$\sigma_{crit} = A' * G * b / l$$

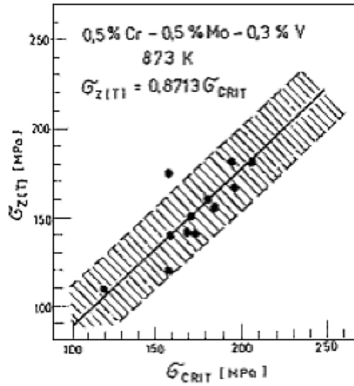
dove:

- $A' = 1$
- G = modulo elastico di taglio del materiale,
- b = ampiezza del vettore di Burger,
- l = interdistanza tra le seconde fasi.

Questa tensione espressa in funzione di τ a meno di un fattore numerico, coincide con l'espressione della τ_{crit} analizzata in precedenza (Sezione I, Paragrafo 1.1). Sperimentalmente si è osservato che per gli acciai basso-legati come il Cr-Mo-V, $\sigma_z(T) \leq \sigma_{crit}$, mentre per gli acciai modificati al Cr come il 9Cr-Mo-V, $\sigma_z(T) \geq \sigma_{crit}$. Ciò è mo-

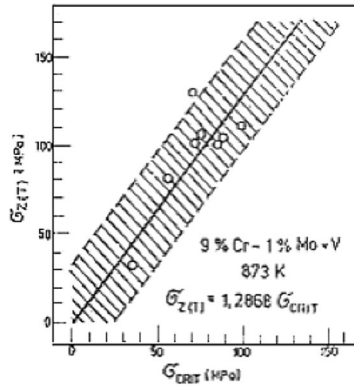
strato nelle Figure 4 e 5, nelle quali è rappresentata la dipendenza di $\sigma_z(T)$ dalla σ_{crit} per i due diversi acciai.

Figura 4: Dipendenza di $\sigma_z(T)$ dalla σ_{crit} per l'acciaio 0,5Cr-0,5Mo-0,3V



Fonte: Foldyna V, Jakobova A, Zubon Z, 1995 [4], courtesy of EMAS Publishing.

Figura 5: Dipendenza di $\sigma_z(T)$ dalla σ_{crit} per l'acciaio 9Cr-Mo-V



Fonte: Foldyna V, Jakobova A, Zubon Z, 1995 [4], courtesy of EMAS Publishing.

La sollecitazione $\sigma_z(T)$ definita come punto di rottura (*break point*), si assume corrispondere alla sollecitazione di Orowan necessaria a piegare e quindi a sbloccare le dislocazioni tra le particelle. La sua dipendenza dalla temperatura è direttamente connessa ad una "maturazione alla Ostwald", nel corso dello scorrimento viscoso, degli incrementi della precipitazione di ogni nuova particella.

Si tratta di un particolare meccanismo di crescita noto come *Ostwald ripening* o "maturazione alla Ostwald" in cui le particelle più grandi crescono a spese di quelle più piccole. Questo meccanismo comporta tra l'altro una dipendenza temporale di tipo $t^{1/3}$, dove t è il tempo [6].

2.2 Equazione di Norman-Grant e curve deformazione da scorrimento viscoso - tempo di esposizione

Per i materiali tipicamente sensibili allo scorrimento viscoso, la deformazione varia nel tempo con legge parabolica. Fra tutti i parametri riguardanti le curve che descrivono l'andamento della deformazione da scorrimento viscoso in funzione del tempo, i più importanti nelle applicazioni ingegneristiche sono t_r ed $\dot{\epsilon}_{min}$. L'equazione di Norman-Grant lega il valore minimo assunto dalla velocità di deformazione $\dot{\epsilon}_{min}$ con il tempo di rottura t_r secondo la relazione:

$$\dot{\epsilon}_{min} * t_r = \text{costante}$$

che in forma logaritmica diventa:

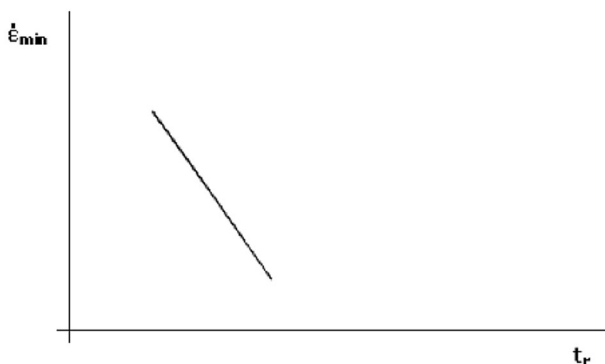
$$\log \dot{\epsilon}_{min} + \log t_r = \log \text{costante}$$

e cioè:

$$\log \dot{\epsilon}_{min} = - \log t_r + \log \text{costante}$$

rappresentata in un diagramma in scala logaritmica, dalla retta indicata in Figura 6.

Figura 6: Rappresentazione in scala logaritmica dell'equazione di Norman-Grant tra il valore minimo della velocità di deformazione $\dot{\epsilon}_{min}$ e il tempo di rottura t_r



Note: Dopo 100000 ore, per l'acciaio Cr-Mo-V, $\dot{\epsilon}_{min}$ varia con valori compresi tra 10^{-1} %/ora e 10^{-5} %/ora; per l'acciaio 2¼Cr-1Mo, $\dot{\epsilon}_{min}$ varia tra 10%/ora e 10^{-5} %/ora.

Fonte: Viswanathan R, 1989 [6], Reprinted with permission of ASM International. All rights reserved. www.asminternational.org; rielaborazione da parte dell'Autore.

Come già indicato, la dipendenza di ϵ e t_r dalla σ applicata e dalla temperatura T varia con il tipo di meccanismo di deformazione che governa lo scorrimento viscoso. Ad esempio la dipendenza della velocità di deformazione $\dot{\epsilon}$ dalla sollecitazione applicata σ come funzione potenza o esponenziale del tipo illustrato nel precedente paragrafo è valida ai medi ed alti valori della σ e per $T > 0.4 * T_m$ dove lo scorrimento viscoso è governato dal moto di dislocazioni. Ai bassi valori della σ e a temperature T prossime a quella di fusione T_m , i meccanismi dominanti sono, invece, la diffusione di interstiziali (o di vacanze) all'interno o a bordo grano e lo scorrimento dei grani: la dipendenza della velocità di deformazione $\dot{\epsilon}$ dalla sollecitazione applicata è in questi casi di tipo lineare. Quest'ultime condizioni però non sono in genere di interesse ingegneristico.

Anche la forma delle curve $\epsilon - t$ ottenute da prove di durata a scorrimento viscoso su campioni dipende dal valore della sollecitazione applicata sul provino (direttamente o mediante applicazione statica di un carico assiale) e dalla temperatura di prova, oltre che da reazioni che possono attivarsi nel materiale durante le varie fasi di deformazione, anche in competizione fra loro, quali:

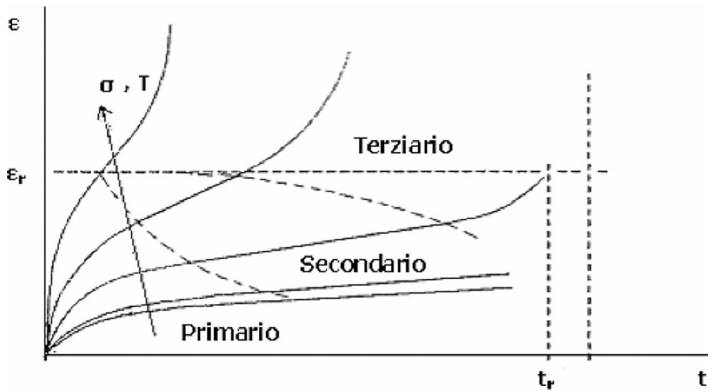
- 1) indurimento da deformazione (*strain hardening*),
- 2) processi di intenerimento come l'intenerimento da deformazione (*strain softening*), la ricristallizzazione, il rinvenimento e il degrado dei precipitati,
- 3) processi di danno come la cavitazione e le cricche.

Lo schema di Figura 7 mostra lo spettro, cioè la variazione tipica della forma delle curve $\epsilon - t$ con σ e T . In ognuna di esse, la pendenza, cioè la velocità della deformazione $\dot{\epsilon}$, subisce una diminuzione durante uno stadio iniziale detto primario per poi rimanere costante pari ad un valore minimo in quello successivo o secondario, ed infine aumentare nello stadio finale o terziario che termina con la rottura. La deformazione ϵ_r registrata al tempo di rottura t_r rappresenta la cosiddetta "duttilità di rottura" del materiale.

Ad alti valori di sforzo e temperatura, l'estensione dello stadio secondario si riduce fino a scomparire, mentre quello terziario diventa preponderante rispetto al primario con il risultato che la velocità di deformazione tende ad aumentare fin dall'inizio. Al diminuire dello sforzo e temperatura, i primi due stadi diventano più definiti, in genere a spese del terziario: mentre t_r aumenta, ϵ_r diminuisce.

Lo stesso tipo di variazione di forma delle curve $\epsilon - t$ si registra con la duttilità del materiale. I materiali più duttili sono caratterizzati da più alte velocità di deformazione nel secondario, più basso t_r e più alta ϵ_r , cioè da una curva $\epsilon - t$ simile a quelle relative agli alti valori di σ e T : in definitiva da una bassa resistenza allo scorrimento viscoso. Il contrario avviene per i materiali più fragili.

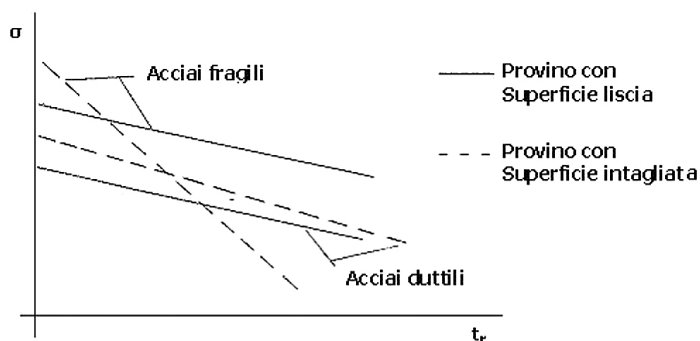
Figura 7: Spettro ovvero variazione di forma delle curve $\epsilon - t$ con σ e T



Fonte: Viswanathan R, 1989 [6], Reprinted with permission of ASM International. All rights reserved. www.asminternational.org; rielaborazione da parte dell'Autore.

C'è da aggiungere che nelle prove di scorrimento viscoso a rottura condotte su provini nei quali è introdotta una concentrazione dello sforzo mediante intaglio della superficie, si nota come la resistenza allo scorrimento viscoso per i materiali duttili, ancorché più bassa, rimanga stabile: la retta sollecitazione applicata - tempo di rottura ottenuta con questo tipo di prove si discosta poco da quella ottenuta da provini con superficie liscia. Diversamente avviene per i materiali più fragili: passando dalla superficie liscia a quella intagliata dei provini, la pendenza negativa della retta subisce un forte incremento. Gli acciai di questo tipo vengono definiti intaglio-sensibili (*notch-sensitive steels*). Quindi, come risulta graficamente dalla Figura 8, per le applicazioni con lunghe esposizioni e bassi livelli di sollecitazione sono da preferire gli acciai duttili.

Figura 8: Effetto della tenacità del materiale sulla resistenza allo scorrimento viscoso



Fonte: Viswanathan R, 1989 [6], Reprinted with permission of ASM International. All rights reserved. www.asminternational.org; rielaborazione da parte dell'Autore.

A parità di σ e T , fra le reazioni che possono attivarsi nel materiale durante la deformazione, la prima di quelle appartenenti ai gruppi sopra elencati (l'indurimento da deformazione) abbassa la velocità di deformazione mentre tutte le altre la incrementano: l'influenza complessiva sulla forma della curva $\epsilon - t$ dipende dalla importanza relativa che i vari effetti assumono nel corso dello scorrimento viscoso. Durante lo stadio primario dello scorrimento viscoso, la riduzione della pendenza della curva $\epsilon - t$ (velocità di deformazione) è attribuita alla reazione del primo gruppo (indurimento da deformazione) il cui effetto viene bilanciato nello stadio secondario da quelli delle reazioni del secondo e terzo gruppo (processi di intenerimento e di danno che cominciano a svilupparsi). In tal modo la pendenza della curva $\epsilon - t$ risulta nel secondario pressoché costante. Nello stadio terziario infine, gli effetti dei processi di intenerimento e di danno nel materiale risultano oramai preponderanti rispetto a quelli dell'indurimento da deformazione con conseguente incremento della pendenza della curva $\epsilon - t$.

Nelle prove di scorrimento viscoso eseguite a temperatura relativamente bassa, le reazioni del secondo gruppo (processi di intenerimento) sono assenti: la forma della curva $\epsilon - t$ dipende solo dal predominio relativo fra indurimento da deformazione e processi di danno. Ma, mentre in presenza di almeno una reazione del secondo gruppo i tre stadi dello scorrimento viscoso sono sempre presenti, in questi casi lo stadio secondario si raggiunge solo in prove con applicazione statica del carico assiale. In queste condizioni difatti l'aumento della sollecitazione netta nella sezione del provino contribuisce, insieme ai processi di danno, a bilanciare gli effetti dell'indurimento da deformazione.

In prove con applicazione costante della sollecitazione, invece, lo stadio primario può durare fino ad eventuale frattura (di tipo trans-granulare). In ogni caso, poiché le prove mediante applicazione costante della sollecitazione sono più difficili da condurre, per quasi tutte le applicazioni ingegneristiche i dati di scorrimento viscoso abitualmente in uso sono ricavati da prove mediante applicazione statica di carico assiale.

2.3 Derivazione del parametro di Larson-Miller dall'equazione di Norton-Bailey

Si ricorda come la relazione di dipendenza dalla sollecitazione applicata σ e dalla temperatura T della velocità di deformazione $\dot{\epsilon}$ (o del tempo di rottura t_r) può essere utilizzata per derivare l'espressione analitica del noto parametro di Larson-Miller (Sezione III, Paragrafo 1.7). Infatti riscrivendola come:

$$\dot{\epsilon} = A_1 * \exp (- B_1/T)$$

oppure come:

$$t_r = A_2 * \exp (B_2/T)$$

dove:

$A_1, A_2 =$ costanti,

$B_1, B_2 =$ funzioni della sollecitazione

in forma logaritmica diventa:

$$\log t_r = \log A_2 + B_2 / (2.3 * T)$$

e cioè:

$$B_2 / 2.3 = T * (\log t_r - \log A_2)$$

o ancora:

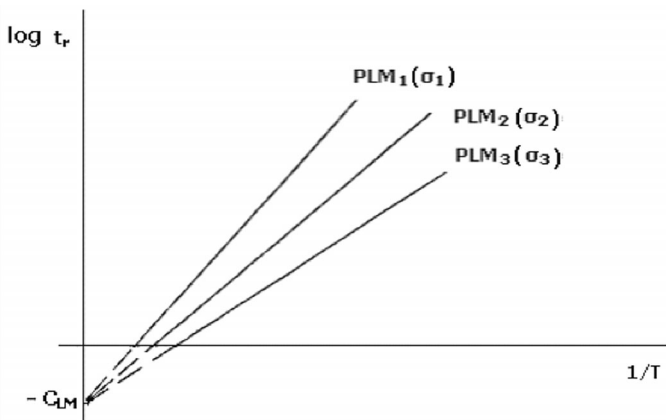
$$P_{LM} = f(\sigma) = T * (\log t_r + C_{LM})$$

che è la nota espressione del parametro. La forma:

$$P_{LM} * 1/T = \log t_r + C_{LM}$$

in un piano $\log t_r - 1/T$ è rappresentata, come mostrato nella Figura 9, da un fascio di rette con origine in $0, -C_{LM}$ e pendenza pari al parametro di Larson-Miller, funzione cioè della sollecitazione applicata.

Figura 9: Rappresentazione parametrica dell'equazione di Norton-Bailey



Fonte: Viswanathan R, 1989 [6], Reprinted with permission of ASM International. All rights reserved. www.asminternational.org; rielaborazione da parte dell'Autore.

2.4 Variazione della sollecitazione applicata con il tempo di esposizione nei cicli di fatica che interagiscono con lo scorrimento viscoso

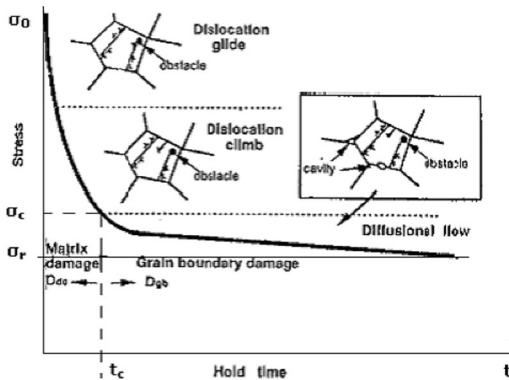
Nelle prove d'interazione fatica a basso numero di cicli - scorrimento viscoso, duran-

te gli intervalli di tempo (*hold times*) in cui la deformazione imposta è mantenuta costante (Sezione II, Capitolo 3) si registra un processo di rilassamento tensionale (*stress relaxation*) dove la sollecitazione applicata si riduce nel tempo dal valore iniziale σ_0 a quello rilassato σ_r .

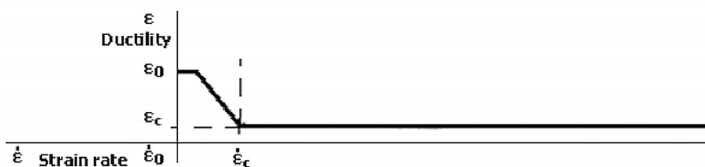
Alla diminuzione di sollecitazione corrisponde una progressiva diminuzione della velocità di deformazione $\dot{\epsilon}$. Generalmente con essa la deformazione (o duttilità) alla rottura diminuisce fino ad un valore critico (Paragrafo 2.2). A questo valore critico ϵ_c corrisponde quello $\dot{\epsilon}_c$ della velocità di deformazione. La maggior parte di danno da scorrimento viscoso in termini di cavitazione a bordo grano si produrrà solo quando le deformazioni si accumuleranno con una velocità inferiore a tale valore.

La Figura 10 a) mostra l'andamento della sollecitazione che diminuisce progressivamente durante un lungo periodo di tempo a deformazione imposta costante del ciclo di fatica. Ad essa è stato aggiunto da chi scrive, per completezza, l'andamento della duttilità di rottura (in funzione della velocità di deformazione) corrispondente alla diminuzione di sollecitazione menzionata (Figura 10 b). Fino ad un determinato valore critico di sollecitazione σ_c , il danno da scorrimento viscoso sarà solo quello subito dalla matrice del materiale, relativo cioè al moto delle dislocazioni. Per valori della sollecitazione progressivamente più bassi, il danno sarà solo quello da cavitazione relativo alla diffusione di vacanze a bordo grano [9].

Figura 10: Diminuzione della sollecitazione durante il periodo di tempo a deformazione imposta costante (*hold time*) del ciclo di fatica



Fonte: Viswanathan R, 1995 [9], courtesy of EMAS Publishing



Fonte: Viswanathan R, 1989 [6], Reprinted with permission of ASM International. All rights reserved. www.asminternational.org; rielaborazione da parte dell'Autore.

3. Parametri di carico macroscopico nei regimi di propagazione della cricca elastico ed elasto-plastico

La vita dei componenti eserciti ad alta temperatura di forte spessore e sottoposti a gradienti di sforzo e temperatura (a seguito dei transitori di avviamento/spengimento o variazioni di carico) è spesa soprattutto nella propagazione di cricche originate o per danno diffuso da scorrimento viscoso o in corrispondenza di concentrazioni della sollecitazione o ancora in corrispondenza di difetti preesistenti [1].

Per questo tipo di componenti infatti, la condizione di fine vita non è legata ad esaurimento della resistenza allo scorrimento viscoso inteso come accumulo continuo di danno diffuso, ma alla crescita sottocritica durante l'esercizio di difetti macroscopici anche preesistenti. In questi casi la valutazione della vita residua fa affidamento sulle leggi di propagazione delle cricche (basate su concetti della meccanica della frattura) che è essenzialmente di tre tipi:

- crescita di cricche per fatica (*Fatigue Crack Growth*, FCG),
- crescita di cricche per corrosione (*Stress Corrosion Crack*, SCC),
- crescita di cricche per scorrimento viscoso (*Creep Crack Growth*, CCG).

In tutti i casi la valutazione consiste nell'integrare leggi di crescita fra una dimensione iniziale e una dimensione finale delle cricche. Il valore di quella iniziale è definita attraverso una "dimensione equivalente" della cricca rilevata dai controlli non distruttivi (oppure dal loro potere risolutivo in assenza di difetti).

Il valore della dimensione finale è fornito dai limiti fissati dal criterio di sicurezza adottato (ad esempio superamento dei limiti di tenacità del materiale con conseguente rischio di rottura catastrofica, oppure in caso di cricca passante sulla parete di un apparecchio a pressione, perdita della capacità a contenere la fuoriuscita del fluido, etc.).

I termini noti da introdurre nell'equazione differenziale, che integrata fornirà il tempo di rottura, sono:

- il parametro di correlazione della legge di crescita,
- le costanti di correlazione della legge di crescita.

Il primo si calcola attraverso una relazione, valida per il dato componente, in funzione della distribuzione delle tensioni, geometria, ampiezza iniziale della cricca e velocità di deformazione. Le seconde si ottengono correlando i valori della velocità di crescita e del parametro di correlazione misurati in laboratorio su provini di materiale vergine.

Per correlare le leggi di crescita vengono utilizzati, quali parametri di carico macroscopico, i parametri che descrivono la distribuzione delle tensioni nell'intorno della cricca per i diversi regimi di meccanica della frattura.

3.1 Regime lineare elastico

3.1.1 Fattore d'intensità degli sforzi

La tenacità (*toughness*) di un materiale è la capacità di assorbire energia sotto forma di deformazione plastica senza subire fratture [6]. È una proprietà importante che indica come il materiale possa sopportare occasionalmente un carico superiore allo snervamento senza lesionarsi. Una misura energetica è fornita dall'area al di sotto della curva sollecitazione - deformazione rappresentata dal lavoro per unità di volume di materiale che può essere eguito su di esso conservandosi integro. Questo parametro esprime quindi una combinazione di due caratteristiche meccaniche: carico di rottura (*strength*) e duttilità (*ductility*), definiti in prova di trazione stazionaria dai valori assunti alla rottura dalla deformazione % e sollecitazione applicata.

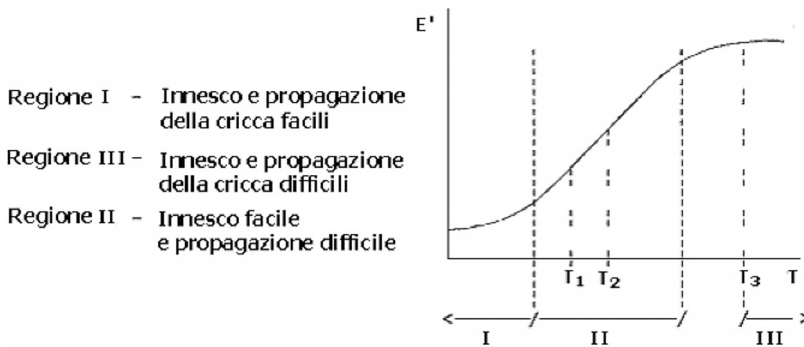
Gli acciai ferritici, in genere, al diminuire della temperatura passano da un comportamento duttile a uno fragile attraverso un intervallo caratteristico detto di transizione. Per temperature superiori ad esso, la frattura avviene con meccanismi di strizione duttile (*ductile dimple mechanisms*) della sezione e con notevole assorbimento di energia. Per temperature inferiori, la frattura occorre attraverso meccanismi di separazione completamente fragile (*brittle cleavage mechanisms*) della sezione e con basso assorbimento di energia. Per temperature comprese nella regione di transizione, la frattura è di tipo misto.

Esistono attualmente vari tipi di prove con diversi criteri per individuare la temperatura di transizione dal comportamento duttile a quello fragile del materiale. Il più comune di questi è costituito dalle prove di impatto su "provini Charpy" con "intaglio a V", mediante le quali possono venire derivate le seguenti temperature di transizione:

- T_1 = "20-J Transition Temperature" = temperatura corrispondente all'assorbimento di un fissato livello di energia di impatto, pari a 20 Joule,
- T_2 = "FATT-Fracture Appearance Transition Temperature" = temperatura alla quale la frattura appare, su una base di giudizio arbitraria, al 50% di tipo fragile e al 50% duttile,
- T_3 = temperatura al di sopra della quale la frattura appare interamente di tipo duttile.

La temperatura T_1 è spesso utilizzata per stabilire il requisito minimo di accettabilità di un acciaio, mentre la T_3 rappresenta il criterio più conservativo per stabilire la temperatura di transizione. Riportando la quantità di energia assorbita E' in funzione della temperatura T di impatto, la regione I della curva relativa alle basse temperature con fratture fragili al 100%, è quella in cui l'energia assorbita e quindi la tenacità del materiale, assume i valori più bassi (*lower shelf region*), mentre la regione III al di sopra della temperatura T_1 è quella dei valori più alti di tenacità (*upper shelf region*), Figura 11.

Figura 11: Quantità di energia assorbita E' in funzione della temperatura T di impatto: soglie caratteristiche per la tenacità del materiale



Fonte: Viswanathan R, 1989 [6], Reprinted with permission of ASM International. All rights reserved. www.asminternational.org; rielaborazione da parte dell'Autore.

Il valore critico del fattore di intensità degli sforzi K_I caratterizza la resistenza del materiale alla propagazione fragile (improvvisa) del difetto in "modo I" (modo di apertura, quando le superfici di frattura tendono ad allontanarsi simmetricamente dal piano comune - diversamente dagli altri due modi, di scorrimento e di lacerazione, che avvengono quando le superfici tendono a scorrere l'una rispetto all'altra in direzione rispettivamente normale e parallela al fronte della fessura) e in stato piano di deformazione [8]. Solo in questa ipotesi il valore critico K_{Ic} dipende unicamente dalla temperatura e può essere misurato sperimentalmente su provini in regime di meccanica della frattura lineare elastica (*Linear Elastic Fracture Mechanics*, LEFM). Analiticamente il fattore d'intensità degli sforzi è esprimibile come limite del fattore di concentrazione che fornisce il valore della massima tensione intorno ad un foro ellittico per dimensione del raggio r tendente a zero. Allora, per il "modo I", che è il più importante perché corrisponde ai casi più comuni di difetti di interesse ingegneristico (superficiali e interni in strutture caricate a trazione e flessione e quelli tipici negli apparecchi a pressione), si può scrivere la relazione in forma esatta tra le tensioni e tale fattore.

Trascurando poi i termini che non danno luogo a singolarità per $r \rightarrow 0$, nel piano di una generica fessura di ampiezza $2 * a$, pensata in una lastra infinita, sollecitata da una tensione σ in direzione normale e in prossimità dell'apice, si arriva a scrivere, in prima approssimazione, una espressione del tipo:

$$K_I = M' * \sigma * (\pi * a)^{1/2}$$

dove:

M' = parametro dipendente dalla geometria e dalla lunghezza della fessura.

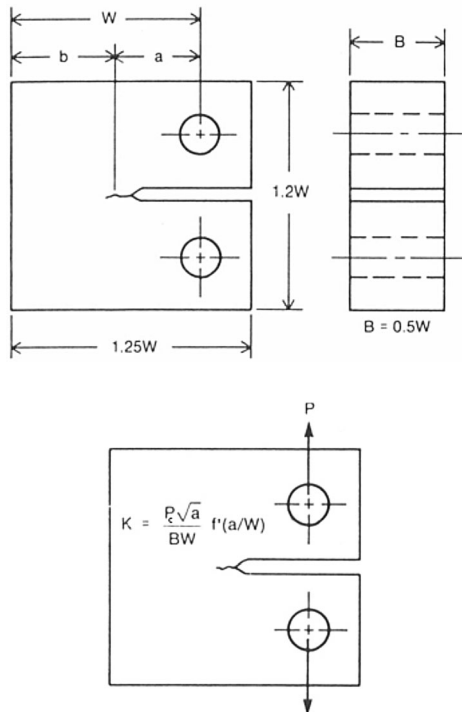
Il valore di K_{Ic} può essere determinato in laboratorio applicando un carico statico su provini pre-criccati a fatica e registrando il valore di K_c . In corrispondenza di un valore critico del carico, si produce instabilità con rapida estensione della dimensione iniziale della cricca [6]. Ad esempio, per provini del tipo compatto (*Compact Type, CT*) mostrato in Figura 12, il valore critico del fattore d'intensità degli sforzi si ottiene attraverso la relazione:

$$K_{Ic} = \frac{P_c * (a)^{1/2}}{B * W} * f' * (a/W)$$

dove:

- P_c = valore critico del carico statico applicato da determinare in prova,
- B = spessore del provino,
- W = ampiezza del provino,
- a = ampiezza nota della cricca,
- f' = costante tabulata per diversi valori del rapporto a/W .

Figura 12: Schema di provino di tipo compatto (*Compact Type, CT*)



Fonte: Viswanathan R, 1989 [6], Reprinted with permission of ASM International. All rights reserved. www.asminternational.org.

Il fattore d'intensità degli sforzi critico K_c , diminuisce al diminuire dello spessore B del provino fino a raggiungere un valore minimo indipendente dallo spessore che rappresenta quello K_{Ic} per il materiale in stato piano di deformazione, come mostrato in Figura 13.

Figura 13: Diminuzione del fattore d'intensità degli sforzi critico K_c con lo spessore B del provino



Fonte: Viswanathan R, 1989 [6], Reprinted with permission of ASM International. All rights reserved. www.asminternational.org; rielaborazione da parte dell'Autore.

Per questa ragione, per ottenere valori di K_{Ic} che diano una stima realistica della resistenza alla frattura di strutture contenenti cricche acuminatae o discontinuità ad esse assimilabili, si utilizzano provini pre-criccati a fatica. La zona plastica per stato piano di deformazione risulta approssimativamente di raggio:

$$r_p = 1/6 * \pi * (K_I / \sigma_y)$$

Poichè deve rimanere limitata all'intorno dell'apice, le dimensioni del provino (spessore, B , e ampiezza della parte non lesionata in direzione di avanzamento, b') nonché la lunghezza iniziale della cricca a_i vanno scelte con un valore non inferiore a:

$$2.5 * (K_{Ic} / \sigma_y)$$

3.1.2 Spostamento dei fianchi della cricca

Lo spostamento dei fianchi del difetto (*Crack Opening Displacement, COD*) è misurato il più vicino possibile all'apice del difetto in quanto rappresenta una misura della deformazione plastica che si genera nel suo intorno; ed è questa che a sua volta controlla la propagazione della cricca [8]. Il suo valore critico viene misurato sperimentalmente in regime LEFM quando lo spessore del provino (che deve essere uguale a

quello usato nella costruzione del componente), non è sufficiente a garantire lo stato piano di deformazione: condizione necessaria per una valida misura di K_{Ic} . Analiticamente, tenendo conto di una zona circolare attorno all'apice del difetto, lo spostamento dei fianchi risulta:

$$\delta = 4/\pi * K_I^2 / (E * \sigma_y)$$

dove:

σ = tensione di snervamento,
 E = modulo elastico del materiale.

3.2 Regime elasto-plastico

3.2.1 Integrale di Rice

L'integrale di Rice J è l'integrale curvilineo bidimensionale della densità dell'energia di deformazione (diminuito del lavoro speso dagli sforzi superficiali), calcolato lungo un contorno contenente la frattura.

Analiticamente in forma generale è esprimibile come:

$$J = \int_{\gamma} W' * dy - \underline{T}' * \partial \bar{u} / \partial x * ds$$

dove:

γ = contorno contenente la frattura,
 W' = densità dell'energia di deformazione,
 x, y = coordinata di un generico punto del contorno,
 \underline{T}' = vettore forze superficiali,
 \bar{u} = vettore spostamento,
 s = ascissa curvilinea.

Formulato da Rice per la determinazione della energia elastica di deformazione G' liberata durante la propagazione del difetto, la sua applicazione è estesa al regime elasto-plastico. Infatti il suo valore, indipendente dal contorno scelto è pressoché pari alla variazione, con l'ampiezza a del difetto, del solo potenziale elastico U del corpo fessurato. Esperienze mostrano che l'energia spesa per deformazione plastica P' può considerarsi costante durante la propagazione (indipendente dalla lunghezza del difetto).

Ricordando quindi l'espressione di G' , si può scrivere con buona approssimazione, per il modo I e per stato piano di deformazione:

$$G' = - dU/da = (1 - \nu^2)/E * K_I^2 = J_I$$

dove:

- v = modulo di Poisson (rapporto tra la deformazione percentuale trasversale e quella longitudinale) del materiale,
- E = modulo elastico del materiale.

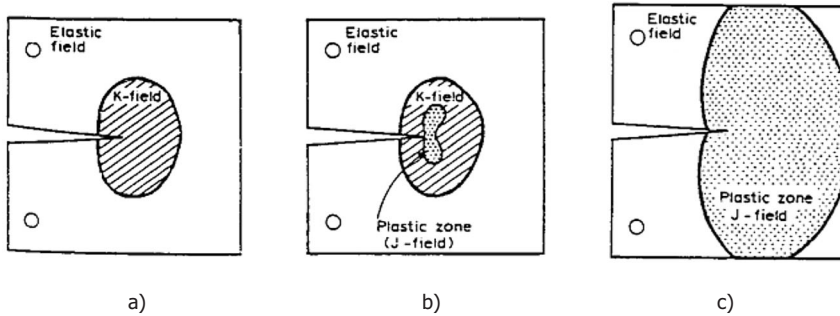
Il suo valore critico J_{Ic} viene misurato sperimentalmente su provini in regime elasto-plastico, *Elastic-Plastic Fracture Mechanics*, EPFM.

Il concetto alla base dell'integrale J è quello di un criterio energetico usato per definire il campo di sforzo e deformazione all'apice della cricca quando vengono superate le ipotesi di regime elastico [6]. Queste determinano due restrizioni all'applicabilità di K_{Ic} quale parametro di resistenza alla frattura del materiale:

- deformazione plastica limitata ad una piccola regione nell'immediato intorno dell'apice (snervamento del materiale su piccola scala);
- difetto assimilabile ad una cricca con raggio di curvatura dell'apice tendente a zero.

Una rappresentazione schematica del campo di sollecitazione in corpi criccati e conseguente campo di applicazione di K e J (rispettivamente *K-field* e *J-field*) è mostrata in Figura 14.

Figura 14: Campo di sollecitazione in corpi criccati e campo di applicazione di K e J (*K-field* e *J-field*)



Note: a) comportamento lineare elastico,
 b) comportamento lineare elastico con snervamento su piccola scala,
 c) snervamento su larga scala.

Fonte: Viswanathan R, 1989 [6], Reprinted with permission of ASM International. All rights reserved. www.asminternational.org

Riscrivendo l'integrale J in forma scalare, si ottiene:

$$J = \int_{\Gamma} W' * dy - T'_i * \frac{\partial u_i}{\partial x} * ds$$

dove:

Γ = contorno piano contenente la cricca (con origine e termine rispettivamente sulla superficie inferiore e superiore della cricca e verso antiorario), come mostrato in Figura 15,

s = ascissa curvilinea misurata lungo il percorso del contorno (*integration path*),

x, y = coordinate di un generico punto del contorno rispetto ad un sistema di riferimento cartesiano con origine nell'apice della cricca (*crack tip*),

W' = $\int_0^\epsilon \sigma_{ij} * d \epsilon_{ij}$ = densità dell'energia di deformazione,

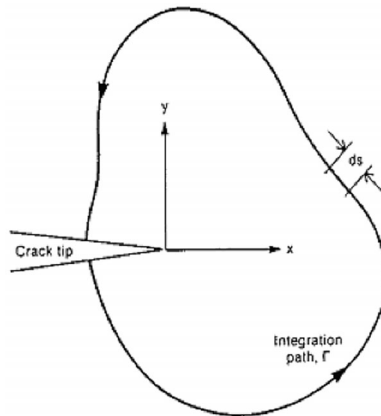
σ_{ij} = componente di normale i in direzione j dello sforzo σ ,

ϵ_{ij} = componente di normale i in direzione j della deformazione ϵ ,

T'_i = $\sigma_{ij} * n'_j$ = componente in direzione i della forza di trazione superficiale T' (il verso del vettore T' è concorde a quello del versore normale n' uscente dal contorno),

u_i = componente in direzione i dello spostamento u agente lungo il contorno Γ , per $i, j = x, y$ (tutte le componenti delle grandezze si ottengono per rotazione degli indici).

Figura 15: Contorno piano contenente la cricca lungo il quale calcolare l'integrale J



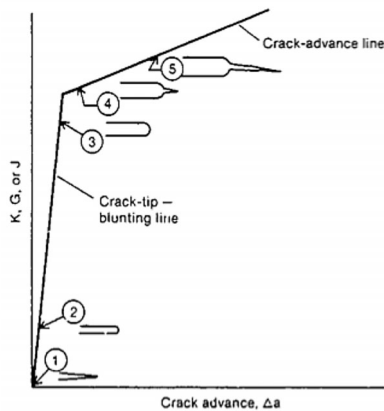
$$J = \int_{\Gamma} (W dy - T'_i \frac{\partial u}{\partial x} ds)$$

Fonte: Viswanathan R, 1989 [6], Reprinted with permission of ASM International. All rights reserved. www.asminternational.org

Il valore critico J_{ic} quale parametro di resistenza alla frattura del materiale in regime elasto-plastico è fornito dalla condizione di innesco di una cricca addizionale nel processo di frattura schematizzato sulla curva $J - \Delta a$ di Figura 16. Questo processo ha

inizio con una cricca acuminata in una struttura o in un provino pre-criccato a fatica mediante bassi livelli di K , quando il carico agente è nullo (punto 1 della curva $J - \Delta a$). All'aumentare di questo, la cricca subisce uno smussamento dell'apice (*crack tip blunting*) che va incrementandosi insieme all'ampiezza di avanzamento (punti 2 e 3). Il fenomeno continua fino a che sull'apice smussato si innesca una nuova cricca acuminata (*crack advantage*): il punto della curva $J - \Delta a$ relativo a questa condizione corrisponde al cambio di pendenza della curva $J - \Delta a$. L'intersezione dei due rami della curva (rispettivamente *crack-tip blunting line* e *crack-advantage line*), definisce anche il valore critico J_{ic} . La nuova cricca si propaga in modo stabile fino a eventuale rottura duttile (punti 4 e 5).

Figura 16: Processo di frattura schematizzato sulla curva $J - \Delta a$



Fonte: Viswanathan R, 1989 [6], Reprinted with permission of ASM International. All rights reserved. www.asminternational.org

L'interpretazione energetica di J fornisce, insieme al suo significato fisico, anche il metodo di misura del suo valore critico J_{ic} . L'integrale J può essere valutato considerando il decremento in energia potenziale dU di due diversi corpi sottoposti ad un identico carico di trazione P e con una differenza infinitesima da nella lunghezza della cricca. Questo decremento di energia potenziale può essere rappresentato, come mostrato in Figura 17, dall'area compresa tra le curve $P(a)$ relative al corpo con cricca lunga a e a quello con cricca lunga $a + da$ e che risulta pari a:

$$- dU = J * B * da$$

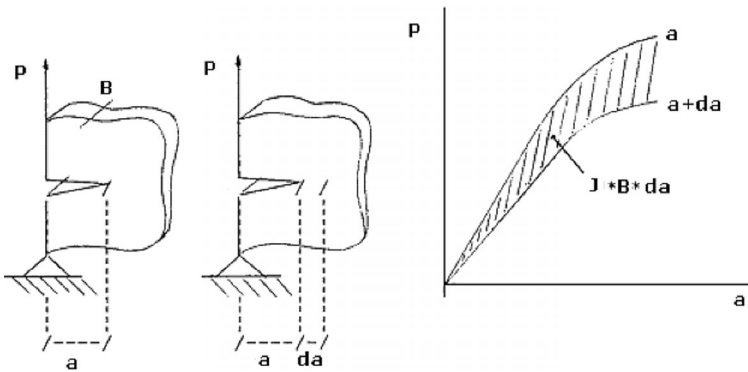
e quindi:

$$J = - 1/B * dU/da$$

dove:

B = spessore del provino.

Figura 17: Decremento di energia potenziale dU relativo a due corpi con cricca lunga a e con cricca lunga $a + da$ quando sottoposti al carico di trazione P



Fonte: Viswanathan R, 1989 [6], Reprinted with permission of ASM International. All rights reserved. www.asminternational.org; rielaborazione da parte dell'Autore

Bagley e Landes hanno proposto una stima di J_{Ic} valutando J come funzione dello spostamento subito da più provini sottoposti ad un identico carico ma lesionati da una cricca di diversa ampiezza. Il valore critico J_{Ic} è fornito dalla condizione di innescamento della cricca addizionale. Nella Figura 18 viene schematizzato il procedimento per tre provini 1, 2, 3 sottoposti ad uno stesso carico di trazione P (*load*), lesionati da una cricca di lunghezza a_i , con:

$$a_3 > a_2 > a_1$$

Per lo spostamento Δ_i (*point displacement*) subito da ognuno di essi risulta:

$$\Delta_3 > \Delta_2 > \Delta_1$$

Il metodo si basa sulla successione dei seguenti passi:

- si costruisce la curva $P - \Delta$ per ciascun provino i (con cricca di lunghezza a_i);
- in corrispondenza di ciascun valore Δ_i , l'area sottesa dalla curva $P - \Delta$, fornisce il valore di energia potenziale $U_i(a_i)$;
- è quindi possibile costruire la curva $U - \Delta$ per ogni provino i (che ha subito uno spostamento Δ_i);
- in corrispondenza di ciascun valore Δ_i , la relazione $J(U)$ fornisce il valore dell'integrale $J(a_i)$;
- è possibile costruire la curva $J - \Delta$ per ogni provino i dalle quali si ricava il valore critico J_{Ic} .

Utilizzando una relazione approssimata del tipo:

$$J = 2 * \sigma_{flow} * \Delta a$$

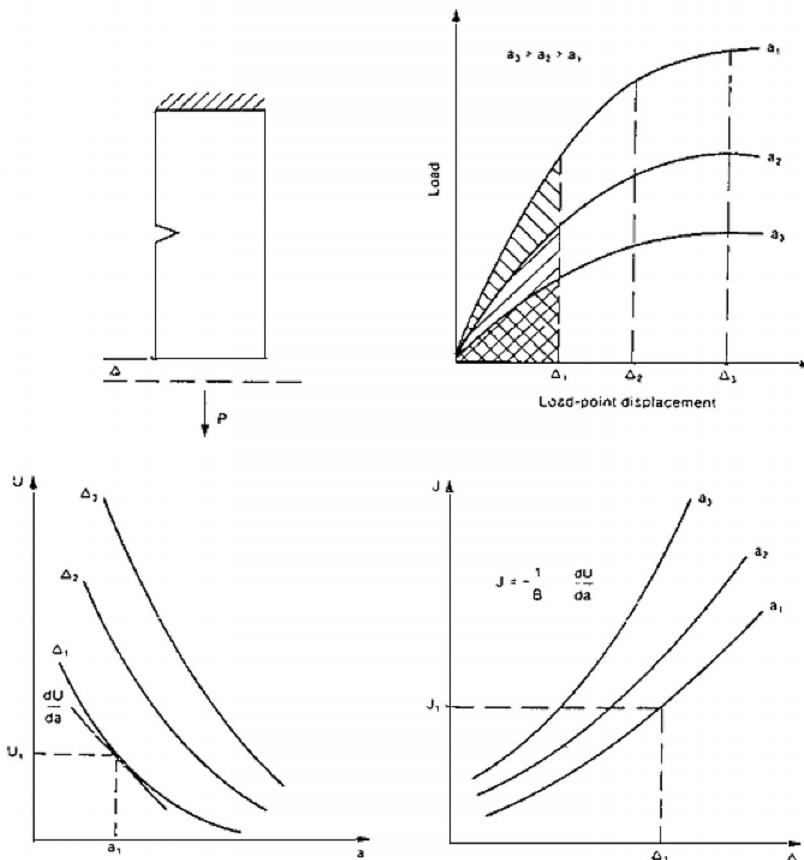
dove:

σ_{flow} = sollecitazione applicata in prova

e disponendo delle necessarie attrezzature di laboratorio per il rilevamento continuo dell'estensione della cricca addizionale Δa , è possibile:

- calcolare J mediante una prova di carico su un solo provino,
- costruire la curva J - Δ monitorando la lunghezza della cricca addizionale,
- ricavare J_{Ic} dall'intersezione della *crack-tip blunting line* con la *crack-advantage line*.

Figura 18: Stima di J_c valutando J come funzione dello spostamento subito da tre provini quando sottoposti ad uno stesso carico di trazione P

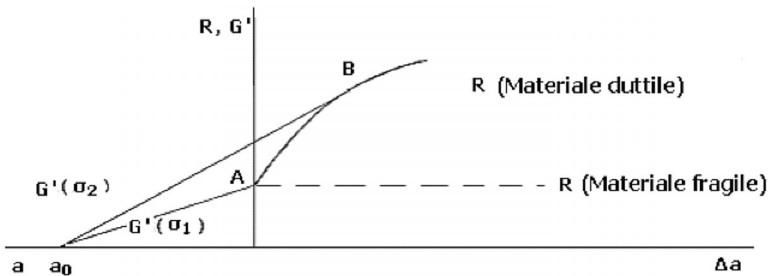


Fonte: Viswanathan R, 1989 [6], Reprinted with permission of ASM International. All rights reserved. www.asminternational.org

3.2.2 Lavoro necessario a separare le superfici della cricca

Quando l'energia elastica G' rilasciata dal provino a seguito di un incremento del difetto diventa superiore al lavoro necessario a creare le superfici di frattura $R(a)$, si origina un processo di propagazione instabile [8]. È possibile rappresentare ciò tracciando le curve $R, G' - a, \Delta a$, come mostrato in Figura 19.

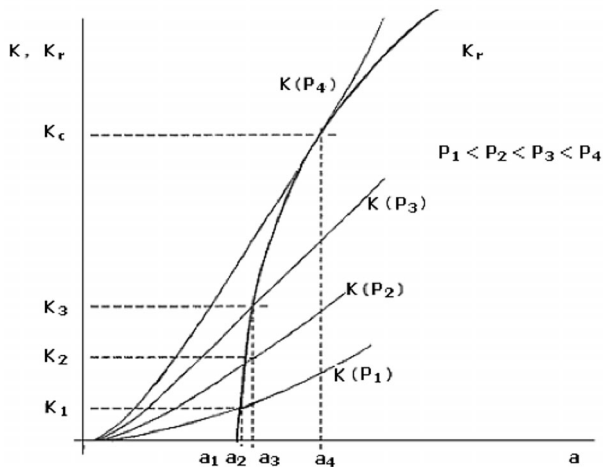
Figura 19: Energia elastica G' e lavoro necessario a creare le superfici di frattura R in funzione dell'ampiezza a del difetto



Fonte: Freddi A, et al. [8]; rielaborazione da parte dell'Autore.

L'energia elastica G' cresce linearmente con l'ampiezza a del difetto, con una inclinazione dipendente dalla sollecitazione σ applicata. Il lavoro R è costante con l'incremento Δa dell'ampiezza del difetto per i materiali fragili, mentre cresce con Δa secondo una curva tipica per i materiali duttili. Il punto A rappresenta le condizioni di criticità per il difetto: per ogni successivo incremento Δa dell'ampiezza del difetto, se R è maggiore di G' , la propagazione si arresta (è stabile), altrimenti prosegue in modo instabile. All'aumentare della sollecitazione σ applicata, le condizioni di instabilità per i materiali duttili si raggiungono in corrispondenza di un determinato valore di σ per il quale risulti $G' = R$ e $dG'/da = dR/da$, rappresentato dal punto B. È possibile tracciare le curve $R, G' - a$ (ovvero $R, J - a$) misurando sperimentalmente K in regime EPFM tenendo conto della zona deformata plasticamente. Ottenute le curve $K - a$ relative ad un determinato carico, si individua su ognuna di esse il punto rappresentativo dell'ampiezza a_i raggiunta dal difetto sotto il carico P_i . Collegando tutti i punti relativi alle condizioni di carico considerati, si costruisce la curva $K_r - a$ che risulta indipendente dalla dimensione iniziale del difetto e dalla dimensione e tipo del provino. La Figura 20 mostra un esempio di tale metodo.

Figura 20: Costruzione della curva K_r - a indipendente dalla dimensione iniziale del difetto e dalla dimensione e tipo del provino



Fonte: Freddi A, et al., [8]; rielaborazione da parte dell'Autore.

4. Parametri di carico macroscopico nei regimi di propagazione della cricca da scorrimento viscoso

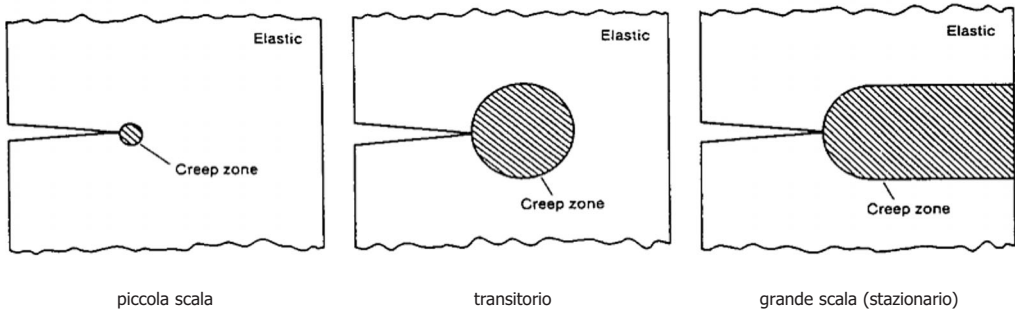
Per tutti i materiali tipicamente sensibili allo scorrimento viscoso (deformazione che varia con il tempo con legge di tipo parabolico), possono essere distinti tre regimi nei quali la cricca si propaga, limitatamente alla zona del suo apice, con diverse modalità di deformazione [6]. Ciò determina anche la scelta del parametro più appropriato:

- Regime di scorrimento viscoso su piccola scala (*Small Scale Creep, SSC*) e transitorio (*Transition Creep, TC*). Nella prima fase di crescita, la zona deformata a scorrimento viscoso è piccola e limitata all'immediato intorno del suo apice. Con il procedere del fenomeno CCG, le dimensioni di questa zona aumentano rispetto alla porzione di materiale con comportamento ancora elastico. Durante queste due fasi, le dimensioni della zona deformata a scorrimento viscoso e la distribuzione delle tensioni nell'intorno del suo apice variano con continuità nel tempo.
- Regime di scorrimento viscoso su larga scala o stazionario (*Large Scale, LC, or Steady-State Creep*).
Dopo un determinato intervallo di tempo definito di transizione e dipendente da vari fattori (quali la geometria, il carico, la temperatura, etc.), si raggiungono le

condizioni stazionarie in cui rimangono costanti con il tempo sia la sollecitazione all'apice della cricca che le dimensioni della zona deformata a scorrimento viscoso. Quest'ultima comprende tutta la zona non ancora lesionata del materiale nella direzione di avanzamento della cricca (*uncracked ligament*).

Nella Figura 21 è schematizzata la situazione, nei tre regimi di scorrimento viscoso, intorno all'apice della cricca di un campione sottoposto a prova CCG: l'area tratteggiata rappresenta la porzione di materiale deformato a scorrimento viscoso (*creep zone*) rispetto alla rimanente a comportamento ancora elastico (*elastic*).

Figura 21: Intorno dell'apice della cricca di un campione sottoposto a prova "CCG" nei tre regimi di scorrimento viscoso



Fonte: Viswanathan R, 1989 [6], Reprinted with permission of ASM International. All rights reserved. www.asminternational.org

4.1 Parametro C*

Il parametro C* è l'equivalente viscoso dell'integrale di Rice J che descrive il campo di sollecitazione all'apice della cricca governato da scorrimento viscoso stazionario. Per crescite di cricche in regime di scorrimento viscoso stazionario, analogamente a quanto fatto per il regime elasto-plastico con l'integrale J, può essere definito un integrale curvilineo bidimensionale C* della densità della variazione nel tempo dell'energia di deformazione (diminuito della variazione nel tempo del lavoro speso dagli sforzi superficiali), calcolato lungo un contorno contenente la frattura.

Anche C* come J è indipendente dal percorso seguito dal contorno, ma a differenza di K e J, tiene conto della dipendenza temporale della deformazione tipica dello scorrimento viscoso:

$$C^* = \int_{\Gamma} (W^*) * dy - T'_i * \frac{\partial \psi_i}{\partial x} * ds$$

dove:

Γ = contorno piano contenente la cricca (con origine e termine rispettivamente sulla superficie inferiore e superiore della cricca e verso antiorario),

s = ascissa curvilinea misurata lungo il percorso del contorno,

x, y = coordinate di un generico punto del contorno rispetto ad un sistema di riferimento cartesiano con origine nell'apice della cricca,

$W^* = \int_0^{\dot{\epsilon}} \sigma_{ij} * \dot{\epsilon}_{ij} =$ densità della variazione nel tempo dell'energia di deformazione,

σ_{ij} = componente di normale i in direzione j dello sforzo σ ,

$\dot{\epsilon}_{ij}$ = componente di normale i in direzione j della velocità di deformazione $\dot{\epsilon} = d\epsilon/dt$,

$T'_i = \sigma_{ij} * n_j =$ componente in direzione i della forza di trazione superficiale T' (il verso del vettore T' è concorde a quello del versore normale n' uscente dal contorno),

$u_i =$ componenti in direzione i rispettivamente dello spostamento u e velocità $u = du/dt$ agenti lungo il contorno Γ ,

per $i, j = x, y$ (tutte le componenti delle grandezze si ottengono per rotazione degli indici).

Il valore di C^* può essere determinato sperimentalmente, applicando un carico noto ad elevata temperatura su provini pre-criccati e misurandone la velocità della deflessione prodotta da scorrimento viscoso, attraverso la relazione:

$$C^* = \frac{P * V}{B * W} * \eta * (a'/W)$$

dove:

P = carico applicato in prova sul campione,

B = spessore del provino,

W = ampiezza del provino se del tipo compatto (*Compact Type, CT*) o semiampiezza se del tipo caricato a trazione e pre-criccato in mezzzeria (*Center-Cracked Tension, CCT*),

a' = semiampiezza nota della cricca,

η = costante tabulata per diversi valori del rapporto a'/W ,

V = velocità della deflessione da scorrimento viscoso da misurare in prova.

4.2 Parametro C_t

Il parametro C_t è la versione modificata di C^* che esprime la distribuzione delle tensioni prima del raggiungimento della fase stazionaria. L'estensione del parametro C^*

adatta a descrivere la crescita di cricche in regime di scorrimento viscoso transitorio è stata proposta da Saxena introducendo il parametro C_t . La definizione analitica di quest'altro integrale curvilineo indipendente dal percorso si ottiene partendo dall'interpretazione energetica dell'integrale di Rice J.

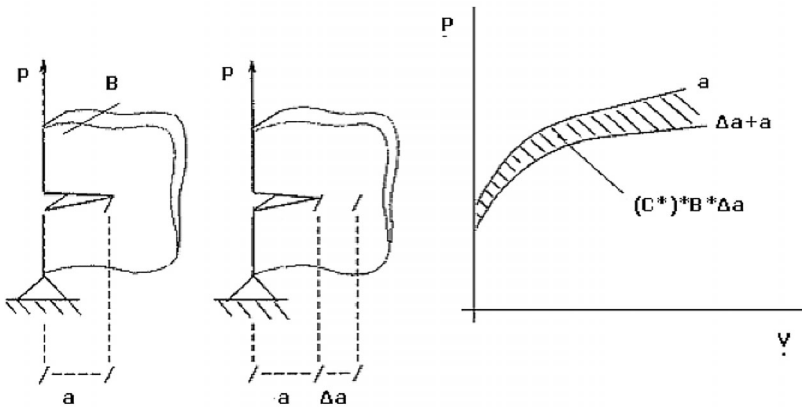
La connessione del parametro C_t con l'integrale C^* può essere ottenuta attraverso la sua interpretazione di variazione nel tempo dell'energia potenziale. Si consideri infatti le curve carico applicato - velocità di deflessione da scorrimento viscoso $P(\dot{V})$ come mostrato in Figura 22 (invece di quelle carico applicato - lunghezza della cricca $P(a)$ di Figura 17). L'area compresa tra le due curve $P(\dot{V})$, relative a due diversi corpi sottoposti al medesimo carico di trazione P (ad una medesima temperatura elevata) e con una differenza nella lunghezza della cricca prodotta pari a Δa , rappresenta il decremento in variazione nel tempo di energia potenziale (cioè in potenza) ΔU_t posseduta da essi durante il medesimo processo di deformazione da scorrimento viscoso. Questa differenza in potenza risulta pari a:

$$-\Delta U_t = (C^*) * B * \Delta a$$

e quindi:

$$C^* = -1/B * \Delta U_t / \Delta a$$

Figura 22: Decremento in variazione nel tempo di energia potenziale (cioè in potenza) ΔU_t relativo a due corpi con cricca lunga a e con cricca lunga $a+\Delta a$ quando sottoposti al carico di trazione P



Fonte: Viswanathan R, 1989 [6], Reprinted with permission of ASM International. All rights reserved. www.asminternational.org; rielaborazione da parte dell'Autore.

Il parametro C_t rimane definito come:

$$C_t = \lim_{\Delta a \rightarrow 0} (C^*) = \lim_{\Delta a \rightarrow 0} \left(- \frac{1}{B} * \frac{\Delta U_t}{\Delta a} \right) = - \frac{1}{B} * \frac{\partial U_t}{\partial a}$$

Anche il valore di C_t può essere determinato sperimentalmente, applicando un carico noto ad elevata temperatura su provini pre-criccati e misurandone la velocità della deflessione prodotta da scorrimento viscoso, attraverso la relazione:

$$C_t = \frac{P * \dot{v}}{B * W} * \frac{F'}{F_1} - (C^*) * \left(\frac{F'}{F_1} * \frac{1}{\eta} - 1 \right)$$

dove:

P = carico applicato in prova sul campione,

B = spessore del provino,

W = ampiezza del provino se del tipo compatto (*Compact Type, CT*) o semiampiezza se del tipo caricato a trazione e pre-criccato in mezzzeria (*Center-Cracked Tension, CCT*),

a' = semiampiezza nota della cricca,

η = costante tabulata per diversi valori del rapporto a'/W,

F_1 = fattore di calibrazione, funzione del rapporto a'/W,

F' = $dF/d(a'/w)$,

\dot{v} = velocità della deflessione da scorrimento viscoso da misurare in prova.

Nella formula, il primo termine rappresenta il contributo al C_t del regime non stazionario ed è quindi dipendente dal tempo t. Per $t \rightarrow 0$, diventa dominante rispetto al secondo e K assume il ruolo di parametro di controllo nella crescita della cricca. Per $t \rightarrow \infty$, il primo termine si annulla e C_t coincide con C^* .

4.3 Parametro C(t)

Il parametro C(t) è la versione modificata di C^* che esprime la distribuzione delle tensioni in regime di scorrimento viscoso su piccola scala. È quindi possibile definire anche un'altra estensione di C^* adatta a descrivere la crescita della cricca in regime di scorrimento viscoso su piccola scala. Esso sarà una funzione C(t) del tempo t legata a quello t_1 necessario per passare dal regime su piccola scala a quello su larga scala, detto tempo di transizione. Per $t \rightarrow 0$, e comunque per $t \ll t_1$, la risposta del materiale è dominata dal comportamento elastico e il parametro di controllo sarà in buona parte rappresentato da K. Per $t \rightarrow \infty$, e comunque per $t \gg t_1$, la risposta del materiale è dominata dallo scorrimento viscoso e il parametro di controllo, rappresentato da C(t), tenderà a coincidere con C^* .

4.4 Esempio di utilizzo dei parametri di carico macroscopico nel calcolo della vita residua

L'idea alla base dei parametri finora menzionati, che vengono definiti anche come *crack tip parameters* perchè descrivono la modalità di propagazione delle cricche intorno al loro apice, è la seguente: identici valori del parametro scelto per rappresentare il comportamento della cricca in campioni o strutture di diversa forma, individuano identiche condizioni di sollecitazione e/o deformazione nell'intorno dell'apice della cricca. La velocità di propagazione risulterà sempre la stessa a parità di materiale, temperatura e condizioni ambientali nella zona dell'apice.

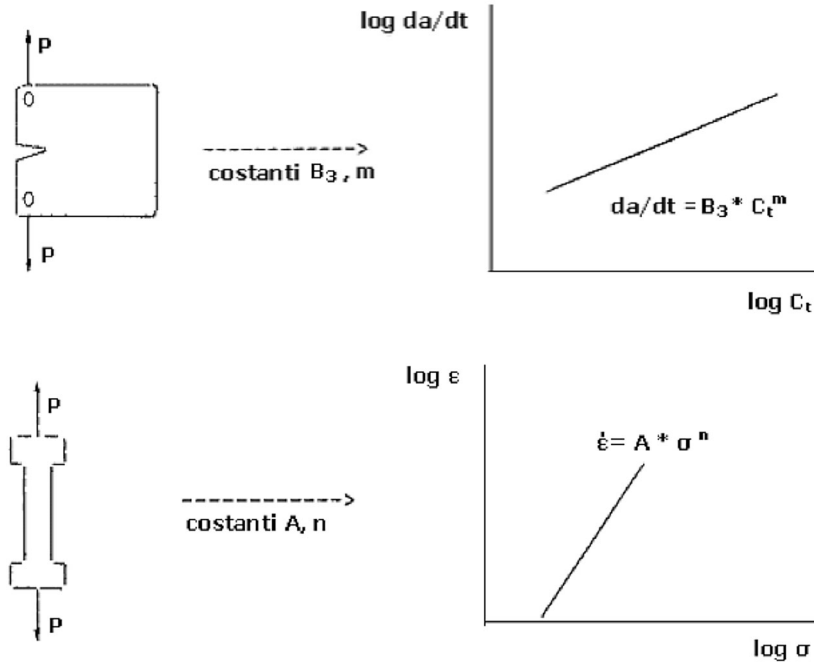
Tali parametri possono quindi essere pensati come la funzione trasferimento dal comportamento della cricca nel campione di materiale a quello nella struttura. Sarà quindi sufficiente:

- misurare in laboratorio la velocità di crescita della cricca e ricavare sul campione di materiale vergine la legge di correlazione con il parametro scelto (valore delle costanti);
- calcolare il valore del parametro appropriato per l'apice della cricca nella struttura attraverso una adatta espressione analitica. Ad esempio il C_t nella sua forma analitica generale, è funzione della sollecitazione e della velocità di deformazione misurate lontano dall'apice della cricca, della geometria e delle costanti della legge di correlazione della velocità di deformazione ricavate dalle prove di scorrimento viscoso;
- stimare il tempo di rottura in funzione della ampiezza iniziale e finale (critica) della cricca nella struttura.

Un esempio schematico di analisi di vita residua per un componente soggetto a fenomeno CCG, supponendo di aver scelto C_t come *crack tip parameter*, può essere dunque il seguente:

Fase 1: Derivazione dei dati del materiale caratterizzanti la crescita di cricche e la deformazione da scorrimento viscoso attraverso prove su campioni: misura della velocità di crescita della cricca da/dt come funzione del C_t e misura della velocità di deformazione $\dot{\epsilon} = d\epsilon/dt$ come funzione della sollecitazione σ mediante rispettivamente prove di monitoraggio della crescita di cricche per scorrimento viscoso e prove di durata a scorrimento viscoso su materiale vergine o esercito. La rappresentazione logica è mostrata in Figura 23, dove la relazione da/dt (C_t) è quella considerata dall'EPRI (Sezione I, Paragrafo 5.1) mentre la relazione $d\epsilon/dt$ (σ) è quella fornita dall'equazione di Norton-Bailey (Sezione I, Paragrafo 2.1).

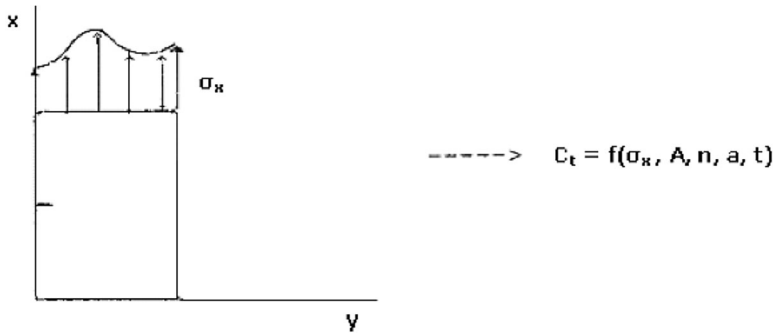
Figura 23: Derivazione dei dati del materiale caratterizzanti la crescita di cricche e la deformazione da scorrimento viscoso attraverso prove su campioni



Fonte: Viswanathan R, 1989 [6], Reprinted with permission of ASM International. All rights reserved. www.asminternational.org; rielaborazione da parte dell'Autore.

Fase 2: Scrittura di un'espressione di C_t appropriata per il componente contenente la cricca. Nelle zone lontane da essa va condotta l'analisi statica per ricavare la distribuzione delle tensioni σ_x . La rappresentazione logica è mostrata in Figura 24.

Figura 24: Scrittura dell'espressione di C_t per un componente contenente la cricca

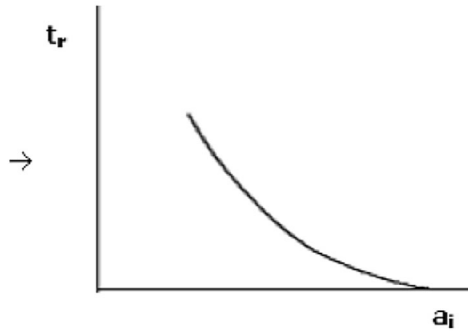


Fonte: Viswanathan R, 1989 [6], Reprinted with permission of ASM International. All rights reserved. www.asminternational.org; rielaborazione da parte dell'Autore.

Fase 3: Combinazione dei dati ricavati nelle fasi precedenti per sviluppare la curva che fornisca direttamente il tempo di rottura t_r in funzione della dimensione iniziale della cricca a_i . Il procedimento verrà mostrato più dettagliatamente nel seguito (Sezione III, Paragrafo 1.6.1). La rappresentazione logica è mostrata in Figura 25.

$$\frac{da}{dt} = B_3 * C_t^m \rightarrow t_r = \int_{a_i}^{a_c} \frac{da}{B_3 * C_t^m} \rightarrow$$

Figura 25: Combinazione dei dati ricavati sperimentalmente e sviluppo della curva del tempo di rottura t_r in funzione della dimensione iniziale della cricca a_i



Fonte: Viswanathan R, 1989 [6], Reprinted with permission of ASM International. All rights reserved. www.asminternational.org; rielaborazione da parte dell'Autore.

Sono state proposte in letteratura molte altre versioni di integrali curvilinei indipendenti dal percorso di integrazione (*Path-Independent - P-I integrals*) [1]. Ciò nell'intento di rimuovere le restrizioni imposte al tipo di risposta costitutiva del materiale nell'applicazione dell'integrale J e del suo analogo viscoso C^* quali parametri di correlazione nei vari fenomeni di crescita di cricche ad elevata temperatura.

Un impegnativo programma di ricerca finanziato dalla Nasa e realizzato presso i laboratori di ricerca Lewis di Cleveland (Ohio, USA), la cui parte relativa alle procedure di analisi e di prova è riportata nell'Appendice, si è proposto di passare in rassegna quelle più ricorrenti e di investigarne la loro capacità a correlare le velocità di crescita delle cricche in varie condizioni di carico e deformazione, tipicamente quelle che si registrano nei componenti ad elevata temperatura di lavoro delle turbine a gas.

La verifica è condotta valutando la linearità della legge di correlazione ottenuta.

Questa è ottenuta calcolando il valore del parametro scelto a determinati intervalli di tempo (corrispondenti a determinati stadi di avanzamento della cricca) da un'analisi agli elementi finiti di un modello numerico del processo di crescita della cricca. Il valore calcolato per il parametro è correlato quindi al corrispondente valore della velocità di crescita misurata in prova su campioni di materiale vergine. Vengono cioè costruiti per punti i grafici parametro di controllo - velocità di propagazione in varie condizioni di carico e temperatura. Il risultato è che due di questi parametri integrali (Blackburn, J^* , e di Kishimoto, J^\wedge) e la loro forma tempo-dipendente, si sono dimostrati adatti a correlare i primi leggi di crescita di cricche per fatica isoterma e termo-meccanica (condizioni di carico ciclico), e le seconde per scorrimento viscoso (condizioni di carico statico).

5. Leggi di crescita di cricche ad alta temperatura

5.1 Scorrimento viscoso

Un esempio di legge di propagazione per scorrimento viscoso utilizzata nei programmi dell'Ente di ricerca americano nel settore dell'energia elettrica (The Electric Power Research Institute, EPRI), di vita residua è la seguente [7]:

$$da/dt = B_3 * C_t^m$$

dove:

da/dt = variazione dell'ampiezza del difetto nel tempo,

B_3, m = parametri dipendenti rispettivamente dalla geometria e dal materiale,

C_t = versione modificata dell'equivalente viscoso dell'integrale di Rice J , funzione della distribuzione delle tensioni e della geometria.

5.2 Fatica

5.2.1 Grandi cricche (cricche convenzionali)

Un esempio di legge di propagazione utilizzata per la fatica in regime lineare elastico (limitata zona plastica all'apice della cricca) è quella di Paris:

$$da/dN = C_1 * \Delta K^{C_2}$$

dove:

da/dN = variazione della ampiezza a del difetto con il numero di cicli N ,

ΔK = fattore ciclico d'intensità degli sforzi che rappresenta il parametro usato per correlare il fenomeno FCG,

C_1, C_2 = coefficienti dipendenti dal materiale, temperatura e forma del ciclo di fatica (frequenza, rapporto $R = P_{\min}/P_{\max}$, etc.).

La curva $da/dN - \Delta K$ descrive bene la velocità di crescita per fatica delle cricche solo nella zona centrale del diagramma, mentre per correlare i dati di velocità di crescita agli alti e bassi valori di ΔK (rispettivamente tendenza all'instabilità e zona di soglia), sono più adatte altre relazioni.

5.2.2 Piccole cricche

La versione ciclica del fattore d'intensità degli sforzi K è rappresentata nella fatica dal suo incremento ΔK . Riguardo ad esso è bene ricordare che il modello di crescita delle cricche per fatica considerato nella legge di Paris è valido solo per le cricche grandi convenzionali. Tutte le altre che possono essere classificate col termine "piccole", sono caratterizzate infatti da un comportamento tipico riassumibile nei due modelli di crescita seguenti (che sono i più diffusi in campo tecnologico):

$$da/dN = C_1 * a$$

$$da/dN = C_2 * \Delta J^{C_3}$$

dove:

da/dN = variazione con il numero di cicli della semiampiezza della cricca in superficie,

ΔJ = integrale di Rice ciclico che rappresenta in questo caso il parametro usato per correlare il fenomeno di propagazione. La versione ciclica dell'integrale di Rice J è stata introdotta da Dawling e Begley per correlare leggi FCG attraverso prove su campioni con diversa geometria in regime elasto-plastico e completamente plastico,

C_1, C_2, C_3 = costanti dipendenti dal materiale, forma del ciclo di fatica e stato di degrado del materiale dove ha sede la propagazione, cioè all'apice della cricca.

Le differenze con la legge di Paris sono:

- il parametro ΔJ che agisce come *driving force* o forza controllo per la propagazione della cricca a fatica. Il suo valore assoluto si mantiene basso a causa dei bassi gradienti di carico e temperatura presenti lungo la ridotta dimensione della cricca, dando luogo a bassi valori di da/dN ,
- la dipendenza dallo stato di degrado del materiale delle costanti delle leggi di crescita.

**Analisi e determinazione della vita residua
di attrezzature in pressione**

Sezione II Fatica

Introduzione

I componenti di elevata temperatura delle turbine a gas sono soggetti a severi carichi termici e meccanici durante il servizio. Le condizioni di carico normali comprendono gradienti di temperatura, carichi ciclici di fatica termo-meccanica e deformazione inelastica tempo-dipendente da scorrimento viscoso.

Trattandosi di componenti di forte spessore, queste condizioni sono quelle tipiche nelle quali si originano nel materiale cricche fin nei primi stadi della vita di servizio. L'analisi della vita residua viene quindi eseguita attraverso l'analisi della crescita di cricche da fatica e/o scorrimento viscoso sulla base di concetti di meccanica della frattura.

Per la crescita di cricche a fatica con limitata zona plastica nell'intorno dell'apice può essere usata quale legge di propagazione, quella valida per il regime lineare elastico (parametro di correlazione, fattore ciclico d'intensità degli sforzi ΔK). Tuttavia per i componenti in considerazione, questa può dare risultati imprecisi quando la zona plastica non è più limitata alla sola zona dell'apice della cricca. Più utilmente va in questi casi usato quale parametro di correlazione per la legge di crescita di cricche a fatica, l'integrale ciclico ΔJ . Stime di vita residua sono già state ottenute in questo modo con ragionevole affidabilità su provini in condizioni di carico monotono di trazione e di carico ciclico ad ampiezza costante isoterma [1].

Il fenomeno generale della fatica riguarda tutti i metalli sottoposti ad una sollecitazione di valore fluttuante nel tempo: pur rimanendo in valore assoluto ben al di sotto i limiti di rottura del materiale in condizioni di applicazione statica, essa ne produce la rottura dopo aver variato il proprio valore per un determinato numero di cicli [6]. Esempi di carichi ciclici che ricorrono spesso nelle centrali elettriche sono:

- sollecitazioni vibrazionali sulle pale delle turbine,
- carichi di flessione alternativa sulle pale e sull'albero,
- carichi termici fluttuanti prodotti durante i cicli di avviamento/spengimento e dalle variazioni di potenza.

Convenzionalmente la fatica viene definita a basso o ad alto numero N di cicli (*Low-Cycle Fatigue*, LCF o *High-Cycle Fatigue*, HCF) a seconda se la rottura avviene prima o dopo $N = 10^4$ cicli. I meccanismi che portano alla rottura nei due processi sono fondamentalmente identici, così pure il modo di condurre le prove, a meno dei seguenti punti:

- nella fatica ad alto numero di cicli la vita è spesa principalmente nell'innesco della cricca, mentre in quello a basso numero di cicli è spesa principalmente nella sua propagazione,
- la fatica a basso numero di cicli è caratterizzata da una significativa deformazione plastica ciclica prodotta da un'elevata deformazione,

- nelle prove di fatica ad alto numero di cicli il provino è sottoposto ad un ciclo di sollecitazione con un intervallo $\Delta\sigma$ costante, mentre in quelle di fatica a basso numero di cicli sul provino è imposto un ciclo di deformazione con intervallo $\Delta\varepsilon$ costante. I dati così ottenuti vengono in genere riportati in scala logaritmica rispettivamente nei diagrammi $\Delta\sigma - N$ (o più comunemente del tipo S - N mostrato in Figura 28) e $\Delta\varepsilon - N$ (del tipo mostrato più avanti in Figura 32).

1. Fatica ad alto numero di cicli

Usualmente le prove di fatica sono condotte mediante applicazione di un carico esclusivamente assiale o di flessione: pertanto le uniche sollecitazioni imposte al provino sono solamente di trazione e compressione. La sollecitazione applicata σ varia tra un minimo e un massimo di trazione o tra un massimo di compressione e un massimo di trazione; il rapporto $R_\sigma = \sigma_{\min}/\sigma_{\max}$ può quindi assumere valori compresi tra -1 e 1 (carico applicato costante). I parametri che definiscono la sollecitazione applicata in una prova HCF sono tre, come mostrato anche graficamente in Figura 26:

- sollecitazione media (*mean stress*):

$$\sigma_m = (\sigma_{\max} + \sigma_{\min})/2$$

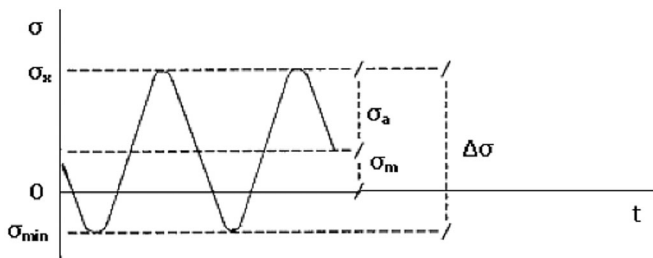
- intervallo di sollecitazione (*stress range*):

$$\Delta\sigma = \sigma_{\max} - \sigma_{\min}$$

- ampiezza della sollecitazione alternativa (*alternating stress amplitude*):

$$\sigma_a = \Delta\sigma/2 = (\sigma_{\max} - \sigma_{\min})/2$$

Figura 26: Parametri che definiscono la sollecitazione applicata in una prova "HCF"



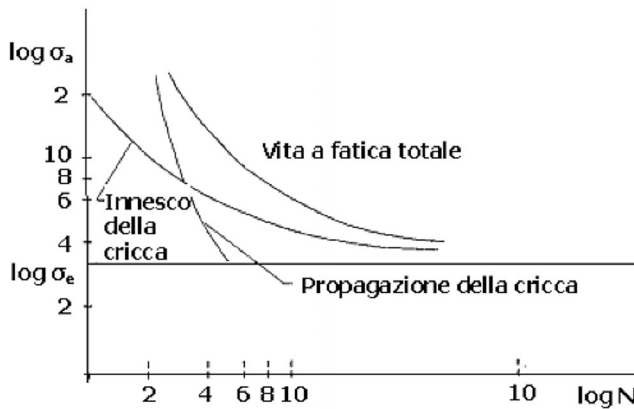
Fonte: Viswanathan R, 1989 [6], Reprinted with permission of ASM International. All rights reserved. www.asminternational.org; rielaborazione da parte dell'Autore.

Al di sotto di un determinato valore di soglia σ_e (detto anche limite a fatica) della sollecitazione alternativa σ_a (detta anche resistenza a fatica) non vi è in pratica rottura a fatica, per cui i componenti progettati a fatica sono dimensionati in base alla σ_e moltiplicata per un fattore di sicurezza. Per valori della sollecitazione σ_a vicini a σ_e , la vita a fatica (cioè il numero di cicli N corrispondente a σ_a) è rappresentata principalmente dal tempo necessario all'innesco della cricca, mentre per valori progressivamente più elevati di σ_a , la vita a fatica denota in gran parte la sua propagazione, come mostrano le tre curve della Figura 27.

La vita a fatica N (ovvero la resistenza σ_a e il limite a fatica σ_e) di un componente e quindi quella dei campioni di materiale sottoposti a prova HCF, dipende da molte variabili quali:

- a) sollecitazione media,
- b) dimensioni e condizioni superficiali del campione,
- c) concentrazioni della sollecitazione eventualmente presenti,
- d) temperatura e condizioni ambientali.

Figura 27: Diagrammi del tipo S - N della vita a fatica ottenuti dai dati di prova



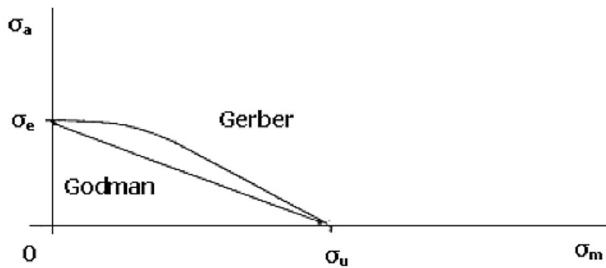
Fonte: Viswanathan R, 1989 [6], Reprinted with permission of ASM International. All rights reserved. www.asminternational.org; rielaborazione da parte dell'Autore.

- a) La sollecitazione alternativa σ_a che può essere sopportata senza rottura dipende dal valore di quella media σ_m : se quest'ultima è nulla (il valore della sollecitazione applicata s'inverte tra due valori estremi opposti, $R = -1$) il valore di σ_a è massimo; se σ_m è prossima alla sollecitazione di rottura σ_u del materiale, il valore di σ_a si approssima a zero. La relazione tra queste tensioni espressa da Godman (con legge lineare) o da Gerber (con legge parabolica) è la seguente:

$$\sigma_a = \sigma_e * [1 - (\sigma_m/\sigma_u)^x]; \text{ con } x = \begin{cases} 1 & \text{(Godman)} \\ 2 & \text{(Gerber)} \end{cases}$$

Graficamente tale relazione è mostrata in Figura 28.

Figura 28: Relazione tra sollecitazione alternativa σ_a e media σ_m espressa con legge lineare (Godman) e con legge parabolica (Gerber)



Fonte: Viswanathan R, 1989 [6], Reprinted with permission of ASM International. All rights reserved. www.asminternational.org; rielaborazione da parte dell'Autore.

- b) In generale la riduzione delle dimensioni del campione aumenta la resistenza a fatica del materiale: il progetto a fatica di grandi strutture basato sui dati di prove condotte su piccoli campioni di materiale deve tener conto del rischio di pericolose sovra stime della vita a fatica. Poichè in generale le cricche a fatica si innescano sulla superficie del materiale, l'aumento della scabrosità ne diminuisce la resistenza a fatica. Quest'ultima può essere aumentata mediante trattamenti superficiali di indurimento e/o che introducano tensioni residue di compressione come la "pallinatura".
- c) Tutti i tipi di concentrazione della sollecitazione quali le discontinuità geometriche (gradini sulla superficie esterna di elementi cilindrici, angoli non arrotondati, fori, scanalature, etc.), superficiali (intagli, segni di lavorazione, piccoli avvallamenti - *pits*, dovuti alla corrosione, etc.), inerenti ai processi metallurgici nella fabbricazione del materiale (inclusioni, microcricche, cavità, porosità, difetti di fusione) riducono la resistenza a fatica.
- d) L'effetto dell'aumento della temperatura, a parità di altre condizioni, riduce sia il limite che la resistenza a fatica. L'influenza dell'ambiente è complessa, ma in genere agenti aggressivi diminuiscono la resistenza a fatica (anche se è stato notato come il riempimento delle cricche da parte dei prodotti della corrosione ne diminuisca la velocità di crescita).

2. Fatica a basso numero di cicli

Rispetto a quanto già visto per le prove HCF, i parametri che definiscono la deformazione imposta nelle prove LCF generalmente sono soltanto due (in quanto la deformazione media è nulla; il valore della deformazione imposta ε si inverte tra due estremi opposti, con $R_\varepsilon = \varepsilon_{\min}/\varepsilon_{\max} = -1$) e precisamente:

- intervallo di deformazione (*strain range*):

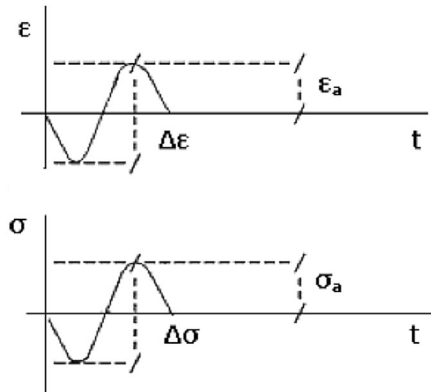
$$\Delta\varepsilon = \varepsilon_{\max} - \varepsilon_{\min}$$

- ampiezza della deformazione (*strain amplitude*):

$$\varepsilon_a = \Delta\varepsilon/2 = (\varepsilon_{\max} - \varepsilon_{\min})/2$$

Nelle prove LCF al ciclo di deformazione imposta sul provino con un intervallo costante $\Delta\varepsilon$, corrisponde un ciclo di sollecitazione con un intervallo $\Delta\sigma$, come ad esempio mostrato in Figura 29.

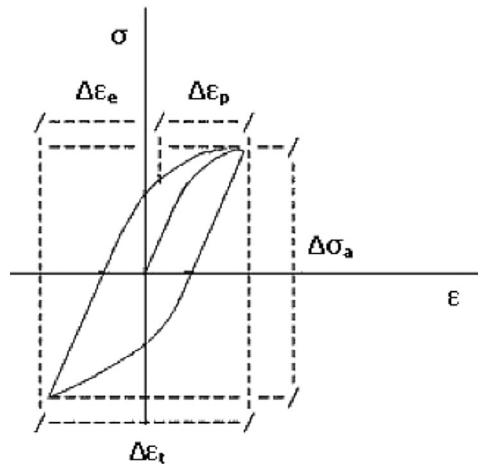
Figura 29: Ciclo di deformazione imposta sul provino con un intervallo costante $\Delta\varepsilon$ associato ad un ciclo di sollecitazione con un intervallo $\Delta\sigma$ in una prova LCF



Fonte: Viswanathan R, 1989 [6], Reprinted with permission of ASM International. All rights reserved. www.asminternational.org; rielaborazione da parte dell'Autore.

La variazione della sollecitazione con la deformazione in questo tipo di prova porta ad un tipico ciclo d'isteresi nel diagramma $\sigma - \epsilon$, come è mostrato ad esempio in Figura 30.

Figura 30: Variazione della sollecitazione con la deformazione in una prova LCF e tipico ciclo d'isteresi nel diagramma $\sigma - \epsilon$

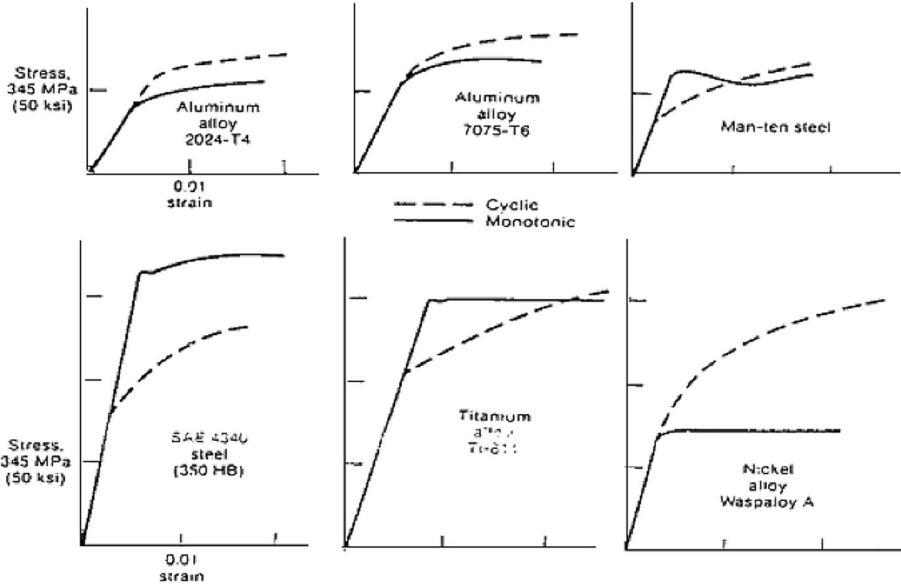


Fonte: Viswanathan R, 1989 [6], Reprinted with permission of ASM International. All rights reserved. www.asminternational.org; rielaborazione da parte dell'Autore.

La larghezza del ciclo rappresenta l'intervallo totale di deformazione imposta $\Delta\epsilon$ che può essere distinto in una parte elastica $\Delta\epsilon_e$ ed una plastica $\Delta\epsilon_p$. Questi due parametri, $\Delta\epsilon_e$ e $\Delta\epsilon_p$, rimangono correlati fra loro. L'altezza del ciclo d'isteresi rappresenta invece l'intervallo $\Delta\sigma$ del ciclo di sollecitazione corrispondente. Quest'ultimo, durante l'esecuzione della prova LCF, varia con l'aumentare del numero di cicli N , prima di raggiungere un valore stazionario in una fase detta di saturazione. Quando $\Delta\sigma$ diminuisce (aumenta) con N , si dice che il materiale subisce una sorta di intenerimento (*cyclic strain softening*) (indurimento, *cyclic strain hardening*) da deformazione ciclica.

Generalmente materiali molto ricotti subiscono indurimento da deformazione ciclica mentre quelli inizialmente molto induriti subiscono intenerimento da deformazione ciclica. Ad esempio gli acciai del tipo $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo, $1\frac{1}{4}$ Cr- $\frac{1}{2}$ Mo e Cr-Mo-V dopo ricottura mostrano un leggero indurimento mentre dopo tempra e rinvenimento o dopo normalizzazione e rinvenimento cadono, a parità di composizione, nella categoria dell'intenerimento da deformazione ciclica. Comunque, una volta raggiunta la condizione stabile, la relazione $\Delta\sigma - \Delta\epsilon$ valida per applicazione ciclica del carico (*cyclic*), a meno di coefficienti, è simile a quella $\sigma - \epsilon$ valida per applicazione statica del carico (*monotonic*). Per un determinato materiale, le due curve divergono in prossimità dello snervamento come mostrato nella Figura 31 per alcune leghe di applicazione ingegneristica.

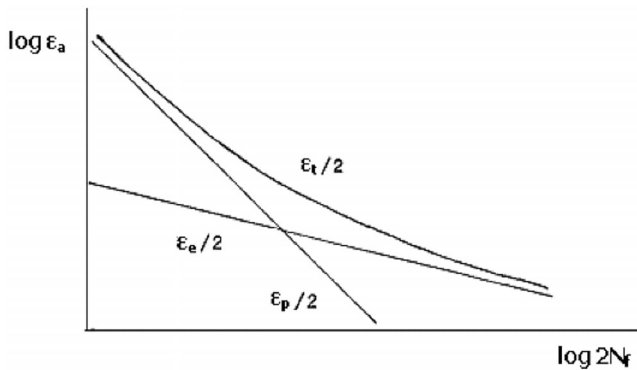
Figura 31: Relazione $\Delta\sigma - \Delta\varepsilon$ per applicazione ciclica del carico a confronto con quella $\sigma - \varepsilon$ per applicazione statica del carico



Fonte: Viswanathan R, 1989 [6], Reprinted with permission of ASM International. All rights reserved. www.asminternational.org; rielaborazione da parte dell'Autore.

Le curve in scala logaritmica dell'ampiezza della deformazione $\varepsilon_a = \Delta\varepsilon/2$ in funzione del numero di cicli a rottura N_f , possono essere decomposte nella componente relativa a $\Delta\varepsilon_p$ e $\Delta\varepsilon_e$, come mostra la Figura 32.

Figura 32: Curve in scala logaritmica dell'ampiezza della deformazione $\varepsilon_a = \Delta\varepsilon/2$ in funzione del numero di cicli a rottura N_f , decomposte nella componente plastica $\Delta\varepsilon_p$ ed elastica $\Delta\varepsilon_e$.



Fonte: Viswanathan R, 1989 [6], Reprinted with permission of ASM International. All rights reserved. www.asminternational.org; rielaborazione da parte dell'Autore.

3. Fatica a basso numero di cicli e a temperatura tale da interagire con lo scorrimento viscoso

Nei componenti in esercizio ad alte temperature, le variazioni delle condizioni operative producono gradienti di temperatura transitori. Se questi transitori si ripetono, la differenza tra le espansioni termiche del materiale che si producono durante ognuno di essi, genera una sollecitazione ciclica termicamente indotta. Il danno da fatica che ne può seguire dipende dalla natura e frequenza dei transitori, dai gradienti di temperatura nel componente e dalle caratteristiche del materiale.

I componenti però soggetti a sollecitazioni cicliche di origine termica operano generalmente in intervalli di temperatura superiore alla soglia dello scorrimento viscoso (temperatura pari al 40% della temperatura di fusione del materiale, oltre la quale quest'ultimo comincia a deformarsi con velocità inferiore al 1% al minuto): il danno combinato dell'azione di entrambi i fenomeni può in ogni caso risultare importante e deve essere tenuto in conto.

Esempi di componenti soggetti a condizioni di questo tipo sono costituiti dalle pale e dischi delle turbine a gas e dai rotori e parti fuse delle turbine a vapore, tutti sottoposti a gradienti di temperatura durante le fasi di avviamento e spegnimento. A causa dei forti spessori, i gradienti e quindi le sollecitazioni termiche indotte risultano grandi anche quando il transitorio è lento e preceduto da preriscaldamento, molto severi quando esso è veloce.

L'effetto complessivo può essere facilmente analizzato nel caso del rotore di alta pressione di una turbina a vapore. Durante l'avviamento, la superficie si riscalda più velocemente dell'interno, ma l'espansione termica della zona più esterna è impedita dal resto della massa del rotore. Ciò impone una deformazione negativa alla superficie che, una volta raggiunte le condizioni stazionarie di temperatura, tende a scomparire lasciando una sollecitazione residua di trazione. Durante lo spegnimento l'intero processo si inverte. A regime, durante la fase stazionaria, sia il rilassamento delle tensioni che le deformazioni da scorrimento viscoso operano sotto l'azione delle sollecitazioni centrifughe e di pressione.

Situazioni simili possono verificarsi anche in tutti i componenti di forte spessore di apparecchi a pressione quali i reattori dell'industria petrolchimica. In tutti i casi l'effetto risultante è una fatica a basso numero di cicli, controllata in deformazione, a temperatura tale da interagire con lo scorrimento viscoso. Questa condizione è simulata in laboratorio conducendo prove di fatica controllata in deformazione a temperatura al di sopra la soglia dello scorrimento viscoso del materiale del provino.

La predominanza di un fenomeno sull'altro dipende dalla frequenza del ciclo di deformazione imposta in prova e dalla presenza e durata in esso di intervalli di tempo durante i quali il valore della deformazione imposta ϵ rimane costante (*hold times*). L'ordine di grandezza della frequenza è compreso tipicamente tra 10 e 100 cicli/sec; quello degli intervalli a ϵ costante è compreso tipicamente tra le frazioni di minuto e la decina di ore. Per alti valori della frequenza e corti intervalli di tempo con ϵ costante, la prova diventa di pura fatica e la frattura del provino si innescherà sulla sua superficie, fino a rot-

tura completa, in modo trans-granulare. Al diminuire della frequenza o al prolungarsi degli intervalli di tempo a ϵ costante, la componente del danno da scorrimento viscoso assume importanza interagendo con quella da pura fatica. La frattura finale risulterà di tipo misto, per cricche da fatica e per cavitazione da scorrimento viscoso. Quando gli intervalli di tempo con ϵ costante diventano dominanti rispetto a quelli in cui ϵ è ciclica, la prova è pressoché di puro scorrimento viscoso: si sviluppano cavità a bordo grano che producono coalescenze fino a formare microcricche. La frattura finale del provino è di conseguenza di tipo intergranulare.

La vita di un componente soggetto a interazione fatica a basso numero di cicli - scorrimento viscoso e quindi quello dei campioni di materiale sottoposti a prove di fatica controllata in deformazione a temperatura elevata, dipende in definitiva dalle seguenti variabili:

- ampiezza $\Delta\epsilon$ dell'intervallo di deformazione imposta (espressa generalmente in % $\Delta\epsilon_t$),
- frequenza f del ciclo di deformazione imposta (in cicli/sec),
- forma d'onda del ciclo di deformazione imposta,
- durata t_h degli intervalli di tempo a ϵ costante presenti nel ciclo di deformazione imposta (in sec),
- segno della ϵ negli intervalli di tempo in cui è costante,
- temperatura T di prova (in °C),
- caratteristiche del materiale quali la duttilità di rottura.

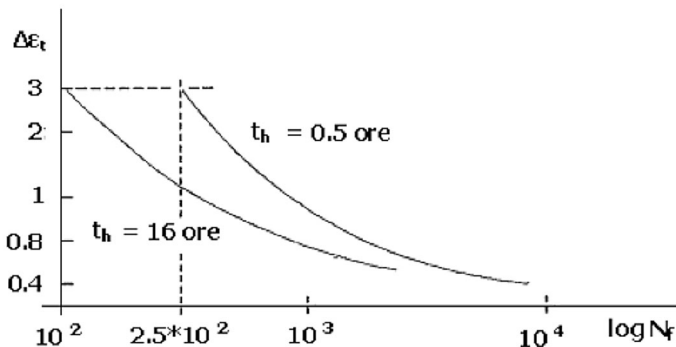
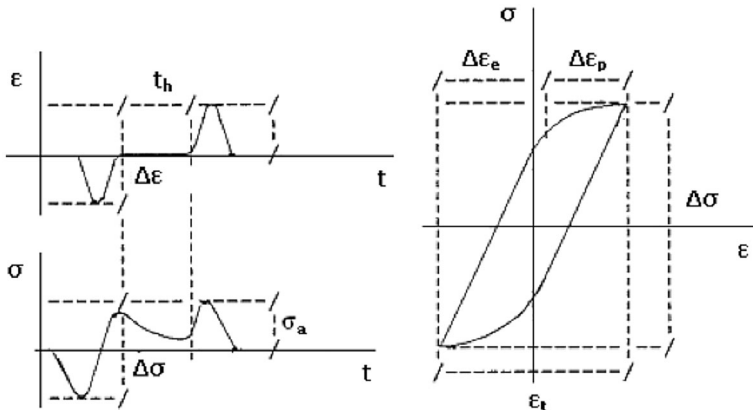
Verifiche sperimentali su alcune classi di acciai di più comune applicazione (quali ferritici al Cr-Mo-V, al Nichel e austenitici) a meno di determinate eccezioni, mostrano che l'aumentare della durata di intervalli con ϵ costante di trazione nel ciclo di deformazione imposta diminuisce la vita a fatica del provino, portando ad una predominanza del danno da scorrimento viscoso su quello di pura fatica. Questo effetto tende ad annullarsi con l'introduzione di intervalli di tempo con ϵ costante di compressione nel ciclo di deformazione imposta: all'aumentare della loro durata, la vita a fatica del provino aumenta e la curva $\Delta\epsilon - N_f$ si approssima a quella di pura fatica. Queste tendenze in genere si esaltano con l'aumento della temperatura di prova e con la diminuzione della duttilità di rottura del materiale.

In ogni caso, l'effetto degli intervalli di tempo con ϵ costante introdotti nel ciclo di deformazione che si impone sul provino in laboratorio va sempre valutato in relazione al tipo di deformazione che subisce il componente nelle reali condizioni di esercizio. Ciò perché al solito anche in regime d'interazione fatica a basso numero di cicli - scorrimento viscoso, l'uso di dati di laboratorio generati da prove condotte con cicli di deformazione diversi da quelli reali può portare a pericolose sovra stime della vita residua dei componenti.

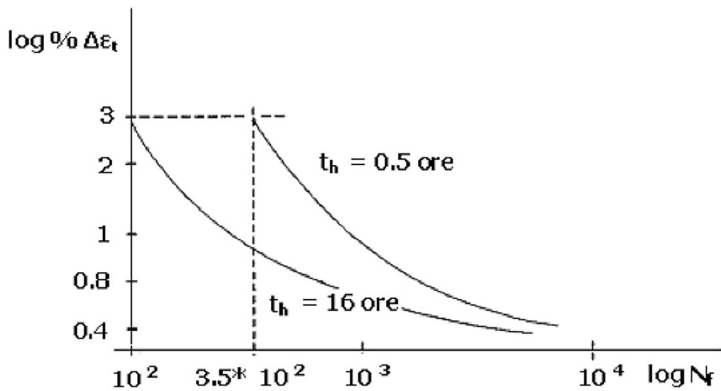
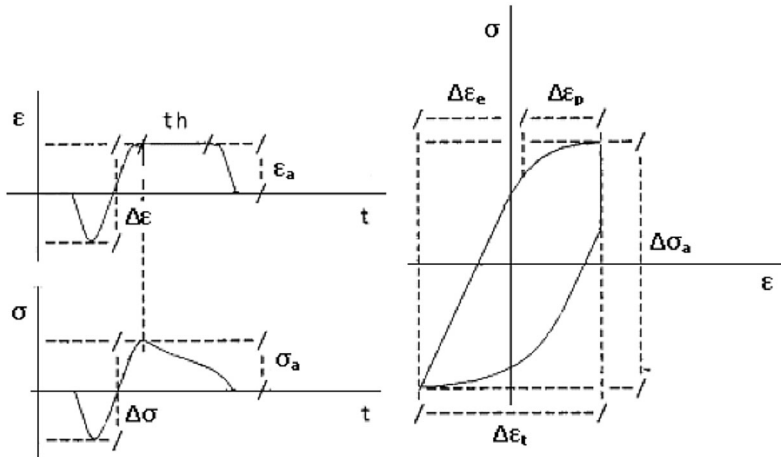
Ad esempio nella Figura 33 è riportato l'andamento delle curve $\% \Delta\epsilon_t - N_f$ per l'acciaio 1Cr-Mo-V di rotore ad alta pressione, ottenute dai dati di prove LCF a $T = 550$ °C condotte imponendo sul provino sia il ciclo di deformazione atteso durante l'esercizio sulla superficie del rotore (Figura 33 a) che quello utilizzato comunemente in laboratorio per questo tipo di prove (Figura 33 b).

Confrontando i due gruppi di curve (per semplicità ne sono riportate soltanto due per gruppo) si vede come l'effetto della durata t_h degli intervalli di tempo a ϵ costante introdotti nel ciclo di deformazione (diminuzione della vita a fatica agli alti valori di $\% \Delta\epsilon_t$) è alquanto inferiore nelle curve ottenute da prove con ciclo realistico rispetto a quelle ottenute da prove con ciclo di laboratorio. Così la stima di vita a fatica ricavata da prova condotta per esempio al 3% $\Delta\epsilon_t$ e $t_h = 1800$ sec (0.5 ore), sarebbe molto più elevata (350 cicli anziché 250) se il ciclo di deformazione imposta fosse del tipo b) invece che del tipo a).

Figura 33: Curve $\% \Delta\epsilon_t - N_f$ ottenute dai dati di prove LCF a $T = 550$ °C per l'acciaio 1Cr-Mo-V di rotore ad alta pressione



a) prova con ciclo di deformazione atteso in esercizio



b) prova con ciclo di deformazione sperimentale

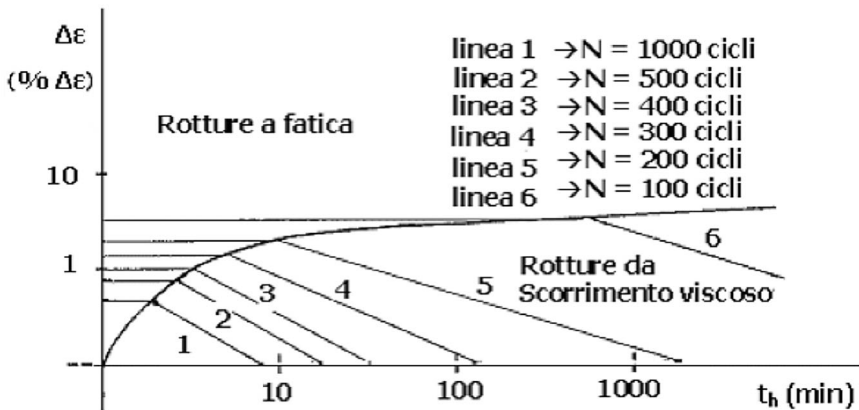
Fonte: Viswanathan R, 1989 [6], Reprinted with permission of ASM International. All rights reserved. www.asminternational.org; rielaborazione da parte dell'Autore.

Per concludere va ricordato come nella maggioranza dei casi di interazione fatica a basso numero di cicli - scorrimento viscoso, la frattura finale del materiale è di tipo o solamente trans-granulare o solamente intergranulare, risultando predominante rispettivamente il danno da fatica o da scorrimento viscoso. Fratture finali di tipo misto sono effettivamente osservabili solo in un ristretto intervallo di condizioni di esercizio o di prova, definite ad esempio da una coppia di valori per l'intervallo di deformazione imposta $\Delta\varepsilon$ e la durata di ciascun intervallo di tempo a ε costante t_h presente nel ciclo. Generalmente si tende ad eseguire le prove ad alti valori di $\Delta\varepsilon$ e corti t_h per ridurre i tempi di esecuzione, mentre in servizio i componenti sono sog-

getti a bassi $\Delta\varepsilon$ e lunghi t_h (basse frequenze di cicli di sollecitazione). Ciò comporta che nel primo caso il meccanismo di danno dominante sia da fatica, nel secondo da scorrimento viscoso.

Riportando la vita a fatica (numero di cicli a rottura N_f) di un dato materiale, ottenuta in prova alla temperatura di esercizio, in un piano $\Delta\varepsilon - t_h$, è possibile costruire una curva di rottura che definisca il limite tra le due regioni in cui dominano i due diversi fenomeni: solo le rotture che avvengono con valori di $\Delta\varepsilon$ e t_h nel suo intorno saranno di tipo misto. Un esempio di mappa dei meccanismi di frattura da interazione fatica a basso numero di cicli - scorrimento viscoso ottenuta per l'acciaio 1Cr-Mo-V a 565 °C è mostrato in Figura 34. Le linee che danno la vita del materiale stimata per ogni condizione di esercizio (definita da una coppia di valori per t_h e $\Delta\varepsilon$) si discostano di poco dai valori ottenuti in prova.

Figura 34: Mappa dei meccanismi di frattura da interazione fatica a basso numero di cicli - scorrimento viscoso ottenuta per l'acciaio 1Cr-Mo-V a 565 °C



Fonte: Viswanathan R, 1989 [6], Reprinted with permission of ASM International. All rights reserved. www.asminternational.org; rielaborazione da parte dell'Autore.

4. Fatica a basso numero di cicli associata ad un ciclo di temperatura (fatica termica)

Nella maggioranza dei fenomeni causati da fatica a basso numero di cicli nei componenti in esercizio ad alta temperatura, sono coinvolti, contemporaneamente ai carichi meccanici, anche carichi di tipo termico. Il materiale è cioè sottoposto simultaneamente ad un ciclo di temperatura e ad un ciclo di sollecitazione: tutto il meccanismo di danno è definito complessivamente come fatica termica. In queste condizioni, l'analisi del danno da fatica diventando complessa richiede delle ipotesi semplificative: la prima e più importante è stata finora quella di assimilare la fatica termica alla fatica a basso numero di cicli isoterma alla massima temperatura del ciclo termico. Recentemente però, potendo disporre di avanzati metodi di calcolo (agli elementi finiti) per analizzare i cicli termici, e di sistemi servo-idraulici per condurre prove cosiddette di fatica termo-meccanica (*Thermomechanical Fatigue*, TMF), molti studi hanno potuto mostrare che, a parità di intervallo di deformazione imposta, in molti casi, prove TMF producono un danno superiore a quello delle prove LCF.

Fisicamente la fatica termica è l'effetto di cicli di temperatura su di un materiale al quale è impedita la libera espansione termica: si inducono, simultaneamente a quelli di deformazione, cicli di sollecitazione che possono produrre l'innescio e la propagazione di cricche. La rottura avviene in genere entro i 10^4 cicli con apprezzabile deformazione plastica, per cui la fatica termica può essere vista come una forma di fatica a basso numero di cicli. Condizione essenziale affinché ci sia danno da fatica termica è la presenza di vincoli esterni e/o interni alla libera espansione/contrazione del materiale.

I vincoli interni sono generalmente quelli che possono prodursi durante il servizio ad alta temperatura dei componenti quali:

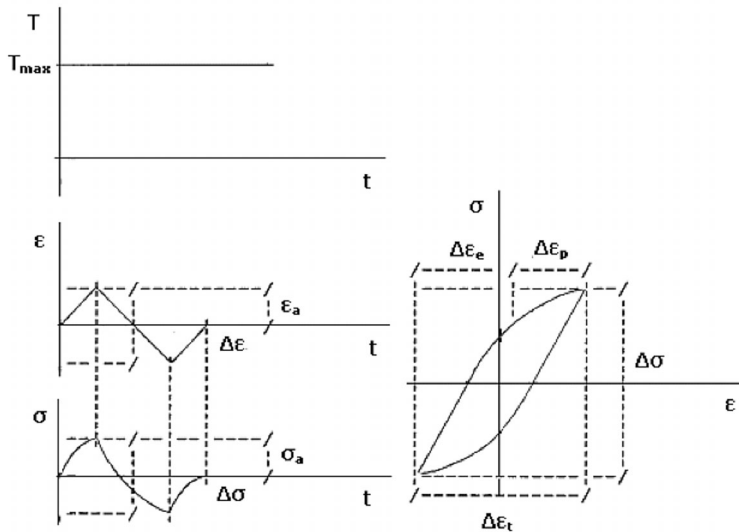
- parti adiacenti di materiale a differente temperatura (superficie esterna/massa del rotore),
- parti adiacenti di materiale differente (saldature dissimili sui tubi delle caldaie, rivestimento in acciaio inossidabile di apparecchi a pressione costruiti in acciaio ferritico).

I vincoli esterni invece sono quelli ai quali si ricorre in laboratorio per condurre su campioni di materiale le succitate prove di fatica termo-meccanica e che simulano quelli interni agenti sul componente nelle reali condizioni di esercizio. In tali prove le estremità del provino, a forma tubolare o a clessidra (*tubular or hour-glass shape*), vengono bloccate mediante morsetti e la sezione di misura viene riscaldata uniformemente.

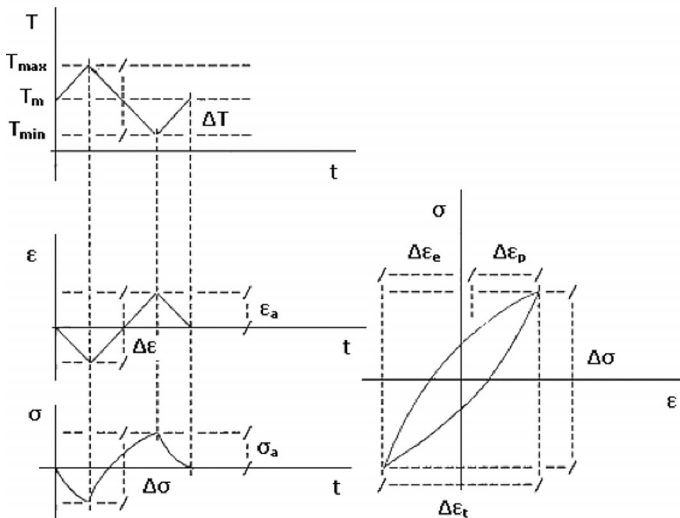
La temperatura è fatta variare ciclicamente tra un massimo e un minimo mentre la deformazione e la sollecitazione associata possono variare ciclicamente in modo indipendente. Generalmente si fa corrispondere al massimo di temperatura o il massimo di compressione o il massimo di trazione della sollecitazione ottenendo così i due tipi di prove TMF normalmente in uso per simulare in laboratorio la fatica termica: cicli termi-

ci in opposizione di fase e in fase con i cicli di sollecitazione (*Out of Phase - OP* and *In Phase - IP cycles*). Esempi di tipici cicli usati in prove LCF - isoterma, TMF - OP e TMF - IP, sono riportati rispettivamente nella Figura 35 a), 35 b) e 35 c).

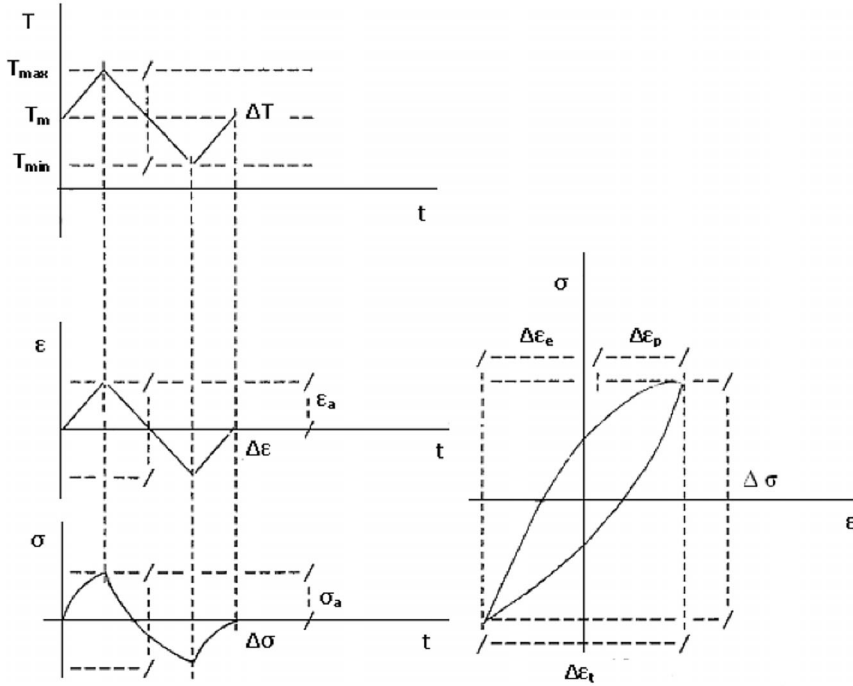
Figura 35: Esempi di cicli usati in prove LCF - isoterma, TMF - OP e TMF - IP



a) Cicli di prova LCF - isoterma



b) Cicli di prova TMF - OP



c) Cicli di prova TMF - IP

Fonte: Viswanathan R, 1989 [6], Reprinted with permission of ASM International. All rights reserved. www.asminternational.org; rielaborazione da parte dell'Autore.

Le prove TMF sono caratterizzate da una agevole lettura dei dati e relativa semplicità di esecuzione. Esiste anche un'altra tecnica di condurre prove di fatica termica che prevede l'uso di provini a forma di cuneo o di disco con la superficie esterna vincolata mediante applicazione di nastro di rigidità nota (*wedge-shape* o *tapered disk*). I provini vengono immersi alternativamente in fluidi a diversa temperatura, ma i risultati ottenibili sono solo di tipo qualitativo essendo impossibili misure dirette. Questo tipo di prove è definito di fatica termosollecitata (*Thermal-Stress Fatigue, TSF*).

**Analisi e determinazione della vita residua
di attrezzature in pressione**

Sezione III
**Metodi di analisi della vita
residua**

Introduzione

Le cause di rottura dei componenti che operano a temperature elevate possono essere essenzialmente di tre tipi [9]:

- eccessiva deformazione del materiale dovuta allo scorrimento viscoso (deformazione inelastica a carico costante e a temperatura maggiore del 40% di quella di fusione),
- collasso strutturale (scoppio) sotto l'azione della pressione,
- formazione di cricche nel materiale.

Le cause di rottura imputabili a fenomeni di degrado ad alta temperatura degli acciai sono chiaramente solo quelle del primo e terzo tipo. L'analisi dei meccanismi alla base dei suddetti fenomeni ha permesso di affinare le tecniche di classificazione e quantificazione del danno prodotto nel materiale. Attraverso queste è possibile quindi ricavare previsioni più affidabili di vita residua.

La rottura per cricche viene in genere vista come un meccanismo consistente in una successione di tre stadi: l'innesco della cricca, la sua propagazione fino ad una dimensione critica e la conseguente rottura del componente. Questa può avvenire sia alle normali temperature di esercizio per rottura totale (catastrofica) o parziale (perdita della capacità di contenere fluidi), che a temperature più basse per frattura fragile (rapida), tipicamente durante i transitori di accensione/spengimento (*start-up/shutdown transients*), (Sezione II, Capitolo 3).

La valutazione consiste quindi nel misurare la quantità di danno diffuso o localizzato eventualmente presente nel materiale prima dell'innesco della cricca, la velocità di crescita della cricca e la sua dimensione critica che conduce il componente rapidamente a rottura finale. Quest'ultima, in presenza di fenomeni infragilenti rimane strettamente legata alla resistenza alla frattura e cioè alla tenacità assunta dal materiale durante il servizio.

Per quel che riguarda le rotture del primo tipo, le aree tecnologiche dove si sono avuti i maggiori sviluppi sono le seguenti:

- metodo della somma di frazione di vita (per elaborare i dati di laboratorio ottenuti da prove di scorrimento viscoso su campioni di materiale prelevato dal componente),
- metodo del modello di cavitazione da scorrimento viscoso (per elaborare i dati ottenuti da esami metallografici condotti direttamente sul componente),
- metodo della misura dello spessore di ossido (che elabora dati ottenuti da esami non distruttivi condotti direttamente sul componente).

Riguardo alle cause di rottura del terzo tipo, invece importanti miglioramenti si sono ottenuti nell'applicazione delle seguenti tecnologie:

- metodo analitico del modello di crescita di cricche ad alta temperatura,
- metodo della misura della tenacità (che elabora dati ottenuti da esami non distruttivi condotti direttamente sul componente o su campioni di materiale prelevato da esso).

Si ricorda come quello basato sul modello di crescita di cricche ad alta temperatura appartenga al gruppo di metodi di analisi della vita residua basati sui dati di esercizio (nominali, cioè di progetto, senza necessità di misure dirette, oppure rilevati mediante monitoraggio del componente sull'impianto in funzione) e sull'uso di opportuni modelli analitici [7].

Tutti gli altri sono invece tra quelli che si basano sul contatto diretto con l'impianto fermo (effettuabile nel caso di soste programmate) e che in genere offrono un quadro più realistico dello stato del materiale effettivamente in esercizio. Nei due successivi capitoli verranno presentati, classificati secondo i gruppi suddetti, i metodi oggetto di maggiore sviluppo tecnologico.

1. Metodi basati sull'uso di dati di esercizio da introdurre in modelli analitici che non richiedono il contatto diretto con l'impianto (soste programmate)

1.1 Metodo della somma di frazione di vita in forma generale per lo scorrimento viscoso

Nella forma con la quale sarà presentata nel seguito (Sezione III, Paragrafo 1.7), la somma di frazione di vita, insieme alla rappresentazione in forma parametrica carico - tempo - temperatura e all'extrapolazione dalla curva iso-stress, costituisce uno dei tre metodi con i quali i dati ricavati dalle prove di durata a scorrimento viscoso vengono elaborati per poter essere usati nel calcolo della vita residua del componente. Nella sua forma più generale invece, essa rappresenta il modo in cui le misure di pressione e di temperatura registrate durante il funzionamento dell'impianto vengono utilizzati per definire gli intervalli di tempo rispetto ai quali calcolare una somma frazionale di vita già consumata dall'impianto; la vita residua sarà calcolata come complemento all'unità. Così applicata, questa regola costituisce chiaramente un metodo basato sui soli dati di esercizio.

È importante notare che la distinzione dei metodi nei due gruppi sopra citati non è sempre così netta: in questo caso ad esempio il metodo può far uso sia di valori misurati in tempo reale durante il funzionamento che tramite rilievi (o prelievi di materiale) a impianto fermo. Un altro caso è quello dell'applicazione del modello di crescita di cricche a componenti di grosso spessore: il valore iniziale da utilizzare nel calcolo del tempo speso da una cricca macroscopica per propagare può essere fornito sia da misure in tempo reale a impianto in funzione (ad es. con la tecnica del *Potential Drop*) che dai controlli non distruttivi a impianto fermo.

Il metodo suddetto (*Life Fraction Rule*, LFR) si basa sull'ipotesi di Robinson che alla

rottura per scorrimento viscoso, l'indice di danno cumulativo, cioè la somma delle frazioni di vita spese in diverse condizioni di sollecitazione e temperatura, assuma il valore 1 [9]:

$$t_i/t_{ri} = 1$$

dove:

t_i = tempo speso in esercizio alla condizione di sollecitazione σ_i e temperatura T_i ,

t_{ri} = tempo di rottura atteso in esercizio a fine vita alle stesse condizioni.

La regola di Robinson è ritenuta valida per variazioni di temperatura ma non di sollecitazione, ed è quindi diventata la base dell'uso di prove a rottura accelerate in temperatura nella stima della vita residua dei componenti soggetti a scorrimento viscoso. In laboratorio è relativamente agevole la valutazione del danno da scorrimento viscoso in prove condotte a valori costanti di sollecitazione σ e temperatura T [6].

I componenti però raramente operano in condizioni simili, in quanto la presenza dei transitori di accensione/spengimento, riduzione di potenza, gradienti termici, etc. fanno variare nel corso dell'esercizio sia σ che T . Da qui l'esigenza di metodi mediante i quali valutare il danno cumulativo per condizioni operative che cambiano nel tempo. Con la regola di Robinson è stata elaborata anche quella della somma di frazione di deformazione ed altre che sono combinazione delle due; la prima rimane la più comunemente usata anche perché manca una dimostrazione di quale offra una superiore affidabilità rispetto alle altre.

Conducendo prove di durata a scorrimento viscoso (fino a 20.000 ore su sei diversi acciai) a temperatura variabile si è riscontrata una buona corrispondenza tra i tempi di rottura attuali (registrati sperimentalmente) e quelli calcolati con la regola di Robinson; quest'ultimi risultano invece mediamente più alti di quelli attuali se le prove vengono eseguite a sollecitazione variabile.

Un'altra serie di prove su acciaio 1Cr-1/2Mo ha dimostrato inoltre che la retta $\log t_r - T$ ricavata facendo variare la temperatura trasla parallelamente quando si passa dal materiale esercito a quello vergine; la retta $\log t_r - \sigma$ ricavata facendo variare invece la sollecitazione, trasla riducendo la propria pendenza, indicando che la regola di Robinson in questo caso non è rispettata.

Un ulteriore studio su diversi acciai (Cr-Mo-V a 538 °C, 1Cr-1/2Mo a 525 °C, ferritici e martensitici), (Sezione III, Paragrafo 4.1 e Paragrafo 4.4), ha dimostrato infine che l'indice cumulativo di danno alla rottura da scorrimento viscoso $\sum t_i/t_{ri}$ risulta minore di 1 quando la sollecitazione dopo l'esposizione allo scorrimento viscoso è maggiore di quella iniziale, maggiore di 1 nel caso contrario.

Alla luce di tutti questi risultati, è quindi apparso chiaro che la regola di Robinson non è applicabile a dati ricavati da prove di durata a scorrimento viscoso in condizioni di sollecitazione variabile: se condotte su materiale vergine, fornirà valori di vita residua sovrastimati. Su materiale esercito, valori sottostimati (conservativi).

Previsioni di vita ragionevolmente accurate sono ottenibili solo se questa regola è applicata su dati ricavati da prove che simulano condizioni di esercizio a tempera-

tura fluttuante nel tempo, accelerate quindi in temperatura. Un importante limite all'applicabilità della somma di frazione di vita nella sua forma generale è rappresentata dalla necessità di conoscere le curve di resistenza del materiale vergine da cui ricavare i tempi di rottura relativi ad ogni condizione operativa di temperatura e di sollecitazione.

I possibili effetti della duttilità del materiale sull'applicabilità della regola di Robinson andrebbero ancora indagati [9]. Importanti risultati al riguardo sono stati ottenuti da un progetto recentemente portato a termine presso i laboratori ERA Technology Ltd., Leatherhead, Surrey (UK). Da essi è emerso che la validità della regola di Robinson, anche se applicata a dati ricavati da prove accelerate in temperatura, può risultare dipendente dalla duttilità alle alte temperature del materiale.

Le indagini furono eseguite confrontando il comportamento delle fasi microstrutturali con bassa e alta duttilità di uno stesso tipo di acciaio quando sottoposte a prove accelerate di scorrimento viscoso a rottura. Il materiale di prova era l'acciaio del tipo 0.5Cr-0.5Mo-0.25V nelle due condizioni microstrutturali seguenti:

- acciaio "MG" per tubi con 15% di allungamento percentuale (alta duttilità), predominanza della fase ferritica (Sezione III, Paragrafo 4.1),
- acciaio "FW" per parti esterne di turbine con 3.5% di allungamento percentuale (bassa duttilità), predominanza della fase bainitica (Sezione III, Paragrafo 4.4).

I campioni di materiale vergine vennero preliminarmente danneggiati in laboratorio sottoponendoli a prove di durata a scorrimento viscoso ognuna delle quali era interrotta dopo un periodo di tempo corrispondente ad una frazione di vita spesa compresa tra 0.25 e 0.8 (*initial damage tests*). Ogni prova venne quindi ripetuta a varie temperature (relativamente basse) comprese tra 550 °C e 570 °C. Successivamente ognuna di queste temperature venne elevata e le prove così accelerate vennero proseguite fino alla rottura (*accelerated tests*) per calcolare le frazioni di vita residua relative ad ogni temperatura considerata.

Le frazioni di vita residua relative alle temperature delle prove interrotte, vennero estrapolate. La somma delle frazioni di vita spese nelle prove interrotte e di quelle residue ricavate dalle prove accelerate corrispondenti, forniva l'indice di danno alla rottura, cioè la frazione totale di vita spesa fino alla rottura per scorrimento viscoso.

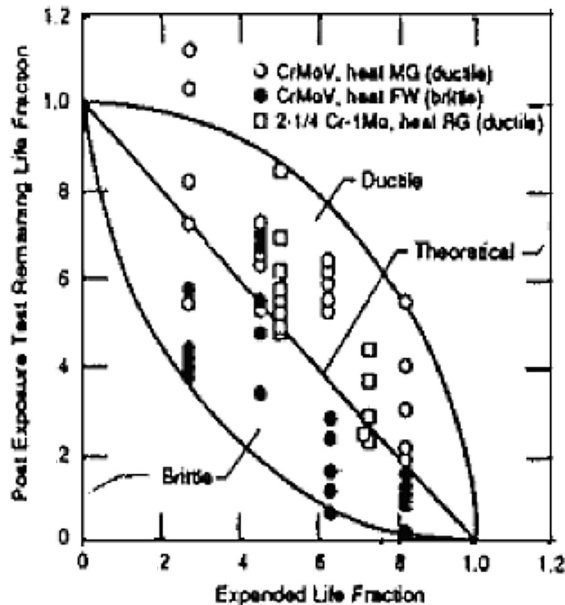
Per tutte le temperature di prova le frazioni totali di vita spesa ottenute con il materiale in fase duttile risultarono alla rottura sempre maggiori dell'unità (minori dell'unità con materiale in fase fragile). Così pure le frazioni di vita residua estrapolate alla temperatura di esecuzione delle prove interrotte risultarono sempre maggiori di quelle previste dalle curve di resistenza se il materiale era in fase duttile (minori se il materiale era in fase fragile).

La diversità di comportamento tra le due fasi si suppone determinata dal differente meccanismo di danno agente nello stadio iniziale dello scorrimento viscoso, in un acciaio duttile ed in uno fragile. Nel primo, il danno di tipo metallurgico che si produce all'inizio, dà luogo a variazioni microstrutturali che con la successiva accelera-

zione della temperatura possono migliorare la resistenza allo scorrimento viscoso. Nel secondo, il danno di tipo meccanico che si produce all'inizio, dà luogo ad estese cavità che, con la successiva accelerazione della temperatura, possono produrre coalescenze e far anticipare così la rottura da scorrimento viscoso.

Nella Figura 36 sono riportate le tracce dei punti (*data point plots*) rappresentativi dei valori delle frazioni di vita spesa nelle prove interrotte (*expended life fractions - (t/t) virgin material under service conditions*) contro i valori delle frazioni di vita residua misurate nelle corrispondenti prove accelerate (*remaining life fractions - (t/t) post exposure material under test conditions*), ad una data temperatura e per le due diverse fasi strutturali dell'acciaio considerato.

Figura 36: Tracce dei punti rappresentativi delle frazioni di vita spesa nelle prove interrotte contro le frazioni di vita residua misurate nelle corrispondenti prove accelerate



Fonte: Viswanathan R, 1995 [9], courtesy of EMAS Publishing.

Le tracce relative alla fase duttile (*Ductile*) cadono quasi tutte al di sopra dell'andamento lineare teorico (*Theoretical*, corrispondente a rotture che avvengono sempre per valori dell'indice cumulativo di danno uguali a 1); quelle relative alla fase fragile (*Brittle*) cadono quasi tutte al di sotto. Allora nell'applicare la regola di Robinson, potrà adottarsi un valore dell'indice di danno alla rottura pari a 1 con una rappresentazione grafica lineare, solo per una stima conservativa della vita residua di un materiale duttile. Per una stima conservativa della vita residua di un materiale fragile dovrà invece adottarsi un valore dell'indice di danno alla rottura minore di 1, con una rappresentazione grafica del tipo della curva involuppo che contiene tutte le tracce delle fasi fragili indagate di Figura 36.

1.2 Metodo della sovrapposizione lineare del danno da fatica a basso numero di cicli e da scorrimento viscoso

Tra i vari metodi elaborati per stimare il danno da interazione fatica a basso numero di cicli - scorrimento viscoso il più comune è quello basato sulla sovrapposizione lineare del danno da pura fatica e da scorrimento viscoso [6]. Analiticamente, viene espresso attraverso la regola di Miner e Robinson della combinazione lineare delle frazioni di vita spese a fatica e di quelle spese a scorrimento viscoso, che può scriversi come:

$$N/N_f + t/t_r = D$$

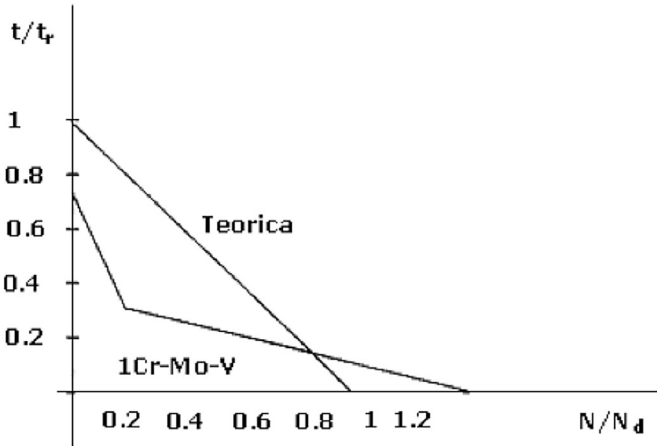
dove:

- N, N_f = numero di cicli e numero di cicli a rottura (vita a fatica) ad un determinato intervallo di deformazione imposto durante l'esercizio,
- N/N_f = frazione di vita spesa a pura fatica,
- t, t_r = tempo di esercizio e tempo di rottura ad una determinata sollecitazione. L'intero periodo di rilassamento delle tensioni è diviso in blocchi di tempo in ognuno dei quali prevale una sollecitazione media per la quale va calcolato il rapporto t/t_r ,
- t/t_r = frazione di vita spesa a scorrimento viscoso,
- D = indice di danno cumulativo. Quando D assume il valore 1, il danno da interazione fatica a basso numero di cicli - scorrimento viscoso produce la rottura.

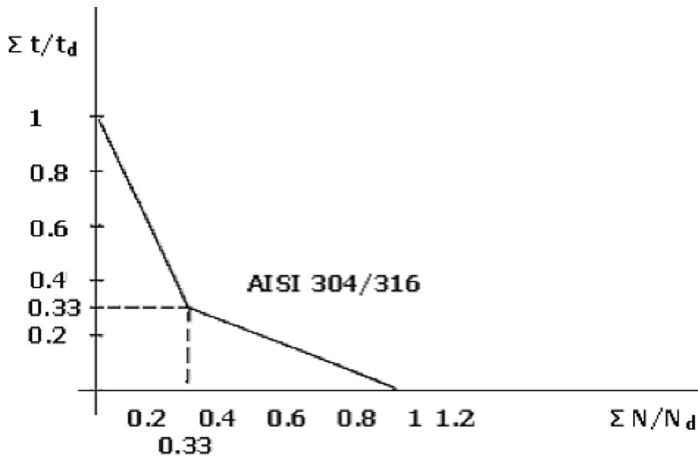
Così come formulato, il metodo costituisce la base della procedura per il progetto degli apparecchi a pressione in regime di interazione fatica a basso numero di cicli - scorrimento viscoso suggerita dall'ASME, Ente di Certificazione Americano per la costruzione degli apparecchi a pressione, nel "Code Case N-47, Section III" del "Boiler and Pressure Vessel Code".

In realtà si è osservato come per le classi di acciai più comuni (ferritici al Mo-Cr-V, austenitici 304 e 316), la rottura per interazione fatica a basso numero di cicli - scorrimento viscoso avviene per valori di D sia al di sopra che al di sotto dell'unità. La rappresentazione grafica di esso alla rottura non segue quella teorica lineare, piuttosto un andamento bilineare come osservato ad esempio per l'acciaio 1Cr-Mo-V di rotore a 540 °C e riportato in Figura 37 a).

Figura 37: Rappresentazione grafica della rottura per interazione fatica a basso numero di cicli - scorrimento viscoso



a) Andamento teorico lineare e osservato bilineare per l'acciaio 1Cr Mo V di rotore a 540°



b) Curva involuppo bilineare osservata per gli acciai 304 e 316 e adottata da ASME per il progetto

Fonte: Viswanathan R, 1989 [6], Reprinted with permission of ASM International. All rights reserved. www.asmeinternational.org; rielaborazione da parte dell'Autore.

L'ASME adotta per il progetto, come curva involuppo dell'indice di danno cumulativo alla rottura, quella bilineare seguita dagli acciai 304 e 316 di Figura 37 b) ottenuta applicando un fattore di sicurezza sia a N_f che a t_r , che vengono così convertiti negli ammissibili di progetto N_d e t_d . Nonostante presenti molte limitazioni quali l'indeterminatezza

del valore alla rottura di D e l'errore che si commette nel calcolare t : attraverso curve di resistenza ottenute da prove di durata a scorrimento viscoso su materiale vergine (che non tengono conto di fenomeni quali l'intenerimento da deformazione dovuto all'effetto della fatica a basso numero di cicli), l'uso di questo metodo rimane molto diffuso per la maggiore semplicità rispetto a tutti gli altri.

1.3 Metodo non lineare di valutazione del danno da interazione fatica a basso numero di cicli - scorrimento viscoso

In generale il progetto dei componenti soggetti ad interazione fatica a basso numero di cicli - scorrimento viscoso è volto a prevenire l'insorgere di cricche, definito convenzionalmente come presenza nel materiale di cricche che possono essere individuate visivamente, all'incirca cioè di 1 mm. Nelle modeste quantità di materiale generalmente utilizzate in prova, l'insorgere di cricche (*crack initiation*) anticipa quasi sempre di poco la rottura (*failure*): il tempo che intercorre tra i due eventi è solitamente una piccola porzione della vita totale (*total life*) del provino. Quindi si può affermare che la durata fino alla rottura (*failure endurance*) di un piccolo provino corrisponde alla durata fino all'insorgere di cricche (*endurance at crack initiation*) di un grande componente.

Un metodo di laboratorio di valutazione del danno da interazione fatica a basso numero di cicli-scorrimento viscoso è stato elaborato di recente in Giappone [5]. I dati di prova sono utilizzati in un modello analitico di accumulazione non lineare del danno (*Non-Linear Damage Accumulation*, NLDA) basato sui meccanismi che governano la deformazione tempo dipendente da scorrimento viscoso. Il modello fornisce l'espressione della velocità di danno attraverso le seguenti equazioni:

$$\frac{dD_f}{dN} = A^{-1} * [1 + N * (\alpha_{dc} * D_{dc} + \alpha_{gb} * D_{gb})] * \Delta \epsilon_{in}^{-m}$$

$$\frac{dD_{dc}}{dt} = \frac{\dot{\epsilon}_{dc}}{\epsilon_{nf}} ; \quad \frac{dD_{gb}}{dt} = \frac{\dot{\epsilon}_{gb}}{\epsilon_{nr}}$$

dove:

- D_f, D_{dc}, D_{gb} = danni, cioè frazioni di vita spesa, rispettivamente da interazione fatica a basso numero di cicli - scorrimento viscoso, da scorrimento viscoso nella matrice (moto delle dislocazioni) e da scorrimento viscoso a bordo grano (diffusione cavitazionale),
- $\dot{\epsilon}_{dc}, \dot{\epsilon}_{gb}$ = velocità di deformazione corrispondenti rispettivamente al danno da scorrimento viscoso nella matrice e a quella a bordo grano,
- $\epsilon_{nf}, \epsilon_{nr}$ = duttilità di rottura corrispondenti rispettivamente al danno da scorrimento viscoso nella matrice e a quello a bordo grano,

- α_{dc} , α_{gb} = coefficienti di danno registrati in prova rispettivamente in regime dominato dal moto delle dislocazioni e dalla diffusione di vacanze a bordo grano,
- $\Delta \epsilon_{in}$ = intervallo di deformazione inelastico registrato in prova,
- A , m = costanti caratteristiche del materiale.

La previsione di vita è data dalla seguente espressione del numero di cicli a rottura N_f da interazione fatica a basso numero di cicli - scorrimento viscoso ottenuta integrando le equazioni precedenti:

$$N_f = \{-1 + [1 + 2 * (\alpha_{dc} * D_{dc} + \alpha_{gb} * D_{gb}) * A * \Delta \epsilon_{in}^m]^{1/2}\} * (\alpha_{dc} * D_{dc} + \alpha_{gb} * D_{gb})$$

La verifica sperimentale del modello è stata eseguita confrontandone i risultati con quelli ottenuti in prove d'interazione fatica a basso numero di cicli - scorrimento viscoso condotte su tre tipi di materiale allo stato vergine:

- acciaio forgiato Cr-Mo-V (CMV),
- acciaio forgiato 12Cr modificato (12CR),
- acciaio 2.25Cr-Mo (STPA),

e con le tre seguenti modalità:

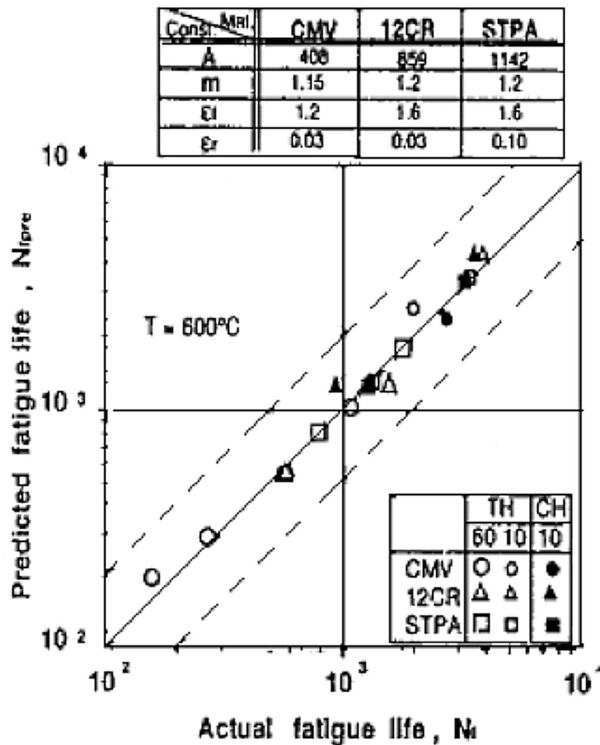
- imponendo sui provini un ciclo di deformazione con forma d'onda triangolare alla temperatura di 600 °C (PP),
- introducendo nel ciclo di tipo PP intervalli di tempo a ϵ costante (*hold times*) di trazione della durata massima di 60 min (*Tension Hold*, TH),
- introducendo nel ciclo di tipo PP intervalli di tempo a ϵ costante (*hold times*) di compressione della durata massima di 60 min (*Compression Hold*, CH).

Nell'applicazione del modello, la velocità di deformazione $\dot{\epsilon}_{tr}$ è quella corrispondente alla fase di transizione tra il regime dominato dal moto delle dislocazioni, in cui vi è danno nella matrice, e quello dominato dalla diffusione di vacanze a bordo grano, in cui vi è danno da cavitazione (Sezione I, Paragrafo 2.3). Il valore di $\dot{\epsilon}_{tr}$ stimato attraverso la mappa di deformazione per l'acciaio CMV a 600 °C (Sezione I, Paragrafo 1.3) risulta pari a 10^{-7} (1/sec), ritenuto valido anche per gli altri due acciai considerati, 12CR e STPA. Anche il valore assunto per i coefficienti $\alpha_{dc} = 0.38$ e $\alpha_{gb} = 2.0$ fu trovato applicabile a tutti e tre i tipi di acciaio, nonostante la differenza di caratteristiche meccaniche e microstrutturali. Ciò implicava, a parità di meccanismo di danno da scorrimento viscoso, un uguale accelerazione di danno per tutte le leghe ferritiche.

La Figura 38 riporta i valori di N_f calcolati con il modello analitico a confronto con quelli ottenuti in prove di tipo T e CH condotte rispettivamente con $t_h = 60$ min, 10 min e $t_h = 10$ min rispettivamente e sui tre tipi di materiale CMV, 12CR e STPA. Da essa risulta una corrispondenza dei valori a meno di un fattore due, dimostrando una

buona accuratezza del metodo. In Figura sono riportati anche tutti i valori delle costanti utilizzate nell'equazione di calcolo della vita a rottura.

Figura 38: Valori di N_f calcolati con il modello analitico a confronto con quelli ottenuti in prove di tipo TH e CH su materiale CMV, 12CR e STPA



Fonte: Nitta A, Ogata A, 1995 [5], courtesy of EMAS Publishing.

Il vantaggio offerto dal metodo NLDA rispetto alla sovrapposizione lineare, è che la valutazione del danno da scorrimento viscoso è basata sulla deformazione anziché sulla sollecitazione. Ciò comporta una minima influenza sul risultato dell'errore che inevitabilmente si commette nel calcolo dei valori iniziali della tensione nel processo di rilassamento. Questo diventa invece significativo quando si valuta il danno da scorrimento viscoso con la regola della combinazione lineare, dove le frazioni di vita spese a scorrimento viscoso si calcolano basandosi su dati di rottura e valori di sollecitazione.

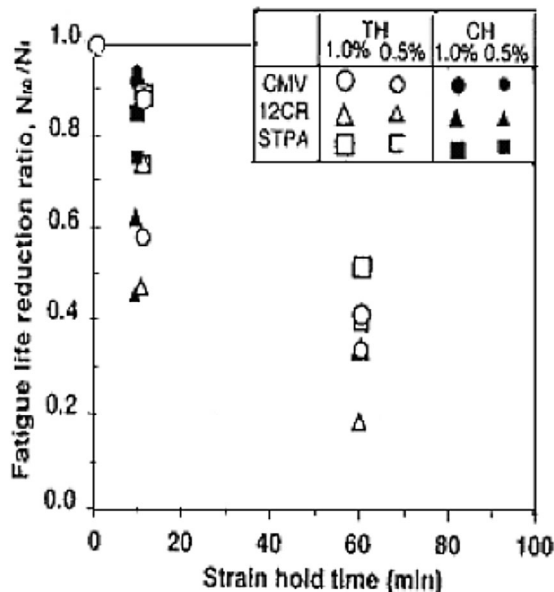
I risultati ottenuti con il metodo NLDA sono stati anche confermati da prove di interazione fatica a basso numero di cicli - scorrimento viscoso condotte utilizzando cicli di carico simili a quelli agenti su componenti di impianti a combustibile fossile in servizio in Giappone. Quelli ottenuti con la regola della sovrapposizione lineare del danno si sono invece dimostrati non conservativi.

1.4 Dipendenza dei risultati delle prove di interazione fatica a basso numero di cicli - scorrimento viscoso dai meccanismi di controllo della deformazione

Tutti i materiali utilizzati nelle prove su citate mostrarono, con diverso grado, un intenerimento da deformazione ciclica (*strain softening*), cioè una diminuzione con il numero di cicli N , prima della saturazione, dell'intervallo di sollecitazione $\Delta\sigma$ associata al ciclo di deformazione (Sezione II, Capitolo 2). La minima sollecitazione di trazione associata alla deformazione imposta e il minimo grado di intenerimento furono esibiti dal materiale con struttura ferritica STPA; quello massimo, dal materiale con struttura martensitica 12CR.

Come già visto in precedenza (Sezione II, Capitolo 4) nella interazione fatica a basso numero di cicli - scorrimento viscoso, la predominanza di un fenomeno sull'altro dipende fra l'altro dalla frequenza f del ciclo di deformazione imposto in prova e dalla durata t_h degli intervalli di tempo a ϵ costante in esso presenti. In particolare, a parità di altre condizioni, al diminuire di quest'ultima, la prova tende a diventare di pura fatica; con l'aumento di essa invece, il danno da scorrimento viscoso assume importanza riducendo la vita totale del provino. La Figura 39 mostra l'influenza della durata degli intervalli di tempo a deformazione costante introdotti nel ciclo di fatica sulla vita a rottura registrata in prova.

Figura 39: Influenza della durata degli intervalli di tempo a deformazione costante introdotti nel ciclo di fatica sulla vita a rottura registrata in prova



Fonte: Nitta A, Ogata A, 1995 [5], courtesy of EMAS Publishing.

In funzione della durata dei suddetti intervalli di tempo, sono riportati i valori assunti dal rapporto tra la vita a fatica N_0 ottenuta nella prova con intervalli di tempo a deformazione costante e quella N_f ottenuta nella prova di pura fatica, N_0/N_f . Questo rapporto viene definito come rapporto di riduzione della vita a fatica (*fatigue life reduction ratio*). I risultati ottenuti con i tre tipi di materiale CMV, 12CR e STPA nelle prove di tipo TH e CH sopra descritte, condotte entrambe al 1% e al 0.5% di $\Delta\varepsilon$, mostrarono una riduzione della vita a rottura dello 0.9% ÷ 0.5% già per $t_h = 10$ min, che diventava dello 0.5% ÷ 0.2%, per $t_h = 60$ min. Nelle prove di tipo TH condotte con $t_h = 60$ min, si registrò una rottura di tipo intergranulare da scorrimento viscoso. L'osservazione al microscopio a scansione elettronica della sezione longitudinale dei provini confermò la presenza di cavità e microcricche a bordo grano.

Nelle prove di tipo TH condotte con $t_h = 10$ min e in quelle di tipo PP ($t_h = 0$ min), si registra una rottura di tipo trans-granulare da pura fatica. L'osservazione delle superfici di frattura indica chiari segni di striature. La vita a rottura registra invece tra i due tipi di prova una differenza che può essere spiegata come segue.

Come già detto, durante il processo di rilassamento delle tensioni in un intervallo di tempo a ε costante, il meccanismo di controllo della deformazione da scorrimento viscoso varia dal moto delle dislocazioni nella matrice alla diffusione di vacanze a bordo grano. In una prova di tipo TH condotta con $t_h = 10$ min, durante l'intero periodo di rilassamento delle tensioni, il meccanismo dominante rimane il moto delle dislocazioni. Il meccanismo d'innescò delle cricche da fatica a basso numero di cicli è una deformazione localizzata a bordo grano prodotta dal moto irreversibile delle dislocazioni. In generale quest'ultimo è esaltato dal moto delle dislocazioni che controlla la deformazione da scorrimento viscoso durante il rilassamento delle tensioni. Quindi il periodo d'innescò di una cricca in una prova di tipo TH con intervalli di tempo a ε costante è più breve rispetto a quello dell'innescò di una cricca in una prova di tipo PP di pura fatica.

In definitiva, in una prova di tipo TH condotta con $t_h = 10$ min, la velocità di propagazione della cricca è maggiore, per il maggiore spostamento dei fianchi (Sezione I, Paragrafo 3.1.2) dovuto al moto delle dislocazioni intorno al suo apice, rispetto a quello relativo a una prova di tipo PP. Pertanto, nonostante entrambe le prove mostrarono una rottura trans-granulare da pura fatica, la vita a rottura registrata nella prova di tipo TH con $t_h = 10$ min risultò minore di quella della prova di tipo PP. D'altra parte, se con $t_h = 10$ min, il danno da scorrimento viscoso è quello accumulato nella matrice per il moto delle dislocazioni con una rottura finale del provino trans-granulare da pura fatica, con $t_h = 60$ min si aggiunge anche il danno accumulato a bordo grano per diffusione di vacanze. La rottura finale è intergranulare da scorrimento viscoso con la conseguenza di un'ulteriore riduzione della vita a rottura.

Rimase quindi dimostrato che l'influenza degli intervalli di tempo a ε costante nei cicli di deformazione imposti in prova sulla vita a rottura del provino è legata ai meccanismi che controllano il danno da scorrimento viscoso durante il processo di rilassamento delle tensioni. Le prove di tipo CH, condotte con qualsiasi valore di t_h e per tutti i materiali considerati, mostrarono invece sempre una frattura di tipo trans-granulare da pura fatica.

1.5 Metodo del modello di crescita di cricche per lo scorrimento viscoso con sosta dell'impianto per il rilievo della dimensione iniziale della cricca

In generale la valutazione della vita residua di componenti in esercizio ad alta temperatura contenenti dei difetti si ottiene mediante codici di calcolo che elaborano i dati derivati sui materiali insieme ai valori operativi di pressione, temperatura, tempi di esercizio e geometria. I dati derivati sui materiali possono rappresentare o caratteristiche meccaniche quali la tenacità e la sua variazione dovuta all'infragilimento oppure grandezze indicative della dimensione dei difetti e della sua variazione nel tempo dovuta alla fatica, allo scorrimento viscoso o ad entrambi e della resistenza alla frattura. Nel primo caso i valori stimati si ottengono attraverso correlazioni empiriche con dati ottenuti da prove convenzionali mentre nel secondo caso mediante metodi di misura in genere più sofisticati [7].

Ad esempio prove di monitoraggio della crescita di cricca per fatica in regime LEFM vennero eseguite presso il Cise SpA di Segrate (MI) su campioni in miniatura a forma di disco con spessore $6 \div 9$ mm e diametro $10 \div 20$ mm con misure dirette e indirette dell'ampiezza della cricca [10]. I dati ottenuti sono risultati conservativi in quanto il campo di propagazione delle cricche è sempre inferiore a quello relativo a campioni non in scala. Sull'utilità in generale dell'impiego di campioni miniaturizzati si dirà più avanti (Sezione III, Paragrafo 1.7).

Misure indirette dell'ampiezza della cricca sono ottenibili attraverso tecniche di misura di resistenza elettrica. Ad esempio il Cise SpA disponeva di un sistema avanzato di misura della resistenza elettrica denominato *Reversing Current Electrical Potential Drop*. Però metodi come questo, basati sulla misura di grandezze quali densità, permeabilità magnetica o resistività elettrica non trovano, almeno per ora, direttamente applicazione ad analisi di vita residua su componenti. Di fatto rimangono ancora allo stato sperimentale in quanto, richiedendo un elevato grado di accuratezza nelle misure, non offrono sufficienti garanzie di affidabilità.

Invece prove di misura di J_{Ic} e di curve $R, J - a$ in regime EPFM hanno offerto risultati soddisfacenti anche se limitatamente a materiali con caratteristiche meccaniche adatte alla loro valutazione. Infine prove di resistenza alla frattura in regime LEFM attraverso la misura di K_{Ic} sono state condotte su campioni a forma di trave cilindrica pre-criccate in direzione circonferenziale (mediante carico ciclico rotativo) e sottoposte quindi a carico statico di trazione. In questo modo la misura di K_{Ic} rappresentava una stima affidabile (quantunque conservativa) di resistenza alla frattura molto vicina all'ipotesi limite di stato piano di deformazione (sempre che lo spessore del campione fosse sufficiente a garantire una distribuzione triassiale delle tensioni). La derivazione dei valori critici K_{Ic} e J_{Ic} , che definiscono il campo di frattura duttile per il materiale esposto in esercizio, può ottenersi oltre che per misura diretta su campioni in miniatura, da correlazioni empiriche con dati ottenuti da prove convenzionali di impatto o di trazione quali:

- FATT50 = (Fracture Appearance Transition Temperature) temperatura di transi-

- zione alla quale l'area di frattura intergranulare di clivaggio è il 50% dell'area originale (50% di frattura duttile) sotto l'"intaglio a V" di un provino di "tipo Charpy",
- altre temperature tipiche corrispondenti all'assorbimento di determinati valori di energia,
- caratteristiche meccaniche di trazione.

La permanenza ad elevata temperatura di acciai basso legati con elevata resistenza può determinare fenomeni di fragilità da rinvenimento (*temper embrittlement*) legati alla precipitazione di fasi infragilenti ai bordi grani [7]. In particolare il tempo di esposizione allo scorrimento viscoso degli acciai ferritici produce uno spostamento della FATT verso valori di temperatura più alti rispetto al materiale vergine. Misure della FATT su "campioni Charpy V" e (potendo disporre di maggiore quantità di materiale per i provini) misure di K e J vengono utilizzate per l'analisi di integrità dei componenti durante i transitori di esercizio. In tali fasi di funzionamento, le sollecitazioni meccaniche dovute ai gradienti termici possono aver luogo a temperature per le quali il materiale (infragilito dai suddetti fenomeni), presenta valori di tenacità più bassi di quelli previsti. Si trova cioè in "zona di *lower shelf*" della curva tenacità - temperatura (Sezione I, Paragrafo 3.1.2).

Le misure di tenacità, pur rimanendo una componente importante dell'analisi di vita residua, non costituiscono però da sole una tecnica di valutazione della vita spesa dal materiale a scorrimento viscoso. Rimane infatti ancora molto limitata la possibilità di correlare i dati di "prove di impatto Charpy V" su materiale esercito (misurando lo spostamento della FATT) con le frazioni di vita spese o, come già visto, con i valori di K_{Ic} e J_{Ic} .

Le tecniche di valutazione della vita residua qui in esame sono basate sull'uso di modelli matematici che descrivono la propagazione sottocritica di difetti macroscopici anche preesistenti. Le costanti di correlazione possono essere ricavate da prove effettuate su campioni di materiale vergine, ma la legge di crescita deve rappresentare le reali velocità delle cricche che si propagano entro componenti di materiale esercito e quindi già sede eventualmente di danno diffuso (*wide spread bulk damage*). Ciò per tutte quelle parti d'impianto di forte spessore e soggetti a transitori di lavoro durante l'esercizio ad alta temperatura che, come i tubi di vapore, sono sede di campi di sforzo e temperatura non uniformi (Sezione I, Capitolo 3).

In tutti gli altri casi invece, la parte più consistente della vita è spesa fino all'incubazione, attraverso un accumulo continuo di danno diffuso, di difetti macroscopici che, una volta innescati, conducono poi il componente rapidamente a rottura. Il danneggiamento e la frattura dei materiali in esercizio ad alta temperatura infatti, sono generalmente causati dalla nucleazione di micro cavità e dalla loro crescita e coalescenza fino a formare microcricche. Quest'ultime a loro volta propagano dando luogo a macrocricche.

I metodi di valutazione della vita residua sono allora quelli classici che utilizzano risultati di misure la cui esecuzione richiede contatto diretto con l'impianto fermo,

tipicamente durante una sosta per manutenzione: controlli non distruttivi, esami metallografici, prove meccaniche. Tra quest'ultime, le prove di scorrimento viscoso, associate a metodi di elaborazione dei dati dell'esercizio che non richiedono il contatto diretto con l'impianto durante una fermata, quali la rappresentazione parametrica o la somma di frazione di vita, sono le più comuni.

C'è da aggiungere che la presenza di difetti distribuiti all'interno del materiale non porta solo all'insorgere di cricche con conseguente frattura finale, ma induce anche un deterioramento delle proprietà meccaniche come l'elasticità, resistenza, stabilità e quindi una diminuzione della vita residua. Sebbene le conseguenze di tali difetti distribuiti siano gravi quanto quelli causati direttamente dalle macrocricche, solo recentemente si è dedicata l'attenzione allo studio di modelli matematici validi ad interpretare e prevedere la crescita di micro cavità e valutarne l'effetto sulle caratteristiche meccaniche dei materiali.

Si è andata così sviluppando una nuova branca della scienza dei materiali denominata "meccanica del danno del continuo". L'applicazione dei suoi criteri conduce ad una nuova metodologia per la previsione della vita residua. I fondamenti di questa disciplina sono riassumibili nei seguenti punti:

- descrizione dello stato di danneggiamento del materiale in termini di variabili meccaniche "di danno",
- formulazione di opportune equazioni che definiscono il danno (leggi evolutive) e di quelle che definiscono il comportamento del materiale che lo subisce (leggi costitutive),
- applicazione del modello matematico per risolvere casi reali definiti da determinate condizioni al contorno (carichi e spostamenti).

Un esempio di tali tecnologie è rappresentato dal "modello di Kochanov" con il quale è possibile introdurre una speciale variabile interna che definisce lo stato di danneggiamento localmente e ne registra il suo accumulo.

Il metodo di valutazione della vita residua nei casi oggetto di questo paragrafo fa affidamento invece ai concetti della meccanica della frattura per analizzare la crescita di una macrocricca presente nel componente: la previsione di vita residua è calcolata come tempo speso nella sua propagazione. Il valore iniziale di lunghezza della cricca da utilizzare nel calcolo può essere fornito dai controlli non distruttivi a impianto fermo o da misure in tempo reale a impianto in funzione (per esempio con la tecnica del *Potential Drop* menzionata in precedenza).

Recentemente si è andato affermando anche l'uso di programmi di calcolo che richiedono come dati d'ingresso la geometria del componente e la variazione nel tempo delle condizioni di esercizio, calcolano (mediante metodo agli elementi finiti) le distribuzioni di temperatura e di sforzo e quindi eseguono un'analisi di meccanica della frattura sulla base della crescita di cricche in ciascun fenomeno di degrado.

1.6 Uso dei modelli analitici di crescita di cricche ad alta temperatura da scorrimento viscoso e da interazione fatica a basso numero di cicli - scorrimento viscoso

Come già detto, la vita dei componenti eserciti ad alta temperatura, di forte spessore e sottoposti a gradienti di sforzo e temperatura, è spesa soprattutto nella propagazione di cricche originatesi o per danno diffuso da scorrimento viscoso o in corrispondenza di concentrazioni della sollecitazione o ancora in corrispondenza di difetti preesistenti. Negli ultimi decenni, i maggiori affinamenti relativi a quest'area tecnologica si sono conseguiti nell'uso dei modelli analitici di crescita delle cricche ad alta temperatura da scorrimento viscoso e da interazione fatica a basso numero di cicli - scorrimento viscoso [9].

1.6.1 Scorrimento viscoso

Come si è già visto in precedenza (Sezione I, Paragrafo 4.4), la velocità di crescita della cricca da solo scorrimento viscoso può essere espressa in funzione della forza di controllo (*driving force*) della propagazione mediante le relazioni:

$$\frac{da}{dt} = B_3 * C_t^m$$

$$C_t = \sigma * \dot{\epsilon}(A, n) * a_i * H(\text{geometria}, n)$$

dove:

a = profondità della cricca,

a_i = profondità iniziale della cricca rilevata sul componente dai controlli non distruttivi,

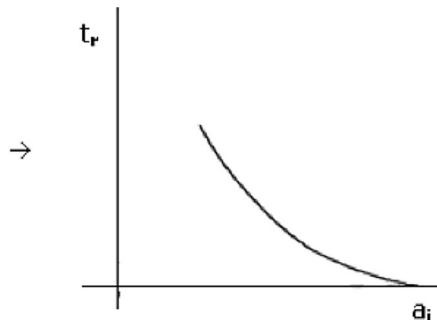
da/dt = velocità di crescita della cricca (variazione di a con il tempo t),

C_t = parametro integrale (Sezione I, Paragrafo 4.2) che descrive la modalità di propagazione della cricca intorno al suo apice (*crack tip parameter*) in regime di scorrimento viscoso transitorio. Agisce come forza di controllo funzione della distribuzione delle tensioni e della geometria del componente. A parità di condizioni ambientali, materiale e temperatura, uguali valori di C_t per due strutture di diversa forma, individuano identiche condizioni di sollecitazione e/o deformazione nell'intorno dell'apice della cricca e quindi identiche velocità di crescita. Il C_t è quindi utilizzato come funzione trasferimento dal comportamento della cricca nel campione di materiale a quello nel componente,

- B_3, m = parametri dipendenti rispettivamente dalla geometria e dal materiale del componente. Sono generati da prove di monitoraggio della crescita di cricche da scorrimento viscoso (*creep crack growth tests*). Per una data geometria e materiale, si determina sperimentalmente il valore assunto da C_t in varie condizioni di carico applicato in prova (Sezione I, Paragrafo 4.2), correlandolo al corrispondente valore di a misurato in prova. Dalla legge di correlazione ottenuta (una retta nel piano $\log a - \log C_t$) si ricavano i valori di b e m ,
- σ = sollecitazione agente sul componente nella zona lontana dall'apice della cricca, ricavata dall'analisi delle tensioni (*stress analysis*),
- $\dot{\epsilon}$ = $d\epsilon/dt$ = velocità di deformazione da scorrimento viscoso nella zona del componente lontana dall'apice della cricca, dipendente dalla σ secondo la legge di Norton-Bailey (Sezione I, Paragrafo 2.1): $\dot{\epsilon} = A * \sigma^n$
- A, n = costanti indipendenti dalla sollecitazione generati da prove di durata a scorrimento viscoso (*creep tests*). Per una temperatura, si correla il valore di ϵ misurato in prova a quelli di σ applicati in prova. Dalla legge di correlazione ottenuta (una retta nel piano $\log \epsilon - \log \sigma$) si ricavano i valori di A e n ,
- H = parametro tabulato in funzione della geometria del componente e di n .

Una volta noto il valore di C_t per il componente, calcolato attraverso un'appropriata relazione in funzione di a_i, σ, H, A e n (ottenuti nel modo sopra descritto), si correla alla velocità di crescita della cricca nel componente attraverso i parametri B_3 e m ricavati dalle prove su campione di materiale. Si ottiene così un'equazione differenziale del 1° ordine per a in funzione di t risolvibile separando le variabili e integrando (Sezione I, Paragrafo 4.4):

$$\frac{da}{dt} = B_3 * C_t^m \rightarrow \int_{t_i}^{t_r} dt = \frac{1}{B_3 * C_t^m} * \int_{a_i}^{a_c} da \rightarrow t_r - t_i = \frac{1}{B_3 * C_t^m} * (a_c - a_i) \rightarrow$$



dove:

t_i, t_c = rispettivamente tempo speso in esercizio fino alla comparsa della cricca di ampiezza a_i e tempo di rottura atteso in esercizio per il componente,
 a_i, a_c = rispettivamente ampiezza iniziale (rilevata dai controlli non distruttivi) e ampiezza critica (di rottura per il componente) della cricca.

In realtà, il calcolo di t_c è complicato dalla dipendenza di C_i dal tempo t e dalla dipendenza di a dalla geometria del componente H . Si preferisce quindi risalire, attraverso il valore di a calcolato in base a quello di a_i, t e C_i , ad un intervallo di tempo $\Delta t = \Delta a/a$ necessario per incrementare l'ampiezza della cricca di una quantità Δa nota. Questo intervallo di tempo fornisce un nuovo valore per a, t e C_i e quindi di a . Il procedimento si itera fin quando il valore per a coincide con quello critico a_c definito dal criterio di sicurezza adottato per il componente, come ad es. il valore critico di K_I o di J_I , dello spessore minimo di parete, della porzione minima di materiale non ancora lesionata in direzione di avanzamento della cricca (*uncracked remaining ligament*), etc.

1.6.2 Interazione fatica a basso numero di cicli - scorrimento viscoso

Nel caso di interazione fatica a basso numero di cicli - scorrimento viscoso (Sezione II, Capitolo 4), la velocità totale di crescita della cricca, può essere ottenuta, come si è già visto in casi analoghi, da una combinazione delle singole velocità di crescita relative a ciascun fenomeno, del tipo:

$$(da/dN)_{total} = (da/dN)_{fatigue} + (da/dN)_{hold} = (da/dN)_{fatigue} + (da/dt)_{avg} * t_h$$

dove:

$(da/dN)_{total}$ = variazione totale di a con il numero di cicli N dovuta ad entrambi i fenomeni,

$(da/dN)_{fatigue}$ = variazione di a con il numero di cicli N dovuta alla sola fatica a basso numero di cicli di deformazione imposta,

$(da/dN)_{hold}$ = $(da/dN)_{total} - (da/dN)_{fatigue}$ = variazione di a con il numero di cicli N dovuta al solo scorrimento viscoso e al rilassamento delle tensioni (Sezione I, Paragrafo 2.4) durante l'intero periodo di tempo del ciclo di fatica in cui la deformazione rimane costante,

t_h = durata di un singolo intervallo di tempo del ciclo di fatica in cui la deformazione rimane costante (*hold time*),

$(da/dt)_{avg}$ = $1/t_h * (da/dN)_{hold}$ = variazione media di a con il tempo dovuta al solo scorrimento viscoso durante un singolo intervallo di tempo a deformazione costante.

Correlando a $(da/dN)_{fatigue}$ e $(da/dt)_{avg}$ le rispettive forze di controllo della propagazione, la relazione precedente diventa:

$$(da/dN)_{total} = C_4 * \Delta K^n + C_5 * C_{tavg}^q * t_h$$

dove:

C_4, n = coefficienti dipendenti dal materiale, temperatura e forma del ciclo di fatica,
 ΔK = forza di controllo della propagazione per fatica rappresentata dal parametro di correlazione della legge di Paris (fattore ciclico di intensità degli sforzi, Sezione I, Capitolo 5),

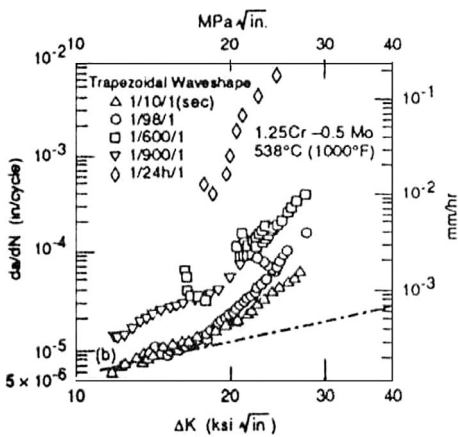
C_5, q = parametri dipendenti dalla geometria e dal materiale,

$C_{tavg} = 1/t_h * \int_0^{t_h} C_t * dt$ = forza di controllo della propagazione per scorrimento viscoso rappresentata dal valore medio di C_t assunto durante l'intervallo di tempo t_h .

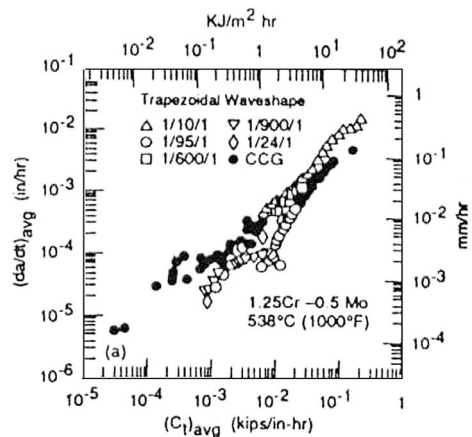
La Figura 40 b) mostra le tracce dei punti (*data point plots*) rappresentativi delle misure sperimentali della velocità $(da/dt)_{avg}$ contro le stime analitiche di C_{tavg} , ottenute eseguendo prove di interazione fatica a basso numero di cicli - scorrimento viscoso (fatica controllata in deformazione con intervalli di tempo a deformazione costante) (*fatigue tests with hold time*) su campioni di acciaio 1.35Cr-0.5Mo a 538 °C.

Il ciclo di deformazione imposta era di forma trapezoidale con un t_h di diversa durata (da 10 sec a 24 ore) a seconda della prova. La tendenza delle tracce dei punti risultò simile per tutte le condizioni. Le tracce dei punti ottenute quando veniva utilizzato come parametro di correlazione il ΔK , mostravano invece valori di da/dN progressivamente crescenti all'aumentare della durata di t_h , come è mostrato nella Figura 40 a).

Figura 40: Tracce dei punti $da/dN - \Delta K$ crescenti all'aumentare di t_h (a) e tracce dei punti $(da/dt)_{avg} - C_{tavg}$ ottenute da prove di interazione fatica a basso numero di cicli - scorrimento viscoso (b)



a) parametro di correlazione ΔK



b) parametro di correlazione C_{tavg}

Fonte: Viswanathan R, 1995 [9], courtesy of EMAS Publishing

Ciò dimostrò la validità dell'uso del solo C_{avg} per correlare dati di crescita di cricche sia da scorrimento viscoso che da interazione fatica a basso numero di cicli - scorrimento viscoso. Ovviamente per una sua pratica applicazione, è necessario poterlo valutare per i componenti di ogni geometria e materiale tipicamente sensibile allo scorrimento viscoso (legge $\epsilon - t$ di tipo parabolico). Una relazione che lega C a queste variabili è tuttora oggetto di studio.

1.7 Metodi di elaborazione dei dati ricavati da prove di durata a scorrimento viscoso con sosta dell'impianto per il prelievo dei campioni di materiale esercito dal componente

Quella delle prove di scorrimento viscoso è una delle tecniche di indagine per la valutazione della vita residua che implicano il contatto diretto con l'impianto (generalmente fermo), quali esami visivi, controlli non distruttivi, esami metallografici [2]. Le prove menzionate in precedenza servono invece a derivare dati sui materiali da utilizzarsi nell'impiego di opportuni modelli di calcolo che descrivono le leggi di crescita della cricca per fatica, corrosione e/o scorrimento viscoso e quindi una valutazione indiretta della vita residua. Quest'ultimo tipo di approccio può però risultare incerto e comunque molto conservativo perché prevede "dati di *lower bound*" per i materiali, la loro curva di tendenza è affetta cioè da opportuni fattori di riduzione.

Le prove di scorrimento viscoso a rottura condotte su materiale prelevato dal componente rappresentano uno degli strumenti più importanti e più utilizzati per valutazione di vita residua [7]. Esse forniscono una stima quantitativa sufficientemente accurata della rimanenza di vita dei componenti nelle condizioni di esercizio, non solo un'indicazione sulla possibilità del componente di rimanere integro fino alla prossima ispezione. Aspetti sfavorevoli di queste prove sono nei tempi necessari per l'ottenimento dei risultati (tipicamente 6 mesi) e nel carattere anche solo parzialmente distruttivo della tecnica, dovendo spesso riparare i componenti dopo il prelievo.

Per rendere "quasi-non distruttivo" il prelievo dai componenti esposti in esercizio si cerca in genere di minimizzare la quantità di materiale per i campioni superando così anche la difficoltà di disporre di grandi scorte di materiale "vergine" [10]. Ciò ha spinto verso lo sviluppo di tecniche di prova nel campo della resistenza alla frattura che prevedano l'impiego di campioni miniaturizzati. Prove di durata a scorrimento viscoso furono sviluppate dal Cise SpA di Segrate (MI), in collaborazione con altri laboratori europei e con il sostegno finanziario dell'Enel, attraverso tecniche alternative consistenti nell'impiego di campioni miniaturizzati con teste realizzate in materiale di riporto e saldate al tratto utile costituito da materiale prelevato dal componente esposto in esercizio.

Furono investigate due tipologie di campioni: cilindri in miniatura con teste moderatamente coniche non filettate e dischi in miniatura (diametro 8 mm e spessore

0.5 mm) "tipo SP - *Small Punch*" (Sezione III, Paragrafo 2.2.3). La seconda è stata utilizzata in prove accelerate in temperatura e in atmosfera inerte in quanto adatta ad indagare comportamenti a scorrimento viscoso di strati sottili come i rivestimenti incollati, evitando problemi di saldature difficoltose quali tecniche laser.

Lo scopo della campagna di prove era di verificare che, per almeno due classi di acciai, le curve di resistenza allo scorrimento viscoso che si ottengono dai dati derivati con questo tipo di campioni, sono equivalenti a quelle tipiche iso-stress ricavate utilizzando un campione cilindrico in stato di sollecitazione mono-assiale. Importante in questo modo era il poter disporre di una tensione di riferimento in uno stato di sollecitazione di tipo triassiale quale quello dei "campioni *Small Punch*".

Riguardo alle modalità di esecuzione, punti critici per l'ottenimento di dati adatti a fornire stime affidabili di vita residua sono i seguenti [7]:

- Effetti dell'ossidazione che diminuendo la sezione resistente dei campioni, riducono la durata delle prove.
Diventano ancora più gravosi se si utilizzano campioni miniaturizzati a temperature superiori a quelle di esercizio per accelerare il fenomeno dello scorrimento viscoso. Piuttosto che correggere i dati di laboratorio analiticamente, si preferisce procedere in ambiente inerte (vuoto o argon);
- Scelta della direzione di prelievo dei campioni: dovrebbe essere quella di massima sollecitazione agente sul componente, in modo da farla coincidere con la direzione della sollecitazione (di tipo mono-assiale) che viene di solito applicata in prova;
- Metodologie di elaborazione dei dati. Le prove possono essere condotte al carico di esercizio e accelerate mediante innalzamento della temperatura, ottenendo "curve iso-stress" o viceversa alla temperatura di esercizio e a carichi superiori, ottenendo "curve iso-temperatura".

Estrapolazioni dalle curve a carico costante alle temperature di esercizio forniscono una stima del tempo di rottura e quindi della vita residua senz'altro più affidabile. Difatti in queste prove si realizzano nel materiale gli stessi meccanismi di scorrimento viscoso che avvengono nella condizione di esercizio, mentre le curve a temperatura costante attraversano i confini delle zone dei diversi meccanismi di scorrimento viscoso descritte nelle mappe di Ashby (Sezione I, Paragrafo 1.3).

Esistono tre metodi con i quali i dati di laboratorio vengono utilizzati per ottenere la previsione di vita residua:

- rappresentazione in forma parametrica carico - tempo - temperatura,
- somma di frazione di vita,
- estrapolazione dalla "curva iso-stress".

1.7.1 Rappresentazione in forma parametrica carico-tempo-temperatura

La previsione della vita residua può essere ottenuta per interpolazione dai dati nel caso di prove sufficientemente lunghe e/o a temperature elevate oppure per estrapolazione. Le prove possono essere accelerate sia in temperatura che in carico, mentre la scelta del parametro dipende dal materiale e dalle condizioni e numero di prove disponibili. In teoria anche una sola prova e quindi un solo tempo di rottura sarebbe sufficiente ad una stima della vita residua.

Scegliendo ad esempio il parametro di Larson-Miller e conducendo la prova a carico di esercizio e a temperatura superiore, la vita residua si potrebbe ottenere mediante la:

$$T_{acc} * (K_1 + \log t_{Racc}) = T_{es} * (K_1 + \log t_{Res})$$

dove:

K_1 = costante caratteristica del materiale,

T_{acc} , T_{es} = temperature rispettivamente di prova accelerata e di esercizio,

t_{Racc} , t_{Res} = tempi di rottura rispettivamente riscontrato in prova accelerata e atteso in esercizio a fine vita (quest'ultimo costituisce l'incognita).

Se V_R è la vita residua, t il tempo speso in esercizio, allora:

$$V_R = t_{Racc} - t$$

Nella rappresentazione parametrica sforzo (σ) - tempo (t) - temperatura (T) dei dati ottenuti da prove di scorrimento viscoso a rottura, la forma più generale del legame tra queste tre grandezze è del tipo [2]:

$$g(\sigma) = f(t) + h(T)$$

Operando a σ costante, la $g(\sigma)$ potrebbe essere definita a mezzo di un parametro dipendente dalla forma analitica di $f(t)$ e di $h(T)$. Larson e Miller ipotizzarono che il prodotto $T * (K_1 + \log t)$ assumesse un valore costante per ogni valore della σ applicata: determinata K_1 da una prova sperimentale ad una certa temperatura, sarebbe stato possibile ricavare il tempo di rottura per le temperature di esercizio. Ritenendo valide tali ipotesi, l'equazione parametrica può quindi scriversi come:

$$PLM(\sigma) = T * (C_{LM} + \log t_r)$$

dove:

C_{LM} è la costante di Larson-Miller e t_r il tempo di rottura alla temperatura T .

In realtà la costante C_{LM} varia sia con il materiale che con la temperatura e quindi l'affidabilità della previsione dei tempi di rottura alla temperatura di esercizio dipende dal

valore che si assume per essa. In origine si assumeva per C_M un valore compreso tra 20 e 25; metodi sofisticati di calcolo portano oggi ad attribuire valori compresi tra 25 e 40. Maggiori valori implicano una stima della resistenza a rottura più ottimistica [4].

1.7.2 Somma di frazione di vita

Si esegue almeno una prova, accelerata in carico o in temperatura, di scorrimento viscoso, e supponendo che le condizioni di impianto nel prosieguo dell'esercizio rimangano non difformi, la stima della vita residua si può ottenere mediante:

$$t/t_R + t_{R(es\ acc)}/t_{R(ver\ acc)} = 1$$

dove:

$t_{R(es\ acc)}$ = tempo di rottura riscontrato in prove accelerate su campioni di materiale esercito,

$t_{R(ver\ acc)}$ = tempo di rottura riscontrato in prove accelerate su campioni di materiale vergine.

È necessario quindi, in mancanza della curva di resistenza a scorrimento per il materiale vergine (così come ricevuto dal fornitore), eseguire almeno una prova su campioni di materiale vergine [7].

1.7.3 Estrapolazione dalla curva iso-stress

Si eseguono almeno cinque prove di durata a scorrimento viscoso accelerate in temperatura, ottenendo una curva tempo - temperatura che estrapolata alla temperatura di esercizio fornisce una stima della vita residua. Per una buona definizione della curva, le prove si eseguono in un intervallo di temperature sufficientemente ampio. Per acciai basso-legati, la "curva iso-stress" è tipicamente una retta in un diagramma $\log t_R - T$.

2. Metodi che richiedono il contatto diretto con l'impianto (soste programmate)

2.1 Metodi di elaborazione dei dati ricavati da esami metallografici sul componente

2.1.1 Metodo della valutazione del danno cavitazionale da scorrimento viscoso attraverso la classificazione empirica di Neubauer

Negli ultimi decenni, il danno da scorrimento viscoso nei tubi è stato caratterizzato con successo mediante l'esame metallografico su repliche; tuttavia la quantificazione attraverso una correlazione dello stato delle cavitazioni con la vita

residua del materiale rimane insufficiente [9]. La valutazione del danno da cavitazione rilevato su replica viene generalmente effettuata sulla base di una classificazione empirica, frutto dell'esperienza sviluppata sull'impianto [7]. In pratica il metodo, formulato da Neubauer e Wedel, definisce quattro stadi di cavitazione - cavità isolate, cavità orientate, coalescenza delle cavità (microcricche) e macrocricche - e raccomanda le quattro azioni conseguenti. Quest'ultime consistono nella definizione di tempi di ispezione più o meno ravvicinati a seconda della gravità del danno, salvo prescrivere, nel caso di microcricche, l'immediata riparazione. Rispetto alle tecniche non distruttive convenzionali, il metodo delle repliche permette di evidenziare stadi più precoci di danneggiamento, con una sensibilità fino al decimo di micron.

Un'effettiva stima di vita residua del materiale è stata proposta da Cane ed altri. Utilizzando un modello di crescita delle cavità limitato dalla deformazione (*constrained cavity growth*), la frazione di vita spesa dal materiale viene ottenuta, attraverso la misura del numero di bordi di grano cavitati, con la seguente relazione:

$$A'' = 1 - (1 - t/t_r)^{[(\lambda - 1)/(n * \lambda)]}$$

dove:

- A'' = rapporto tra il numero di bordi grano con cavitazione e il numero di bordi grano globale, da rilevare mediante replica,
- t, t_r = rispettivamente tempo speso in esercizio e atteso in esercizio a fine vita del componente,
- n = esponente della relazione di Norton-Bailey tra la velocità di deformazione $\dot{\epsilon}$ e la sollecitazione σ ,
- λ = $\epsilon_{nr}/\epsilon_{ns}$ = rapporto tra la deformazione a rottura ϵ_{nr} e quella accumulata nello stadio secondario dello scorrimento viscoso ϵ_{ns} , definito dalla relazione:

$$\epsilon_{ns} = \dot{\epsilon}_{min} * t_r$$

dove:

- $\dot{\epsilon}_{min}$ = pendenza (velocità di deformazione) minima della curva $\epsilon - t$ (Sezione I, Paragrafo 2.2),
- n, λ = costanti da assumere o da determinare sperimentalmente per ogni temperatura.

La convalida sperimentale di questa relazione è stata eseguita su materiale (acciaio 2¼Cr-1Mo) simulante le zone termicamente alterate, ottenendo un ragionevole accordo con i risultati delle prove di scorrimento viscoso a rottura.

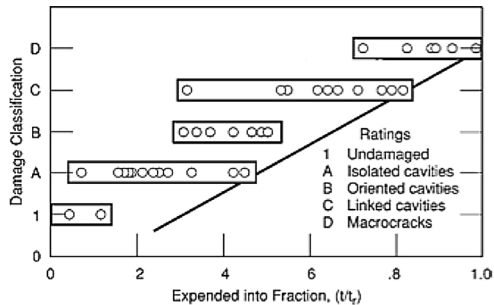
2.1.2 Metodo della valutazione della vita residua attraverso la curva di correlazione sperimentale frazione di vita spesa-classe di danno

Altre verifiche estese all'acciaio 1Cr-0.5Mo da Ellis ed altri hanno però mostrato una eccessiva dispersione dei dati sperimentali rispetto a quelli ottenuti con il modello di Cane [9]. Ciò ha indotto a rinunciare a questo tipo di correlazione tra il parametro A'' e t/t_r e ad usare il metodo di Neubauer per descrivere il danno in prove di scorrimento viscoso interrotte. Lo stato della cavitazione venne correlata alla frazione di vita spesa facendo corrispondere ad ogni classe di danno ("non danneggiato, A, B, C e D") rispettivamente i valori 0.27, 0.46, 0.65, 0.84 e 1. Ognuno di essi rappresenta il valore più alto di frazione di vita tra quelli misurati in prova in corrispondenza di ogni classe di danno rilevato. La Figura 41 a) mostra la curva involuppo conservativa o "curva di *lower bound*" delle tracce dei punti (*data point plots*) rappresentativi dei valori delle frazioni di vita spesa nelle prove interrotte contro le classificazioni dello stato di danno riscontrato. Sulla curva $\epsilon - t$ è schematizzata l'evoluzione della microstruttura in corrispondenza dei livelli di danno considerati (Figura 41 b).

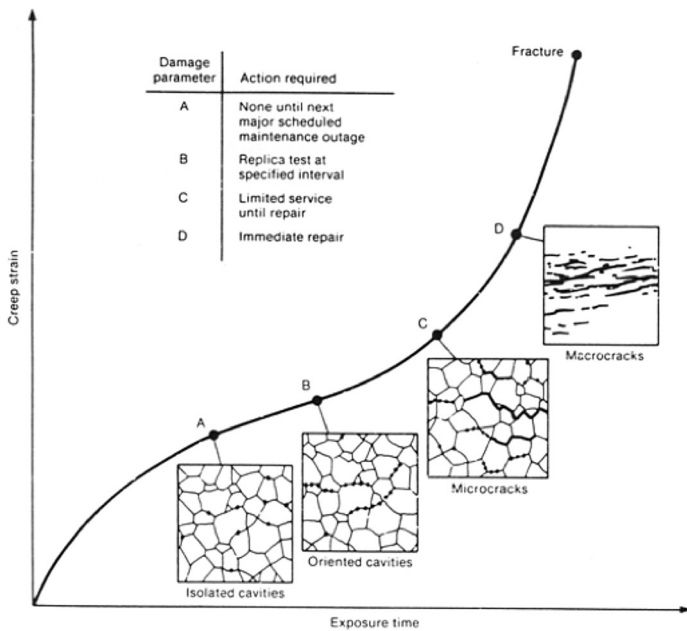
Utilizzando la suddetta curva involuppo, attraverso l'individuazione dello stato di cavitazione e la sua classificazione su replica, è possibile ricavare il valore della frazione di vita spesa t/t_r e quindi la vita residua t_{rem} (*remaining life*) mediante:

$$t_{rem} = t * \left(\frac{t_r}{t} - 1 \right)$$

Figura 41: Curva involuppo conservativa delle tracce dei punti rappresentativi dei valori delle frazioni di vita spesa nelle prove interrotte contro le classificazioni dello stato di danno riscontrato



a) Fonte: Viswanathan R, 1995 [9], courtesy of EMAS Publishing



b) Fonte: Viswanathan R, 1989 [6], Reprinted with permission of ASM International. All rights reserved. www.asminternational.org

Questa curva sperimentale di correlazione è stata verificata, attraverso un ristretto numero di prove interrotte, anche per l'acciaio 2.25Cr-1Mo; la sua validità rimane comunque limitata solo ai due tipi di acciaio menzionati nello studio di Ellis. Non è stato invece possibile ricavare alcuna curva di tendenza per la vita residua dai dati di analisi del danno cavitazionale su replica eseguita finora in campo (sull'impianto) con il metodo visuale empirico di Neubauer-Wedel.

2.2 Metodi di elaborazione dei dati ricavati da esami non distruttivi sul componente

2.2.1 Misura della tenacità

Come già visto in precedenza (Sezione I, Capitolo 3 e Sezione III, Paragrafo 1.6.1), nei componenti soggetti a severe sollecitazioni da gradiente termico durante i transitori di accensione - spegnimento (*startup - shutdown transients*), le sezioni di forte spessore possono subire rotture improvvise, a temperature relativamente basse, causate dalla propagazione fragile dei difetti (*failures by rapid brittle fracture*).

In questi casi, la stima della vita residua passa attraverso quella della tenacità del materiale nelle zone di probabile innesco delle cricche. Questo valore, essendo difficile almeno per ora, correlarlo direttamente alla vita residua, viene utilizzato per stabilire l'ampiezza critica della cricca (a cui si fa corrispondere la rottura del componente) che verrà inserito nei calcoli del modello analitico di crescita. La valutazione si sviluppa attraverso la successione dei passi seguenti:

- Stima della temperatura di transizione dal comportamento duttile a fragile del materiale, *Fracture Appearance Transition Temperature - FATT*, mediante tecniche relativamente non distruttive direttamente sul componente o su campioni,
- Stima del valore critico del fattore d'intensità degli sforzi (*stress-intensity factor*), K_{Ic} , attraverso metodi già collaudati di correlazione con la FATT50% di frattura duttile-fragile del materiale,
- Calcolo dell'ampiezza critica a_c della cricca mediante una relazione del tipo:

$$a_c = \frac{K_{Ic}^2}{M' * \pi * \sigma}$$

dove:

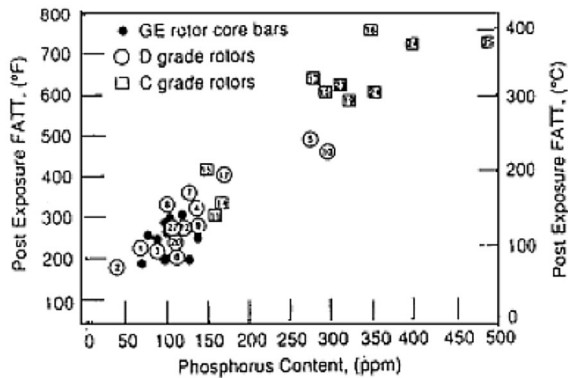
- M' = parametro dipendente dalla geometria del componente e dall'ampiezza a_c della cricca,
- σ = sollecitazione agente sul componente,
- K_{Ic} = valore critico del fattore di intensità degli sforzi nel modo I (di apertura, quando le superfici di frattura tendono ad allontanarsi simmetricamente dal piano comune) e in stato piano di deformazione (ipotesi che rende K dipendente solo dalla temperatura), (Sezione I, Capitolo 3).

2.2.2 Stima della FATT attraverso correlazioni con il contenuto di fosforo nel materiale

Sperimentalmente sono stati analizzati i dati di FATT relativi a diversi gradi di acciaio Cr-Mo-V prelevato da rotori sostituiti dopo il servizio e i dati relativi a campioni dello

stesso acciaio infragilito artificialmente mediante vari gradi di rinvenimento (il peggiore dei quali era quello relativo ad una temperatura di esposizione compresa tra 370 °C e 425 °C) [9]. Quando questi dati disponibili venivano correlati con il corrispondente contenuto di fosforo esibito dal materiale, la tendenza delle tracce dei punti (*data point plots*) era contenuta in una ragionevole banda di dispersione per tutti i gradi di acciaio, come risulta dalla Figura 42. Ciò dimostra che, una volta ricavata la legge di correlazione valida per un acciaio, è possibile stimare la FATT in base al solo contenuto di fosforo presente nel materiale dopo il servizio.

Figura 42: Dati di FATT relativi a gradi di acciaio Cr-Mo-V prelevato da rotore dopo servizio e relativi a campioni dell'acciaio infragilito artificialmente



Fonte: Viswanathan R, 1995 [9], courtesy of EMAS Publishing.

Un esempio di tecnica legata all'analisi del contenuto di fosforo è quella basata sulla proprietà di quest'elemento di accelerare la corrosione intergranulare da acido picrico. Facendo reagire l'acciaio con questo acido, è possibile correlare linearmente la profondità di attacco a bordo grano con la segregazione di fosforo e quindi con la tenacità. Poiché la misura della profondità dell'attacco intergranulare può essere effettuata anche su replica, questo tipo di prove, denominate *Picric Acid Etch Tests*, PAE risultano quindi molto utili nella valutazione indiretta della tenacità di materiale esercito in impianto in funzione [7].

2.2.3 Stima della FATT attraverso correlazioni con la temperatura di transizione T_{sp} ottenuta da prove di impatto su "provini small punch"

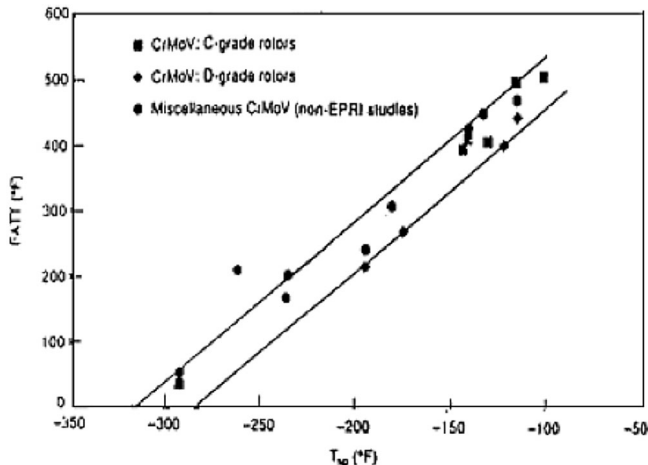
È una tecnica limitatamente distruttiva in quanto prevede l'uso di provini miniaturizzati che richiedono solo modeste quantità di materiale esercito da prelevare sull'im-

pianto. Nel lavoro sperimentale illustrato nel *conference proceeding* [9], mediante appositi dispositivi (*scoop devices*) venivano rimossi dalle localizzazioni critiche del componente micro dischi di materiale di 0.508 mm di spessore e 6.35 mm di diametro che non ne compromettevano la stabilità. In caso di inaccessibilità di tali localizzazioni, il prelievo veniva eseguito in punti diversi, correggendo analiticamente i valori approssimati di FATT ottenuti dalla correlazione con i dati di laboratorio [9].

In una prova eseguita su questo tipo di provini (*Small Punch, SP*), il micro disco è posizionato tra l'elemento d'impatto (*punch*) a forma emisferica di 2.54 mm di diametro e uno stampo di battuta (*die*). L'elemento di impatto viene fatto avanzare a velocità controllata per ricavare il diagramma carico - deformazione del provino e quindi l'energia assorbita rappresentata dall'area al di sotto di esso.

Ripetendo la prova a diverse temperature, si costruisce una curva energia assorbita - temperatura che risulta simile a quella ottenuta da prove su campioni di "tipo Charpy" mostrata in Figura 11, ma traslata lateralmente nel verso delle basse temperature. Il punto medio di tale curva definisce la temperatura di transizione duttile - fragile (*Small Punch Transition Temperature - T_{sp}*). Anche in questo caso, la tendenza delle tracce dei punti ottenuti correlando i valori di T_{sp} con quelli di FATT risultò, per tutti gli acciai indagati, contenuta in una ristretta banda di dispersione, come mostrato nella Figura 43.

Figura 43: Dati di FATT, relativi a gradi di acciaio Cr Mo V prelevato da rotore dopo servizio, correlati con la temperatura di transizione T_{sp} ottenuta da prove di impatto su "provini small punch"



Fonte: Viswanathan R, 1995 [9], courtesy of EMAS Publishing.

2.2.4 Misura dello spessore d'ossido

L'Ente di ricerca americano per il settore dell'energia elettrica (EPRI) ha sviluppato una metodologia di vita residua per i tubi di alta temperatura delle caldaie (*superheater/reheater tubing*, SH/RH), basata sulla misura di spessore d'ossido sul lato vapore (*steam side oxide-scale thickness*). La validità della misura mediante ultrasuoni è stata verificata correlandone i risultati con quelli ottenuti da misure dirette su campioni di tali tubi rimossi dall'impianto.

La misura mediante ultrasuoni dello spessore d'ossido cresciuto sul diametro interno (lato vapore) di componenti a parete sottile quali i tubi SH/RH di caldaia permette di eseguire una valutazione della vita residua attraverso tre azioni successive [7].

- Stima della temperatura media operativa del metallo mediante leggi di crescita dell'ossido (disponibili in letteratura limitatamente agli acciai con contenuto di elementi di lega minore del 3%, sia in forma lineare che parabolica, cubica e logaritmica). Noto lo spessore e il tempo di esercizio attuali, è possibile risalire al valore della temperatura di esercizio.
- Calcolo dello sforzo effettivo tenendo conto della riduzione di sezione resistente a causa dell'ossidazione che, per tubi a parete sottile, è dato dalla relazione (Sezione III, Paragrafo, 3.2):

$$S_0 = \frac{p * (d - w)}{2 * w}$$

dove:

S_0 = tensione di membrana tangenziale calcolata sul diametro medio del tubo (*hoop stress*),

p = pressione interna agente,

d = diametro esterno del tubo,

w = spessore di parete attuale rilevato mediante ultrasuoni,

$d - w = d - 2 * \frac{w}{2} =$ diametro medio del tubo.

- Ottenimento del tempo di rottura del materiale alla temperatura di esercizio dalle curve di resistenza a scorrimento viscoso del tipo sforzo - tempo di rottura.

Approssimazioni del metodo riguardano:

- la stima della temperatura, perché la misura dell'ossido permette di valutare, attraverso la legge di crescita, quella del vapore anziché del metallo,
- il tipo di legge di crescita scelto, in quanto le discrepanze tra le previsioni di temperatura ottenute con le varie leggi aumentano all'aumentare dello spessore.

In ogni caso la validità del risultato è condizionata dall'integrità dello spessore d'os-

side misurato e all'assenza in esso di scaglie. L'accuratezza della misura ottenibile mediante ultrasuoni è di circa $\pm 50 \mu\text{m}$ per spessori compresi tra 100 mm e 1.5 mm. Eseguendo prove di scoppio di tubi e confrontandone i risultati con quelli ottenuti da prove condotte applicando una sollecitazione mono-assiale, si è corretta la formula di calcolo dello sforzo in modo meno conservativo.

Si sono inoltre condotte misure della cinetica di crescita dell'ossido nelle zone della caldaia soggette e non a flussi di calore, per affinare il calcolo della temperatura. I risultati di questi studi ha aumentato il grado di confidenza nell'uso della presente metodologia nell'industria della produzione di energia [9].

3. Applicazione ai tubi saldati di alta temperatura dei metodi della somma di frazione di vita per lo scorrimento viscoso e della estra-polazione dalla curva iso-stress

Rotture catastrofiche occorse recentemente negli Stati Uniti nei tubi saldati di alta temperatura (*seam welded hot reheat pipes*) hanno suscitato grande preoccupazione. Questo genere di tubi è costruito tipicamente in acciaio al cromo-molibdeno, serve a condurre il vapore ad alta pressione dalla caldaia alla turbina a temperature di 530 °C o superiori e presenta diametri di dimensioni maggiori.

In alcuni casi si sono avute rotture su corti segmenti utilizzati come collegamento (*link*) tra il collettore (*header*) e la linea principale (*main steam line*). L'analisi di queste rotture ha portato ad una nuova sensibilità verso i problemi dai quali può dipendere la durata delle saldature.

3.1 Riduzione della vita a scorrimento viscoso del materiale

La maggior parte delle rotture registrate su impianto è avvenuta per valori di frazione di vita a scorrimento viscoso ben al di sotto il 50% con minimi fin del 15%. La possibile causa di queste rotture premature è stata individuata finora nei tre ordini di fattori seguenti:

- presenza di inclusioni non metalliche lungo la linea di fusione della saldatura le quali promuovono la cavitazione da scorrimento viscoso soggetta a sua volta a rapida coalescenza con formazione di cricche estese fin dall'inizio,
- metallo di saldatura con caratteristiche meccaniche inferiori a quelle del metallo base con conseguente minore resistenza locale allo scorrimento viscoso,
- gradienti di sollecitazione lungo lo spessore del tubo e concentrazioni geometriche degli sforzi prodotte dalla combinazione delle seguenti evenienze:
 - solidificazione degli strati di saldatura con creazione di scalini sulla superficie esterna del tubo (*weld bead cusps*),
 - ovalizzazione del tubo,
 - discontinuità nella resistenza allo scorrimento viscoso del materiale.

In questo contesto l'analisi della vita residua perde di ogni significato quando è basata ad esempio su:

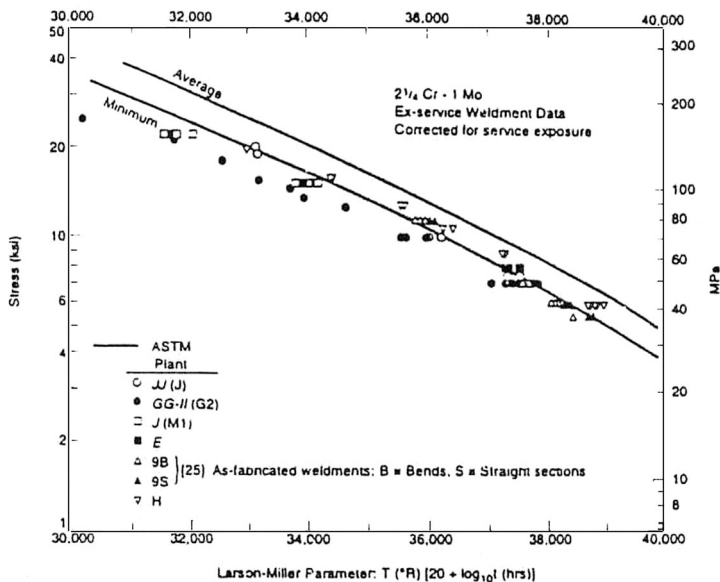
- applicazione della regola della somma di frazione di vita nella sua forma generale con l'utilizzo delle curve di resistenza del metallo base,
- estrapolazione alle temperature di esercizio dalla "curva iso-stress" ricavata da prove accelerate in temperatura condotte su provini di dimensioni convenzionali.

3.2 Somma di frazione di vita per lo scorrimento viscoso

In questo caso, le diverse caratteristiche meccaniche del metallo base nella zona della saldatura e l'intensificazione della sollecitazione agente dovuta alla discontinuità nella resistenza del materiale fanno sbagliare il calcolo del tempo di rottura: si entrerà, con un valore di sollecitazione minore di quello effettivamente agente, in una curva di resistenza relativa ad un materiale di maggior resistenza allo scorrimento viscoso. A dimostrazione di ciò, nella Figura 44 vengono confrontati:

- i dati di rottura ricavati da prove di scorrimento viscoso condotte su campioni di acciaio 2¼Cr-1Mo prelevato nella zona della saldatura da tubi ancora in servizio,
- le curve di resistenza (sollecitazione σ - parametro di Larson-Miller P_{LM}) fornite dall'ASTM per lo stesso metallo base e ricavate da prove condotte su campioni di materiale vergine di dimensioni simili.

Figura 44: Dati di rottura a scorrimento viscoso ottenuti da prove su campioni di acciaio 2¼Cr-1Mo prelevato nella zona della saldatura da tubi in servizio



Fonte: Viswanathan R, 1995 [9], courtesy of EMAS Publishing.

Le tracce dei punti (*data point plots*) rappresentativi dei valori di sollecitazione contro quelli del parametro di Larson-Miller misurati in prova sul metallo di saldatura in varie condizioni, risultarono sempre al di sotto della curva di resistenza media relativa al metallo base, spesso perfino di quella minima. Ciò si verifica anche quando i dati di rottura del metallo di saldatura vengono corretti aggiungendo ai tempi di rottura ricavati in prova, un tempo di esposizione equivalente alle condizioni di prova e che rappresenta la frazione di vita già consumata in servizio. Il valore di questo tempo è ricavato estrapolando dalla curva $\sigma - P_{LM}$ ottenuta dalle prove, il P_{LM} di rottura alla sollecitazione di servizio. Quest'ultima (inferiore a quella misurata in prova) è pari alla sollecitazione tangenziale agente sul diametro medio del tubo. La sollecitazione tangenziale σ_{θ} , l'assiale σ_z e la radiale σ_r rappresentano le tensioni principali (di membrana o di Barlowe) [7] definite dalle formule seguenti:

$$\sigma_{\theta} = p * \frac{r}{t}; \quad \sigma_z = p * \frac{r}{2 * t}; \quad \sigma_r = -p$$

dove:

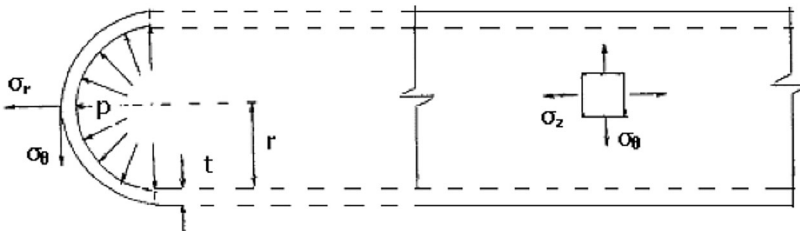
p = pressione interna agente nel tubo,

t = spessore del tubo,

r = raggio esterno della sezione trasversale del tubo.

Tali tensioni principali sono da intendersi agenti sulla parete esterna di un tubo caratterizzato da $r \gg t$; in generale quindi, le formule suddette sono applicabili a pareti cilindriche sottili. Lo schema descrittivo del campo delle tensioni e della geometria è mostrato in Figura 45.

Figura 45: Tensioni principali (di membrana o di Barlowe) agenti sulla parete esterna di un tubo con $r \gg t$ (pareti cilindriche sottili): tangenziale σ_{θ} , assiale σ_z e radiale σ_r .



Quando nella precedente formula di σ_{θ} viene utilizzato il raggio interno oppure il diametro medio della sezione trasversale, si ottiene rispettivamente la tensione tangenziale $\sigma_{\theta B}$ sul foro (*bore stress*) e la tensione tangenziale $\sigma_{\theta H}$ sul diametro medio del tubo (*mean-diameter hoop stress*) [9]. Il valore della sollecitazione tangenziale massima fornito da queste formule è da considerarsi rappresentativo, in quanto non

tiene conto di eventuali gradienti radiali di tensione. Molte altre formule alternative vengono impiegate per il calcolo delle sollecitazioni agenti nei tubi in pressione, per un totale di 31 differenti procedimenti.

Nella Figura 46 è mostrato l'aumento con il tempo di esposizione della concentrazione degli sforzi che si rileva in corrispondenza dello scalino sulla linea di fusione (*cuspl region at the fusion line*) di un giunto di saldatura "a doppio V di 30°" quando:

$$\frac{\dot{\epsilon}_w}{\dot{\epsilon}_b} = 5$$

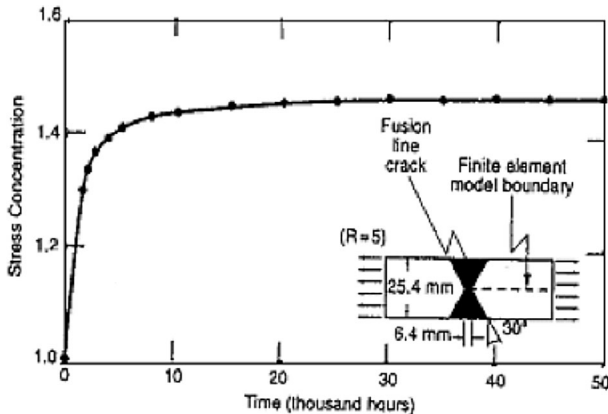
dove:

$\dot{\epsilon}_w$ = velocità di deformazione da scorrimento viscoso media del metallo di saldatura,

$\dot{\epsilon}_b$ = velocità di deformazione da scorrimento viscoso media del metallo base.

Questa situazione, risultata dall'analisi di un modello agli elementi finiti, conduce ad uno stato tridimensionale della sollecitazione e all'innescò di una cricca localizzata sulla linea di fusione con una quantificabile riduzione dei tempi di rottura rispetto a quelli previsti dalle curve ASME/ISO per il metallo base.

Figura 46: Aumento con il tempo di esposizione della concentrazione degli sforzi in corrispondenza dello scalino sulla linea di fusione di un "giunto a doppio V di 30°" di saldatura



Fonte: Viswanathan R, 1995 [9], courtesy of EMAS Publishing.

3.3 Estrapolazione dalla "curva iso-stress"

Nel secondo caso prima menzionato, ove si scelga di stimare la vita residua mediante estrapolazione dalla "curva iso-stress" ricavata da prove accelerate in temperatura, l'esecuzione delle stesse prove è complicata dai tre seguenti ordini di fattori:

- a) impossibilità di scegliere una corretta sollecitazione equivalente mono-assiale da applicare in prova,
 - b) impossibilità di riprodurre in regime di prova mono-assiale gli effetti dovuti alle dimensioni del provino e ai vincoli imposti,
 - c) incertezza nella scelta del metodo di calcolo dello stato delle tensioni più appropriato nei componenti di forte spessore.
- a) La correlazione formulata dall'ASME tra i risultati della prova di scoppio e il tempo di rottura da sollecitazione mono-assiale è inficiata da una eccessiva dispersione dei dati sperimentali. La scelta della sollecitazione equivalente sulla base dei vari criteri (di Von Mises, della massima tensione da taglio, della massima tensione principale, etc.) dipende dal materiale, dalla temperatura e dallo stato delle tensioni. Poichè la deformazione iniziale inelastica da scorrimento viscoso implica un processo di tipo tangenziale, vengono usualmente utilizzati per definire la sollecitazione effettiva, criteri come quello di Tresca (massima tensione da taglio) o di Von Mises (tensione da taglio "ottaedrale") [6].

La sollecitazione equivalente di Von Mises (in genere preferita a quella di Tresca più conservativa) risulta pari a:

$$\sigma_{eq} = \frac{1}{2^{1/2}} * [(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2]^{1/2}$$

dove:

σ_{eq} = sollecitazione effettiva di Von Mises,

σ_i = tensioni principali, per $i = 1, 2, 3$.

Nel caso dei tubi in pressione internamente, esprimendo ad esempio le tensioni principali con quelle di membrana definite in precedenza, si ottiene la:

$$\sigma_{eq} = (\sigma_z^2 + \sigma_\theta^2 - \sigma_z * \sigma_\theta)^{1/2}$$

Riguardo al comportamento del materiale durante la deformazione da scorrimento viscoso, vengono fatte le seguenti assunzioni:

- il volume si mantiene costante,
- il processo è isotropico,

- non vi è influenza della tensione idrostatica (dovuta alla sola pressione),
- nelle direzioni di compressione e trazione la velocità di deformazione è la stessa,
- gli assi principali per la deformazione e per la tensione sono gli stessi.

Le stime di vita residua si basano sempre su dati di rottura generati da prove condotte in regime di sollecitazione mono-assiale, mentre i componenti di elevata temperatura operano in condizioni di sollecitazione multi-assiale. È necessario quindi stabilire il criterio per la tensione effettiva che meglio rappresenta le condizioni di servizio. Quest'ultime poi vanno interpretate in termini di dati di prova mono-assiale. Ad esempio nelle prove mono-assiali la rottura è costituita dalla completa separazione in due parti del provino, mentre in servizio la rottura di un componente è rappresentata dalla perdita di pressione del fluido interno.

La scelta del criterio più appropriato per le condizioni di sollecitazione multi-assiale in esercizio dipende dalla natura del processo di rottura. Quando la deformazione è accompagnata da cricche microscopiche che si propagano gradualmente fin dall'inizio, viene utilizzato il criterio della massima tensione principale, nel caso contrario quello di Von Mises.

b) La presenza di disomogeneità del materiale quali inclusioni, zone di debolezza strutturale e concentrazioni geometriche degli sforzi può localizzare il danno con crescita di cricche prima ancora che si produca quello diffuso da scorrimento viscoso [9]. Queste influenze sull'evoluzione del danno nel materiale cambiano quando si passa dal componente al provino, rendendo molto difficile la possibilità di simulare in prova una rottura con localizzazione analoga a quella avvenuta in servizio. Inoltre, condizioni di servizio cicliche possono portare ad una interazione fatica a basso numero di cicli - scorrimento viscoso che non può essere riprodotta mediante prove accelerate con applicazione di carico mono-assiale. Infine, l'effetto dei vincoli imposti in prova (dovuti a disassamento delle saldature e alle stesse dimensioni del provino) creano uno stato tridimensionale che conduce a rotture controllate in deformazione: queste tenderanno ad innescarsi nelle zone di bassa duttilità come la linea di fusione.

Le prove accelerate con applicazione di carico mono-assiale producono invece rotture controllate in sollecitazione nelle zone di bassa resistenza allo scorrimento viscoso quale il metallo di saldatura. L'uso di provini di grandi dimensioni può aiutare a riprodurre in laboratorio rotture simili a quelle di servizio ma non elimina le difficoltà di stima della vita residua.

c) L'analisi delle tensioni è complicata dalla presenza di gradienti di temperatura lungo la parete di forte spessore e dalla redistribuzione degli sforzi dovuta allo scorrimento viscoso. Le formule di calcolo della sollecitazione agente come quelle di membrana sopra riportate, definiscono lo stato delle tensioni elastico iniziale del componente [6]. In regime di scorrimento viscoso, la deformazione tempo-

dipendente modificherà lo stato delle tensioni con una velocità ed estensione che dipendono dal:

- livello iniziale della sollecitazione,
- rapporto r/t del tubo,
- temperatura del metallo,
- risposta alla deformazione del materiale.

La valutazione di questa redistribuzione degli sforzi può essere eseguita mediante analisi non lineare agli elementi finiti o con metodi classici come quello proposto per i tubi in pressione da Bailey. Esprimendo ad esempio le sollecitazioni principali agenti sullo spessore del tubo allo stato elastico iniziale con le formule di Lamé:

$$\sigma_H = p * \frac{r_i^2 * (r_o^2 + r^2)}{r^2 * (r_o^2 - r_i^2)}$$

$$\sigma_x = p * \frac{r_i}{r_o^2 - r_i^2}$$

$$\sigma_r = -p * \frac{r_i^2 * (r_o^2 - r_i^2)}{r^2 * (r_o^2 - r_i^2)}$$

dove:

r , r_o , r_i = rispettivamente generica distanza radiale, raggio esterno e raggio interno della sezione trasversale del tubo.

Per $t \rightarrow \infty$, cioè allo stato di rilassamento tensionale stazionario, le formule precedenti diventano:

$$\sigma_H = p * \frac{[(2 - n)/n] * (r_o/r)^2/n + 1}{(r_o/r_i)^2/n - 1}$$

$$\sigma_x = p * \frac{[(1 - n)/n] * (r_o/r)^2/n + 1}{(r_o/r_i)^2/n - 1}$$

$$\sigma_r = p * \frac{(r_o/r)^2/n - 1}{(r_o/r_i)^2 - 1}$$

dove:

n = esponente della legge di Norton-Bailey.

3.4 Problemi della saldatura e metodi di controllo

Il processo di saldatura utilizzato in questi tubi è quello a resistenza per punti sovrapposti. Si basa sul principio del calore generato dal passaggio di corrente elettrica attraverso una resistenza [11]. Le due parti da saldare vengono strette da una morsa di elettrodi (conduttori di rame) e attraversate da una corrente di bassa tensione e alta intensità. L'effetto Joule si concentra sulla superficie di contatto delle parti (di conducibilità inferiore rispetto agli elettrodi) fino a portare l'acciaio a temperatura di fusione. Sottoponendo le parti a pressione, queste rimangono saldate solo localmente. Utilizzando elettrodi a ruota mobili, si riesce a produrre una saldatura concentrata in punti più o meno ravvicinati in funzione della velocità di esecuzione. Quando i punti di saldatura sono tanto vicini da sovrapporsi, si ottiene una saldatura costituita da una cucitura continua di punti (*seam weld*) che garantisce la tenuta del fluido in pressione. In generale in altri processi come quelli ad arco e a gas, il metallo con il quale si realizza il giunto della saldatura (metallo di saldatura o *weld metal*) non è costituito solo da quello prodotto dalla fusione delle superfici di contatto delle parti (metallo base o *base metal*). Ad esso può aggiungersi quello di riempimento (*filler metal*) depositato attraverso la fusione dell'elettrodo (consumabile) o di un'asta (*welding rod*) introdotta durante l'operazione di saldatura. Ciò avviene ad esempio nelle saldature di due metalli base diversi con l'apporto di un materiale di riempimento duttile che minimizzi le tensioni residue dovute alla diversa contrazione.

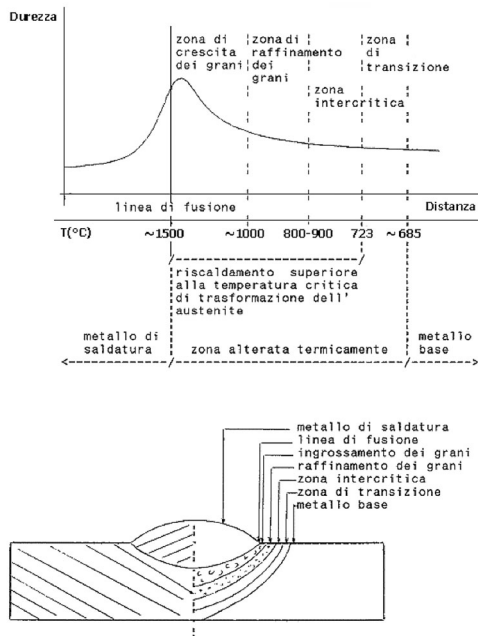
Il processo più largamente usato tra tutti i 45 metodi di saldatura oggi disponibili è quello ad arco, basato sul calore prodotto da un arco voltaico che si stabilisce nell'aria tra l'elettrodo e il metallo base al passaggio di una corrente di bassa tensione e alta intensità. In questo caso di fondamentale importanza è evitare reazioni chimiche indesiderate quali l'ossidazione del metallo fuso a contatto con gli elementi dell'atmosfera. Ciò si ottiene mediante la fusione di un adatto rivestimento degli elettrodi oppure isolando l'area con un flusso continuo di gas come la CO₂ o ancora circondando l'arco con il vuoto o gas inerte. Quest'ultima soluzione è adottata ad esempio nei due metodi di saldatura ad arco denominati *Tungsten Inert Gas* - TIG, con l'uso di elettrodi non consumabili di tungsteno e *Metal Inert Gas* - MIG, con elettrodi consumabili metallici.

3.4.1 Indurimento del metallo base

Nella sezione di un generico giunto di saldatura, le condizioni termiche, la grandezza dei grani e la durezza del materiale rimangono strettamente correlate tra loro. Nel metallo base adiacente la saldatura vi è una zona alterata termicamente (*Heat Affected Zone*, HAT) che ha subito in gran parte un riscaldamento a temperature superiori a quella critica di trasformazione dell'austenite (Sezione III, Paragrafo 4.1). Essa si estende dalla linea di fusione (*fusion line*), che definisce la discontinuità tra metallo fuso e quello rimasto allo stato solido, ad una zona di transizione (*transition zone*) che precede quella in cui il metallo conserva la struttura originale.

Nella zona di transizione il metallo base risulta sottoposto a rinvenimento (Sezione III, Paragrafo 4.5). Nella regione successiva alla zona di transizione, in cui il materiale ha subito un riscaldamento ad una temperatura di poco superiore all'intervallo critico di trasformazione dell'acciaio in austenite, la struttura dei grani è più fine di quella originale (*refined zone*). Nella regione compresa tra la zona di transizione e quella di raffinamento dei grani, il materiale si riscalda a temperature interne all'intervallo critico presentando una struttura intermedia dovuta alla parziale trasformazione in austenite (*intercritical zone*). Procedendo verso la regione adiacente la saldatura, dove l'austenite ha subito un ulteriore riscaldamento fino a temperature prossime a quelle di fusione, la dimensione dei grani aumenta progressivamente (*grain growth zone*). Percorrendo la zona alterata termicamente nello stesso verso, il valore della durezza aumenta progressivamente da quello del materiale originale fino ad un massimo immediatamente prima della linea di fusione, per poi diminuire bruscamente fino ad un valore più basso nella saldatura. Graficamente ciò è mostrato in Figura 47. Il picco di durezza è situato a ridosso della linea di fusione in quanto è la zona che presenta una struttura con grani di maggiori dimensioni alla temperatura più elevata: questa struttura tenderà con il raffreddamento ad indurire prima di quella con grani più fini. Inoltre questa porzione di materiale è quella che attraversa più rapidamente la temperatura alla quale comincia a formarsi la perlite, costituente più soffice (Sezione III, Paragrafo 4.1).

Figura 47: Andamento della durezza nella zona alterata termicamente



Fonte: Jefferson TB, et al., 1990 [11], courtesy of The J. F. Lincoln Arc Welding Foundation; rielaborazione da parte dell'Autore.

Questa sottile zona di indurimento del metallo base, anche se nei casi in cui non è prevista la lavorazione alla macchina utensile può essere perfino desiderabile, è ritenuta in generale di debolezza perché in essa si concentrano le tensioni residue e le cricche. Quindi quasi sempre si procede nelle operazioni di saldatura in modo da ridurne e/o controllarne gli effetti mediante i tre metodi seguenti:

- 1) controllo del riscaldamento durante la saldatura (*controlled heating during welding*),
- 2) in aggiunta al metodo precedente, preriscaldamento del metallo base (*by preheating the base metal in addition to controlled heating during welding*),
- 3) in aggiunta ai metodi precedenti, rinvenimento del metallo base dopo la saldatura (*by preheating the base metal, controlled heating during welding and postheating or tempering*).

Il primo, essendo il procedimento più economico è sempre prescelto fintanto si ottengano risultati soddisfacenti (acciai con medio contenuto di carbonio, compreso cioè tra 0.30% e 0.45%); si realizza riscaldando grandi volumi di metallo base mediante un arco di corrente di alta intensità e bassa velocità oppure operando con passate multiple. Nel primo caso si diminuisce la velocità di raffreddamento del metallo base; nel secondo, con ogni passata si preriscalda il metallo base che verrà alterato termicamente dallo strato successivo. Inoltre il calore di ogni strato sottoporrà a rinvenimento il metallo base che lo precede. Oltre all'indurimento del metallo base (*hardening of the base metal*), gli altri problemi dai quali può dipendere la buona riuscita di una saldatura (specie degli acciai ad alto contenuto di carbonio, superiore cioè allo 0.45% C) sono i seguenti:

- porosità all'interno del metallo di saldatura (*holes in the weld metal*),
- intenerimento eccessivo del metallo base (*excessive softening of the base metal*),
- cricche del metallo di saldatura (*hot or auto cracks*),
- cricche del metallo base (*toe or surface cracks*).

3.4.2 Porosità del metallo di saldatura

Si controlla riducendo la penetrazione nel metallo base (*by reducing the penetration into the base metal*) e saldando in modo tale che la superficie del metallo di saldatura solidifichi per ultima e tutto il raffreddamento avvenga lentamente. I gas, come l'idrogeno assorbito dall'atmosfera e il monossido di carbonio prodotto dalla reazione dell'ossigeno con il carbonio, hanno così il tempo di essere espulsi dal metallo solido dove sono molto meno solubili rispetto alla fase liquida.

3.4.3 Intenerimento del metallo base

Si riduce eliminando il preriscaldamento, utilizzando elettrodi più piccoli con velocità maggiori ed eventualmente eseguendo trattamento termico dopo la saldatura (*by elimination of preheating, by welding faster and with small electrodes or by heat treatment after welding*).

3.4.4 Cricche del metallo di saldatura

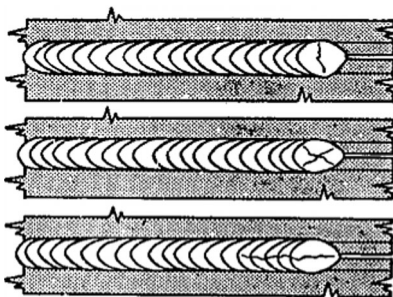
Possono essere dei due seguenti tipi, Figura 48 a) e Figura 48 b).

- 1) Cricche con origine in crateri sulla superficie degli strati di saldatura (*crater cracks*). Si innescano all'interno della depressione a forma di cratere lasciata quasi sempre dall'operatore al termine di ogni strato di saldatura (*weld bead*). Poichè le tensioni prodotte durante il raffreddamento (*hot shrinkage*) si concentrano nelle porzioni di materiale che solidificano per ultime, la presenza in esse di un cratere sulla superficie riduce la sezione resistente favorendo l'insorgenza di questo tipo di cricca.
- 2) Cricche con origine nel primo strato di saldatura (*root cracks*). Lo strato di saldatura depositato per primo è quello che presenta la maggiore percentuale di carbonio assorbito dal metallo base e quindi più fragile. Inoltre, quando la saldatura si raffredda, la sua contrazione può essere impedita dal metallo base adiacente più freddo. Può prodursi così uno stato piano di tensioni tanto elevate da rompere lo strato (che ha in genere la minore sezione resistente). La lesione può propagarsi negli strati successivi.

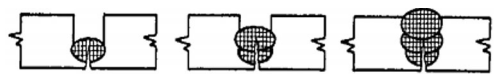
Queste cricche possono essere evitate mediante:

- preriscaldamento del metallo base prima e distensione del giunto dopo la saldatura,
- riduzione della penetrazione nel metallo base e uso di elettrodi, ad es. in acciaio inossidabile (*low-hydrogen or stainless-steel electrodes*) che aumentano la duttilità del metallo di saldatura,
- riduzione della rigidità del giunto (*reduction of the rigidity of the joint*),
- appropriato disegno della scanalatura del giunto con uniforme distanziamento tra le parti (*uniform gap at groove of the joint*).

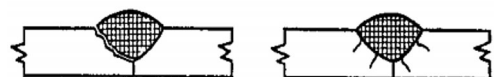
Figura 48: Schema sintetico delle cricche del metallo di saldatura e del metallo base



a) Cricche del metallo di saldatura con origine nei crateri di tipo (dall'alto) trasversale, a stella e longitudinale



b) Cricche del metallo di saldatura con origine nel primo strato di saldatura.



c) Cricche del metallo base parallele allo strato di saldatura e radiali

3.4.5 Cricche del metallo base

Sono più pericolose delle precedenti perché a differenza di queste, sono difficilmente rilevabili dai controlli non distruttivi, anche ai raggi X, in quanto sono localizzate sull'interfaccia saldatura - metallo base. Possono essere dei due seguenti tipi (Figura 48c):

- 1) Cricche parallele alla faccia interna della saldatura (*underbead or parallel cracks*). Si generano lungo tutta la zona indurita del metallo base a ridosso della linea di fusione, quando:
 - il metallo di saldatura si deposita su un metallo base freddo,
 - vi è presenza di idrogeno (proveniente ad es. dal rivestimento degli elettrodi) in soluzione nella fase liquida del metallo di saldatura,
 - vi è formazione di martensite nella zona indurita del metallo base (Sezione III, Paragrafo 4.4). Se il raffreddamento è troppo rapido, l'idrogeno non ha il tempo di diffondere alla superficie della saldatura, creando bolle che possono lesionare la martensite molto fragile.
- 2) Cricche radiali (*stress or radial cracks*). Si generano sulla superficie interna della saldatura propagandosi in direzione radiale attraverso tutta la zona termicamente alterata del metallo base. Sono causate esclusivamente dalle tensioni prodotte, durante il raffreddamento, dalla contrazione del metallo base non sufficientemente duttile.

Queste cricche possono essere evitate mediante:

- uso di elettrodi a basso contenuto di idrogeno e in acciaio inossidabile,
- riduzione delle tensioni da raffreddamento sul giunto da saldare.

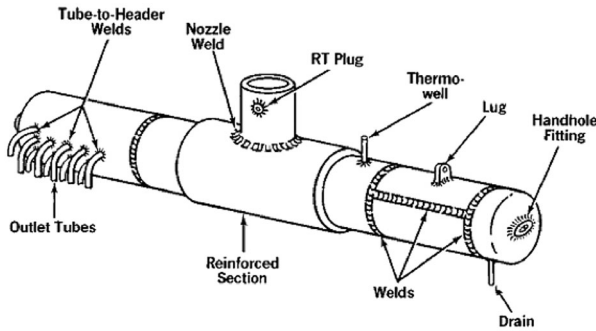
3.5 Cricche da scorrimento viscoso nelle saldature: un esempio di classificazione

3.5.1 Aspetti critici dell'analisi della vita residua delle saldature

Le rotture nelle saldature, che possono considerarsi diretta conseguenza dei fenomeni di degrado del materiale quali scorrimento viscoso, fatica e loro interazione, sono di natura complessa: l'innescò ed evoluzione di cricche ad alta temperatura nelle saldature dipendono, in generale, da peculiari combinazioni di condizioni di esercizio e variabili metallurgiche. La valutazione del livello di danno e la corrispondente previsione di un tempo di rottura presentano pertanto maggiori rischi di errore. Così, nell'analisi del componente saldato, destinato all'esercizio in alta temperatura, in alcuni casi l'uso nel calcolo della vita residua di empirici fattori di riduzione delle sollecitazioni di rottura a caldo, potrebbe rivelarsi non conservativo: prendendo ad esempio come componente tipico i collettori ad alta temperatura il cui schema è mostrato in Figura 49, per le sole

saldature longitudinali (*longitudinal seam welds*), che sopportano lo sforzo tangenziale massimo tendente ad aprirle, la riduzione della resistenza a scorrimento viscoso prevista dalle norme, inclusa quella italiana, è pari ad un fattore di 0.9 [13]. Quest'ultimo va moltiplicato per un fattore 0.8 [14], che tiene conto della dispersione dei dati sperimentali di rottura da scorrimento viscoso rispetto a quelli medi.

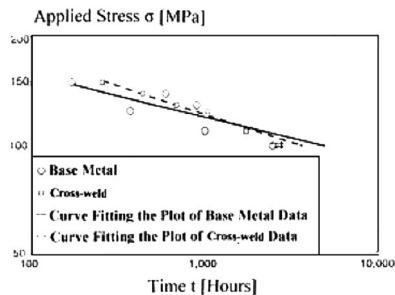
Figura 49: Schema tipico di collettore ad alta temperatura



Fonte: Viswanathan R, Stringer J, 2000 [17], courtesy of American Society of Mechanical Engineers, ASME.

In realtà, il fattore di riduzione della resistenza a scorrimento viscoso (*strength reduction factor*, SRF) andrebbe considerato in funzione delle condizioni di esercizio, stante la sua dipendenza dal tempo t e temperatura T oltre che dal materiale [15]. La dipendenza da t può constatarsi anche sperimentalmente [16]. Una prova di durata a scorrimento viscoso, condotta su un provino saldato, fornirà dati di rottura simili a quelli per il metallo base fino a durate relativamente brevi, come nell'esempio riportato in Figura 50 relativo al 2 ¼ Cr-1Mo (P22). Prove condotte applicando una sollecitazione da 150.2 a 100 MPa, forniscono tempi di rottura da 176.2 a 2640 ore per i provini di metallo base e tempi di rottura da 264.0 a 2688 ore per quelli saldati, mostrando curve di regressione molto vicine.

Figura 50: Curve di regressione $\sigma - t$ ottenute da prove di scorrimento viscoso di breve durata su provini saldati e in metallo base di 2 ¼ Cr-1Mo (P22)

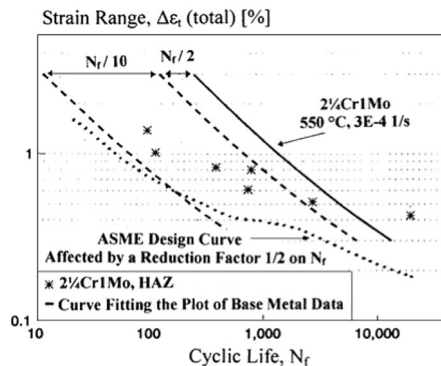


Fonte: Grisolia O, 2010 [14], courtesy of Elsevier Ltd.

Per durate maggiori (minori carichi di prova applicati) lo SRF ricavabile diventa inferiore ad uno, con la frattura del provino che si sposta progressivamente dal metallo base verso la zona termicamente alterata.

Per le saldature circonferenziali (*circumferential, girth butt welds*), meno critiche dal punto di vista degli sforzi applicati, la scelta di un SRF unitario come da norma potrebbe rivelarsi non conservativa anche del 20-30%, in caso di tempi e/o temperature di esercizio elevati [15]. Per tali condizioni, è stato di recente suggerito di applicare un fattore di sicurezza sulla massima sollecitazione principale agente di 1.2-1.3. Operare in tal modo equivarrebbe a considerare un fattore di riduzione delle sollecitazioni di rottura a caldo complessivo finanche più basso di quello proposto dalle norme per garantire il conservatorismo del calcolo di vita residua delle saldature longitudinali (0.72). Per completare, va detto che incertezze vi sono anche per i valori dei coefficienti di riduzione (*weld reduction factors, WRF*) adottati nella valutazione della vita a fatica dei giunti saldati: per la resistenza a fatica oligociclica del metallo di saldatura la riduzione prevista dalla norma italiana [13] è di 1/2 sui cicli di rottura del metallo base. Questo valore può essere smentito da evidenze sperimentali [16], come appare ad esempio per un materiale basso legato di largo impiego in Italia nelle applicazioni ad alta temperatura come il 2 ¼ Cr-1Mo (P22). La Figura 51 mostra come tutti i punti rappresentativi dei cicli di rottura a fatica N_f per la zona termicamente alterata (*heat affected zone, HAZ*) siano successivi alla curva di rottura ricavabile per il metallo base solo quando questa sia affetta da un fattore di riduzione di 1/20.

Figura 51: Tracce dei punti rappresentativi delle misure sperimentali $\Delta\epsilon - N_f$ per la zona termicamente alterata a confronto con la curva di regressione dei dati di rottura a fatica per il metallo base



Fonte: Grisolia O, 2010 [14], courtesy of Elsevier Ltd.

Le considerazioni su esposte in ambito di analisi danno un'idea di come i giunti saldati costituiscano in generale l'elemento di debolezza del componente durante l'esercizio ad alta temperatura: essi rappresentano quindi una sfida per l'addetto ai controlli periodici (Progettista Abilitato [13]) ai quali è affidata la garanzia finale contro il rischio di rotture premature.

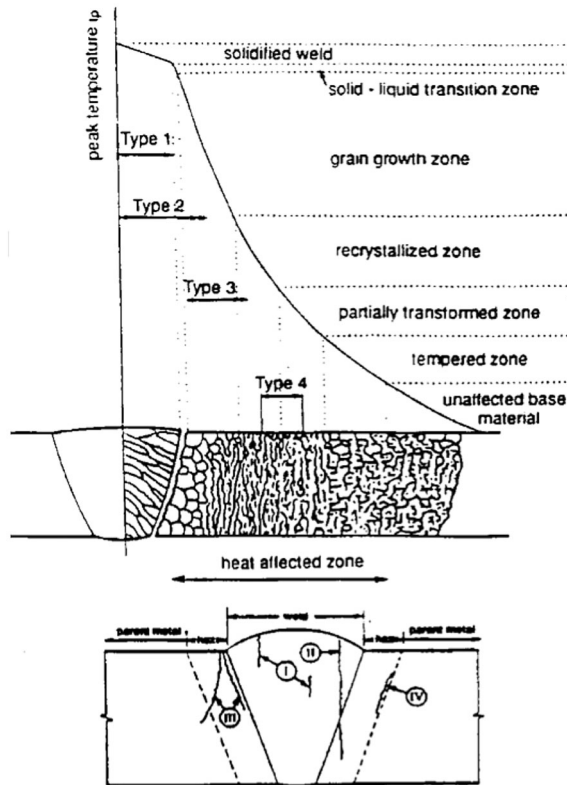
3.5.2 Cricche da scorrimento viscoso

Le cricche nelle saldature, conseguenza del danno da scorrimento viscoso, sono evidenziate dalla presenza di cavitazione di cui rappresentano lo stadio evolutivo finale: conducendo rapidamente a rottura il componente, ne richiedono la riparazione o sostituzione immediata. Esse riguardano principalmente le saldature dissimili dei tubi e quelle dei collettori [17]. Le saldature dei collettori interessano i giunti tubo/tronchetto-collettore, i giunti longitudinali e quelli circonferenziali. La localizzazione della cricca può essere o nel metallo base o nella HAZ, in particolare nelle regioni di ingrossamento dei grani ed intercritica (Sezione III, Paragrafo 3.4.1). Nel primo caso, la sede di innesco preferenziale è attribuibile alla minore resistenza e duttilità del metallo base; nel secondo, alle sollecitazioni sul diametro medio del tubo (*mean-diameter hoop stress*) (Sezione III, Paragrafo 3.2), a quelle di flessione o residue in seguito a rilassamento delle tensioni (Sezione II, Paragrafo 2.3). La direzione di allineamento delle cavità sul bordo dei grani fornisce spesso un indizio sulla natura delle sollecitazioni in gioco.

Le cricche da scorrimento viscoso nelle saldature circonferenziali, per le quali è disponibile una classificazione [18], mostrano una configurazione in qualche misura confrontabile con quella vista nei problemi di origine metallurgica (Sezione III, Paragrafo 3.4): esse però, diversamente dai difetti di fabbricazione, spesso non permettono la possibilità di riparare in sicurezza la saldatura a causa dell'estensione di materiale da rimuovere, richiedendo la sostituzione parziale del componente. Inoltre, soprattutto se subcorticali (tipo 4) tali cricche richiedono tecniche di indagine quasi sempre di applicazione più impegnativa per estensione, tipo di tecnologie impegnate e costi di fermo impianto (*maintenance outage*). Riguardo l'ultimo aspetto, è bene ricordare come tali costi possano rappresentare una quota del totale relativo ad una campagna di attività di nuova certificazione estremamente elevata, tanto da far apparire secondari o poco significativi quelli connessi alla riparazione e/o sostituzione del componente: ad esempio una stima recente delle perdite per un giorno di mancata produzione di una centrale elettrica di 500 MW in USA è di 500.000\$ [17]. La Figura 52 mostra schematicamente i quattro tipi di cricca identificati in relazione alla microstruttura del giunto. In particolare, i tipi di cricca sono i seguenti:

- Tipo 1: cricca longitudinale o trasversale rispetto alla direzione del giunto, che inizia e rimane interamente nel metallo di saldatura;
- Tipo 2: cricca longitudinale o trasversale che inizia nel metallo di saldatura ma cresce nella periferia della zona termicamente alterata (*heat affected zone, HAZ*);
- Tipo 3: cricca che interessa la regione di ingrossamento dei grani della HAZ (*grain growth zone*) a ridosso della linea di fusione;
- Tipo 4: cricca subcorticale che inizia e cresce nella regione intercritica della HAZ (*partially transformed zone*) compresa tra quella di transizione (*tempered zone*) e quella di raffinamento dei grani (*recrystallized zone*).

Figura 52: Quattro diverse categorie di cricca da scorrimento viscoso nelle saldature circolferenziali



Fonte: Viswanathan R, Stringer J, 2000 [17], courtesy of American Society of Mechanical Engineers, ASME.

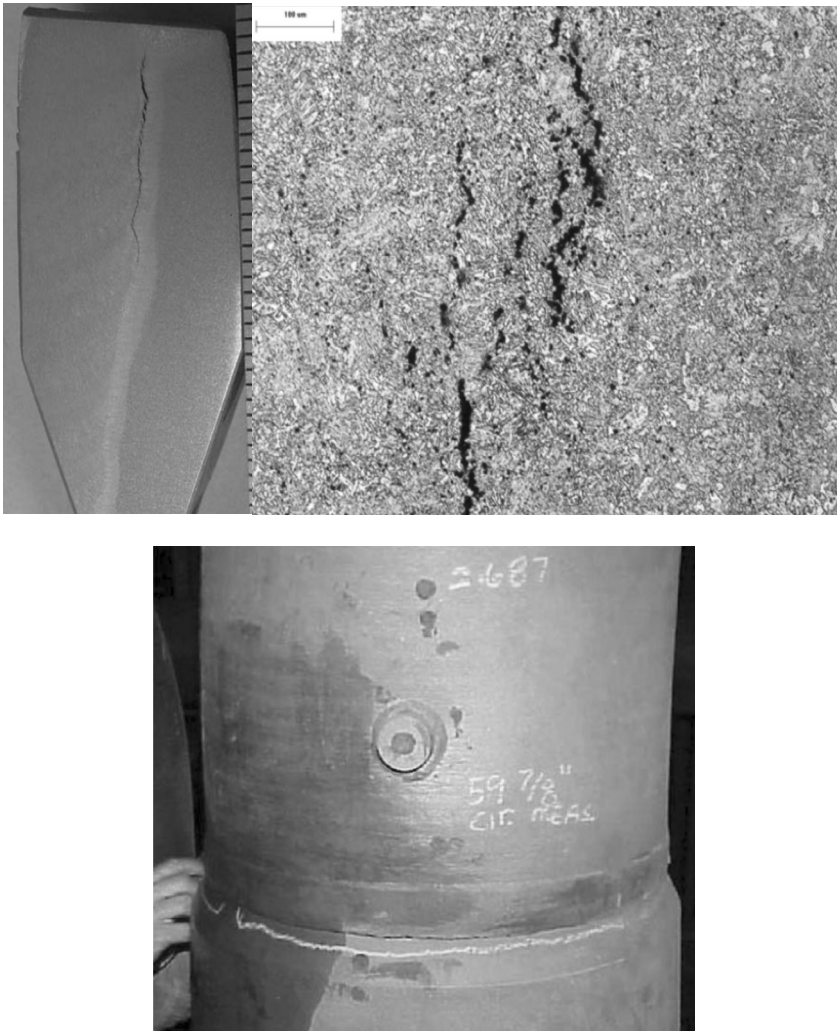
Le cricche da scorrimento viscoso assiali e circolferenziali sono state osservate sia nel metallo base che nella HAZ delle saldature circolferenziali. Le prime vengono attribuite all'azione della pressione interna e conseguente rigonfiamento del tubo, mentre le seconde a combinazione di carichi di lavoro e pressione.

In particolare, per un esempio osservato di cricca assiale attraverso il metallo base, l'innesco fu attribuito all'azione combinata del rigonfiamento da pressione con una bassa duttilità della saldatura; per un esempio invece di cricca circolferenziale osservato nella regione di ingrossamento dei grani della HAZ, l'innesco fu attribuito a rilassamento delle tensioni prima del servizio.

Le cricche circolferenziali di tipo 4 si dispongono, alla fine della HAZ, adiacenti al metallo base: il loro innesco è attribuito in genere all'azione combinata della deformazione da scorrimento viscoso nella regione intercritica non ancora indurita e delle sollecitazioni di flessione. Esempi di questo tipo sono stati osservati in acciai Cr-Mo-V e Cr-Mo, utilizzati frequentemente per collettori funzionanti tipicamente a tempe-

ratura di 540°. Per tali componenti, specie se in Cr-Mo-V, esperienze in campo mostrano come l'occorrenza delle cricche circonferenziali di tipo 4 diventa rilevante quando la temperatura di esercizio è portata a 565°C. La Figura 53 mostra due esempi di cricche da scorrimento viscoso nelle saldature circonferenziali.

Figura 53: Due esempi di cricca da scorrimento viscoso in saldature circonferenziali



Fonte: Cohn M, 2010 [15], courtesy of American Society of Mechanical Engineers, ASME.

4. Acciai: trattamenti termici e leghe

4.1 Austenite e fasi strutturali dopo lento raffreddamento: ferrite, cementite e perlite

L'austenite è una soluzione solida sovrasatura di carbonio (C) nel ferro (Fe), dal nome del metallurgista inglese Sir William Chandler Roberts-Austen. Osservando con particolari tecniche l'acciaio al calor bianco, a temperatura cioè superiore all'intervallo critico, con un ingrandimento di 2500x esso apparirebbe come un puro metallo piuttosto che come una lega. Sarebbero cioè visibili solo i grani dell'austenite.

La ferrite rappresenta negli acciai in generale, lo stato di ferro puro con struttura cristallina a corpo centrato di 9 atomi che, a temperatura inferiore a quella critica di 723 °C (1333 °F), è presente insieme al carburo di ferro Fe₃C detto cementite. Questo composto chimico è generato dalla presenza di atomi liberi di carbonio confinati ai bordi del cristallo (o grano) del ferro quando questo si trasforma, nel corso di un lento raffreddamento, da struttura a faccia centrata di 14 atomi dell'austenite a quella a corpo centrato con solubilità inferiore.

La ferrite è soffice e duttile, la cementite dura e fragile. Se l'acciaio ha 0.83% di carbonio, a temperatura ambiente tutta la struttura dei grani è costituita da un'alternanza di strati di ferrite e cementite detta perlite (il suo aspetto ricorda quello della madreperla all'interno delle conchiglie). Negli acciai con meno di 0.83% di C, la struttura è composta invece da ferrite e perlite, in quelli con più di 0.83% di C, la struttura è composta da grani di perlite circondati da cementite.

Si ricorda come la temperatura alla quale l'acciaio fuso comincia a solidificare nel corso di un lento raffreddamento, diminuisca con il contenuto di carbonio da 1527 °C (2780 °F) per % C = 0 (ferro puro) a 1138 °C (2080 °F) per % C = 4.3. Questa fascia di temperature è suddivisa in due intervalli termici definiti rispettivamente calore bianco e giallo chiaro. Proseguendo nel raffreddamento vengono attraversati altri due intervalli termici definiti rispettivamente arancio e rosso (il metallo emette radiazioni con frequenza variabile dal bianco al giallo chiaro per temperature tra 1527 °C e 1138 °C, dall'arancio al rosso tra 1138 °C e 538 °C (1000 °F) circa). In sintesi:

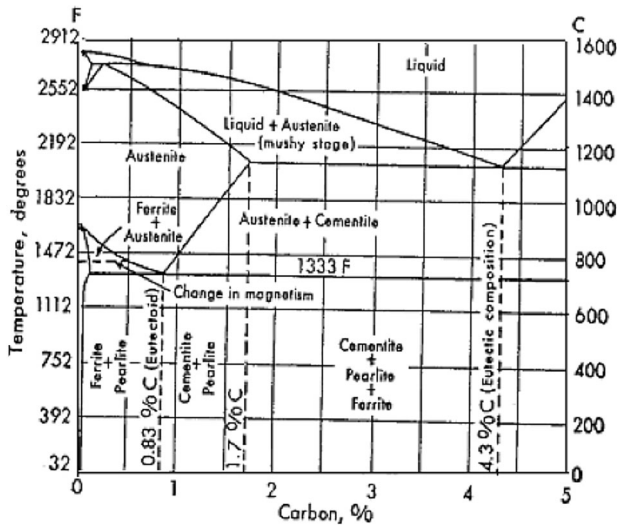
- | | |
|--|---|
| per $0 < \% C < 4.3$ e per $T > 1138\text{ °C}$ | → l'acciaio è nella fase liquido o liquido + austenite o austenite, |
| per $0 < \% C < 1.7$, per $\% C > 0.83$
e per $723\text{ °C} < T < 1138\text{ °C}$ | → l'acciaio è nella fase austenite o austenite + cementite, |
| per $\% C < 0.83$ e per $723\text{ °C} < T < 927\text{ °C}$ | → l'acciaio è nella fase austenite o ferrite + austenite, |
| per $0.83 < \% C < 1.7$ | → l'acciaio è nella fase cementite + perlite, |

per % C < 0.83 e per T < 723 °C → l'acciaio é nella fase ferrite + perlite,

per % C > 1.7 e per T < 723 °C → l'acciaio é nella fase cementite + perlite + ferrite.

Combinando i dati relativi alle temperature di solidificazione, intervalli critici, cambi di fase, si costruisce nel piano T - % C il diagramma ferro-carbonio mostrato in Figura 54.

Figura 54: Diagramma ferro-carbonio costruito nel piano T - % C



Fonte: Jefferson TB, Woods G, 1990 [11], courtesy of The J. F. Lincoln Arc Welding Foundation.

Considerando contenuti di carbonio fino a 1.7%, le curve del diagramma forniscono le temperature di trasformazione della fase liquida in austenite nonché le temperature alle quali inizia e finisce la trasformazione dell'austenite in ferrite (per % C < 0.83) o in cementite (per % C > 0.83). L'intervallo critico rimane definito per ogni % C, dalla temperatura critica superiore (di inizio trasformazione dell'austenite) e da quella inferiore (di fine trasformazione) che é approssimativamente uguale a 723 °C.

4.2 Curve di trasformazione liquido-solido: lento raffreddamento di un acciaio con % C = 1

La verticale in corrispondenza di % C = 1 interseca sul diagramma la curva della fase liquida a 1449 °C (2640 °F), temperatura alla quale l'acciaio comincia a solidificare nel

corso di un lento raffreddamento. Si formano pochi cristalli che con il tempo si aggregano finché a 1343 °C (2450 °F) l'ultima porzione di acciaio fuso solidifica. A temperature intermedie, fini grani cristallini galleggiano nella fusione (*mushy stage*). Il segmento staccato sulla curva della fase liquida dall'orizzontale, è proporzionale alla fase solida formatasi; quello sulla curva del solido è proporzionale alla fase liquida residua.

4.3 Curve di trasformazione dell'austenite: lento raffreddamento di un acciaio con % C di 0.83, 0.30 e 1.2

Con un contenuto di carbonio di 0.83%, l'acciaio è in fase liquida sopra i 1466 °C (2670 °F). Con il raffreddamento la solidificazione inizia a 1466 °C e termina a 1371 °C (2500 °F). Tutto il carbonio è dissolto nel ferro perché la sua struttura cristallina a faccia centrata permette l'inserimento degli atomi di carbonio. Quando questa soluzione solida (austenite) è raffreddata a 723 °C, gli atomi del ferro cominciano a cambiare l'assetto in corpo centrato con emissione di calore. I cristalli di ferro (ferrite) espellono gli atomi di carbonio che danno luogo ad un composto con tre atomi di ferro (cementite); i cristalli di quest'ultimo si dispongono in sottili strati alternati con i cristalli di ferro (perlite). Durante l'intero processo di trasformazione, la temperatura si discosta di poco da quella iniziale pari a 723 °C a causa del rilascio di energia (eutettoide).

Con un contenuto di C di 0.30%, l'acciaio fuso inizia e termina la solidificazione a temperatura più alta rispetto al caso precedente. A 816 °C (1500 °F) l'austenite comincia a cambiare la struttura cristallina da faccia centrata a quella a corpo centrato della ferrite.

Quando il carbonio viene espulso dalla soluzione è dissolto nuovamente nell'austenite residua non ancora satura. Con il procedere del raffreddamento, i cristalli di ferrite aumentano di numero e dimensione mentre il carbonio continua ad arricchire l'austenite residua fino ad un contenuto di 0.83%, quando tutta l'austenite si trasforma in perlite a 723 °C circa.

Con un contenuto di C = 1.2%, l'acciaio fuso comincia e termina la solidificazione rispettivamente a 1427 °C (2600 °F) e a 1316 °C (2400 °F). Con il raffreddamento i grani di austenite all'inizio fini cominciano a produrre coalescenze e ingrossare e la solubilità del carbonio a diminuire. A 843 °C (1550 °F) la solubilità del carbonio nell'austenite è diminuita tanto che alcuni atomi ne vengono espulsi per combinarsi con il ferro e dar luogo alla cementite. Il contenuto di carbonio nell'austenite continua a diminuire fino ad un valore di 0.83% quando tutta l'austenite si trasforma in perlite a 723 °C circa.

Le curve e le corrispondenti temperature di trasformazione (critiche) sono applicabili a tutti gli acciai al carbonio quando subiscono un lento raffreddamento: rimangono valide anche nel verso di un lento riscaldamento ma con temperature di trasformazione più alte. Se si aumenta la velocità del raffreddamento, le temperature di trasformazione si abbassano così come succede in presenza di determinati elementi di lega usati nella produzione degli acciai.

4.4 Fasi strutturali dopo rapido raffreddamento (tempra): martensite e bainite

La martensite è una particolare struttura dell'acciaio (tipicamente ad alto contenuto di carbonio, maggiore o uguale cioè allo 0.45%), ottenuta dal trattamento termico di indurimento mediante tempra (*quench hardening*). Il manufatto di acciaio è tenuto a temperatura di poco superiore all'intervallo critico (circa 38 °C - 100 °F) per un periodo sufficientemente lungo da permettere al suo interno la completa trasformazione in austenite. L'intero processo deve avvenire evitando eccessi di riscaldamento con conseguente crescita dei grani. Quindi mediante immersione in fluido, il raffreddamento sarà sufficientemente rapido da convertire totalmente o solo parzialmente l'austenite in martensite che presenterà cristalli aghiformi in una matrice non ben definita.

Gli elevati valori di durezza (*hardness*) e carico di rottura (*tensile strength*) esibiti dalla martensite a temperatura ambiente sono prodotti da una condizione deformata della struttura cristallina del ferro nella quale gli atomi di carbonio non hanno avuto il tempo di segregare per formare ferrite, cementite e perlite.

Quando raffreddato lentamente, l'acciaio fuso produce grandi cristalli di austenite che con la solidificazione ingrossano e determinano la segregazione degli atomi di carbonio a bordo grano. Se invece l'acciaio è raffreddato rapidamente, i cristalli di austenite non hanno tempo di ingrossare e gli atomi di carbonio di segregare: a circa 1138 °C la struttura dell'acciaio è costituita da fini grani austenitici con il carbonio distribuito uniformemente.

Gli atomi di carbonio rimangono "congelati" nella loro posizione originale all'interno dell'austenite. La temperatura di trasformazione di quest'ultima è ritardata fino a quella di 149 °C (300 °F) quando gli atomi di carbonio, non potendo muoversi tra quelli del ferro, rimangono là dove la struttura cristallina li ha espulsi. Si produce una distorsione del reticolo che è causa degli alti valori di resistenza e durezza della martensite: gli atomi di carbonio si oppongono al mutuo slittamento dei piani atomici adiacenti del ferro.

In alcuni acciai ad elevato contenuto di carbonio e con alte percentuali di determinati elementi di lega (come nel caso degli acciai inossidabili con contenuto di manganese superiore al 10 ÷ 14%), la trasformazione dell'austenite è rallentata a tal punto da non avvenire affatto. Dopo la tempra, l'acciaio inossidabile conserva a temperatura ambiente una struttura austenitica identica a quella esibita dagli acciai al carbonio a temperature superiori a quella critica.

Per i manufatti di acciaio ad alto contenuto di carbonio è possibile ottenere a parità di durezza una maggiore duttilità di quella ottenuta con i trattamenti di tempra e rinvenimento ordinari, mediante l'immersione in bagno liquido di sale o metallo a temperatura costante pari a quella di inizio di trasformazione della martensite. Una volta raggiunta una temperatura uniforme in tutte le sue parti, si prosegue con il raffreddamento previsto per la tempra.

La bainite è un tipo di struttura assunta dall'acciaio dopo rapido raffreddamento, costituita da ferrite aghiforme e carburi, con una durezza intermedia tra quella della martensite e quella dell'austenite o della perlite.

4.5 Trattamenti termici di rinvenimento, distensione, ricottura e normalizzazione

Di norma, alla tempra si fa seguire il trattamento termico di rinvenimento (*tempering*) riscaldando l'acciaio a temperatura di qualche grado al di sotto dell'intervallo critico e raffreddandolo in aria o acqua. Si ottiene così una riduzione delle tensioni residue (*internal stresses*) e della durezza dell'acciaio. Un trattamento termico simile può essere eseguito anche per ridurre le tensioni causate dalla saldatura o da lavorazioni a freddo, detto di distensione (*stress relieving*). Si esegue riscaldando l'acciaio a temperatura sempre inferiore all'intervallo critico e raffreddandolo uniformemente.

Trattamenti termici che come la tempra prevedono un riscaldamento dell'acciaio a temperature di poco (38 °C) al di sopra dell'intervallo critico sono invece la ricottura (*annealing*) e la normalizzazione (*normalizing*). Il primo si esegue per migliorare la lavorabilità dell'acciaio (*ready machined and cold worked*), per conseguire il raffinamento dei grani (*grain refining*) e la riduzione delle tensioni residue. L'acciaio è tenuto a temperatura superiore all'intervallo critico un numero di ore sufficiente per raggiungere un'uniforme distribuzione del carbonio nell'austenite e quindi raffreddato lentamente in forno. Il secondo ha fasi di riscaldamento e raffreddamento più veloci per ottenere un acciaio di maggiore durezza rispetto al precedente. Gli acciai ricotti infatti (specie a basso contenuto di carbonio, minore cioè allo 0.30%), quando devono essere lavorati velocemente alla macchina utensile possono risultare troppo malleabili (*too soft and gummy for fast machining*); si preferisce così sottoporli prima a normalizzazione per conferire la giusta durezza.

Per gli acciai ad alto contenuto di carbonio è possibile ottenere una lavorabilità migliore di quella ottenuta con la ricottura, mediante la sferoidizzazione della cementite. L'acciaio è riscaldato a temperatura appena sotto l'intervallo critico per alcune ore e fatto raffreddare lentamente limitatamente alla parte più alta dell'intervallo di raffreddamento. In questo modo la cementite si aggrega in fini particelle sferoidali in una matrice ferritica. Dopo la lavorazione l'acciaio è nuovamente riscaldato per dissolvere i carburi nell'austenite.

4.6 Processi di indurimento superficiale in aggiunta o alternativa alla tempra: carburazione, cianurazione, nitrurazione, indurimento ad induzione e alla fiamma

Il manufatto di acciaio tipicamente ferritico, viene indurito limitatamente allo strato superficiale. Si riscalda a temperatura superiore all'intervallo critico lasciando che l'acciaio assorba carbonio o azoto o entrambi dal materiale (solido, liquido o gassoso) con cui è a contatto. Si fa quindi seguire la tempra. Analoghi risultati si ottengono con l'esposizione ad un campo magnetico alternato o ad una fiamma in movimento (ad esempio ossiacetilenica) durante il riscaldamento.

4.7 Tipi di lavorazione

È bene ricordare che tutti i tipi di lavorazione dell'acciaio producono un affinamento dei grani della struttura. Nelle lavorazioni a freddo (*cold working*) come la trafilatura (*drawing*), la formatura per vari tipi di piegatura (*forming by bending, flanging, bulging*) e la battitura o pallinatura (*peening*), si incrementa il carico di rottura e la durezza mediante stiramento e compressione (*by stretching and pounding*) dell'acciaio. Il raffinamento dei grani di ferrite e di perlite è ottenuto per allungamento e/o distorsione (*by elongating and distorting*) della struttura cristallina.

Nelle lavorazioni a caldo (*hot working*) come la forgiatura (*forging*) e la laminazione (*rolling*), il raffinamento dei grani di austenite è ottenuto attraverso l'azione della formatura a caldo (*by hot forming*) sulla struttura cristallina. (Per evitare la crescita dei grani per sovrariscaldamento, la lavorazione è eseguita mentre l'acciaio raffredda e prima che inizi la trasformazione dell'austenite, oppure facendola seguire da una tempra breve).

4.8 Acciai laminati al carbonio (*Rolled carbon steels*)

Rappresentano la classe di acciai più semplice; principali costituenti sono il ferro, carbonio e manganese; in aggiunta il fosforo, zolfo e silicio quali impurità (Sezione III, Paragrafo 4.13). In generale con il contenuto di carbonio, il carico di rottura aumenta e la duttilità diminuisce; comunque tutte le caratteristiche meccaniche dipendono ampiamente dal trattamento termico ricevuto.

4.9 Acciai a basso contenuto di carbonio (*Low-carbon steels*)

Tali acciai hanno $0.05 < \% C < 0.30$ e sono indicati anche come acciai dolci (*mild steels*); $\% C$ di $0.01 \div 0.05$ e con $\%$ totale di impurità inferiore a 0.20 sono possedute da limitate produzioni di elevato costo indicate anche come ferro lingotto (*ingot iron*) che offre buona resistenza alla corrosione. In generale sono resistenti, duttili e di buona lavorabilità e saldabilità; di durezza non elevata, alcuni gradi rispondono al trattamento termico di indurimento superficiale. Utilizzi tipici: chiodi, viti, rivetti, filo, lamiera per stampi; per gradi con $\% C$ più elevata travi, piastre ed elementi strutturali.

4.10 Acciai a medio contenuto di carbonio (*Medium-carbon steels*)

Tali acciai hanno $0.30 < \% C < 0.45$ e sono resistenti, duri e non facilmente forgia-bili e saldabili come quelli dolci. Per saldature estensive è consigliabile l'uso di acciai con $0.30 < \% C < 0.35$; al di sopra di questi valori, per prevenire cricche della saldatura dovute alla tendenza verso l'infragilimento, sono necessari speciali elettrodi e procedure. Utilizzi tipici: perni, aste di collegamento, alberi.

4.11 Acciai ad alto e altissimo contenuto di carbonio (*High and very high-carbon steels*)

Tali acciai hanno rispettivamente $0.45 < \% C < 0.75$ e $0.75 < \% C < 1.5$; molto resistenti e duri soprattutto agli alti valori di % C, la duttilità, malleabilità, saldabilità e resistenza agli urti e alla fatica peggiora molto con la % di impurità quali zolfo e fosforo. Entrambi rispondono bene al trattamento termico acquisendo quasi tutti i valori di durezza e carico di rottura richiesti. Se necessario i primi possono essere saldati adottando speciali elettrodi e procedure insieme al preriscaldamento e distensione, i secondi lo sono solo raramente anche in relazione al loro utilizzo quali elementi per macchine utensili. Utilizzi tipici: per i primi alberi a gomito, lime, molle per auto, incudini, martelli, seghe; per i secondi ceselli, punzoni, coltelli, lame da taglio, molle in genere, utensili per frese, torni, seghe per metallo.

4.12 Acciai legati (*Alloy steels*)

La caratteristica qualificante è quella di rispondere sempre al trattamento termico in modo da esibire i valori di durezza e carico di rottura richiesti. Questi sono comunque superiori a quelli ottenibili con gli acciai al carbonio (limitatamente ad alcuni gradi). Buona parte di quest'ultimi inoltre non possono essere induriti internamente con il raffreddamento. Tutti gli elementi di lega, quando si dissolvono alla temperatura che precede la fase di raffreddamento della tempra, rallentano la velocità di trasformazione dell'austenite; di conseguenza gli acciai legati possono essere induriti a maggiore profondità rispetto a quelli al carbonio a parità di sezione. Inoltre alcuni elementi speciali rallentano anche la crescita dei grani dell'austenite alle temperature superiori all'intervallo critico, permettendo un più ampio intervallo di raffreddamento e una più uniforme struttura del materiale temprato. La maggior parte degli acciai legati con % C entro i limiti può essere saldata con speciali elettrodi e procedure, preriscaldamento e distensione.

4.13 Effetti dei vari elementi di lega

Negli acciai legati, speciali caratteristiche meccaniche e fisiche dipendono dalla presenza di alcuni elementi metallici quali il rame, nichel, cromo, molibdeno, vanadio, tungsteno, silicio e manganese (gli ultimi due sono presenti anche negli acciai al carbonio in minore percentuale). Fosforo e zolfo sono sempre presenti sotto forma di impurità; la loro percentuale è comunque tenuta bassa (minore di $0.05 \div 0.06\%$) per non peggiorare caratteristiche quali duttilità, resistenza a fatica, ad urti e saldabilità. Rame, nichel e silicio, a differenza degli altri che precipitano come carburi, dopo lento raffreddamento rimangono in soluzione nella ferrite. Gran parte degli acciai legati sono stati raggruppati mediante un sistema di identifi-

cazione numerica sviluppata dalla Society of Automotive Engineers (SAE). Per molti di essi, i numeri identificativi coincidono con quelli stabiliti da un'altra organizzazione, American Iron and Steel Institute (AISI).

La prima cifra indica il tipo generale di acciaio, la seconda la percentuale dell'elemento di alleghazione dominante e le ultime due quella del carbonio. Tra l'altro, qui si ricorda come all'acciaio possa venire aggiunto, da solo o in combinazione con altri, i seguenti elementi:

- il rame (Cu), per aumentare la resistenza agli agenti atmosferici (*atmospheric corrosion-resisting qualities*) e il carico di rottura,
- il nichel (Ni), per aumentare il carico di rottura e la tenacità alle basse temperature (*toughness at low temperatures*),
- il cromo (Cr), alle alte percentuali (12% ÷ 30%) per aumentare la resistenza alla corrosione e ossidazione alle alte e basse temperature (*corrosion and oxidation resistance at high and low temperatures*); (il cromo è ingrediente base degli acciai inox: tra i più noti, quello indicato come 18-8 contiene il 18% Cr e 8% Ni),
- il molibdeno (Mo), per aumentare la durezza, i limiti di durata (*endurance limits*) e la resistenza allo scorrimento viscoso (*decrease of high temperature creep tendency*), per incrementare la resistenza alla corrosione degli acciai inossidabili e prevenire la fragilità da rinvenimento (*temper embrittlement*) degli acciai bassoaleghati al cromo,
- il vanadio (V), per contrastare l'ingrossamento dei grani (*grain growth*) dovuto a sovrariscaldamento (*overheating*) durante trattamento termico,
- il tungsteno (T), per conservare la durezza alle alte temperature (*red-hardness*) specie per gli acciai speciali di utensili (*cast and die steels*) alle percentuali del 17% ÷ 20%,
- il silicio (Si), per controllare allo stato fuso il contenuto di ossigeno con funzione di deossidante (*deoxidizing*) ed aumentare la resistenza alla corrosione,
- il manganese (Ma), per combinarsi con lo zolfo annullandone l'effetto infragilente alle alte temperature (*hot shortness*), per aumentare la tenacità e la capacità all'indurimento (*hardening ability*).

4.14 Acciai basso-legati ad alta resistenza (*Low-alloy, high tensile steel*)

Tali acciai hanno una bassa % C e in proporzione un basso contenuto di elementi di lega; esibiscono valori di duttilità e carico di rottura entrambi elevati, con un carico di snervamento spesso di 63 Kg/mm² (90000 psi) o maggiore contro i 21 Kg/mm² (33000 psi) dei tipici acciai a basso contenuto di carbonio. È buona anche la lavorabilità a caldo, la resistenza alla corrosione e la saldabilità. Per la loro versatilità, vengono adottati in molte importanti applicazioni per grandi strutture quali serbatoi, ponti, navi; seppure di costo più elevato rispetto agli acciai al carbonio, la possibilità di ridurre le sezioni resistenti conduce ad una riduzione di peso che spesso li rende anche economicamente convenienti. (La riduzione delle sezioni comporta un adeguato progetto delle rigidità strutturali).

4.15 Acciai basso-legati ad alta resistenza induriti mediante precipitazione (*Precipitation hardened low-alloy, high tensile steels*)

Tali acciai hanno $0.6 < \% \text{ Cu} < 4.0$; la precipitazione del rame nella matrice è causata dalla sua bassa solubilità nella ferrite. Con i meccanismi già visti in precedenza (Sezione I, Paragrafi 1.1 e 1.2), la presenza dei precipitati fa aumentare i valori di carico di rottura, snervamento e durezza, mentre l'allungamento percentuale diminuisce. L'effetto della precipitazione si riduce con il contenuto di carbonio. La presenza del rame migliora anche la resistenza alla corrosione.

4.16 Acciai legati al 9 ÷ 12% Cr di tipo avanzato (*9÷12% Cr Steels or Modified chromium steels*)

Il cromo è stato utilizzato negli ultimi anni quale elemento base di leghe per sfruttare alcune favorevoli proprietà come il punto di fusione abbastanza elevato, il peso specifico relativamente basso, la resistenza all'ossidazione, la disponibilità in natura e facilità di approvvigionamento [12]. Indurendo le leghe di cromo con la presenza in soluzione solida di tungsteno, niobio, molibdeno, vanadio o con dispersione di carburi, nitruri o boruri nella matrice, è possibile ottenere anche un'ottima resistenza allo scorrimento viscoso (Sezione I, Paragrafo 1.2). Tuttavia queste leghe non sono ancora correntemente utilizzate nella pratica a causa di determinati aspetti negativi non risolti quali la fragilità (per un aumento della FATT) e la tendenza alla sublimazione a caldo del cromo.

Inoltre la valutazione della vita residua mediante prove di durata su campioni risulta critica per i seguenti aspetti [4]:

- La microstruttura del materiale si modifica durante l'esposizione allo scorrimento viscoso facendo cambiare il tipo di fenomeni che lo governano e rendendo del tutto inaffidabile l'estrapolazione dei dati dalle curve di resistenza. Ad esempio durante l'esposizione allo scorrimento viscoso, mentre la presenza della precipitazione può contribuire anche all'effetto indurente, gli elementi di lega, variando la loro concentrazione in soluzione solida, possono contribuire ad aumentare il tempo di rottura.
- Nella prima fase dell'esposizione la precipitazione in fase Laves agevola nuova formazione di quella che si oppone allo scorrimento viscoso e tende ad elevare il valore di $\sigma_z(T)$ che segna il punto di transizione tra il dominio delle basse e alte sollecitazioni applicate (Sezione I, Paragrafo 2.1).
- Quando si eseguono prove applicando sollecitazioni appartenenti al dominio delle basse σ , si attenderanno valori di calcolo per la costante C_{LM} minori di 22, quando invece si opera nel dominio delle alte σ applicate, i valori attesi per C_{LM} saranno superiori a 31 (Sezione III, Paragrafo 1.7.1).

- Quanto più elevato sarà il valore di C_{LM} utilizzato nell'equazione di Larson-Miller per la rappresentazione parametrica dei dati di prova, tanto più ottimistica risulterà l'estrapolazione dei tempi di rottura alle temperature di esercizio.
- Può essere determinante disporre dei dati ottenuti da prove di lunga durata a scorrimento viscoso: ciò per poter scegliere i parametri più convenienti nella elaborazione dei dati ottenuti da prove di breve durata e/o per mettere in evidenza un eventuale comportamento "sigmoidale" dell'acciaio (cambio di pendenza della curva di resistenza).

4.17 Acciai per getti (*Cast steels*)

Appartengono a questa classe tutti gli acciai che vengono prodotti direttamente negli stampi di fusione per acquisirne la forma con la quale verranno utilizzati [11]. Vengono definiti in base alla composizione chimica come fusioni in acciaio al carbonio, basso-legato, legato, al manganese e inossidabile.

4.18 Fusioni in acciaio al carbonio (*Carbon steel castings*)

Si suddividono in acciai per getti a basso, medio e alto contenuto di carbonio. Hanno rispettivamente $\% C < 0.20$, $0.20 < \% C < 0.50$ e $\% C > 0.50$. Con la $\% C$ il carico di rottura è progressivamente più elevato con valori rispettivamente di circa 42, 52 e 85 Kg/mm² (60000, 75000, 125000 psi). Gli acciai a medio contenuto di carbonio seppure di maggiore durezza, presentano una migliore lavorabilità rispetto a quelli a basso contenuto di carbonio.

4.19 Fusioni in acciaio basso-legato (*Low-alloy steel castings*)

Tali acciai hanno $0.15 < \% C < 0.60$ e un contenuto totale di elementi di lega inferiore al 5%. I diversi agenti speciali possono essere uno solo oppure quattro dando luogo a 75 diversi tipi di lega.

4.20 Fusioni in acciaio legato (*Alloy steel castings*)

Tali acciai hanno la medesima $\% C$ dei precedenti ma un contenuto totale di elementi di lega superiore al 5% con in genere un solo agente speciale quale vanadio, manganese o molibdeno. Fusioni di questo tipo vengono prescelte per l'elevato carico di rottura, buona lavorabilità e rispondenza ai trattamenti termici (che vengono spesso eseguiti dopo la rifinitura alla macchina).

4.21 Fusioni in acciaio al manganese (*Manganese steel castings*)

Tali acciai hanno $1 < \% C < 1.4$ e $10 < \% Mn < 14$, sono non magnetici ed esibiscono una durezza superficiale che aumenta con gli impatti e l'abrasione (*work hardening*); l'utilizzo tipico è pertanto nella produzione di attrezzi da costruzione (martelli pneumatici). Troppo duri e fragili, dopo la solidificazione tali fusioni vengono riscaldate lentamente in forno a $T = 1010 \div 1065$ °C ($1850 \div 1950$ °F) e raffreddati rapidamente, ottenendo un materiale molto resistente alla frattura e di elevato carico di rottura, con valori compresi tra 84 e 95 Kg/mm² ($120000 \div 135000$ psi). Sono comunque di difficile lavorabilità ma possono essere saldati, preferibilmente ad arco, con elettrodi speciali evitando l'eccessivo riscaldamento che ne farebbe aumentare la durezza e fragilità.

4.22 Fusioni in acciaio inossidabile (*Stainless steel castings*)

Tali acciai hanno un elevato contenuto di cromo o di cromo e nickel e vengono utilizzati in ambienti con elevato livello di corrosione e temperatura.

4.23 Acciai inossidabili (*Stainless Steels*)

La caratteristica qualificante è la capacità di resistere alla corrosione; sono suddivisi in austenitici, martensitici e ferritici. Molti di essi sono saldabili con tecniche speciali per evitare l'eccesso di ossigeno con conseguente porosità della saldatura.

4.23.1 Acciai inossidabili austenitici al cromo-nickel (*Austenitic, chromium-nickel stainless Steels*)

Tali acciai hanno $\% C < 0.25$, $16 < \% Cr < 25$ e $6 < Ni < 22$. La resistenza alla corrosione e alla temperatura è incrementata con l'aggiunta di elementi quali il molibdeno, come ad esempio nel 18 - 8 (AISI 304), dove $\% Mo = 2$ (AISI 316) o $\% Mo = 4$ (AISI 317). Non possono essere induriti mediante tempra. La resistenza alla corrosione di questo tipo di acciai dipende dalla uniforme distribuzione del cromo nell'austenite che a sua volta è collegata alla stabilità della struttura cristallina. Quando questa si rompe a causa di un eccesso di riscaldamento come nel corso della saldatura, si ha la precipitazione di carburi di cromo a bordo grano. Il materiale va quindi sottoposto a ricottura. Si è provveduto a risolvere questo problema diminuendo il contenuto di carbonio necessario alla formazione dei carburi, come ad esempio negli AISI 304 e AISI 316 dove la massima $\% C = 0.08$ si riduce a 0.03 (AISI 304 ELC e 316 ELC, *Extra Low Carbon*, ELC); oppure mediante aggiunta di elementi quali titanio o columbio che si oppongono alla loro formazione.

4.23.2 Acciai inossidabili martensitici al cromo, temprabili (*Martensitic, hardenable, chromium stainless Steels*)

Tali acciai hanno $0.15 < \% C < 1.20$ e $12 < \% Cr < 18$. Possono essere induriti mediante tempra; il loro utilizzo tipico è nella produzione delle lame.

4.23.3 Acciai inossidabili ferritici al cromo (*Ferritic, chromium stainless Steels*)

Tali acciai hanno $0.08 < \% C < 0.20$ e $12 < \% Cr < 27$. Non possono essere induriti mediante tempra; il loro utilizzo tipico è nella costruzione di impianti ad alta temperatura e pressione.

**Analisi e determinazione della vita residua
di attrezzature in pressione**

Appendice

I. Proprietà analitiche dei parametri integrali considerati

Tra le molte versioni di integrali curvilinei indipendenti dal percorso di integrazione esaminati, solo tre sono applicabili alle complesse condizioni di deformazione da investigare quali parametri di correlazione per la legge di crescita di cricche ad alta temperatura [1]. Precisamente:

- Integrale di Blackburn J^* ,
- Integrale di Kishimoto (ed altri) J^\wedge ,
- Integrale di Atluri (ed altri) ΔT .

Poiché i risultati di questi studi hanno indicato una scarsa utilità dell'integrale ΔT per le particolari condizioni di deformazione considerate, verrà quindi introdotta brevemente la forma analitica generale solo degli integrali J^* e J^\wedge e della loro versione tempo dipendente j^* , j^\wedge . Al solito, così come J e C^* , anch'essi sono integrali curvilinei bidimensionali calcolati lungo un contorno contenente la cricca, ma (sommati ad un integrale superficiale calcolato sulla superficie racchiusa dal contorno stesso) di particolari espressioni energetiche. Vengono definiti mediante:

$$J^* = \int_{\Gamma} \frac{1}{2} \sigma_{ij} \frac{\partial u_i}{\partial j} dx - T_i \frac{\partial u_i}{\partial x} ds + \int_A \left(\frac{1}{2} \sigma_{ij} \frac{\partial u_i}{\partial j} - \frac{1}{2} \frac{\partial \sigma_{ij}}{\partial x} \frac{\partial u_i}{\partial j} \right) dA$$

$$J^\wedge = - \int_{\Gamma} T_i \frac{\partial u_i}{\partial x} dx + \int_A \sigma_{ij} \frac{\partial \epsilon_{ij}}{\partial x} dA$$

$$j^* = \int_{\Gamma} \frac{1}{2} \sigma_{ij} \frac{\partial u_i}{\partial j} dx - T_i \frac{\partial u_i}{\partial x} ds + \int_A \left(\frac{1}{2} \sigma_{ij} \frac{\partial u_i}{\partial j} - \frac{1}{2} \frac{\partial \sigma_{ij}}{\partial x} \frac{\partial u_i}{\partial j} \right) dA$$

$$j^\wedge = - \int_{\Gamma} T_i \frac{\partial u_i}{\partial x} dx + \int_A \sigma_{ij} \frac{\partial \epsilon_{ij}}{\partial x} dA$$

dove:

Γ = contorno piano contenente la cricca (con origine e termine rispettivamente sulla superficie inferiore e superiore della cricca e verso antiorario),

- s = ascissa curvilinea misurata lungo il percorso del contorno,
 x, y = coordinate di un generico punto del contorno rispetto ad un sistema di riferimento cartesiano con origine nell'apice della cricca,
 σ_{ij} = componente di normale i in direzione j dello sforzo σ ,
 ϵ_{ij} = componente di normale i in direzione j della deformazione ϵ ,
 $\dot{\epsilon}_{ij}$ = componente di normale i in direzione j della velocità di deformazione $\dot{\epsilon} = d\epsilon/dt$,
 T'_i = $\sigma_{ij} * n_j$ = componente in direzione i della forza di trazione superficiale T' (il verso del vettore T' è concorde a quello del versore normale n' uscente dal contorno),
 u_i, \dot{u}_i = componenti in direzione i rispettivamente dello spostamento u e velocità \dot{u} = du/dt agenti lungo il contorno Γ ,

per $i, j = x, y$ (tutte le componenti delle grandezze si ottengono per rotazione degli indici).

L'indipendenza di questi integrali dal percorso d'integrazione rimane anche se utilizzati, quali parametri descrittivi della modalità di propagazione della cricca intorno al suo apice, quando in tale zona sono contemporaneamente presenti deformazione elastica, plastica, da scorrimento viscoso e da distorsione termica. In caso di propagazione della cricca in campo totalmente elastico o in campo governato da scorrimento viscoso stazionario, questi integrali sono correlati rispettivamente al fattore d'intensità degli sforzi K e all'integrale C^* (i quali possono essere a loro volta determinati sperimentalmente su campioni). Ulteriori dettagli al riferimento [1].

II. Modalità di esecuzione delle prove di monitoraggio della crescita di cricche ad alta temperatura

Scopo delle prove

Questa attività di laboratorio ha fornito i dati di crescita sperimentali necessari per costruire i grafici parametro di correlazione - velocità di crescita della cricca che dovranno mostrare una legge di correlazione il più possibile lineare.

Materiale di prova

Il materiale scelto per i campioni è una superlega rinforzata al Nichel, Alloy 718. Caratteristiche metallurgiche, microstrutturali e proprietà meccaniche del materiale al riferimento [1].

Provini utilizzati

Il tipo di provino utilizzato nelle prove aveva "estremità a bottone" e tratto utile prismatico di lunghezza 15.9 mm, larghezza 10.16 mm e spessore 2.54 mm con intaglio d'innescò su di un lato. Il disegno è quello specifico per le prove LCF (deformazione imposta con rapporto $R_\epsilon = \epsilon_{\min}/\epsilon_{\max} = -1$) ad elevate temperature, ad eccezione della lunghezza del tratto utile che è stata adottata inferiore alla norma per evitare rischi di "deformazione tipo *buckling*" ai carichi di compressione più elevati. La lunghezza dell'intaglio per l'innescò della cricca era di 0.3 mm circa. Schema della geometria del provino e degli estensimetri al riferimento [1].

Grandezze misurate

Le grandezze misurate in prova erano le seguenti:

- carico,
- temperatura,
- spostamenti in tre diverse stazioni del provino:
 - spostamenti sul piano di mezzeria del provino (di controllo);
 - spostamenti sulla faccia posteriore del provino (condizioni al contorno nell'ipotesi di variazione lineare degli spostamenti tra il piano di mezzeria e la faccia posteriore del provino);
 - spostamenti dei fianchi della cricca d'innescò vicino al suo ingresso (*Crack Mouth Opening Displacement, CMOD*);
- lunghezza della cricca;
- velocità di crescita della cricca.

Tutti gli spostamenti sono stati misurati mediante estensimetri, mentre la velocità di avanzamento della cricca mediante sensori di resistenza elettrica con la "tecnica *DC Potential Drop*". Per ogni temperatura di prova, i dati sullo spostamento venivano rilevati per poter imporre il desiderato ciclo di deformazione sul provino; quelli sull'avanzamento e sulla velocità di avanzamento della cricca sono stati derivati per essere correlati al corrispondente valore del parametro calcolato con l'analisi numerica. I dati sullo spostamento dei fianchi della cricca e quelli sul carico sono stati utilizzati invece solo per verificare, mediante confronto con quelli ottenuti dall'analisi numerica, la correttezza del modello agli elementi finiti.

Tutte le misure erano automaticamente registrate ad intervalli di tempo di durata prefissata, ovvero ad ogni prefissato numero di cicli di carico.

Condizioni di Prova

I tipi di prove condotte ad elevata temperatura sono stati i seguenti:

- di fatica a basso numero di cicli isoterma (fatica controllata in deformazione),

- di fatica termo-meccanica (fatica termica),
- di trazione con applicazione statica del carico (durata a scorrimento viscoso),
- di fatica a basso numero di cicli con intervalli di tempo a deformazione costante (interazione fatica a basso numero di cicli - scorrimento viscoso).

La parte di dati di crescita sperimentali disponibili in letteratura si riferiva a dati ricavati da prove su campioni di Hastelloy-X. Caratteristiche metallurgiche, microstrutturali e proprietà meccaniche del materiale al riferimento [1]. I provini utilizzati in queste prove erano di tipo tubolare con diametro esterno 13.8 mm, spessore 1.13 mm e lunghezza del tratto utile 25.4 mm. La lunghezza della cricca d'innescò era di 1 mm. Tutte le prove LCF (con deformazione imposta con $\epsilon_{\min}/\epsilon_{\max} = -1$) erano condotte per cinque diversi valori della temperatura.

III. Procedura di analisi numerica agli elementi finiti della crescita di cricche ad alta temperatura

Scopo dell'analisi numerica

Quest'attività di calcolo automatico eseguito con la tecnica degli elementi finiti ha fornito i dati relativi alla distribuzione di sforzo e deformazione nel campione di materiale intorno all'apice della cricca durante la sua propagazione nelle quattro condizioni di carico ad alta temperatura adottate in prova e sopra descritte.

Per la prima di esse è stata condotta agli elementi finiti anche un'analisi del comportamento tendente alla chiusura dei fianchi della cricca in opposizione a quello tipico di apertura. Entrambi infatti generano differenti stati tensionali che presentano diversi cicli d'isteresi con la deformazione da valutare separatamente. I risultati dell'analisi agli elementi finiti sono stati quindi ulteriormente elaborati dalla "sezione *post-processing*" del programma di calcolo per fornire i valori dei parametri integrali J^* e J^\wedge per ogni temperatura considerata. Le velocità di spostamento e di deformazione incluse nella loro versione tempo-dipendente j^* , j^\wedge venivano calcolate come rapporti incrementali delle variabili rispetto ad un intervallo di tempo di durata pari a quello con deformazione costante presente nel ciclo di deformazione considerato nell'analisi. Le versioni cicliche dei parametri integrali quali ad esempio ΔJ^* e ΔJ^\wedge erano calcolate come differenza dei valori assunti rispettivamente da J^* e J^\wedge quando la deformazione imposta del ciclo considerato nell'analisi assumeva i valori estremi (di minimo e massimo). A quest'ultime quindi, venivano correlate le velocità di crescita della cricca corrispondenti ad ogni intervallo di tempo ottenute nelle prove alle varie temperature considerate.

Ipotesi di calcolo adottate

Si è supposto che il comportamento del materiale in campo plastico fosse descritto da leggi costitutive diverse nei due casi di deformazione inelastica indipendente e

dipendente dal tempo, mediante cioè equazioni non collegate tra loro (disaccoppiate). In particolare si è assunto che il materiale si deformasse plasticamente in modo tempo-indipendente secondo la "teoria dei sottovolumi" di Basseling: il materiale è pensato costituito da varie parti che si deformano in modo perfettamente plastico ed elastico rispettando sia la legge di Prandtl-Reuss per i fluidi viscosi che i criteri di resistenza di Von Mises per i materiali elastici, nonché la regola "dell'indurimento cinematico" nel piano deformazione. Ulteriori dettagli al riferimento [1]. Per descrivere invece la deformazione di tipo tempo-dipendente, si è assunta valida l'equazione di Norton-Bailey che fornisce una relazione tra la velocità di deformazione del materiale e la sollecitazione applicata elevata a potenza nei regimi di scorrimento viscoso primario e secondario.

IV. Risultati delle prove e dell'analisi numerica

Fatica a basso numero di cicli isoterma (fatica controllata in deformazione)

Le prove di questo tipo (LCF) sono state condotte su tre provini di Alloy 718 alle due temperature di 538 °C e di 649°C; l'analisi numerica è stata eseguita su tre modelli di provino a 538 °C con differente intervallo di deformazione imposta $\Delta\epsilon$, pari rispettivamente a 0.50, 1.15 e 1.17 % $\Delta\epsilon$. Le misure sperimentali del carico agente sulla sezione trasversale del provino e dello spostamento dei fianchi della cricca al suo ingresso mostrano una buona corrispondenza con i valori previsti dall'analisi numerica. Così pure i due cicli d'isteresi tra le sollecitazioni di apertura e di chiusura della cricca e lo spostamento dei fianchi al suo ingresso misurati in prova (che risultano quasi del tutto simili) mostrano una buona corrispondenza con quelli previsti dall'analisi.

Nella Figura 56 (Fig. 3 del *conference proceeding* [1]) sono riportate le tracce (*data points plots*) dei punti rappresentativi delle misure sperimentali della velocità di crescita della cricca da/dN contro le stime dei valori della versione ciclica del parametro integrale J^* , ΔJ^* , ricavate dall'analisi numerica. Le tracce ottenute da prove con $\Delta\epsilon$ maggiori rappresentano, come ci si attende, velocità di crescita più elevate. La legge di correlazione ricavabile dall'andamento dell'insieme delle tracce appare buona. (Nelle stesse condizioni di prova, analoga capacità di correlazione fu mostrata da ΔJ^* e da entrambe le versioni di ΔT , ΔT_p^* e ΔT_p).

Nella Figura 56 (Fig. 4 del *conference proceeding* [1]) sono riportate invece le tracce dei punti $da/dN - \Delta J^*$ ottenute nelle prove alle cinque temperature di 427 °C, 649 °C, 871 °C, 927 °C, 982 °C condotte sui provini di Hastelloy-X disponibili in letteratura. Anche qui l'andamento delle tracce è buono (accettabilmente lineare) per tutte le temperature a meno della tendenza dei punti delle tracce ad arricciarsi (*to curl upward*) agli alti valori di ΔJ^* . Questa tendenza, considerata non naturale, è forse da attribuirsi alle approssimazioni assunte nell'analisi numerica come quella di ritenere uniformi le condizioni al contorno per gli spostamenti del provino. La pendenza dei

grafici $da/dN - \Delta J^\wedge$ diminuisce progressivamente all'aumentare della temperatura di prova ad eccezione di quella relativa alla temperatura di 927 °C che si presenta inspiegabilmente inferiore anche alla pendenza relativa alla temperatura successiva di 982 °C. Nelle stesse condizioni di prova, una buona capacità di correlazione fu mostrata anche da ΔJ^* , ΔT_p^* ma non da ΔT_p , per cui quest'ultimo integrale non fu più considerato, per il prosieguo della ricerca, come un possibile candidato.

Fatica termomeccanica (fatica termica)

Le prove di questo tipo (TMF) sono state condotte sui provini di Alloy 718 con un ciclo termico alla temperatura minima e massima rispettivamente di 427 °C e 649 °C: l'analisi numerica è stata eseguita su quattro modelli di provini con diversi intervalli di deformazione imposta e angolo di fase del ciclo termico. Precisamente:

- $T_{min} = 427$ °C; $T_{max} = 649$ °C; $\Delta\varepsilon = 0.5\%$ $\Delta\varepsilon$; ciclo termico in fase con il ciclo di sollecitazione,
- $T_{min} = 427$ °C; $T_{max} = 649$ °C; $\Delta\varepsilon = 0.75\%$ $\Delta\varepsilon$; ciclo termico in opposizione di fase con il ciclo di sollecitazione,
- $T_{min} = 427$ °C; $T_{max} = 649$ °C; $\Delta\varepsilon = 1.15\%$ $\Delta\varepsilon$; ciclo termico in opposizione di fase con il ciclo di sollecitazione,
- $T_{min} = 427$ °C; $T_{max} = 649$ °C; $\Delta\varepsilon = 1.15\%$ $\Delta\varepsilon$; ciclo termico in fase con il ciclo di sollecitazione.

Nella Figura 56 (Fig. 5 del *conference proceeding* [1]) sono riportate le tracce (*data points plots*) dei punti rappresentativi delle misure sperimentali della velocità di crescita della cricca da/dN contro le stime dei valori della versione ciclica del parametro integrale J^\wedge , ΔJ^\wedge , ricavate dall'analisi numerica. Nello stesso piano $da/dN - \Delta J^\wedge$ sono riportate, per confronto, anche le tracce ottenute dalle prove LCF isoterme alla temperatura di 538 °C per i tre diversi intervalli di deformazione imposta di 0.5, 1.15 e 1.70% $\Delta\varepsilon$. Non essendo però disponibili le tracce relative alle prove LCF isoterme alla temperatura minima di 427 °C e massima di 649 °C del ciclo termico, non è possibile valutare gli effetti del ciclo termico su quello di deformazione imposta. In ogni caso, poiché tutti i punti cadono all'interno di una ristretta banda, si può ritenere che il parametro integrale ΔJ^\wedge abbia una buona capacità di correlare leggi di crescita di cricche per fatica termomeccanica.

Le tracce ottenute da prove condotte con ciclo termico in fase con quello di sollecitazione mostrano, a parità di parametro ΔJ^\wedge , una velocità di crescita più alta rispetto alle tracce relative alle prove condotte con il ciclo termico in opposizione di fase. Infine la traccia ottenuta dalla prova con $\Delta\varepsilon$ pari a 0.5% $\Delta\varepsilon$ e ciclo termico in fase ha mostrato la pendenza più alta; così pure le sollecitazioni ottenute dall'analisi per il modello di questo provino sono risultate più alte di quelle misurate in prova, probabilmente perchè la rigidità del materiale utilizzato per la costruzione era più

bassa di quella ideale. Comunque, i valori della velocità di crescita registrati non hanno mai superato i valori massimi raggiunti durante tutte le altre prove TMF. Nelle stesse condizioni di prova, risultati simili furono ottenuti anche con ΔJ^* e ΔT_p^* .

Nella Figura 56 (Fig. 6 del *conference proceeding* [1]) è riportata la traccia dei punti $da/dN - \Delta J^*$ ottenuta nella prova TMF a $T_{min} = 427$ °C, $T_{max} = 871$ °C e con ciclo termico in opposizione di fase con quello di sollecitazione, condotta su provini di Hastelloy-X e disponibile in letteratura. A confronto sono riportate anche le tracce relative alle prove LCF isoterme condotte alla temperatura minima di 427 °C e massima di 871 °C del ciclo termico. Nelle stesse condizioni di prova, analoghi risultati furono ottenuti con ΔJ^* e ΔT_p^* .

Nella Figura 56 (Fig. 7 del *conference proceeding* [1]) sono riportate per lo stesso materiale, le tracce dei punti $da/dN - \Delta J^*$ ottenute nelle prove TMF a $T_{min} = 427$ °C, $T_{max} = 927$ °C, con ciclo termico in opposizione di fase con quello di sollecitazione e con intervallo di deformazione pari a 0.15, 0.25, e 0.40% $\Delta \epsilon$. Nelle stesse condizioni di prova, analoghi risultati furono ottenuti con ΔJ^* e ΔT_p^* . La capacità di correlazione mostrata dagli integrali ΔJ^* , ΔJ e ΔT_p^* per le prove TMF - OP con $T_{max} = 927$ °C (tracce di Figura 7) è risultata peggiore di quella mostrata per lo stesso tipo di prove con $T_{max} = 871$ °C (tracce di Figura 6): tutti i punti delle tracce di Figura 7 infatti possono essere contenuti in una banda larga il doppio rispetto a quelle di Figura 6. A parità di altre condizioni di prova, al variare dell'angolo di fase del ciclo termico si registra una diversa disposizione dei punti delle tracce ottenute: ad esempio i valori delle velocità da/dN misurate nella prova TMF - IP con $T_{max} = 927$ °C sono risultati più vicini a quelli della prova isoterma a 927 °C dei corrispondenti della prova TMF - OP. L'influenza dell'angolo di fase sulla crescita della cricca non è stata però completamente quantificata.

Applicazione statica del carico o della deformazione (scorrimento viscoso)

Le prove di questo tipo sono state condotte sui provini di Alloy 718 alle due temperature di 593°C e di 649°C; l'analisi numerica è stata eseguita complessivamente su dieci modelli di provino; cioè ad ognuna delle due temperature per le seguenti cinque condizioni, una a carico costante e quattro a deformazione costante:

- sollecitazione applicata costante e pari a 707 MPa,
- deformazione imposta costante e pari a 0.4, 0.75, 0.75, 0.75, 1.15% $\Delta \epsilon$
(e $R_\epsilon = \epsilon_{min}/\epsilon_{max} = -1$).

La corrispondenza tra le misure sperimentali della sollecitazione e dello spostamento dei fianchi della cricca al suo ingresso e i valori ricavati dall'analisi numerica fu in genere soddisfacente.

Nella Figura 56 (Fig. 8 del *conference proceeding* [1]) sono riportate le tracce dei punti rappresentativi delle misure sperimentali della velocità di crescita della cricca

da/dt contro le stime dei valori della versione tempo-dipendente del parametro integrale J^* , j^* , ricavate dall'analisi numerica. Il suddetto parametro integrale dimostrò di poter correlare bene le velocità di crescita della cricca. Nelle stesse condizioni di prova, analoga capacità di correlazione fu mostrata soltanto da j^{\wedge} ; non si mostrarono altrettanto validi invece ΔT_p^* , le versioni tempo-indipendenti C^* e J e il fattore d'intensità degli sforzi K .

L'analisi della mappa delle deformazioni indicò che:

- nelle zone intorno all'apice e immediatamente dietro la cricca era presente estesa deformazione plastica istantanea (superiore al 15% di quella corrispondente, nella simulazione numerica, all'elemento contenente l'apice),
- la deformazione dovuta allo scorrimento viscoso, durante l'intero processo e in tutte le condizioni sperimentate, risultò bassa e ovunque inferiore allo 0.5%,
- lo stadio primario dello scorrimento viscoso risultò preponderante o di ampiezza pari al secondario,
- la cricca si propagò velocemente senza raggiungere mai le condizioni stazionarie (in cui rimangono, come già visto, costanti nel tempo sia la sollecitazione all'apice che le dimensioni della zona deformata a scorrimento viscoso),
- il rilassamento delle tensioni che si osserva nella fase iniziale di crescita intorno all'apice della cricca influiva molto sul valore assunto dal parametro di correlazione; questo effetto in ogni caso diminuiva con l'avanzare della cricca.

Dunque neanche la versione viscosa (in cui cioè è introdotta la dipendenza temporale della deformazione) dell'integrale di Rice J , C^* , poteva essere considerata un valido parametro di correlazione in queste condizioni; piuttosto la sua estensione C_t che, come già visto, è adatta a descrivere la crescita di cricche in regime di scorrimento viscoso transitorio.

Fatica controllata in deformazione con intervalli di tempo a deformazione costante (interazione fatica a basso numero di cicli - scorrimento viscoso)

Sia nelle prove condotte su provini di Alloy 718 che nell'analisi numerica eseguita sui modelli di provino, la terna di valori di temperatura T , intervallo di deformazione $\Delta \epsilon$ e durata dell'intervallo di tempo a deformazione costante t_h era scelta come combinazione fra le tre coppie di valori seguenti:

- $T = 593 \text{ }^\circ\text{C}, 649 \text{ }^\circ\text{C}$,
- $\Delta \epsilon = 0.4, 1.15\% \Delta \epsilon_t$,
- $t_h = 30 \text{ sec}, 300 \text{ sec}$ (e $R_\epsilon = \epsilon_{\min}/\epsilon_{\max} = 0$).

In queste particolari condizioni di deformazione è impossibile eseguire un'analisi esatta; così fu tentata l'approssimazione di considerare il modello di crescita come

sovrapposizione di due componenti. Una prima componente di crescita della cricca dovuta soltanto all'effetto del ciclo di deformazione imposta e con le velocità di crescita da/dN correlate mediante la versione ciclica di J^* (o J^\wedge), ΔJ^* (o ΔJ^\wedge). Una seconda componente di crescita della cricca dovuta soltanto agli effetti degli intervalli di tempo a deformazione costante e con le velocità di crescita da/dt correlate mediante la versione tempo-dipendente di J^* (o J^\wedge), j^* , j^\wedge .

Nella Figura 56 (Fig. 9 del *conference proceeding* [1]) sono riportate le tracce (*data points plots*) dei punti rappresentativi delle misure sperimentali della velocità di crescita della cricca da/dN contro le stime dei valori della versione ciclica del parametro integrale J^* , ΔJ^* , ricavate dall'analisi numerica del modello della prima componente del modello di crescita: le prove di fatica controllata in deformazione furono eseguite separatamente per i due valori di T e $\Delta\varepsilon$ succitati. (Nelle stesse condizioni di prova, analoga capacità di correlazione fu mostrata da ΔJ).

Le tracce dei punti $da/dt - j^*$ (o $da/dt - j^\wedge$) rappresentative della seconda componente del modello di crescita, erano invece quelle già ottenute dalle prove di applicazione statica del carico o della deformazione descritte nel precedente paragrafo. Le due componenti di crescita venivano quindi combinate per ottenere il modello di crescita della cricca per fatica controllata in deformazione con intervalli di tempo a deformazione costante da analizzare; in questo caso il parametro di correlazione era rappresentato dalla coppia ΔJ^* , j^* (oppure ΔJ^\wedge , j^\wedge). Per poter accertare infine l'effettiva capacità di correlazione di questa coppia di parametri, i valori di velocità di crescita della cricca ottenuti dall'analisi dei modelli di ognuna delle due componenti di crescita furono o sommati o combinati secondo la formula di seguito riportata. Quindi confrontati con quelli misurati in prova.

$$(da/dN)_{ht} = da/dN + \beta * (da/dt) * t_h$$

dove:

- $(da/dN)_{ht}$ = velocità di crescita della cricca dovuta al ciclo di deformazione imposta con intervalli di tempo a deformazione costante (*hold times*, ht),
- da/dN , da/dt = velocità di crescita della cricca dovuta rispettivamente al solo ciclo di deformazione imposta e ai soli intervalli di tempo a deformazione costante,
- t_h = durata di un singolo intervallo di tempo a deformazione costante,
- β = coefficiente che misura il peso relativo, nella crescita della cricca, degli effetti dei soli intervalli di tempo a deformazione costante; il suo valore, compreso tra 0 e 1, è dipendente da T , ε_{max} , e t_h . Per $t_h \rightarrow 0$, $\beta = 0$; per $t_h \rightarrow \infty$, $\beta = 1$; inoltre β aumenta con T e diminuisce con ε_{max} .

Nella Figura 56 (Fig. 10 del *conference proceeding* [1]) è riportato il confronto tra i valori di $(da/dN)_{ht}$ misurati in prova e quelli stimati nell'analisi numerica alla tempe-

ratura di 593 °C e utilizzando i parametri di correlazione la coppia ΔJ^* , j^* : la corrispondenza risultò soddisfacente. Analoghi risultati si ottennero per $T = 649$ °C e con la coppia ΔJ^\wedge , j^\wedge .

Come già detto, la costruzione di un modello numerico valido per questo tipo di crescita della cricca presenta notevoli complicazioni per cui furono adottate ipotesi semplificative la cui validità rimase da accertare. Ad esempio, in questo caso ognuno degli incrementi di lunghezza della cricca che ne rendevano discreta la propagazione nell'analisi numerica, avrebbe dovuto rappresentare la crescita che si produceva durante più singoli cicli imposti in prova. Ciò si sarebbe effettivamente verificato solo se il reticolo adottato per simulare il percorso della cricca nel modello numerico fosse stato in accordo con la crescita della cricca per ogni singolo ciclo di prova. Condizione questa estremamente difficile se non impossibile da realizzarsi.

Così facendo dunque, si imponeva che durante un tempo pari agli intervalli di tempo a deformazione costante complessivamente presenti nei suddetti cicli di prova, la cricca crescesse di una quantità pari ad un incremento di lunghezza del modello numerico discreto. Sommati insieme, questi intervalli di tempo a deformazione costante avrebbero definito la durata di un singolo ciclo imposto nell'analisi. La velocità di crescita per questo tempo totale si assumeva approssimativamente pari alla media delle velocità per tutti i suddetti intervalli di tempo relativi ai cicli di prova pertinenti. Idea quest'ultima ancora in discussione. Tutto ciò è sintetizzato anche nello schema esemplificativo della Figura 55 aggiunto da chi scrive. Alla fine, il modello al quale si è pervenuti risultò accettabile solo nei casi in cui la zona deformata a scorrimento viscoso evolve lentamente e la crescita della cricca rapidamente, come in effetti fu poi riscontrato per le condizioni di prova e materiale investigati. Ulteriori dettagli al riferimento [1].

Figura 55: Schema del modello numerico semplificato considerato per la crescita della cricca

k singoli cicli imposti in prova durante i quali la cricca cresce nella simulazione numerica di una quantità pari ad un incremento Δa e con una velocità media:

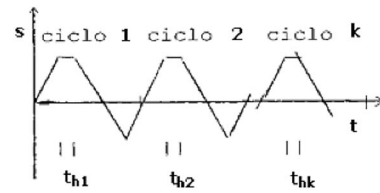
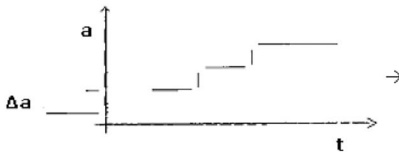
$$\dot{a} = \frac{\Delta a}{\Delta t} = \frac{\dot{a}_1 + \dot{a}_2 + \dots + \dot{a}_k}{k}$$

dove:

$$\dot{a}_i = \frac{\Delta a_i}{t_{hi}} \text{ per } i=1, \dots, k$$

a = lunghezza della cricca
 s = spostamento imposto
 t = tempo

Discretizzazione numerica della propagazione della cricca: ogni incremento Δa rappresenta la crescita durante k singoli cicli imposti in prova (un singolo ciclo imposto nell'analisi)



Singolo ciclo imposto nella analisi di durata pari alla somma degli intervalli di tempo a deformazione costante presenti negli k cicli imposti in prova

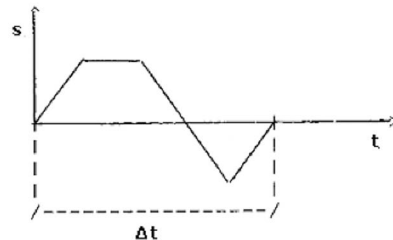


Figura 56: Risultati delle prove e dell'analisi numerica della crescita di cricca ad alta temperatura per dimostrare la capacità di correlazione dei parametri considerati

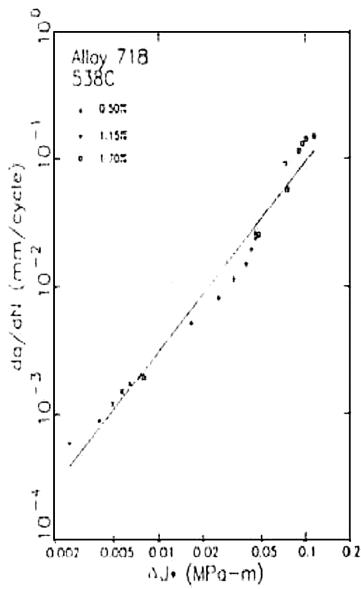


Fig. 3. Correlation of da/dN with ΔJ^* at 538°C

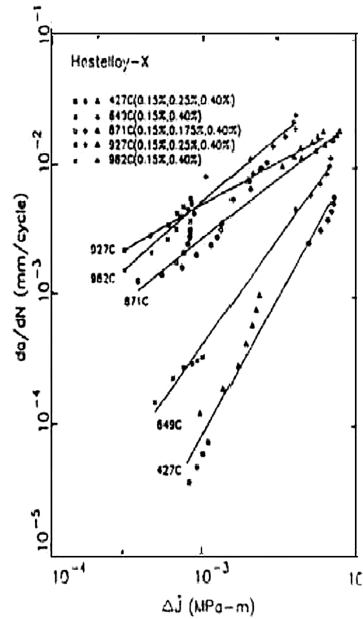


Fig. 4. Correlation of isothermal da/dN with $\Delta \hat{J}$

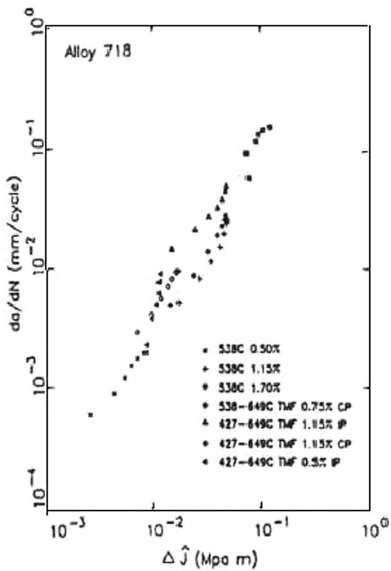


Fig. 5. Correlation of TMF da/dN with $\Delta \hat{J}$

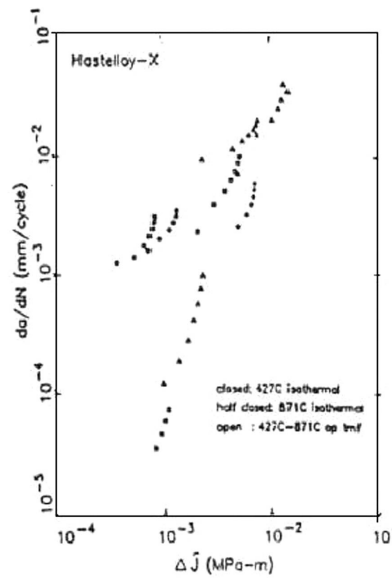


Fig. 6. Correlation of 427°C-871°C out-of-phase da/dN with $\Delta \hat{J}$

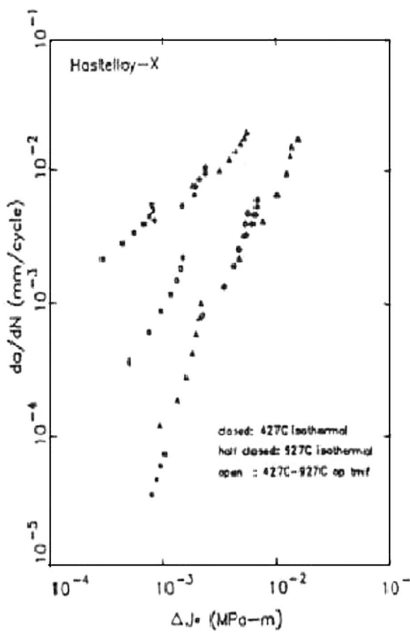


Fig. 7. Correlation of 427°C-927°C out-of-phase da/dN with ΔJ^*

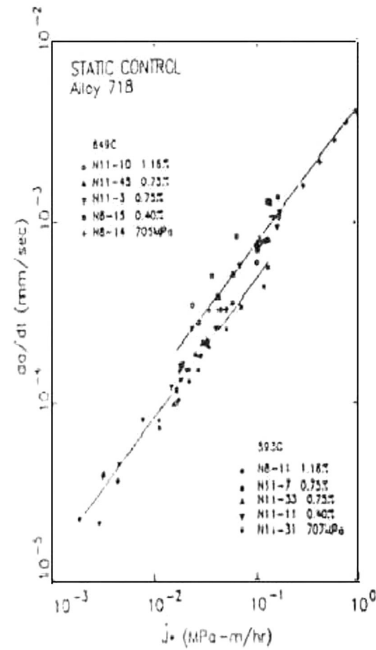


Fig. 8. Correlation of da/dt with J^* at 593°C and 649°C

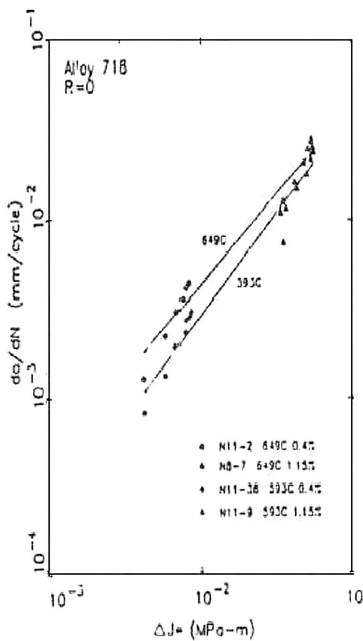


Fig. 9. Correlation of da/dN with ΔJ^* at 593°C and 649°C for $R_\epsilon=0$ strain cycling

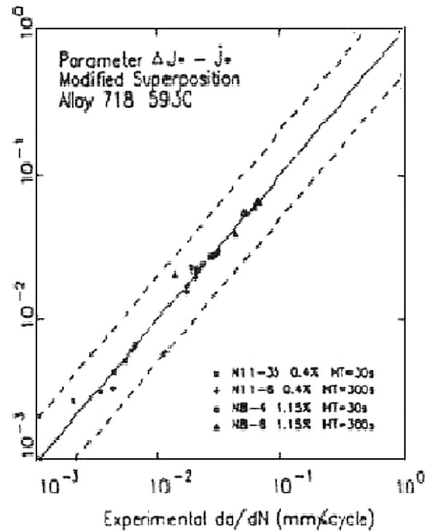


Fig. 10. Comparison of predicted and experimental da/dN for strain cycling with hold time

- Note:*
- Figura 3. Tracce dei punti rappresentativi delle misure sperimentali della velocità di crescita della cricca da/dN contro le stime dei valori della versione ciclica ΔJ^* del parametro integrale J^* ricavate dall'analisi numerica;
 - Figura 4. Tracce dei punti $da/dN - \Delta J$ ottenute nelle prove alle cinque temperature di 427 °C, 649 °C, 871 °C, 927 °C, 982 °C condotte sui provini di Hastelloy-X disponibili in letteratura;
 - Figura 5. Tracce dei punti rappresentativi delle misure sperimentali della velocità di crescita della cricca da/dN contro le stime dei valori della versione ciclica ΔJ^{\wedge} del parametro integrale J^{\wedge} ricavate dall'analisi numerica;
 - Figura 6. Traccia dei punti $da/dN - \Delta J$ ottenuta nella prova TMF a $T_{\min} = 427$ °C, $T_{\max} = 871$ °C e con ciclo termico in opposizione di fase con quello di sollecitazione, condotta su provini di Hastelloy-X e disponibile in letteratura;
 - Figura 7. Tracce dei punti $da/dN - \Delta J^*$ ottenute nelle prove TMF a $T_{\min} = 427$ °C, $T_{\max} = 927$ °C, con ciclo termico in opposizione di fase con quello di sollecitazione e con intervallo di deformazione pari a 0.15, 0.25, e 0.40% $\Delta \epsilon_t$;
 - Figura 8. Tracce dei punti rappresentativi delle misure sperimentali della velocità di crescita della cricca da/dt contro le stime dei valori della versione tempo-dipendente j^* del parametro integrale J^* ricavate dall'analisi numerica;
 - Figura 9. Tracce dei punti rappresentativi delle misure sperimentali della velocità di crescita della cricca da/dN contro le stime dei valori della versione ciclica ΔJ^* del parametro integrale J^* ricavate dall'analisi numerica della prima componente del modello di crescita;
 - Figura 10. Confronto tra i valori di $(da/dN)_{ht}$ misurati in prova e quelli stimati nell'analisi numerica alla temperatura di 593 °C e utilizzando come parametri di correlazione la coppia $\Delta J^*, j^*$.

Fonte: Kim K, Van Stone R, Orange T, 1995 [1], courtesy of EMAS Publishing.

Simboli e definizioni

A, A_0, A_1, A_2	costanti indipendenti dalla sollecitazione applicata, equazione di Norton-Bailey
$A' = 1$	fattore numerico caratterizzante la σ_{crit}
$A'' = 1 - (1 - t/t_r)^{[(\lambda - 1)/(n \cdot A)]}$	rapporto tra il numero di bordi grano con cavitazioni e il numero di bordi grano globale da rilevare mediante replica, modello di crescita delle cavità limitato dalla deformazione
a	ampiezza nota della cricca
a'	semiampiezza nota della cricca
a_c	ampiezza critica della cricca di rottura per il componente, modello di propagazione per scorrimento viscoso utilizzato dall'EPRI
a_i	profondità iniziale della cricca rilevata sul componente dai controlli non distruttivi, stima di J_{ic} con il metodo di Bagley-Landes, lavoro necessario a separare le superfici della cricca e modello di propagazione per scorrimento viscoso utilizzato dall'EPRI
$\dot{a} = \Delta a/\Delta t$	velocità media di avanzamento della cricca durante k cicli con intervalli di tempo a deformazione costante imposti in prova (un singolo ciclo imposto nella simulazione numerica), modello numerico semplificato di propagazione per fatica controllata in deformazione
$\dot{a}_i = \Delta a/t_{i1}$	velocità media di avanzamento della cricca durante un singolo ciclo con intervallo di tempo a deformazione costante imposto in prova, modello numerico semplificato di propagazione per fatica controllata in deformazione
B	spessore del provino, determinazione sperimentale di K_{Ic} , C^* , C_c
B_1, B_2	costanti dipendenti dalla sollecitazione applicata, equazione di Norton-Bailey
B_3	parametro dipendente dalla geometria generato da prove di monitoraggio della propagazione per scorrimento viscoso, modello di propagazione utilizzato dall'EPRI
b	ampiezza del vettore di Burger
b'	ampiezza della parte non lesionata del provino in direzione di avanzamento della cricca, determinazione sperimentale di K_{Ic} , C^* , C_c
\underline{b}	vettore di Burger, caratteristico del reticolo cristallino del materiale metallico
C	atomo di carbonio
C_{LM}	costante di Larson-Miller
C', C_0, C_5	costanti indipendenti dalla sollecitazione applicata, equazione di Norton-Bailey

C_1, C_2, C_3, C_4	coefficienti dipendenti dal materiale, temperatura, forma del ciclo di fatica e stato di degrado del materiale dove ha sede la propagazione per fatica, modello di Paris e modello per piccole cricche
C^*	equivalente viscoso dell'integrale di Rice J; parametro di carico macroscopico caratterizzante il campo di sollecitazione all'apice della cricca governato da scorrimento viscoso stazionario, regime di propagazione elasto-plastico
C_t	versione modificata di C^* ; parametro di carico macroscopico caratterizzante la distribuzione delle tensioni all'apice della cricca prima del raggiungimento della fase stazionaria dello scorrimento viscoso, regime di propagazione elasto-plastico; parametro di correlazione per leggi di propagazione per scorrimento viscoso, modello utilizzato dall'EPRI
$C(t)$	versione modificata di C^* ; parametro di carico macroscopico caratterizzante la distribuzione delle tensioni all'apice della cricca in regime di scorrimento viscoso su piccola scala, regime di propagazione elasto-plastico
$D = N/N_f + t/t_v$	indice di danno cumulativo da interazione fatica a basso numero di cicli - scorrimento viscoso
D_f, D_{dc}, D_{gb}	danno (frazione di vita spesa) rispettivamente da interazione fatica a basso numero di cicli - scorrimento viscoso e da scorrimento viscoso nella matrice (moto delle dislocazioni) e a bordo grano (diffusione delle cavitazioni), modello di accumulazione non lineare del danno da interazione fatica a basso numero di cicli - scorrimento viscoso
d	diametro esterno del tubo, misura mediante ultrasuoni dello spessore d'ossido sul diametro interno di tubi a parete sottile
da	incremento infinitesimo dell'ampiezza della cricca
$(da/dN)_{fatigue}, (da/dN)_{total}$	variazione di a con il numero di cicli N dovuta rispettivamente alla sola fatica a basso numero di cicli ed ad entrambi i fenomeni, modello di propagazione per interazione fatica a basso numero di cicli - scorrimento viscoso
$(da/dN)_{hold} = (da/dN)_{total} - (da/dN)_{fatigue}$	variazione di a con il numero di cicli N dovuta al solo scorrimento viscoso e al rilassamento delle tensioni durante l'intero periodo di tempo del ciclo di fatica in cui la deformazione rimane costante, modello di propagazione per interazione fatica a basso numero di cicli - scorrimento viscoso
$(da/dt)_{avg} = 1/t_h * (da/dN)_{hold}$	variazione media di a con il tempo dovuta al solo scorrimento viscoso durante un singolo intervallo di tempo a deformazione costante, modello di propagazione per interazione fatica a basso numero di cicli - scorrimento viscoso
dU	differenza in energia potenziale relativa a due diversi corpi sottoposti ad un identico carico di trazione P e con una differenza infinitesima da nella lunghezza della cricca, interpretazione energetica di J
E	modulo elastico del materiale

E'	energia assorbita sotto forma di deformazione plastica senza causare fratture
$F = \tau * b$	forza per unità di lunghezza agente lungo una linea di dislocazione
F_1	fattore di calibrazione, funzione del rapporto a/W , determinazione sperimentale di C
$F' = dF_1/d(a'/w)$	determinazione sperimentale di C .
f	frequenza del ciclo di fatica
f'	costante tabulata per diversi valori del rapporto a/W , determinazione sperimentale di K_{Ic}
$f(t)$	generica funzione del tempo t , rappresentazione parametrica dei dati ottenuti da prove di scorrimento viscoso a rottura
G	modulo elastico di taglio del materiale
G'	energia potenziale elastica di deformazione
$g(\sigma) = f(t) + h(T)$	forma generale del legame tra sforzo σ tempo t e temperatura T , rappresentazione parametrica dei dati ottenuti da prove di scorrimento viscoso a rottura
J	integrale di Rice; integrale curvilineo bidimensionale della densità dell'energia di deformazione diminuito del lavoro speso dagli sforzi superficiali e calcolato lungo un contorno Γ contenente la frattura
J_I	integrale di Rice calcolato per il modo I e per stato piano di deformazione
J_{Ic}	valore critico dell'integrale di Rice calcolato per il modo I e per stato piano di deformazione alla condizione di innesco della cricca addizionale; parametro di carico macroscopico caratterizzante la deformazione generata nell'intorno dell'apice della cricca, regime di propagazione elasto-plastico
J^*, J^\wedge	integrale rispettivamente di Blackburn e di Kishimoto; integrali curvilinei bidimensionali di particolari espressioni energetiche calcolati lungo un contorno contenente la frattura e sommati ad un integrale superficiale calcolato sulla superficie racchiusa dal contorno Γ contenente la frattura
j^*, j^\wedge	versione tempo dipendente rispettivamente dell'integrale J^*, J^\wedge ; parametri di correlazione per leggi di propagazione per scorrimento viscoso (applicazione statica del carico o deformazione), validazione sperimentale
H	parametro tabulato in funzione di n e della geometria del componente sede della propagazione per scorrimento viscoso, modello di propagazione utilizzato dall'EPRI
$h(T)$	generica funzione della temperatura T , rappresentazione parametrica dei dati ottenuti da prove di scorrimento viscoso a rottura

K	tenacità del materiale, capacità di assorbire energia sotto forma di deformazione plastica senza causare fratture
K_I	costante caratteristica del materiale, derivazione del parametro di Larson-Miller
K_I	fattore di intensità degli sforzi caratterizzante la resistenza del materiale alla propagazione fragile del difetto in modo I di apertura (superfici di frattura tendenti ad allontanarsi simmetricamente dal piano)
K_{Ic}	valore critico del fattore di intensità degli sforzi dipendente solo dalla temperatura; parametro di carico macroscopico caratterizzante la deformazione generata nell'intorno dell'apice della cricca, regime di propagazione lineare elastico
K_r	tenacità del materiale indipendente dalla dimensione iniziale del difetto e dalla dimensione e tipo del provino
k	numero di cicli imposti in prova durante i quali la cricca avanza di Δa con velocità media \dot{a} , modello numerico semplificato di propagazione per fatica controllata in deformazione
l	generica distanza tra due punti di una linea di dislocazione o tra due particelle
M	generico atomo metallico
M'	parametro dipendente dalla geometria e dalla lunghezza della fessura, espressione analitica in prima approssimazione di K_I e misura della tenacità per il calcolo di a_c
m	parametro dipendente dal materiale generato da prove di monitoraggio della propagazione per scorrimento viscoso, modello di propagazione utilizzato dall'EPRI e modello di accumulazione non lineare del danno da interazione fatica a basso numero di cicli - scorrimento viscoso
N	vita a fatica (numero di cicli) corrispondente alla sollecitazione S applicata in una prova HCF
N_f	vita a fatica (numero di cicli) a rottura in una prova LCF
N_{fpre}, N_{f0}	vita a fatica ottenuta rispettivamente in una prova con intervalli di tempo a deformazione costante e con il modello analitico, dipendenza dei dati di prova di interazione fatica a basso numero di cicli - scorrimento viscoso dai meccanismi di controllo della deformazione
N_{f0}/N_f	rapporto di riduzione della vita a fatica, dipendenza dei dati di prova di interazione fatica a basso numero di cicli - scorrimento viscoso dai meccanismi di controllo della deformazione
n	costante indipendente dalla sollecitazione applicata, equazione di Norton-Bailey
n_r	esponente della σ da determinare, equazione di Norton-Bailey

n'	versore normale uscente dal contorno Γ , espressione analitica di $J, C^*, J^*, J^\wedge, j^*, j^\wedge$
P	carico di trazione agente sul provino, determinazione sperimentale di K_{Ic}, C^*, G
P'	energia spesa per deformazione plastica
P_c	valore critico del carico statico applicato da determinare in prova, determinazione sperimentale di K_{Ic}
P_i	carico di trazione agente sul provino i , determinazione sperimentale di J_{Ic}
$P_{LM} f(\sigma) = T * (\log t_r + K_t)$	parametro di Larson-Miller
p	pressione interna agente
Q	energia di attivazione del meccanismo di deformazione
Q_f	energia di attivazione apparente da determinare, equazione di Norton-Bailey
R	costante universale dei gas
$R(a)$	lavoro necessario a creare le superfici di frattura; parametro di carico macroscopico caratterizzante la deformazione generata nell'intorno dell'apice della cricca, regime di propagazione lineare elastico
$R_\sigma = \sigma_{min}/\sigma_{max}$	
$R_\epsilon = \epsilon_{min}/\epsilon_{max}$	
r	raggio di una particella
r_p	raggio approssimato della zona plastica per stato piano di deformazione
S	sollecitazione applicata in una prova HCF a cui corrisponde una vita a fatica (numero di cicli) N
S_0	sollecitazione tangenziale di membrana calcolata sul diametro medio del tubo, misura mediante ultrasuoni dello spessore d'ossido sul diametro interno di tubi a parete sottile
s	ascissa curvilinea di un generico punto del contorno Γ , espressione analitica di $J, C^*, J^*, J^\wedge, j^*, j^\wedge$; spostamento imposto in prova e nella simulazione numerica, modello numerico semplificato di propagazione per fatica controllata in deformazione
T	temperatura di esercizio
T_1	(20-J Transition Temperature) temperatura corrispondente all'assorbimento di un fissato livello di energia di impatto pari a 20 Joule
T_2	(FATT-Fracture Appearance Transition Temperature) temperatura alla quale la frattura appare su una base di giudizio arbitraria al 50% di tipo fragile e al 50% duttile

T_3	temperatura al di sopra della quale la frattura appare interamente di tipo duttile
T_m	temperatura di fusione del materiale
T_{acc}	temperatura di prova accelerata di scorrimento viscoso
T_{es}	temperatura di esercizio
T'	ampiezza del vettore forza di trazione (tensione) superficiale
$T'_i = \sigma_{ij} * n'_j$	componente in direzione i della forza di trazione superficiale T' lungo il contorno Γ per $i, j = x, y$, espressione analitica di $J, C^*, J^*, J^{\wedge}, j^*, j^{\wedge}$
\underline{T}'	vettore forza di trazione (tensione) superficiale
t	tempo speso in esercizio
t_c	valore critico del tempo corrispondente al valore critico (minimo) di sollecitazione σ_c fino al quale il danno da scorrimento viscoso è quello subito dalla matrice del materiale relativo al moto delle dislocazioni (per valori della sollecitazione progressivamente più bassi il danno è quello da cavitazione relativo alla diffusione di vacanze a bordo grano), rilassamento delle tensioni durante il periodo a deformazione imposta costante del ciclo di fatica
t_h	durata del periodo a deformazione imposta costante del ciclo di fatica
t_{hi}	intervallo di tempo a deformazione costante di un singolo ciclo imposto in prova, modello numerico semplificato di propagazione per fatica controllata in deformazione
t_i	tempo speso in esercizio alla condizione di sollecitazione σ_i e temperatura T_i
t_r	tempo di rottura da scorrimento viscoso
$t_{rem} = t * (t_r/t - 1)$	vita residua
t_{ri}	tempo di rottura atteso in esercizio a fine vita alle condizioni relative al tempo t
t_{Racc}, t_{Res}	tempo di rottura rispettivamente riscontrato in prova accelerata ed atteso in esercizio a fine vita, rappresentazione in forma parametrica carico - tempo - temperatura dei dati ottenuti da prove di scorrimento viscoso e somma di frazione di vita
$t_{R(es\ acc)}$	tempo di rottura riscontrato in prove accelerate su campioni di materiale esercito, somma di frazione di vita
$t_{R(ver\ acc)}$	tempo di rottura riscontrato in prove accelerate su campioni di materiale vergine, somma di frazione di vita
t_1	tempo di transizione necessario per passare dal regime di scorrimento viscoso su piccola scala a quello su larga scala

U	potenziale elastico del corpo fessurato, interpretazione energetica di J, C^*
u	ampiezza del vettore spostamento lungo il contorno Γ , espressione analitica di J, J^*, J^\wedge
u_i	componente in direzione i dello spostamento u lungo il contorno Γ per $i, j = x, y$, espressione analitica di J, J^*, J^\wedge
$\dot{u} = du/dt$	velocità lungo il contorno Γ , espressione analitica di C^*, j^*, j^\wedge
\dot{u}_i	componente in direzione i della velocità \dot{u} lungo il contorno Γ per $i, j = x, y$, espressione analitica di C^*, j^*, j^\wedge
\bar{u}	vettore spostamento lungo il contorno Γ , espressione analitica di J
$V_R = t_{Racc} - t$	vita residua, rappresentazione in forma parametrica carico – tempo – temperatura dei dati ottenuti da prove di scorrimento viscoso
\dot{V}	velocità della deflessione da scorrimento viscoso da misurare in prova, determinazione sperimentale di C^*, C_t
W	ampiezza del provino, determinazione sperimentale di K_{Ic}, C^*
W^i	densità (integrale tra 0 ed ϵ) dell'energia di deformazione $\sigma_{ij} * d \epsilon_{ij}$ lungo il contorno Γ per $i, j = x, y$, espressione analitica di J
W^*	densità (integrale tra 0 ed $\dot{\epsilon}$) della variazione nel tempo dell'energia di deformazione $\sigma_{ij} * \dot{\epsilon}_{ij}$ lungo il contorno Γ per $i, j = x, y$, espressione analitica di C^*
w	spessore di parete attuale rilevato del tubo, misura mediante ultrasuoni dello spessore d'ossido sul diametro interno di tubi a parete sottile
X	generico atomo non metallico
x, y	coordinate di un generico punto del contorno Γ , espressione analitica di $J, C^*, J^*, J^\wedge, j^*, j^\wedge$
α_{dc}, α_{gb}	coefficienti di danno registrati in prova rispettivamente in regime dominato dal moto delle dislocazioni e dalla diffusione di vacanze a bordo grano, modello di accumulazione non lineare del danno da interazione fatica a basso numero di cicli - scorrimento viscoso
β	coefficiente di misura del peso relativo degli effetti dei soli intervalli di tempo a deformazione costante, modello di propagazione per fatica controllata in deformazione con intervalli di tempo a deformazione costante (interazione fatica a basso numero di cicli - scorrimento viscoso)
Γ, γ	contorno piano contenente la cricca, espressione analitica di $J, C^*, J^*, J^\wedge, j^*, j^\wedge$
Δ_i	spostamento subìto dal provino i , determinazione sperimentale di J_{Ic}
Δa	cricca addizionale nel processo di frattura, stima di J_{Ic} con il metodo di Bagley-Landes, lavoro necessario a separare le superfici della cricca, interpretazione

	energetica di C^* , C e applicazione del modello di propagazione per scorrimento viscoso utilizzato dall'EPRI
ΔK	fattore ciclico d'intensità degli sforzi; parametro di correlazione per leggi di propagazione per fatica, modello di Paris
ΔJ	versione ciclica dell'integrale di Rice J ; parametro di correlazione per leggi di propagazione per fatica, modello di Dawling e Begley; forza di controllo per la propagazione per fatica, modello per piccole cricche
ΔJ^* , ΔJ^\wedge	versione ciclica rispettivamente dell'integrale J^* , J^\wedge ; parametri di correlazione per leggi di propagazione per fatica controllata in deformazione (isoterma) termo-meccanica (termica) e controllata in deformazione con intervalli di tempo a deformazione costante (interazione fatica a basso numero di cicli - scorrimento viscoso), validazione sperimentale
ΔT , ΔT_p^* , ΔT_p	integrale di Atluri e sue versioni modificate; parametri di correlazione per leggi di propagazione per fatica isoterma e termo-meccanica, parziale validazione sperimentale
Δt	durata di un singolo ciclo imposto nella simulazione numerica, modello numerico semplificato di propagazione per fatica controllata in deformazione
ΔU_t	differenza in variazione nel tempo di energia potenziale relativa a due diversi corpi sottoposti al medesimo carico di trazione P e con una differenza Δa nella lunghezza della cricca, interpretazione energetica di C^*
$\Delta \epsilon = \epsilon_{\max} - \epsilon_{\min}$	intervallo di deformazione imposta in una prova LCF
$\Delta \epsilon_e$	parte elastica dell'intervallo totale di deformazione imposta in una prova LCF
$\Delta \epsilon_{in}$	intervallo di deformazione inelastica registrato in prova, modello di accumulazione non lineare del danno da interazione fatica a basso numero di cicli - scorrimento viscoso
$\Delta \epsilon_p$	parte plastica dell'intervallo totale di deformazione imposta in una prova LCF
$\Delta \epsilon_t$	intervallo totale di deformazione imposta in una prova LCF
$\Delta \sigma$	intervallo di sollecitazione applicata in una prova HCF
δ	spostamento dei fianchi della cricca misurato il più vicino possibile all'apice della cricca; parametro di carico macroscopico caratterizzante la deformazione plastica generata nell'intorno dell'apice della cricca, regime di propagazione lineare elastico
ϵ	deformazione istantanea del materiale da scorrimento viscoso e/o da fatica
$\epsilon_a = \Delta \epsilon / 2 = (\epsilon_{\max} - \epsilon_{\min}) / 2$	ampiezza della deformazione imposta in una prova LCF
ϵ_c	deformazione registrata al tempo t_r , rilassamento delle tensioni durante il periodo a deformazione imposta costante del ciclo di fatica

ϵ_{ij}	componente di normale i in direzione j della deformazione ϵ lungo il contorno Γ per $i, j = x, y$, espressione analitica di J, J^{\wedge}
ϵ_{\max}	valore massimo della deformazione imposta ϵ in una prova LCF
ϵ_{\min}	valore minimo della deformazione imposta ϵ in una prova LCF
ϵ_f	duttilità (deformazione) di rottura corrispondente al danno da scorrimento viscoso nella matrice, modello di accumulazione non lineare del danno da interazione fatica a basso numero di cicli - scorrimento viscoso
ϵ_r	duttilità (deformazione) di rottura corrispondente al danno da scorrimento viscoso a bordo grano, modello di accumulazione non lineare del danno da interazione fatica a basso numero di cicli - scorrimento viscoso; duttilità (deformazione) di rottura registrata al tempo t_r , curve deformazione da scorrimento viscoso - tempo di esposizione e modello di crescita delle cavità limitato dalla deformazione
$\epsilon_s = \dot{\epsilon}_{\min} * t_r$	deformazione accumulata nello stadio secondario dello scorrimento viscoso, modello di crescita delle cavità limitato dalla deformazione
ϵ_0	valore iniziale della deformazione istantanea, rilassamento delle tensioni durante il periodo a deformazione imposta costante del ciclo di fatica
$\dot{\epsilon} = d\epsilon/dt$	velocità di deformazione del materiale da scorrimento viscoso
$\dot{\epsilon}_{\min}$	valore minimo assunto dalla velocità di deformazione da scorrimento viscoso del materiale (pendenza minima della curva $\epsilon - t$)
$\dot{\epsilon}_b$	velocità di deformazione da scorrimento viscoso media del metallo base
$\dot{\epsilon}_c$	valore assunto dalla velocità di deformazione del materiale alla sollecitazione σ_c , rilassamento delle tensioni durante il periodo a deformazione imposta costante del ciclo di fatica
$\dot{\epsilon}_{ij}$	componente di normale i in direzione j della velocità di deformazione $\dot{\epsilon}$ lungo contorno Γ per $i, j = x, y$, espressione analitica di C^*, j^*, j^{\wedge}
$\dot{\epsilon}_{dc}, \dot{\epsilon}_{gb}$	velocità di deformazione corrispondente al danno da scorrimento viscoso rispettivamente nella matrice e a bordo grano, modello di accumulazione non lineare del danno da interazione fatica a basso numero di cicli - scorrimento viscoso
$\dot{\epsilon}_{tr}$	velocità di deformazione corrispondente alla fase di transizione tra il regime dominato dal moto delle dislocazioni in cui vi è danno nella matrice e quello dominato dalla diffusione di vacanze a bordo grano in cui vi è danno da cavitazione
$\dot{\epsilon}_w$	velocità di deformazione da scorrimento viscoso media del metallo di saldatura
$\dot{\epsilon}_0$	valore iniziale della velocità deformazione, rilassamento delle tensioni durante il periodo a deformazione imposta costante del ciclo di fatica
$\lambda = \epsilon_r/\epsilon_s$	modello di crescita delle cavità limitato dalla deformazione

η	costante tabulata per diversi valori del rapporto a'/W , determinazione sperimentale di C^* , C
$\Phi = 1/2 * [1 + 1/(1 - r)]$	costante dipendente dalle dimensioni delle particelle, indurimento (aumento della τ_v del materiale) per precipitazione
σ	sollecitazione esterna applicata
$\sigma_a = \Delta\sigma/2 = (\sigma_{max} - \sigma_{min})/2$	ampiezza della sollecitazione alternativa (resistenza a fatica) applicata in una prova HCF
σ_B, σ_H	sollecitazione tangenziale calcolata utilizzando rispettivamente il raggio interno e il diametro medio della sezione trasversale del tubo, sollecitazione principale (di membrana o di Barlowe) per tubi a parete sottile
σ_c	valore critico (minimo) della sollecitazione applicata raggiunto al valore critico del tempo t_c , rilassamento delle tensioni durante il periodo a deformazione imposta costante del ciclo di fatica
$\sigma_{crit} = A' * G * b/l$	sollecitazione a cui è correlata quella di transizione $\sigma_z(T)$
σ_e	valore di soglia (limite a fatica) della sollecitazione alternativa applicata in una prova HCF
σ_{eq}	sollecitazione equivalente di Von Mises
σ_{flow}	sollecitazione applicata in prova di monitoraggio della propagazione per scorrimento viscoso (applicazione statica del carico), determinazione sperimentale di J_{Ic}
σ_i	generica sollecitazione principale per $i = 1, 2, 3$, tubi a parete sottile
σ_{ij}	componente di normale i in direzione j della sollecitazione applicata σ lungo il contorno Γ per $i, j = x, y$, espressione analitica di $J, C^*, J^*, J^\wedge, j^*, j^\wedge$
$\sigma_m = (\sigma_{max} + \sigma_{min})/2$	sollecitazione media applicata in una prova HCF
σ_{max}	valore massimo della sollecitazione σ applicata in una prova HCF
σ_{min}	valore minimo della sollecitazione σ applicata in una prova HCF
σ_r	valore ridotto della sollecitazione applicata σ , rilassamento delle tensioni durante il periodo a deformazione imposta costante del ciclo di fatica
σ_u	sollecitazione di rottura del materiale
$\sigma_z(T)$	sollecitazione che caratterizza la transizione tra i due domini di σ dove eseguire la stima dei valori medi per n_r e Q_r , equazione di Norton-Bailey
σ_x	componente in direzione x della sollecitazione applicata in esercizio sul componente
σ_y	sollecitazione di snervamento del materiale

σ_0	valore iniziale della sollecitazione applicata, periodo a deformazione imposta costante del ciclo di fatica
$\sigma_r, \sigma_\theta, \sigma_z$	sollecitazione principale (di membrana o di Barlowe) rispettivamente radiale tangenziale e assiale, tubi a parete sottile
ν	modulo di Poisson (rapporto tra la deformazione percentuale trasversale e quella longitudinale del materiale)
T	sollecitazione tangenziale esterna applicata
$T_{crit} = 2 * G * b/l$	valore critico (massimo) della sollecitazione tangenziale esterna applicata raggiunto quando la linea di dislocazione assume la forma instabile di un semicerchio (per $\tau \geq T_{crit}$ la dislocazione si espande rapidamente sotto tensioni minori)
T_y	sollecitazione tangenziale di snervamento del materiale
T_{y0}	sollecitazione tangenziale di snervamento della matrice del materiale

Abbreviazioni

AISI	American Iron and Steel Institute
ASM	American Society for Metals
ASME	American Society of Mechanical Engineers
ASTM	American Section of the International Association for Testing Materials
CCG	Creep Crack Growth
CCT	Center-Cracked Tension
CISE	Centro Italiano Sperimenti ed Esperienze
COD	Crack Opening Displacement
CH	Compression Hold
CT	Compact Type
DC	Direct Current
ELC	Extra Low Carbon
EMAS	Engineering Materials Advisory Services
ENEL	Ente Nazionale per l'Energia Elettrica
EPFM	Elastic-Plastic Fracture Mechanics
EPRI	Electric Power Research Institute, Charlotte, NC, USA
FATT	Fracture Appearance Transition Temperature
FCG	Fatigue Crack Growth
HAT	Heat Affected Zone
HCF	High-Cycle Fatigue
INAIL	Istituto Nazionale per le Assicurazioni contro gli Infortuni sul Lavoro
IP	In Phase
ISO	International Organization for Standardization
ISPESL	Istituto Superiore per la Prevenzione e Sicurezza sul Lavoro, ora INAIL - Settore Ricerca, Certificazione e Verifica
LC	Large Scale or Steady-State Creep
LCF	Low-Cycle Fatigue
LFR	Life Fraction Rule
LEFM	Linear Elastic Fracture Mechanics
MIG	Metal Inert Gas
NASA	National Aeronautics and Space Administration
NLDA	Non-Linear Damage Accumulation
OP	Out of Phase
PAE	Picric Acid Etch Tests
SAE	Society of Automotive Engineers
SCC	Stress Corrosion Crack
SH/RH	Superheater/Reheater tubing
SP	Small Punch
TC	Transition Creep
TH	Tension Hold
TIG	Tungsten Inert Gas
TMF	Thermomechanical Fatigue
TSF	Thermal-Stress Fatigue

Riferimenti bibliografici

- [1] Kim K, Van Stone R, Orange T. Integral Parameters Analysis of Elevated Temperature Crack Growth. Materials Ageing and Component Life Extension International Conference, Conference Proceeding, Milano, Italia, 10-13 ottobre 1995, EMAS Publishing
- [2] Fossati C. Teorie sull'origine e l'evoluzione del danno da creep. In ISPEL: Giornate di studio sulla valutazione della vita residua per componenti funzionanti ad alta temperatura, Atti di convegno. Roma, 11-12 aprile 1995
- [3] Daddi I. I Materiali metallici: meccanismi di deformazione e di frattura. Tamburini Editore, 1972
- [4] Foldyna V, Jakobova A, Zubon Z. Assessment of Creep Resistance of 9-12% Cr Steels with respect to Strengthening and Degradation Processes. Materials Ageing and Component Life Extension International Conference, Conference Proceeding, Milano, Italia, 10-13 ottobre 1995, EMAS Publishing
- [5] Nitta A, Ogata A. Creep - Fatigue Damage Evaluation Of High Temperature Components and Materials for Boiler and Steam Turbine. Materials Ageing and Component Life Extension International Conference, Conference Proceeding, Milano, Italia, 10-13 ottobre 1995, EMAS Publishing
- [6] Viswanathan R. Damage Mechanism and Life Assessment of High-Temperature Components, ASM International, 1989
- [7] Bicego V, Meriggi M, Ricci N, Sampietri C. Stato dell'arte delle problematiche e tecnologie finalizzate alla valutazione della vita residua e al prolungamento dell'esercizio di impianti ad alta temperatura, Rapporto Finale n. 5079, Cise SpA, Milano, 1989
- [8] Freddi A, Curioni S, Faretti G, Gori E. Manuale per l'impiego della meccanica della frattura per l'individuazione dei limiti di accettabilità dei difetti nelle strutture in acciaio ad elevato limite di snervamento, Fogli d'Informazione, n. 1-2, ISPEL, 1995
- [9] Viswanathan R. Life Assessment of High Temperature Components. Materials Ageing and Component Life Extension Conference Proceedings International Conference, Conference Proceeding, Milano, Italia, 10-13 ottobre 1995, EMAS Publishing
- [10] Bicego V, Lucon E, Crudeli R. Integrated Technologies for Life Assessment of Primary Power Plants. Materials Ageing and Component Life Extension International Conference, Conference Proceeding, Milano, Italia, 10-13 ottobre 1995, EMAS Publishing

- [11] Jefferson TB, Woods G. Metals and How to Weld Them. The J. F. Lincoln Arc Welding Foundation, Cleveland, Ohio, 1990
- [12] Cigada A, Re G. Metallurgia, Clup, Milano, 1984
- [13] ISPESL, Linea Guida. Valutazione della vita residua di componenti in regime di scorrimento viscoso. LG/creep, v.1, novembre 2003
- [14] ISPESL, Procedura Tecnica, Verifiche di calcolo e controlli su componenti in pressione in regime di scorrimento viscoso del materiale. Circolare n. 48, dicembre 2003
- [15] Cohn M. Main Steam Pipe Creep Consumption in Circumferential Welds. Proceedings of the ASME 2011 Pressure Vessels & Piping Division Conference PVP2011. Baltimore, Maryland, USA, July 17-21 2011
- [16] Grisolia O. Assessment of Weld Reduction Factors through Experimental Reference Curves, Engineering Fracture Mechanics. 77 2971-2991, Elsevier Ltd., Oxford, October 2010
- [17] Viswanathan R, Stringer J. Failure Mechanisms of High Temperature Components in Power Plants. Journal of Engineering Materials and Technology. Vol. 122/249, ASME, New York, July 2000
- [18] Chan W, McQueen RL, Prince J, Sidey D. Metallurgical Experience with High Temperature Piping in Ontario Hydro. ASME PVP, Vol. 21, Service Experience in Operating Plants, ASME, New York, 1991