

UNIVERSITA' DEGLI STUDI DI PADOVA

FACOLTA' DI INGEGNERIA

DIPARTIMENTO DI PROCESSI CHIMICI DELL'INGEGNERIA

TESI DI LAUREA IN INGEGNERIA DEI MATERIALI

CLASSE 10 INGEGNERIA INDUSTRIALE

(ex. DM 509/99)

**LA FATICA NEI MATERIALI METALLICI:
DALLA TEORIA ALLA PRATICA**

Relatrice: Prof.ssa Irene Calliari

Tutor aziendale: Dott. Ing. Marco Pizzo

Laureando: Luca Baiocchi

Matricola 580821

ANNO ACCADEMICO 2010-2011

,

Ai miei genitori Maria Grazia e Luciano

Sommario

INTRODUZIONE.....	1
CAPITOLO 1 –Introduzione alla fatica.....	5
CAPITOLO 2 –Le sollecitazioni cicliche nel tempo.....	6
2.1. Cicli temporali di sollecitazione.....	6
2.1.1. Il rapporto nominale di ciclo R.....	8
2.2. Prove sperimentali.....	9
2.2.1. Curva di Wöhler.....	9
CAPITOLO 3- Aspetti microscopici della frattura a fatica.....	13
3.1. Meccanica della frattura per fatica.....	14
3.1.1. Nucleazione.....	14
3.1.2. Propagazione della cricca.....	17
3.1.3. Modalità di propagazione.....	17
3.2. Velocità di propagazione della cricca: la legge di Paris.....	20
3.3. Considerazioni sul diagramma di Paris.....	23
CAPITOLO 4- Aspetti macroscopici della frattura a fatica.....	25
4.1. Linee di spiaggia o di arresto.....	26
4.2. I “Ratchet marks”.....	27
4.3. Zona di rottura di schianto.....	27
CAPITOLO 5- Fattori che influenzano la vita a fatica.....	30
5.1. Fattori interni.....	30
5.1.1. Materiale.....	30
5.1.2. Dimensioni del pezzo (effetto scala).....	32
5.1.3. Effetti superficiali	33
5.1.4. Effetto di forma.....	35

5.2. Fattori esterni.....	37
5.2.1. Tensione media σ_m non nulla.....	37
5.2.2. Tipo di sollecitazione applicata.....	38
5.2.3. Ambiente e temperatura.....	39
5.2.4. Modalità di variazione del carico.....	40
5.2.5. Storia precedente del pezzo.....	41
CAPITOLO 6- Casi di studio.....	43
6.1. Albero per pompa in acciaio inossidabile AISI 420.....	43
6.2. Molle filo innesto lame.....	50
6.3. Molla in acciaio AISI 302.....	58
6.4. Asta comando sterzo.....	62
6.5. Albero acciaio inossidabile 304L.....	68

INTRODUZIONE.

Questa tesi nasce come riassunto e illustrazione di alcune delle attività svolte durante il periodo di tirocinio effettuato presso il laboratorio di prove sui materiali C.T.R. s.r.l. di Limena (PD) nel periodo dal 01/07/2010 al 15/10/2010 . Le attività si sono concentrate sull'analisi di componenti meccanici metallici, al fine di determinarne le rispettive proprietà meccaniche, chimiche e fisiche. Vengono effettuate analisi macrografiche e micrografiche per determinare lo stato metallurgico del componente metallico in questione, al fine di rispondere alle richieste provenienti da clienti esterni.

In particolare in questa tesi verranno illustrati alcuni casi di studio riguardanti componenti che hanno subito rotture per fatica. Sono state effettuate per ogni caso di studio analisi meccaniche, chimiche e metallografiche sia attraverso la microscopia ottica sia attraverso la microscopia elettronica SEM-EDS, per osservare lo stato metallografico e la superficie di frattura al fine di arrivare alle cause che possano aver influito sulla rottura a fatica del materiale.

“Poi, essendo che era ingegnere, aveva anche la mania delle rotture a fatica, le vedeva dappertutto e credo che se le sognasse anche di notte. Lei che non è del ramo forse non sa neanche cosa sono: ebbene, sono una rarità, io in tutta la mia carriera di rotture a fatica garantite non ne ho viste neanche una, ma quando si spacca un pezzo, padroni, direttori, progettisti e capi officina sono sempre tutti d’accordo, loro non ne possono niente, la colpa è del montatore, che è lontano e non si può difendere, o delle correnti vaganti, o della fatica...”

(P. Levi, La chiave a stella, 1978)

1. INTRODUZIONE ALLA FATICA.

Le strutture e, molto spesso, gli organi delle macchine sono soggetti a sollecitazioni che si ripetono per un numero di cicli molto elevato, anche per milioni di volte.

Per descrivere l'insieme di sollecitazioni ripetute nel tempo si usa il termine "fatica", dal verbo *fatigare*, ossia stancare. Storicamente il primo ricercatore ad affrontare in modo sistematico il fenomeno della fatica fu un ingegnere tedesco, il Wohler, che lavorava presso le ferrovie dello stato. Egli notò come gli assali dei treni manifestassero nel tempo delle rotture dovute a sollecitazioni in esercizio molto inferiori a quelle statiche a cui erano stati sottoposti in laboratorio.

Il fenomeno della fatica è un comportamento caratteristico e importante dei materiali metallici, la cui importanza deriva proprio dal fatto che il cedimento del materiale può verificarsi anche per sollecitazioni inferiori ai valori di snervamento, se tali sollecitazioni sono ripetute nel tempo: è come se il materiale si affaticasse.

Questo fenomeno è assai attuale sia dal punto di vista teorico che da quello pratico: nonostante i notevoli progressi compiuti a riguardo, ancora oggi le rotture per fatica costituiscono oltre il 90% di tutte le rotture in esercizio; sono interessati i settori dell'automobile, dell'aeronautica, della chimica e delle macchine utensili, cioè quelli in cui gli organi meccanici vengono sottoposti a sollecitazioni ripetute o a vibrazioni. Le rotture per fatica sono molto insidiose perché possono avvenire anche dopo un tempo breve di esercizio senza alcun segno premonitore. Per questo aspetto si potrebbe pensare che le rotture a fatica si avvicinino a quelle di tipo fragile: in realtà ne differiscono per cause e velocità di propagazione.

2. SOLLECITAZIONI CICLICHE NEL TEMPO.

2.1. I CICLI TEMPORALI DI SOLLECITAZIONE.

L'esistenza di una sollecitazione periodica è una condizione necessaria per il verificarsi della rottura a fatica. L'andamento delle sollecitazioni può essere ricondotto a uno dei casi fondamentali:

- Sollecitazione alternata simmetrica
- Sollecitazione alternata asimmetrica
- Sollecitazione oscillante dall'origine
- Sollecitazione pulsante.

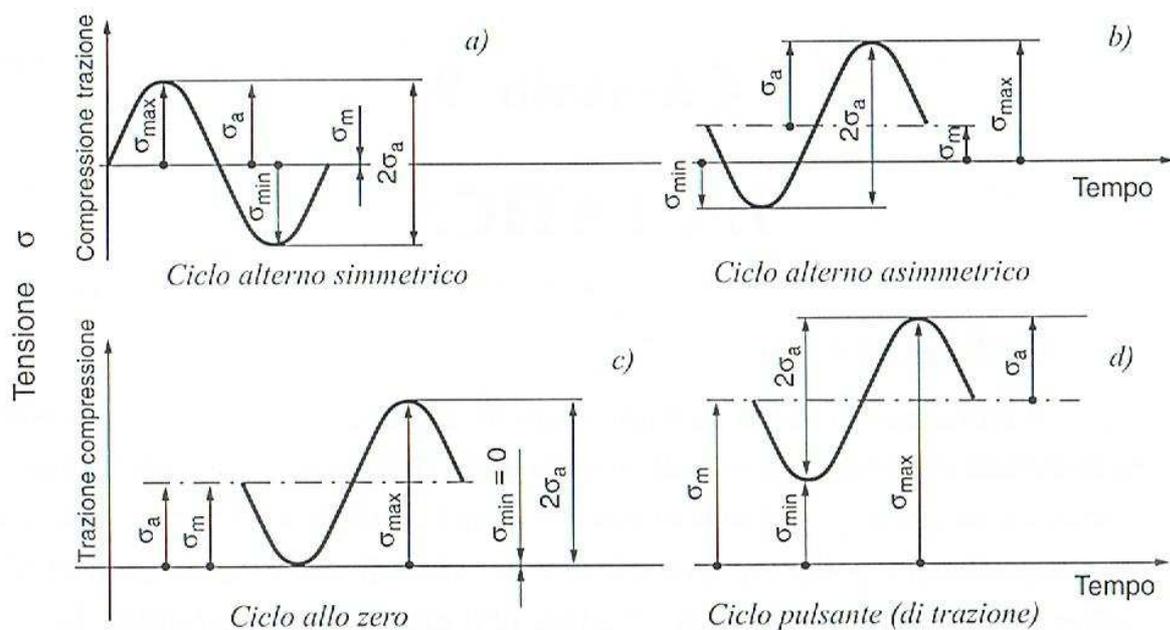


Figura 1. Possibili cicli di sollecitazione

In questi casi è ipotizzabile un andamento sinusoidale degli sforzi nel tempo che costituisce quindi una semplice idealizzazione del fenomeno di fatica, che approssima notevolmente tali andamenti: di solito possono essere assai più complessi soprattutto nei casi di sollecitazione dovuta a vibrazioni.

I quattro casi di andamenti elencati sopra possono essere ricondotti a una legge matematica di tipo sinusoidale, e per ogni istante t il valore della tensione può essere espresso dalla relazione:

$$\sigma = \sigma_m + \sigma_a \cdot \text{sen}\omega t$$

cioè qualsiasi ciclo si può sempre rappresentare come se fosse originato dalla sovrapposizione di una tensione alternata pura di semiampiezza σ_a (ampiezza di tensione) e pulsazione ω , e una tensione statica σ_m (tensione media).

Qualunque sia il tipo di ciclo, è sempre possibile distinguere un valore superiore della tensione σ_{max} e in valore inferiore σ_{min} espressi rispettivamente da:

$$\sigma_{max} = \sigma_m + \sigma_a; \quad \sigma_{min} = \sigma_m - \sigma_a.$$

Da queste relazioni si ricava che la tensione media σ_m vale:

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{max} + \sigma_{min}}{2}$$

Mentre, si ottiene un valore di semiampiezza σ_a

$$\sigma_a = \frac{\sigma_{max} - \sigma_{min}}{2}$$

Tornando ai quattro cicli temporali elencati sopra si ha:

- Per carichi alternati simmetrici,

$$\sigma_{max} = -\sigma_{min} = \sigma_a, \text{ con } \sigma_m = 0$$

- Per carichi alternati asimmetrici,

$$\sigma_m \neq 0, \sigma_{max} > 0, \sigma_{min} < 0, \text{ con } \sigma_m < \sigma_a$$

- Per carichi oscillanti all'origine

$$\sigma_{max}/2 = \sigma_m = \sigma_a, \text{ con } \sigma_{min} = 0$$

- Per carichi pulsanti,

$$\sigma_m \neq 0, |\sigma_{max} - \sigma_{min}| > 0, \text{ con } \sigma_m > \sigma_a.$$

Le rotture per fatica si possono verificare con sforzi normali, sforzi di flessione (rotante, alternata o piana) o sforzi torsionali, nonché con loro combinazione (flesso-torsione).

2.1.1. Il rapporto nominale di ciclo R.

Si è detto che la curva di Wöhler viene determinata per una tensione media nulla. Ma come appare chiaro dalla figura, il comportamento a fatica non dipende solo dall'ampiezza della sollecitazione alternata σ_a , ma anche dalla tensione media σ_m che spesso è diversa da zero.

Introduciamo perciò un altro valore R, definito come il rapporto di tensione tra il valore minimo e il valore massimo di tensione durante i cicli analizzati. Si ha che dunque:

$$R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} = \frac{\sigma_m - \sigma_a}{\sigma_m + \sigma_a}$$

Il rapporto di tensione R può variare tra +1 quando $\sigma_a=0$ (sollecitazione statica pura) e -1 quando $\sigma_m=0$ (sollecitazione simmetrica pura).

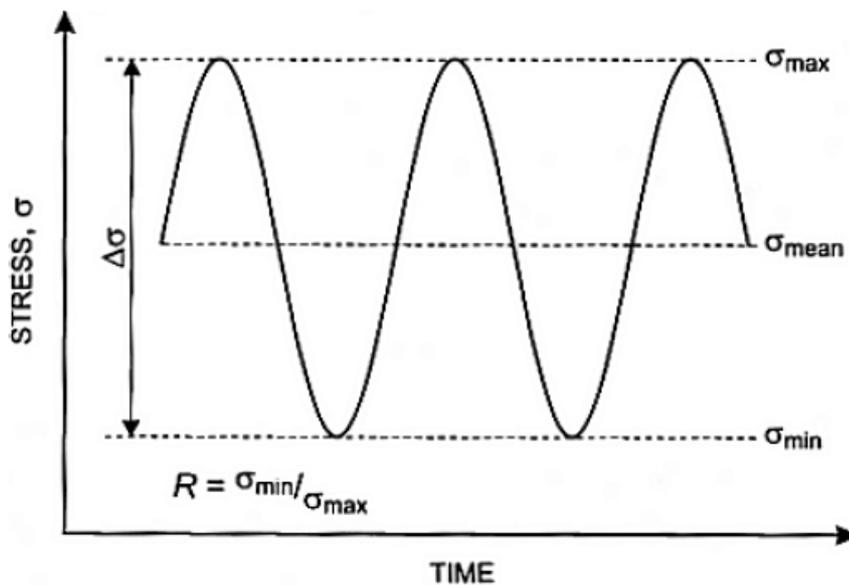


Figura 2. Definizione del rapporto di ciclo R in una sollecitazione ciclica ad ampiezza costante.

2.2. PROVE SPERIMENTALI.

2.2.1. La curva di Wöhler: il comportamento del materiale.

I primi risultati sugli esperimenti a fatica furono pubblicati da Wöhler intorno al 1870, che si era concentrato su prove che coinvolgevano rotture di assali dei carri ferroviari. Uno dei modi per studiare il comportamento a fatica è analizzare le curve σ -N di Wöhler.

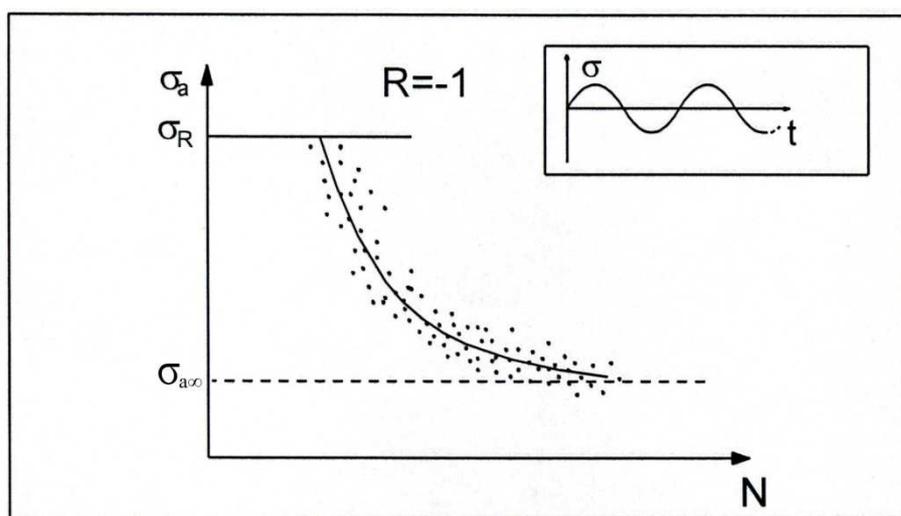


Figura 3. Diagramma di Wöhler in coordinate non logaritmiche.

Questi diagrammi riportano in ordinata le ampiezze di tensione σ_a applicate in funzione del logaritmo del numero N di cicli necessari per la rottura del materiale. Le curve risultanti sono state ottenute per un ciclo alterno simmetrico ($\sigma_m=0$) e rapporto di ciclo $R=-1$, con prove effettuate in flessione rotante a diversi livelli di ampiezza di tensione di flessione σ_a .

Osservando il diagramma di Wöhler si nota che, rimanendo sempre al di sotto della σ_R , il materiale arriva a rottura in un tempo via via inferiore (in termini di cicli) all'aumentare della σ_{max} (e quindi anche dell'ampiezza di carico σ_a). Come detto, il limite superiore della curva è rappresentato dalla tensione di rottura σ_R , mentre soltanto per alcuni materiali i valori di σ_a tendono ad un asintoto denominato *limite di vita a fatica infinita* $\sigma_{a\infty}$ a $2 \cdot 10^6$ cicli, nonostante la dispersione statistica dei dati sperimentali. In quest'ultimo caso il valore asintotico del limite di fatica σ_a costituisce dunque l'intensità massima di sollecitazione unitaria al di sotto della quale il materiale non cede neanche dopo un numero molto elevato di cicli (le prove vengono condotte fino a 10^7 cicli).

Si è cercato dunque di fornire una formulazione matematica per la curva che interpola i dati sperimentali, che è stata individuata nell'espressione:

$$N\sigma_a^k = \text{costante}$$

La curva di Wöhler viene rappresentata convenzionalmente in scala doppio logaritmica $\text{Log}_{10}\sigma_a$ in funzione di $\text{Log}_{10} N$.

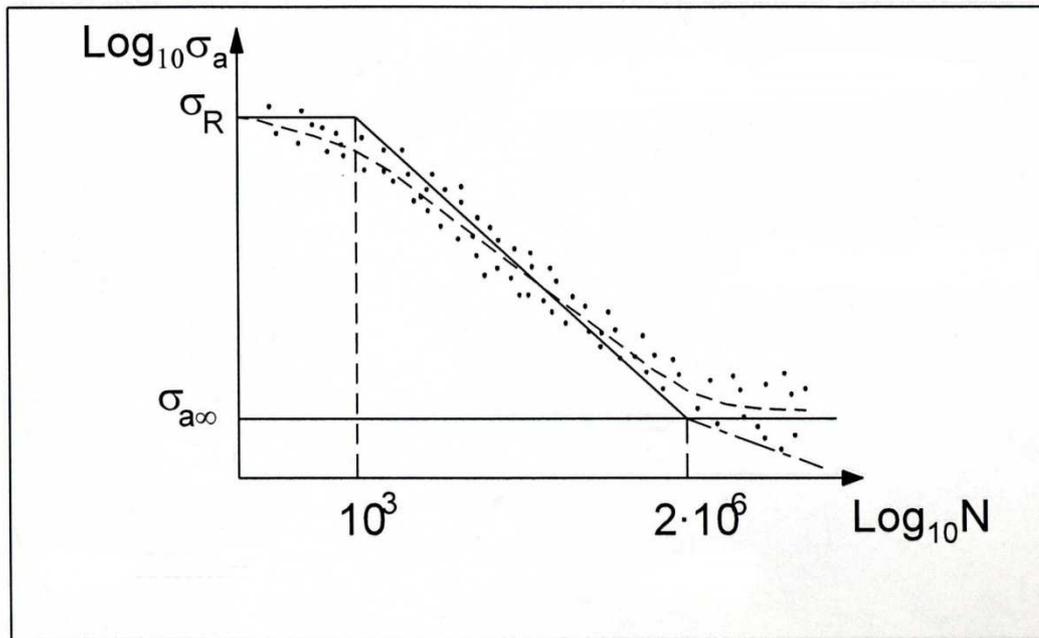


Figura 4. Diagramma di Wöhler in scala doppio Logaritmica

L'espressione $N\sigma_a^k = \text{costante}$ corrisponde a una retta in scala doppio logaritmica di pendenza k : infatti schematizzando la curva e prendendo come riferimento un punto A sulla retta di coordinate note (N_A, σ_A) , si ottiene:

$$N\sigma_a^k = N_A\sigma_A^k = \text{cost}$$

Passando ai logaritmi,

$$\text{Log}_{10}(N\sigma_a^k) = \text{Log}_{10}(N_A\sigma_A^k)$$

$$\text{Log}_{10}N + k\text{Log}_{10}\sigma_a = \text{cost}'$$

$$\text{Log}_{10}N_A + k\text{Log}_{10}\sigma_a = \text{cost}''$$

Imponendo $N=10^3$ cicli, e $\sigma=\sigma_R$ si ottiene il valore di k uguagliando le due equazioni precedenti:

$$k = \frac{\text{Log}_{10} \frac{N_A}{10^3}}{\text{Log}_{10} \frac{\sigma_R}{\sigma_A}}$$

I valori tipici della pendenza k per acciai e leghe leggere sono tipicamente:

- $k= 8 \div 10$ per provini lisci (provini lucidati)

- $k= 3 \div 4$ per provino intagliati (spallamenti, fori, saldature)

Il valore di k , essendo indicativo della pendenza della retta tra il punto di rottura statica e il limite di fatica a $2 \cdot 10^6$ cicli, è molto importante per il calcolo della vita residua di un componente meccanico sottoposto a sforzi ciclici. Più il valore di k è alto più la pendenza sarà bassa, e quindi il limite di fatica verrà raggiunto a un numero di cicli più elevato e di conseguenza si allungherà il tempo necessario a un materiale per arrivare a rottura.

Per questi diagrammi risulta evidente come lo sforzo necessario per la rottura del componente diminuisca all'aumentare del numero di cicli: tuttavia è importante segnalare come ci sia una sostanziale differenza tra il comportamento delle leghe di tipo ferroso e le leghe non ferrose. Per leghe non ferrose l'andamento della curva è sempre decrescente all'aumentare dei cicli, mentre nelle leghe ferrose la curva converge verso un asintoto da un certo valore del numero di cicli in poi.

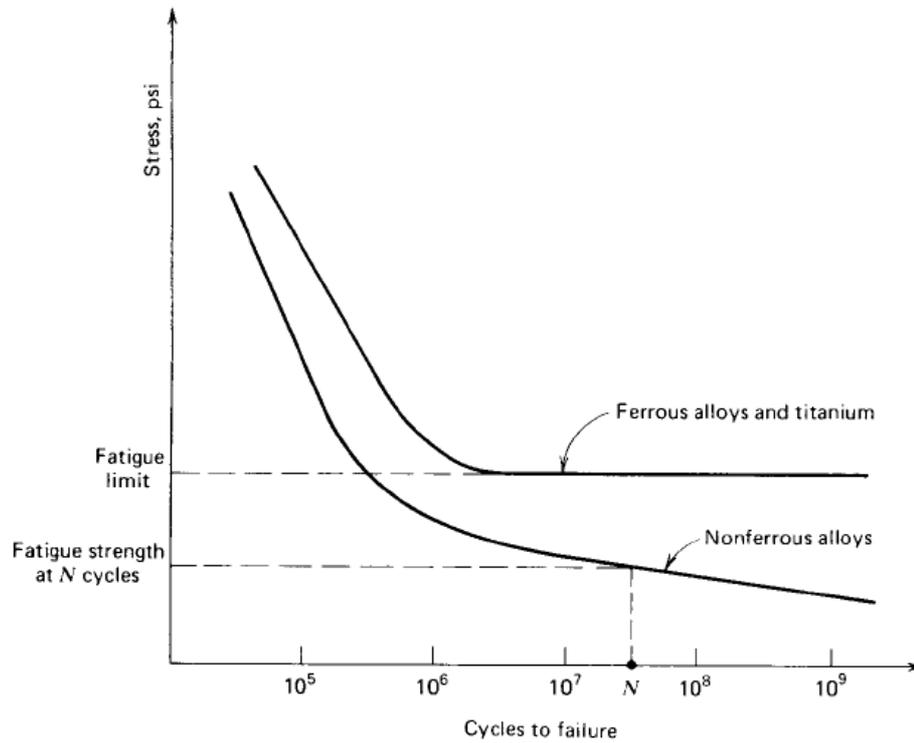


Figura 5. Differenza tipica tra le curve di Wohler di una lega ferrosa e una lega non ferrosa

Nel primo caso di andamento monotono decrescente del valore di tensione di rottura per le leghe non ferrose ci suggerisce di cautelarci contro l'inevitabile cedimento del materiale nel tempo.

3. ASPETTI MICROSCOPICI DELLA FRATTURA.

L'aspetto microscopico di una frattura per fatica ha una morfologia di tipo transgranulare e generalmente è molto piatto e regolare.

La più evidente caratteristica che identifica la frattura per fatica a livello microscopico è però costituita dalle striature, anche se è necessario sottolineare subito che esse non sono sempre presenti sulle superfici. In particolare, ogni volta che una cricca si propaga per effetto delle tensioni di trazione del ciclo di carico, si ha una deformazione plastica del suo apice a livello microscopico. Tale aspetto genera su entrambe le superfici di frattura una piccola ruga o avvallamento che viene definita striatura. L'aspetto delle striature sarà simmetrico sulle due superfici di frattura affacciate.

Se il ciclo di carico rimane costante, con particolare riferimento al valore massimo, le striature vicino all'origine sono estremamente piccole e vicine tra di loro; la cricca cresce poco per volta perché la sua dimensione è ancora contenuta. All'avanzare della frattura, la sezione resistente si riduce, pertanto a parità di carico massimo aumenta la tensione applicata e questo porta ad un aumento dello spazio tra le striature.

Sfortunatamente le striature non sono sempre visibili sulle superfici di frattura per fatica. In particolare questo si verifica se le due superfici subiscono prima dell'indagine sfregamenti o altri danni post-frattura che possono mascherarne la morfologia.

E' anche possibile essere tratti in inganno quando si analizzano fratture di metalli a struttura lamellare (come ad esempio strutture perlitiche o aciculari) in quanto l'esame della superficie rivela tali lamelle come linee fini e parallele tra loro, molto simili a striature. Comunque attenti studi con il microscopio elettrico rivelano che l'orientamento delle lamelle varia casualmente da un punto all'altro, mentre le striature sono solitamente concentriche intorno all'origine della microcricca.

3.1. Meccanica della frattura.

E' certo ormai che la rottura dei materiali per fatica abbia origine con la formazione di una micro fessura, che ingrandendosi propaga fino a che la sezione resistente non eguaglia la sezione critica di rottura.

Il fenomeno della frattura si può scomporre in tre fasi distinte:

- 1) la formazione della micro fessura (Stage I)
- 2) la sua propagazione fino a un valore critico (Stage II)
- 3) il cedimento totale del pezzo per sovraccarico

Prendiamo in considerazione la genesi di una micro fessura in un pezzo metallico inizialmente privo di qualsiasi discontinuità geometrica e avente superfici speculari.

3.1.1. La nucleazione.

I fattori che inducono alla nucleazione di una cricca sono molteplici, ma sono tutti riconducibili alla struttura microscopica e alle interazioni tra grani e fasi presenti nella stessa microstruttura.

Le cause della formazione di cricche sono la presenza di bande di scorrimento all'interno dei grani, la combinazione tra diverse bande di scorrimento e l'incongruenza elasto-plastica tra grani e fasi differenti. La nucleazione di un danneggiamento permanente, così come il processo di fatica nel suo complesso, è controllato dunque dalle deformazioni cicliche di tipo plastico che sono generalmente prodotte dal movimento di dislocazioni nel reticolo cristallino del materiale. La microscopia elettronica ha evidenziato come generalmente sulla superficie degli organi "affaticati" siano presenti *estrusioni* o *intrusioni*, cioè microsporgenze e microintagli molto acuti dalle dimensioni di $0,1 \div 1 \mu\text{m}$. Essi derivano dallo slittamento irreversibile dei piani di maggiore scorrimento dei cristalli meglio orientati rispetto allo sforzo applicato: l'irreversibilità di questi fenomeni deriva dal fatto che avviene un inevitabile incrudimento che impedisce lo scorrimento di ritorno sullo stesso piano.

Lo scorrimento si propone su diversi piani dando origine alle intrusioni e alle estrusioni che si moltiplicano all'aumentare del numero di cicli: queste irregolarità superficiali favoriscono la concentrazione degli sforzi, rendendo così possibile la nucleazione di microcricche che possono essere *intergranulari* o *transgranulari*.

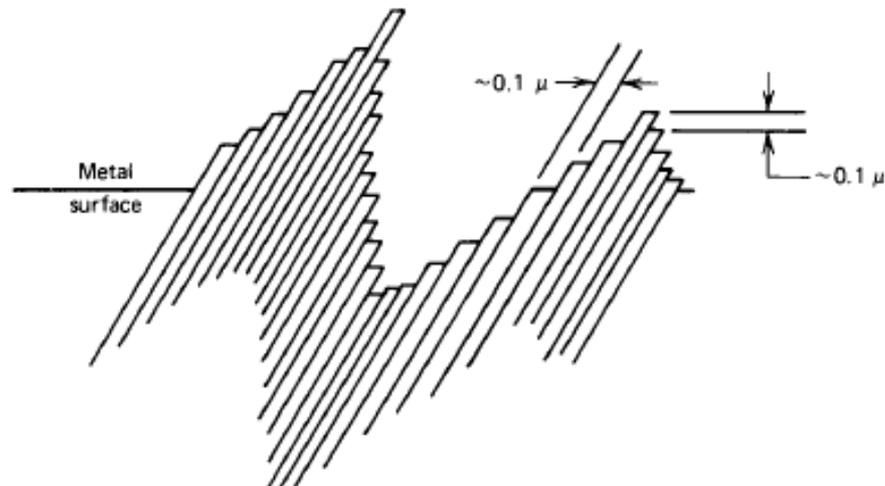


Figura 6. Scorrimento dei piani cristallini e creazione di intrusioni ed estrusioni.

Il primo stadio di nucleazione termina quando l'entità o la geometria della microfessura è tale per cui la concentrazione di tensioni che essa induce raggiunge il valore critico di propagazione per quel materiale.

Solitamente la superficie del materiale è la zona più favorevole alla nucleazione di microfessure per una serie di cause:

- la presenza di intagli o cavità (notches) che offrono un raggio di curvatura tale da poter propagare immediatamente la fessura;
- condizioni di carico (es. flessione, torsione) che producono i massimi valori tensionali alla superficie;
- geometria della superficie che non si presenta mai come idealmente liscia, ma che presenta sempre piccoli concentratori tensionali;
- bande di scorrimento preesistenti le quali agiscono come concentratori tensionali;
- particelle di seconda fase, quali inclusioni e precipitati aventi sempre l'effetto di concentratori tensionali microscopici.
- Non è da escludere però che la nucleazione del difetto possa avvenire in grani lontano dalla superficie.

L'irreversibilità di queste deformazioni fa in modo che anche superfici in partenza speculari possano, anche se più lentamente, sviluppare irregolarità, dando luogo a cricche

dopo un numero sufficiente di sollecitazioni periodiche. A questo primo stadio segue la propagazione del danno.

Una grande maggioranza di microcricche arrestano ben presto la loro propagazione e soltanto alcune di esse raggiungono una profondità maggiore di alcune decine di micron.

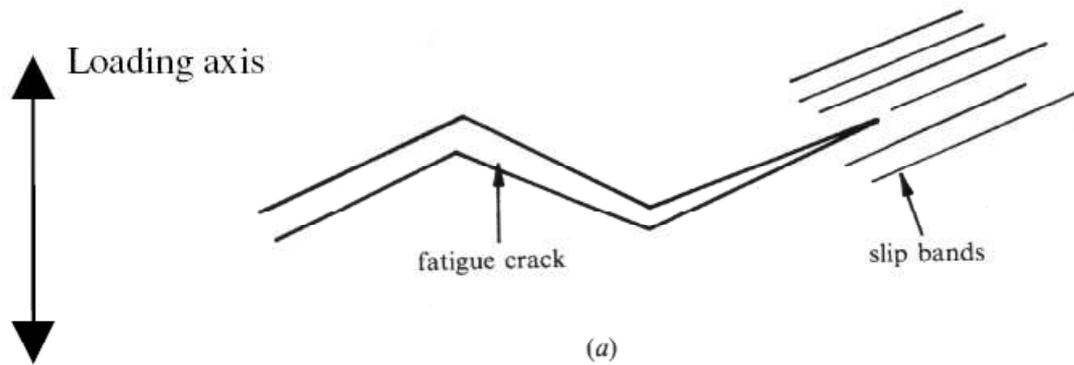


Figura 7. Andamento schematico della direzione di propagazione. Inizialmente la cricca nuclea si propaga lungo i piani di massimo scorrimento, successivamente tende ad allinearsi lungo una direzione ortogonale al massimo sforzo di trazione.

Generalmente le microcricche nella loro fase iniziale sono orientate lungo i piani di più facile scorrimento disposti nella direzione di massimo taglio lungo i piani di massimo scorrimento; successivamente durante la propagazione stabile la direzione di propagazione tenderà a variare piano in base alla dimensione e geometria del pezzo nonché allo sforzo applicato.

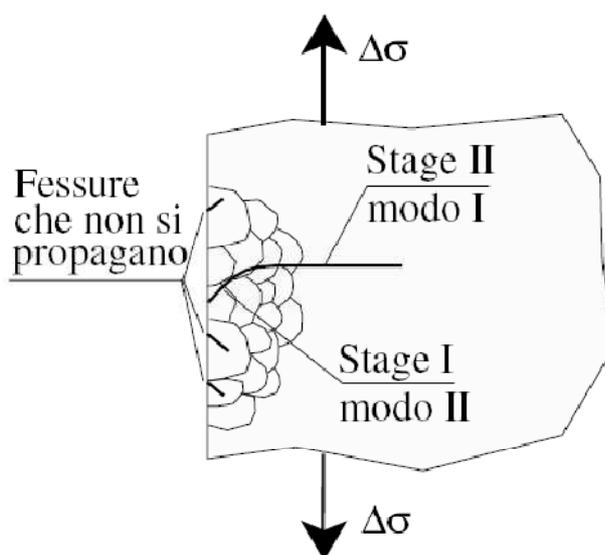
La non uniforme concentrazione di sforzi e deformazioni è più probabile che si realizzi a bordo grano e causi la formazione di cricche sul bordo grano.

In base al fatto che i bordi grano agiscono come ostacolo allo scorrimento delle dislocazioni, la cricca si sviluppa più facilmente sul bordo del grano a causa della concentrazione dello sforzo che si realizza in quel punto per l'impilamento delle dislocazioni.

Più i grani sono di piccola dimensione, maggiore sarà l'effetto del campo di sforzo sentito all'interno del grano dagli effetti di bordo e la cricca avrà maggiore possibilità di nucleare.

3.1.2. Propagazione della cricca.

Come accennato nel paragrafo precedente, in un primo tempo l'accrescimento della cricca è cristallograficamente orientato lungo i piani di scorrimento, ma in seguito la cricca tende a disporsi in un piano diverso, non più legato alla struttura del materiale metallico, ma in un piano legato alla dimensione del pezzo e all'entità dello sforzo applicato. Nel caso di pezzi di dimensioni grandi la propagazione risulta ortogonale alla direzione dello sforzo massimo di trazione a cui è sottoposto il pezzo.



3.1.3. Modalità di propagazione.

La propagazione della cricca è legata alle caratteristiche di resistenza del materiale: in particolare tale resistenza statica è influenzata dalla presenza di difetti. E' opportuno quindi cercare di prevedere il comportamento nel tempo delle cricche presenti nel materiale per stabilire se un certo componente arriverà o meno a rottura.

Nella realtà si nota come una cricca possa essere sollecitata in modi diversi. Il caso più utilizzato nella pratica è quello di apertura (Modo I): per questo caso è stato osservato sperimentalmente che le tensioni locali nelle zone di apertura della cricca ($\sigma_x, \sigma_y, \tau_{xy}$) nel caso piano si possono esprimere per mezzo di una costante di proporzionalità K_I .

La costante di proporzionalità K_I si chiama "stress intensity factor" (fattore di intensificazione delle tensioni). L'unità di misura si ricava dalle formule di Irwin ed è

$$\frac{N}{mm^{3/2}}$$

K_I non è una caratteristica del materiale, ma è semplicemente un parametro che individua l'entità del campo di tensione che si ha in prossimità del vertice di cricca.

Nel caso di una piastra infinita l'espressione di K_I è molto semplice e può essere ricavata in modo analitico utilizzando i concetti classici della teoria dell'elasticità:

$$K_I = \sigma_g \sqrt{\pi a}$$

con σ_g tensione a monte, o a valle, della cricca, a rappresenta la lunghezza della cricca.

Nel caso di piastra infinita di lunghezza "b" l'espressione di K_I si modifica nel seguente modo:

$$K_I = \sigma_g \sqrt{\pi a} \sqrt{\sec \frac{\pi a}{b}}$$

In sostanza quest'ultima equazione non è molto differente dalla precedente, l'unica variazione sta nel fattore moltiplicativo: $\sqrt{\sec \frac{\pi a}{b}}$; esso viene chiamato fattore di forma "β" perché tiene conto della forma dell'organo meccanico. Perciò in caso di forma diversa da quella di piastra infinita la formulazione del fattore KI diventa:

$$K_I = (\sigma_g \sqrt{\pi a}) \beta$$

E' molto utile poter disporre di manuali specialistici che riportino i valori di β per diverse geometrie tipiche di organi meccanici, evitando così la necessità di calcoli complessi per ogni caso reale. Non sempre i manuali forniscono il valore di β, spesso viene indicato il valore di "β√π" poiché √π è costante e può essere inglobato nel coefficiente di forma.

Sono opportune ora alcune precisazioni riguardo a σ_g : essa è la tensione a monte, o a valle della cricca, ma tale definizione è valida nel caso di campo di tensione uniforme nei pressi della cricca. Se il campo di tensione è variabile (esempi: sollecitazione di flessione, presenza di variazioni di forma), va specificato che la σ_g è in genere la tensione che si calcolerebbe nell'ipotesi di elasticità lineare se non ci fosse la cricca, ma calcolata nel punto in cui c'è l'apice della cricca. Per rendere ancor più rigorosa la formulazione di K_I quindi sarebbe opportuno introdurre un nuovo contributo al fattore di forma, indicato βσ, che tenga conto della variabilità del campo di tensione.

Riportiamoci ora al caso della fatica, con condizioni tensionali e di carico tipiche di un organo meccanico che subisce oscillazioni di tensione cicliche.

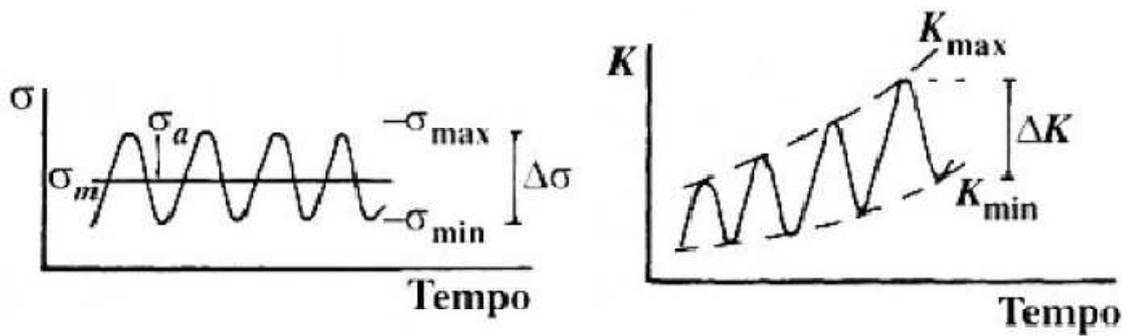


Figura 8. Andamento del fattore di intensificazione dello stress in funzione del tempo.

Dalle figure sopra riportate è immediato verificare come l'ampiezza $\Delta\sigma$ del ciclo di carico sia costante, mentre l'ampiezza di variazione di K_I , ovvero ΔK , non sia costante nel tempo, e in particolare cresce all'aumentare della lunghezza a di cricca.

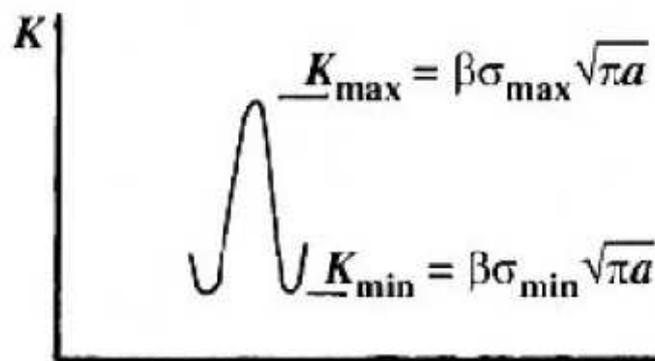


Figura 9. Oscillazione del fattore di intensificazione dello stress.

Dal grafico possiamo ottenere una formulazione analitica per ΔK , sfruttando le espressioni di massimo e minimo fattore di intensificazione delle tensioni:

$$K_{max} = (\sigma_{max}\sqrt{\pi a})\beta$$

$$K_{min} = (\sigma_{min}\sqrt{\pi a})\beta$$

$$\Delta K = (\Delta\sigma_g\sqrt{\pi a})\beta$$

con $\Delta\sigma_g = (\sigma_{max} - \sigma_{min}) = 2\sigma_a$

L'espressione di ΔK dimostra come esso dipenda soltanto dal valore a di ampiezza della cricca (semiampiezza per cricca centrale).

3.2. Velocità di propagazione della cricca. La legge di Paris.

La velocità di propagazione di una cricca è definita come il rapporto tra l'aumento di lunghezza per unità di ciclo di carico.

$$\frac{\Delta a}{\Delta N} \rightarrow \frac{da}{dN}$$

Continuando a sviluppare una formulazione matematica della propagazione di frattura, ci riferiamo a un tipico set di dati mostrati in figura. La figura rappresenta il tasso di crescita della cricca normalizzato al numero di cicli in funzione di ΔK . Uno studio attento dei risultati mostra che i dati si collocano una stretta banda che può essere approssimata attraverso una curva come mostrato in figura.

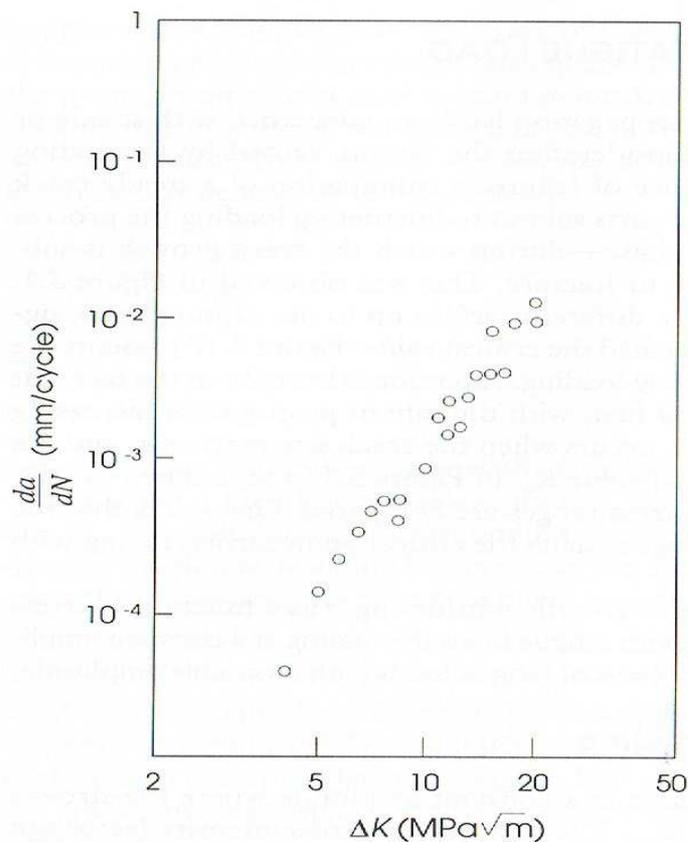


Figura 10. Curva di Paris: andamento sperimentale della velocità di propagazione in funzione dell'ampiezza di intensificazione dello stress

La curva può essere divisa in tre sezioni distinte che rappresentano diverse regioni di crescita della cricca: regione I, formazione della cricca, regione II, propagazione moderata, e regione III, crescita di cricca accelerata e frattura. ΔK_c rappresenta il punto di rottura finale.

Prendiamo ora in considerazione la zona II.

Secondo Paris, la velocità di crescita può essere espressa nella forma di

$$\frac{da}{dN} = f(\Delta K)$$

Infatti, i dati sperimentali nella regione II mostrano una dipendenza lineare

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m$$

Dove C è un fattore costante e m un esponente preso dai test. L'equazione sopra riportata, presentata per la prima volta da Paris e Endoyan, è conosciuta come la legge di propagazione a fatica di una cricca. Passando alla notazione logaritmica della legge di Paris

$$\log\left(\frac{da}{dN}\right) = \log C + m \cdot \log(\Delta K)$$

si nota come il valore m sia la pendenza della retta nella zona II in un grafico con scale doppio logaritmiche.

Analizziamo meglio le tre zone del grafico di Paris.

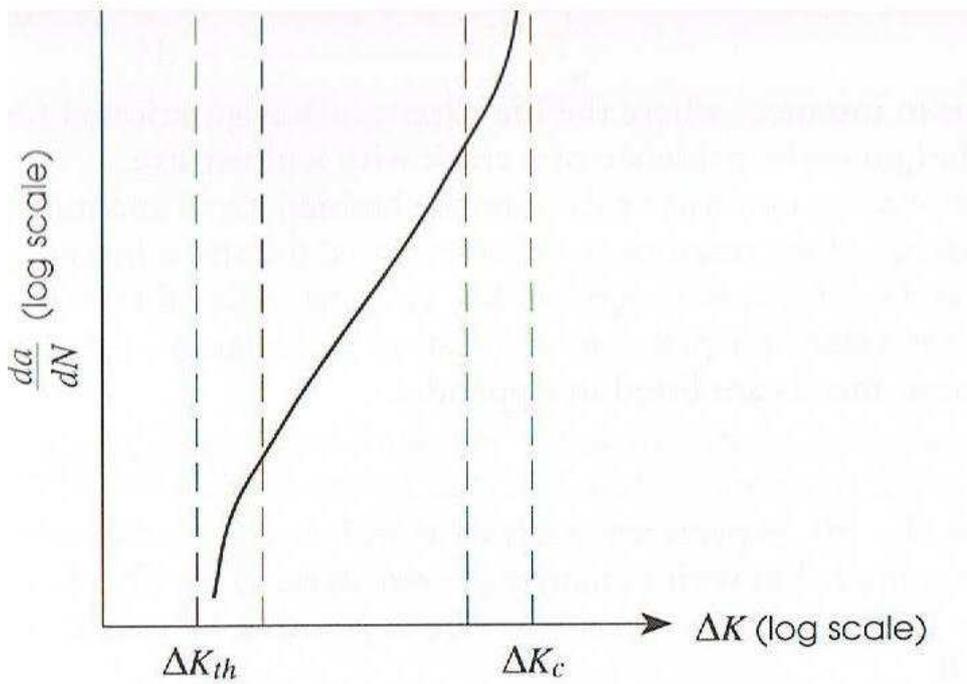


Figura 11. Curva di Paris: andamento schematico della velocità di propagazione in funzione dell'ampiezza di intensificazione dello stress

Zona I: assenza di propagazione delle cricche (vita infinita).

Tale situazione si presenta nel caso in cui un organo meccanico, con una certa cricca, sia sollecitato con una $\Delta\sigma_g$ bassa (ciò significa ΔK basso). In sostanza la velocità di propagazione, in questo caso, è nulla. ΔK_{th} è chiamato valore di soglia (*threshold value*), esso rappresenta il valore minimo di ΔK al di sotto del quale il difetto si propaga in maniera estremamente lenta o non si propaga affatto. Tale parametro è formalmente equivalente al limite di fatica nelle curve σ -N. Perciò il valore dell'ampiezza critica di passaggio tra vita infinita a vita a termine può anche essere indicato con $\Delta\sigma_g^{th}/2$

Zona II: propagazione delle cricche (vita a termine).

Per un dato valore di ΔK si ha una certa velocità di propagazione della cricca, determinata dal ramo di curva presente nella regione centrale del grafico. In tale zona l'organo meccanico giunge sicuramente a rottura, e corrisponde all'analoga zona centrale nel diagramma di Wohler.

Zona III: propagazione rapida (rottura immediata).

In tale zona il campo di tensione applicato è talmente elevato che la rottura si manifesta subito, quindi è di tipo statico.

3.3. Considerazioni sul diagramma di Paris.

Le fasi di propagazione viste finora possono esplicitarsi in tempi diversi (intesi come numero di cicli) che variano a seconda del materiale. La durata delle prime due fasi, intesa come numero di cicli) dipende dall'entità della tensione applicata e dal numero di sistemi di scorrimento del reticolo metallico: per piccoli valori del carico applicato e reticoli con pochi sistemi di scorrimento prevale il tempo di formazione della microcricca, mentre per alti valori della tensione e reticoli con molti sistemi di scorrimento è la durata del secondo stadio a regolare la durata complessiva del fenomeno. Generalmente nei materiali metallici di uso comune i sistemi di scorrimento sono numerosi, perciò il primo stadio è di breve durata e dà origine immediatamente al secondo.

Sebbene la più semplice, la legge di Paris non è l'unica formulazione analitica matematica disponibile per descrivere la crescita a fatica di una cricca. Altre leggi sono state proposte in letteratura, la gran parte delle quali aventi natura qualitativa (approccio fenomenologico), ovvero determinate sulla loro più o meno abilità di interpolare bene i dati sperimentali ricavati per certi materiali sollecitati a fatica. Mediante tali relazioni è possibile quindi, mediante integrazione, calcolare la vita residua in un componente di materiale e lunghezza cricca noti.

Oltre alla legge di Paris due altri esempi di leggi di propagazione del difetto a fatica sono riportate di seguito:

$$\frac{da}{dN} = \frac{C \cdot \Delta K^m}{(1-R)K_c - \Delta K} \quad \text{Legge di Forman.}$$

che riesce ad includere anche il tratto di curva della zona III.

$$\frac{da}{dN} = C \cdot (\Delta K - \Delta K_{th})^2 \left(1 + \frac{\Delta K}{K_c - K_{max}} \right) \quad \text{Legge di McEvily}$$

che descrive l'intero campo di propagazione a fatica, ovvero le zone I, II, III.

L'importanza delle varie leggi di interpolazione dei dati sperimentali di propagazione dei difetti sta soprattutto nella loro utilità nel determinare stime del tempo di crescita della cricca, mediante integrazione analitica o numerica.

La legge di Paris prevede che la velocità di crescita della cricca per un dato materiale sia affetta soltanto dal valore di ΔK . Sperimentalmente si è invece evidenziata una ben precisa influenza del parametro R , secondo quanto riportato in figura. E' evidente come la velocità di propagazione aumenti al crescere di R a parità ΔK .

Il modo più generale di scrivere la legge di propagazione del difetto prevede l'inserimento di parametri di influenza quali R e la storia di carico H .

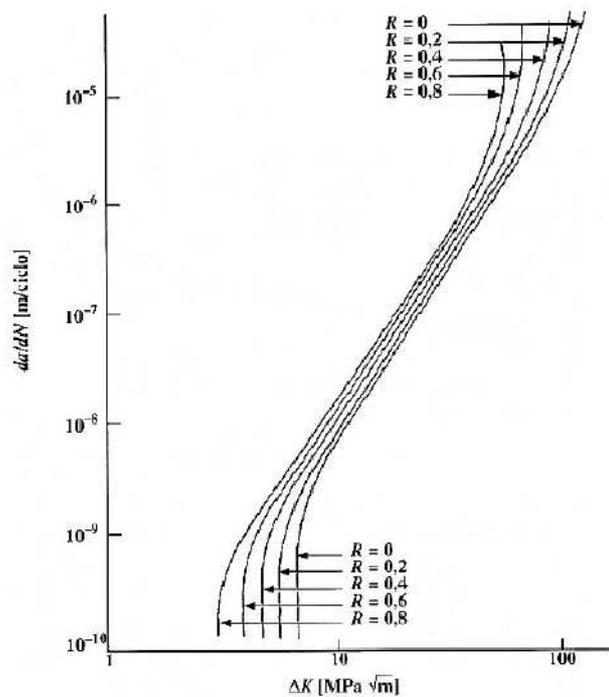


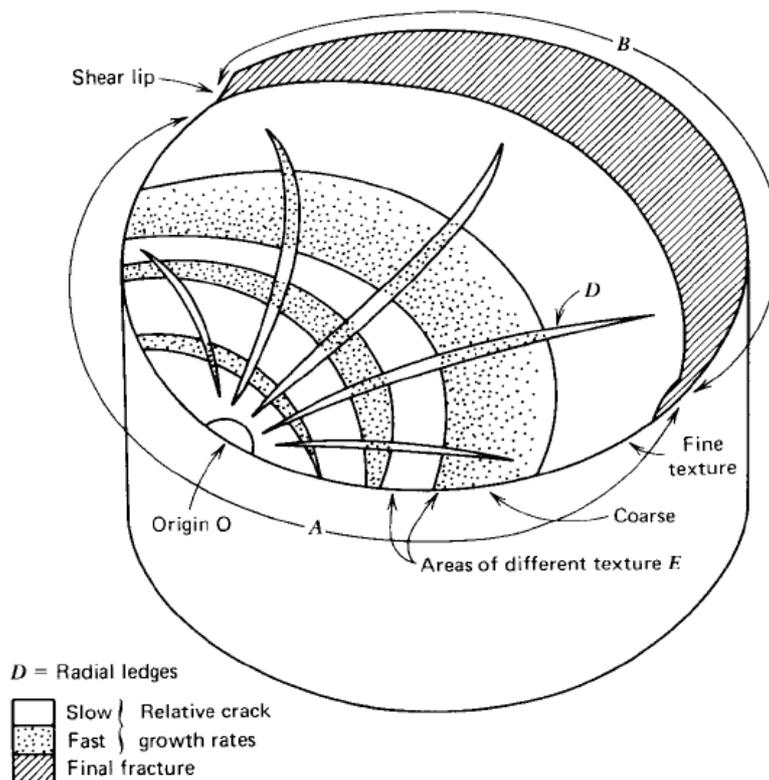
Fig. 12. Influenza del parametro R sulla curva di Paris

$$\frac{da}{dN} = f(\Delta K, R, H)$$

Per quanto riguarda la dipendenza dalla storia di carico questa si verifica in particolare quando si hanno carichi non ciclici, e portano alla conseguenza che ΔK non può essere considerato un parametro di similitudine.

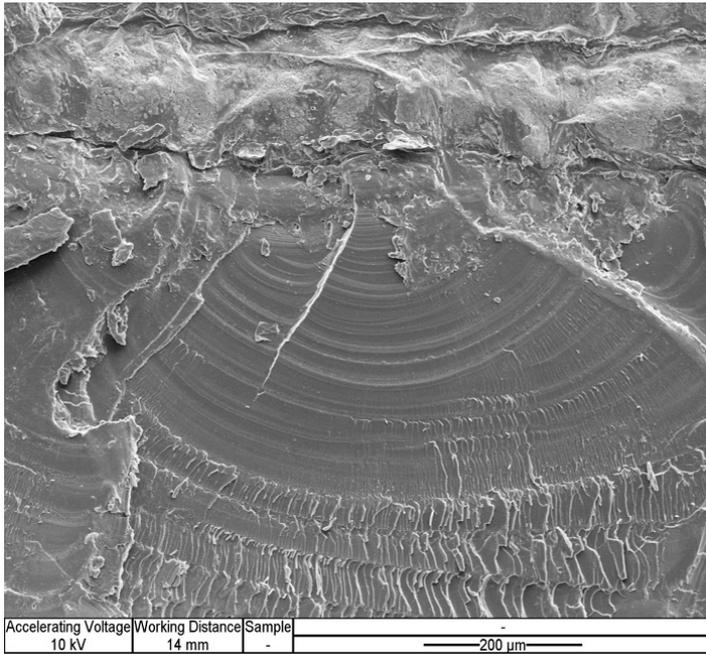
4. ASPETTI MACROSCOPICI DELLA FRATTURA A FATICA.

L'effetto delle propagazione della cricca, sia che abbia avuto origine da un difetto preesistente sia da uno scorrimento di tipo intrusivo-estrusivo sulla superficie del pezzo, si riflette su scala macroscopica sulle superfici di rottura: tali superfici di rottura hanno un aspetto che è tipico dei cedimenti per fatica, ovvero il danno riportato è caratteristico delle sequenza di stadi che portano il materiale a rompersi. L'esame macroscopico consente di trarre molte informazioni riguardanti la frattura per fatica. Siccome l'innescò di una frattura per fatica non richiede uno stress troppo elevato, solitamente non c'è o c'è poca deformazione nel pezzo rotto per fatica. Se lo stress massimo non supera il limite elastico, possono non esserci deformazioni di tipo plastico, benché la regione di rottura finale possa avere qualche evidente macroscopica deformazione. Per esempio, osservando una frattura, è utile riassembleare i pezzi per determinare se c'è stata una deformazione. Ovviamente l'origine della frattura si troverà nella parte non deformata o comunque nella parte in trazione. E' evidente che se la regione di frattura finale è fragile, non ci dovrebbero essere deformazioni di tipo grossolano, eccetto per i danni di post-frattura. Se prendiamo una sezione di un componente rotto a fatica sono nettamente distinguibili due zone molto diverse fra loro.



4.1. LE LINEE DI SPIAGGIA O DI ARRESTO.

La 1° zona ha un aspetto liscio e vellutato formatosi nel 2° stadio, poiché le superfici della cricca a contatto tra loro sono soggette a sfregamento e quindi a erosione. Questa zona può essere totalmente liscia, ma spesso sono evidenti alcune linee particolari, note come *linee di arresto o di riposo o di spiaggia*, che hanno un andamento concentrico rispetto al punto di innesco della cricca.



Le linee di spiaggia sono linee microscopicamente visibili che corrispondono a variazioni cromatiche che si hanno quando si hanno interruzioni nella fase di propagazione (fase 2) di una frattura per fatica, in metalli relativamente duttili. Si originano perché nel funzionamento di componenti di macchine soggetti a fatica, la componente periodica di ciclo

non è quasi mai costante: infatti essa può variare sia come ampiezza massima sia come frequenza in relazione ai periodi di lavorazione e riposo. In questi casi dunque la velocità con cui propaga la cricca è variabile, soffrendo l'azione aggressiva dell'ambiente nei periodi di sosta. Spesso inoltre le linee di spiaggia sono causate da un cambiamento nelle condizioni di esercizio del componente.

Le linee di spiaggia non devono essere confuse con le striature, benché siano presenti sullo stesso tipo di frattura; possono esserci centinaia di microscopiche striature tra ogni paio di macroscopiche linee di spiaggia.

La differenza più ovvia tra le striature e le linee di spiaggia è la spaziatura. Le striature sono avvallamenti estremamente piccoli, visibili solo con un microscopio elettronico. Le linee di spiaggia sono molto più larghe. Se presenti sono normalmente visibili ad occhio nudo.

L'altra differenza è il fattore che le determina: le striature rappresentano l'avanzamento della cricca in corrispondenza di una delle applicazioni di carico, mentre le linee di spiaggia localizzano la posizione della cricca durante i periodi di annullamento temporaneo del carico, ovvero quando le sollecitazioni cessano a causa di un fermo impianto o di un mancato impiego del componente.

4.2. I “RATCHET MARKS”.

Un altro tratto caratteristico della zona vellutata sono i cosiddetti “*ratchet marks*”: questo termine viene usato per descrivere dei particolari punti sulla superficie di frattura, utili nell'identificazione di fratture per fatica e per individuarne le origini. Questi segni sono essenzialmente perpendicolari alla superficie di origine della frattura per fatica; pertanto in parti circolari questi segni sono essenzialmente radiali puntando verso il centro, mentre in parti piatte all'inizio sono perpendicolari alla superficie ma possono curvare se la loro piega è unidirezionale.

I ratchet marks non sono quindi i punti di origine; ogni ratchet mark separa due fratture per fatica adiacenti. Come la rottura diventa più profonda, le cricche tendono a crescere dal proprio punto di origine, e diventare essenzialmente un'unica frattura per fatica con numerosi punti di origine. Il numero di ratchet marks è uguale, o uno di meno, al numero dei punti di origine; il riconoscimento dei ratchet marks è importante per determinare il numero delle origini.

4.3. ZONA DI ROTTURA DI SCHIANTO.

La 2° zona invece presenta un aspetto rugoso, irregolare e opaco, con rari segni di deformazione plastica, e corrisponde alla rottura di schianto per raggiungimento della sezione critica di rottura.

L'aspetto complessivo della superficie di frattura dipende dal tipo e dall'entità dello sforzo massimo a cui è stato sottoposto il componente. La forma delle due superfici dipende dal tipo di sollecitazione che ha provocato prima la cricca e poi la rottura per fatica, mentre il rapporto tra le estensioni delle due zone dipende dall'entità della tensione: una grande estensione delle zona irregolare rispetto a quella vellutata indica che la rottura è avvenuta sotto l'azione di uno sforzo di carico assai rilevante, magari occasionale ma certamente superiore alla tensione di snervamento.

Tensione nominale elevata			Tensione nominale piccola		
Liscio	Con intaglio Leggero	Con intaglio Profondo	Liscio	Con intaglio Leggero	Con intaglio Profondo
Lamiere (con intaglio interno)					
Trazione e trazione-compressione					
Flessione semplice					
Flessione inversa					
Flessione rotante					
Torsione alternata					

La figura sopra riportata è interessante per osservare le varie tipologie di propagazione della zona vellutata in relazione al tipo di sollecitazione subita dal componente.

Le principali tipologie di sollecitazioni sono dunque:

- Trazione (o trazione-comprensione)
- Flessione semplice
- Flessione inversa
- Flessione rotante
- Torsione alternata

E'interessante osservare la figura sopra per valutare gli avanzamenti della zona liscia (non necessariamente con spiagge) in funzione del tipo di sollecitazione e dell'intensità della tensione nominale.

Per tensioni nominali di ciclo elevate in trazione, flessione(rotante e inversa) e torsione solitamente si ritrova una morfologia di frattura composta da una zona vellutata liscia limitata alla zona vicina all'innescio e da una zona irregolare che comprende la quasi totalità della sezione.

E' opportuno evidenziare il fatto che nel caso di flessione rotante la zona vellutata "spiaggiata" tende a formarsi lungo tutto il perimetro della sezione, poiché questo tipo di sollecitazione coinvolge tutta la lunghezza del bordo superficiale, andando a toccare ogni intaglio o difetto presente. In questo modo la zona liscia avrà un avanzamento concentrico che tenderà a contornare la superficie resistente, contribuendo quindi ad abbattere la superficie resistente del componente. La zona rugosa dovuta a rottura fragile dunque sarà presente soltanto a cuore del pezzo.

5. FATTORI CHE INFLUENZANO LA VITA A FATICA.

Il comportamento a fatica dei vari componenti meccanici è influenzato sia da fattori interni e intrinseci al materiale sia da fattori esterni derivanti dall'ambiente e dalle condizioni di utilizzo. Tali fattori possono avere natura meccanica o metallurgica, in ogni caso essi per influenzare il comportamento a fatica devono essere in grado di influire sulla tensione di rottura. La fatica di un organo meccanico comporta l'ampliamento di una cricca e si conclude con il suo cedimento: è giocoforza legare il *limite di fatica* di un materiale, a parità di ogni altra condizione, alla sua tensione di rottura. Tutte le variabili in grado di influenzare la tensione di rottura di una lega ne variano il comportamento a fatica. Nei paragrafi successivi si propone un'analisi dei vari fattori che hanno importanza rilevante ai fini di migliorare o peggiorare il comportamento meccanico in condizioni di carichi ciclici. Tali fattori verranno suddivisi tra *interni* ed *esterni*: vengono definiti 'interni' tutti i fattori che dipendono dalla natura e dalle caratteristiche del materiale e del singolo componente meccanico, mentre sono definite 'esterni' tutti i fattori che derivano dalle condizioni dall'ambiente a dalle condizioni di esercizio.

5.1. FATTORI INTERNI.

5.1.1. Materiale.

Struttura del materiale e dimensione del grano cristallino.

A parità di limite di rottura, una struttura aciculare resiste meno alla fatica di una globulare, poiché una forma tondeggiante delle particelle riduce la concentrazione di tensione. Le strutture lamellari, come quella perlitica degli acciai eutetoidici, presentano una tensione di rottura (e quindi un limite di fatica) crescente al decrescere della spaziatura media tra le lamelle.

Negli acciai il migliore comportamento a fatica si ottiene con la struttura martensitica dopo rinvenimento, per la quale il rapporto tra il limite di fatica e la tensione di rottura è circa 0,6.

La presenza di austenite residua peggiora il comportamento a fatica degli acciai temprati e rinvenuti alla stessa durezza perché si presenta come una discontinuità strutturale; ciò dimostra la necessità di trasformare la struttura degli acciai totalmente in martensite durante la tempra. E' necessario dunque prestare particolare attenzione alle caratteristiche di temprabilità dell'acciaio e alla drasticità del fluido di tempra. Le inclusioni non metalliche pregiudicano notevolmente le caratteristiche di resistenza poiché interrompono la continuità strutturale.

L'influenza delle dimensioni del grano cristallino sulla resistenza a fatica è piuttosto modesta e variabile. Spesso è mascherata dall'influenza della microstruttura, ma si può affermare comunque che, nei metalli non ferrosi e negli acciai ricotti, l'affinamento del grano aumenta il carico di rottura e quindi il limite di fatica. Sugli acciai bonificati invece l'influenza delle dimensioni del grano è minore se non addirittura trascurabile.

Grado di incrudimento.

A temperatura ordinaria la deformazione plastica dei metalli avviene principalmente per moto delle dislocazioni preesistenti, associato al meccanismo di moltiplicazione di nuove dislocazione. Inoltre nei materiali policristallini le differenze di orientazione tra grani adiacenti favoriscono lo scorrimento su molti piani intersecantisi fra loro. Nel complesso dunque le dislocazioni finiscono per ostacolarsi a vicenda e l'effetto globale è che la struttura del metallo è fortemente perturbata da un eccesso di difetti di natura puntiforme e da un aumento notevole (anche di un fattore 10^4) della densità dislocativa.

Il risultato micro strutturale di questi movimenti è la deformazione dei grani cristallini che si allungano nella direzione dello sforzo. L'entità di tale deformazione è espressa dal *grado di incrudimento*, definito come riduzione percentuale della sezione deformata:

$$i\% = \frac{S_0 - S_f}{S_0}$$

Tale entità dipende dal numero di sistemi di scorrimento e di conseguenza dal tipo di reticolo cristallino: i metalli poco plastici (come quelli con reticolo E.C.) presentano un incrudimento modesto, con deformazione progressiva a tensione costante. Al contrario i metalli con reticolo C.F.C. possono essere notevolmente incruditi, soprattutto in presenza di elementi alliganti.

Tenore di C[%]	σ_R [MPa]	σ_a [MPa]	σ_a/σ_R
0,16	600	280	0,465
0,16	900	320	0,355
0,39	1000	320	0,32
0,39	1500	410	0,27
0,58	1000	320	0,32
0,58	1600	440	0,275
0,90	1550	470	0,30
0,90	1930	620	0,32

Tabella. Influenza dell'incrudimento sul limite di fatica a flessione rotante di fili di acciaio al carbonio (da GODFREY)

L'incrudimento dunque ha notevoli effetti sulle proprietà meccaniche: aumenta la tensione di rottura e quella di snervamento, nonché la durezza, ma diminuiscono le proprietà di duttilità e tenacità sia statica che dinamica.

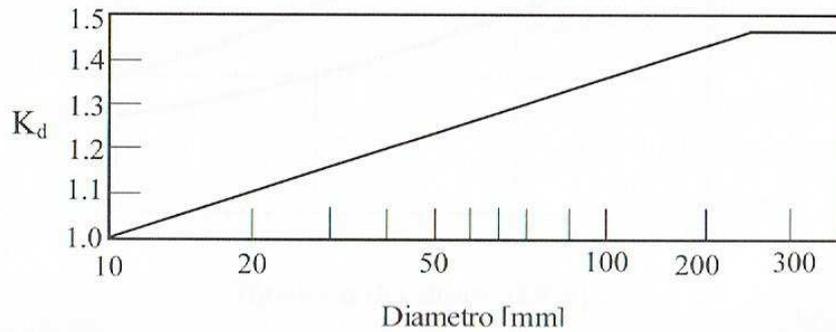
Tuttavia l'incrudimento induce un aumento del limite di rottura che è percentualmente inferiore rispetto all'aumento del limite di snervamento, mentre come è stato visto prima, induce una elevata difettosità in termini di microcricche in condizioni di deformazione elevata. Perciò dopo queste considerazioni è fortemente sconsigliato avvalersi dell'incrudimento per elevare la resistenza a fatica di componenti metallici destinati a un utilizzo dinamico.

5.1.2. Dimensioni del pezzo (Effetto scala)

I dati sperimentali a nostra disposizione sono in genere ricavati da provini aventi diametro di 10 mm, perciò tali dati non possono essere direttamente utilizzati nelle procedure di progettazione di organi meccanici più grandi e complessi. Questo problema può essere superato definendo (in accordo con la norma UNI 7670) un coefficiente K_d peggiorativo del limite di fatica a vita infinita. K_d possiede valori compresi tra $1 \leq K_d \leq 1,5$, con K_d uguale a 1 per $D=10$ mm che aumenterà all'aumentare delle dimensioni del pezzo meccanico.

$$\sigma_{a\infty} = \frac{\sigma_{a\infty \text{ provino}}}{K_d}$$

L'andamento di K_d in funzione del diametro è riportato in figura (da UNI 7670)



Il coefficiente K_d peggiorativo è introdotto perché in un pezzo di grosse dimensioni è più difficile (e improbabile) avere un'elevata omogeneità e qualità di lavorazione. Inoltre le dimensioni maggiori implicano che ci sia un volume maggiore sollecitato alla tensione massima, quindi maggiore è la possibilità di trovare cricche e micro difetti che sono responsabili dell'innesco del processo di rottura per fatica.

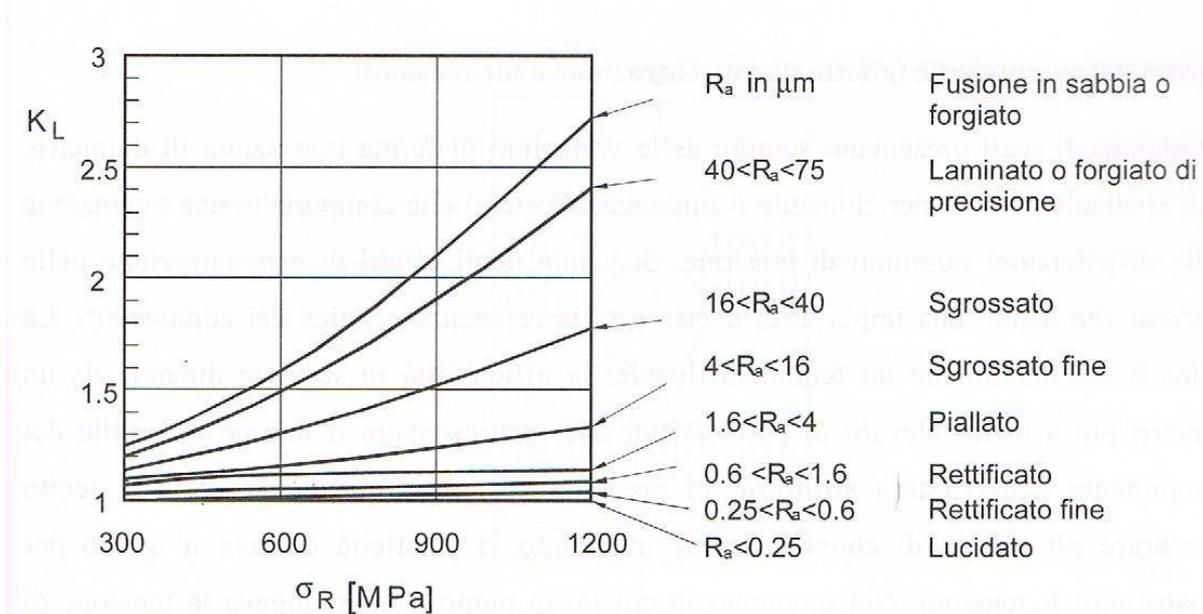
5.1.3. Effetti superficiali

La nascita della microcricca avviene in genere sulla superficie del componente meccanico, dove è maggiore l'entità delle sollecitazioni applicate. Notevole importanza quindi assumono gli effetti superficiali, legati a fattori di levigatezza, di stato tensionale e di microstruttura.

Finitura superficiale

La rottura per fatica, essendo un fenomeno locale, risente fortemente della finitura superficiale: tanto peggiore è la finitura tanto più facile sarà l'instaurarsi di un processo di rottura. La superficie reale contiene sempre irregolarità nella forma di microsporgente e microcavità. La moltitudine di irregolarità, situate molto vicine tra loro, rappresenta la *rugosità* della superficie. Più bassa è la rugosità, migliore risulta la resistenza a fatica. In meccanica si utilizza l'indice di rugosità R_a (in μm) per esprimere il grado di finitura: essa può essere verificata utilizzando opportuni strumenti detti rugosimetri, i quali danno un profilo delle superfici e danno in automatico l'indice R_a con riferimento a una base di misura L fissata dalle norme tecniche.

$$R_A = \frac{1}{L} \int |y| dx$$



L'effetto della finitura sulla resistenza viene stimato mediante un coefficiente di riduzione K_L da applicare ai dati ricavati da provini con finitura superficiale elevata (lappatura).

$$\sigma_{a\infty} = \frac{\sigma_{a\infty \text{ provino}}}{K_L}$$

Il diagramma mostra che quanto maggiore è la rugosità superficiale dovuta alla lavorazione del metallo, tanto più elevato sarà l'abbattimento dovuto a K_L .

All'aumentare della rugosità superficiale il limite di fatica decresce, e questa influenza si fa sempre più marcata quanto maggiore è la resistenza a rottura del materiale: una maggiore tensione di rottura risulta vantaggiosa solo quando la superficie è levigata, per cui gli organi meccanici costituiti da acciai ad alta resistenza devono essere ben levigati oltre che ben dimensionati.

Tensioni residue superficiali.

Un significativo miglioramento a fatica nei materiali metallici si può ottenere attraverso un opportuno tensionamento dello strato superficiale. Se si comprime plasticamente la superficie di un organo meccanico e poi si rimuovono gli sforzi, l'area sottostante la zona

plastica conserva parte delle tensioni di compressione che contrastano lo sforzo di trazione applicato. Tali tensioni possono essere ottenute nella pratica per smerigliatura, pallinatura o rullatura.

Tuttavia esistono dei rischi nell'applicazione di queste tecniche: gli effetti positivi degli sforzi di compressione possono essere neutralizzate dalle tensioni interne, sub superficiali, di trazione che possono creare delle microcricche sotto pelle.

Proprietà superficiali.

Le condizioni microstrutturali possono alterare la durata alla fatica, a seconda che tali condizioni creino superfici forti o superfici deboli.

La *decarburazione* provoca una pericolosa diminuzione della tensione di rottura in superficie poiché la martensite in superficie si trasforma in ferrite perdendo il carbonio interstiziale imprigionato nel reticolo, e ciò costituisce un fattore determinante per la rottura a fatica. Per evitare lo strato decarburato è opportuno usare atmosfere controllate all'interno dei forni utilizzati per i trattamenti termici.

Le *elettrodeposizioni* metalliche provocano una sensibile diminuzione del limite di fatica, in quanto provocano fenomeni di trazione a livello microscopico che possono dare origine a fessurazioni superficiali. Un altro fattore importante è lo sviluppo di idrogeno al catodo che può provocare fragilimento da idrogeno.

La *carbo cementazione* aumenta la durata alla fatica, come anche la *nitrurazione*, poiché lo strato superficiale viene reso più resistente e vengono generate tensioni residue di compressione.

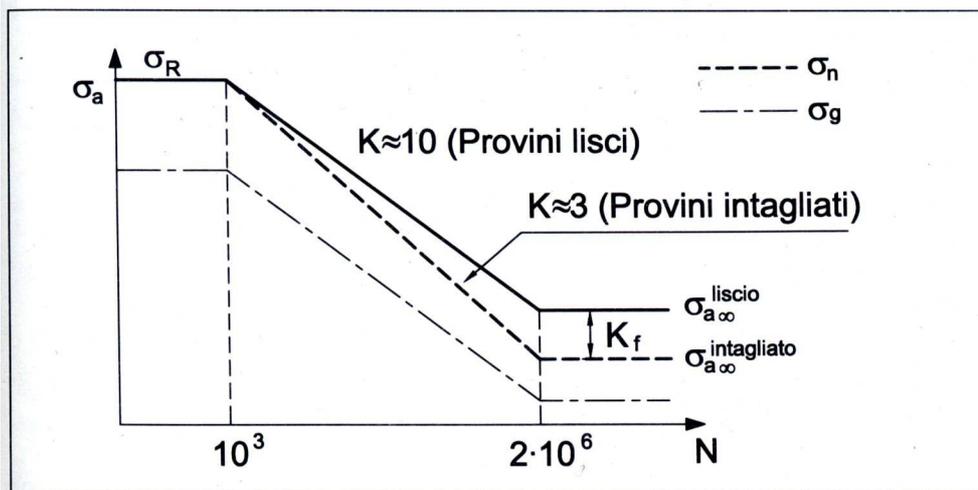
5.1.4. Effetto di forma.

In precedenza era stata esposta la curva di Wöhler contenente i limiti di rottura per fatica in funzione del numero di cicli di vari provini lisci e a sezione costante. Gli organi meccanici reali presentano brusche variazioni di dimensioni con conseguente concentrazione delle tensioni in alcuni punti. Nel caso di materiali duttili la presenza di

un effetto di intaglio influenza molto la zona di vita elevata ma non sembra influenzare la zona oligociclica.

Nei materiali fragili la presenza di una concentrazione di tensioni riduce sia la resistenza a fatica sia la resistenza statica. Di questo effetto si tiene conto usualmente riducendo il limite a fatica del provino con un coefficiente peggiorativo K_f

$$\sigma_{a\infty} = \frac{\sigma_{a\infty \text{ provino}}}{K_f}$$



Ricavare K_f in letteratura è piuttosto difficile, perciò si preferisce ricavarlo dal valore di intensificazione delle tensioni e K_t attraverso il coefficiente di sensibilità all'intaglio q . Il fattore q aumenta al crescere della tensione applicata, del raggio di curvatura dell'intaglio, delle dimensioni del pezzo e dalla finezza della grana cristallina.

$$K_f = 1 + q(K_t - 1)$$

5.2. FATTORI ESTERNI.

5.2.1. Tensione media σ_m non nulla.

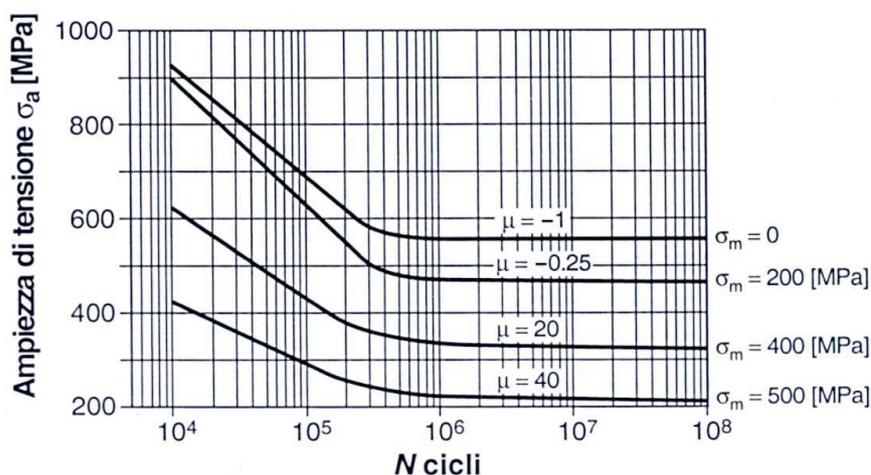
Il diagramma di Wohler viene generalmente riferito a un ciclo con tensione media nulla. Per come è stata definita la tensione di ciclo nel paragrafo 1, si vede come essa non dipenda soltanto dalla sollecitazione alternata di ampiezza σ_a , ma anche da valore dell'ampiezza media di tensione σ_m . E' opportuno quindi analizzare come varia il comportamento a fatica, e quindi la curva di Wöhler, nel caso che la tensione media non sia più diversa da zero.

Dunque

$$\sigma = \sigma_m + \sigma_a \cdot \text{sen} \omega t$$

$$R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} = \frac{\sigma_m - \sigma_a}{\sigma_m + \sigma_a}$$

con R che può variare da +1 quando $\sigma_a=0$ (sollecitazione statica pura) e -1 quando $\sigma_m=0$ (sollecitazione simmetrica pura).



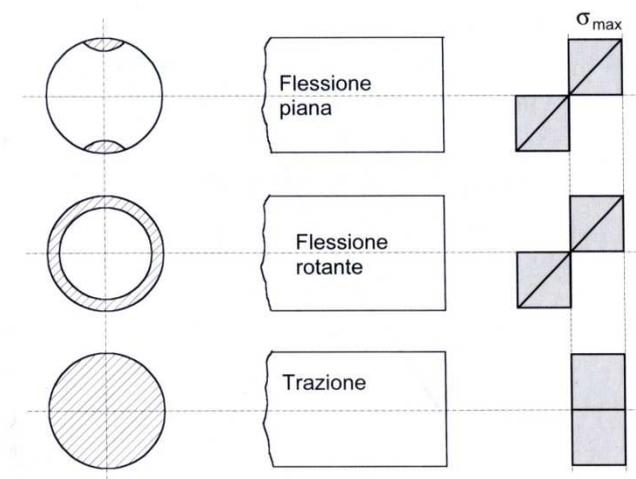
Se riportiamo una curva di Wöhler ottenuta sperimentalmente parametrizzata con valori di σ_m progressivamente crescenti, si ottiene che l'ampiezza di tensione σ_a tenda ad abbassarsi, ovvero il limite di fatica di un acciaio tende a diminuire fino ad annullarsi quando il valore di σ_m tende al valore di σ di rottura.

Quindi il limite di fatica tende a diminuire al diminuire della tensione media di ciclo, fino a presentare un valore minimo quando $R=-1$: ciò significa che il ciclo dinamico più pericoloso per un organo meccanico è quello simmetrico puro. La spiegazione può essere ricercata nell'equazione riportata sopra, in cui è possibile comprendere come al crescere di σ_m , σ_a debba diminuire affinché nel materiale si abbia lo stesso comportamento a fatica.

5.2.2. Effetto del tipo di sollecitazione applicata.

A seconda del tipo di sollecitazione applicata variano le zone della sezione interessate dallo sforzo, in particolare può accadere che sia l'intera sezione è sopportare gli sforzi o che sia una minima parte ad essere sollecitata. Di conseguenza varia anche il volume del componente meccanico che viene investito dalle tensioni, e in proporzione anche la probabilità di incontrare difetti. I casi tipici nelle prove di laboratorio sono quelli di sollecitazione a flessione piana, a flessione rotante a trazione assiale.

Nella flessione piana si prende un provino liscio e lo si sottopone ad un movimento flettente agente sempre nello stesso piano. Nella flessione rotante il provino (di sezione circolare) è fatto ruotare e gli si applica ad una estremità una forza costante a fissa ortogonale all'asse di rotazione, in modo che il provino subisca una forza alternata tra una tensione minima e una tensione massima lungo ogni punto della sua circonferenza. Nella trazione assiale tutta la sezione è soggetta a un carico massimo.



Il volume del provino soggetto a carico massimo aumenta dal primo all'ultimo dei casi visti, a parità del valore di σ_{max} . La resistenza a fatica diminuisce con l'aumentare del volume sollecitato e quindi diminuisce passando alla flessione piana alla flessione rotante o alla trazione assiale.

Nel caso la curva di Wohler non sia riferita a una prova di flessione piana, è possibile quindi inserire un fattore correttivo K_V , che assumerà valori diversi a seconda del tipo di prova a cui è sottoposto il componente.

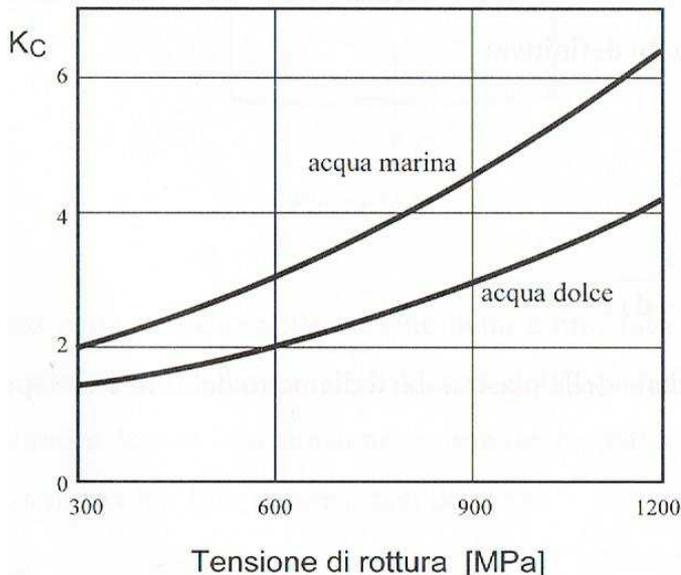
Se la curva è riferita alla flessione piana avremo dunque:

$$K_V = \frac{(\sigma_{a\infty})_{FLP.}}{\sigma_{a\infty}} = 1 \quad \text{Flessione piana}$$

$$K_V = 1,25 \quad \text{Flessione rotante}$$

$$K_V = 1,4 \quad \text{Trazione assiale.}$$

5.2.3. Ambiente e temperatura.



Un ambiente corrosivo, per esempio acqua di mare, acidi ecc., peggiora la resistenza a fatica e causa in genere la scomparsa del limite di fatica negli acciai. E' necessario effettuare prove di laboratorio simulando l'ambiente di lavoro per stimare la resistenza a fatica, tuttavia questo tipo di prove sono molto difficili perché l'effetto

della corrosione è legato al tempo e dunque non è possibile ottenere risultati attendibili con prove brevi in ambiente corrosivo. L'effetto dell'ambiente corrosivo sulla resistenza a

fatica viene stimato con il coefficiente riduttivo K_C , anche se le norme italiane forniscono solamente un diagramma per l'acqua dolce e l'acqua marina che viene sopra riportato.

Teoricamente il cedimento per fatica può avvenire a qualsiasi temperatura, ma poiché il comportamento a fatica è legato al limite di rottura che a sua volta è legato alla temperatura, ne consegue che il limite di fatica infinita è influenzato anch'esso dalla temperatura. In particolare all'aumentare della temperatura diminuisce la vita a fatica dell'organo. Viceversa la resistenza a fatica migliora a temperature basse, anche se bisogna tenere conto che il componente infragilisce. L'effetto della temperatura è molto più marcato per materiali di tipo plastico o nei materiali compositi a matrice polimerica, in quanto sono più sensibili agli sbalzi termici rispetto agli acciai.

5.2.4. Modalità di variazione del carico ad ampiezza di sollecitazione costante.

Pur considerando un'ampiezza costante di sollecitazione, si può avere la presenza di diverse variabili: periodi di riposo, frequenza di sollecitazione e forma dell'onda, poiché un pezzo nell'arco della sua vita utile può essere sottoposto a onde di diversa forma.

Nel materiali metallici generalmente questi fattori non influenzano la rottura a fatica, ovvero non influenzano la $\sigma_{a,rottura}$ e $N_{rottura}$ nel diagramma di Wöhler. Per esempio un pezzo che viene fatto riposare dopo N_1 cicli, quando riprende l'esercizio (con la stessa σ_a) potrebbe fare ancora N_2 cicli, con $N_1+N_2=N_{rottura}$, indipendentemente dalla durata del riposo.

Queste affermazioni sono vere fino a quando la frequenza di sollecitazione non supera i 200 Hz, poiché se il componente ha intaglio in tale zona si avrà una concentrazione delle tensioni con un conseguente aumento di temperatura localizzato nella zona dell'intaglio. Il calore non può essere smaltito in modo sufficientemente veloce, per cui la temperatura del componente aumenterà influenzando così la resistenza all'intaglio.

5.2.5. Storia precedente del pezzo.

La resistenza a fatica dipende dal numero di applicazioni e non è influenzata da interruzioni nell'applicazione delle sollecitazioni esterne. Fissata l'ampiezza delle tensioni σ_a si ha quindi:

$$\sum_i n_i = N$$

dove per n_i si intende la durata del numero di cicli di un singolo blocco di carico ed N il numero di cicli che porta a rottura il pezzo per quel valore dell'ampiezza σ_a .

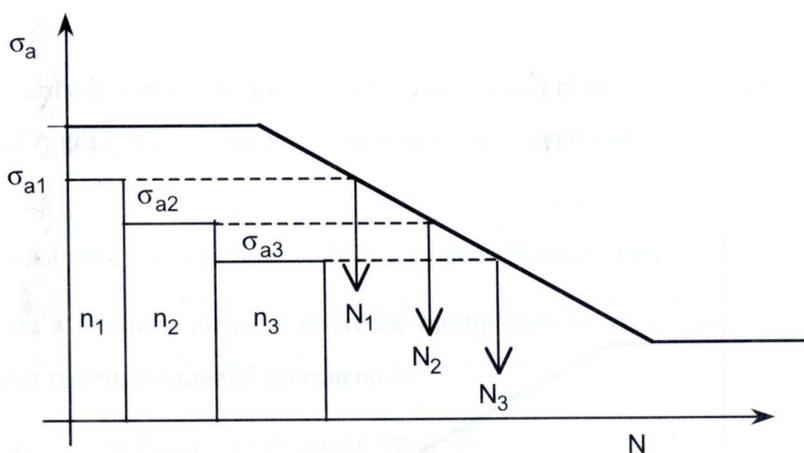
Dividendo per il numero di cicli si ha

$$\sum_i \frac{n_i}{N} = 1$$

ai valori $\frac{n_i}{N}$ è possibile attribuire il significato di danneggiamento che il pezzo ha subito per l'applicazione di n_i cicli rispetto a una vita prevista pari a N cicli.

Consideriamo una storia di carico ad ampiezza variabile; in particolare si consideri applicata:

- l'ampiezza σ_{a1} per n_1 cicli;
- l'ampiezza σ_{a2} per n_2 cicli;
- l'ampiezza σ_{a3} per n_3 cicli;



A ciascuna ampiezza corrisponde sulla curva di Wöhler un numero di cicli N che darebbe rottura se la storia di carico fosse stata ad ampiezza costante. La regola di Miner dice che il cedimento a fatica del pezzo avviene quando:

$$\sum_i \frac{n_i}{N_i} = 1$$

Tale regola, detta anche del danneggiamento unitario, afferma quindi che il pezzo perviene a rottura quando la somma dei danneggiamenti parziali è pari a 1.

I valori sperimentali generalmente affermano questa ipotesi per $N < 2 \cdot 10^6$. Dopo il ginocchio l'ipotesi di Miner cade in difetto, poiché essa non tiene conto dell'acciaccamento, fenomeno per cui un provino precedentemente soggetto ad una storia di carico con $\sigma_a \gg \sigma_{a\infty}$ (cioè danneggiato con valori di tensione prossimi a quella di snervamento) non presenta più limite di fatica, ma può pervenire a rottura anche per livelli di tensione $\sigma_a < \sigma_{a\infty}$.

Effetto contrario ha l'allenamento: un provino già sollecitato a livelli di tensione minori di $\sigma_{a\infty}$ presenta generalmente una resistenza a fatica leggermente superiore a quella del materiale non allenato.

6. CASI DI STUDIO.

6.1. ALBERO PER POMPA IN ACCIAIO INOSSIDABILE Tp. AISI 420.

Dati tecnici:

Albero per pompa: Ø 15 mm,

Materiale dichiarato: acciaio inossidabile AISI 420 bonificato.

INTRODUZIONE.



Figura 1- Aspetto visivo dell'albero fratturato

Su un albero per pompa (figura 1) dichiarato in acciaio inossidabile martensitico allo stato bonificato, fratturatosi in fase di esercizio in corrispondenza di una zona con variazione di forma, si sono eseguite le seguenti analisi e prove al fine di determinare la causa della rottura:

- Esami macrografici.
- Analisi chimica per verificare la composizione percentuale della lega.
- Esami frattografici mediante microscopio elettronico a scansione (SEM) per determinare la morfologia della superficie di frattura.
- Esami micrografici in sezione, sia in corrispondenza della frattura sia distante dalla stessa, per determinare la microstruttura del materiale e rilevare la presenza di eventuali difetti.
- Prove di durezza nelle zone adiacenti il profilo di frattura e nelle zone non interessate da questa.

RISULTATI DELLE ANALISI.

ESAMI MACROGRAFICI.

Esami visivi sono stati effettuati in corrispondenza della frattura (figura 2) per rilevare l'aspetto macrografico della zona danneggiata; si osserva come la frattura abbia interessato una zona caratterizzata dalla variazione di forma dell'albero (riduzione di diametro).



Figura 2-Aspetto macrografico della superficie di frattura, 8X.

La superficie di frattura presenta due zone con caratteristiche morfologiche molto differenti tra di loro. La prima (zona di innesco e propagazione) risulta particolarmente piatta e presenta un aspetto “vellutato”. La parte terminale della frattura si trova su un piano differente rispetto alla precedente ed appare lucida; ciò è dovuto, con tutta probabilità, ad uno “sfregamento” meccanico avvenuto in fase di cedimento.

ANALISI CHIMICA.

Il materiale costituente l'albero ha mostrato, all'analisi chimica, la seguente composizione percentuale:

Campione	C %	Si %	Mn%	P %	S %	Cr %	Ni%	Mb%
Albero	0,19	0,46	0,63	0,026	0,11	12,11	0,22	0,037

Tale composizione è tipica di un acciaio AISI Tp. 420 secondo la norma ASTM A276.

ESAMI FRATTOGRAFICI.

Si è osservata la superficie di frattura mediante microscopio elettronico a scansione (SEM) per poter determinare il meccanismo di rottura del componente. Dall'osservazione a bassi ingrandimenti si è potuto osservare come l'albero presentasse, in corrispondenza della superficie di rottura lungo circa tre quarti della circonferenza, numerosi inneschi (ratchet marks) tipici di un meccanismo di cedimento per fatica (figura 3).

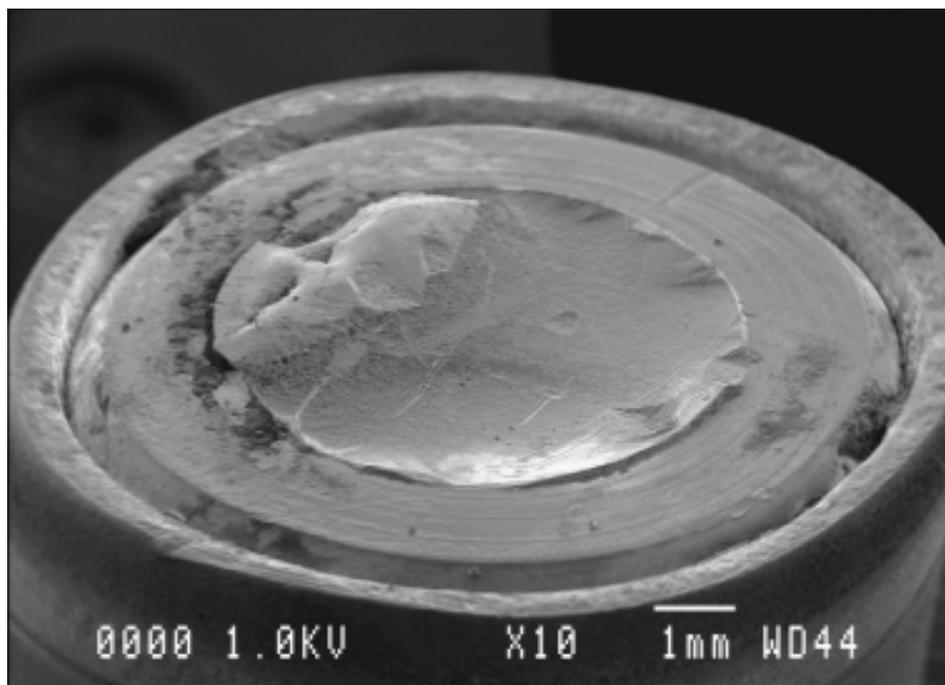


Figura 3a-Superficie di frattura, 10X

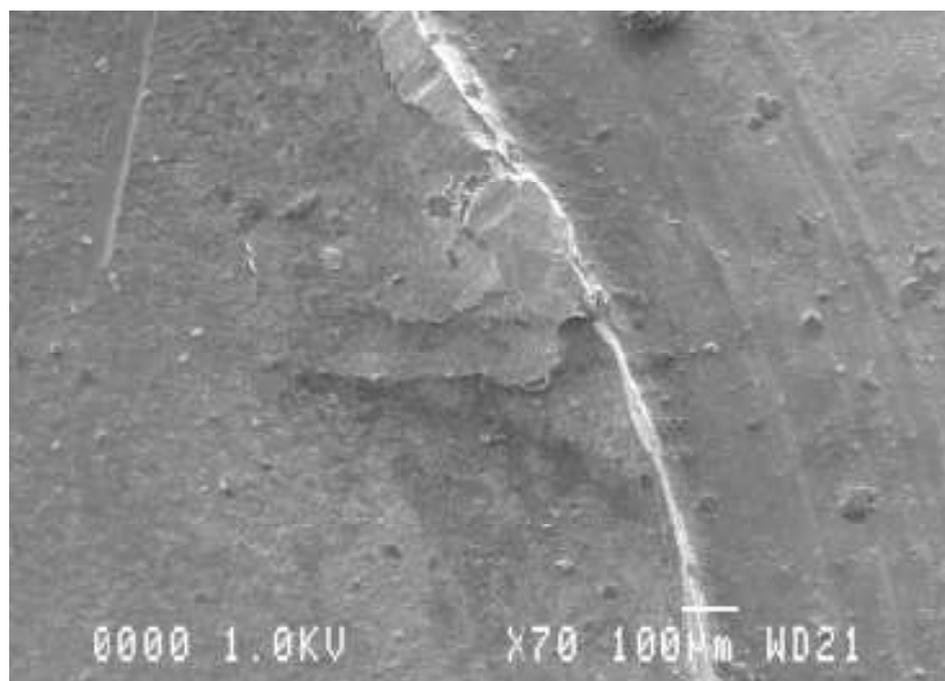


Figura 3b-Dettaglio di un "ratchet mark" innesco di frattura, 70X

A maggiori ingrandimenti si è potuto osservare come la propagazione della rottura sia avvenuta *transgranularmente* senza cambi di piano e che la superficie di frattura nella sua parte terminale (cedimento di schianto per sezione resistente insufficiente) abbia presentato tipiche caratteristiche di fragilità (micrografie di figura 4).

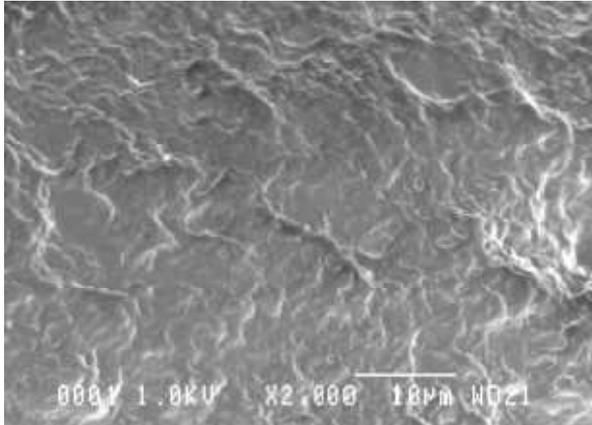


Figura 4a-Morfologia al SEM della superficie di frattura, Zona di innesco, 2000X.

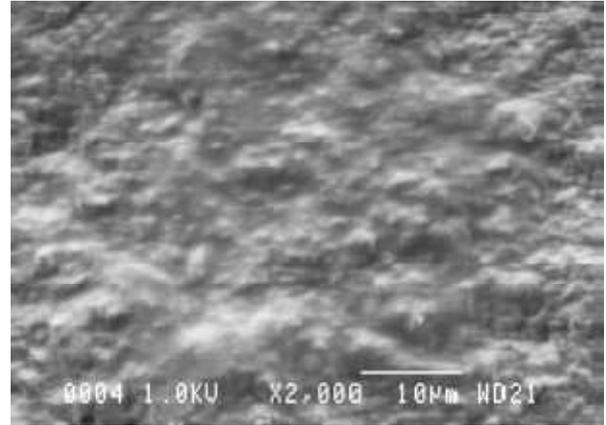


Figura 4b-Morfologia al SEM della superficie di frattura, Zona di propagazione, 2000X

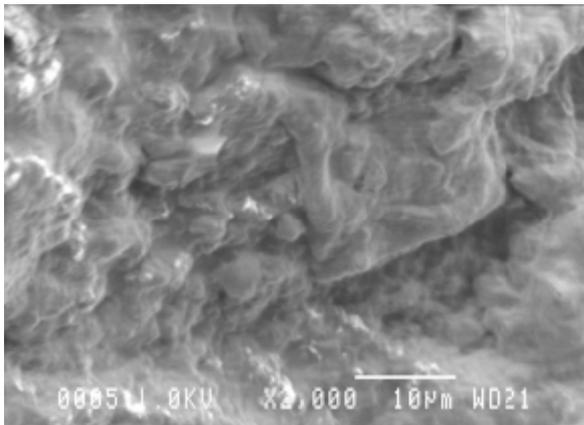


Figura 4c. Morfologia al SEM della superficie di frattura, Zona di terminale, 2000X

ESAMI MICROGRAFICI IN SEZIONE.

Si sono eseguite sezioni longitudinali dell'albero sia in corrispondenza della zona fratturata che distante dalla stessa. Dopo lucidatura delle sezioni, all'esame al microscopio ottico, si è osservata una marcata presenza di inclusioni non metalliche di natura spuria talvolta di dimensioni rilevanti ed allineate (micrografie di figura 5).



Figura 5a-Aspetto micrografico dello stato inclusionale osservato, 100X.

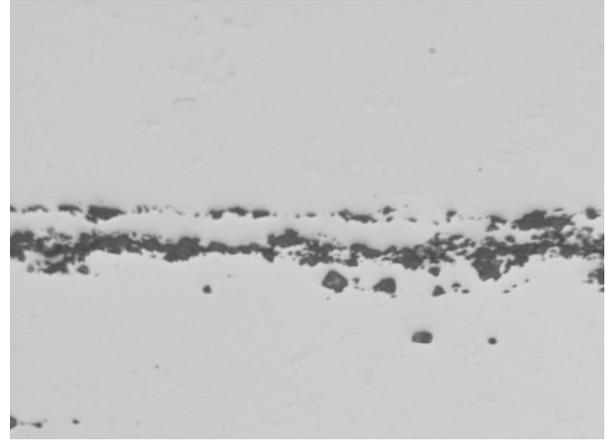


Figura 5b- Aspetto micrografico dello stato inclusionale osservato , 500X

Inclusioni tipo ossidi e silicati si sono osservate indistintamente vicino alla zona della frattura e distante dalla stessa. La microstruttura del materiale (figura 6) è risultata regolare e costituita da martensite rinvenuta con presenza di carburi uniformemente distribuiti nella matrice metallica; essa è tipica di un acciaio inossidabile martensitico allo stato bonificato.

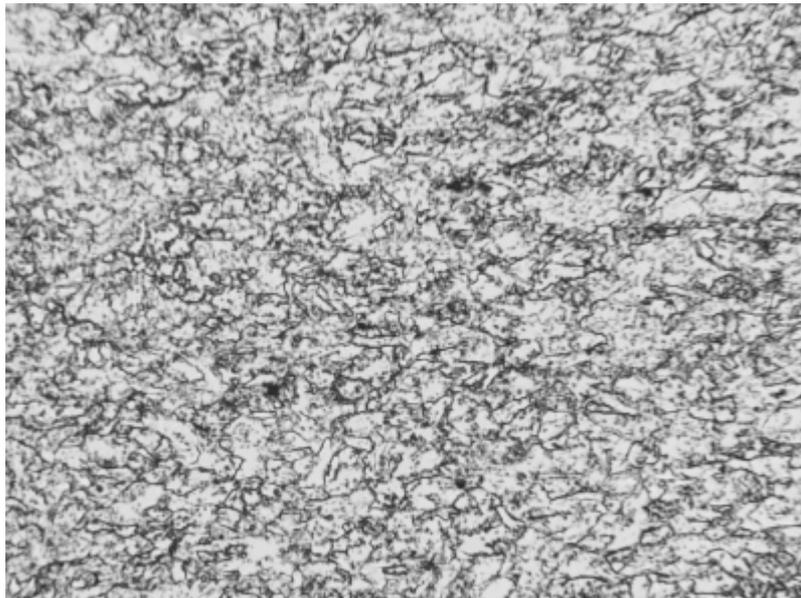


Figura 6. Microstruttura del materiale dell'albero; 500X

In corrispondenza del profilo di frattura non si sono osservate differenze microstrutturali rispetto al cuore dell'albero. Nelle zone di innesco e propagazione la frattura è avvenuta trangranularmente in maniera molto lineare (figure 7). Nella parte finale della rottura (avvenuta di schianto) il profilo presenta una morfologia irregolare e segue il bordo dei grani cristallini senza deformazione plastica; la presenza di deformazione osservabile in

figura 7b è di origine meccanica e non è correlata al meccanismo che ha portato al cedimento. Nella zona dell'innesco si è provveduto a misurare il raggio di curvatura dello spallamento; esso è risultato pari a 0.05mm.

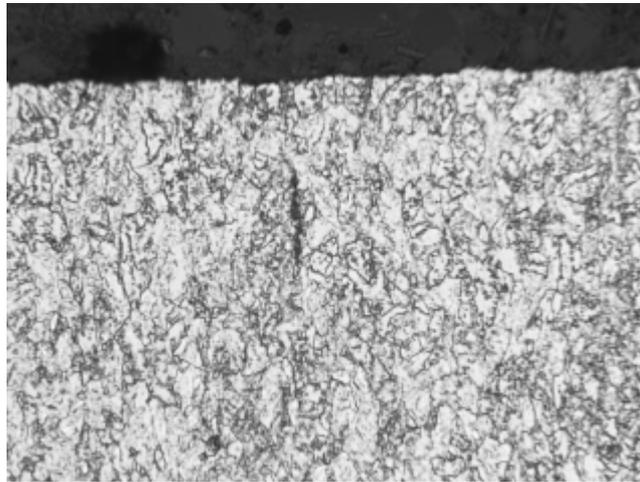


Figura 7a. Aspetti morfologici del profilo di frattura, zona di propagazione; 500X

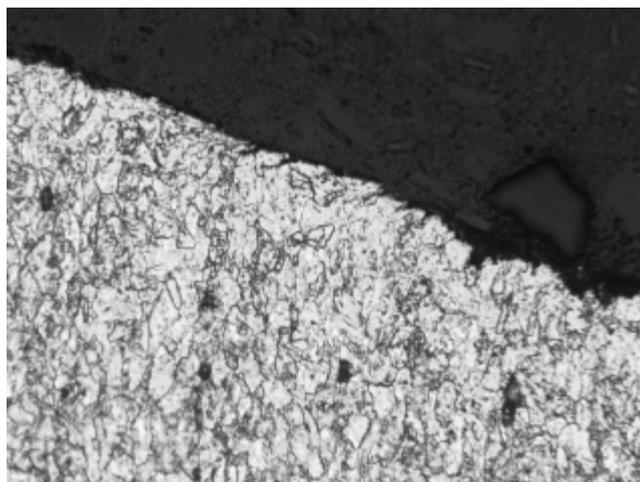


Figura 7b. Aspetti morfologici del profilo di rottura, parte terminale; 500X

PROVE DI DUREZZA.

Si sono eseguite prove di microdurezza sulla zona adiacente il profilo di frattura ed a cuore dell'albero. I risultati sono di seguito riportati:

Campione	Posizione	Durezza [HV1]		
Albero	Vicino alla frattura	272	276	272
Albero	Cuore	266	276	272

La durezza è risultata la medesima nelle zone indagate ed in linea con lo stato metallurgico del materiale.

CONCLUSIONI.

A fronte delle osservazioni effettuate sull'albero, si può asserire che la rottura dell'organo meccanico oggetto di indagine è avvenuto mediante un meccanismo di fatica ad alto numero di cicli.

La morfologia della superficie di frattura molto piatta e la presenza di "ratchet marks" lungo gran parte della circonferenza sono tipici di questo meccanismo di cedimento.

La rottura dell'albero è da attribuirsi principalmente ad un fattore geometrico; essa è avvenuta infatti in una zona in cui era presente una variazione di forma (riduzione di diametro) non adeguatamente raccordata ("spigolo vivo"). In tale zona si è verificata l'intensificazione delle tensioni con conseguente diminuzione del limite di fatica. Lo stato microstrutturale della lega è risultato regolare, coerentemente al tipo di materiale ed al trattamento termico su di esso effettuato (bonifica). Il materiale ha presentato inclusioni di notevoli dimensioni ed organizzate in filari lungo tutta la sezione dell'albero.

Con tutta probabilità l'innescò della frattura è da attribuirsi alla presenza di inclusioni affioranti in superficie.

6.2. MOLLE FILO INNESTO LAME. MATERIALE DICHIARATO UNI 3823 C98.

Dati tecnici:

N°2 molle filo innesto lame, filo \varnothing 3,5 mm.

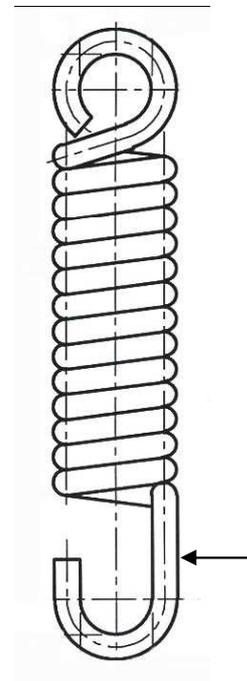
Materiale dichiarato UNI 3823 C98

INTRODUZIONE.

Su due campioni di molla mostrati in figura 1 si sono eseguite analisi e prove al fine di determinare il meccanismo delle rotture avvenute in esercizio nella medesima zona, indicata nello schema, in corrispondenza dei ganci situati nella parte terminale delle molle.



Figura 1. Aspetto visivo delle molle oggetto dell'indagine.



Si è proceduto a caratterizzare il materiale utilizzato per la realizzazione delle molle mediante analisi chimica, esami micrografici in sezione atti a rilevare lo stato microstrutturale delle molle e mediante prove di durezza. In un secondo momento si è analizzato il danno subito dalle molle tramite esami frattografici con tecniche di microscopia ottica ed elettronica a scansione e mediante esami micrografici effettuati su sezioni longitudinali intercettanti le superfici di frattura.

RISULTATI DELLE ANALISI.

ANALISI CHIMICA.

Il materiale costituente le molle ha presentato all'analisi chimica la seguente composizione percentuale:

Campione	C %	Si %	Mn %	P %	S %	Cr %	Mo%	Ni%
Molla	0,80	0,20	0,69	0,020	<0,005	0,12	<0,01	0,016

Tale composizione è tipica dell'acciaio per molle C85S secondo la norma UNI EN 10132-4.

STATO MICROSTRUTTURALE DEL MATERIALE.

Si sono eseguiti esami metallografici su sezioni longitudinali della molla in zone distanti dalle fratture per rilevare lo stato microstrutturale del materiale.

Dalle micrografie di figura 3 effettuate dopo attacco chimico della superficie lappata si è osservata la struttura che è risultata costituita da ferrite e perlite; il materiale è risultato fortemente incrudito dalla trafilatura effettuata sullo stesso con allungamento del grano cristallino lungo la direzione longitudinale del filo.

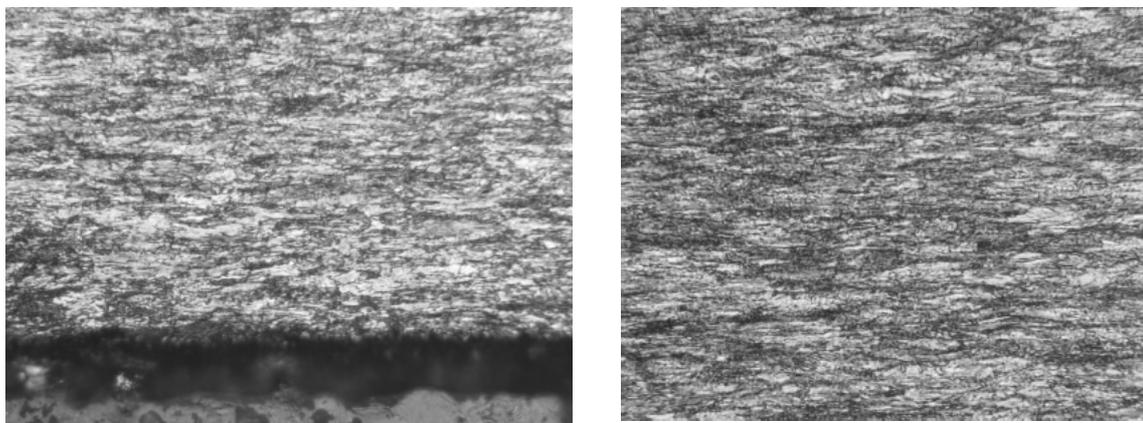


Figura 3. Particolari della microstruttura delle molle; Superficie e cuore; 500X

PROVE DI DUREZZA.

Si sono eseguite prove di microdurezza sulla superficie dei campioni ed a cuore degli stessi. I risultati vengono di seguito elencati.

Campione	Posizione	Durezza [HV1]		
Molla	Superficie	450	444	444
Molla	Cuore	444	447	447

ANALISI DEL DANNO.

Dall'esame visivo dei campioni in corrispondenza della rottura è evidente la presenza di due zone con morfologia di frattura differente (macrografie di figura 4). La prima zona è caratterizzata da un profilo estremamente lineare con direzione ortogonale all'asse del filo e rappresenta il luogo di innesco e propagazione della frattura; la seconda zona presenta un profilo irregolare che si sviluppa a circa 45° rispetto al precedente; in questo caso la frattura è avvenuta a causa di insufficiente sezione resistente del filo. Anche le superfici di frattura in queste due zone presentano aspetti morfologici molto differenti.

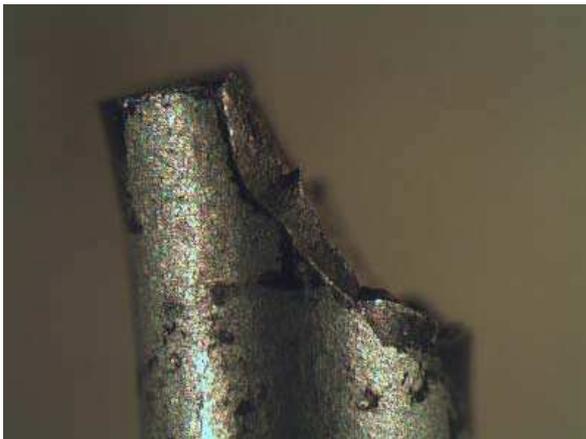


Figura 4a. Aspetto visivo del profilo di frattura, laterale

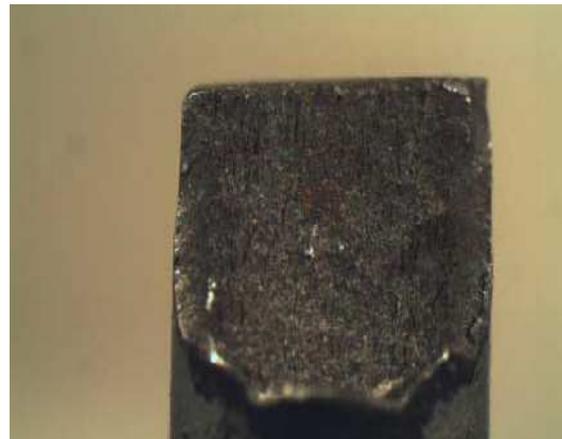


Figura 4b. Aspetto visivo del profilo di frattura, frontale.

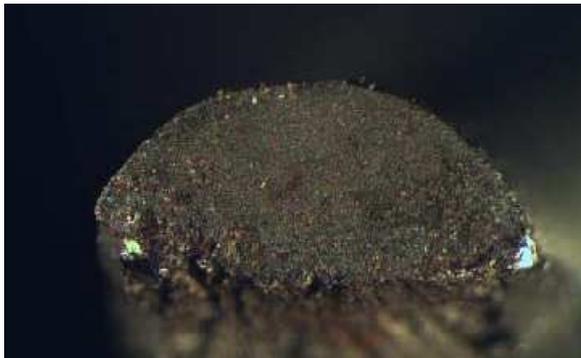


Figura 4c. Aspetto visivo del profilo di frattura, dall'alto.

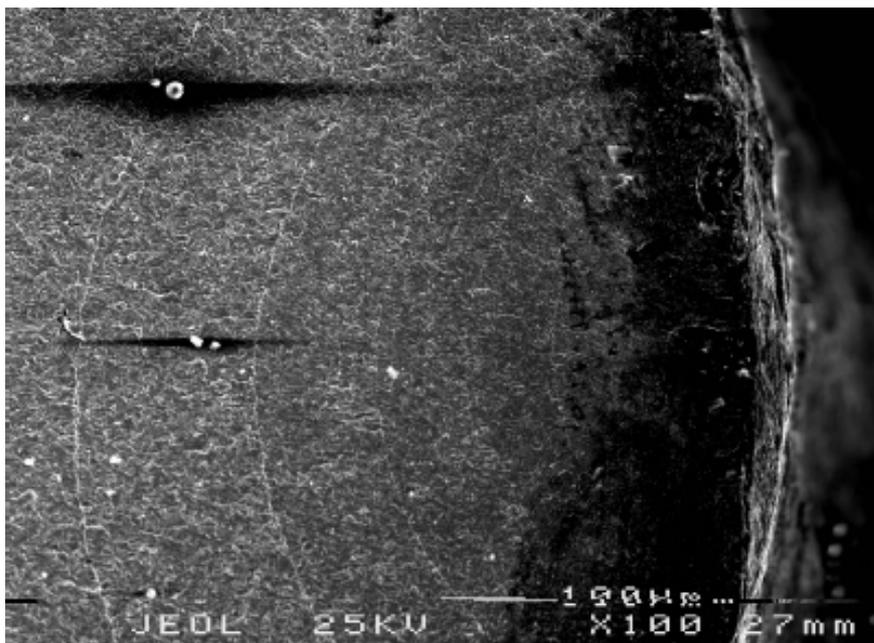


Figura 5a. Aspetti morfologici al SEM della superficie di frattura, zona di innesco e propagazione; 100X

La zona di innesco e propagazione si presenta molto piatta e vellutata mentre la superficie di frattura nella zona a rottura di schianto appare irregolare e fibrosa. Queste differenti caratteristiche morfologiche sono evidenziate nelle macrografie di figura 4. L'esame frattografico al microscopio elettronico a scansione (SEM) ha mostrato in corrispondenza della zona di innesco e propagazione una superficie di rottura molto piatta con assenza totale di salti di piano e con evidenza (micrografie di figura 5 e 6) di linee di spiaggia tipiche e caratteristiche delle rotture a fatica.

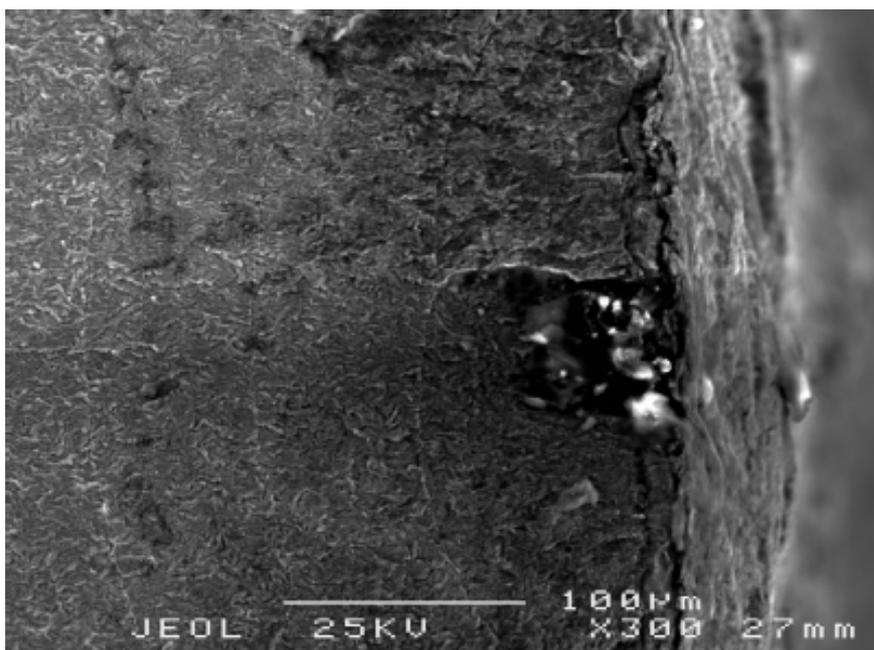


Figura 5b. Aspetti morfologici al SEM della superficie di frattura nella zona di innesco e propagazione; 300X

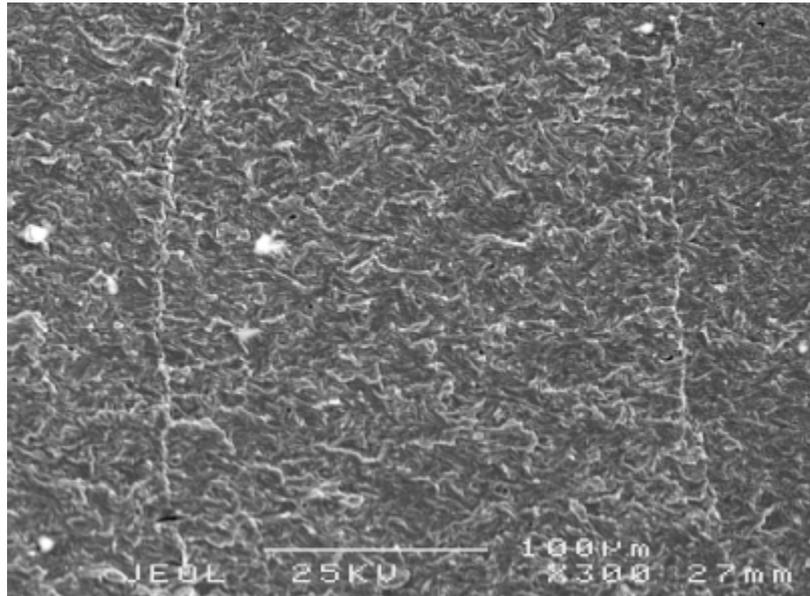


Figura 6. Particolare micrografico delle linee di spiaggia rilevate nella zona di propagazione di frattura; 300X

Nella zona terminale della rottura, avvenuta per sovraccarico dovuto ad una diminuzione di sezione resistente, si è osservata una morfologia di rottura tipicamente duttile, allungata nella direzione longitudinale del filo (figura 7).

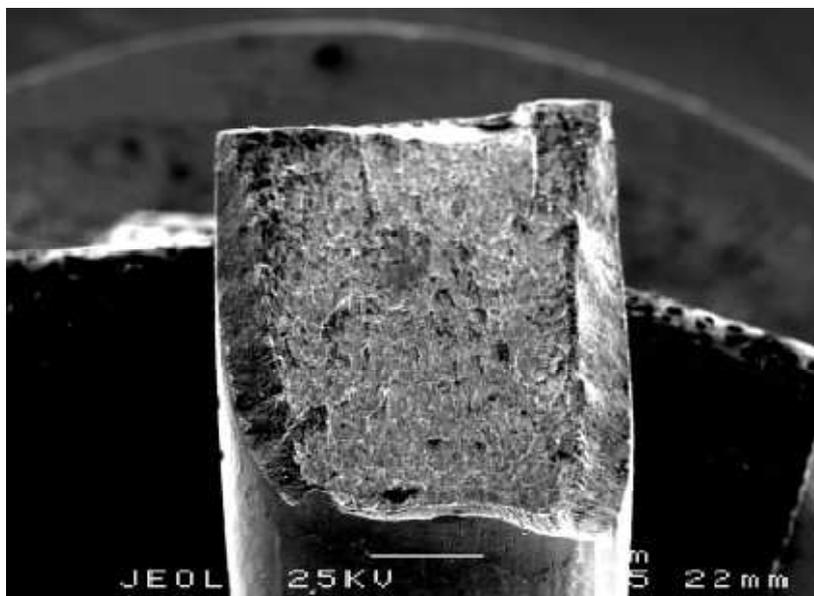


Figura 7a. Aspetto morfologico al SEM della superficie di frattura nella zona terminale della rottura; 15X

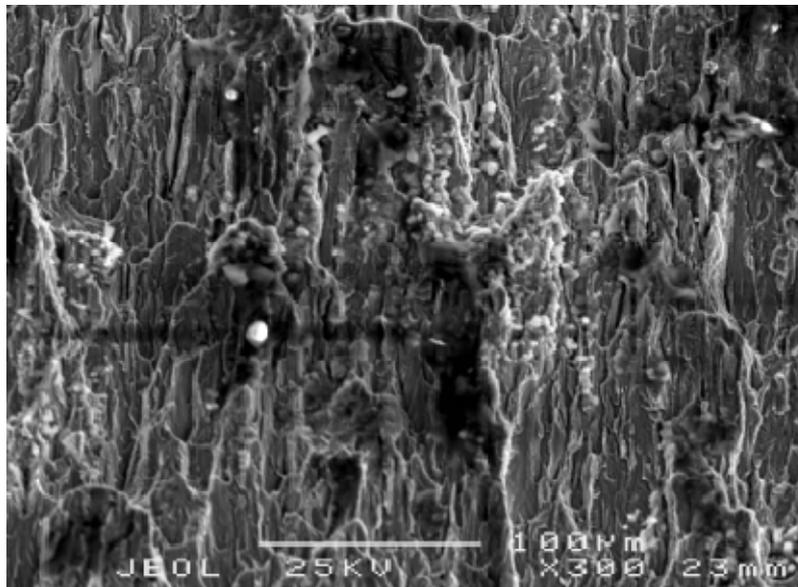


Figura 7b. Aspetto morfologico al SEM della superficie di frattura nella zona terminale, particolare 300X

Gli esami micrografici condotti in sezioni longitudinali intercettanti le superfici di frattura hanno messo in evidenza le caratteristiche morfologiche del profilo di rottura con presenza di una zona a rottura molto lineare (innesco e propagazione) mostrata nelle micrografie di figura 8 in cui è evidente, tra l'altro, la presenza della cricca di fatica che ha portato al cedimento del componente e di una zona con profilo irregolare caratterizzata da numerosi cambi di piano (figura 9).

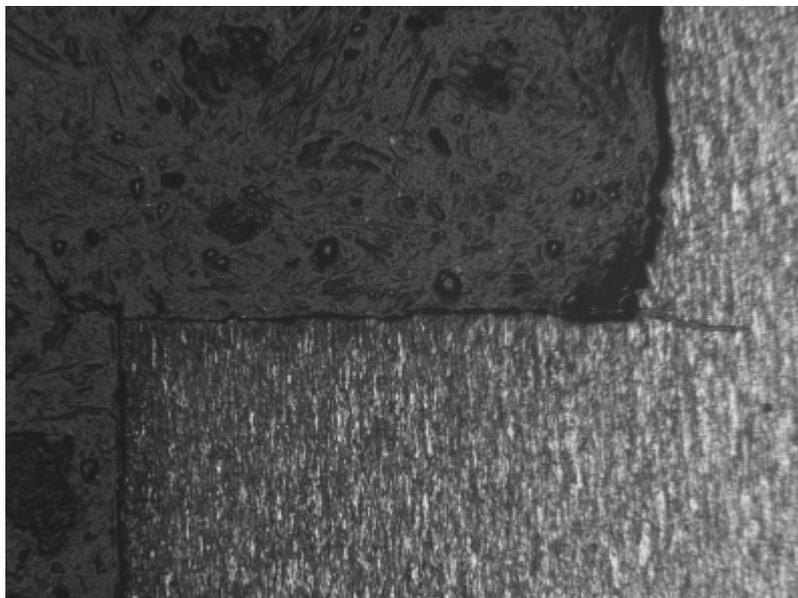


Figura 8. Aspetti micrografici del profilo di rottura in corrispondenza della zona di innesco e propagazione; 75X

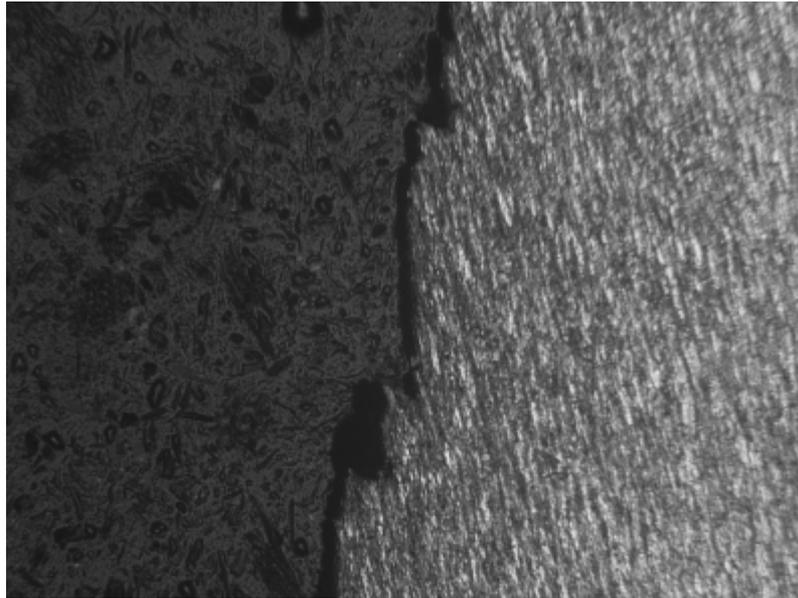


Figura 9. Aspetti micrografici del profilo di rottura in corrispondenza della zona ceduta di schianto dopo attacco chimico, 75X

La microstruttura del materiale a ridosso del profilo di rottura non ha presentato difetti di tipo metallurgico ed è risultata costituita da ferrite e perlite; il materiale è risultato fortemente incrudito con il grano cristallino preferenzialmente allungato nella direzione di trafilatura (figure 9 e 10).

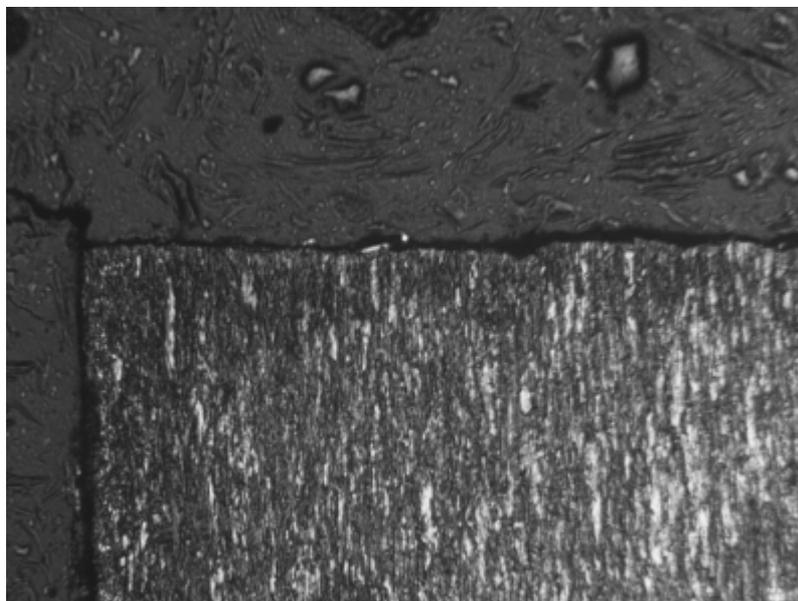


Figura 10. Microstruttura del materiale in corrispondenza del profilo di frattura, innesco e propagazione; 200X

CONCLUSIONI.

Sulla base delle analisi condotte si possono trarre le seguenti considerazioni: Il materiale costituente le molle è risultato essere un acciaio per molle tipo C85S secondo UNI EN 10132 4. Le rotture delle molle è avvenuta in corrispondenza della zona maggiormente sollecitata in quanto in essa era presente una sollecitazione composta costituita da una trazione pura associata ad un momento flettente unidirezionale.

Non si sono osservati nè difetti microstrutturali nè difettosità di tipo macroscopico nelle molle che possano ritenersi motivo scatenante del prematuro cedimento dei componenti. L'innesco e la propagazione della frattura delle molle sono avvenuti mediante un meccanismo di fatica di tipo unidirezionale.

In conclusione si può asserire che la rottura sia avvenuta mediante un meccanismo di fatica a relativamente basso numero di cicli a causa di una elevata locale sollecitazione di tipo dinamico. Si fa presente che il tipo di acciaio utilizzato possiede elevate caratteristiche meccaniche (carico unitario di rottura e durezza) ottenute mediante trafilatura a freddo ma possiede una resistenza a fatica minore dello stesso acciaio allo stato bonificato.

6.3. MOLLA IN ACCIAIO AISI 302.

Dati tecnici:

Saggio di molla fratturata, spira Ø 8mm, filo Ø 0,65mm.

Materiale dichiarato: AISI 302

INTRODUZIONE.

Su una molla, dichiarata in acciaio AISI 302, si sono eseguite analisi al microscopio elettronico a scansione (SEM) al fine di determinare la causa della frattura avvenuta in corrispondenza della seconda spira; scopo dell'indagine era discernere se il cedimento fosse di natura puramente meccanica o assistita da fenomeni corrosivi. In corrispondenza della superficie di frattura e nelle zone immediatamente adiacenti della stessa si sono eseguite microanalisi mediante microsonda EDS per rilevare l'eventuale presenza di elementi aggressivi per la lega; non si sono osservati elementi di natura "spuria" come mostrato negli spettrogrammi di figura 1.

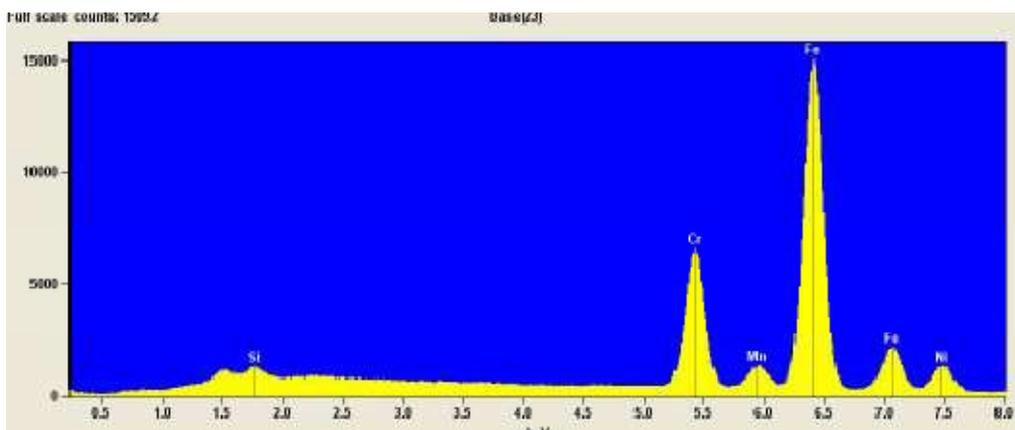


Figura 1a- Spettrogrammi Rx-EDS, Superficie di frattura.

Campione	Fe%	Cr%	Ni%	Si %	Mn%	Total
Molla	71,14	19,37	8,31	0,61	0,56	100

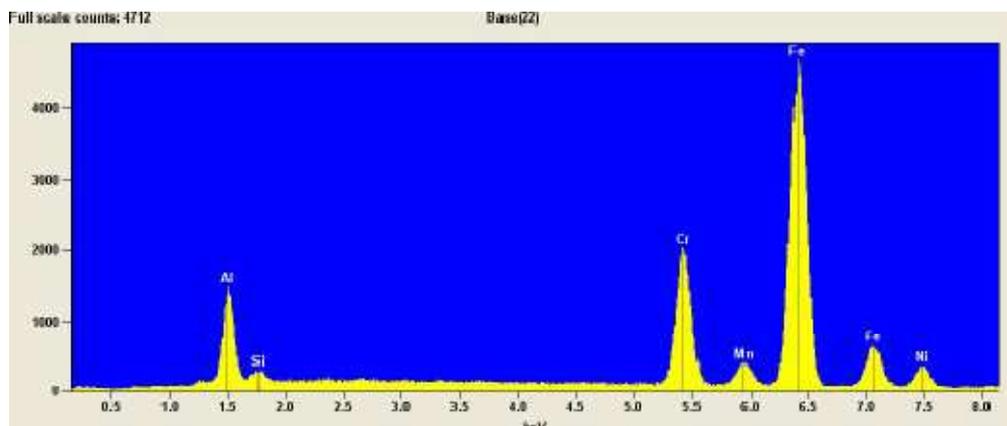


Figura 1b- Spettrogramma Rx-EDS, Superficie esterna del filo.

Campione	Al %	Fe %	Cr %	Ni %	Si %	Mn%	Total
Molla	8,25	65,58	17,62	6,93	0,70	0,92	100

La presenza di alluminio sulla superficie dei fili costituenti le spire fa presupporre che gli stessi presentassero un rivestimento superficiale. Successivamente si è eseguito un esame frattografico analizzando la morfologia della superficie di rottura mostrata nella micrografia di figura 2.

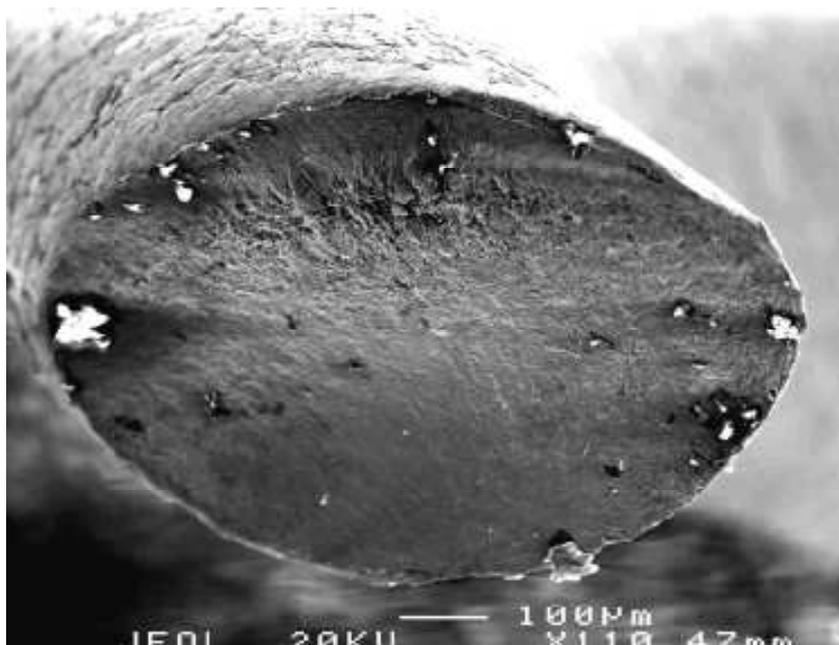


Figura 2- Aspetto morfologico della superficie di frattura, 110X.

Sono ben visibili (figura 3) sia la zona di innesco, nella quale la superficie di frattura appare piana e “vellutata”, sia la zona nella quale il cedimento è avvenuto per insufficiente sezione resistente (rottura di schianto).

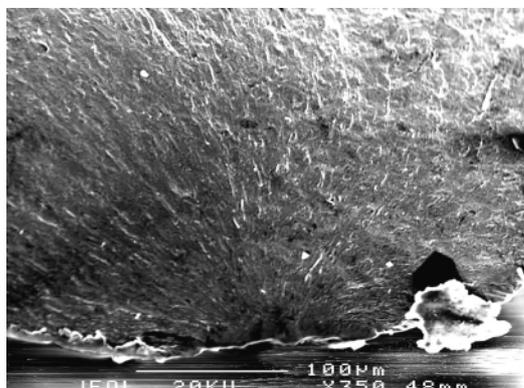


Figura 3a- Dettaglio della superficie di frattura, 350X, Zona di innesco.

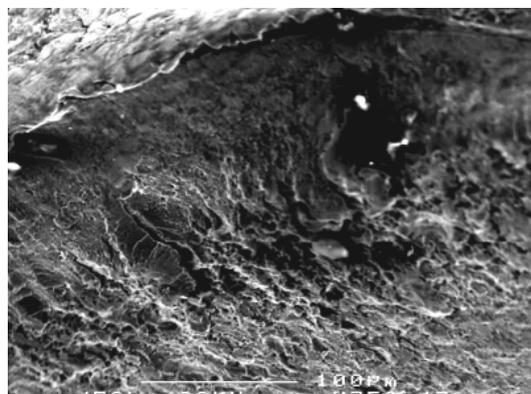


Figura 3b- Dettaglio della superficie di frattura, 350X, Zona di rottura di schianto.

CONCLUSIONI.

In conclusione si può asserire che la rottura in esercizio della molla sia esclusivamente di natura meccanica; non si sono rilevati infatti fenomeni corrosivi in atto nè la presenza di elementi aggressivi per l'acciaio. Si può verosimilmente ipotizzare che il meccanismo della rottura sia riconducibile ad un fenomeno di fatica "per contatto" nel quale l'innesco sia localizzato nella zona in cui due spire adiacenti venivano a toccarsi in fase di esercizio.

6.4. ASTA COMANDO STERZO, MATERIALE DICHIARATO Fe 360.

Dati tecnici:

Asta comando sterzo Ø 16mm, cod.25033062/0.

Materiale dichiarato: Fe 360 secondo norma UNI 7230 (S235JR secondo UNI EN 10025/2)

INTRODUZIONE.

Su un componente meccanico identificato come asta comando sterzo, dichiarato in acciaio Fe 360 (S235JR secondo UNI EN 10025-2) sono state eseguite analisi e prove al fine di determinare il meccanismo di rottura dello stesso in fase di esercizio in corrispondenza di una zona filettata (figura 1).



L'indagine è avvenuta in due differenti fasi:

1. Caratterizzazione del materiale costituente l'asta mediante rilievo delle caratteristiche meccaniche a trazione e dello stato microstrutturale dello stesso.
2. Analisi del danno mediante esami visivi, frattografici al microscopio elettronico a scansione (SEM) ed esami micrografici in sezione al microscopio ottico.

RISULTATI DELLE ANALISI.

PROVA DI TRAZIONE.

Le caratteristiche meccaniche a trazione del materiale costituente l'asta vengono di seguito riportate:

Campione	Dim ø[mm]	Sezione [mm ²]	L ₀ [mm]	Rp _{0.2} [N/mm ²]	Rm [N/mm ²]	A [%]
Asta	10	78,5	50	500	564	18,5

STATO MICROSTRUTTURALE DEL MATERIALE.

Si è eseguito un esame micrografico in sezione longitudinale in una zona distante dalla frattura per rilevare lo stato microstrutturale del materiale costituente l'asta. Dalle micrografie di figura 2 si osserva come il materiale presenti al suo interno numerose inclusioni non metalliche (prevalentemente solfuri) allungate nella direzione di trafilatura.



Figura 2a- Micrografie esemplificative dello stato inclusionale osservato, 100X

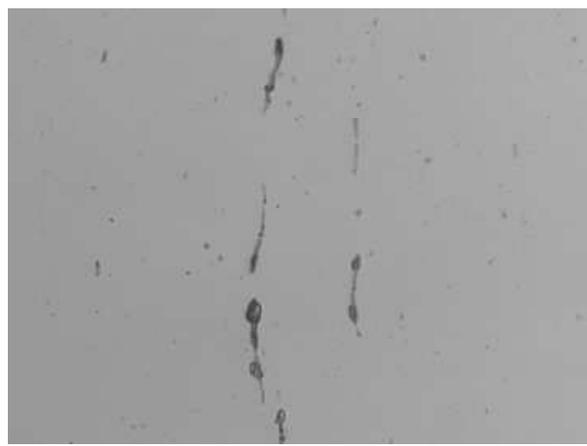


Figura 2b- Micrografie esemplificative dello stato inclusionale osservato, 500X.

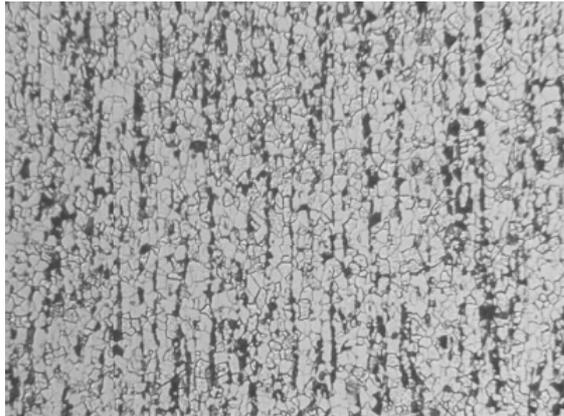


Figura 3- Microstruttura del materiale, 100X

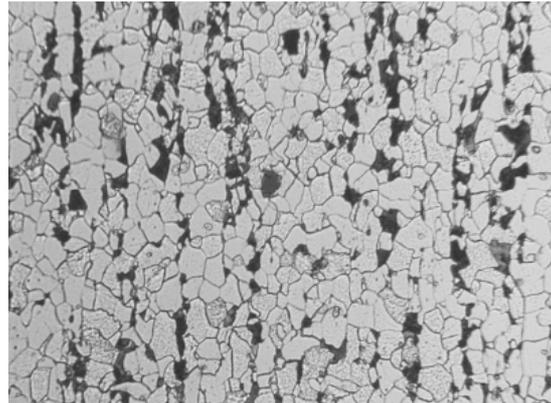


Figura 3b-Microstruttura del materiale, 200X

Dopo attacco chimico della superficie lucidata si è osservata la struttura che è risultata costituita da ferrite con perlite organizzata in bande (figura 3), tipica degli acciai destinati ad utilizzi strutturali.

ANALISI DEL DANNO.

Dall'esame visivo delle superfici di rottura è evidente la presenza di due zone con morfologia di frattura differente. In zone diametralmente opposte la superficie appare relativamente piana e di colore scuro a causa dell'ossidazione (fotografia di figura 4) mentre la parte centrale della superficie di frattura (rottura di schianto per insufficiente sezione resistente) risulta piuttosto estesa, non ossidata, "rugosa" e con presenza di leggeri cambi di piano.



Figura 4-Aspetto visivo della superficie di frattura.

L'esame frattografico al microscopio elettronico a scansione (SEM) ha mostrato una superficie di rottura fortemente "ricalcata" nelle zone ossidate di cui sopra (micrografie di figura 5); queste zone sono da considerarsi luogo di innesco e di propagazione della frattura.

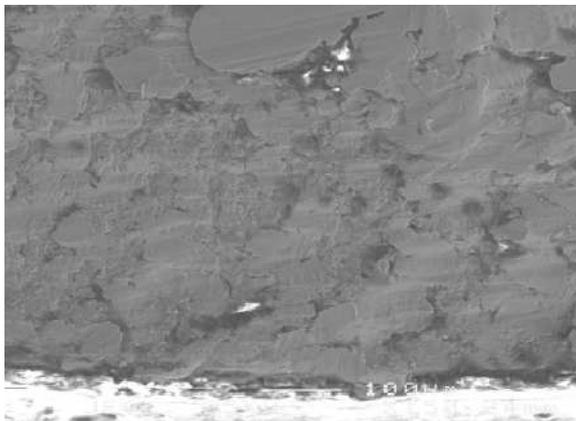


Figura 5-Aspetti morfologici della superficie di frattura, 150X, innesco.

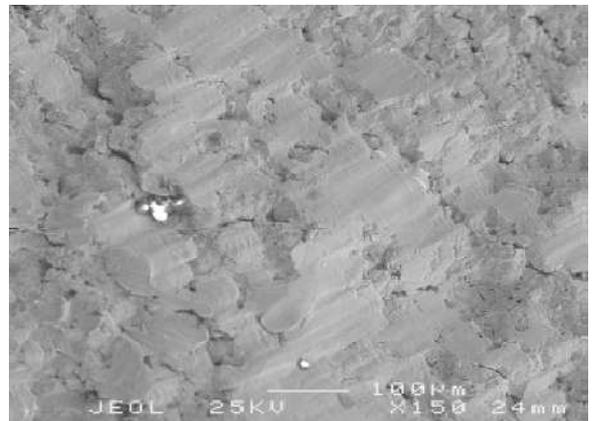


Figura 4. Aspetti morfologici della superficie di frattura, propagazione; 150X

Nella zona finale del cedimento, avvenuto per sovraccarico dovuto ad una diminuzione di sezione resistente, si è osservata una morfologia di rottura tipicamente fragile alternata a zone con caratteristiche di duttilità (figura 6).

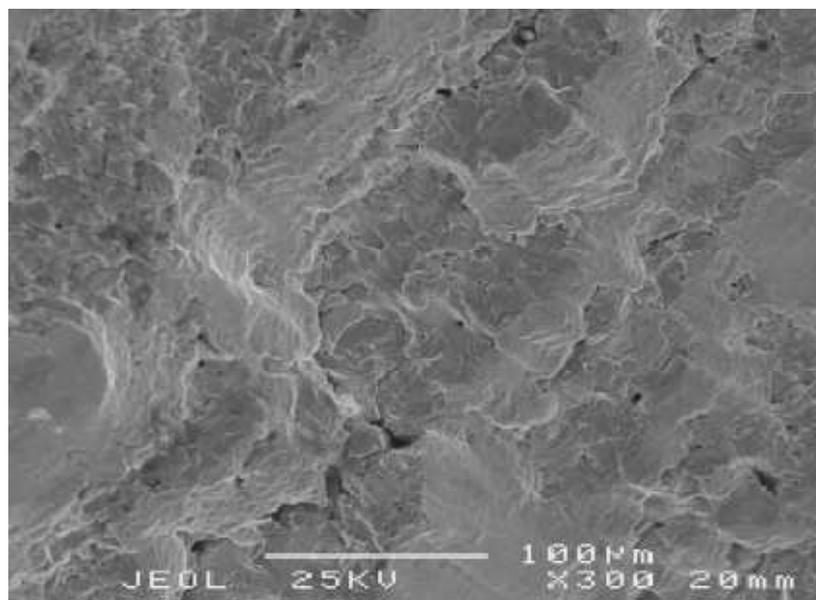


Figura 6a. Aspetti morfologici della frattura nella parte terminale, zona fragile; 300X

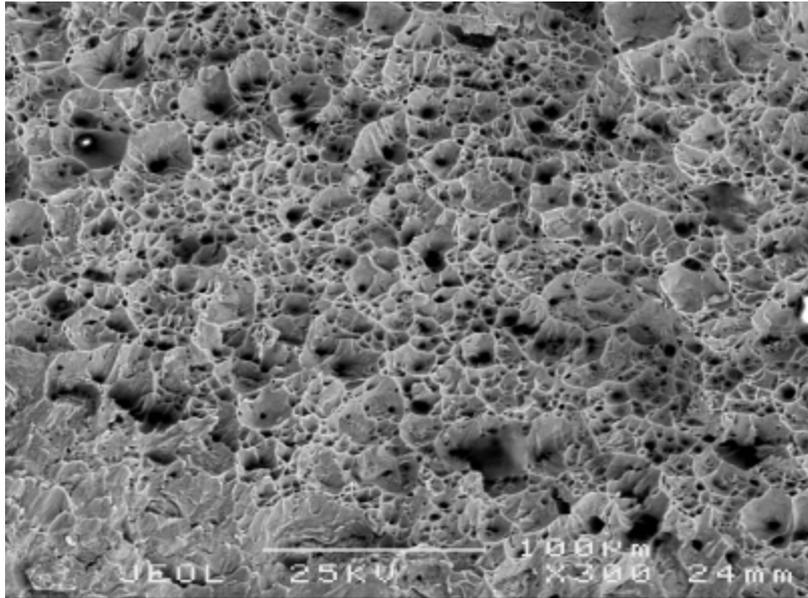


Figura 6b. Aspetti morfologici al SEM della superficie di frattura; rottura duttile; 300X

Gli esami micrografici condotti in sezione longitudinale in corrispondenza ed a ridosso della frattura hanno evidenziato la presenza di numerose cricche secondarie localizzate sul fondo dei filetti in zone diametralmente opposte (figura 7).

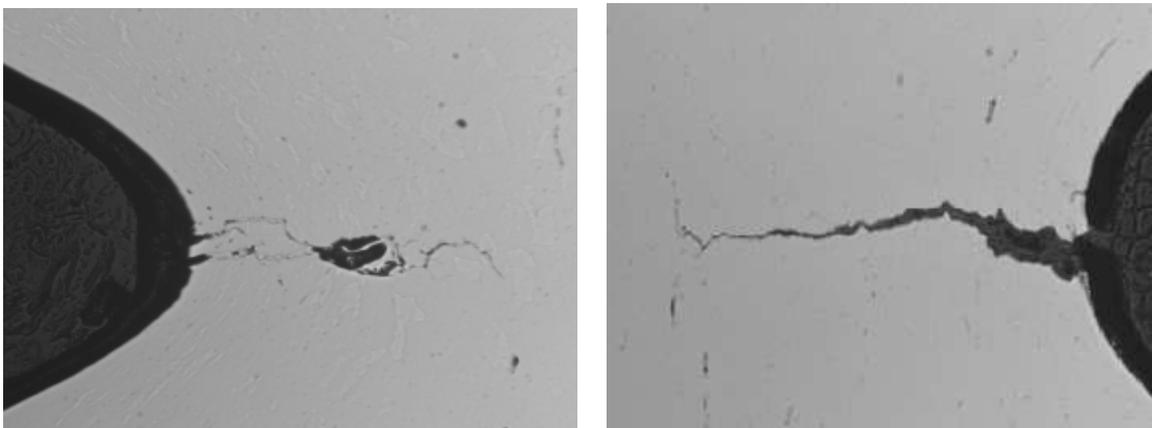


Figura 7. Cricche rilevate in fondo filetto in zone diametralmente opposte; 200X

Le cricche si propagano prevalentemente transgranularmente nella struttura costituita da ferrite e perlite a bande (micrografie di figura 8).

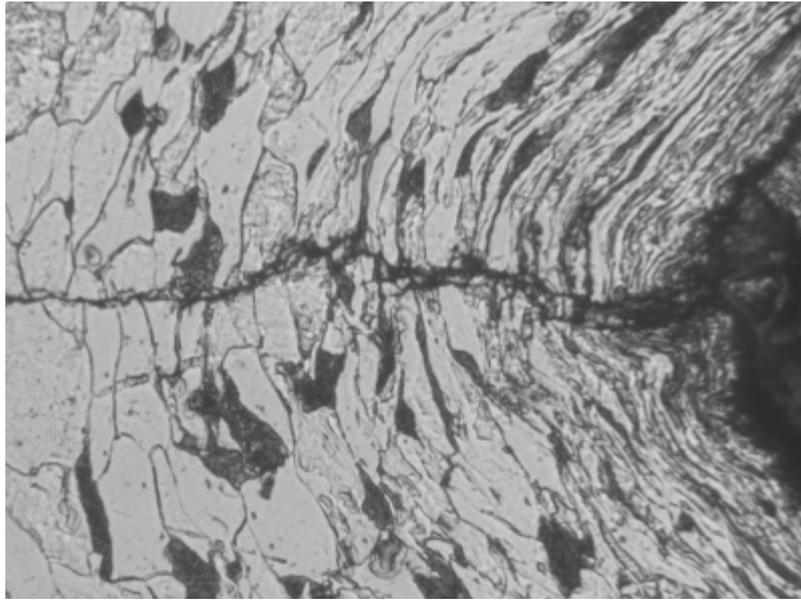


Figura 8. Aspetto morfologico di una cricca rilevata; 500X

CONCLUSIONI.

Sulla base delle osservazioni effettuate si possono trarre le seguenti considerazioni:

Le caratteristiche meccaniche a trazione del materiale costituente il comando sterzo risultano superiori a quelle previste per l'acciaio Fe 360 (S235JR secondo UNI EN 10025-2) relativamente ai carichi unitari di scostamento dalla proporzionalità e di rottura.

Le rottura dell'asta è avvenuta mediante un meccanismo di fatica a flessione alternata ad elevata sollecitazione. La localizzazione della frattura è risultata essere una zona rastremata del componente a sezione resistente ridotta con presenza di filettatura sede di concentrazione delle tensioni. La presenza di discontinuità strutturali (bandificazione della struttura ed inclusioni), pur non essendo la causa del cedimento, hanno favorito la propagazione della rottura.

Si fa presente che il tipo di acciaio utilizzato non è indicato per sollecitazioni di tipo dinamico e componenti soggetti a fenomeni di fatica.

6.5. ALBERO IN ACCIAIO INOSSIDABILE Tp. AISI 304L.

Dati tecnici:

Albero “ARBRE PALIER ETOILE” Ø 50mm,

Materiale dichiarato: acciaio inossidabile X2CrNi18-9.

INTRODUZIONE.

Su uno spezzone di albero (figura 1) dichiarato in acciaio inossidabile tipo 304L e fratturatosi in fase di esercizio dopo circa 3500 ore di lavoro in corrispondenza di una zona con variazione di forma, si sono eseguite analisi e prove al fine di determinare la causa della rottura.



Figura 1. Aspetto visivo dell'albero fratturato

L'indagine è stata condotta in due fasi differenti:

1. Caratterizzazione del materiale tramite analisi chimica, esami micrografici in sezione e prove di durezza.
2. Analisi del danno tramite analisi micrografiche, tecniche di microscopia elettronica a scansione SEM ed utilizzo di microanalisi EDS, tecniche di microscopia ottica.

RISULTATI DELLE ANALISI.

ANALISI CHIMICA.

Il materiale costituente l'albero ha mostrato la seguente composizione percentuale:

Campione	C %	Si %	Mn%	P %	S %	Cr %	Ni%	Mo%	N%
Albero	0,017	0,54	1,59	0,028	0,22	18,3	8,2	0,044	0,096

Tale composizione è tipica di un acciaio AISI 304L secondo la norma ASTM A240.

MICROSTRUTTURA DEL MATERIALE E SUA DUREZZA.

La microstruttura del materiale costituente l'albero è stata rilevata in sezione longitudinale dello stesso; essa è risultata costituita da austenite con presenza di una considerevole quantità di ferrite (stimabile pari a circa il 5% in volume) e disposta in filari (figura 2).

La dimensione del grano cristallino è risultata disomogenea.

La durezza media dell'acciaio è risultata pari a 164 HV10, in linea con lo stato metallurgico riscontrato nel materiale.

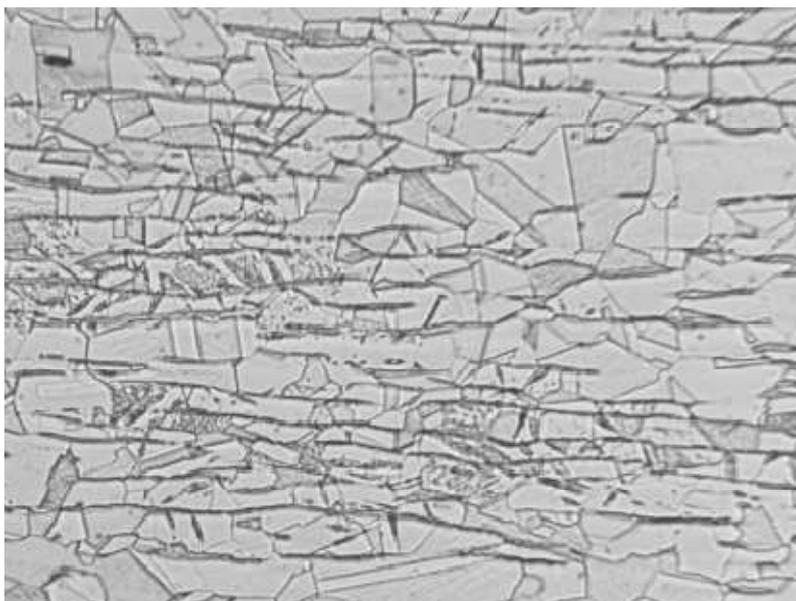


Figura2. Microstruttura del materiale dell'albero in sezione longitudinale. 200X

ANALISI DEL DANNO.

L'aspetto morfologico del danno è mostrato nella macrografia di figura 3.

La frattura è avvenuta in corrispondenza di una “gola” ottenuta per lavorazione meccanica.

La superficie di frattura presenta due zone con caratteristiche morfologiche molto differenti tra di loro. La prima (zona di innesco e propagazione) risulta particolarmente piatta e presenta un aspetto “vellutato”.

La parte terminale della frattura è irregolare ed appare a tratti lucida; ciò è dovuto, con tutta probabilità, ad una azione meccanica successiva al cedimento. Lungo tutta la circonferenza sono visibili numerosi “ratchet marks” ognuno dei quali è riconducibile ad un punto di innesco della rottura (figura 4).



Figura 3. Aspetto macrografico della superficie di frattura

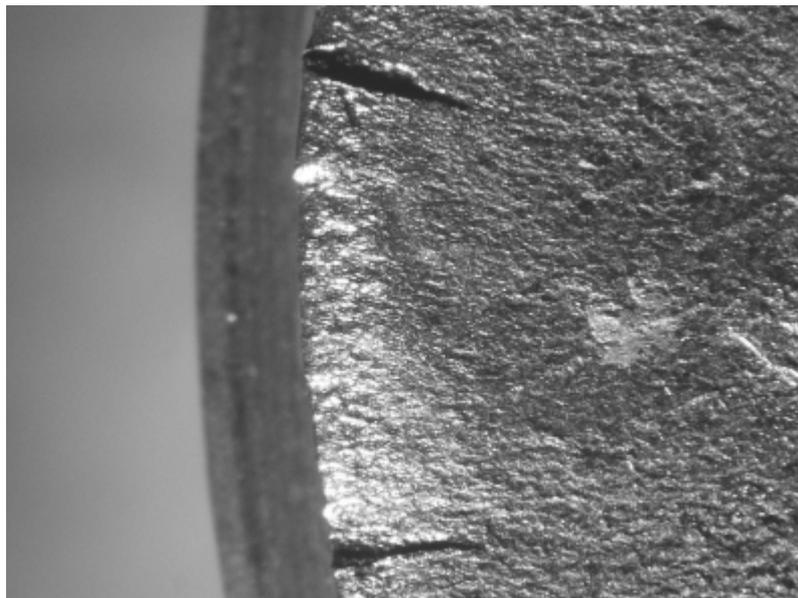


Figura 4. Aspetto macrografico di alcuni punti di innesco (ratchet marks); 15X

ESAME FRATTOGRAFICO E MICROANALISI EDS.

Si è osservata la superficie di frattura al microscopio elettronico a scansione (SEM) per poter determinare il meccanismo di rottura del componente.

Lungo tutta la circonferenza dell'albero si è rilevata la presenza di tipici inneschi di rottura a fatica per flessione rotante denominati "ratchet marks" (figura 5).

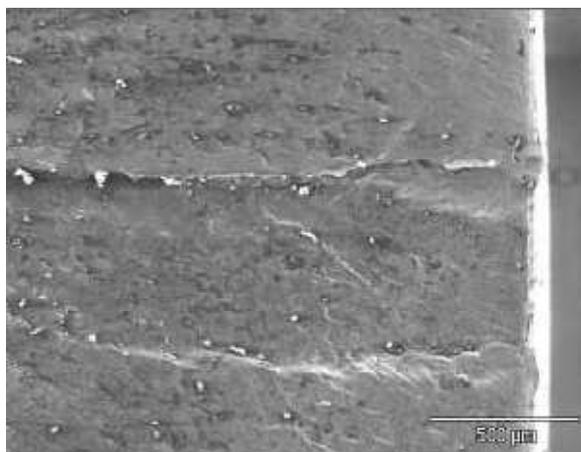


Figura 5. Aspetto morfologico al SEM di punti di innesco della frattura; 75X

In alcune zone è evidente la presenza di una componente torsionale all'innesco della frattura (figura 6).

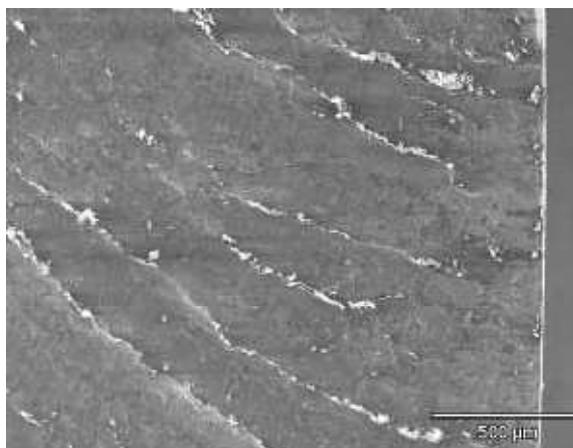


Figura 5. Aspetto morfologico al SEM di punti di innesco con effetto della torsione; 75X

La propagazione della frattura, è avvenuta transgranularmente senza cambi di piano mentre il cedimento di "schianto" (figure 7 e 8) dovuto ad insufficiente sezione resistente ha mostrato tipici aspetti di duttilità (presenza di dimples).

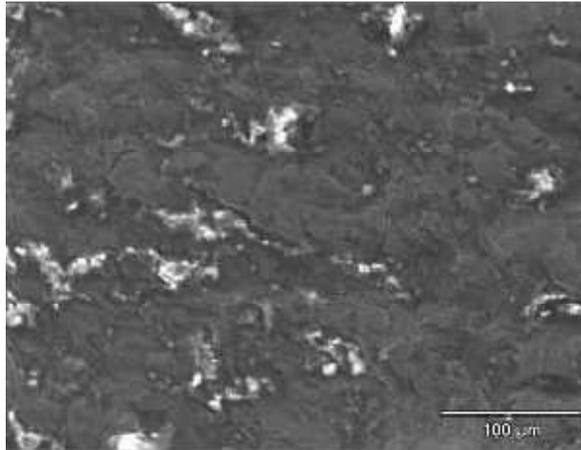


Figura 7. Aspetto morfologico al SEM della zona di propagazione della frattura; 350X

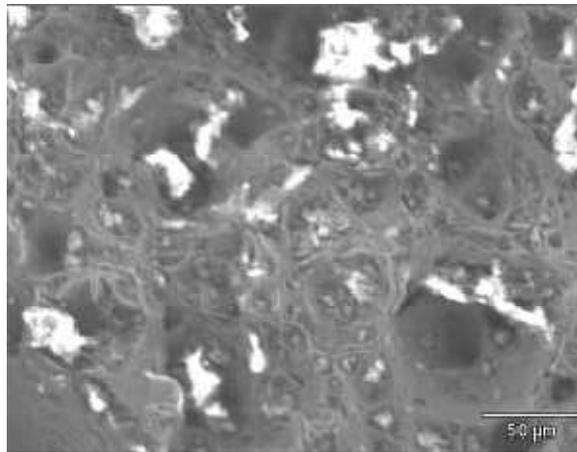


Figura 8. Aspetto morfologico al SEM della zona di rottura di schianto; 350X

Sulla superficie di frattura, e nella fattispecie nelle zone di innesco e nella parte terminale della rottura, si sono eseguite microanalisi mediante microsonda EDS al fine di verificare l'eventuale presenza di elementi da ritenersi aggressivi per il tipo di lega.

Gli spettrogrammi non mostrano elementi di natura spuria se non in tracce.

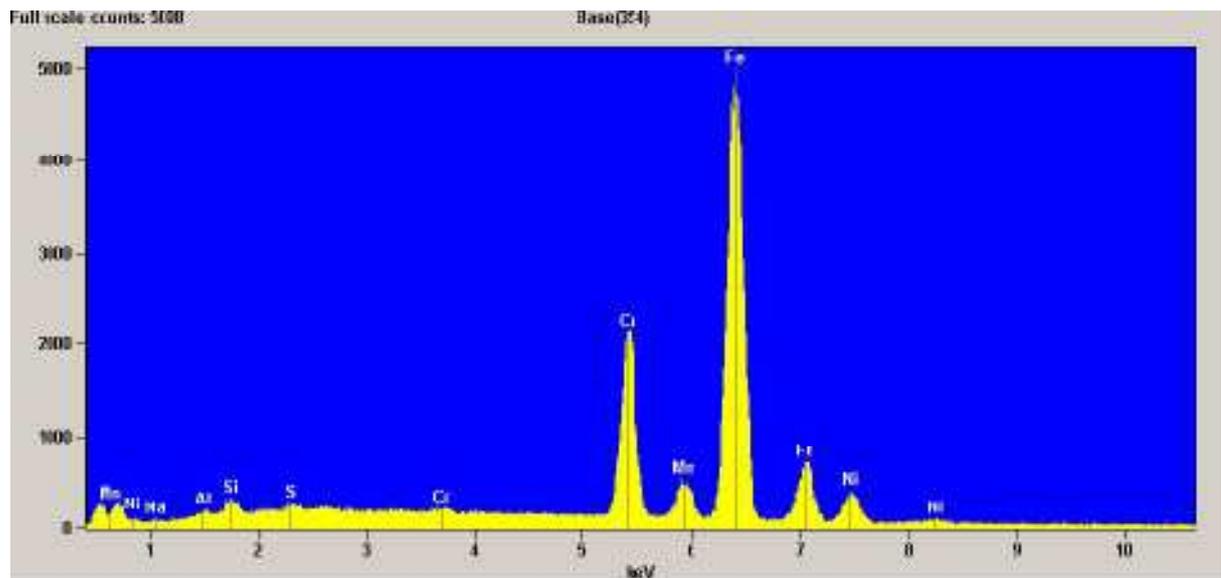


Figura 9. Spettrogramma Rx relativa alla zona di innesco.

Campione	Cr %	Si %	Mn%	Al %	S %	Fe %	Ni%
Albero	18,1	0,70	1,85	0,23	0,28	71,88	7,06

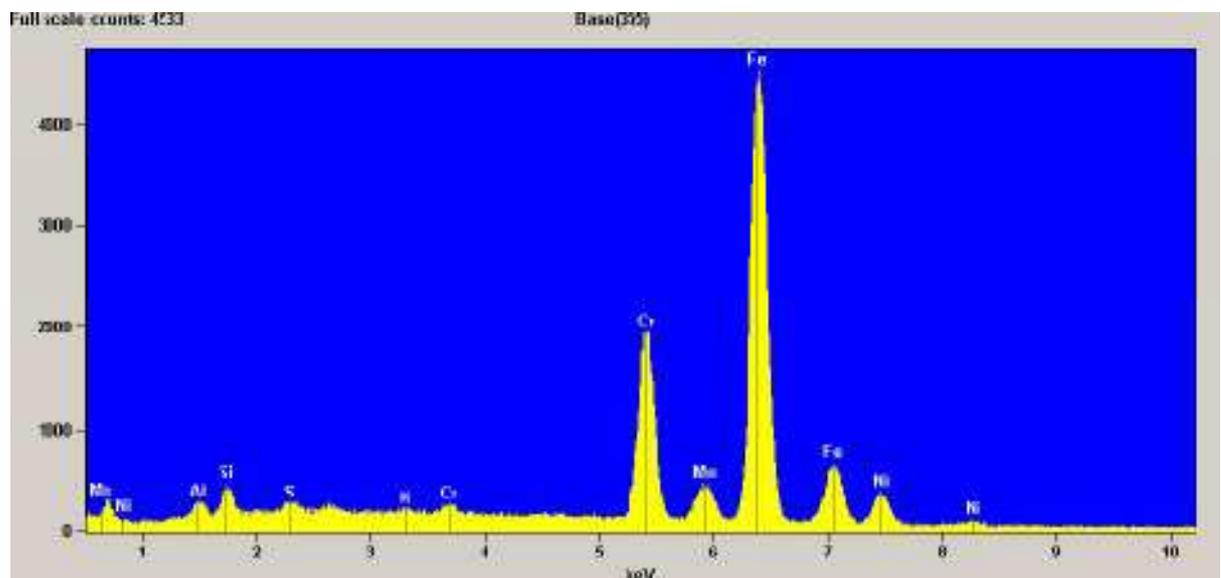


Figura 10. Spettrogramma Rx relativo alla zona terminale di frattura

Campione	Cr %	Si %	Mn%	Al %	S %	Fe %	Ni%	K%
Albero	17,73	1,36	2,26	0,80	0,62	70,16	6,93	0,15

ESAMI MICROGRAFICI IN SEZIONE.

Si è eseguito un rilievo dimensionale sulla sezione della gola (sede della frattura) per determinare il raggio di curvatura in corrispondenza della variazione di sezione del componente; esso è risultato pari a **0.15 mm**.

In questa zona la struttura appare costituita da austenite con presenza di numerose stringhe di ferrite, spesso affioranti in superficie (figura 11).

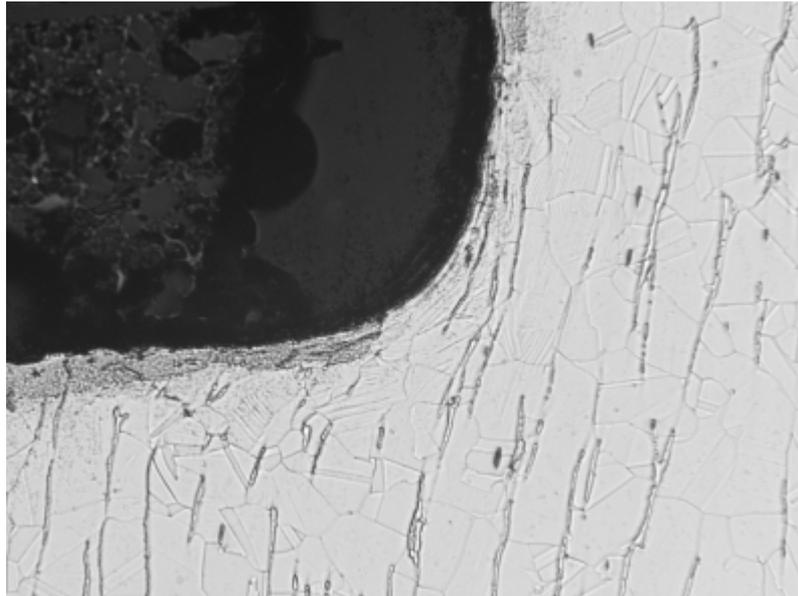


Figura 11. Aspetti micrografici in corrispondenza della variazione di sezione dell'albero; 200X

In seguito si è eseguita una sezione metallografica in direzione longitudinale intercettante la superficie di frattura per poter esaminare il profilo di rottura. Dalle micrografie si può osservare che nelle zone di innesco e propagazione, la frattura è avvenuta transgranularmente in maniera molto lineare (figure 12 e 13).

Nella parte finale della rottura (avvenuta di schianto) il profilo mostra una morfologia irregolare con presenza di deformazione plastica (figura 14).

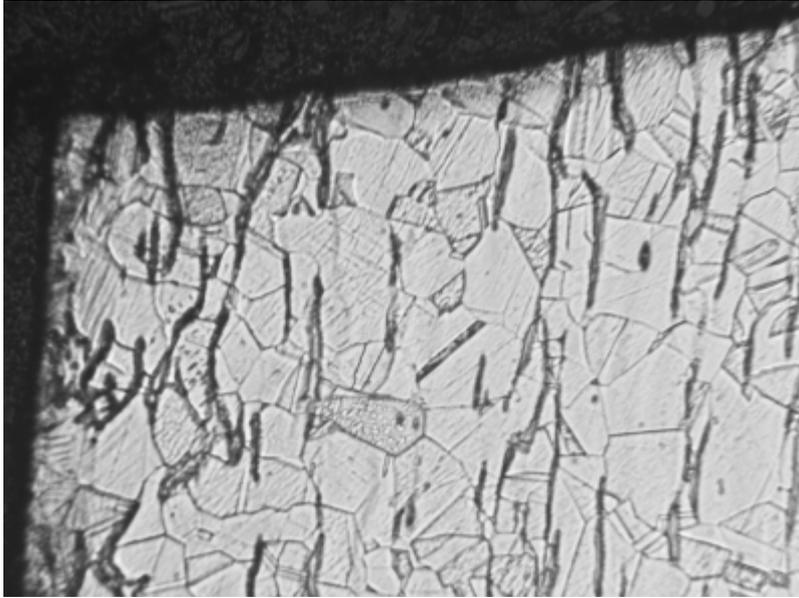


Figura 12. Aspetti micrografici del profilo di frattura, Zona di innesco; 200X

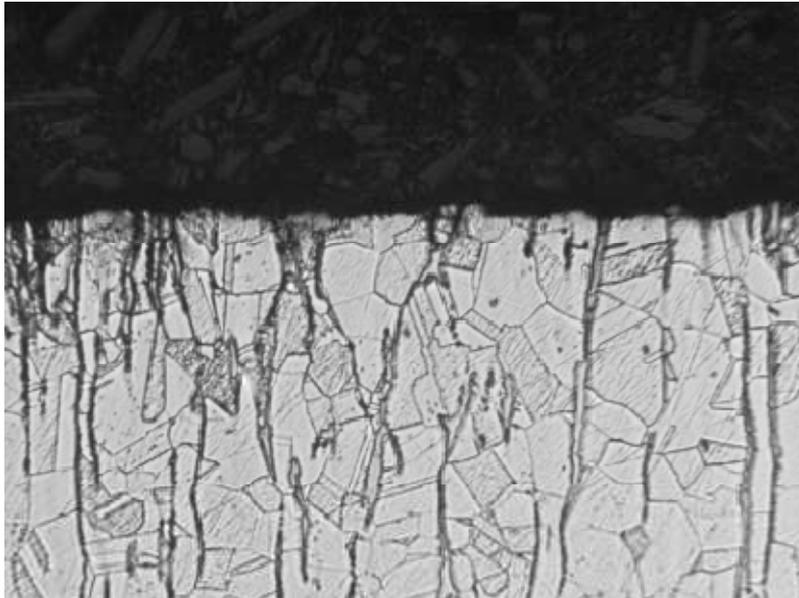


Figura 13. Aspetti micrografici del profilo di frattura, Zona di propagazione; 200X

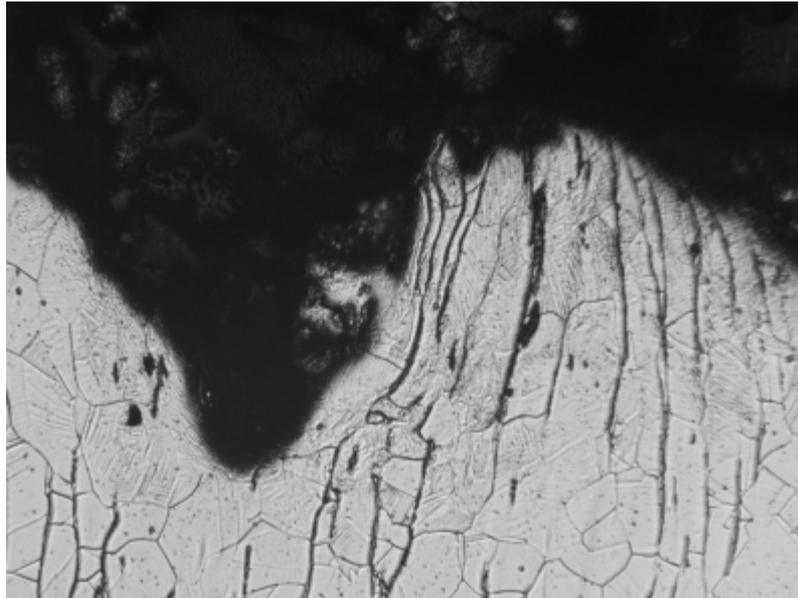


Figura 14. Aspetti micrografici della zona di rottura, rottura di schianto; 200X

CONCLUSIONI.

A fronte delle osservazioni effettuate sull'albero, si può asserire che la rottura dell'organo meccanico oggetto di indagine è avvenuto mediante un meccanismo di fatica a flessione rotante con intervento, sebbene in maniera minore, di sollecitazioni torsionali pure; non si è osservata assistenza di corrosione.

La morfologia della superficie di frattura molto piatta e la presenza di “ratchet marks” lungo gran parte della circonferenza sono tipici del meccanismo di cedimento a fatica per flessione rotante.

La rottura dell'albero è da attribuirsi principalmente a due fattori agenti in maniera concomitante e sinergica: il primo di tipo geometrico ed il secondo di tipo strutturale.

La frattura è avvenuta infatti in una zona in cui era presente una variazione di forma (riduzione di diametro) non adeguatamente raccordata (“spigolo vivo”) nella quale si è verificata l'intensificazione delle tensioni mentre lo stato micro strutturale della lega ha evidenziato una notevole presenza di ferrite (5%).

Le stringhe di ferrite, oltre a rappresentare una discontinuità strutturale, affiorando in superficie sono risultate punti di innesco della frattura.

RIFERIMENTI BIBLIOGRAFICI.

Zahavi, Eliahu (1998) *Fatigue Design, Life expectancy of Machine Parts*. A Solomon Press Book, New York (USA).

Paolucci, G.M. (2002) *Lezioni di metallurgia* (2nd Ed). Edizioni libreria Progetto, Padova

Lazzarini, P. (2006), *Fondamenti di costruzioni di macchine*. Libreria Cortina, Padova.

Atzori B. (1999), *Appunti di costruzioni di Macchine*. Libreria Cortina, Padova.

Siti internet.

www.failure-analysis.it

www.esemir.it

RINGRAZIAMENTI.

Il primo pensiero v'è alla mia famiglia che se ce l'ho fatta è soprattutto grazie a loro. Grazia alla mamma Maria Grazia che anche dopo un esame catastrofico mi guardava e diceva "Beh tanto si può rifare no?!", grazie a papà Luciano che a pranzo mi ha sempre fatto trovare piatti di pasta mai inferiori ai 200 grammi, un grazie alla mia cara nonna Olga anche durante le sessioni di esami più critiche mi ha sempre incitato e che in mancanza di papà mi ha sfamato con abbondanti piatti di gnocchi, un grazie a tutti i miei zii e parenti che iniziavano a chiamarmi Ing. Baiocchi già appena dopo il test di ammissione al primo anno.

Grazie a Francesco Fassò che mi ha permesso di rimanere in questa facoltà, grazie a Penaldi, Giammi e capitano Rizzotti per avermi fatto compagnia nelle buie notti di studio nei posti più disparati e disperati, grazie a Giulia che mi ha supportato in questi ultimi mesi di schizzi pre-laurea, grazie alla Prof.ssa Calliari che mi ha permesso di andare in una bottega come il C.T.R. e di conoscere i miei padrini metallografi Marco Pizzo e Michele Baldan. Grazie alla mensa piovego, al Vallisneri e alle sue aule studio, a ogni macchina del caffè dell'ateneo, al mio computer che mi ha abbandonato sul più bello, al durometro, alla lucidatrice, all'acqua regia.

Un grazie anche alla Poderosa Fedele Instancabile VARADERO che mi ha portato su e giù da Padova in questi 3 lunghi anni con ogni tipo di temperatura e condizione atmosferica.