



Università degli Studi di Padova

Dipartimento di tecnica e gestione dei sistemi industriali

Tesi di Laurea di Primo Livello

ANALISI DEI FATTORI CHE INFLUENZANO LA
RESISTENZA A FATICA DI ACCIAI
STRUTTURALI

Relatore: Ch.mo Ing. F. Berto

Laureando: Tommaso Fanton

ANNO ACCADEMICO 2012-2013

INDICE

INTRODUZIONE	1
 CAPITOLO 1	6
1.1 Modalità esperimento	6
1.2 Discussione sui principali fattori che influenzano Δk_{th}	8
1.3 influenza del tempo di rinvenimento	9
1.4 influenza del rapporto di carico R	12
 CAPITOLO 2	21
2.1 unità di frattura	21
2.2 l'influenza dell'austenite residua su Δk_{th}	24
2.3 Crack closure	25
2.4 Microstress, misura ed effetti	26
2.5 formazione e distribuzione microstress	31
 Bibliografia	37

INTRODUZIONE

Viene trattato il legame esistente fra il limite di fatica, la resistenza del materiale alla propagazione delle cricche e la microstruttura in un acciaio 12CrNi3A e di un 40Cr.

La composizione chimica del 12CrNi3A viene evidenziata nella tabella sottostante

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni
% elementi	0,13	0,30	0,49	0,006	0,0053	0,47	2,83

Come è logico immaginare si vogliono ricercare i modi per innalzare il più possibile la resistenza del materiale alla propagazione delle cricche in modo tale da rendere il pezzo più resistente a fatica.

Si fanno due trattamenti termici: uno iniziale di tempra e successivamente un rinvenimento. Questa metodologia mi permette, a seconda delle temperature e delle durate dei trattamenti, di avere microstrutture diverse fra loro.

Distinguiamo quindi tre gruppi nei quali i provini vengono identificati a seconda del trattamento termico subito:

- gruppo A tempra da 1200°C
- gruppo B tempra da 1050°C
- gruppo C tempra da 870°C

nella tabella sottostante troviamo nel dettaglio i trattamenti e in particolare troviamo descritti in modo accurato le tempistiche con cui sono stati svolti i rinvenimenti.

Table 2. Heat treatment schedules and corresponding austenitic grain sizes (d) for 12CrNi3A steel

Group	Quenching schedule	d (mm)	Tempering temperature ($^{\circ}\text{C}$)						
			for 2 h			for 20 h		for 40 min	
A	1200 $^{\circ}\text{C}$, 4 min, OQ	0.109	200	400	500	600	680	600	—
B	1050 $^{\circ}\text{C}$, 4 min, OQ	0.027	—	—	—	600	—	—	—
C	870 $^{\circ}\text{C}$, 4 min, OQ	0.018	200	400	500	600	680	—	600

OQ — oil quench

in tutti e tre i casi il mezzo temprante è l'olio, che mi permette di non temprare a velocità troppo elevata il mio acciaio evitando di introdurre tensioni residue non necessarie.

Negli esperimenti che verranno trattati successivamente si parla di trattamenti termici di tempra e successivi rinvenimenti.

Solitamente, l'insieme di questi due trattamenti viene anche chiamato bonifica.

La tempra è la prima parte del trattamento termico di bonifica, e consiste in un riscaldamento a una temperatura 50 $^{\circ}\text{C}$ sopra alla temperatura di austenitizzazione.

È molto importante in questa prima fase progettare il trattamento in termini di velocità di riscaldamento e modalità, infatti nel caso la velocità di riscaldamento sia troppo elevata si formano cricche e tensioni termiche. Nel caso in cui la temperatura di fine riscaldamento sia di molto superiore alla temperatura di austenitizzazione si può incorrere nel rischio di bruciature che rovinano il pezzo. Più in generale si può dire che la tempra, inibendo i processi diffusivi necessari alla

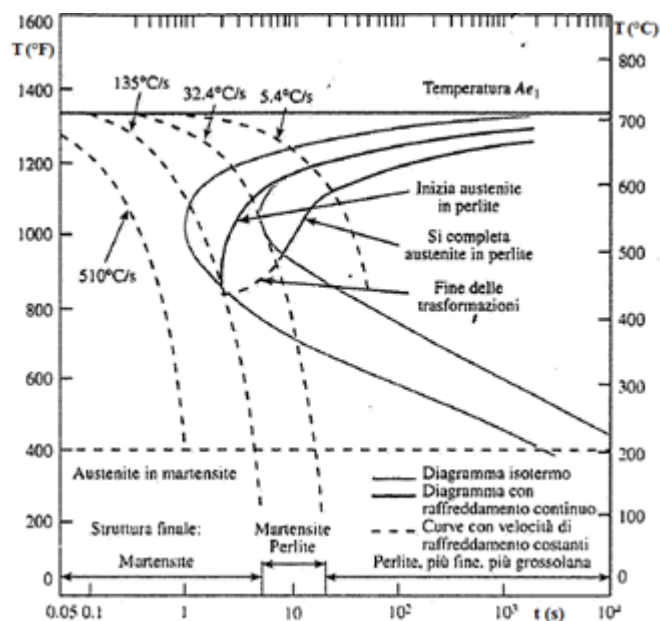


Figura 1 esempi di curve CCT

stabilizzazione termodinamica, trasferisce a temperatura ambiente uno stato termodinamicamente competente a temperatura maggiore.

Si va quindi a raffreddare in modo più o meno veloce i pezzi tale per cui la velocità di raffreddamento non incroci mai le curve CCT in modo da arrivare alla formazione della martensite alla fine del raffreddamento.

Bisogna porre attenzione all'utilizzo delle curve CCT, infatti nel momento in cui il mio pezzo risulta avere una dimensione importante posso dividere le curve CCT in due parti: CCT a cuore e in superficie. ovviamente la velocità di raffreddamento a cuore è nettamente inferiore alla velocità di raffreddamento in superficie.

Come possiamo notare esistono diversi mezzi tempranti che vanno dall'olio all'acqua, e fanno variare la velocità di tempra. Non possiamo decidere di utilizzare sempre un liquido temprante con velocità di tempra elevata per ottenere martensite, poiché potremo avere che la velocità di raffreddamento è talmente elevata che va a rovinare il materiale.

Come abbiamo già detto il trattamento di tempra è poi seguito da un trattamento chiamato rinvenimento. Questo secondo trattamento viene eseguito riscaldando il materiale a una temperatura inferiore a quella di austenitizzazione ed ha lo scopo di andare ad eliminare quelli che risultano essere i fattori negativi della tempra.

Come noteremo in seguito, oltre alle temperature a cui eseguiamo i vari trattamenti, anche i tempi risultano avere un'importanza fondamentale.

La curva riportata nella figura sottostante è la curva di Wohler molto importante per comprendere i fenomeni della fatica.

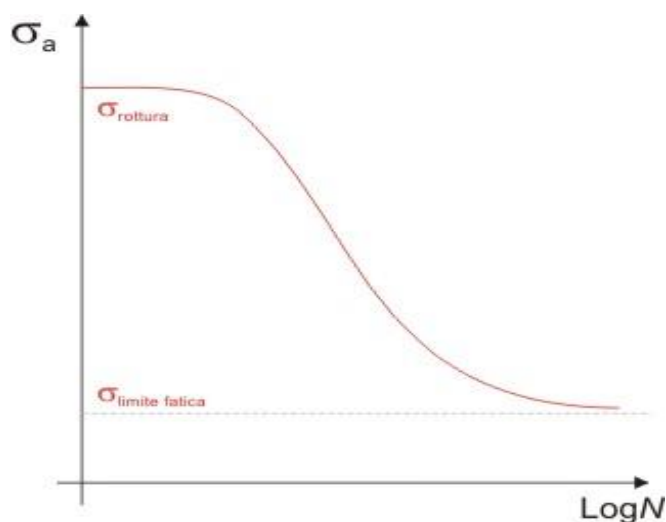


Figura 2 diagramma di Wohler

Notiamo che per uno sforzo basso abbiamo un numero di cicli infiniti e questo sforzo viene denominato limite di fatica o σ_w .

Nei nostri provini, sottoposti a un certo sforzo per 10^6 cicli, possiamo capire qual'è la tensione corrispondente alla fatica limite andando ad osservare la superficie del pezzo. Se troviamo delle microcricche non propaganti allora abbiamo trovato σ_w .

A questo punto ci risulta essere utile capire il diagramma di Paris.

Il diagramma di Whoeler e quello di Paris, hanno lo stesso significato fisico, mi permettono infatti di quantificare, anche se in modo diverso, la resistenza che il materiale oppone alla propagazione delle cricche.

In entrambi i diagrammi possiamo notare la presenza di tre zone distinte, ma con lo stesso significato fisico:

- assenza di propagazione delle cricche (vita infinita) tale situazione si presenta quando il componente è soggetto a una tensione di bassa entità, per cui la velocità di propagazione della cricca è bassa o nulla
- propagazione delle cricche (vita a termine) si passa da una situazione di vita infinita sopra descritta a una situazione in cui il componente cede dopo un certo numero di cicli a causa di una tensione maggiore. Il punto di passaggio dalla 1° condizione descritta alla seconda, è rappresentata nel diagramma di Paris da Δk_{th}
- propagazione rapida (rottura immediata) in questa zona lo sforzo è talmente elevato che il pezzo si rompe subito

una differenza importante nei due diagrammi sta nel modo in cui questi vengono ricavati: il diagramma di Whoeler viene ricavato da provini privi di cricche, mentre quello di Paris in provini già criccati.

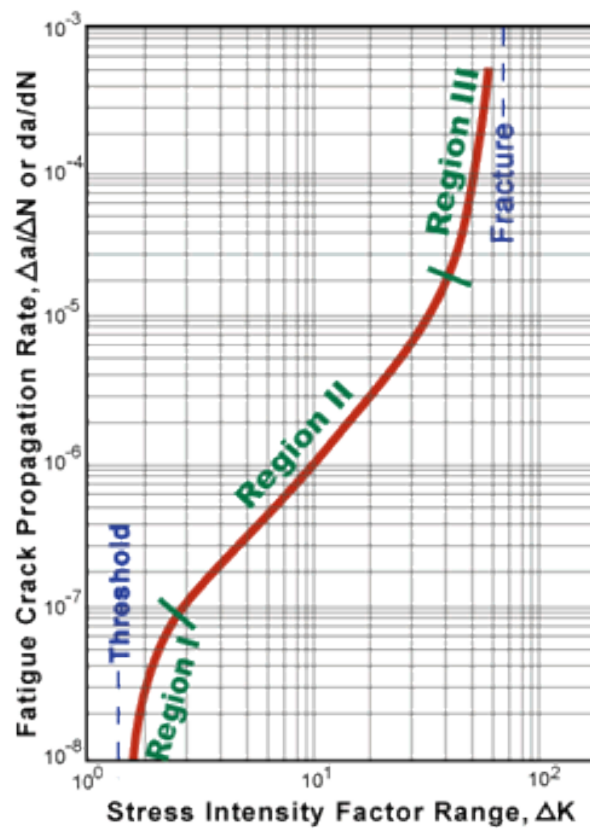


Figura 3 diagramma di Paris

Nella figura notiamo nell'asse verticale da/dN , ovvero la velocità di propagazione della cricca, mentre nell'asse orizzontale troviamo ΔK .

CAPITOLO 1

1.1 Modalità esperimento

si utilizza per la prova un 12CrNi3A ovvero un acciaio a basso tenore di carbonio. I vari provini sono stati ottenuti a partire da una barra normalizzata a 900 °C per due ore. Questo trattamento termico ci è servito per uniformare le concentrazioni e le dimensioni della grana cristallina. A questo punto sono stati fatti trattamenti termici di bonifica a temperature e di durata differenti nei diversi provini, in modo tale da ottenere microstrutture diverse.

I pezzi sono di forma rettangolare, 120 x 25 x 13 mm, con un intaglio centrale profondo 3 mm e largo 0,1mm ($K_t=7$) in modo tale da facilitare l'innescio della cricca.

Il K_t viene inserito all'interno dei fattori che influenzano la fatica nel gruppo dei fattori interni e in particolare a quelli di forma.

Un intaglio nei materiali duttili, sembra influenzi la vita a fatica per un numero di cicli elevato, mentre non sembra influenzare ciò che riguarda la fatica oligociclica.

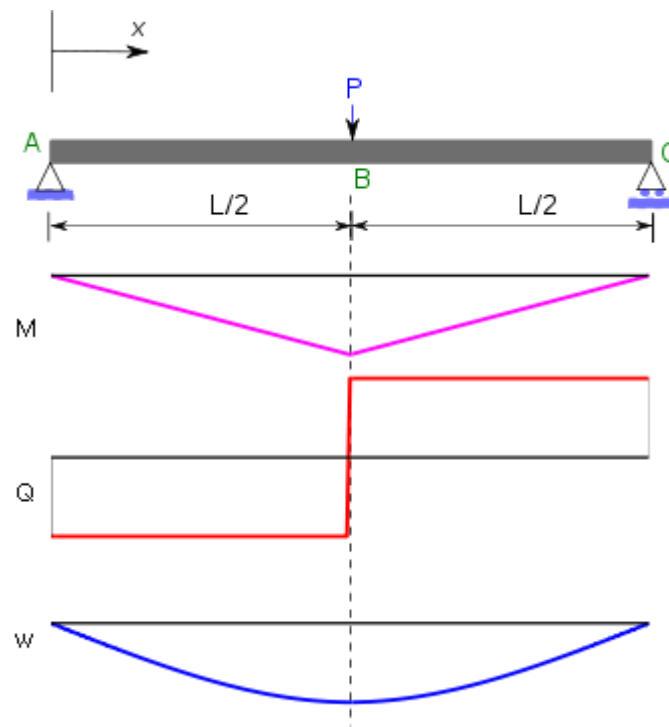


Figura 4 diagramma del momento, taglio e sforzo normale

La prova eseguita è una prova di flessione a tre punti che va a sollecitare maggiormente la zona intagliata come è ben visibile dalla figura qui sopra riportata.

L'intaglio viene quindi sottoposto al massimo momento flettente.

Nel punto centrale, ovvero quello maggiormente sollecitato, non che il più debole del provino, si formano le prime cricche. Questo mi permette di sapere già prima dell'inizio della prova qual'è il punto critico da controllare per riuscire a scovare le prime microcricche non propaganti.

Il limite di fatica è definito come quel carico tale per cui, per un numero di cicli pari a 10^6 non abbiamo cricche propaganti. Per dirla in altre parole è quel carico tale per cui non riusciamo ad arrivare a rottura per quel dato numero di cicli.

Nella teoria, il limite di fatica è quel carico tale per cui non arrivo mai a rottura. Nella realtà e nella progettazione, non si pensa proprio così, infatti, dopo il limite di fatica non si lascia una retta parallela all'asse orizzontale, ma si impone una semiretta con una pendenza inferiore alla semiretta a sinistra del ginocchio della curva di Wohler. In questo modo arrivo comunque a rottura, ma con un numero di cicli molto elevato.

1.2 Discussione sui principali fattori che influenzano Δk_{th}

Nella figura qui sotto riportata possiamo vedere l'andamento dei due fattori principali della fatica in funzione della dimensione del grano cristallino.

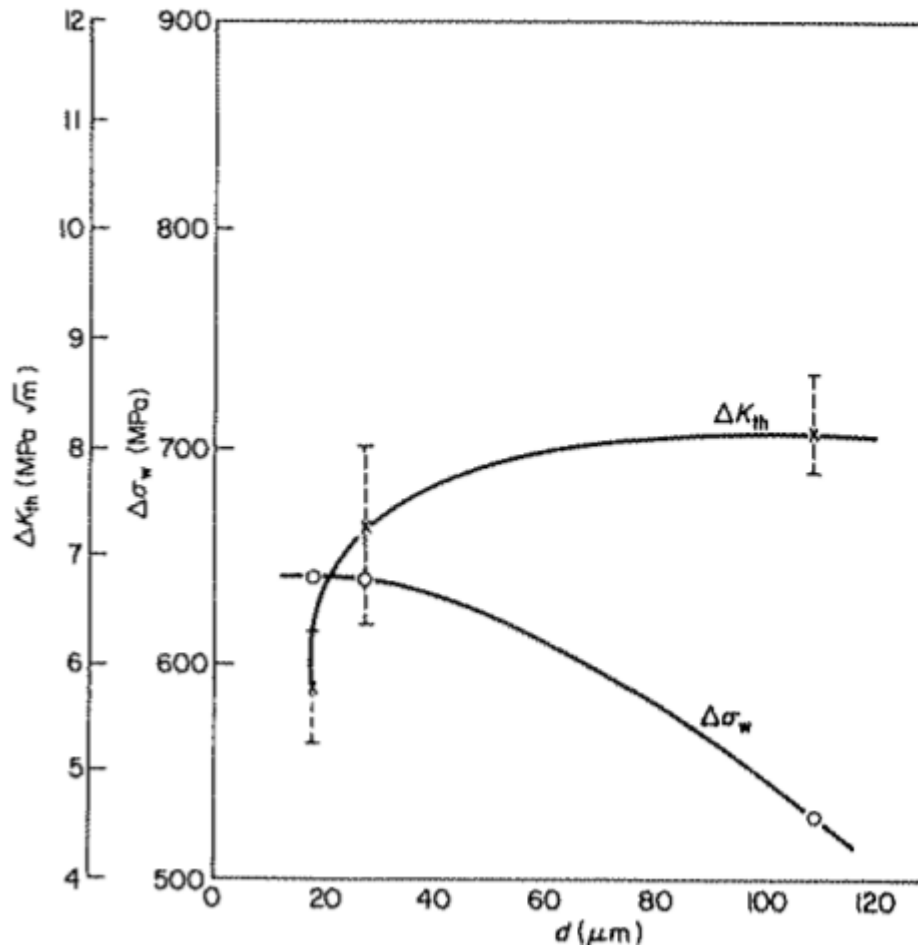


Figura 5 Δk_{th} e $\Delta \sigma_w$ al variare della dimensione del grano austenitico d , per pezzi rinvenuti a $600^\circ C$ in 2h

Ciò che risulta evidente è come, per un pezzo rinvenuto a $600^\circ C$ per due ore, all'aumentare della dimensione dei grani austenitici, il Δk_{th} aumenti mentre il $\Delta \sigma_w$ cala.

Questo tuttavia non è quello che risulta dai dati sperimentali, infatti entrambi i valori risultano aumentare all'aumentare della dimensione del grano austenitico “d”.

Questo è quello che accade poiché abbiamo l'intaglio che deve essere considerato una cricca dato che è molto facile trovare, già al di sotto di $\Delta \sigma_w$, delle macrocricche non propaganti nella parte appuntita dell'intaglio.

Questo è dovuto principalmente alla spigolosità della punta dell'intaglio e alla sua scarsa finitura superficiale.

A questo punto, per poter legare la realtà con le nostre prove, si considera la profondità dell'intaglio come la " l_c " in modo che i valori risultino veritieri. Questo significa dire che l'intaglio, da noi creato, è considerato come una cricca non propagante.

1.3 influenza del tempo di rinvenimento

Oltre alle diverse temperature di trattamento è importante far variare anche le tempistiche con cui vengono eseguiti, infatti una maggior durata mi consente di avere una maggior omogeneità dato che si dà il tempo alle strutture di diffondere e rimescolarsi.

Partiamo dal caso in cui facciamo un rinvenimento a partire da temperature elevate (600°C). Dopo aver sottoposto il nostro provino a una prova di fatica notiamo che ci sono delle microcricche non propaganti sulla superficie del pezzo che è stato caricato a $\Delta\sigma_w$. Questo era proprio quello che ci si aspettava, ma la cosa importante da notare è la dimensione di queste microcricche: la loro lunghezza è uguale o minore di " d " che rappresenta la dimensione del grano austenitico.

Definiamo quindi la " d " come la dimensione critica tale per cui non avremo microcricche propaganti a $\Delta\sigma_w$. Quindi tanto più piccola è la dimensione del grano austenitico tanto minore sarà la dimensione della microcricca non propagante a $\Delta\sigma_w$.

Alla fine entrambi i fattori $\Delta\sigma_w$ e ΔK_{th} vengono considerati controllati da " d " e di conseguenza se d cambia sia ΔK_{th} che $\Delta\sigma_w$ cambiano.

Una formula empirica esprime meglio questo concetto e mi permette di legare i tre fattori fra loro:

Questa formula è abbastanza accurata in particolare per i gruppi B e C come dimostrato dalla tabella sottostante in cui troviamo un confronto dei valori calcolati e misurati di " d " per un acciaio rinvenuto a 600°C per 2 ore:

Gruppo	ΔK_{th} (MPa*(m) ^{0,5})	$\Delta \sigma_w$ (MPa)	“d” calcolato (mm)	“d” statisticamente misurato (mm)
A	8,23	542	0,058	0,109
B	7,3	639	0,033	0,027
C	5,8	639	0,021	0,018

come avevamo già accennato prima è importante andare a controllare anche la durata dei nostri trattamenti termici.

nel caso in cui abbiamo due provini rinvenuti a 600°C, ma uno ottenuto in 2h e un altro ottenuto in 20h, le proprietà intrinseche della microstruttura cambiano. Infatti nel provino sottoposto a una durata di trattamento più lunga, aumenta l'omogeneità e di conseguenza la microdurezza è molto simile sia all'interno del grano sia nei bordigrano. Nel provino rinvenuto in 2 h la disomogeneità è molto elevata e la microdurezza varia di molto da grano a grano.

Questo si ripercuote nei fattori sopra studiati, tuttavia la relazione del ΔK_{th} utilizzata sopra è ancora valida e rimarrà valida anche nel caso di rinvenimento a bassa temperatura riportato qui di seguito.

nel caso in cui andiamo ad eseguire un rinvenimento da basse temperature (200°C) la martensite persiste ancora nel nostro provino e la rottura avviene come rottura “trans cristallina”.

La rottura trans cristallina è una rottura improvvisa dovuta a degli sforzi causati dalle sollecitazioni, ma che avviene in un punto lontano dalla zona in cui la frattura ha avuto inizio.

Nel momento in cui $\Delta K = \Delta K_{th}$, la cricca si ferma in prossimità dei bordi grano dei pacchetti martensitici.

In questo caso d viene considerato essere la dimensione dei pacchetti martensitici e può essere utilizzato come l_c .

Al variare della temperatura di rinvenimento otteniamo una curva in funzione di ΔK_{th} e di $\Delta\sigma_w$ come quella riportata in seguito:

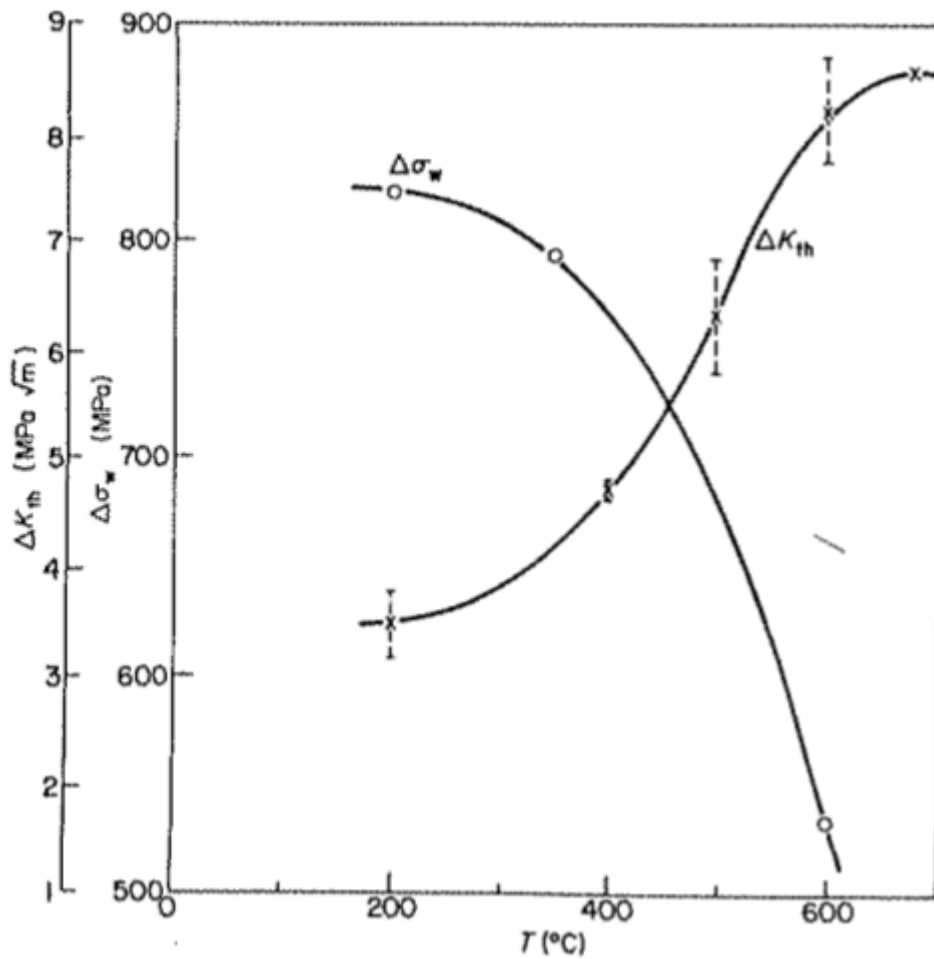


Figura 6 ΔK_{th} e $\Delta\sigma_w$ al variare della temperatura di rinvenimento per provini del gruppo A

ovvero tanto più la temperatura di rinvenimento cresce, tanto più ΔK_{th} aumenta a differenza del $\Delta\sigma_w$ che cala notevolmente. Questa forte variazione può essere spiegata solamente con la differenza della dimensione limite delle cricche non propaganti alle differenti temperature.

Per basse temperature di rinvenimento abbiamo che la l_c che utilizziamo è quella della dimensione dei pacchetti martensitici, che risultano essere molto piccoli e dell'ordine dei 2-7 micrometri. Nel caso di rinvenimento a temperature più elevate, in favore di una maggiore omogeneità, la lunghezza caratteristica considerata è invece quella dei grani austenitici che hanno dimensioni pari a 0,109-0,018mm.

La differenza è di un ordine di grandezza e ci fa pensare che ΔK_{th} avrà una differenza importante, invece varia di circa $5 \text{ MPa(m)}^{0.5}$.

Tuttavia bisogna ricordare anche che $\Delta \sigma_w$ cala fortemente. Ciò che ci interessa capire in questo momento è quale dei due fattori fra l_c e $\Delta \sigma_w$ abbia più peso.

Dato che dal grafico notiamo che ΔK_{th} aumenta nonostante $\Delta \sigma_w$ cali notevolmente, ci rendiamo conto che il fattore dominante nell'equazione è l_c .

1.4 influenza del rapporto di carico R

Tutte le prove eseguite finora sono state svolte a temperatura ambiente e con un R, ovvero $\sigma_{min}/\sigma_{max}$, mantenuto costante ad 1/3. Questa non è l'unica tipologia di carico possibile per cui, per riuscire ad analizzare nel caso più generale possibile, si è introdotto un coefficiente K_{op} il quale ha lo scopo di annullare l'influenza di R e di dare ai dati ottenuti caratteristiche generali. Si ottengono due curve distinte di sforzo/deformazione, la curva 1 è rappresentativa del corpo del provino, mentre la curva 2 è misurata in prossimità della cricca. La curva 3 è il valore netto ricavato sottraendo la curva 2 alla curva 1. il punto più basso della curva 3, nonché il suo minimo (calcolabile matematicamente come $d\epsilon_3/dk=0$) rappresenta il carico medio per il fattore K_{op} .

In questo caso il valore ricavato, utilizzando un R pari a 1/3, risulta non avere influenza su ΔK_{th} poiché risulta essere inferiore a $K_{min,th}$ ($\Delta k_{th} = \Delta K_{th,max} - \Delta k_{th,min}$) e quindi $\Delta k_{th} = \Delta K_{th,eff}$.

Per un R pari a 1/3. da qui in poi si parlerà indifferentemente di $\Delta k_{th,eff}$ e di Δk_{th} . Questo perché $\Delta k_{th,eff}$ è quel valore di Δk_{th} che tiene conto del rapporto di carico, tuttavia nel nostro caso i due indici coincidono dato che R risulta essere ininfluenza.

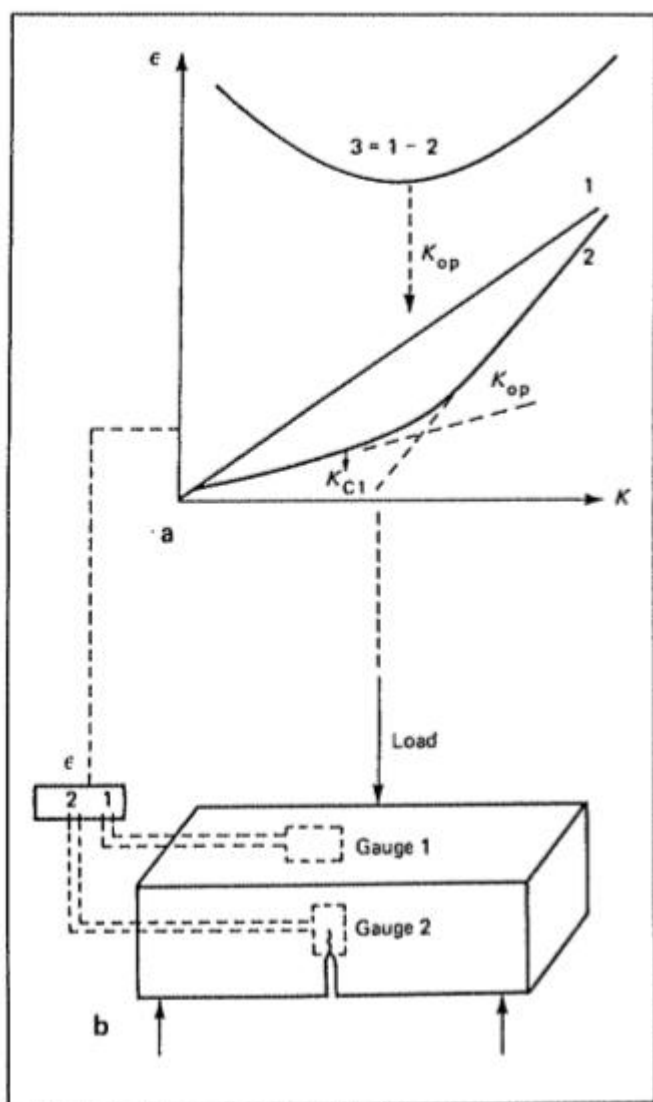


Figura 7 punti di attacco degli estensimetri

Nel caso generale tuttavia, ciò di cui ci rendiamo conto, è il fatto che il rapporto di carico fa variare notevolmente la curva. Notiamo infatti, nel grafico riportato nella pagina successiva, come all'aumentare di R , la curva si sposti verso sinistra.

È doveroso ricordare che R è il rapporto fra la sollecitazione minima e massima presenti nei cicli di carico. Per R che vale -1 abbiamo che la sollecitazione massima è uguale e contraria allo sforzo minimo, per cui nel caso in cui R sia maggiore di 0 abbiamo condizioni di carico puramente di trazione, mentre nel caso in cui R sia inferiore a -1 siamo in condizioni di completa compressione.

Ci rendiamo conto, quindi che condizioni di trazione risultano essere più dannose per il nostro pezzo,

rispetto a condizioni di compressione in cui la cricca viene in qualche modo chiusa dalla sollecitazione agente.

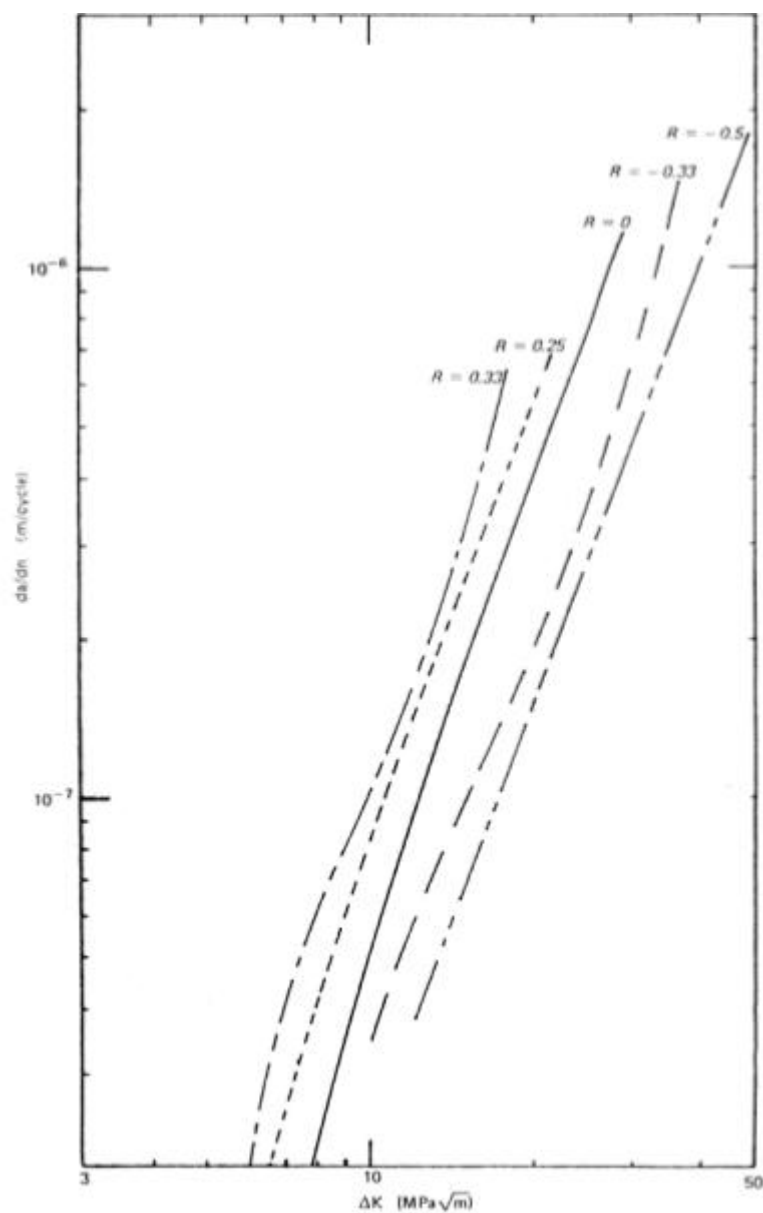


Figura 8

Andando ad utilizzare il $\Delta k_{\text{eff,th}}$ si elimina il problema sopra citato, poiché viene utilizzato il parametro K_{op} che tiene conto del fatto che R possa variare.

La formula più utilizzata per quantificare K_{op} , e quindi per passare da Δk_{th} a $\Delta k_{\text{eff,th}}$ è data da

Andiamo ora a fare un piccolo approfondimento su ciò che riguarda le formule di Morrow e SWT.

Andiamo a considerare l'influenza che il rapporto di carico ha sulla fatica.

Nei parametri della letteratura che identificano i fattori che penalizzano la vita a fatica, la presenza di una tensione media non nulla, viene collocata fra i parametri esterni.

Sperimentalmente si ricava, che nel solo caso in cui la tensione media non sia nulla, la resistenza a fatica non dipende solo dal numero di cicli e dall'ampiezza degli stessi, ma anche dal valore medio.

Questo risulta essere abbastanza intuitivo dato che avremo sollecitazioni di trazione o di compressione a seconda che avranno un impatto diverso sul pezzo.

Si possono comunque andare a ricavare tutti i valori progettuali agendo con il diagramma di Haigh o di Goodman-Smith.

Andando più nello specifico ad osservare come, la variazione del rapporto di carico si traduca nella realtà, riportiamo qui in seguito degli studi di F.Iacoviello eseguiti su provini 22Cr5Ni e 25Cr7Ni.

Le microstrutture risultano essere diverse dalle nostre poiché si ricercano microstrutture al 50% di ferrite e al 50 % di austenite.

Sono state fatte delle prove con R che varia da 0,1, 0,5 e infine 0,7. abbiamo quindi prove che sono puramente in trazione.

Quello che si ricava è che all'aumentare di R, mantenendo un ΔK_{th} fisso, si ha un aumento di da/dN .

Riportiamo qui sotto la figura che illustra questo fatto

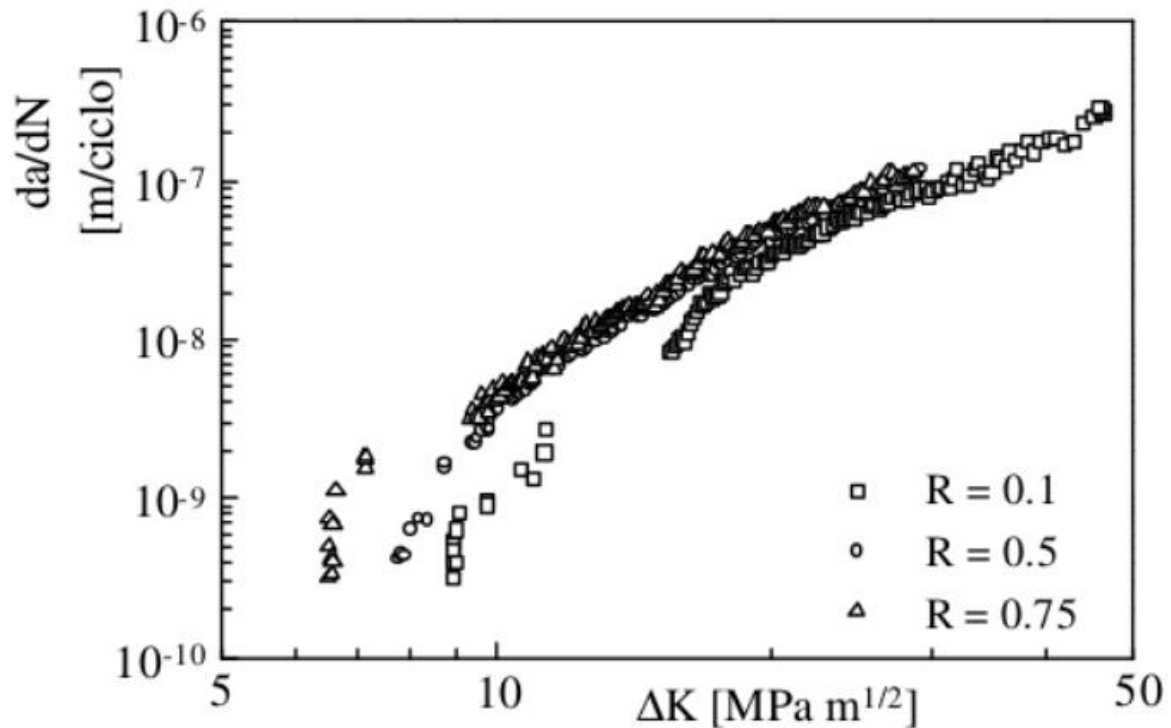


Figura 9 propagazione della cricca di fatica

andando ad analizzare il grafico qui sopra riportato notiamo che all'aumentare di R le curve tendono a spostarsi sempre più a sinistra.

Se per esempio andiamo a prendere un ΔK_{th} a caso e andiamo a intersecare le linee di R notiamo che verranno intersecate in ordine di R crescente, per cui prima i quadretti, poi i pallini e infine i triangoli.

Questo era proprio quello che ci si aspettava ovvero che all'aumentare di R , mantenuto costante il ΔK_{th} , la velocità di propagazione aumenta.

In altri termini, per poter avere la stessa velocità di propagazione in tutti e tre i casi, al diminuire di R devo imporre un ΔK_{th} maggiore.

Per riuscire ad eliminare l'influenza di R , e poter comunque descrivere in modo accurato qualsiasi caso, si può far ricorso alle formule di Morrow.

Le due formule qui sotto riportate, mi permettono di andare a trovare un fattore denominato σ_{ar}

definito come l'ampiezza equivalente a una tensione media non nulla.

Per ricavare questo fattore ci si basa su σ_a , σ_m e su un altro fattore σ_{fB} o σ'_f .

Questi ultimi due fattori sono molto importanti e rappresentano la stessa proprietà cioè la tensione reale di rottura e quella calcolata rispettivamente.

Tuttavia abbiamo due parametri distinti poiché non è sempre possibile avere la tensione reale di rottura e in quei casi si va a stimarla.

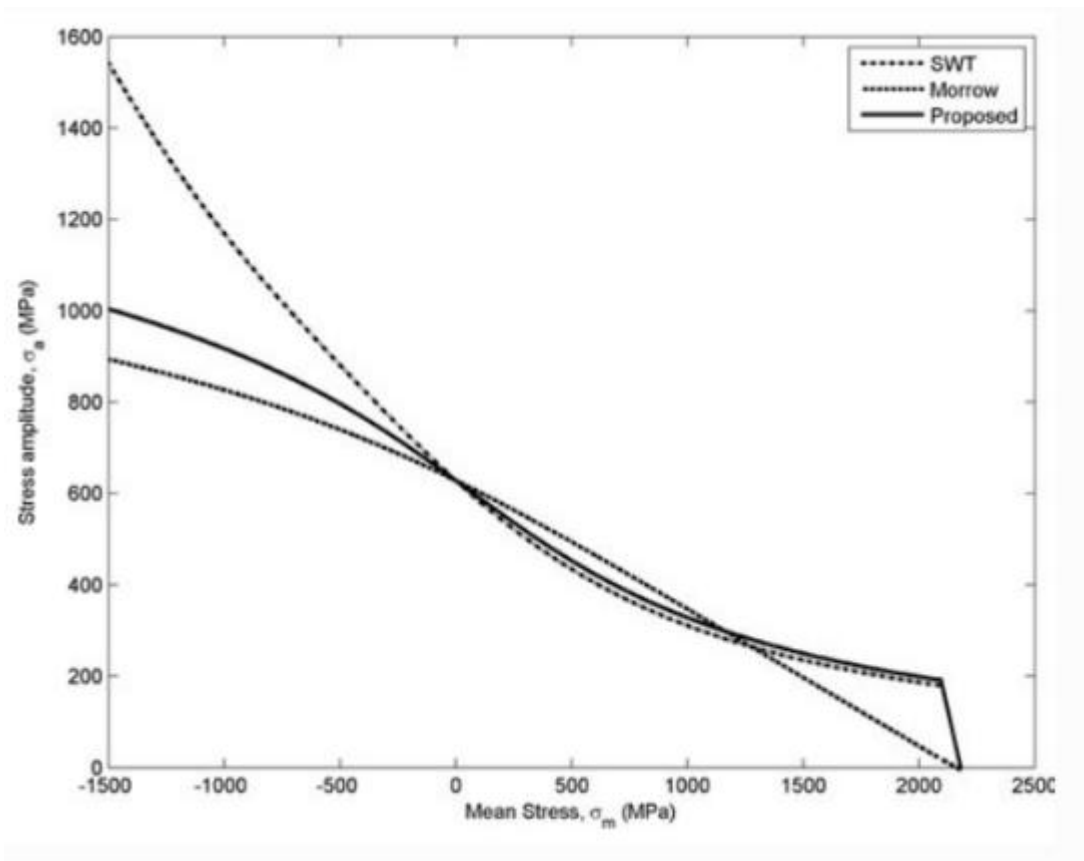


Figura 10 ampiezza sforzo contro sforzo medio per una vita a fatica costante

Notiamo che in questo grafico troviamo a confronto le curve calcolate con il metodo Morrow e delle curve SWT, che sta per Smith-Watson-Topper. Questo secondo metodo risulta essere più affidabile perchè è più conservativo rispetto al tradizionale metodo di Morrow.

La fondamentale differenza fra i due metodi si trova nel fatto che la formula di Morrow è strettamente legata al materiale dato che troviamo σ_{fB} o σ'_f .

Bisogna inoltre ricordare che non sempre è possibile trovare la tensione reale di rottura e spesso è necessario andare a stimarla introducendo degli errori.

Andiamo quindi a confrontare degli esempi per riuscire a capire quali possono essere gli errori più commessi andando ad osservare dei grafici di Morrow e di SWT per provini di 1045 HRC55.

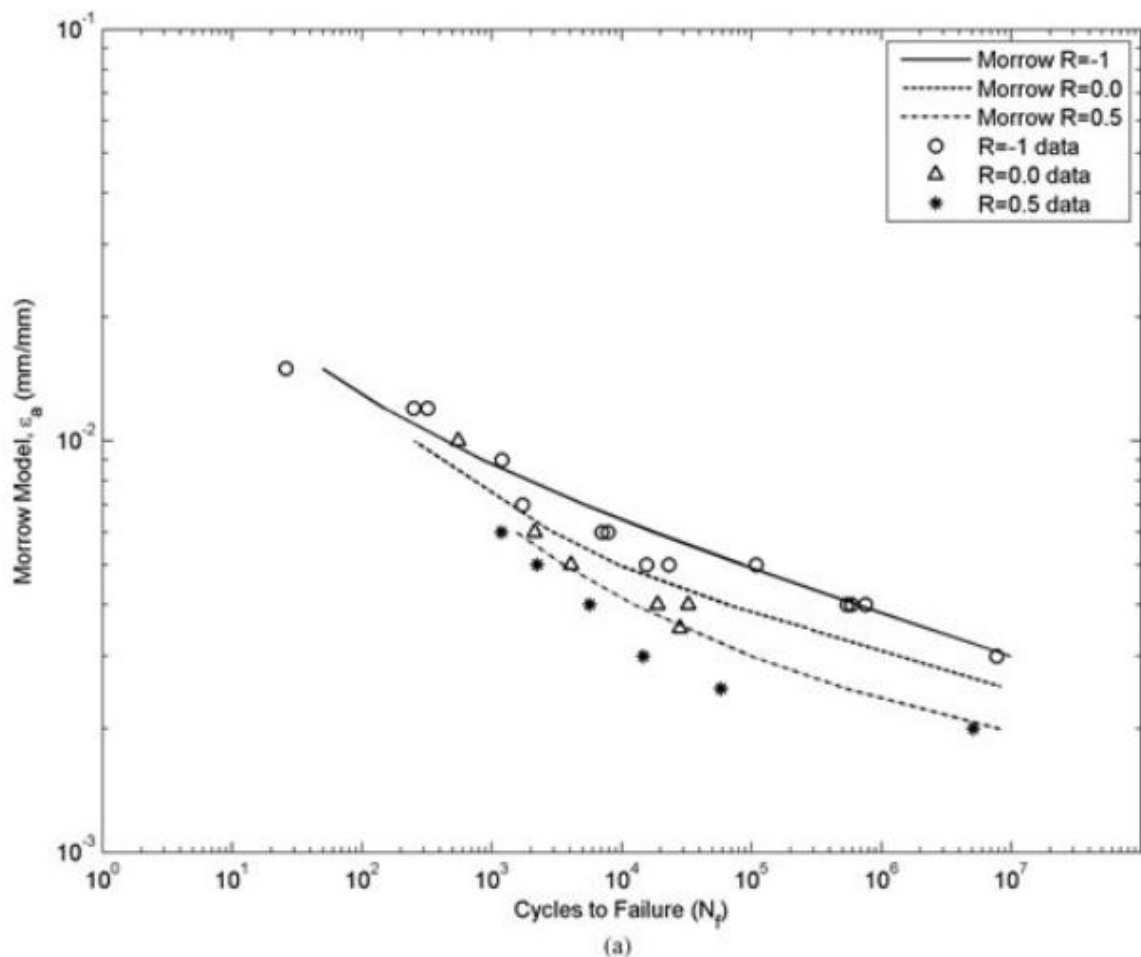


Figura 11

Quello che notiamo è che il modello di Morrow risulta essere leggermente meno conservativo rispetto al modello SWT.

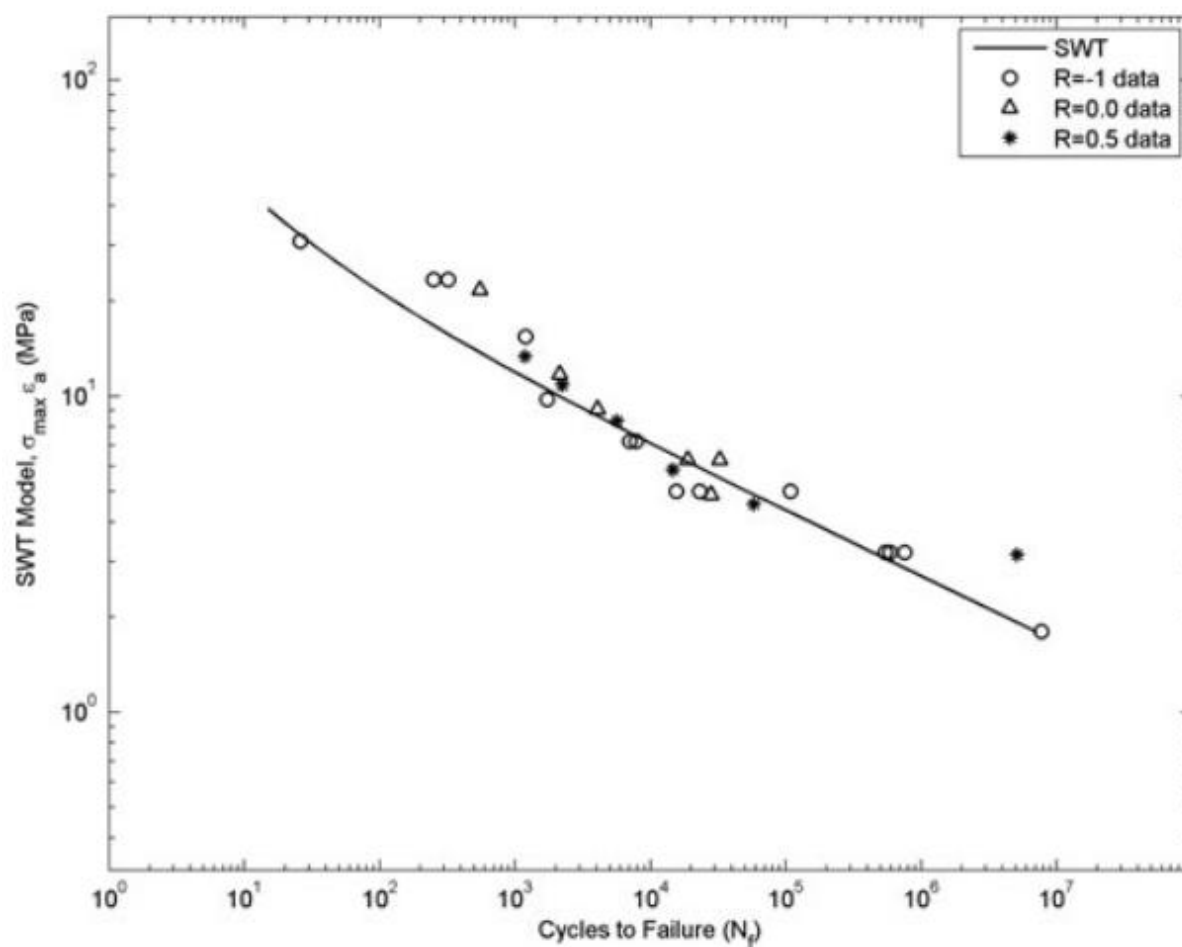


Figura 12

Nelle formulazione di SWT, non abbiamo più questa dipendenza e ricaviamo le formule qui sotto riportate



come possiamo notare, in questo caso il materiale non influenza più la formula, mentre abbiamo dipendenze legate solamente alla modalità di carico. In particolare avremo σ_a, σ_{max} .

Potremo concludere questa parte di approfondimento dicendo che l'equazione di Morrow che usa la tensione reale a rottura è ragionevolmente precisa in molti casi. Questo metodo ha comunque lo svantaggio che spesso la tensione reale a rottura non è disponibile e quindi deve essere stimata.

Il metodo di Smith-Watson-Topper fornisce buoni risultati nella maggior parte dei casi e per le leghe di alluminio è un po' più preciso dell'equazione di Morrow. Questo metodo ha il vantaggio della semplicità ed è una buona scelta per un uso generico.

CAPITOLO 2

2.1 unità di frattura

All'interno del nostro pezzo, andiamo a considerare il grano come la più piccola parte presente, definendola unità di frattura. Nel fare questa affermazione assumiamo che le proprietà dei singoli grani siano le stesse, e di conseguenza, che il provino sia omogeneo.

Nel caso di acciai che abbiano subito una tempra e un successivo rinvenimento a temperature elevate, la microstruttura finale è di tipo austenitica. Sottoponendo alla fatica limite per un numero di cicli pari a 10^6 i provini di questo gruppo, si notano delle microcricche non propaganti in prossimità dell'intaglio, aventi una lunghezza molto simile al grano austenitico.

Nel caso di acciai rinvenuti a temperature attorno ai 200°C , il grano finale risultante è di tipo martensitico.

Le osservazioni sulla dimensione della microcricca non propagante, sono valide anche nel 2° caso, con l'unica eccezione che la dimensione delle microcricche è quella dei pacchetti martensitici.

Per quel che riguarda la propagazione della cricca, quando siamo nel caso in cui $\Delta K = \Delta K_{th}$, la cricca a fatica si ferma nelle vicinanze del bordo grano, ma esiste una distanza fra la punta della cricca e il bordo grano. Questo fenomeno accade sia nel caso in cui l'unità di frattura sia il grano austenitico, sia nel caso dei pacchetti martensitici.

Dopo diversi esperimenti eseguiti si è giunti alla conclusione che è necessario fare due modifiche alla teoria della zona di scorrimento:

- la dimensione della zona di scorrimento non è uguale a metà della dimensione del grano bensì è più piccola e pari a $(0,03-0,07)d$
- la zona di scorrimento non è complanare al piano della cricca

utilizzando questi due modificatori possiamo andare a scovare quali sono i fattori influenzanti della propagazione della cricca a fatica.

La propagazione di una cricca a fatica è discontinua nel primo stadio, ovvero quando essa è bloccata da un bordo grano, le dislocazioni si accumulano andando a creare una forte concentrazione di sforzi in corrispondenza della punta della cricca.

Non appena lo sforzo diventa così elevato da produrre una nuova fonte di dislocazioni, o da guidare la dislocazione bloccata a proseguire, avviene la deformazione plastica.

È possibile ricavare un'equazione che leghi fra loro $\Delta k_{\text{eff,th}}$ e d , inserendo una nuova variabile $\Delta \sigma_c$.

Dove $\Delta \sigma_c$ è lo sforzo limite richiesto che permette la nucleazione di una nuova cricca, nel grano adiacente, quando la principale è bloccata dai bordi grano.

questo è il valore critico di “microstress intensity factor” che mi permette la nucleazione di una nuova cricca e viene poi inserito nella successiva equazione:

Per i materiali che hanno le stesse microstrutture σ_c viene preso costante e di conseguenza, poiché d dipende anch'esso dalla microstruttura, K_c^m viene considerato costante.

Nel nostro caso, per un acciaio rinvenuto alle alte temperature, il K_c^m ottenuto è 4,6, mentre per quelli rinvenuti dalle basse temperature è pari a 3,5.

andando a confrontare i risultati ottenuti nella tabella qui riportata si nota che la variazione dai valori reali rispetto a quelli calcolati è, nella media totale, del 3%. Considerando che abbiamo preso σ_i costante, ovvero lo sforzo di attrito che si oppone al movimento delle cricche, possiamo ritenere valida la relazione.

Table 2. Heat treatment schedules and corresponding microstructures and micro-parameters

Steel	Class	Quenching schedule*	Tempering temperature (°C)	Austenitic grain size (μm)	Martensite packet size (μm)	σ_i (MPa)	ΔK_{th} (MPa $\sqrt{m}$)		R_c	b
							Expl	Calc		
12CrNi3A	A1	1200/OQ	680	109**			8.6		15	
	A2	1200/OQ	600	109**		644	8.2	9.2	21	
	A3	1200/OQ	400		(0.6–8)**	870	4.8	4.8	32	
	A4	1200/OQ	200		(0.6–8)**	564 [†]	3.5	4.3	36	
	B	1050/OQ	600	27**			7.3		18	
	C1	870/OWQ	600	18**		629	6.0	6.6	18	
	C2	870/OEQ	400		(0.6–8)**	845	5.0	5.0	35	
	C3	870/OWQ	200		(0.6 ≈ 8)**	746 [†]	4.0	4.6	38	
	D	870/OWQ	600	11**		662	6.2	6.1	19	
		4 times 870/OWQ					6.1			
	E	910/Horma								
40Cr	F1	870/OWQ	200		(0.5–3.5)**	1097	4.1 3.5 (cold)	4.0	52	43
	F2	870/OWQ	300		(0.5–3.5)**	1400	4.1		50	42
	F3	870/OWQ	400		(0.5–3.5)**	1190	3.8		46	39.5
	F4	870/OWQ	500	16**		1070	5.5		41	25.5

σ_i — frictional stress against dislocation movement; R_c — hardness; B — half-breadth of X-ray diffraction profile

*Given in the form: temperature/type of quench where OQ is oil quench and OWQ is oil/water quench

**Fracture unit

[†] Limit of proportionality

2.2 l'influenza dell'austenite residua su Δk_{th}

durante la fase di raffreddamento, si forma solitamente, un film molto sottile di austenite residua fra i vari pacchetti martensitici. Questa risulta essere molto pericolosa, poiché una volta messo in esercizio il nostro pezzo, c'è il rischio che l'austenite residua si decomponga con locali variazioni di volume.

Per andare a verificare la sua influenza sul Δk_{th} sono state fatte delle prove particolari: l'obiettivo era quello di ottenere un provino con una concentrazione di austenite residua maggiore rispetto all'altro.

Si è andati a fare una tempra dalla stessa temperatura e poi un raffreddamento diverso fra l'uno e l'altro: il primo provino lasciato a raffreddare in aria e il secondo raffreddato nell'idrogeno liquido. Questo metodo mi consentì di raffreddare molto velocemente e di arrivare a una temperatura di fine trattamento di molto inferiore a quella ambiente.

A seconda degli elementi in lega viene modificato la temperatura minima per ottenere l'austenite residua, in particolare il molibdeno, il rame e il silicio alzano la temperatura, mentre manganese e nichel la abbassano.

L'austenite residua si forma perché l'intervallo M_s (martensite start)- M_f (martensite finish) è a cavallo della temperatura ambiente e, anche se la velocità di raffreddamento è elevata, un po' ne rimane comunque a causa della scarsa diffusione del carbonio a temperatura ambiente.

Tuttavia, dopo le prove eseguite si è notato che il Δk_{th} era lo stesso, per cui si è potuto concludere che l'austenite residua è ininfluente in questo caso.

Un altro fatto che può essere interessante verificare è la variazione del Δk_{th} al variare della concentrazione di carbonio disciolta nella martensite.

È noto che la quantità di carbonio disciolto nella martensite fa variare lo sforzo di attrito per la movimentazione della cricca, la plasticità e la durezza dell'acciaio considerato. Tuttavia nel momento in cui la cricca di fatica è bloccata in un acciaio dopo basse temperature di rinvenimento, il fattore che più è influente nella nucleazione di una nuova cricca in ΔK_{th} è K_c^m .

Quindi anche la quantità di carbonio, come l'austenite residua, risultano essere poco o per nulla influenzanti.

2.3 Crack closure

Il “crack closure” è un fenomeno particolare tale per cui la cricca rimane chiusa anche se esternamente agisce uno sforzo di trazione sul materiale. In questo processo la cricca si apre solamente quando lo sforzo applicato è superiore a un determinato valore.

Tutto ciò è legato a tre processi fra loro collegati:

1. “reversed slip” ovvero uno slittamento invertito il quale va a creare delle protuberanze le quali possono andare a scontrarsi durante il ciclo di scarico
2. presenza di ossidi i quali vanno a reagire con le asperità
3. forme geometriche o facce dei grani imputabili alla combinazione dei punti 1 e 2 e dalla condizione di carico nella punta della cricca

Schmidt si fece carico di studiare questo fenomeno a $\Delta K = \Delta K_{th}$ dove la dimensione della zona plastica è di molte volte inferiore al singolo grano e quindi non dà luogo al fenomeno del crack closure.

Ipotizzò che a così bassi livelli di ΔK dovevano esserci degli sforzi residui fra i singoli grani, rimasti in seguito al raffreddamento e chiamati microstress, che promuovevano il crack closure.

Il risultato lo si descrive in una formula:

—

dove K_{ct} è lo sforzo necessario per l'apertura della cricca, σ_{medium} il valore costante di microstress pari alla metà del carico di snervamento e infine s che rappresenta la lunghezza del grano nella direzione di crescita della cricca.

2.4 Microstress, misura ed effetti

sappiamo con certezza che lo stress residuo produce delle linee visibili con i raggi X. Il MS non lascia queste linee, ma le ingrossa solamente, per cui possiamo affermare che il MS esiste solamente nelle zone in cui abbiamo già avuto macrostress e non è possibile il contrario.

Come abbiamo già discusso nel precedente capitolo per un R pari a 1/3, K_{op} non influenza Δk_{th} dato che $\Delta k_{th,min}$ è maggiore rispetto a K_{op} e quindi Δk_{th} coincide con $\Delta k_{th,eff}$.

Discutiamo in maniera un po più approfondita l'influenza del tempo di rinvenimento nel Δk_{th} e di conseguenza del microstress.

All'aumentare della durata del trattamento (passando dai 20 minuti alle 2 ore), il Δk_{th} del provino del gruppo A (temprato a 870°C e rinvenuto a 600°C), diminuisce come mostrato nel diagramma riportato qui sotto.

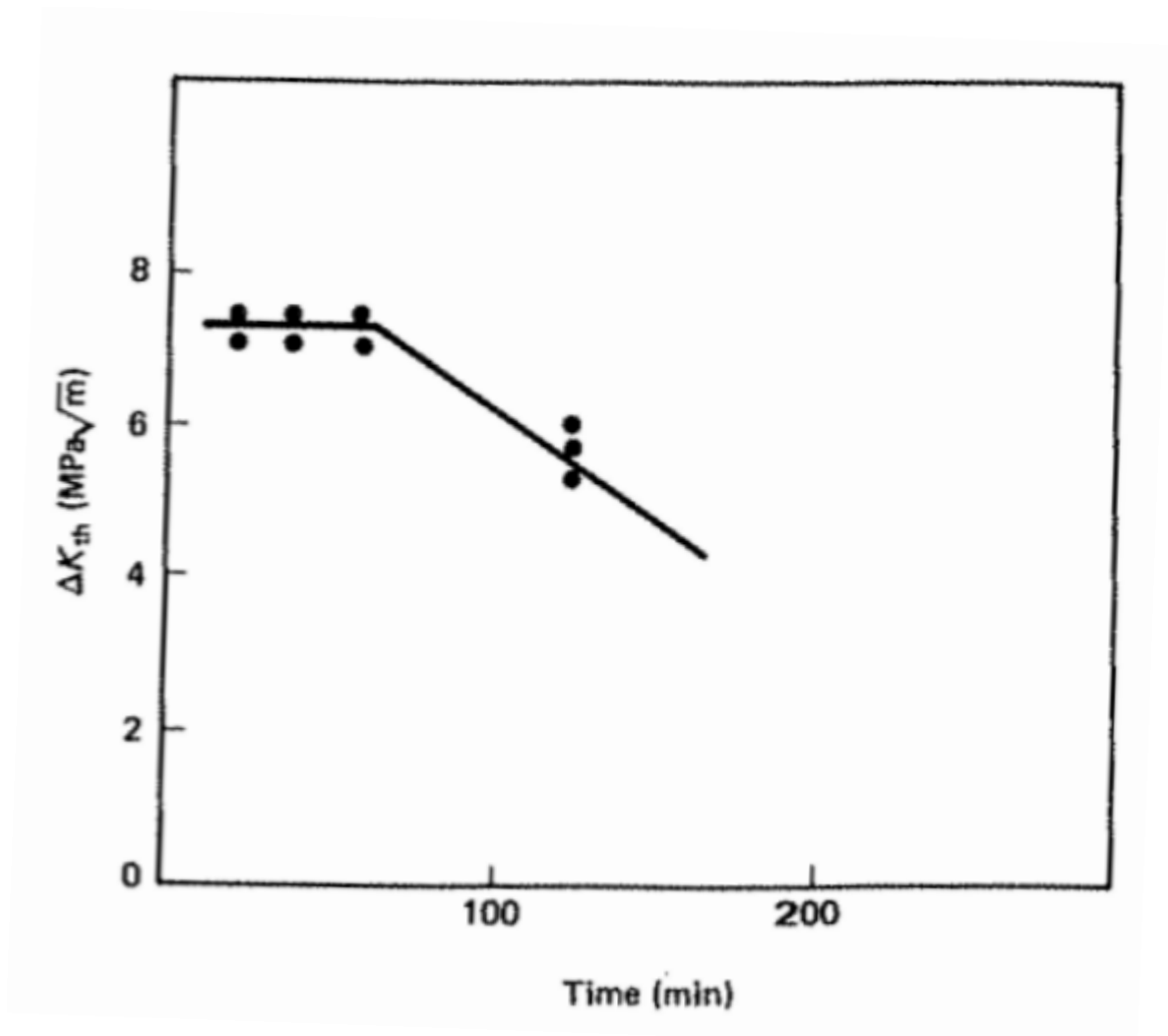


Figura 13 Δk_{th} al variare del tempo d rinvenimento per i provini A

Per studiare la microstruttura e la sua influenza nel Δk_{th} , si analizzano inoltre i provini del gruppo B, in particolare i provini B₁ e B₂ (temprati da 1200°C e rinvenuti a 600°C) per 2 ore e 20 rispettivamente.

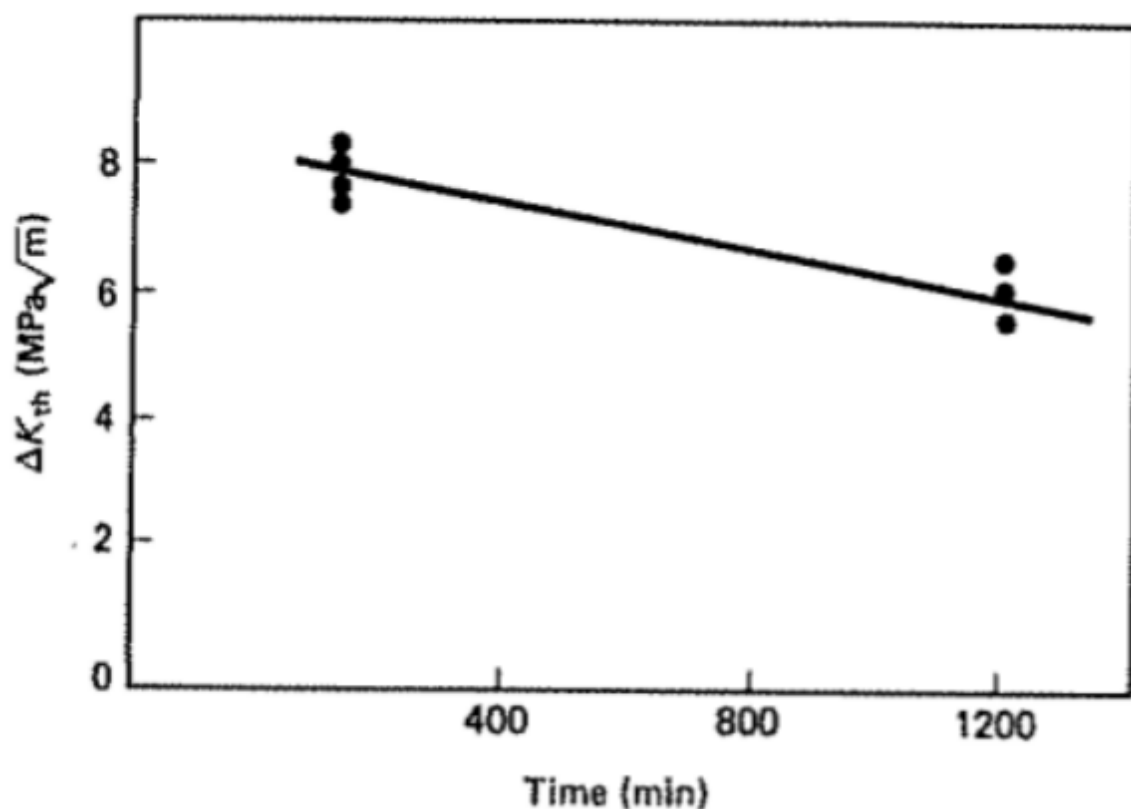


Figura 14 ΔK_{th} al variare del tempo di rinvenimento per i provini del gruppo B

Anche in questo caso abbiamo lo stesso andamento ottenuto per i provini del gruppo A.

dato che i tempi di rinvenimento nei provini del gruppo B sono notevolmente superiori abbiamo che la martensite nella regione dei bordi di grano ha fatto a tempo a subire un recovery e una parziale ricristallizzazione.

Il recovery non è altro che un insieme di mutamenti che mi permettono l'annullamento o la riduzione degli sforzi interni e l'abbassamento della durezza.

Ovviamente, nel provino B₂ questi fenomeni sono più marcati dato che la durata di trattamento è decisamente superiore.

Era già stato detto che una cricca bloccata dai bordi grano non propaga fino al momento in cui una nuova cricca nuclea nel grano adiacente e può essere espresso matematicamente dalla formula

—

alle alte temperature di rinvenimento i pacchetti martensitici sono ridotti in numero o assenti nella regione dei bordi grano dove la cricca si blocca.

La lunghezza della zona di scorrimento, ovvero il fattore che più influenza $\sigma_i * (d)^{0,5}$, aumenta, andando di conseguenza a fare aumentare $\Delta k_{th,eff}$.

Per questo motivo abbiamo che $\Delta k_{th,eff}$, per pezzi rinvenuti a temperature di 600°C, risulta esser maggiore rispetto a pezzi rinvenuti a 200, 400 o 500°C.

Tornando ai provini B₁ e B₂, andiamo a verificare la consistenza del recovery e della ricristallizzazione, ovvero del rinvenimento, andando a misurare la microdurezza fra grano e grano e nei bordi grano.

Il pezzo B₁ che ha subito un trattamento di durata nettamente inferiore rispetto al provino B₂, presenta una durezza maggiore nel centro del grano rispetto ai bordi grano.

In B₂, abbiamo invece che la durezza è praticamente la stessa, perchè si è lasciato il tempo al carbonio di diffondere e di omogeneizzarsi.

Si è dimostrato più volte che la cricca, nel caso in cui $\Delta k = \Delta k_{th}$, si fermi in vicinanza dei bordi grano, per cui è importante conoscere le proprietà delle regioni nelle quali la cricca va a fermarsi.

In generale, all'aumentare della temperatura di rinvenimento, abbiamo un calo della resistenza e un aumento della tenacità che è possibile legare a Δk_{th} . Teoricamente l'aumento della durata di trattamento ha gli stessi effetti dell'aumento della temperatura di trattamento

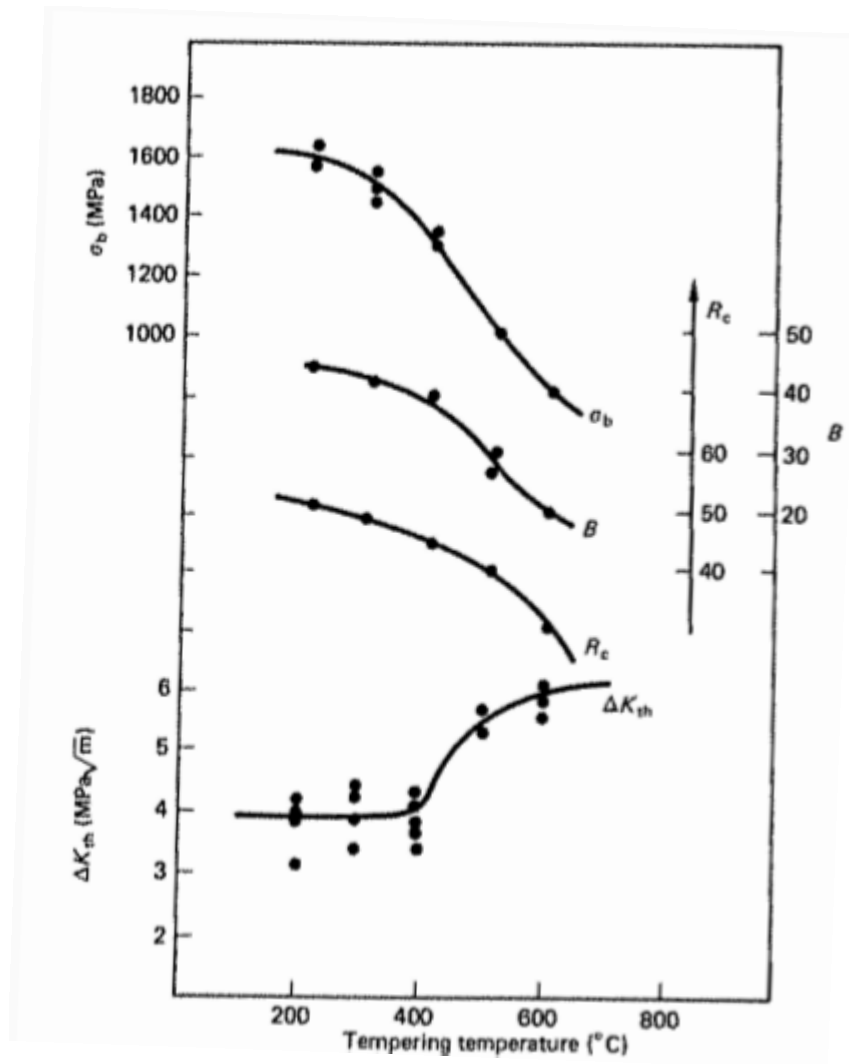


Figura 15i principali fattori al variare della temperatura di rinvenimento

dai dati statistici riportati nel grafico precedente, ottenuti all'aumentare della temperatura di rinvenimento, notiamo un calo della durezza all'aumentare della temperatura di rinvenimento.

Osservando il grafico riportato qui sopra vediamo che la curva indicata con la lettera R_c indica la durezza che cala, mentre la tenacità, che segue di pari passo il Δk_{th} rimane lineare per un certo tratto per poi aumentare decisamente nell'intervallo di temperature fra i 400 e i 600°C.

A questo punto andiamo a confrontare il grafico della pagina precedente con i grafici riportati in precedenza riguardanti la variazione della durata di trattamento. Quello che la teoria spiega è che

dovrebbe esserci una somiglianza fra i dati ottenuti al variare della temperatura e al variare del tempo di trattamento.

Andando quindi a considerare i provini B_1 e B_2 , e guardando i grafici riportati che indicano l'andamento del Δk_{th} al variare del tempo di rinvenimento ci accorgiamo del fatto che in entrambi i provini Δk_{th} cala all'aumentare della durata di trattamento, per cui da queste osservazioni sperimentali si potrebbe concludere che l'aumento del tempo non ha gli stessi effetti dell'aumento della temperatura di trattamento.

Tuttavia si è intuito che i cambiamenti nella tensione residua, dovuti al recovery, influenzano maggiormente Δk_{th} rispetto alla microstruttura stessa.

2.5 formazione e distribuzione microstress

il provino B_0 è un provino ottenuto per tempra e rinvenimento a 200°C è il microstress calcolato attraverso la diffrazione dei raggi X ci indica che è pari a 400Mpa, che è molto elevato.

Questo sforzo così elevato all'interno del mio materiale è legato alla natura della trasformazione della martensite.

Come ben sappiamo quando si esegue una tempra la microstruttura austenitica del provino si trasforma in una microstruttura martensitica. Questa trasformazione comporta un aumento del volume occupato dal grano.

Andando ad osservare quello che accade nella microstruttura notiamo che nelle vicinanze dei bordi grano, la martensite non può espandersi liberamente per due motivi principali:

- la direzione dei piani cristallografici è diversa da quella dei grani adiacenti
- le impurità, gli elementi in soluzione e i metalli in seconda fase sono più densamente accumulati nei bordi grano che in tutto il resto del grano

la martensite che si espande va quindi a creare uno sforzo di compressione nel bordo grano e possiamo assumere che qui avremo il più alto valore di microstress.

Poiché lo sforzo totale deve essere bilanciato, all'interno del grano c'è uno sforzo di trazione ed è dovuto alla martensite all'interno del grano che risulta essere facilmente deformabile.

Si assume inoltre che lo sforzo nel contorno del grano sia distribuito ortogonale alla superficie.

Andando a vedere grano per grano la distribuzione degli sforzi otteniamo qualcosa simile alla figura qui sotto riportata:

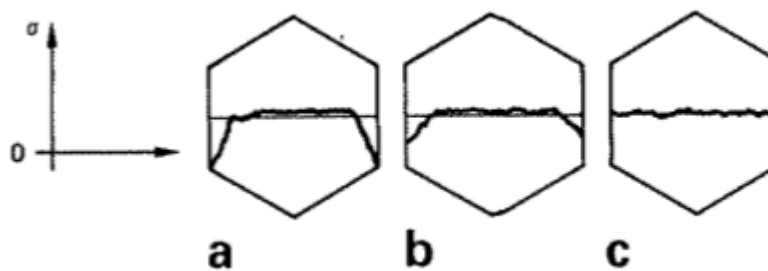


Figura 16 schematizzazione della distribuzione del microstress

descrivendo la figura notiamo il caso a, un provino rinvenuto a 200°C in 2 ore, in cui nelle vicinanze del bordo grano abbiamo una elevata compressione, bilanciata poi dal centro del grano in cui abbiamo della trazione.

A mano a mano che la temperatura e il tempo di rinvenimento crescono, diamo modo alla martensite di subire un recovery e una ricristallizzazione fino al punto in cui arriviamo ad avere l'esempio c, nel quale il microstress è costante fra bordi grano e centro e si annulla.

Risulta importante riuscire a quantificare l'entità del microstress in modo da prevedere in modo accurato $\Delta k_{\text{eff,th}}$.

È possibile dire che gli effetti del tempo di rinvenimento su $\Delta k_{\text{th,eff}}$ sono il risultato della loro influenza sul K_c^m .

Questo è dimostrato dal fatto che i provini del gruppo A, con un grano austenitico di $d=18\mu\text{m}$, fanno variare σ_i del 10%, corrispondenti a una variazione in $\Delta k_{\text{eff,th}}$ di circa 0,2Mpa che è nettamente inferiore all'errore sperimentale.

Quando il microstress si trova di fronte alla cricca, per permettere a una nuova cricca di nucleare e unirla alla cricca principale K_c^m deve tener conto sia di $K_{c,eff}^m$ e di K_{cms} .

Allora

dove $K_{c,eff}^m$ è il valore critico di K_c^m che permetterebbe la nucleazione di una nuova cricca in assenza di microstress e può esser pensato come la resistenza offerta dal grano alla propagazione della cricca.

Da esperimenti eseguiti da Geary e King si è potuto scoprire che una cricca propagava facilmente in zone soggette a trazione e invece veniva ritardata in zone compresse andando quindi a suggerire che le tensioni residue potevano essere semplicemente sommate o sottratte allo sforzo esterno applicato.

K_{cms} può essere considerato come la resistenza del microstress alla nucleazione di una nuova cricca o alla propagazione della stessa.

Poiché abbiamo ipotizzato che il microstress fosse ortogonale alla superficie, possiamo calcolare σ_{ms} come la deviazione standard del valore statistico.

$$\sigma_{ms} = \sqrt{\frac{1}{n} \sum_{j=1}^n (\sigma_j - \sigma_a)^2}$$

Dove σ_a è il valor medio matematico, mentre σ_j sono i valori misurati presi con l'ordine j . Per una distribuzione normale $\sigma_a=0$.

Per calcolare K_{cms} è sufficiente utilizzare un semplice modello meccanico in grado di spiegare come è prodotta la “closure force”.

Si utilizza come modello un'asta bloccata in una delle estremità dal punto B fino a D.

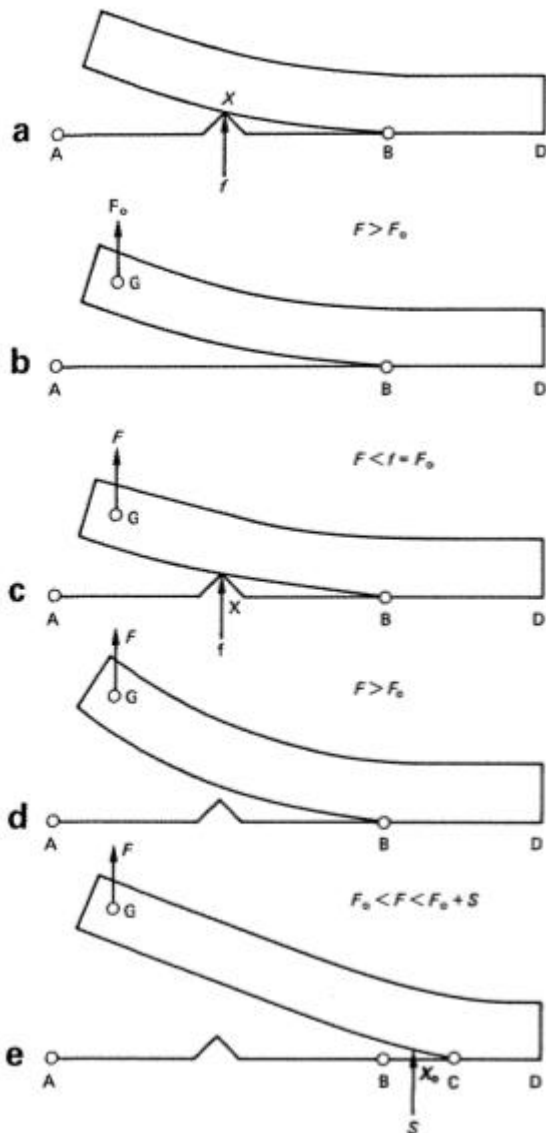


Fig. 12 Mechanical model showing closure effect produced by plastic wake or asperity on loading condition inside the plastic zone

Il punto più in rilievo delle asperità superficiali, nella superficie del modello, può esser preso come punto di appoggio X che mi andrà a produrre un certo sforzo/deformazione nel punto B. nella figura sotto riportata riusciamo a motivare questo andando ad osservare che nel punto X, abbiamo l'asperità di dimensioni maggiori che va a inclinare la nostra trave andando ad introdurre delle forze che si ripercuotono in tutto il pezzo.

Lo stesso stato di sforzo/deformazione è possibile ottenerlo andando ad applicare una forza esterna F_0 ,

come mostrato nel punto b.

A questo punto, per ciò che riguarda il punto B, le forze applicate F_0 o f risultano essere equivalenti perché mi consentono di avere gli stessi stati di sforzo e deformativi.

Quando $f < F_{\min}$, f non influenza il Δk_{eff} perché

$$\Delta k_{\text{eff}} = k * (F_{\max} - F_{\min})$$

inoltre è importante osservare che quando $f > F_{\min}$, f ha l'effetto di andare ad abbassare il Δk_{eff}

$$\Delta k_{\text{eff}} = k * (F_{\max} - f)$$

dove f è la forza di “closure”, che essendo elastica, può essere misurata.

Se la cricca viene estesa da B a C, si crea un nuovo punto di supporto X_0 . Usando un modello meccanico la forza S , agente nel punto X_0 , può essere considerata uguale alla somma dei microstress in w

$$S = - \int_0^w \sigma_{\text{MS}} dw = - \int w'$$

il K_{cms} prodotto da S si ricava dalle formule sottostanti:

$$K_{Cms} = F \frac{2\sigma}{\sqrt{\pi a}} = F \frac{2(2.25\sigma_{MS}w)}{\sqrt{\pi a}} = Fw \frac{4.5\sigma_{MS}}{\sqrt{\pi a}} \quad (5)$$

where

$$F = \frac{3.52(1 - c/a)}{(1 - a/b)} - \frac{4.35 - 5.28c/a}{(1 - a/b)^{1/2}} + \left[\frac{1.3 - 0.3(c/a)^{1/2}}{\sqrt{1 - (c/a)^2}} + 0.83 - 1.76c/a \right] \left[1 - \left(1 - c/a \right) a/b \right]$$

durante gli esperimenti svolti $a/b=0,5$, c varia da ($a - 0,2$) μm e w è la dimensione della zona di scorrimento, uguale alla distanza fra la punta della cricca e i bordi grano.

Ricaviamo quindi che $K_{cms} = 1,7 \text{ MPa(m)}^{0,5}$ nel caso in cui w sia pari a 0,1 micrometri, mentre nel caso in cui la dimensione della zona di scorrimento sia di dimensioni pari a 0,2 otteniamo un $K_{cms} = 1,2 \text{ MPa(m)}^{0,5}$.

Questa differenza si traduce poi in una variazione in ΔK_{th} che risulta essere molto simile alla variazione che abbiamo fra i provini B_1 e B_2 .

È possibile notare come il cambiamento del microstress al variare del tempo di trattamento di rinvenimento, quantificabile con il fattore K_{cms} , vada ad influenzare ΔK_{th} .

Il microstress cala all'aumentare del tempo di rinvenimento, causando un calo di K_c^m , che poi si manifesta in un calo di ΔK_{th} o di $\Delta K_{eff,th}$.

Il calo del microstress all'aumentare del tempo di rinvenimento è imputabile al trattamento termico in se. Come abbiamo già detto il rinvenimento ha lo scopo di ridurre gli effetti negativi provocati dalla tempra. La problematica maggiore di questo trattamento è proprio legata alla variazione di volume dei grani che si traduce in microstress.

Bibliografia

- Li Nian, Du Bai-ping and Zhou Hui-jiu, “ on the relationship between fatigue limit, threshold and microstructure of a low-carbon Cr-Ni steel”, *int J fatigue vol 6 No 2 april 1984*, pp 89-94
- Du Bai-ping and Li Nian, “the influence of microstress on the effective fatigue threshold”, *int J Fatigue January 1989*, pp 43-50
- Du Bai-ping, Li Nian and Zhou Hui-jiu, “factors influencing the effective fatigue threshold”, *int J Fatigue 1987*, pp 43-49
- B. Atzori, *Appunti di Costruzione di Macchine*. Padova: Cortina
- A. INCE and G. GLINKA, “A modification of Morrow and Smith–Watson–Topper mean stress correction models”
- F. Iacoviello, “resistenza alla propagazione della cricca di fatica negli acciai inossidabili austeno-ferritici 22 Cr 5 Ni e 25 Cr 7 Ni”
- G. Chiofalo , V. Crupi , E. Guglielmino, “influenza del rapporto di carico sul comportamento a fatica di giunti saldati utilizzati in campo navale”
- D. Firrao, P. Matteis, “Fracture toughness and fatigue resistance of quenched and tempered steels with microstructures deriving from a slant quench. Consequences on technical standards”