



Tenacità a frattura e resistenza a fatica di acciai bonificati con microstrutture derivanti da tempra incompleta e riflessi sulle norme tecniche di impiego

Fracture toughness and fatigue resistance of quenched and tempered steels with microstructures deriving from a slant quench. Consequences on technical standards

D. Firrao, P. Matteis

Dipartimento di Scienza dei Materiali e Ingegneria Chimica, Politecnico di Torino, Corso Duca Degli Abruzzi, 24, 10129, Torino

RIASSUNTO. Componenti meccanici di acciai allo stato bonificato, caratterizzati da microstrutture miste derivanti da condizioni di tempra incompleta, si incontrano frequentemente nella pratica costruttiva, a causa della tendenza verso acciai progressivamente meno legati o a causa di componenti con sezioni piuttosto elevate. La bassa resistenza all'intaglio di microstrutture miste è stata messa in evidenza già negli anni '50, ma da allora non è stata più oggetto di indagine e si è trascurato, anche nella normativa, di metterne in evidenza la pericolosità.

Quando alla martensite rinvenuta ed alla bainite si accompagnano anche perlite e ferrite, la tenacità alla frattura scende a livelli estremamente pericolosi. I risultati di una campagna di ricerche condotte sulla tenacità a frattura di acciai per stampi di materie plastiche caratterizzati da microstrutture miste vengono presentati, individuando le combinazioni di microstrutture con tenacità a frattura troppo basse. Anche la propagazione delle cricche di fatica risulta negativamente influenzata dalla presenza di più costituenti.

Le norme di uso dei manufatti dovrebbero tenere presenti le considerazioni sviluppate.

ABSTRACT. Mechanical components fabricated with quenched and tempered steels, exhibiting mixed microstructures as derived from slant quench conditions, are frequently encountered in the industrial practice, owing to a tendency to employ quite low alloy steels or due to quite large sections. The low notch strength of mixed microstructure steel samples was already emphasized in the 1950s; yet, it has never been investigated again. Also, technical standards have not addressed the risk deriving from the use of steel components with mixed microstructures.

When pearlite and ferrite are present alongside tempered martensite and bainite, the fracture toughness of steel pieces diminishes to very dangerous levels. Results of an experimental program on the fracture toughness of plastic mould steels are reported, singling out microstructure mixtures with too a low toughness. In addition, the fatigue crack propagation rate is adversely affected by inhomogeneous metallographic structures.

It is inferred that experimental results and ensuing considerations should be taken into account when formulating technical norms.

KEYWORDS. Fracture properties; Fatigue properties; Mixed microstructures mechanical properties; Quenched and tempered steels.



INTRODUZIONE

Le norme di impiego degli acciai si susseguono a ritmo serrato in questi primi anni 2000. Non sempre esse riflettono il progresso scientifico e le regole di buona tecnica. Anche quando esse sono sufficientemente aggiornate per quanto concerne le prescrizioni, può apparire non chiaro il complesso di ragioni che ne sono alla base. Ad esempio, è stata recentemente pubblicata la Norma ISO 898 -1 EDIZIONE 2009 “Mechanical properties of fasteners made of carbon steel and alloy steel”. Rispetto a norme precedenti (UNI EN ISO 898-1 . Edizione 2001), essa prescrive per gli elementi di collegamento di classe 8.8 la possibilità di utilizzare acciai legati allo stato bonificato (temprato e rinvenuto). Viene indicato che per gli acciai utilizzati per tale classe la temprabilità deve essere sufficiente per assicurare il 90% di martensite a cuore della parte filettata dell'elemento di collegamento nella condizione di piena tempra, prima del rinvenimento.

Per comprendere le motivazioni tecniche di tale prescrizione e le implicazioni sulle prestazioni e l'affidabilità dei manufatti conviene riprendere le conoscenze che sono alla base dell'ottenimento di diverse strutture durante la tempra degli acciai.

Strutture metallografiche derivanti dal processo di tempra classico

E' noto dallo studio delle curve CCT che il processo di tempra degli acciai porta alla formazione di martensite in una determinata zona di un pezzo di dimensioni ingegneristiche solo se la velocità di raffreddamento di tale zona è superiore alla velocità critica di tempra. Per velocità inferiori non si ha più la formazione di una struttura completamente martensitica, ma si ottengono percentuali progressivamente inferiori di tale costituente metallografico. Se, infine, la velocità di raffreddamento è più bassa della velocità critica inferiore non si ha più la possibilità di ottenere martensite, ma solo ferrite proeutettoïdica e perlite. Per velocità intermedie fra la velocità critica di tempra e la velocità critica inferiore si hanno zone a struttura mista. Negli acciai al solo carbonio si hanno quantitativi variabili di martensite e bainite oltre che ferrite proeutettoïdica e perlite; di solito i 4 costituenti metallografici sono contemporaneamente tutti presenti; solo per acciai con un tenore di carbonio fra lo 0,45% e lo 0,70% vi è infatti un campo ristretto di velocità di raffreddamento appena inferiori alla velocità critica di tempra che genera zone con compresenza solo di martensite, prevalente, e bainite in quantità molto limitata. Nel campo degli acciai legati invece, passando da velocità di raffreddamento uguali alla velocità critica di tempra a velocità più basse e fino alla velocità critiche inferiori, si ha dapprima un campo di velocità che genera martensite e bainite, poi un campo seguente nel quale si origina compresenza di martensite, bainite e ferrite proeutettoïdica e poi un ultimo campo nel quale la struttura finale del processo di tempra presenta tutti e quattro i costituenti metallografici sopra riportati. Quanto sopra si riferisce ad acciai di composizione ipoeutettoïdica. Per quelli di composizione eutettoïdica o quasi eutettoïdica (C=0,75-0,85% negli acciai al solo carbonio, tenori inferiori negli acciai legati) ovviamente viene a mancare la ferrite proeutettoïdica. Per gli acciai ipereutettoïdici il processo di tempra classico genera anche altri costituenti, tipo carburi.

In un componente a simmetria cilindrica fabbricato con acciaio, sottoposto al processo di tempra, le teorie della diffusione del calore indicano che passando dalla superficie verso l'interno si ha una progressiva diminuzione della velocità di raffreddamento.¹ La velocità di raffreddamento in superficie può essere superiore alla velocità critica di tempra se il pezzo non è di grandi dimensioni e se la capacità raffreddante del fluido di tempra utilizzato è adeguata. Se ci si trova in tali condizioni, il corretto processo di tempra di acciai di composizione ipoeutettoïdica porta ad uno strato superficiale costituito per il 100% da martensite, seguito, a seconda dei casi sopra riportati, da zone a struttura mista con due, tre, quattro costituenti metallografici, fino a che martensite e bainite scompaiono lasciando il campo solo a ferrite proeutettoïdica e perlite o a solo perlite se ci si avvicina alla composizione eutettoïdica.

L'estensione relativa delle zone sopra descritte deriva dalle dimensioni complessive del pezzo, dalla capacità raffreddante del fluido di tempra e dalla temprabilità dell'acciaio, cioè dalla sua attitudine a prendere tempra. La temprabilità aumenta quanto più sono bassi i valori specifici della velocità critica di tempra e della velocità critica inferiore, valori che dipendono a loro volta dalla composizione. Se in un acciaio di composizione eutettoïdica al solo carbonio i due valori valgono rispettivamente 100 °C/s e 22 °C/s, essi salgono a valori di 175 °C/s e 28 °C/s per un acciaio con lo 0,45% di carbonio. Invece per un acciaio legato tipo 40NiCrMo7 (norma UNI EN 10083) la velocità critica di tempra vale 8,4 °C/s e quella critica inferiore 0,0062 °C/s.

E' immediatamente evidente che aumentando il contenuto di carbonio e utilizzando acciai legati è possibile diminuire la velocità di raffreddamento critica di tempra e quindi riuscire a temprare completamente componenti meccanici di

¹ Nella trattazione si trascura quanto succede nelle sezioni circolari terminali del componente fino alla distanza di almeno un diametro dalla estremità.

dimensioni progressivamente più grandi. D'altra parte, la temprabilità è poco influenzata dalle variazioni di diffusività termica, a , degli acciai in conseguenza di piccole variazioni composizionali quali quelle che esistono fra i vari acciai al carbonio e fra questi e gli acciai basso-legati. Si può quindi concludere che la possibilità di ottenere una tempra completa in un componente di acciaio è solo funzione delle variazioni di velocità critiche di tempra, conseguenti alla presenza di tenori variabili di carbonio e di tutti gli altri elementi leganti sostituzionali del ferro ad eccezione del cobalto.

D'altra parte l'estensione delle zone che presentano le diverse microstrutture sopra menzionate è profondamente influenzata dalle dimensioni complessive del pezzo e dalla capacità raffreddante del fluido di tempra, che è fortemente variabile: il coefficiente liminare di scambio fra acciaio e fluido temprante, λ , tende a valori molto alti per una salamoia ghiacciata e scende quando si passa all'acqua, alle soluzioni acquose di poliglicoli, agli oli di tempra ed all'aria. Inoltre, considerando che λ fa parte del numero di Nusselt, Nu , e che questo è funzione del numero di Reynolds, Re , o di Grashof, Gr ,² e del numero di Prandtl, Pr , si capisce che viscosità del mezzo, massa volumica, calore specifico e velocità di agitazione giocano un ruolo molto importante. Nel caso dei gas è da considerare anche la pressione che si riflette sulla massa volumica. Per questa ragione per ogni mezzo temprante si associa di solito un'indicazione della velocità di agitazione.

Tutte le informazioni sull'efficacia del mezzo temprante vengono raccolte in metallurgia degli acciai nell'Indice di drasticità di tempra, $[1] H = \lambda / (2 \cdot a)$, che vale 5 pollici⁻¹ (44 m⁻¹) per la salamoia ghiacciata violentemente agitata e 0,2 pollici⁻¹ (7,9 m⁻¹) per un olio poco agitato.

Le informazioni fin qui date sull'efficacia del mezzo temprante ci fanno comprendere che se si prende una serie di pezzi cilindrici di un determinato acciaio a diametro crescente e li si tempra in un dato mezzo temprante con una agitazione fissa, gli effetti sull'estensione delle varie zone a microstruttura indicata sopra saranno variabili. La durezza lungo il diametro di una sezione normale all'asse sarà costante e pari alla durezza della martensite se il diametro del componente è piccolo; all'aumentare del diametro, al centro del pezzo si comincerà ad avere una durezza un po' inferiore, segno che si è entrati in un campo martensite + bainite, una durezza ancora più bassa se si cominceranno ad manifestarsi prima ferrite e poi anche perlite ed una durezza minima se si avrà a cuore solo perlite (che potrà essere prima fine e poi grossolana). Se a cuore si forma solo perlite si avrà una "curva ad U" completa, altrimenti due curve simmetriche si incroceranno in una cuspid (Fig. 1).

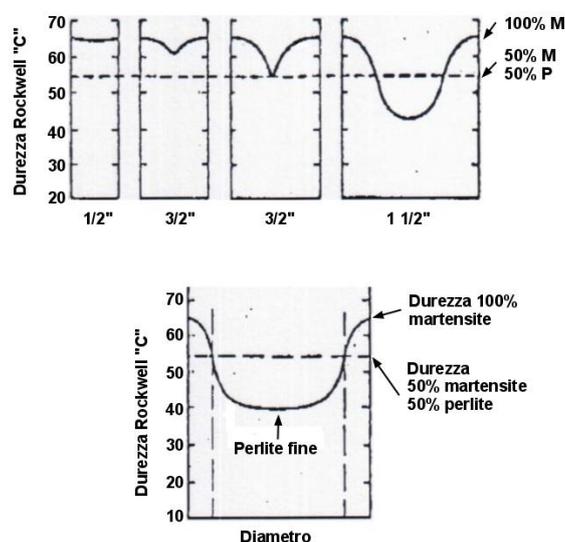


Figura 1: Curve ad U schematiche per un acciaio di composizione eutettoidica.

Figure 1: Schematic hardness test traverses (U curves) for an eutectoidic steel.

Si definisce diametro critico, D_c , di un determinato acciaio temprato in un mezzo temprante con una determinata agitazione (e quindi con un valore di H fisso) il diametro di un cilindro che presenta a cuore il 50% di martensite (per definizione pezzo completamente temprato); per tutti i pezzi con diametro inferiore, il contenuto di martensite a cuore sarà superiore al 50%, mentre per diametri più grandi il tenore di martensite sarà inferiore al 50%. Per ogni acciaio ci saranno n possibili valori di D_c , corrispondenti ad n valori possibili di H .

² Si usa il numero di Grashof solo per fluidi in quiete.



Per eliminare l'effetto del mezzo temprante e confrontare gli acciai solo sulla base della loro temprabilità, si è introdotto il cosiddetto mezzo temprante ideale, definito come quel fluido che consente di raffreddare istantaneamente la superficie del pezzo alla temperatura del fluido e di mantenerla allo stesso valore di temperatura finché anche il cuore del pezzo non abbia raggiunto la stessa temperatura. Se si imposta l'equazione di scambio di calore fra superficie e del pezzo e fluido, ci rende subito conto che a fronte di un $\Delta T = 0$, λ non può che essere uguale ad infinito se si vuole avere un flusso di calore finito. Quindi, nel caso del mezzo temprante ideale $H = \infty$.

Essendo riusciti ad eliminare la variabile mezzo temprante è così possibile introdurre un'ulteriore grandezza, il diametro ideale critico di un acciaio, D_{ic} , che è il diametro di un componente cilindrico che contiene il 50% di martensite a cuore se viene temprato nel mezzo temprante ideale. Sono stati sviluppati opportuni diagrammi che consentono di porre in relazione D_c ottenuto con determinati valori di H con il D_{ic} . E' possibile pervenire al calcolo di D_{ic} conoscendo la composizione dell'acciaio e le dimensioni del grano austenitico mediante formule opportune. E' anche possibile sulla base del valore di D_{ic} e conoscendo il tenore di carbonio dell'acciaio costruire prima le curve Jominy e poi, tramite le curve di Lamont, [2] ricavare le curve ad U di qualsiasi acciaio temprato in uno dei mezzi tempranti per i quali le curve di Lamont sono state pubblicate. Dall'uso delle curve di Lamont si comprende come per pezzi di dimensioni molto rilevanti si può non avere lo strato superficiale costituito da sola martensite, ma passare direttamente a strati in cui si abbiano strutture miste negli acciai al carbonio e strati dove si abbia solo bainite negli acciai legati.

Un'ultima osservazione è opportuno fare quando si parla di strutture derivanti da tempra. Vi è sempre un quantitativo di austenite residua, che aumenta passando dagli acciai al solo carbonio a quelli legati, specie se in questi ultimi c'è un quantitativo rilevante di Mn e Ni; tale costituente metallografico subisce anch'esso notevoli modificazioni durante il rinvenimento.

Dal complesso delle considerazioni sopra riportate sembrerebbe che basti avere un contenuto di martensite dopo tempra superiore o uguale al 50% per ottenere in un componente di acciaio temprato (che sarà poi sottoposto a rinvenimento) caratteristiche meccaniche soddisfacenti. Conviene esaminare più a fondo tale assunto.

CARATTERISTICHE MECCANICHE DI ACCIAI BONIFICATI

I componenti di acciaio non vengono mai messi in opera allo stato di piena tempra, ma vengono sempre messi in opera dopo opportuno rinvenimento. Mentre la martensite viene profondamente modificata dal processo di rinvenimento, molto meno marcati sono gli effetti del rinvenimento sulla bainite e sulla perlite e quasi nulli sulla ferrite.

Sono stati sviluppati opportuni metodi di calcolo per determinare la durezza delle martensiti rinvenute, [3] mentre non sono disponibili metodi per calcolare le durezze dopo rinvenimento di microstrutture miste del tipo indicato nel paragrafo precedente. Alcune norme (ad es., la norma ASTM E8) indicano solo che per valutare la resistenza a trazione di un pezzo cilindrico se ne deve ricavare un provino ad una certa distanza dalla superficie esterna, se i diametri sono considerevoli (per la E8 l'asse deve essere a $\frac{1}{2}$ raggio se il diametro è superiore a 40 mm). Sono anche poco noti studi di letteratura sulla tenacità a frattura di acciai a microstruttura mista.

Eppure componenti meccanici di acciai allo stato bonificato, caratterizzati da microstrutture miste derivanti da condizioni di tempra incompleta, si incontrano frequentemente nella pratica costruttiva, a causa della tendenza verso acciai progressivamente meno legati o a causa di componenti con sezioni molto elevate.

Resistenza all'intaglio e tenacità a frattura di acciai con microstrutture miste

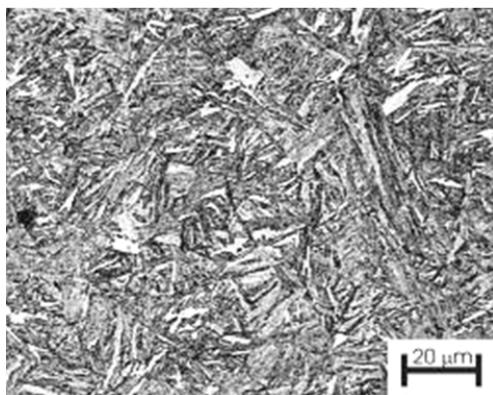
La bassa resistenza all'intaglio di microstrutture miste è stata messa in evidenza già negli anni '50, grazie alle ricerche condotte da G. Sachs e coll. [4]. Il problema è stato trascurato nel corso degli anni. Soltanto in tempi relativamente recenti Knott e collaboratori [5] hanno intrapreso una campagna per verificare la variazione statistica della tenacità a frattura delle microstrutture miste bainite - martensite autorinvenuta (B/M), ottenute raffreddando in aria oppure temprando in bagni di sali campioni di acciaio A533B.

Quando alla martensite rinvenuta ed alla bainite si accompagnano anche perlite e ferrite, la tenacità alla frattura scende a livelli estremamente pericolosi, come si vede dai risultati seguenti (Figg. 2-3) tratti da studi sistematici condotti nel Dipartimento degli scriventi e in Dipartimenti di altre strutture universitarie italiane su un acciaio 1.2738 - 40CrMnNiMo8-6-4, ISO 4957,³ temprato in olio e rinvenuto nell'intervallo di temperatura fra 550 e 600 °C.[6,7]

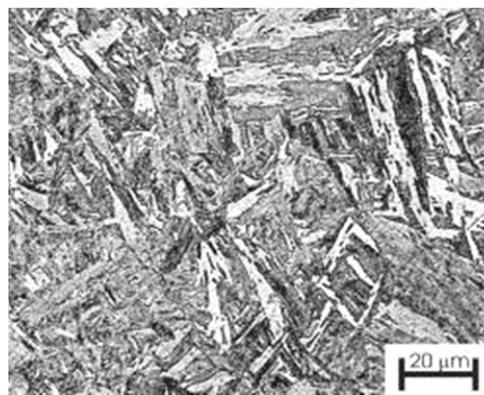
³ Può essere considerato un acciaio legato di composizione quasi eutettoidica.

Quando lo stesso acciaio viene trattato ad ottenere una struttura omogenea costituita solamente da martensite rinvenuta si ottengono valori di durezza di circa 390 HV₁₀₀ e resistenze a snervamento e trazione di circa 1020 e 1160 MPa, non molto differenti dai valori sopra riportati, ma tenacità a frattura nettamente superiori, dell'ordine di 85 MPa√m.

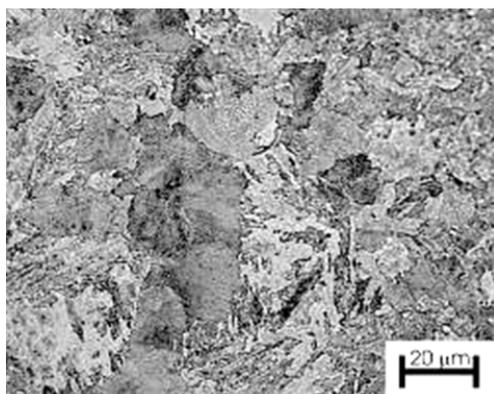
E' immediatamente evidente dal confronto con i risultati riportati in Fig. 2 che la tenacità a frattura di acciai caratterizzati da microstrutture miste è molto bassa, anche se le caratteristiche meccaniche tensili e la durezza possono sembrare adeguate.



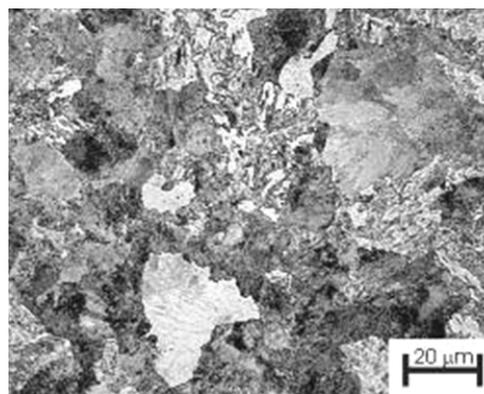
(a) Durezza, 365 HV₁₀₀; R_{p0,2}, 950 MPa, R_m, 1100 MPa; K_{IC}, 36 MPa√m.



(b) Durezza, 350 HV₁₀₀; R_{p0,2}, 870 MPa, R_m, 1020 MPa; K_{IC}, 40 MPa√m.



(c) Durezza, 330 HV₁₀₀; R_{p0,2}, 790 MPa, R_m, 1000 MPa; K_{IC}, 39 MPa√m.



(d) Durezza, 320 HV₁₀₀; R_{p0,2}, 660 MPa, R_m, 970 MPa; K_{IC}, 47 MPa√m.

Figura 2: Costituenti metallografici e caratteristiche meccaniche in un acciaio 40CrMnNiMo8-6-4, temprato e rinvenuto ad ottenere microstrutture miste; attacco Nital. (a) martensite rinvenuta, austenite residua trasformata durante il rinvenimento; (b) bainite inferiore modificata dal rinvenimento, austenite residua trasformata durante il rinvenimento; (c) perlite fine ed ultra-fine, bainite superiore modificata dal rinvenimento; (d) perlite fine, bainite superiore modificata dal rinvenimento (caratterizzata da carburi ingrossati).

Figure 2: Metallographic constituents and mechanical properties in a 40CrMnNiMo8-6-4 steel, quenched and tempered to yield mixed microstructures; Nital etch. Tempered martensite with some residual austenite transformed during tempering (a); lower bainite modified by tempering, residual austenite transformed during tempering (b); fine and ultra-fine pearlite, upper bainite modified by tempering (c); fine pearlite, upper bainite modified by tempering (showing coarser carbides) (d).

Velocità di propagazione delle cricche di fatica in acciai con varie microstrutture

Anche le caratteristiche di resistenza a fatica sono molto influenzate dalla microstruttura. Considerando che, quando la frattura viene nucleata, la velocità di propagazione è particolarmente importante per definire la vita di un pezzo, come lo è d'altra parte la tenacità a frattura, vengono riportati qui di seguito i risultati conseguiti su campioni dello stesso acciaio sopra menzionato, trattati termicamente ad ottenere varie strutture metallografiche:

La velocità di propagazione, da/dN , come è noto, è legata dalla legge di Paris, [8, 9] alla variazione del fattore di intensità delle tensioni applicato,



$$da/dN = C \Delta K^n$$

dove a è la lunghezza della cricca, N è il numero di cicli e C ed n sono due parametri che dipendono dal materiale, dal rapporto di tensione applicata, R , e da altre variabili secondarie; generalmente il parametro n (pendenza della curva) assume per i materiali metallici in condizioni usuali di trattamento termico valori compresi tra 1,5 e 4.

L'equazione perde di validità in condizioni piuttosto vicine alla frattura e per valori di ΔK piuttosto piccoli dove si raggiungono i valori del cosiddetto ΔK di soglia (ΔK_{th}).

Le Fig. 4a e 4b mostrano la serie di punti sperimentali ottenuti durante le prove su campioni di acciaio 1.2738 - 40CrMnNiMo8-6-4, ISO 4957, trattati termicamente ad ottenere una struttura di solo perlite.

Le Fig. 4a e 4b mostrano la serie di punti sperimentali ottenuti durante le prove su campioni di acciaio 1.2738 - 40CrMnNiMo8-6-4, ISO 4957, trattati termicamente ad ottenere una struttura di solo perlite.

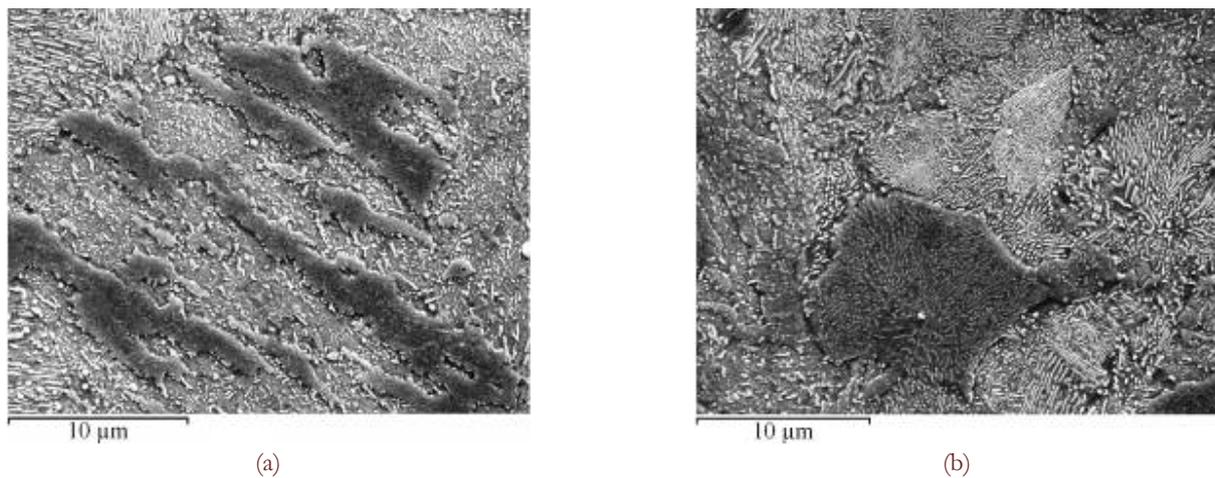


Figura 3: Microscopia elettronica a scansione dei costituenti metallografici di Fig. 2d: bainite superiore modificata dal rinvenimento (a) e perlite fine (b). Attacco Nital.

Figure 3: Scanning Electron Microscopy of metallographic constituents shown in Fig. 2d; upper bainite modified by tempering (a) and fine pearlite (b). Nital etch.

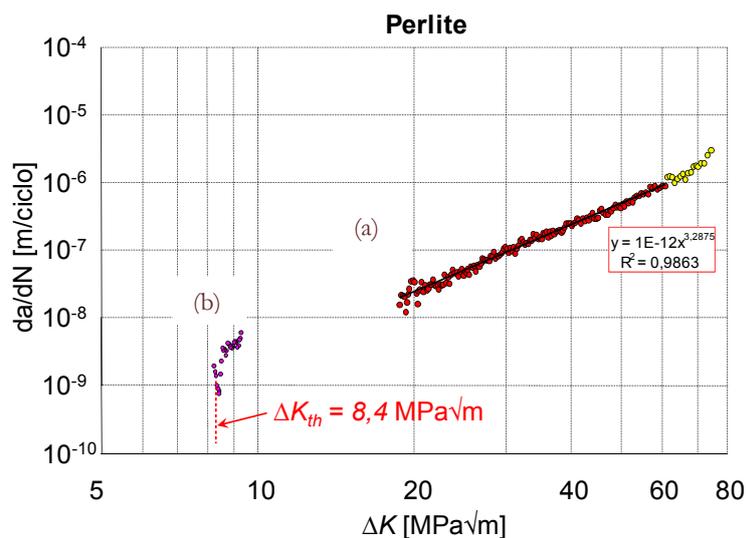


Figura 4: Determinazione sperimentale di curve di propagazione per fatica di cricca per una struttura perlitica (a) e del relativo valore di ΔK di soglia, ΔK_{th} (b) ($R=0,1$).

Figure 4: Fatigue crack propagation rate (a) and threshold ΔK , ΔK_{th} (b) in a pearlitic microstructure ($R=0,1$).

EFFETTO DI MICROSTRUTTURE MISTE

Le caratteristiche di resistenza a fatica sono molto influenzate dalla microstruttura e dalle proprietà di duttilità della stessa. Per un materiale completamente duttile per il quale sia applicabile in toto il modello di arrotondamento dell'apice della cricca e di generazione delle striature, il valore di n dovrebbe essere uguale a 2, come ricavabile dalla correlazione ipotizzabile fra l'incremento Δa e il $CTOD$ in ogni ciclo e dai modelli di danneggiamento per accumulo di deformazione plastica, [10] dato che il $CTOD$ è proporzionale a ΔK^2 .

Valori di n più alti sono dovuti al concomitante intervento di altri modi di propagazione di frattura. Ritchie e Knott [11] hanno definito tali altri modi come "frattura statica" (rottura per clivaggio, intergranulare, ecc.) ed hanno invocato il loro intervento per spiegare valori di n superiori a 2. Il valore di n uguale a 2 sarebbe riservato solo agli acciai con più alti valori della tenacità alla frattura, K_{Ic} . Per valori progressivamente più bassi di K_{Ic} , il valore di n si innalzerebbe, indicando velocità di propagazione superiori.

Nella figura 4 sono già stati riportati i dati relativi ad una struttura perlitica ottenuta trattando termicamente un acciaio 1.2738-ISO 4957. Nella Fig. 5 sono state raggruppate le curve relative a vari costituenti metallografici ottenuti mediante trattamenti termici specifici di campioni dello stesso acciaio, oltre a quella di un campione prelevato a metà spessore di un grosso blumo temprato e rinvenuto.

Si può verificare che tutte le curve riportate hanno un andamento simile, con limitate variazioni della pendenza, ad eccezione della curva relativa alla struttura mista Bainite + Martensite per la quale la pendenza è estremamente più alta, oltre ad un fattore pre-esponenziale molto più basso che negli altri casi. La dispersione dei risultati per tale struttura mista (Fig. 6) è inoltre molto maggiore di quella che si può notare nella Fig. 4 che si riferisce ad una struttura costituita da un solo costituente metallografico dello stesso acciaio, [12] anche se non monofasico. La pendenza molto alta deriva dalla fragilità intrinseca dei due costituenti metallografici, dei quali il più fragile è la bainite [5] e confermerebbe l'ipotesi di Ritchie e Knott. Le altre curve hanno pendenze con un esponente di circa 3.

Se la struttura metallografica è ancora più complessa ed i costituenti metallografici sono martensite rinvenuta, bainite ed austenite residua modificate dal rinvenimento, si può avere una dispersione di risultati ancora maggiore. Nella Fig. 7 sono riportati i risultati di prove di propagazione di cricca effettuate su campioni di acciaio 1.2738 con la sopra indicata struttura mista. L'inclinazione dell'interpolazione complessiva dei dati sperimentali è piuttosto piccola (circa 1,6), ma la correlazione è poco significativa ($R^2=0,11$).

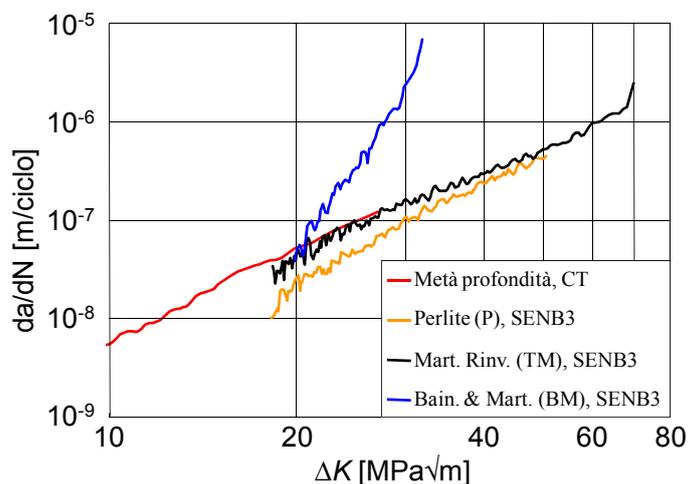


Figura 5: Acciaio 1.2738: campioni SENB3 trattati ad ottenere le strutture indicate (perlite-P, martensite rinvenuta-TM, bainite e martensite-BM); diagrammi di propagazione da risultati di prove con $K_{I_{max}}$ crescente e paragone con risultati di campioni presi a metà profondità di un grosso blumo temprato e rinvenuto (bainite inferiore modificata dal rinvenimento, austenite residua trasformata durante il rinvenimento, rare zone di perlite ultrafine); $R = 0,1$.

Figure 5: 1.2738 steel: SENB3 testpieces heat treated to yield the microstructures indicated as P (pearlite), TM (tempered martensite), and BM (bainite and martensite); propagation rate diagrams obtained by increasing $K_{I_{max}}$. Comparison with results obtained by specimens cut a mid depth (Metà profondità) of a large bloom quenched and tempered (lower bainite modified by tempering, residual austenite transformed during tempering, sparse zones of ultrafine pearlite); $R = 0,1$.

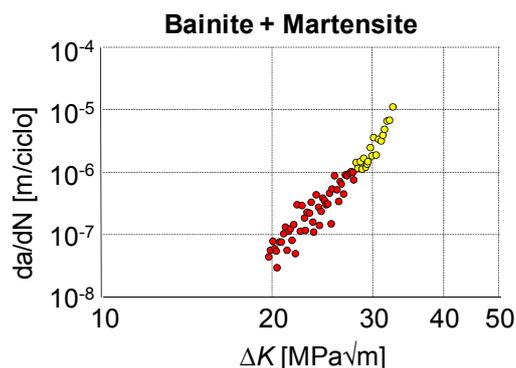


Figura 6: Determinazione sperimentale di curve di Paris per una struttura mista bainitico-martensitica ($R=0,1$).

Figure 6: Fatigue crack propagation rate in a mixed bainite-martensite microstructure ($R=0,1$).

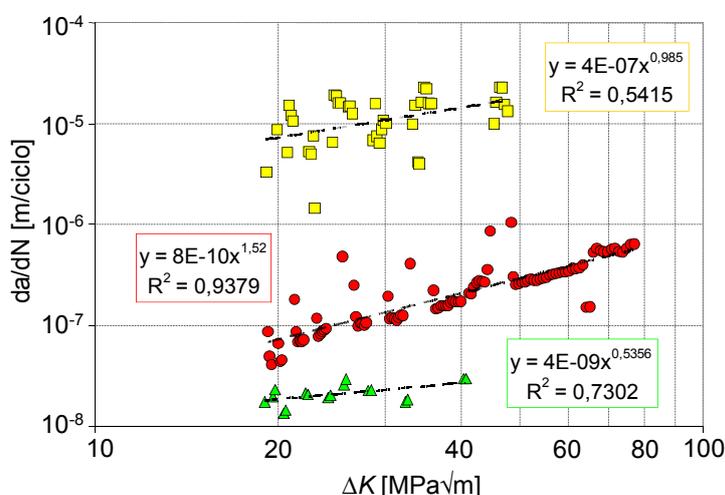


Figura 7: Risultati di prove di propagazione effettuate su campioni di acciaio 1.2738 a struttura mista costituita da martensite rinvenuta, bainite ed austenite residua modificate dal rinvenimento.

Figure 7: Fatigue crack propagation rate tests of 1.2738 steel specimens with a mixed microstructure formed by tempered martensite, as well as bainite and residual austenite modified by tempering.

La ampia dispersione dei dati sperimentali può essere spiegata facendo riferimento ad un'analisi della velocità di propagazione condotta in funzione della lunghezza della cricca (Fig. 8). Si può verificare che, dopo gradini di crescita piuttosto ampia, dell'ordine di 10^{-5} m/ciclo, il tasso di crescita crolla a valori bassi, dell'ordine di 10^{-7} m/ciclo, e continua a scendere a quasi 10^{-8} m/ciclo, prima di ritornare ad alti tassi di crescita. Una spiegazione di tale comportamento può essere data ipotizzando che differenti costituenti reagiscono in maniera differente ai campi di tensione e deformazione che si originano all'apice della cricca durante la sua crescita. [13]

La presenza dell'austenite e della bainite modificate dal rinvenimento giustificano velocità basse di crescita in alcuni stadi della propagazione; infatti, quando una porzione locale dell'apice della cricca incontra questi costituenti metallografici tende ad arrestarsi, permettendo che altri punti del fronte di cricca possano progredire fino a raggiungere zone similari che si trovino davanti al loro percorso; a questo punto l'intero fronte di cricca ha raggiunto una condizione di bassa crescita ($\approx 10^{-7}$ m/ciclo). Dai dati in Fig. 8 si vede che, subito dopo, c'è dapprima un'ulteriore diminuzione del tasso di crescita e poi un salto improvviso a valori di crescita alti. La ragione risiede nell'accumulo di energia di deformazione davanti alla cricca che viene poi consumato dalla trasformazione austenite residua-martensite attivata meccanicamente. [14]

L'aumento di volume della trasformazione austenite-martensite porta ad una situazione di compressione davanti alla cricca che contribuisce alla riduzione del tasso di crescita ai valori più bassi in assoluto. Dopo questo stadio, davanti al fronte di cricca si trova adesso una zona di martensite non rinvenuta che porta ad un'improvvisa transizione a condizioni di rottura fragile e a gradini ad alti valori di crescita. [15] Isolati esempi di frattura intergranulare, accompagnati da cricche propaganti in direzione perpendicolare, possono essere un'ulteriore prova di tale fenomeno (Fig. 9). Subito dopo, la crescita della

cricca avviene nella martensite rinvenuta finché alcuni punti ritornano ad avere davanti zone di austenite e bainite modificate, consentendo all'intero fenomeno di iniziare di nuovo.

Questa è la ragione per la quale nella Fig. 7 conviene interpolare i dati sperimentali con tre distinte linee di crescita di Paris, ottenendo valori di correlazione più significativi. L'interpolazione di tutti i dati non è quindi permessa e condurrebbe a conclusioni in contrasto con l'ipotesi sopra riportata di Ritchie e Knott.

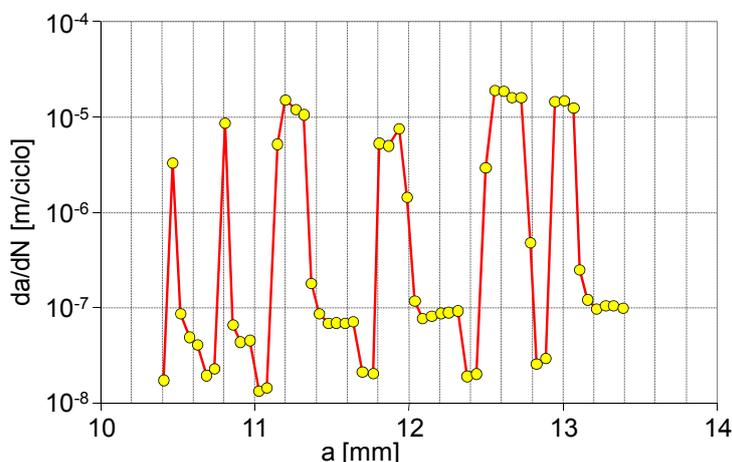


Figura 8: Risultati di prove di propagazione effettuate a intervalli prefissati di crescita di cricca su campioni di acciaio 1.2738 a struttura mista costituita da martensite rinvenuta, bainite ed austenite residua modificata dal rinvenimento.

Figure 8: Crack growth rates (da/dN) at fixed crack length intervals (a). 1.2738 steel specimens with a mixed microstructure formed by tempered martensite, as well as bainite and residual austenite modified by tempering.

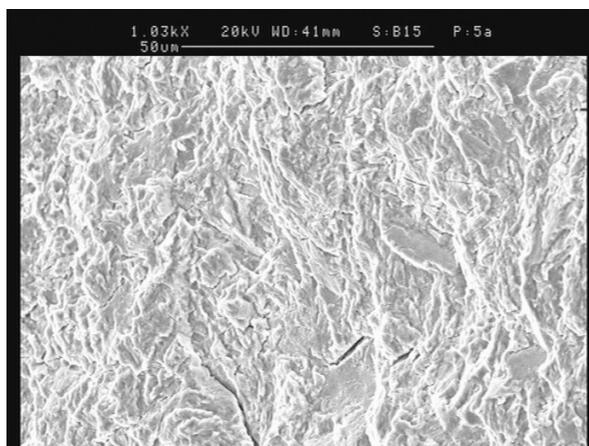


Figura 9: Analisi microfrattografica (SEM) della zona di materiale corrispondente alla elevata dispersione di risultati evidenziata in Fig. 7. ($\Delta K \approx 22 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, $da/dN \approx 2 \cdot 10^{-8} \div 1 \cdot 10^{-5} [\text{m/ciclo}]$).

Figure 9: SEM investigation of the scattered data (Fig. 7) fracture zone of the sample material ($\Delta K \approx 22 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, $da/dN \approx 2 \cdot 10^{-8} \div 1 \cdot 10^{-5} [\text{m/ciclo}]$).

Allorché si hanno strutture miste, costituite da più costituenti metallografici bisogna considerare i micro-meccanismi che presiedono alla crescita delle cricche di fatica in corrispondenza di ciascuno di essi. Affrontando lo studio di risultati ottenuti adottando campioni caratterizzati da un solo costituente metallografico, particolarmente interessante è l'analisi che si può condurre osservando il comportamento della perlite. Se si considera la Fig. 4, si può verificare che i valori di ΔK per i quali è valida la legge di Paris sono compresi fra 20 e 70 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ ($\Delta K_{th} \approx 10 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$). A questi valori di ΔK , con $R=0,1$ corrispondono valori di K_{max} compresi fra 22 e 78 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$. L'estensione della zona plastica davanti all'apice della



cricca, corrispondente a tali valori di K_{max} , varia fra $2,5 \cdot 10^{-5}$ m e $3,8 \cdot 10^{-3}$ m (a seconda che si adottino le formule valide per la sola ferrite in condizioni di tensione piana o per la perlite in condizione di deformazione piana), nettamente superiori allo spessore delle lamelle di ferrite, $10^{-6} \div 10^{-7}$ m, a seconda dell'intervallo di temperatura di formazione delle stesse. Ne deriva che, quando la cricca di fatica si avvicina ad una colonia perlitica, Fig. 10, la zona plasticata al suo apice in corrispondenza del K_{max} applicato è sicuramente superiore allo spessore di una lamella di ferrite e si estende a molte lamelle di ferrite e cementite, provocando la rottura di queste ultime, che hanno un allungamento a rottura nullo (Fig. 11a,b).

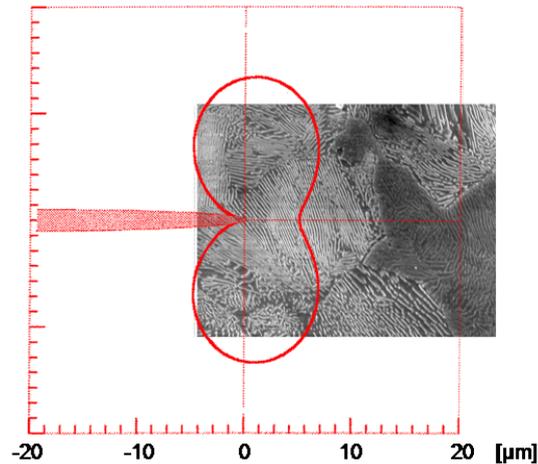


Figura 10: Zona plastica di fronte all'apice della cricca di fatica propagante attraverso colonie perlitiche a cuore di un blumo di acciaio 1.2738, temprato e rinvenuto. Sono presenti anche limitate zone di austenite residua e bainite modificate dal rinvenimento.

Figure 10: Plastic zone at the fatigue crack tip propagating through a pearlite colony at the core of a 1.2738 steel quenched and tempered large bloom. Rare areas of bainite and residual austenite modified by tempering are also present.

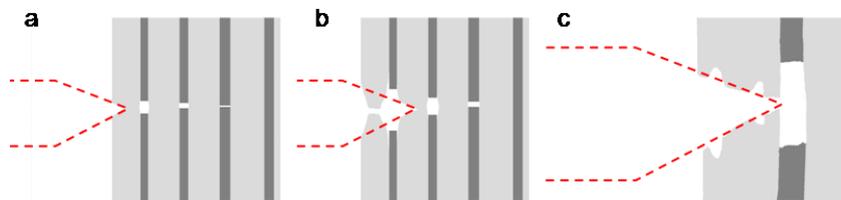


Figura 11: Schema di propagazione di una cricca di fatica in una colonia perlitica (a,b); formazione di striature alla sommità di una lamella di ferrite rotta (c).

Figure 11: Propagation scheme of a fatigue crack through a pearlite colony (a,b); striations formation at the top of a broken ferrite lamella (c).

Rimane quindi a resistere davanti alla cricca di fatica in propagazione un pettine di lamelle di ferrite, che la cricca supererà una alla volta. Qualsiasi sia l'angolo con il quale la cricca in propagazione si presenta davanti alla colonia perlitica, lo spessore della lamella di ferrite che si presenta davanti all'apice della cricca per valori bassi di ΔK applicato è superiore all'incremento di lunghezza per ciclo ($\approx 10^{-8}$ m). La cricca impiega alcuni cicli per superare la lamella di ferrite che si trova ora in stato di tensione piana (Fig. 11c); dopo aver saltato il vuoto corrispondente alla lamella di cementite seguente, già rotta, la cricca si ritrova ad affrontare la rottura della prossima lamella di ferrite.

Solo negli stadi con ΔK applicato maggiore di circa $40 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, il valore di da/dN raggiunge e supera il valore dello spessore delle lamelle di ferrite, consentendo alla cricca di superare una lamella di ferrite con un solo ciclo. Considerando gli ingrandimenti che si possono efficacemente raggiungere in un microscopio elettronico a scansione, è piuttosto difficile individuare le striature sulla sommità di una lamella di ferrite dopo una rottura di fatica. In Fig. 12 è riportata la frattura per fatica, in corrispondenza di valori medi di ΔK , di una zona perlitica di cuore di una barra di 90 mm di diametro, fabbricata con 34CrMo4 legato con B temprato e rinvenuto; si vedono i pettini di lamelle di ferrite rotte durante l'avanzamento della cricca di fatica e rare striature in zone limitate della sommità delle lamelle.



Anche la martensite rinvenuta è un costituente metallografico nel quale sono presenti diverse fasi; la loro disposizione risente pesantemente della struttura della martensite originaria. Nella Fig. 13 è riportata la superficie di frattura per fatica di una martensite rinvenuta, situata a circa 28 mm dalla superficie di una barra di 90 mm di diametro, fabbricata con acciaio 34CrMo4 legato con B, temprato e rinvenuto.

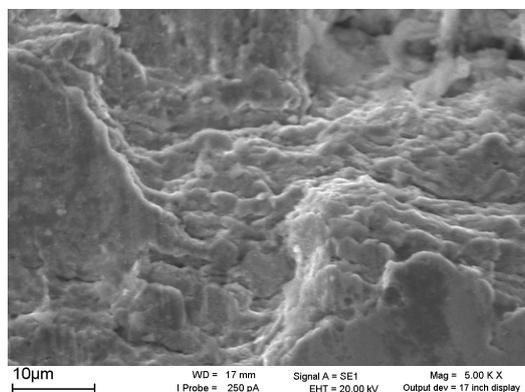


Figura 12: Rottura a fatica di zone perlitiche in un acciaio EN 34CrMo4 legato con B, temprato e rinvenuto. Regione di cuore di una barra di 90 mm di diametro.

Figure 12: Fatigue fracture of pearlite zones formed in a quenched and tempered EN 34CrMo4, B alloyed, steel component. Core region of a 90 mm dia. bar.

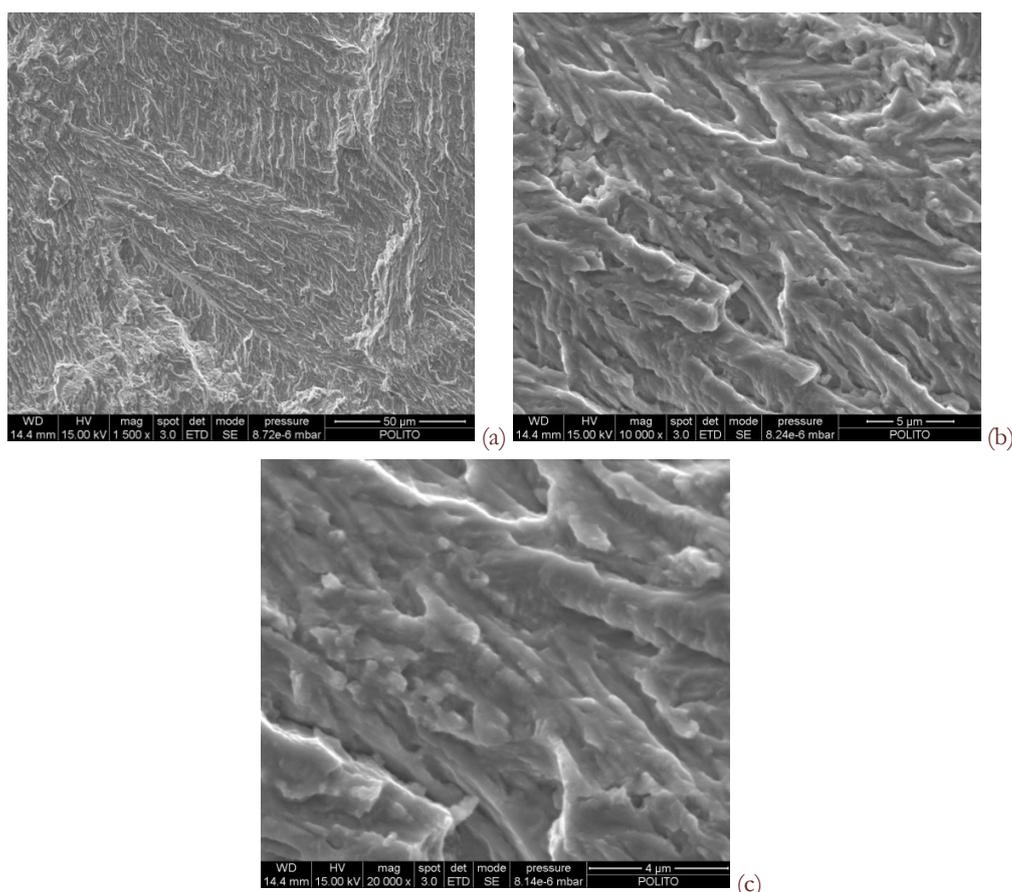


Figura 13: Superficie di frattura per fatica di una martensite rinvenuta, situata a circa 28 mm dalla superficie di una barra di 90 mm di diametro, fabbricata con acciaio EN 34CrMo4 legato con B, temprato e rinvenuto. Ingrandimenti crescenti (a,b,c).

Figure 13: Fatigue fracture surface of a tempered martensite zone, located at 28 mm ca. from the surface of a 90 mm dia. bar, made with a quenched and tempered EN 34CrMo4, B alloyed steel; increasing magnifications (a,b,c).



La presenza di carburi dispersi nella ferrite impedisce lo sviluppo di striature nell'unica fase a duttilità sufficiente (la ferrite). La cricca di fatica tende a seguire le zone più fragili con un percorso particolarmente tortuoso che porta ad una velocità di avanzamento globale relativamente bassa rispetto alla limitata deformazione plastica delle zone che si susseguono. Striature non completamente formate e distinguibili si intravedono solo all'ingrandimento massimo possibile e per valori di ΔK applicato sufficienti.

D'altra parte si deve notare che i risultati riportati in Fig. 5 per la martensite rinvenuta ottenuta per trattamento termico dell'acciaio 1.2738 mostrano un'oscillazione che può essere appunto giustificata dall'alternanza di cristalli delle varie fasi e sono assolutamente in linea con quelli riportati in un comune programma di calcolo della crescita di una cricca per fatica (NASGRO) per un acciaio AISI 4340 (UNI 40NiCrMo7) temprato e rinvenuto, come si vede dalla seguente Fig. 14.

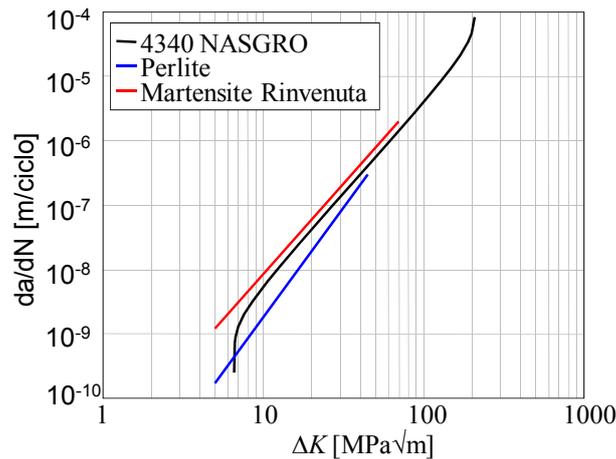


Figura 14: Diagrammi di propagazione di cricche di fatica per un acciaio AISI 4340 temprato e rinvenuto e per campioni di acciaio 1.2738 costituiti da varie strutture metallografiche.

Figure 14: Fatigue crack propagation rate diagrams obtained with quenched and tempered AISI 4340 steel samples and with 1.2738 steel testpieces with various microstructures (perlite = pearlite, martensite rinvenuta = tempered martensite).

Infatti, l'eventuale differenza di proprietà meccaniche delle varie fasi presenti in acciai temprati e rinvenuti di differente composizione chimica è completamente oscurata dal percorso tortuoso che deve seguire l'apice della cricca in propagazione.

L'espressione numerica delle leggi di Paris relative a differenti costituenti metallografici ottenuti mediante opportuni trattamenti termici di provini di acciaio ISO 1.2738 è dunque:

$$\begin{aligned} da/dN &= 7,15 \cdot 10^{-13} \cdot \Delta K^{3,4} && \text{per la perlite;} \\ da/dN &= 1,35 \cdot 10^{-11} \cdot \Delta K^{2,8} && \text{per la martensite rinvenuta} \\ da/dN &= 1,05 \cdot 10^{-20} \cdot \Delta K^{9,7} && \text{per martensite + bainite} \end{aligned}$$

Per un acciaio 4340 temprato e rinvenuto l'equazione di Paris è: $da/dN = 3,35 \cdot 10^{-11} \cdot \Delta K^{2,7}$ assolutamente in linea, come già detto, con l'equazione sopra riportata per la martensite rinvenuta.

Le equazioni sopra riportate possono essere integrate per calcolare il numero di cicli necessario per la crescita della cricca fino a che il K_{max} non raggiunge il K_{Ic} del materiale. Bisogna ricordare che essendo $\Delta K = Y\Delta\sigma\sqrt{a}$, l'integrazione è relativamente semplice se Y non varia durante la crescita di cricca. Non essendo questa ipotesi accettabile, bisognerà invece procedere ad una integrazione parziale per ogni intervallo di a per il quale si può ritenere Y relativamente costante e sommare i cicli corrispondentemente calcolati. Se si ha una variazione di microstruttura nel percorso della cricca, bisognerà adottare per ogni intervallo di lunghezza le equazioni relative alla microstruttura colà presente.

Infine, se durante la propagazione di una cricca di fatica in un componente di grosse dimensioni di acciaio temprato e rinvenuto a temperatura bassa, l'apice incontra zone a microstruttura mista con presenza di bainite non modificata dal rinvenimento ad alta temperatura, la sua propagazione subisce un'accelerazione, come ricavabile dalla Fig. 5. Poiché il K_{Ic} di strutture miste, qualsiasi siano i costituenti (ed anche quello della perlite) è nettamente inferiore al K_{Ic} di una martensite rinvenuta, non solo il numero di cicli a frattura sarà ridotto per l'accelerazione sopra indicata, ma anche perché la rottura

di schianto interverrà in corrispondenza di una lunghezza ridotta di cricca per via dell'abbassamento del K_{Ic} , come si può facilmente verificare facendo le integrazioni sopra descritte in intervalli differenti di lunghezza di cricca.

Anche se non si incontrano strutture contenenti bainite, o la loro estensione è ridotta e quindi trascurabile, la variazione di microstruttura sul percorso di una cricca di fatica influisce sul numero di cicli complessivo a frattura e sulla forma del fronte di fatica.

Vengono riportati qui di seguito (Fig. 15) i risultati del calcolo relativo ad una barra di 90 mm di diametro fabbricata con un acciaio EN 34CrMo4 legato con B allo stato bonificato, nel quale si è verificata la presenza di martensite rinvenuta fino a 28 mm dalla superficie e di perlite crescente per il resto (si è semplificato il calcolo ipotizzando due soli costituenti metallografici). La tensione massima applicata era di 50 MPa. Viene anche aggiunto il calcolo relativo ad una ipotetica piastra dello stesso acciaio e di analogo spessore [16].

Anche la forma del fronte della cricca in avanzamento viene modificata se si incontrano differenti microstrutture nel percorso della cricca (Fig. 16).

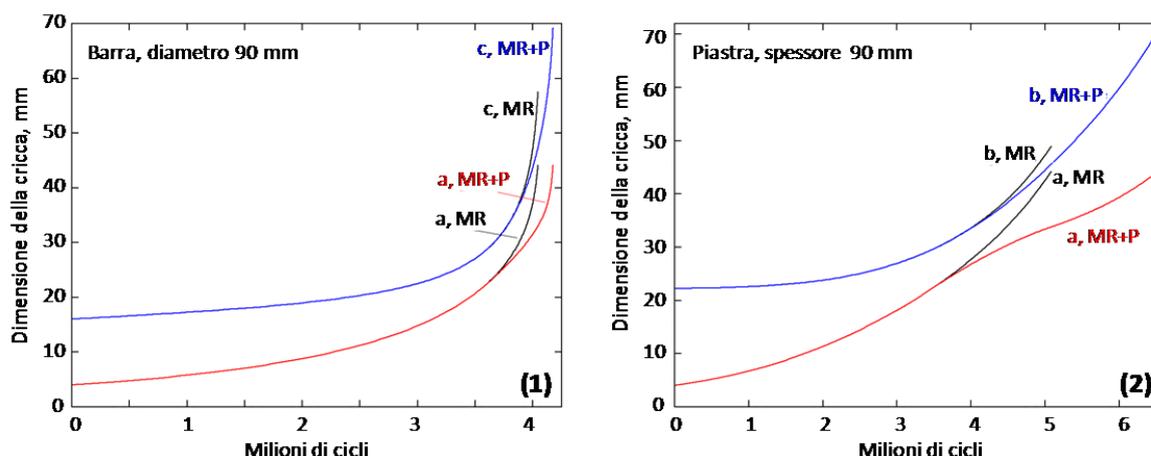


Figura 15: Calcolo della crescita per fatica della profondità (a) e dalla semi-larghezza circonferenziale (c) di una cricca in una barra cilindrica di 90 mm di diametro con martensite rinvenuta (MR) in tutta la sezione o con perlite a cuore (MR+P) (1) o della crescita della cricca in profondità (a) ed in semi-larghezza (b) in una piastra di 90 mm di spessore con gli stessi costituenti metallografici (2).

Figure 15: Calculated fatigue growth of the crack depth (a) and of the crack circumferential half-width (c) in a 90 mm dia. bar, either with homogeneous tempered martensite microstructure (MR) or exhibiting pearlite at core. (MR+P) (1). Calculated fatigue growth of the crack depth (a) and of the crack half-width (b) in a 90 mm thick plate, either with homogeneous tempered martensite microstructure or exhibiting pearlite at core (2).

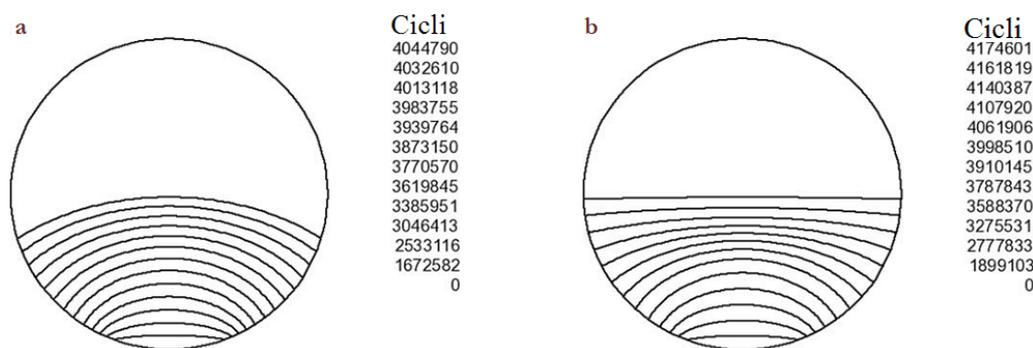


Figura 16: Forma calcolata del fronte di cricca in corrispondenza di numeri crescenti di cicli in una barra a sezione circolare, ipotizzando una struttura omogenea di martensite rinvenuta (a) o una struttura disomogenea con perlite a cuore (b).

Figure 16: Calculated crack geometry at selected cycle numbers in a round bar, either with homogeneous tempered martensite microstructure (a) or exhibiting pearlite at core (b).



Un caso particolare di strutture miste sono quelle che si incontrano con le ghise grigie sferoidali, che possono essere caratterizzate da vari tipi di matrice (ferritica, ferritico-perlitica, perlitica); se R è basso (0,1), non si ha influenza della struttura e si ricava un valore di n della legge di Paris, sostanzialmente analogo per i tre tipi di matrice ($n \approx 4$); ne deriva che la caratteristica microstrutturale che influenza la crescita della cricca è la presenza degli sferoidi, contemporaneamente punto di crescita improvvisa e origine di successivi fenomeni di ritardo, anche per la formazione di cricche secondarie determinata dal passaggio della cricca principale attraverso di essi. Invece, all'aumentare di R fino a 0,75, si ha che le ghise a struttura con il 50% di ferrite e il 50% di perlite sono quelle che mostrano le velocità minori di propagazione di cricca, anche se molto più alte di quelle con $R = 0,1$ [17]. Nelle ghise grigie a grafite lamellare il parametro che caratterizza sfavorevolmente la velocità di cricca è la presenza delle lamelle di carbonio e, in particolare, la lunghezza media delle stesse.

CONCLUSIONI

Le strutture miste che si possono incontrare in componenti di acciaio insufficientemente temprati a causa delle grosse dimensioni dei componenti, della non adeguata temprabilità dell'acciaio utilizzato e/o dell'insufficiente drasticità di tempra adottata durante il trattamento termico di bonifica presentano caratteristiche meccaniche insufficienti sia in termini di tenacità a frattura, sia, in alcuni casi, in termini di resistenza alla propagazione di cricca sotto valori di ΔK crescenti. Ciò porta in ogni caso ad una diminuzione della vita complessiva di un componente allorché si sia nelle condizioni nelle quali si sia nucleata una cricca di fatica di dimensioni ingegneristiche.

Tale ridotta attitudine al buon comportamento in opera dei componenti fabbricati con acciai temprati e rinvenuti e non completamente temprati fino a cuore non è sufficientemente tenuta presente in molte delle norme di impiego dei componenti in acciaio. Solo recentemente sono comparse norme che prescrivono la presenza del 90% di martensite a cuore dopo tempra.

Anche nelle trattazioni di metallurgia classica la prescrizione che, per considerare un componente totalmente temprato, sia sufficiente avere il 50% di martensite a cuore dopo tempra, può portare a indicazioni fuorvianti quando si devono considerare le caratteristiche meccaniche di tenacità e resistenza alla propagazione di fatica.

Specialmente nel caso in cui tali componenti siano assoggettati a sollecitazioni alternate di tensione/compressione è importante assicurare che la presenza di altri costituenti, oltre alla martensite rinvenuta, sia ridotta al 10 % al massimo. Se i componenti sono di grosse dimensioni, la pericolosità di fronte a strutture miste che si possono presentare anche alla superficie dei pezzi permane di fronte a qualsiasi modo di sollecitazione variabile nel tempo.

BIBLIOGRAFIA

- [1] M. A. Grossman, Elements of Hardenability, ASM, Cleveland, USA (1952).
- [2] J. L. Lamont, Iron Age, 14 Ott. 1943.
- [3] R. A. Grange, C. R. Hribal e L. F. Porter, Met. Trans. A, 8A (1977), 1775.
- [4] G. Sachs, G. S. Sangdahl e W. F. Brown, Jr., Iron Age, 23 Nov. e 30 Nov. 1950.
- [5] X. Z. Zhang, J. F. Knott, Acta Mater., 47 (1999) 3483.
- [6] D. Firrao, P. Matteis, G. Scavino, G. Ubertaini, M.G. Ienco, A. Parodi, M.R. Pinasco, E. Stagno, R. Gerosa, B. Rivolta, G. Silva, A. Ghidini, Metall. Ital., 98(11-12) (2006) 43.
- [7] D. Firrao, P. Matteis, G. Scavino, G. Ubertaini, M.G. Ienco, M.R. Pinasco, E. Stagno, R. Gerosa, B. Rivolta, A. Silvestri, G. Silva, A. Ghidini, Mater. Sci. Eng., A Struct. Mater. - Prop. Microstruct. Process., 468-470 (2007) 193
- [8] P. C. Paris, M. P Gomez, W. E. Anderson, The trend in engineering at the University of Washington, 13 (1961) 9.
- [9] P. C. Paris and F. Erdogan, J. Basic Eng. Trans. ASME, Series D, 85(4) (1963) 528.
- [10] A. J. McEvily, ASTM STP 811, ASTM, (1983) 283.
- [11] R. O. Ritchie, J. F. Knott, Acta Metall., 21 (1973) 639.
- [12] D. Firrao, R. Gerosa, A. Ghidini, P. Matteis, G. M. M. Mortarino, M.R. Pinasco, B. Rivolta, G. Silva e E. Stagno, Int.J.Fatigue, 29 (2007) 1880.
- [13] M. Chiarbonello, D. Firrao, R. Gerosa, A. Ghidini, M.G. Ienco, P. Matteis, G. M. M. Mortarino, A. Parodi, M.R. Pinasco, B. Rivolta, G. Scavino, G. Silva, E. Stagno, G. Ubertaini, In: 16th European Conf. Fracture (ECF16), Alexandroupolis, Greece, (2006), Springer: Dordrecht, Holland, (2006) 433 (abstract) and CD-ROM.
- [14] T. Yokoi et al, Technical notes JSAE Rev. (1996) 17.



- [15] W. A. Logsdon, *Engnr.Fract.Mech.*, 7 (1975) 23.
- [16] D. Firrao, P. Matteis, P. Russo Spena, G. M. M. Mortarino, *Int.J.Fatigue*, 32 (2010) 864.
- [17] F. Iacoviello, V. Di Cocco, M. Cavallini, *Frattura ed Integrità Strutturale*, 13 (2010) 3.