

TRATTAMENTI TERMOCHIMICI E RESISTENZA A FATICA

D.Carini, M.Guagliano, L.Vergani, M. Boniardi
Dipartimento di Meccanica, Politecnico di Milano
Piazza L. da Vinci 32- 20133Milano

SOMMARIO

Tra i trattamenti superficiali usati per aumentare la resistenza a fatica rivestono notevole importanza quelli termochimici di nitrurazione e cementazione. Esistono due linee di ricerca che analizzano il miglioramento a fatica degli elementi trattati e sono:

- 1) studi che si rifanno alla definizione del limite di fatica locale effettivo;
- 2) studi che prendono in considerazione il fattore di intensificazione degli sforzi.

In questo lavoro, che si colloca all'interno del primo gruppo di ricerche, sono presentati i risultati comparativi delle prove di fatica a flessione rotante effettuate su provini nitrurati e cementati. E' anche proposto un metodo di simulazione ad elementi finiti delle tensioni residue mediante modelli che utilizzano i gradienti termici.

INTRODUZIONE

I trattamenti superficiali sono oggi sempre più utilizzati per incrementare le prestazioni dei componenti meccanici sollecitati a fatica. Tra i diversi trattamenti quelli termochimici di nitrurazione e cementazione sono di impiego comune nelle applicazioni in cui sia caratteristica fondamentale, oltre ad una sufficiente resistenza a fatica, una adeguata durezza superficiale per prevenire problemi di usura (si pensi, ad esempio, alle ruote dentate per trasmissioni di potenza). Nonostante il vasto impiego di questi trattamenti nell'ambito dell'industria meccanica, la previsione dei risultati ottenibili, in termini di miglioramento del comportamento meccanico, è ancora oggi argomento di ricerca: in particolare è di grande interesse lo studio della variabilità della resistenza a fatica in funzione dei parametri di trattamento. Tale tipo di analisi prevede principalmente la determinazione della durezza e della profondità dello strato superficiale trattato e dello

stato tensionale residuo indotto dalle trasformazioni termochimiche caratterizzanti i diversi trattamenti.

In letteratura è possibile trovare due diversi approcci per la previsione della resistenza a fatica dei materiali e dei componenti: il primo si basa sull'utilizzazione delle grandezze e dei parametri propri della Meccanica della Frattura [1], [2], [3] e prevede che le cricche di fatica siano sempre presenti in un materiale. Tuttavia esistono valori di soglia del fattore di intensificazione degli sforzi, che dipendono dal materiale e dalle tensioni residue, sotto i quali la cricca non propaga. Nel caso di componenti trattati termochimicamente tale approccio risulta di non immediata applicabilità ed i risultati con esso ottenibili non sono sempre affidabili: infatti, in questi casi, molte volte le cricche che si sviluppano e che portano alla rottura risiedono negli strati interni del materiale (comunemente nella zona di transizione tra lo strato superficiale trattato e il cuore dove le caratteristiche meccaniche non si modificano o in prossimità di difetti quali inclusioni non metalliche); ciò rende difficile l'osservazione sperimentale di cricche non propagatesi e, con esse, la determinazione del valore di soglia del fattore di intensità degli sforzi.

Il secondo approccio comunemente utilizzato è quello del *limite di fatica locale* [4], [5], [6]: in esso si definisce un limite di fatica locale effettivo, comprendente quindi l'effetto sia dell'indurimento superficiale che delle tensioni residue, che varia in funzione della distanza dalla superficie e lo si confronta con l'andamento degli sforzi dovuti al carico applicato. Un eventuale punto di tangenza definisce la modalità di innesco della frattura ed il carico limite che il pezzo è in grado di sopportare. Questo approccio è più facilmente applicabile ai componenti trattati anche se presuppone una corretta valutazione sia dell'effetto dell'indurimento superficiale, sia delle tensioni residue indotte dal trattamento sulla resistenza a fatica. Infatti la maggiore difficoltà che si incontra utilizzando questo tipo di approccio è proprio quella di una corretta stima delle tensioni residue negli strati sottopelle del materiale, in quanto i metodi sperimentali disponibili sono distruttivi e, a causa dell'asportazione del materiale, alterano lo stato tensionale residuo, rendendo i risultati, a volte, inaffidabili.

In questo lavoro per valutare l'effetto dei trattamenti di nitrurazione e di cementazione sulla resistenza a fatica di due comuni acciai da costruzione si è cercato di valutare l'andamento del limite di fatica locale effettivo; i risultati ottenuti sono stati valutati criticamente e confrontati tra loro per un'analisi comparativa.

Per ovviare alla difficoltà sperimentale di un'agevole ed affidabile misura delle tensioni residue è stata sviluppata una procedura numerica che permette di ottenere sistematicamente andamenti di tensioni residue prossimi a quelli ottenibili con i trattamenti analizzati: questa metodologia, ancora in fase di sviluppo ed affinamento, ha fornito risultati incoraggianti.

PROVE SPERIMENTALI

Materiali

E' stato studiato un acciaio da bonifica sottoposto a trattamento di nitrurazione a gas e un acciaio da cementazione sottoposto a trattamento di carburazione gassosa.

Acciaio nitrurato. E' stato utilizzato l'acciaio da bonifica tipo 34CrMo4 (UNI EN 10083/1); la sua composizione chimica è indicata in tabella I, le caratteristiche meccaniche sono riportate in tabella II

Tab.I. Composizione chimica dell'acciaio 34CrMo4

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
0,35 %	0,27 %	0,75 %	0,013 %	0,020 %	0,91 %	0,15 %
Ni	Al	Al _{sol}	Sn	As	Cu	Sb
0,35 %	0,016 %	0,013 %	0,008 %	0,009 %	0,17 %	0,005 %

Tab.II. Caratteristiche meccaniche dell'acciaio 34CrMo4.

Acciaio	Rm	Rp _{0,2}	E	v	A
34 CrMo 4	984 MPa	832 MPa	203000 MPa	0,3	11 %

Sui provini realizzati con tale acciaio è stato quindi eseguito un trattamento di nitrurazione gassosa a doppio stadio per un tempo complessivo di 30 ore: durante la prima fase si è operato per 10 ore a 510 °C con un tasso di dissociazione dell'ammoniaca del 20-25 % mentre, nella seconda fase, il trattamento è proseguito per 20 ore alla temperatura di 525 °C a tasso di dissociazione del 60-70%.

Acciaio cementato. E' stato utilizzato un acciaio da cementazione tipo 18CrMo4 (UNI 7846) con composizione chimica e caratteristiche meccaniche (secondo le norme UNI) riportate in tabella III e IV rispettivamente

Tab.III. Composizione chimica dell'acciaio 18CrMo4

C	Si	Mn	P _{max}	S _{max}	Cr	Mo
0,15-0,21 %	0,15-0,40 %	0,6-0,90 %	0,035 %	0,035 %	0,85-1,15 %	0,15-0,25 %

Tab.IV. Caratteristiche meccaniche dell'acciaio 18CrMo4

Acciaio	Rm min	Rp _{0,2} min	A min
18 CrMo 4	1130 MPa	885 MPa	8 %

I provini impiegati per la successiva prova di fatica sono stati trattati ad una temperatura di 920 °C per 7 ore, durante le quali sono stati messi a contatto con la miscela carburante. Successivamente, sono stati raffreddati fino ad una temperatura di 830 °C, eseguendo quindi la tempra in olio. Il successivo rinvenimento è stato effettuato a 200°C.

Caratterizzazione dello strato superficiale

Sui campioni sottoposti ai due trattamenti termochimici studiati sono state eseguite prove di microdurezza Vickers (15 g per l'acciaio nitrurato e 500 g per l'acciaio cementato; tempo di penetrazione per entrambi: 15 sec.) su sezioni lappate, ricavate perpendicolarmente alle superfici trattate.

I profili di microdurezza ricavati sperimentalmente sono mostrati in figura 1 e 2.

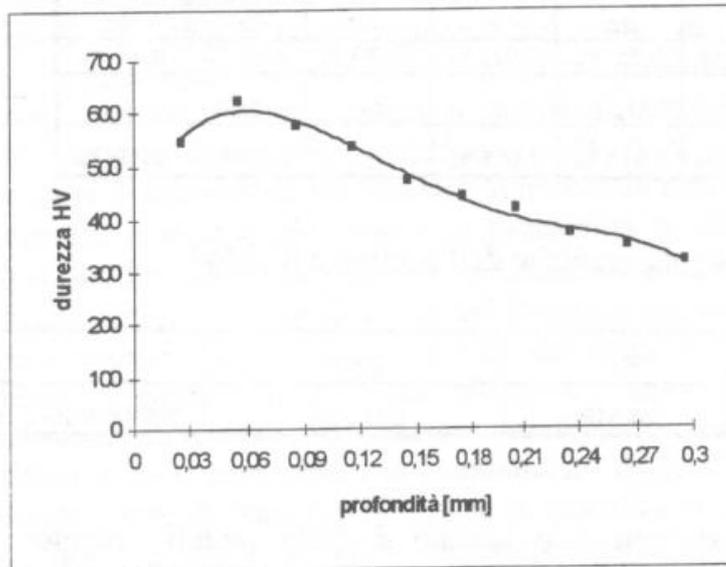


Fig. 1. Profilo di microdurezza dell'acciaio nitrurato ottenuto come interpolazione dei punti sperimentali.

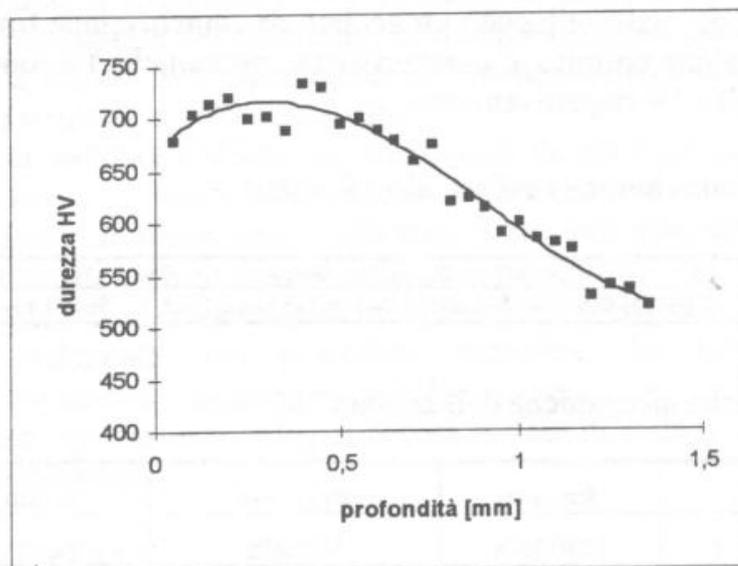


Fig. 2. Profilo di microdurezza dell'acciaio cementato ottenuto come interpolazione dei punti sperimentali.

Il valore di microdurezza a cuore per l'acciaio nitrurato è pari a 320 HV mentre per l'acciaio cementato è di 465 HV. Le profondità efficaci di trattamento (misurate a 525 HV) sono pari a 0,12 mm per l'acciaio nitrurato e 1,2 mm per l'acciaio cementato, mentre si possono indicare come spessori degli strati interessati dal trattamento, 0,3 mm nel caso nitrurato e 1,4 mm nel caso cementato.

Su quattro provini dell'acciaio nitrurato sono state eseguite misure di tensioni residue superficiali utilizzando la metodologia per diffrazione a raggi X. Il valore della sollecitazione media assiale ottenuta è pari -320 MPa, mentre quella circonferenziale risulta pari a -150 MPa.

Nel caso di provini cementati è stato misurato, presso il Centro Ricerche Fiat, sempre mediante il metodo diffrattometrico, il valore delle tensioni residue non solo in superficie ma anche in profondità, asportando chimicamente sottili strati di materiale.

L'andamento della tensione residua assiale è riportato in figura 3.

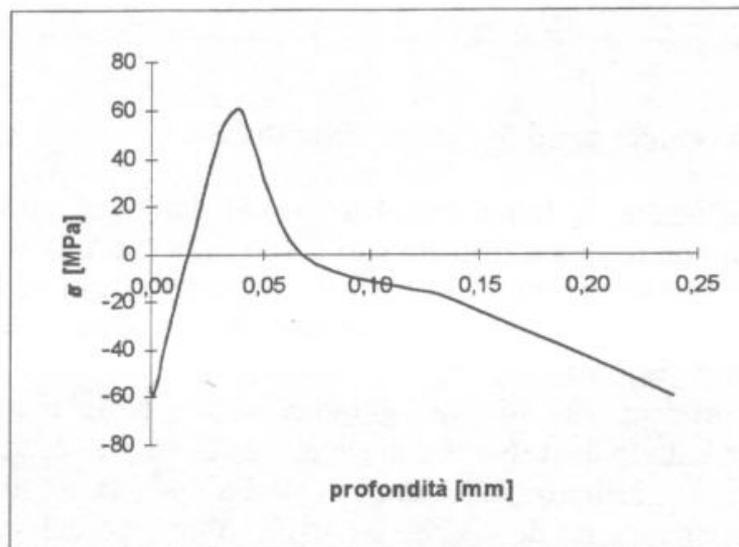


Fig. 3. Profilo delle tensioni residue assiali dopo la cementazione.

Prove di fatica

Il limite di resistenza a fatica degli acciai studiati è stato misurato effettuando prove di flessione rotante in accordo alle disposizioni delle norme ISO 1143, ricorrendo per la valutazione del limite di fatica alla metodologia Stair Case. Le prove sono state eseguite in aria, a temperatura ambiente e con velocità di rotazione pari a 2000 giri/min.

Acciaio nitrurato. Il limite di fatica calcolato per la durata di $8 \cdot 10^6$ cicli con una probabilità del 50% di non rottura [7] [8] è risultato pari a 720 MPa con una deviazione standard di 21,2 MPa.

Il diagramma di Wöhler, relativo ai provini dell'acciaio nitrurato, è mostrato in figura 4.

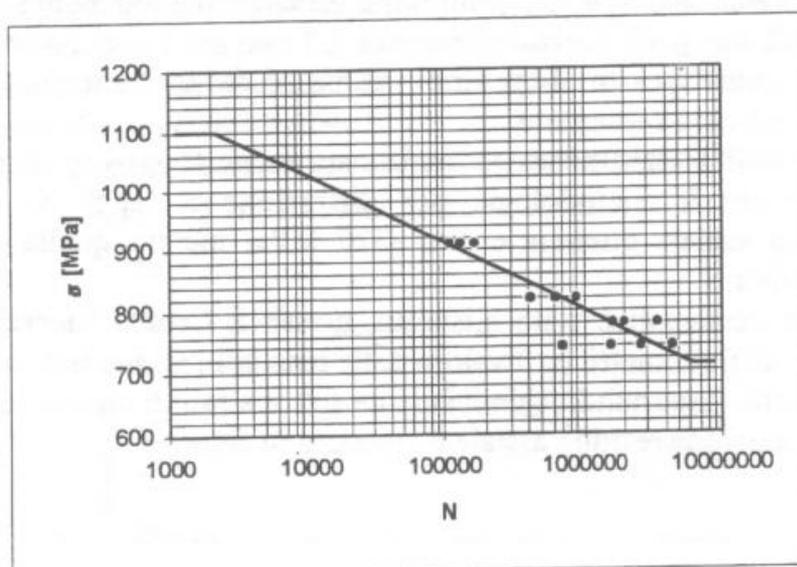


Fig. 4. Diagramma di Wöhler per il 34CrMo4 nitrurato.

Acciaio cementato. Il limite di fatica calcolato per la durata di $8 \cdot 10^6$ cicli con una probabilità del 50% di non rottura è risultato pari a 860 MPa con una deviazione standard di 21,2 MPa.

Analisi delle superfici di frattura

Acciaio nitrurato. Tutti i provini nitrurati giunti a rottura nelle diverse condizioni di sollecitazione hanno mostrato lo stesso tipo di superficie di frattura (figura 5).

Il piano di frattura è sempre caratterizzato dalla presenza di una inclusioni subsuperficiale in corrispondenza della quale ha origine l'innescò della cricca di fatica. Si osserva quindi un'iniziale propagazione in direzione radiale rispetto all'inclusione con fronte di propagazione concentrico all'inclusione stessa: una tale modalità di propagazione si mantiene fin tanto che è rilevante l'effetto di sovrasollecitazione provocato dalla presenza dall'inclusione rispetto al campo di sollecitazione esterna applicata. Successivamente la propagazione della cricca di fatica avviene lungo due direzioni: da un lato verso l'asse del provino, dall'altro verso la superficie del medesimo interessando progressivamente tutto lo strato nitrurato.

Nel caso riportato in figura 5, provino sollecitato con un carico pari a 740 MPa e rotto dopo $2,7 \cdot 10^6$ cicli, l'inclusione è risultata essere un solfuro di calcio del diametro di circa 25 μm . La distanza minima dell'inclusione dalla superficie esterna è 550 μm mentre il diametro della zona iniziale di propagazione (zona di forma circolare) è pari a 850 μm .

Acciaio cementato. Differente risulta invece la modalità di cedimento nel caso dei provini cementati. La cricca di fatica ha origine in superficie e si estende lungo tutta la circonferenza esterna fino a raggiungere una profondità di circa 1,2 mm provocando quindi

il cedimento di schianto del provino. La superficie di frattura nella zona di propagazione lungo lo strato cementato è risultata di tipo intergranulare (figura 6).

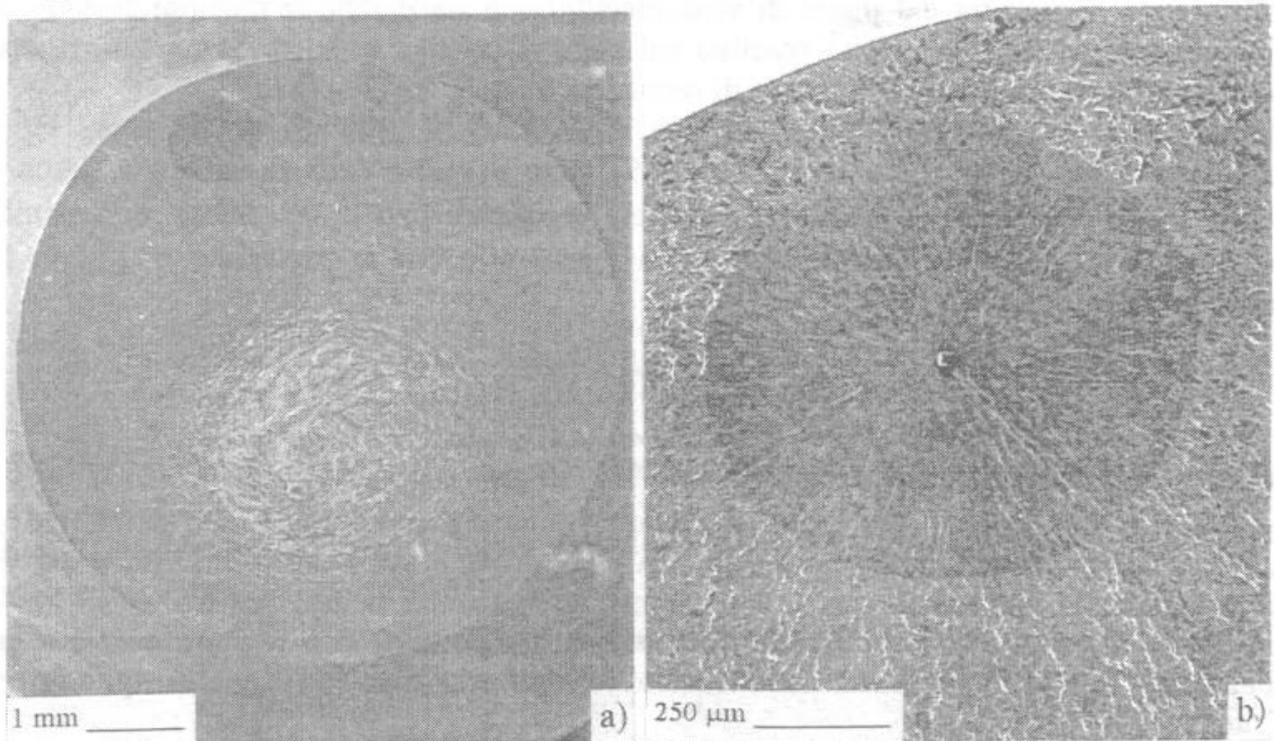


Fig. 5: Aspetto tipico della superficie di frattura dei provini nitrurati: a) visione globale, b) particolare della zona d'innesco

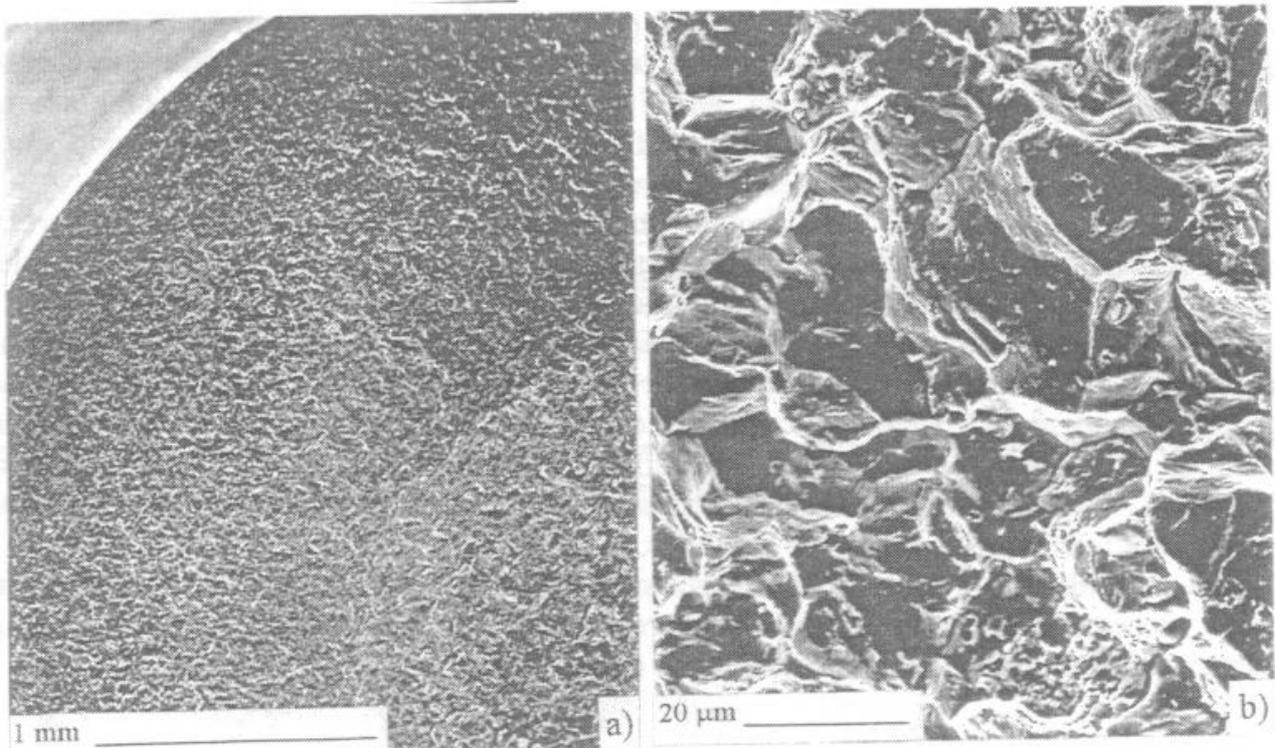


Fig. 6: Aspetto tipico della superficie di frattura dei provini cementati: a) visione globale, b) particolare della zona di propagazione nello strato cementato

Considerazioni sulle zone di innesco

Gli acciai trattati superficialmente aumentano il loro limite di fatica sia perché lo strato superficiale si rinforza dal punto di vista metallurgico sia perché le tensioni residue di compressione hanno un effetto positivo sul comportamento a fatica. Sommando i due contributi è possibile trovare la curva di resistenza a fatica locale effettiva.

Ritenendo, in prima approssimazione, che sia costante il rapporto tra durezza HV e resistenza a fatica per il provino nitrurato [9], noto il valore della resistenza a fatica a cuore $\sigma_{F_{cuore}}$ (resistenza a fatica del materiale bonificato pari a 500 MPa), è possibile calcolare il valore della resistenza a fatica locale effettiva in superficie $\sigma_{F_{sup}}$ con la seguente relazione:

$$\sigma_{F_{sup}} = \frac{HV_{sup}}{HV_{cuore}} \sigma_{F_{cuore}} - \sigma_{res} \quad (1)$$

dove σ_{res} è la tensione residua superficiale (-320 MPa).

$\sigma_{F_{sup}}$ è pari a 1180 MPa che è un valore notevolmente superiore al limite di 720 MPa ricavato sperimentalmente. Questo significa che (come è stato dimostrato dalle prove sperimentali) la situazione critica è raggiunta internamente nella zona tra lo spessore nitrurato e il cuore. Il comportamento qualitativo (quello reale non si può ricostruire in quanto non è noto l'andamento delle tensioni residue in profondità) è quello riportato in figura 7.

Da questi andamenti si vede che al variare della sollecitazione applicata variano le modalità di frattura; infatti nel caso di elevati gradienti la curva di resistenza locale effettiva non è più tangente a quella del carico applicato e la frattura inizia dalla superficie. E' poi chiaro che aumentando la profondità dello strato nitrurato la condizione di tangenza con la curva di carico avviene in corrispondenza di sollecitazioni più elevate e quindi migliora il limite di fatica, anche se si è visto [10] che questo comporta un ulteriore fragilimento dello strato superficiale. Inoltre profondità elevate non sono facilmente raggiungibili per problemi metallurgici, chimici e pratici.

Con analogo ragionamento per l'acciaio cementato, per il quale è possibile ottenere la curva di resistenza a fatica locale effettiva in quanto è noto il valore delle tensioni residue in profondità, si è ricavato il diagramma di figura 8.

Si vede che per questi provini la frattura inizia in superficie, riuscendo quindi a sfruttare al meglio il rafforzamento provocato dalla cementazione. Infatti, la resistenza a fatica del materiale cementato è superiore rispetto a quello nitrurato, anche se le tensioni residue sono di entità limitata perché, come si può osservare dalle figure 7 e 8, la curva di resistenza effettiva a fatica locale effettiva ha una forma migliore in quanto tende ad essere parallela a quella del carico applicato.

Quando si realizzano i trattamenti termochimici è quindi indispensabile, compatibilmente con i processi tecnologici, cercare di avere delle curve di resistenza alla fatica locale effettiva approssimativamente parallele alle curve del carico.

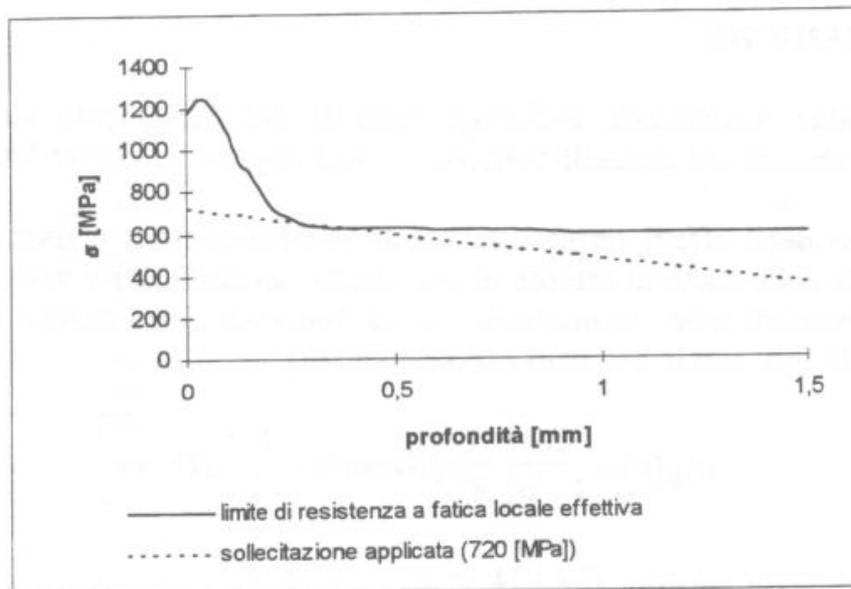


Fig. 7. Andamento del carico limite di fatica e delle curva di resistenza a fatica locale effettiva (qualitativa) nei provini nitrurati.

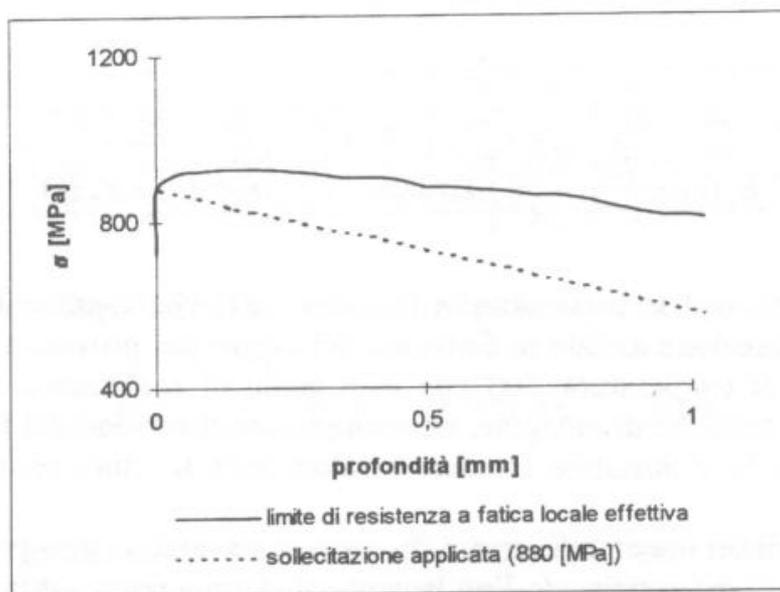


Fig. 8. Provini cementati. Confronto tra l'andamento della sollecitazione applicata (880 MPa) superiore al limite di fatica e la curva di resistenza a fatica locale effettiva.

ANALISI NUMERICHE

Le tensioni residue superficiali, indipendentemente dal trattamento che le inducono, possono essere simulate nei modelli numerici con un approccio che utilizza distribuzioni di temperature.

Lo studio teorico degli effetti termici su solidi assialsimmetrici consente di formulare l'andamento delle sollecitazioni interne di un cilindro, quando siano note le proprietà del materiale, le caratteristiche geometriche e la funzione che indica la temperatura all'interno del cilindro, con le seguenti espressioni [11]:

$$\begin{aligned}\sigma_{r\theta}(r) &= \frac{E\alpha}{1-\nu} \left[\frac{1}{R^2} \int_0^R T(r)rdr - \frac{1}{r^2} \int_0^r T(r)rdr \right] \\ \sigma_{\theta}(r) &= \frac{E\alpha}{1-\nu} \left[\frac{1}{R^2} \int_0^R T(r)rdr + \frac{1}{r^2} \int_0^r T(r)rdr - T(r) \right] \quad (2) \\ \sigma_x(r) &= \frac{E\alpha}{1-\nu} \left[\frac{2}{R^2} \int_0^R T(r)rdr - T(r) \right]\end{aligned}$$

Si osserva che:

$$\sigma_x(r) = \frac{E\alpha}{1-\nu} \left[\frac{2}{R^2} \int_0^R T(r)rdr - T(r) \right] = \sigma_r(r) + \sigma_{\theta}(r) \quad (3)$$

E' evidente dalla (3) che se fosse nota la funzione $\sigma_x(r)$ che esprime l'andamento dello sforzo residuo in direzione assiale in funzione del raggio del provino si potrebbe risalire alla distribuzione di temperatura $T(r)$ che è in grado di realizzarlo. Sperimentalmente però, con le usuali tecniche di indagine, ad esempio con il metodo del foro oppure con la diffrazione a raggi X, è possibile ottenere i valori delle tensioni residue solo in modo discreto.

Introducendo quindi un inevitabile errore di approssimazione si può pensare di risolvere numericamente la (3) discretizzando l'andamento di sforzi e temperature.

Si sono presi in esame tre profili di tensioni residue assiali riportati in figura 9 e trovati in letteratura [5].

Le curve interpolanti sono delle polinomiali che approssimano i valori sperimentali.

L'asse delle ascisse è stato suddiviso in tanti intervalli uguali di 50 μm e per ciascuno di questi è stato stimato il valore della tensione media (tabella VII).

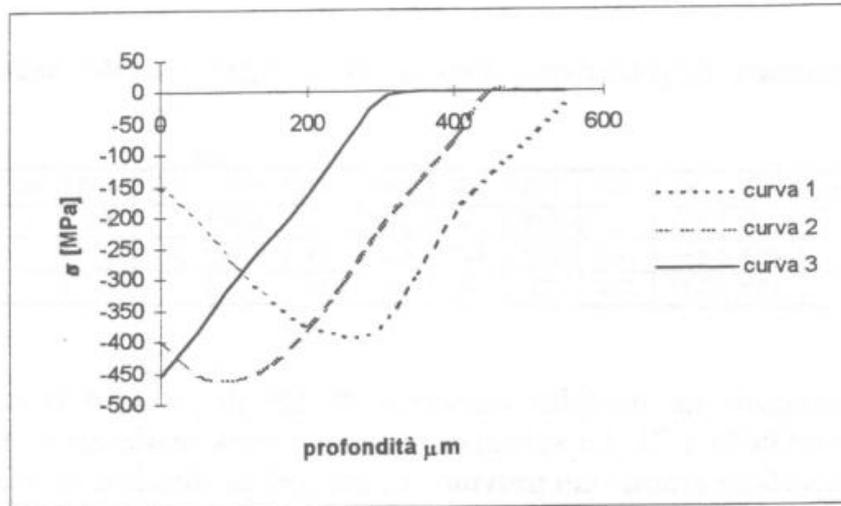


Fig.9. Andamenti delle tensioni residue assiali di compressione rilevati su provini senza intaglio con profondità differenti di nitrurazione.

Tab.VII. Tensioni residue assiali al variare della profondità dalla superficie per provini nitrurati. Esistono 3 andamenti diversi in quanto si sono considerati 3 diversi processi di nitrurazione.

profondità [μm]	0	50	100	150	200	250	300	350	400	450	500	550
curva 1 [MPa]	-150	-205	-295	-330	-385	-390	-380	-295	-200	-135	-80	-20
curva 2 [MPa]	-400	-450	-460	-430	-390	-300	-225	-160	-80	-	-	-
curva 3 [MPa]	-455	-380	-295	-210	-165	-85	-15	-	-	-	-	-

Trascurando l'errore introdotto la (3) può essere trasformata nella seguente espressione:

$$\sigma_{xi}(r_i) = 2 \frac{E\alpha}{(1-\nu)R^2} \left[\sum_{i=1}^n T_i(r_i) r_i \Delta r \right] - T_i(r_i) \quad (4)$$

dove:

$\sigma_{xi}(r_i)$ è lo sforzo assiale alla i -esima profondità (nel nostro caso i valori di tabella VII);
 $T_i(r_i)$ è il valore di temperatura che consente di ottenere alla i -esima profondità lo sforzo σ_{xi} ;

Δr è un intervallo costante finito, che si può assumere pari alla distanza intercorrente tra due successivi valori di tensioni misurate sperimentalmente (nel nostro caso si sono assunti $100 \mu\text{m}$ per la curva 1 e $50 \mu\text{m}$ per le curve 2 e 3).

Poiché dalla tabella VII sono noti i valori di $\sigma_{xi}(r_i)$ la (4) è anche la formulazione sintetica di un sistema che, se risolto in funzione di $T_i(r_i)$, consente di ottenere i valori di temperatura riportati in tabella VIII.

Tab.VIII. Temperature $T_i(r_i)$ corrispondenti ai valori $\sigma_{xi}(r_i)$. Le cifre decimali sono state trascurate.

profondità [μm]	0	50	100	150	200	250	300	350	400	450	500	550
curva 1 °C	-	101	-	138	-	163	-	128	-	81	-	47
curva 2 °C	153	164	167	159	147	121	99	80	56			
curva 3 °C	152	127	114	78	65	41	21					

E' poi stato realizzato un modello numerico di 1/9 di cilindro (figura 10) con il programma COSMOS/M 1.71. La schematizzazione è stata realizzata in modo da avere, partendo dalla superficie esterna del provino, 12 file (per la simulazione delle curve 2 e 3) e 6 file (per la curva 1) concentriche di nodi circonferenziali ed equidistanti. La distanza tra una fila e l'altra è stata scelta in modo che coincida con quella dei punti di misura delle tensioni.

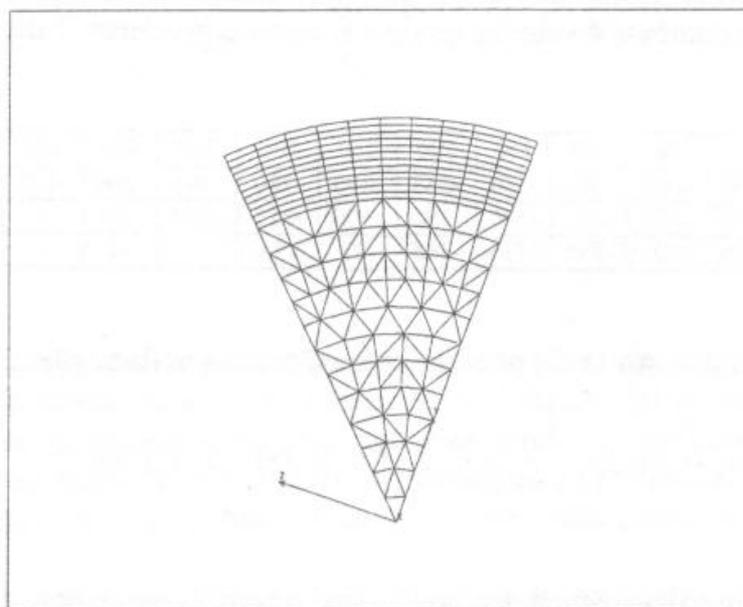


Fig.10. Schematizzazione del provino realizzato numericamente.

A ciascuna fila di nodi, assumendo il coefficiente di dilatazione termica $\alpha=1,2 \cdot 10^{-5} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$, sono poi state attribuite le temperature riportate in tabella VIII. Si sono considerate successivamente le 3 distribuzioni di temperature e per ciascuna è stata fatta l'analisi numerica.

In figura 11 si possono vedere gli andamenti delle sollecitazioni assiale, circonferenziale e radiale in funzione della profondità, ottenute dall'analisi applicando le temperature della curva 2 (tabella VIII).

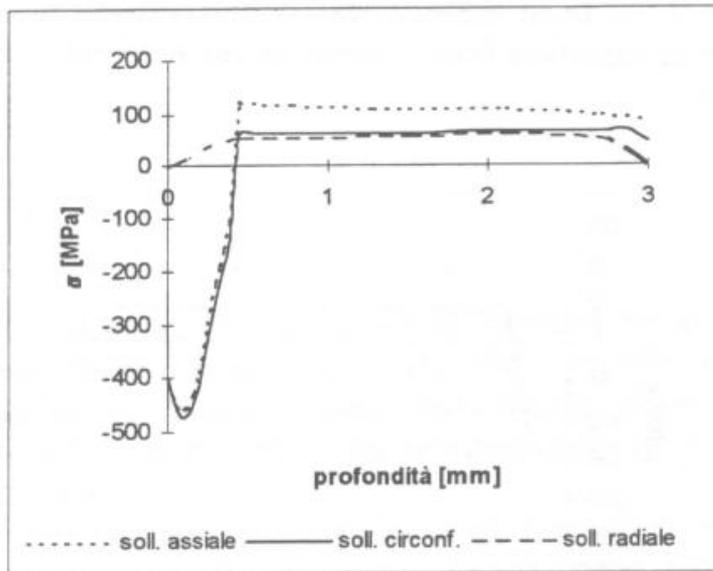


Fig.11. Andamento delle tensioni residue ricavate numericamente.

L'errore percentuale delle sollecitazioni assiali tra il valore ottenuto numericamente e quello riportato in tabella VII per le tre curve è sempre inferiore al 3 %. Gli scostamenti più elevati si riscontrano in superficie e in corrispondenza dei minimi delle curve. Tali anomalie sono attribuibili alle singolarità numeriche delle zone interessate. I risultati ottenuti confermano la validità della metodologia proposta.

L'approccio termico presenta il vantaggio, a differenza di altri come ad esempio quello che utilizza le pressioni, che non ci si deve preoccupare di autoequilibrare il sistema di tensioni residue indotto. Come si vede dalla figura 11, al di sotto della zona compressa per effetto dell'alterazione termica, è presente una zona di trazione con valori circa costanti indispensabile per l'equilibrio.

Nel caso che le tensioni residue assiali e circonferenziali siano fra loro diverse e non rispettino rigorosamente la relazione (3) è possibile la loro simulazione semplicemente attribuendo alle direzioni principali diversi coefficienti di dilatazione termica lineare.

Imponendo un coefficiente di dilatazione β sia in direzione radiale che circonferenziale e un coefficiente α in direzione assiale, possibilità offerta da COSMOS/M 1.71, l'elaborazione delle (2) consente di pervenire alla seguente relazione:

$$\xi = \frac{\frac{\sigma_x}{\sigma_\theta} - \nu}{1 - \nu \frac{\sigma_x}{\sigma_\theta}} \quad (5)$$

Con la (5) è possibile ricavare $\xi = \alpha/\beta$ da attribuire al modello per ogni rapporto (al variare della distanza dalla superficie) tra tensione residua assiale e circonferenziale in provini cilindrici. L'applicazione di tale metodologia al provino nitruato, ipotizzando un

possibile andamento delle tensioni residue all'interno (in figura 12 sono riportati gli andamenti delle sollecitazioni residue assiale e circonferenziale ottenute dall'analisi numerica), ha mostrato un buon accordo tra i valori ricavati numericamente e quelli sperimentali; l'errore in superficie (unico punto in cui sono noti i valori sperimentali) è risultato inferiore al 3%.

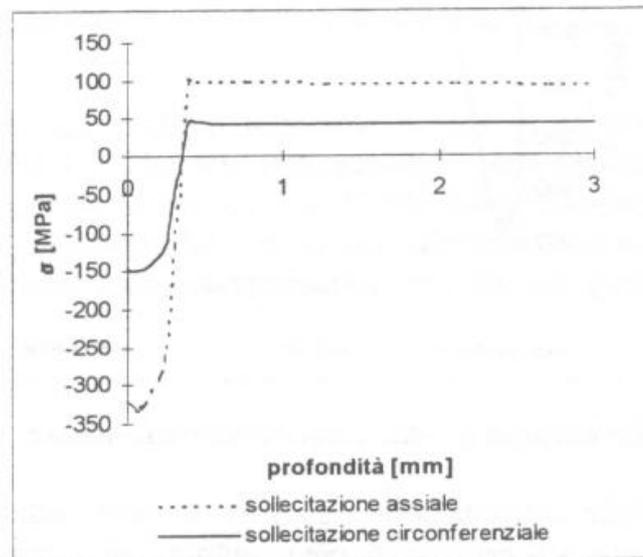


Fig.12. Andamento della sollecitazione assiale e circonferenziale ricavato dal modello numerico imponendo alle due direzioni coefficienti di dilatazione termica lineare diversi.

CONCLUSIONI

I risultati ottenuti confermano l'importanza di una corretta valutazione della curva di resistenza a fatica locale effettiva per determinare l'effetto dei trattamenti superficiali sulla vita a fatica di componenti meccanici e per scegliere nel modo più appropriato i parametri caratteristici dei trattamenti stessi.

A questo scopo risulta indispensabile conoscere i valori e gli andamenti delle tensioni residue indotte dai trattamenti. E' stato quindi presentato un approccio termico che consente la loro simulazione in modelli numerici cilindrici e che può essere applicato, introducendo opportune modifiche analitiche e di modellazione, a geometrie non assialsimmetriche. I metodi attualmente usati per misurare il profilo di tensioni residue in profondità (diffrazione a raggi X, metodo del foro) sono metodi distruttivi in quanto occorre asportare progressivamente gli strati esterni di materiale. Con l'approccio che utilizza i gradienti termici invece, è possibile effettuare analisi numeriche sistematiche per avere indicazioni sull'ottimizzazione in relazione al comportamento a fatica dei profili di tensioni residue lungo la sezione noto il valore in superficie.

RINGRAZIAMENTI

Questo lavoro è stato svolto grazie a un finanziamento M.U.R.S.T.

BIBLIOGRAFIA

- [1] A. Okamoto, H. Nakamura. The Influence of Residual Stress on Fatigue Cracking. *Journal of Pressure Vessel Technology*, Vol 12, 1990 , pp 199-203
- [2] Masahiko Mitsubayashi, Takashi Miyata, Hideo Aihara. Phenomenal analysis of shot peening: analysis of fatigue strength by fracture mechanics for shot-peened steel. *JSAE Review* 15, 1994, pp 67-71
- [3] M. Beghini, L. Bertini, E. Vitale. Fatigue Crack Growth in Residual Stress Fields: Experimental Results and Modelling. *Faigue Fract. Engng. Mater. Struct.* Vol 17, n° 12, 1994, pp. 1433-1444.
- [4] K.H. Kloos, B. Fuchsbauer J. Adelman. Fatigue properties of specimens similar to components deep rolled under optimized conditions, *Int Journal of Fatigue*,. Vol. 9, Gennaio 1987, pp. 35-42
- [5] H.J. Spies. Fatigue behaviour of nitrided steels, *Steel research*, Vol. 64, n° 8/9, 1993, pp 181-188
- [6] K.H. Kloos, E. Velten.. *Konstruktion*, Vol 36, n°5, 1984, pp 181-188
- [7] J. A. Collins. Failure of material in mechanical design. Wiley Interscience, cap. 9-10
- [8] Dixon/Massey Introduction to statistical analysis. Mc Graw Hill, International student edition, cap. 19
- [9] Deev et al.. *Donnee Technologiques sur la Fatigue*, CETIM, Senlis, 1989.
- [10] M. Guagliano, L. Vergani. Effect of Nitriding on Low Cycle Fatigue Properties. *Proc. ICM7, L'Aia (Olanda)* 26-28 Maggio, 1995
- [11] S.P. Timoshenko J.N. Goodier. *Theory of Elasticity Third Edition*.. Mc Graw Hill, International editions, cap. 19