

L'applicazione della diffrazione dei raggi X per l'analisi del cedimento dei componenti meccanici

Mario Guagliano

Politecnico di Milano, Dipartimento di Meccanica, Via La Masa 34, 20156 Milano

RIASSUNTO. La diffrazione dei raggi X è una tecnica sperimentale utilizzata per la misura degli sforzi residui nei materiali metallici. Se applicata alla superficie di un elemento rotto può divenire uno strumento di indagine frattografica, il che vuol dire che è possibile mettere in relazione i risultati delle misure ottenute con le condizioni di carico che hanno indotto il cedimento. In questa memoria, dopo una parte introduttiva relativa ai principi di diffrazione dei raggi X ed alla sua applicazione in sede frattografica, la si utilizza per l'analisi del cedimento di un albero a gomiti, evidenziando alcuni aspetti originali relativi all'applicazione di questa tecnica a componenti reali.

ABSTRACT. X-ray diffraction is a well-known experimental technique for measuring residual stresses in metallic materials. If XRD is applied to the fracture surface of a broken part it becomes a fractographical technique, that is to say that it is possible to relate the results of the measures to the loading condition that lead a component to fail. In this paper, after an introduction about the technique, XRD fractography is applied to a fatigue failed diesel engine crankshaft. It was possible to determine the load that lead the crankshaft to fail and to evidence some original aspects about the application of this technique to real machine parts.

PAROLE CHIAVE. XRD; fatica; alberi a gomito.

1 INTRODUZIONE

La diffrazione dei raggi X (XRD) è una tecnica di misura usata in molti settori scientifici ed industriali per misurare differenti proprietà dei materiali. La tecnica può essere utilizzata su materiali mono o policristallini e consiste nel misurare l'angolo di massima diffrazione di un fascio incidente di raggi X su una superficie. Nel campo dell'ingegneria e delle costruzioni meccaniche, la diffrazione dei raggi X è utilizzata per la misura degli sforzi residui nei componenti meccanici [1, 2]. Le informazioni che si ottengono da una misura diffrattometrica sono essenzialmente due: l'angolo per il quale si verifica il picco di diffrazione di un fascio di raggi X incidenti sulla superficie e l'ampiezza del picco di diffrazione (generalmente misurata ad $\frac{1}{2}$ dell'altezza del picco e chiamata FWHM, Full Width at Half Maximum). L'angolo di diffrazione è direttamente legato al valore degli sforzi residui nella zona di misura, mentre la FWHM può essere messa in relazione alla distorsione dei grani cristallini, alla densità delle dislocazioni e ai cosiddetti micro-sforzi residui di tipo II [1,3].

Queste informazioni possono essere usate anche in sede di analisi di un cedimento. Infatti le misure XRD condotte su superfici di frattura possono fornire importanti indicazioni per interpretare i cedimenti e per determinare le cause che li hanno indotti. Ciò è possibile applicando i concetti propri della meccanica della frattura elastica ed elastoplastica insieme ai risultati ottenuti con misure XRD. I primi tentativi in tal senso sono stati eseguiti du-

rante gli anni '70 del XX secolo [4, 5]. Ogura et al. [6-7] hanno usato la XRD per studiare gli sforzi residui lasciati sulla superficie di frattura di provini compact-tension (CT) in acciaio dalla propagazione di una cricca di fatica ed hanno confrontato i risultati ottenuti con quelli di analisi a elementi finiti: si è trovato che i valori sono positivi (trazione) sulla superficie di frattura e decrescono in profondità. Un altro risultato del loro studio è stato quello di trovare una relazione tra la variazione ciclica del fattore di intensificazione degli sforzi (ΔK) e il suo massimo valore (K_{max}) e l'andamento di FWHM in profondità. È stata poi valutata l'estensione della zona plastica per mezzo della distribuzione degli sforzi residui. Kodama et al. [8-9] hanno analizzato superfici di frattura sottolineando l'effetto di rapporti di ciclo R sull'andamento degli sforzi residui sulla superficie di frattura e negli strati di materiale sub-superficiali: è stato trovato che valori di R inferiori a -3 ed elevati carichi applicati inducono valori di sforzi residui di compressione in superficie. In [9] si descrive un modello per la previsione della distribuzione degli sforzi residui nella frattografia XRD. Bignonnet et al. [10], Lebrun et al. [11], Dias et al. [12] hanno posto l'attenzione sulla relazione che intercorre tra l'estensione delle zone di plasticizzazione monotona e ciclica, r_{pm} e r_{pc} , i valori di K_{max} e ΔK , la misura degli sforzi residui e del FWHM: essi hanno trovato risultati originali, specialmente in relazione ad un modello per la stima della zona di plasticizzazione ciclica basato sulla distribuzione in profondità dell'FWHM ed applicabile a materiali che addolciscono ciclicamente. Altri studi considerano mate-

riali differenti ed hanno contribuito allo sviluppo di questa tecnica: Suzuki et al. [13] hanno eseguito uno studio XRD sulla superficie di frattura di un pezzo in ghisa duttile considerando la misura dell'austenite residua. Mori et al. [14] hanno applicato questa tecnica alla frattografia di compositi sinterizzati considerando solo situazioni statiche. Rajianna et al. [15-17] hanno eseguito analisi frattografiche XRD su un acciaio C45 considerando differenti temperature di frattura.

La maggior parte degli studi condotti si riferiscono, tuttavia, a provini standard, tipicamente provini CT. Ci sono pochi articoli che considerano l'analisi di cedimenti su elementi di macchine o componenti strutturali. In [18] viene descritta la frattografia XRD di una biella di un solenoide rotta per fatica. In [18] si considera una giunzione tubolare saldata di una struttura off-shore, mentre in [19] si analizza la rottura della testa di una rotaia per mezzo di provini di laboratorio. In [20] si ricercano le cause del cedimento dell'albero di una turbina a vapore per mezzo della XRD.

Lo studio di veri e propri elementi di macchine con la diffrattometria dei raggi X, presenta differenze non trascurabili rispetto ad analisi condotte su provini di laboratorio: ciò è dovuto al fatto che le effettive condizioni di lavoro non sono sempre note e possono variare durante la durata operativa della macchina, rendendo più difficile l'analisi dei dati sperimentali.

In questa memoria si considera un albero a gomiti utilizzato in un motore diesel veloce per applicazioni navali. L'albero si è rotto durante prove di fatica flessionale ($R=-1$) [21]. Dopo aver caratterizzato il materiale con cui l'albero a gomiti era costruito per mezzo di prove sperimentali e di misure XRD condotte su provini standard, si è analizzata la superficie di frattura dell'albero a gomiti con la XRD, considerando diversi punti sulla superficie per differenti stati di propagazione della cricca. La finalità di queste analisi è verificare la possibilità di utilizzare convenientemente questa tecnica di misura per analizzare cedimenti avvenuti in esercizio. I risultati ottenuti sono stati confrontati con dati relativi ad un albero a gomiti molto simile a quello considerato; il confronto è stato più che soddisfacente. Nella memoria alcuni aspetti relativi all'utilizzo del XRD e alla misura degli sforzi residui e del FWHM per l'analisi dei cedimenti sono discussi alla luce dell'attuale stato dell'arte.

2 PRINCIPI DI DIFFRATTOMETRIA DEI RAGGI X

Nel presente paragrafo si espongono i principi che sono alla base della diffrattometria dei raggi X per la misura degli sforzi residui e il suo utilizzo in sede di analisi frattografica di cedimenti per fatica. Ulteriori dettagli possono essere reperiti in letteratura, ad esempio in [1,2] e in [11,12].

2.1 La diffrattometria dei raggi X per la misura degli sforzi residui

La misura degli sforzi residui con la diffrazione dei raggi X in materiali policristallini si fonda sull'applicazione della legge di Bragg. Se un fascio di raggi X colpisce un cristallo, ci sarà interferenza costruttiva, o diffrazione, quando

$$n\lambda = 2d\sin\theta \quad (1)$$

dove λ è la lunghezza d'onda della radiazione incidente, d è la distanza tra due piani cristallini consecutivi con indici hkl di Miller assegnati, θ è l'angolo di incidenza del fascio di raggi X rispetto ai piani cristallini di interesse, $n=1, 2, 3$, con l'unica limitazione che $\sin\theta < 1$. In Fig. 1 è illustrata graficamente la condizione di diffrazione dei raggi X.

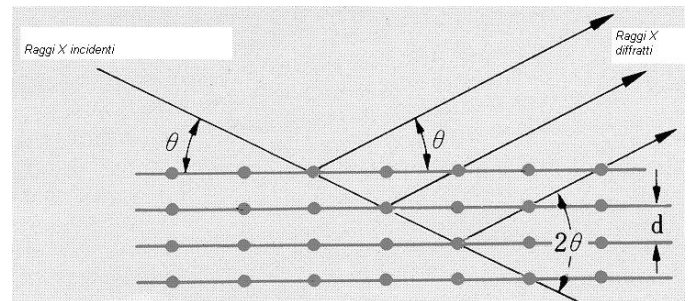


Figura 1. Diffrazione dei raggi X rispetto a un reticolo cristallino.

Se il cristallo è deformato, come nel caso di sforzi residui indotti da precedenti trattamenti o dall'applicazione di carichi elevati, la distanza d cambia, e, con essa, varierà anche l'angolo θ di diffrazione. Misurando la variazione dell'angolo di diffrazione si è in grado di mettere in relazione la variazione della distanza tra i grani cristallini con la deformazione del reticolo cristallino:

$$\varepsilon = \frac{\Delta d}{d} = -\cot\theta \Delta\theta \quad (2)$$

Con l'applicazione delle formule della teoria dell'elasticità lineare è poi possibile mettere in relazione le deformazioni con gli sforzi presenti nel materiale.

Tuttavia, i metalli e le leghe metalliche sono caratterizzati da una struttura policristallina, con i grani cristallini orientati casualmente rispetto alla superficie dei pezzi. Ciò implica che avremo piani caratterizzati dai medesimi indici di Miller diversamente orientati rispetto alla superficie, in quanto appartenenti a differenti grani cristallini. In Fig. 2 è illustrato il sistema di coordinate definito dalle direzioni principali. In tale figura si assume che lo sforzo normale alla superficie (σ_{33}) sia nullo; inoltre si definiscono gli angoli ψ e ϕ .

Variando l'angolo ψ di incidenza tra il fascio di raggi X e la superficie oggetto della misura, si interessano alla misura differenti grani cristallini. Si ottiene:

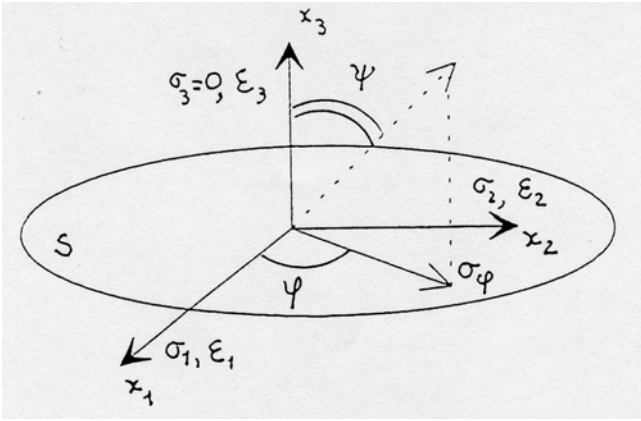


Figura 2. Definizione di: (a) piani hkl per grani differenti, (b) sistemi di riferimento principale 1, 2, 3 e degli angoli Φ e Ψ .

$$\varepsilon_{\phi\psi} = \frac{d_{\psi} - d_o}{d_o} \quad (3)$$

in cui d_{ψ} è la distanza tra i piani cristallini oggetto della diffrazione quando l'angolo di incidenza rispetto alla superficie è Ψ , mentre d_o è la distanza interplanare del materiale indeformato (privo di sforzi residui). Se si vuole conoscere il valore dello sforzo σ_{ϕ} è necessario ripetere la misura cambiando l'angolo di incidenza Ψ . La teoria dell'elasticità insegna che la deformazione $\varepsilon_{\phi\psi}$ lungo una direzione inclinata di un angolo Ψ rispetto alla superficie è legata agli sforzi principali σ_1 e σ_2 dalla seguente equazione:

$$\varepsilon_{\phi\psi} = \frac{1+\nu}{E} (\sigma_1 \cos^2 \phi + \sigma_2 \sin^2 \phi) \sin^2 \psi - \frac{\nu}{E} (\sigma_1 + \sigma_2) \quad (4)$$

Con semplici trasformazioni che considerano il legame tra gli sforzi principali e σ_{ϕ} [1] si arriva a scrivere

$$\varepsilon_{\phi\psi} = \frac{1+\nu}{E} \sigma_{\phi} \sin^2 \psi - \frac{\nu}{E} (\sigma_1 + \sigma_2) \quad (5)$$

(E è il modulo elastico del materiale, ν il coefficiente di Poisson).

E' immediato dedurre che sussiste una relazione lineare tra $\varepsilon_{\phi\psi}$ e $\sin^2 \Psi$ e che σ_{ϕ} è la pendenza della retta divisa per $(1+\nu)/E$. Ciò significa che è possibile determinare il valore di σ_{ϕ} eseguendo più misure con differenti angoli di incidenza Ψ . Questa è la procedura più comunemente eseguita per la misura degli sforzi residui con la XRD. Nella applicazioni pratiche, la relazione tra $\varepsilon_{\phi\psi}$ e $\sin^2 \Psi$ non è perfettamente lineare ed è necessario eseguire la regressione lineare dei risultati delle misure (in altri casi la relazione è sistematicamente non lineare, ellittica, ma ciò è dovuto alla presenza di un elevato gradiente degli sforzi nel sottile strato di materiale interessato dalla misura). Un altro aspetto da considerare è che, data la natura

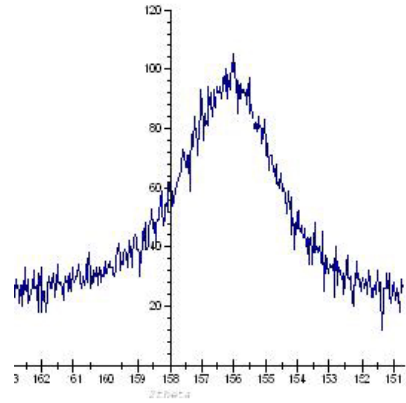


Figura 3. Tipico aspetto di un picco di diffrazione.

policristallina dei materiali metallici, si avrà diffrazione più o meno marcata in un range angolare attorno il picco di diffrazione come illustrato in Fig. 3.

Ciò richiede che il picco debba essere elaborato utilizzando qualche funzione matematica (gaussiana, parabola, cross correlation...) per trovare la massima intensità di diffrazione e la sua posizione angolare θ . Analizzando la larghezza del picco è possibile avere informazioni relative alla deformazione plastica subita dal materiale e relative alla densità di dislocazioni presenti: la grandezza che è usualmente considerato a tal fine è l'ampiezza del picco a metà altezza del ciclo medesimo (FWHM).

2.2 La diffrazione dei raggi X per le analisi frattografiche

I dati ottenuti con le misure XRD possono essere utilizzati per l'analisi del cedimento dei pezzi sollecitati fatica. Infatti durante la propagazione si hanno, lungo il fronte di propagazione, deformazioni plastiche che lasciano deformazioni e sforzi residui sulla superficie di frattura, le quali influenzeranno le misure XRD. Per mezzo di un numero sufficiente di misure superficiali e sub-superficiali è possibile determinare la profondità di materiale interessato dal passaggio della cricca e mettere quest'ultimo in relazione con i parametri della meccanica della frattura e, quindi, con le condizioni di carico che hanno causato la rottura. Andamenti tipici sono illustrati in Fig. 4.

Si nota che sia considerando l'andamento del FWHM che quello degli sforzi residui è possibile determinare l'estensione della zona plastica. Nella stessa figura si può notare l'andamento di FWHM sotto l'azione di carichi affaticanti che inducono plasticizzazione ciclica e, conseguentemente, la formazione di una zona di plasticità ciclica. L'estensione di questa zona può essere determinata con la XRD solo per materiali addolcenti. Un volta che r_{pm} e r_{pc} sono determinati è possibile metterli in relazione alle grandezze proprie della meccanica della frattura. Infatti:

$$r_{pm} = \alpha \left(\frac{K_{max}}{\sigma_{ys}} \right)^2 \quad r_{pc} = \alpha \left(\frac{\Delta K}{2\sigma'_{ys}} \right)^2 \quad (6)$$

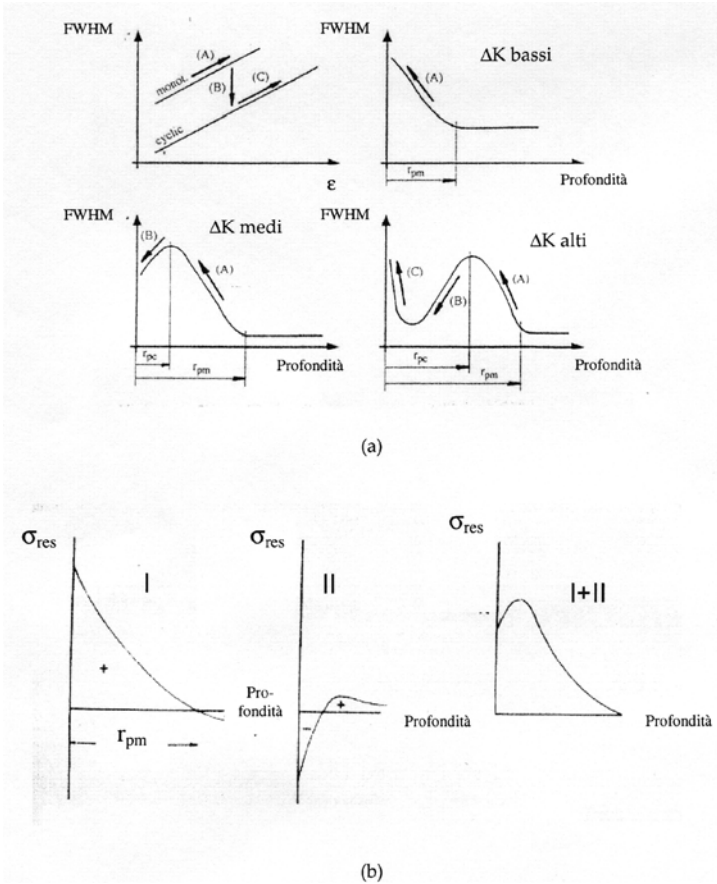


Figura 4. Andamento qualitativo di FWHM (a) e degli sforzi residui (b) dovuti alle deformazioni plastiche in prossimità del fronte della frattura su una superficie di rottura a fatica di un materiale ciclicamente addolcente.

dove K_{max} e ΔK sono il valor massimo e l'ampiezza in un ciclo del fattore di intensificazione degli sforzi, σ_{ys} e σ'_{ys} sono valori degli sforzi di snervamento monotono e ciclico, rispettivamente, e α è un coefficiente funzione del materiale. Quest'ultimo coefficiente può essere determinato sperimentalmente con prove sperimentali con carichi e provini noti. Fattori che possono contribuire a modificare i tipici andamenti ora illustrati sono la rugosità superficiale, l'effetto di chiusura della cricca (crack closure) e deformazioni di compressione (dovute al contatto tra le facce della cricca, per esempio) [22]. Se le condizioni affaticanti rendono non trascurabili questi ultimi fattori, gli andamenti prima illustrati saranno modificati: in Fig. 4b si illustra la sovrapposizione degli andamenti dovuti alla deformazione plastica e alla rugosità superficiale: il risultato è un andamento complessivo crescente-decrescente con un massimo sotto la superficie.

3 ANALISI XRD DEL CEDIMENTO DI UN ALBERO A GOMITI

L'albero a gomiti oggetto dell'analisi è utilizzato su un motore diesel veloce che equipaggia imbarcazioni marine. In Fig. 5 sono illustrati i principali rapporti geometrici. La geometria è del tutto analoga a quella degli alberi considerati in [21].

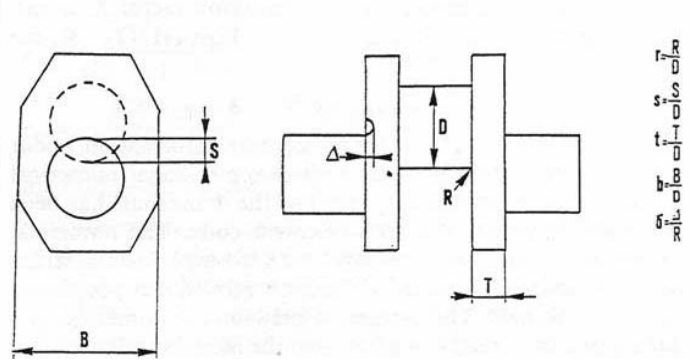


Figura 5. Definizione dei rapporti geometrici caratterizzanti l'albero a gomiti: $r=0.05, s=0.35, t=0.27, b=1.58, \delta=0.038$.



Figura 6. Superficie di frattura dell'albero a gomiti.

Sezioni singole dell'albero a gomiti sono stati sottoposti a cicli di fatica flessionale ($R=-1$) con un momento flettente applicato sul perno di manovella pari a ± 220 kNm. Dopo circa 600.000 cicli di carico è stata notata una cricca di fatica lungo il raccordo interno tra fianco e perno di manovella: la prova è proseguita fino a che la cricca è divenuta passante lungo la sezione minima dell'albero. In Fig. 6 è mostrata la superficie di frattura dell'albero; le linee di spiaggia corrispondono ad arresti temporanei della prova.

L'analisi XRD della superficie di frattura ha richiesto prove preliminari di caratterizzazione del materiale, sia per ciò che riguarda la resistenza statica che per le caratteristiche cicliche.

3.1 Caratterizzazione del materiale

Il materiale dell'albero a gomiti è l'acciaio basso legato 39NiCrMo3, bonificato. Alcuni provini sono stati ricavati da una barra dello stesso diametro dell'albero. Sono state seguite tre prove di trazione in accordo con la norma ASTM E8M: le differenze tra le tre prove sono risultate del tutto trascurabili. I risultati ottenuti sono i seguenti: $UTS=907$ MPa, $\sigma_{ys} = 733$ MPa, $E=210.000$ MPa, $A\%=18\%$. La rottura è di aspetto duttile.

Le prove cicliche sono state eseguite seguendo la norma ASTM E606 ed utilizzando un provino per ogni livello di deformazione considerato.

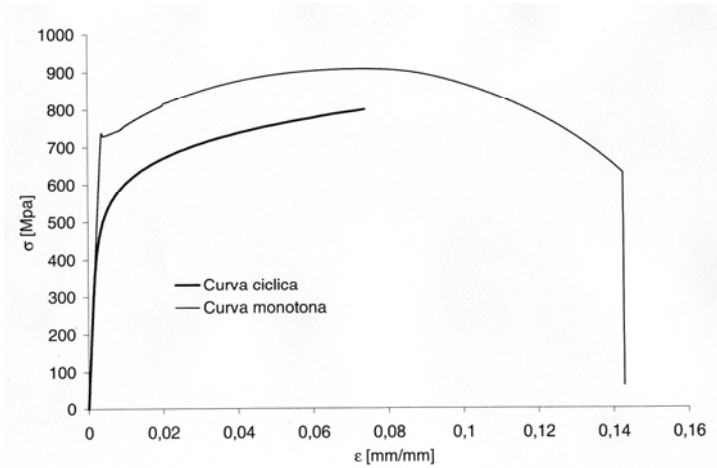


Figura 7. Curve ciclica e curva monotona ricavate dalle prove: si nota chiaramente l'addolcimento ciclico.

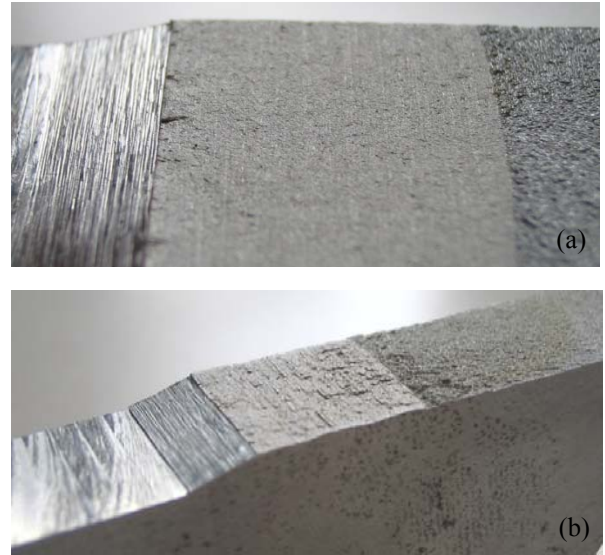


Figura 8. Superfici di frattura di provini DCT provati in differenti condizioni: (a) $\Delta K=13.5 \text{ MPam}^{1/2}$ $R=0.1$, (b) $\Delta K=30.0 \text{ MPam}^{1/2}$ $R=0.1$.

La curva ciclica, descritta con l'equazione di Ramberg-Osgood è risultata la seguente:

$$\Delta \epsilon_{tot} = \frac{\Delta \sigma}{E} + \left(\frac{\Delta \sigma}{K'} \right)^n \quad (7)$$

con $E=210.000 \text{ MPa}$, $K'=1114.3$, $n=0.124$.

Lo snervamento ciclico è pari a $\sigma'_{ys} = 513 \text{ MPa}$. In Fig. 7 sono mostrate la curva monotona e la curva ciclica ricavate dalle prove eseguite.

Sono state eseguite anche prove di propagazione di cricche per fatica, in accordo con quanto previsto dalla norma E647-05. Provini "disk compact tension" (DCT) sono stati tagliati da una barra ($W=50.8 \text{ mm}$, $B=12.7 \text{ mm}$, $a_0=13.2 \text{ mm}$, $h=3 \text{ mm}$, in accordo con la nomenclatura della norma). La lunghezza della cricca è stata monitorizzata con un "clip-gage" che misura l'effettiva deformabilità del provino. Il provino è stato precriccato fino a raggiungere una lunghezza complessiva della cricca pari a 16.5 mm. Dopodichè le prove sono state eseguite mantenendo ΔK costante. Tre sono i valori di ΔK impostati ($13 \text{ MPam}^{1/2}$, $22 \text{ MPam}^{1/2}$, $30 \text{ MPam}^{1/2}$) con lo scopo di evidenziare eventuali differenze nelle frattografie XRD e di confrontare i risultati con quelli dell'albero a gomiti, provato con cicli di sforzo ad ampiezza costante e, quindi, con ΔK crescente. I rapporti di ciclo considerati sono $R=0.1$ e $R=0.35$. In Fig. 8 sono illustrate le superfici di frattura di due provini: si nota la differente rugosità superficiale.

3.2 Misure diffrattometriche sui provini DCT

Le misure diffrattometriche sulle superfici di frattura dei provini DCT sono state eseguite con un diffrattometro StressTech XStress 3000 (radiazione $\text{Cr } \alpha$, area irradiata 3 mm^2 , metodo del $\text{sen}^2 \Psi$, 11 differenti valori di Ψ equispaziati in termini di $\text{sen}^2 \Psi$). Le misure sono state seguite lungo 3 direzioni in modo da calcolare le direzioni e gli

sforzi principali e verificare la loro corrispondenza con la direzione di propagazione e quella a quest'ultima perpendicolare.

Le misure sono state eseguite seguendo le raccomandazioni NPL [23]. Le misure in profondità sono state eseguite asportando per via elettrochimica il materiale superficiale.

In Fig. 9 è mostrato l'andamento degli sforzi misurato sui diversi provini DCT: si nota che l'andamento è quello atteso, gli sforzi residui sono sempre di trazione. Per $R=0.1$ e $\Delta K=13 \text{ MPam}^{1/2}$ $R=0.1$ e $\Delta K=30 \text{ MPam}^{1/2}$ gli sforzi residui decrescono fino ad annullarsi, ad una profondità di 0.15 mm e 0.22 mm rispettivamente.

In Fig. 10 è mostrato l'andamento del FWHM in profondità: per $R=0.1$ e $\Delta K=13 \text{ MPam}^{1/2}$ si ha un massimo sub-superficiale, mentre in tutti gli altri casi l'andamento è decrescente-crescente-decrescente, con un minimo ed un massimo più profondo. È interessante confrontare i dati ottenuti per $R=0.1$ e $\Delta K=13 \text{ MPam}^{1/2}$ con quelli relativi a $R=0.35$ e $\Delta K=13 \text{ MPam}^{1/2}$: nel secondo caso il più elevato valore massimo del fattore di intensificazione degli sforzi causa un incremento del raggio di plasticità ciclica e una zona plastica più profonda. Ciò differisce dalle osservazioni riportate in bibliografia [12], in cui l'andamento decrescente-crescente e decrescente è legato unicamente a ΔK e non a R .

In Tab. 1 sono riassunti i risultati ottenuti dalle misure. Da questi, applicando la (5) si è calcolato il valore di α che dipende solo dal materiale, come valor medio tra i valori sperimentali. Il valore risultante è stato 0.157, e tale valore è stato adottato per l'analisi dell'albero a gomiti.

3.3 Frattografia XRD dell'albero a gomiti

Dopo aver terminato la caratterizzazione del materiale si è analizzata la sezione di rottura dell'albero a gomiti, vedi Fig. 6: si nota il punto di innesco della cricca di fatica,

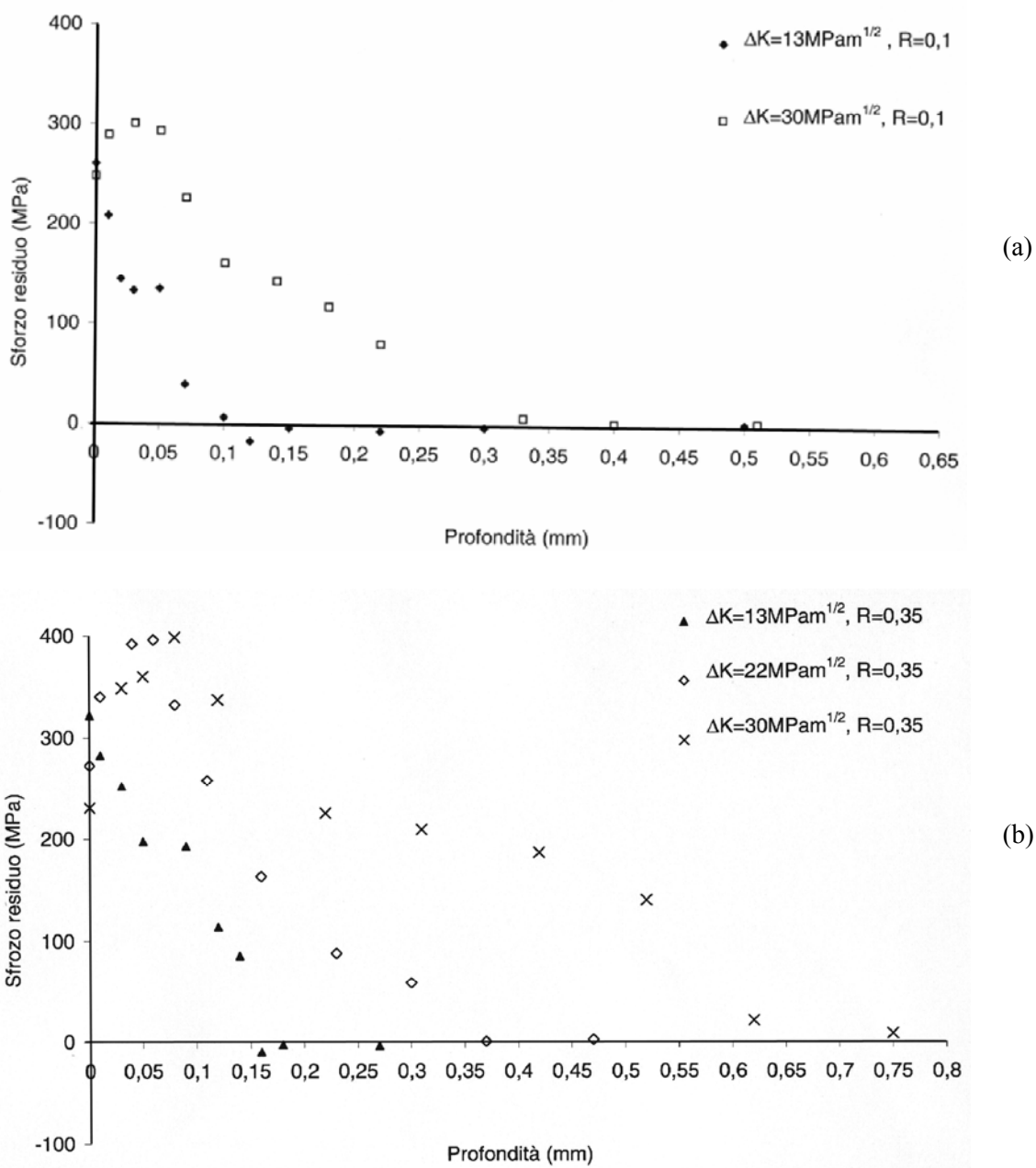


Figura 9. Andamento in profondità degli sforzi residui sulle superfici di frattura dei provini DCT: (a) R=0.1, (b) R=0.35.

il fronte semiellittico e la presenza di alcune linee di spiaggia. Si nota anche che la superficie di frattura è a tratti rovinata e non permette analisi quantitative sulla velocità di propagazione. Anche la rugosità appare maggiore rispetto a quella dei provini DCT. Le misure diffrattometriche sono state eseguite in quattro punti differenti, posizionati sul piano di simmetria longitudinale dell'albero a gomiti (sul punto più profondo del fronte della frattura). Tali punti sono illustrati in Fig. 11, dove sono indicati come A, B, C e D.

Il punto A è posizionato a 3mm, il punto B a 9 mm, il punto C a 18mm ed il punto D a 28mm dalla superficie del raccordo dell'albero. Le misure sono state eseguite utilizzando gli stessi parametri usati per le misure condotte sui provini DCT.

Prov.	R	ΔK (MPam ^{1/2})	σ_{ys} (MPa)	$\sigma_{\Delta ys}$ (MPa)	r_{pm} (mm)	r_{pc} (mm)
1	0.1	13	733	513	0.1	0.025
2	0.1	30	733	513	0.33	0.11
3	0.35	13	733	513	0.16	0.05
4	0.35	22	733	513	0.37	0.09
5	0.35	30	733	513	0.65	0.2

Tabella 1 – Risultati delle misure condotte sui provini DCT

In Fig. 12 si mostrano gli sforzi residui misurati nella direzione di propagazione della cricca: si nota come essi tendono ad incrementarsi all'aumentare della profondità della cricca e che nei punti A e B sono di compressione:

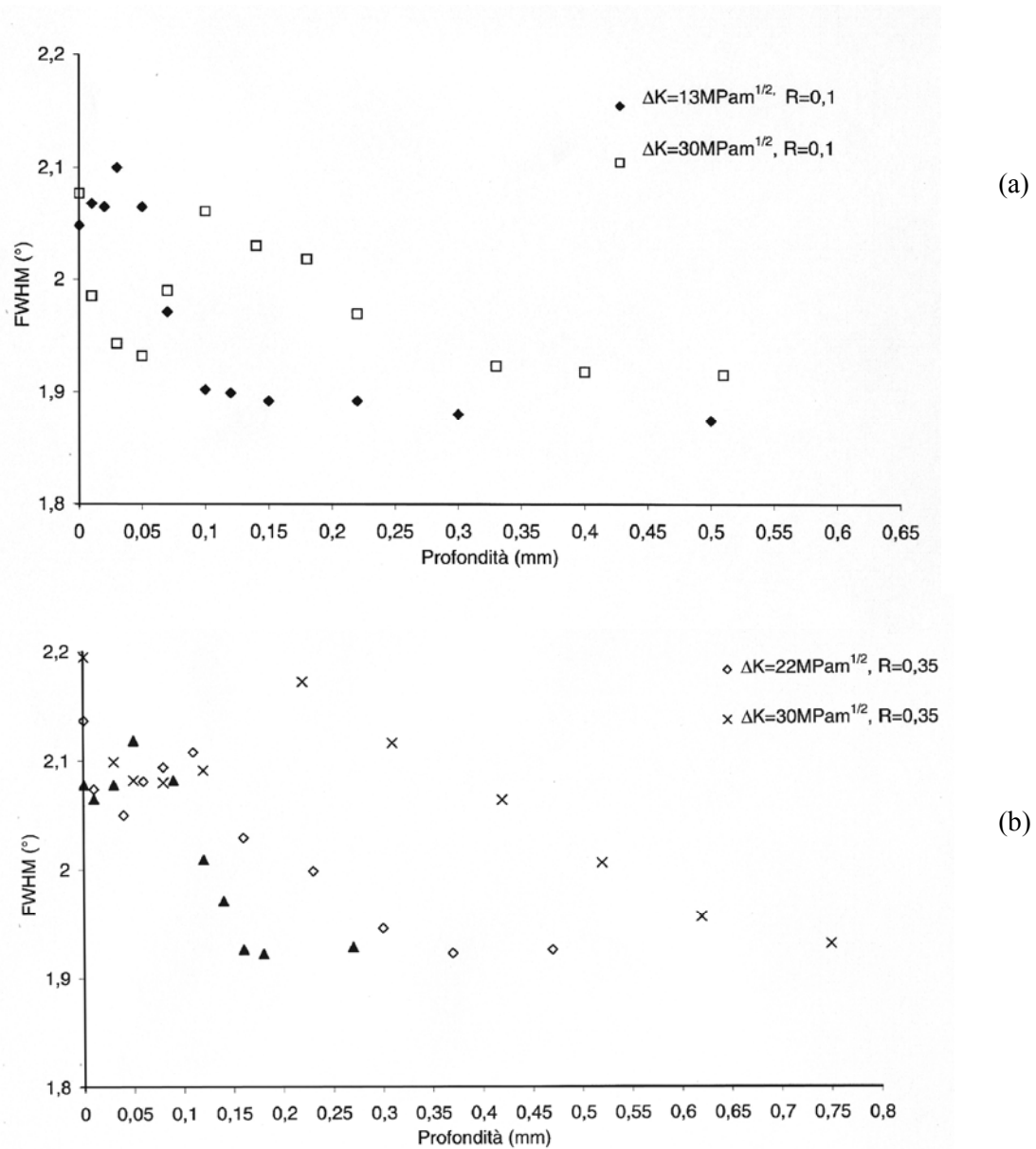


Figura 10. Andamento in profondità di FWHM sulle superfici di frattura dei provini DCT: (a) R=0.1, (b) R=0.35.

ciò non è comune e raramente evidenziato in letteratura. Infatti, nella maggior parte dei casi, gli sforzi residui che si trovano su una superficie di un pezzo rotto per fatica sono di trazione, a causa del rilassamento che si ha al passaggio della cricca. Tenendo presenti gli andamenti di Fig. 4 e l'aspetto della superficie di frattura è possibile giustificare questo risultato come dovuto all'effetto di chiusura plastica della cricca ed alla rugosità della superficie, che modificano il trend atteso, causando sforzi residui di compressione in superficie.

Un'altra possibile ragione è legata al valore di R (= -1), che causa il contatto tra le facce della cricca ed il loro danneggiamento, con conseguente modifica degli sforzi residui attesi.

Ciò può anche spiegare perché gli sforzi siano di compressione solo in corrispondenza dei punti A e B, dove la cricca è più corta e soggetta per un maggior numero di

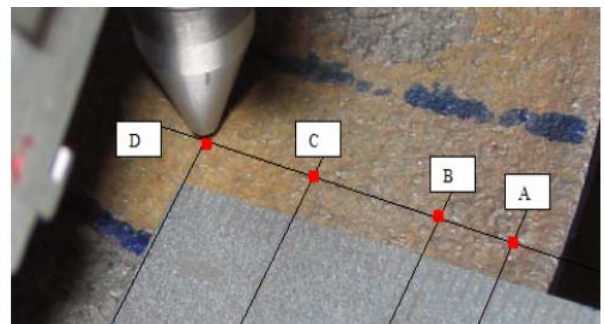


Figura 11. Definizione dei punti A, B, C e D lungo i quali sono state eseguite le misure diffrattometriche.

cicli: l'andamento è chiaro e l'effetto diviene sempre meno evidente fino ad annullarsi per cricche profonde più di 18mm.

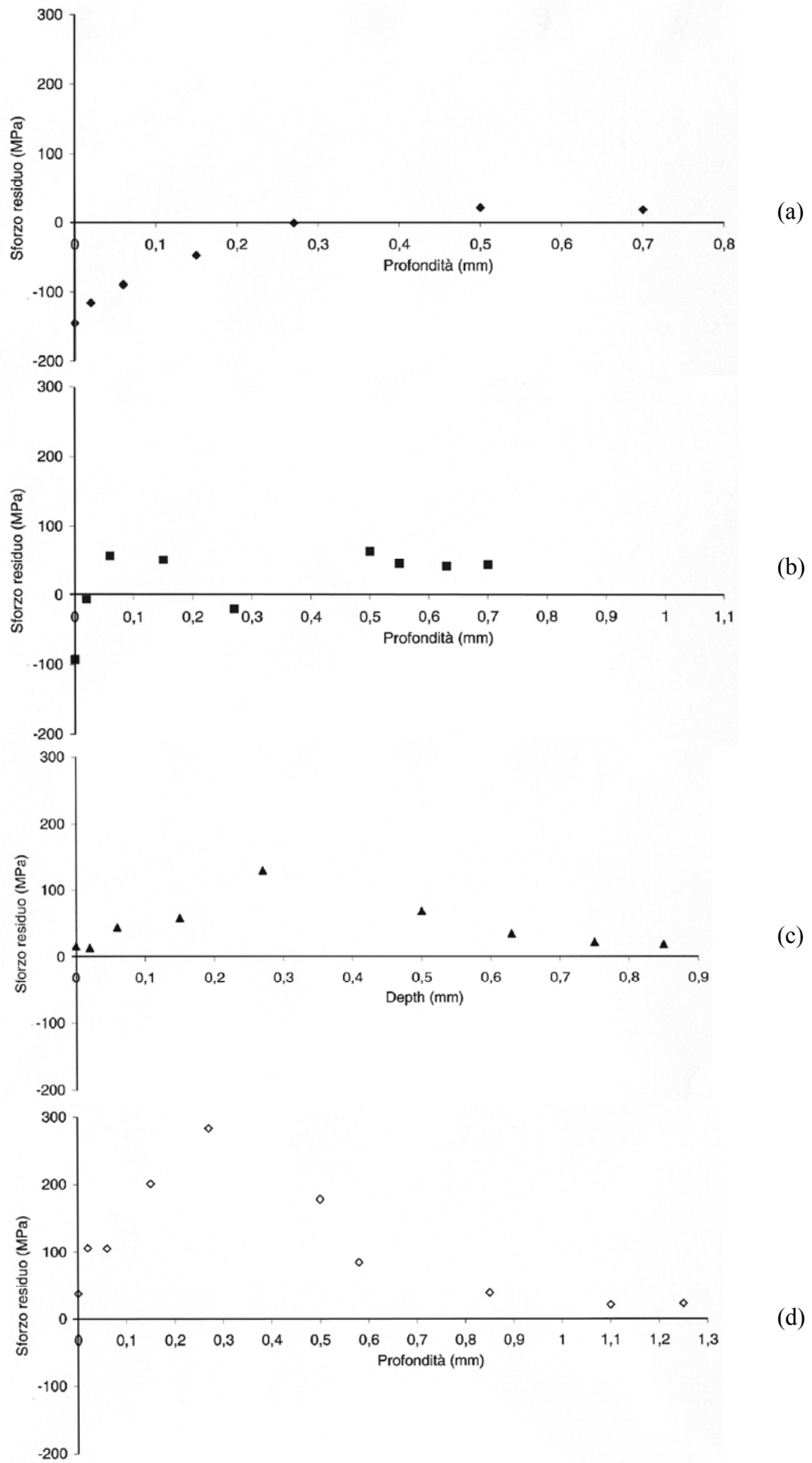


Figura 12. Andamento in profondità degli sforzi residui nei punti A (a), B (b), C (c) e D (d).

Questo trend anomalo non ha impedito di determinare il valore di r_{pm} , in quanto l'andamento in profondità non è stato modificato. In Fig. 13 è illustrato l'andamento di FWHM in profondità, il trend è simile nei quattro punti e

si differenzia nettamente da quello misurato sui provini DCT: infatti è continuamente decrescente e non si osservano né massimi né minimi. Le ragioni che permettono di interpretare un simile risultato sono le medesime prima

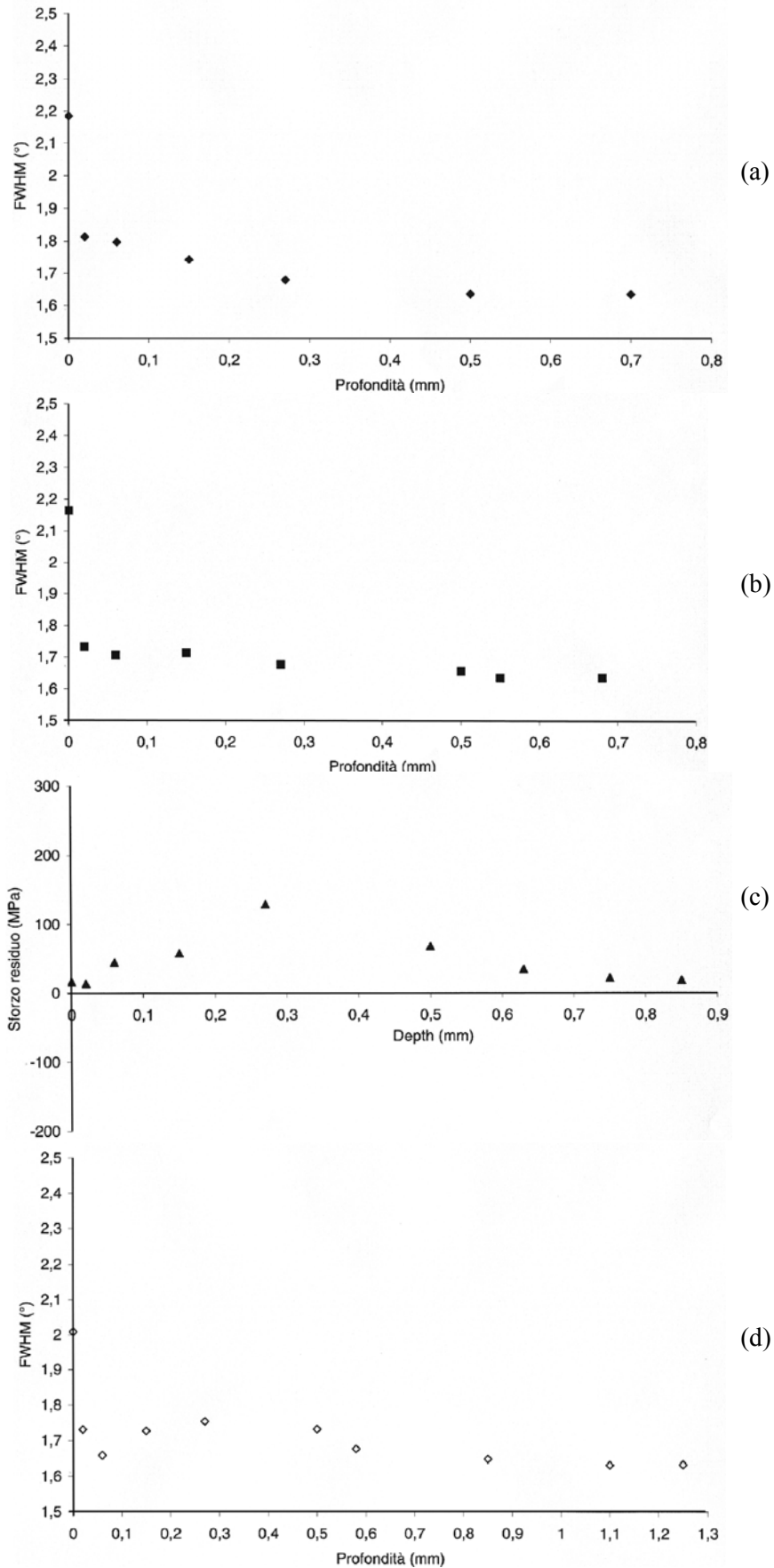


Figura 13. Andamento in profondità di FWHM nei punti A (a), B(b), C (c) e D (d).

descritte e discusse: il valore di $R (= -1)$, il contatto tra le facce della cricca, la rugosità superficiale. Solo al punto D, il più profondo, è osservabile un leggero massimo, che può essere considerato il raggio plastico ciclico.

In Tab.2 è riportata la sintesi dei risultati ottenuti elaborando le misure in profondità: i valori di K sono determinati utilizzando le (5) ed assumendo $\alpha=0.157$.

Se si focalizza l'attenzione sui valori di K_{max} è possibile trovare una conferma delle analisi eseguite confrontando i risultati riportati in [21], relativi a calcoli a elementi finiti elastiche lineari di un albero a gomiti criccato del tutto analogo a quello qui considerato. L'unico punto in cui si nota una marcata differenza è D, il più profondo, dove la zona plastica è più pronunciata e giustifica le differenze trovate (i calcoli FEM sono elastici lineari).

Punto	a (mm)	α	r_{pm} (mm)	K_{max} (MPam ^{1/2})	K_{max} ([22]) (MPam ^{1/2})
A	3.5	0.157	0.3	32.0	30.9
B	9	0.157	0.5	43,4	34.1
C	18	0.157	0.75	50.7	46.3
D	28	0.157	1.1	61.3	67.6

Tabella 2. Risultati delle misure condotte sull'albero a gomiti e confronto con risultati di [21].

4 CONCLUSIONI

Si è analizzato un albero a gomiti rotto per fatica flessionale per mezzo della diffrattometria dei raggi X.

Ciò ha richiesto la preliminare esecuzione di prove meccaniche e di misure diffrattometriche su provini standard. I risultati sono stati discussi criticamente alla luce dei riferimenti bibliografici e si possono tracciare le seguenti conclusioni:

- le prove e le misure XRD condotte sui provini standard hanno mostrato un buon accordo con gli andamenti attesi secondo quanto presente in letteratura. In particolare, gli sforzi residui e il FWHM hanno consentito di determinare il valore di α ;
- l'andamento di FWHM in profondità è, per i provini DCT, generalmente decrescente-crescente-decrescente e dipende sia da R che da ΔK ;
- le analisi XRD condotte sulla superficie di frattura di un albero a gomiti hanno permesso di determinare il valore del fattore di intensificazione degli sforzi per differenti profondità di propagazione. Il confronto con dati di bibliografia ha convalidato i risultati trovati;
- i risultati delle misure XRD condotte sull'albero a gomiti mostrano sostanziali differenze rispetto ai provini DCT: in particolare, si sono misurati sforzi residui di compressione sulla superficie di frattura, per le cricche meno profonde. Il risultato è stato imputato all'effetto di chiusura della cricca, alla rugosità delle superfici di frattura ed al rapporto di ciclo $R=-1$, che induce contatto tra le facce della cricca, causando la modifica degli sforzi residui residenti ed impedendo la determinazione del raggio di plasticità ciclica.
- Il favorevole confronto con risultati a elementi finiti incoraggia l'applicazione della procedura come complementare alle osservazioni al microscopio elettronico, oppure come sostituto a queste ultime, nel caso in cui le

superfici di frattura siano rovinare e le osservazioni al SEM risultino, quindi, impedito.

5 BIBLIOGRAFIA

- [1] C. Noyan, J.B. Cohen (1987) *Residual Stress- Measurement by Diffraction and Interpretation*, Springer-Verlag, New York.
- [2] E. Macherauch, K.H. Kloos (1987). Origin, Measurement and Evaluation of Residual Stresses. In: *Residual Stresses in Science and Technology* (Edited by E. Macherauch and V. Hauck), DGM Informationsgesellschaft, pp. 3-26.
- [3] G.H. Farrahi, J.L. Lebrun, D. Courtain (1995) Effect of shot peening and residual stress and fatigue life of a spring steel; *Fatigue Fract. Engng Mater Struct.*, 18, 211-220.
- [4] T. Matsumoto, H. Kitagawa (1971) X-ray investigation of fatigue crack growth In: *Proc. Int. Conf. on Mechanical Behavior of Mat.*, Kyoto (Japan), 59-66.
- [5] A. Komine, E. Nakanishi, K. Komine (1978); Residual stress at fatigue fracture surface of heat treated high strength steels. *J. Soc. Mat. Sci. (Japan)*. 31, 245-250.
- [6] K. Ogura, Y. Miyoshi and M. Kayama (1985); A study of X-ray analysis of fatigue fracture surface. *Engng Fracture Mech.* 22, 123-133.
- [7] K. Ogura, Y. Miyoshi, I. Nishikawa (1990); New Developments in Fracture Surface Analysis Using X-ray and Laser. *JSME International Journal (Japan)*, Series I, 33, 119-127.
- [8] S. Kodama, H. Misawa and K. Ohsumi (1989); Compressive residual stress on fatigue fracture surface. In: *Proc. of International Conference on Residual Stresses, ICRS2* (Edited by G. Beck, S. Denis and A. Simon), Elsevier Applied Science, Nancy, France, 858-863.
- [9] S. Kodama, K. Akita, H. Misawa and S. Tobe (1991); A model for residual stress distribution in X-ray fractography. In: *Residual Stresses—III, Science and Technology, ICRS3* (Edited by H. Fujiwara, T. Abe and K. Tanaka), Vol. II, Elsevier Applied Science, Tokushima, Japan, 1421-1428.
- [10] A. Bignonnet, A. Dias and J. L. Lebrun (1989); Fatigue failure analysis of X-ray fractography. In: *Advances in Fracture Research, ICF7* (Edited by K. Salama, [11] K. Ravi-Chandar, D. M. R. Taplin and P. Rama Rao). Pergamon Press, Houston, USA, 3457-3463.
- [11] J. L. Lebrun, A. Dias and A. Bignonnet (1988); X-ray fractography of the plastic zones of fatigue cracks. In: *Proc. of the International Conference on Residual Stresses, ICRS2* (Edited by G. Beck, S. Denis and A. Simon), Elsevier Applied Science, Nancy, France, pp. 526-832.
- [12] A. Dias, J.L. Lebrun and A. Bignonnet (1999); X-ray diffraction studies on fatigue crack plastic zones developed under plane strain state conditions. *Fatigue Fract. Engng Mater Struct.*, 22, 133-144.

[13] A. Suzuki, Y. Kishi, Z. Yajima, Y. Hirose (1994); X-ray fractographic study on fatigue fracture surface of ductile cast iron. *Advances in X-ray Analysis*, 37, 327-334.

[14] T. Mori, M. Kawasaki, T. Sasaki and Y. Hirose (2000); An X-ray fractography study of a sintered composites system of Al₂O₃/SiC (wiskers). *Advances in X-ray Analysis*, 43, 376-381.

[15] K. Rajanna, B. Pathiraj and B. H. Kolster (1997); Duplex stainless steel fracture surface analysis using X-ray fractography. *J. Mater. Engng Perform.*, 6, 35-40.

[16] K. Rajanna, B. Pathiraj and B. H. Kolster (1991); Fatigue fracture surface analysis in C45 specimens using X-ray fractography. *Engng Fracture Mech.*, 39, 147-157.

[17] K. Rajanna, B. Pathiraj and B. H. Kolster (1996); Some studies on the influence of stress ratio and test temperature on X-ray fractography observations in C45 steel specimens. *Engng Fracture Mech.*, 54, 457-470.

[18] K. Matsui, K. Tanaka (1991); X-ray fractographic study on fracture of a machine part. In: *Residual Stresses—III, Science and Technology, ICRS3* (Edited by H. Fujiwara, T. Abe and K. Tanaka), Vol. II, Elsevier Applied Science, Tokushima, Japan, 833-838.

[19] C. Maillard-Salin, A. Nhari, J. L. Lebrun, H. P. Lieurade, B. Praside and R. Y. Deroche (1986); Analysis of 'kidney-shape' fatigue crack development in rail head using laboratory specimen. In: *Measurements and fatigue, EIS 86* (Edited by J. M. Tunna), EMAS, Birmingham, UK, 255-268.

[20] S. Bayard and J. L. Lebrun (1986); Application of X-ray fractography to a cracked steam turbine shaft. In: *Residual Stresses in Science and Technology, ICRS1* (Edited by E. Macherauch and V. Hauk), Vol. II, DGM, Garmisch Partenkirchen, Germany, 935-942.

[21] M. Guagliano, L. Vergani (1994) A simplified model to crack growth prediction in a crankshaft. *Fatigue Fract Engng Mater Struct*, 17, 1295-1306.

[22] Y. Hirose and K. Tanaka (1986) X-ray measurement of residual stress near fatigue fracture surfaces of high strength steel. *Adv. X-Ray Anal.*, 29, 265-270.

[23] E. Fitzpatrick, A.T. Fry, P. Holdway, F.A. Kandlin, J. Shackelton and L. Suominen (2002) Determination of Residual stresses by X-ray Diffraction; Measurement Good Practice Guide n. 52, National Physical Laboratory, Teddington (UK).

6 NOMENCLATURA

Parametro	Definizione
d	distanza interatomica di una famiglia di piani cristallografici con dai indici di Miller <i>hkl</i>
K _{max}	Massimo valore del fattore di intensificazione degli sforzi
E	modulo elastico
FWHM	ampiezza del picco di diffrazione a metà altezza
R	rapporto di fatica
r _{pc}	estensione della zona soggetta a plasticità ciclica
r _{pm}	estensione della zona soggetta a plasticità monotona
UTS	carico di rottura a trazione
α	coefficiente che lega la dimensione della zona plastica al fattore di intensificazione degli sforzi
ΔK	ampiezza del ciclo di fatica in termini di fattore di intensificazione degli sforzi
ε	deformazione
ψ	angolo di incidenza del fascio di raggi X rispetto alla superficie oggetto della misura
θ	angolo di Bragg
σ _{ys}	sforzo di snervamento monotono
σ' _{ys}	sforzo di snervamento ciclico