

IL PROBLEMA DELLA TENACITÀ ALLA FRATTURA DEGLI ACCIAI PER RUOTE MONOBLOCCO PER TRASPORTO FERROVIARIO

R.Roberti¹, M.Faccoli¹, G.M.La Vecchia¹, A. Ghidini²

¹*Dipartimento di Ingegneria Meccanica, Università degli Studi di Brescia
via Branze, 38 - 25123 Brescia*

²*Lucchini Siderurgica, Stabilimento di Lovere,
via G.Paglia, 45 - 24065 Lovere (Bg)*

SOMMARIO: Sebbene fra le modalità di cedimento in servizio delle ruote monoblocco per trasporto ferroviario la propagazione instabile di una frattura fragile risulta essere un evento assai raro, l'interesse per la tenacità alla frattura degli acciai impiegati per tali manufatti è cresciuto nel tempo fino alla formulazione di requisiti minimi di tenacità alla frattura da parte di taluni utilizzatori. Nel presente lavoro vengono discusse le problematiche relative alla misura della tenacità alla frattura in considerazione delle limitazioni circa le dimensioni dei campioni ricavabili dalla fascia di rotolamento e delle modalità di frattura che si situano nel campo della transizione duttile-fragile. Vengono altresì indagate le interrelazioni fra la tenacità alla frattura e le caratteristiche meccaniche e microstrutturali delle colate di acciaio sottoposte a prova.

PAROLE CHIAVE: tenacità alla frattura, ruote monoblocco, acciaio R7T

INTRODUZIONE

Nel trasporto ferroviario la frattura di una ruota è un evento che accade molto di rado; ciò nonostante l'interesse degli studiosi nei confronti della crescita sub-critica dei difetti e delle condizioni per la loro propagazione instabile è andato progressivamente aumentando col passare degli anni, anche in considerazione delle sempre più severe condizioni di esercizio conseguenti all'incremento delle velocità e dei carichi per asse.

A livello europeo gran parte degli studi dedicati al problema della frattura in servizio delle ruote monoblocco è stato condotto sotto la spinta ed il coordinamento dell'European Rail Research Institute (ERRI) (Tourade, 1995) che ha voluto indirizzare l'attenzione principalmente a tre aspetti: monitoraggio delle ruote in esercizio, messa a punto di migliori specifiche per i materiali delle ruote e progettazione delle ruote medesime.

Considerato che l'evento finale di una propagazione sub-critica di una cricca è costituito dalla sua propagazione instabile e che tale evento è controllato dagli sforzi applicati, dalla geometria del componente e della cricca e dalla tenacità a frattura del materiale, per poter arrivare a definire un valore di tenacità a frattura minima nelle specifiche di fornitura, fra gli altri studi è stata anche condotta una estesa campagna di prove mirata ad analizzare l'influenza di vari parametri quali la giacitura del prelievo, lo spessore dei

campioni, il numero minimo di prove da condurre, etc., sul risultato delle misure della tenacità a frattura (Diener, 1995). Il problema della misura della tenacità a frattura degli acciai per ruote monoblocco deve tenere conto di varie condizioni al contorno. In primo luogo all'interno della fascia di rotolamento è possibile ricavare campioni CT essenzialmente secondo due giaciture, radiale o circonferenziale (rispettivamente i campioni CT designati con R e C in Fig. 1) di spessore pari a 25 mm o al massimo 30 mm.

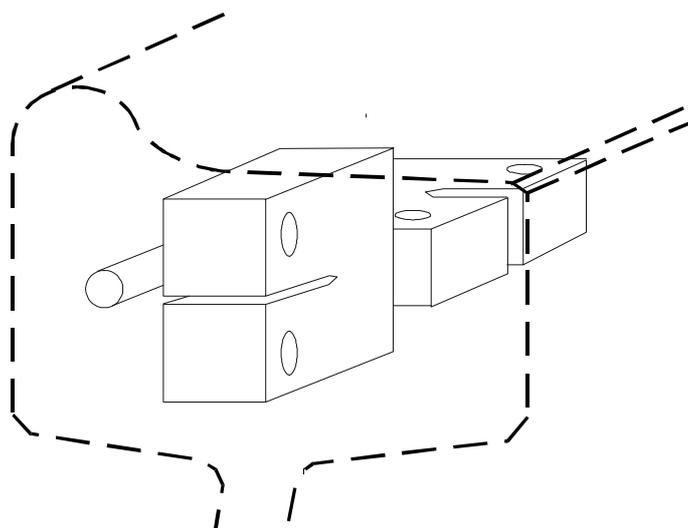


Figura 1 - Schema di prelievo dei campioni CT e di quelli di trazione dalla fascia di rotolamento di una ruota monoblocco

Va poi tenuto conto del fatto che le ruote monoblocco vengono messe in opera con un trattamento di “tempra differenziale”, vale a dire una tempra realizzata con un raffreddamento della sola fascia di rotolamento; in tal modo si origina una distribuzione continua di microstrutture a partire dall'esterno verso l'interno della fascia di rotolamento medesima in direzione radiale; considerata la modesta temprabilità dell'acciaio R7T la penetrazione di tempra interessa uno spessore molto piccolo, che fra l'altro viene asportato nella lavorazione meccanica successiva ai trattamenti termici di messa in opera, anche per l'esigenza di avere una struttura per la maggior parte perlitica alla quale è associata una migliore resistenza all'usura nel contatto ruota - rotaia. La tempra differenziale per le ruote monoblocco ha in effetti il principale compito di lasciare nella fascia di rotolamento uno stato di tensioni residue di compressione, che costituisce uno dei requisiti richiesti a tale tipo di manufatto.

In conseguenza del gradiente di microstruttura in direzione radiale potrebbe sembrare del tutto evidente una influenza della giacitura sul prelievo del campione per le prove di tenacità; in realtà alle quote intorno alle quali si riesce a posizionare l'apice della cricca di fatica di un campione CT sia radiale che circonferenziale la microstruttura non risente del trattamento di tempra differenziale tanto che non si sono potute apprezzare differenze significative nei valori ottenuti da prove condotte sui due tipi di campione (Diener, 1995). La giacitura di prelievo potrebbe risultare apprezzabilmente influente nel caso in cui il metodo di deformazione plastica a caldo per la fabbricazione delle ruote dia luogo ad una sviluppata tessitura della microstruttura e ad una disposizione orientata delle inclusioni non metalliche nella direzione circonferenziale.

A complicare il quadro fino ad ora descritto va aggiunto anche il fatto che le dimensioni dei campioni che si possono ricavare (CT25, CT30) non sono nella maggior parte dei casi sufficienti per assicurare il rispetto dei limiti previsti nella norma ASTM E 399 - 90 per l'ottenimento di un valore valido di tenacità alla frattura in stato di deformazione piana K_{Ic} (Diener, 1995, Roberti et al., 1995); nelle condizioni di constraint che si instaurano all'apice della cricca nei campioni CT sottoposti a prova l'insufficiente triassialità delle tensioni consente l'instaurarsi di processi di crescita duttile della frattura, e cioè nucleazione di microvuoti e loro coalescenza, mentre solo in un secondo momento l'incremento del campo di tensioni associato all'avanzamento della cricca ed all'aumento del valore del carico applicato crea i presupposti per l'innescarsi di una frattura fragile per clivaggio che si propaga in maniera instabile lungo tutto il legamento residuo. La frattura degli acciai per ruote monoblocco nelle condizioni di prova usualmente adottate risulta pertanto avvenire in regime di transizione duttile - fragile nel quale il comportamento presenta un'elevata variabilità e necessita di conseguenza un trattamento statistico dei risultati (Roberti et al., 1995, Demilly et al., 1995).

Alla luce delle esperienze condotte nel campo della caratterizzazione a frattura degli acciai per ruote monoblocco è emersa una tendenza secondo la quale gli enti ferroviari europei sarebbero orientati verso l'inserimento di un livello minimo di tenacità a frattura nei capitolati di fornitura il cui valore è dato da $K_Q = 80 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$.

Alla luce della necessità da parte di Lovere Sidermeccanica (ora Lucchini Siderurgica, Stabilimento di Lovere) di indagare la correlazione fra i parametri di processo, le caratteristiche microstrutturali e le proprietà di tenacità alla frattura è stata condotta un'estesa campagna di prove riprendendo anche i risultati di prove con le quali già nel passato veniva caratterizzata la tenacità alla frattura delle colate dello stabilimento del gruppo della Lucchini Siderurgica; i risultati di tale indagine sono presentati nel presente lavoro.

METODOLOGIE SPERIMENTALI

Le prove di tenacità alla frattura sono state condotte secondo le specifiche previste dalla norma E 399 -90 su campioni CT25 prelevati in direzione per lo più circonferenziale (Fig. 1). Sono state prese in considerazione numerose ruote monoblocco prodotte secondo la specifica di fornitura U.I.C. 812.3 (Int. Eisenbahnverband UIC, 1984), ottenute da colate elaborate con modalità differenti, utilizzando i parametri standard di processo o con modifica, in alcuni casi, di alcuni parametri di processo per le ruote ottenute da una medesima colata. Per ogni ruota si sono ricavati campioni per le prove di trazione e di tenacità alla frattura. I provini di trazione sono stati lavorati in direzione circonferenziale, a circa 25 mm di profondità rispetto alla superficie di rotolamento, così da ricavare le caratteristiche meccaniche pressoché nella medesima zona ove risulta posizionato il fronte della precricca di fatica nei campioni di tenacità a frattura. Tutte le prove sono state condotte alla temperatura di 20°C.

RISULTATI SPERIMENTALI E DISCUSSIONE

Su un totale di un centinaio di prove solo circa il 3 % di esse ha consentito di ottenere un valore valido di K_{Ic} ; in tutti gli altri casi il requisito $P_{max} \leq 1,1 P_5$ della norma ASTM è risultato sempre violato, mentre quasi sempre non è altrettanto risultata soddisfatta la

richiesta B, W-a, $a \geq 2,5 (K_Q / R_{p0,2})^2$ per garantire condizioni di deformazione piana all'apice della cricca.

Conseguentemente, pur nella consapevolezza dei limiti che comporta il fare riferimento al valore di K_Q come rappresentativo della tenacità alla frattura dell'acciaio sottoposto a prova, si è in prima istanza fatto uso di tale parametro per la caratterizzazione delle colate prese in esame nel presente lavoro; la scelta di far comunque riferimento, almeno in un primo momento, a K_Q è stata anche condizionata dal fatto che nella proposta di richiesta di tenacità alla frattura da introdurre nelle specifiche di fornitura si fa esplicito riferimento a K_Q e ad un valore minimo da garantire per tale parametro.

I valori di K_Q , determinati in accordo alla normativa ASTM vigente, sono diagrammati nella Fig. 2 in funzione del carico di snervamento dell'acciaio. Una prima osservazione di carattere generale riguarda l'elevata dispersione dei dati ottenuti; al riguardo va in primo luogo segnalato che in tutte le prove si è avuta una propagazione istantanea per clivaggio della frattura in corrispondenza del carico massimo raggiunto nel corso della prova ed allo stesso tempo va anche sottolineato che il raggiungimento del carico massimo è stato preceduto da un avanzamento sub-critico della frattura con un meccanismo duttile di estensione molto differente da prova a prova, così come è tipico delle fratture che avvengono in regime di transizione duttile-fragile, e che sono caratterizzate da una variabilità di comportamento a frattura particolarmente accentuata.

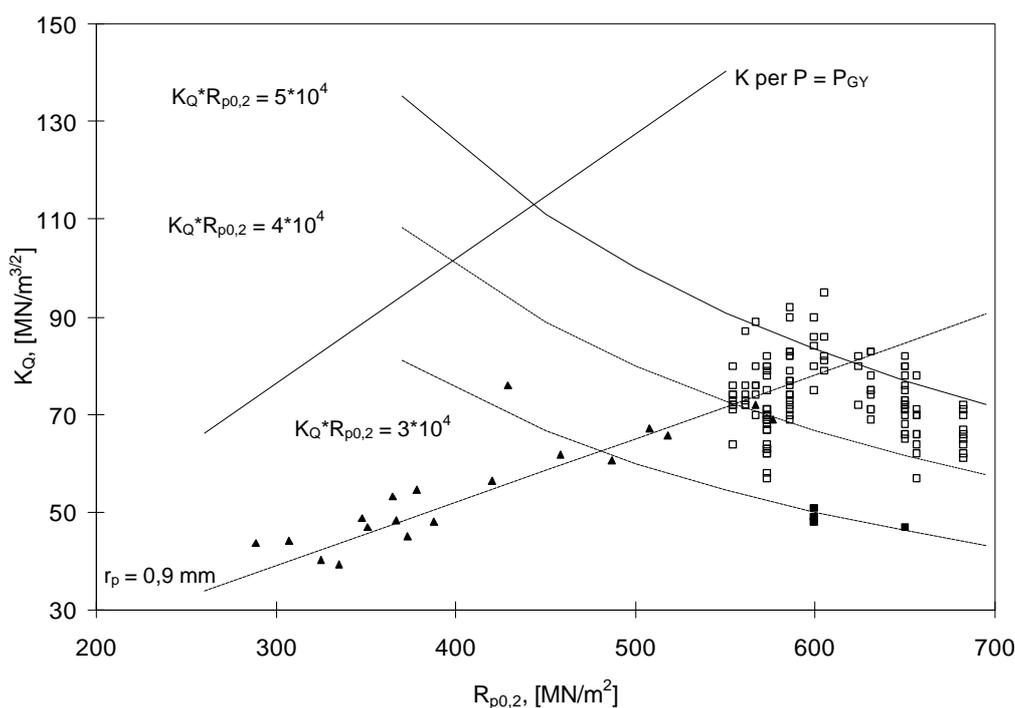


Figura 2 - Variazione di K_Q in funzione della resistenza allo snervamento; i quadrati vuoti e pieni si riferiscono alle prove condotte nel presente lavoro, mentre i triangoli pieni sono ricavati da (Diener e Speidel, 1992)

Insieme ai dati ottenuti dalla presente sperimentazione sono riportati sulla medesima figura anche alcuni dati pubblicati da Diener e Speidel (1992), con l'aiuto dei quali si è potuto coprire un più esteso campo nella correlazione fra K_Q ed $R_{p0,2}$. Sulla stessa figura,

inoltre, sono evidenziati in modo differente (quadrato pieno) alcuni dati ottenuti che hanno messo in luce un comportamento diverso rispetto a tutti gli altri campioni in quanto il valore di K_Q calcolato è risultato più basso; da una prima indagine è emerso che tali campioni appartenevano ad una colata per la quale si era ricorsi ad una pratica particolare di acciaieria nell'operazione di disossidazione il che ha consentito di attribuire a tale tipo di elaborazione del bagno di acciaio la bassa tenacità alla frattura riscontrata.

Per quanto riguarda gli altri dati il loro andamento è stato interpretato in modo differente a seconda dell'intervallo di $R_{p0,2}$ considerato; in particolare, per valori di $R_{p0,2}$ compresi fra 300 e 590 MN/m² i dati sono apparsi ben interpolabili mediante una retta, mentre per i dati in corrispondenza di valori di $R_{p0,2}$ superiori rispetto all'intervallo sopra citato, la correlazione fra K_Q ed $R_{p0,2}$ è sembrata descrivibile mediante una iperbole equilatera di equazione compresa fra $K_Q * R_{p0,2} = 4*10^4$ e $K_Q * R_{p0,2} = 5*10^4$. I dati relativi alla colata con disossidazione particolare risultano invece interpolati ancora da una iperbole, ma di equazione $K_Q * R_{p0,2} = 3*10^4$.

Sulla Fig. 2 è indicata anche una retta che corrisponde al valore di K applicato che si sarebbe misurato nel caso in cui si fosse raggiunto un carico nel corso della prova pari al carico di snervamento generalizzato del campione; come si può osservare i valori di K_Q sono tutti ben più bassi di tale retta; allo stesso tempo, considerato che per i campioni CT25 le dimensioni della cricca a , dello spessore B e del legamento $W-a$ sono pari a circa 0,025 m, la limitazione che garantisce l'esistenza di condizioni di deformazione piana: $a, B, W-a > 2,5 (K_Q / R_{p0,2})$ risulta soddisfatta solamente per i dati di K_Q inferiori alla retta di equazione $K_Q = 0,1 * R_{p0,2}$, e pertanto se da un lato sono pochi i dati che rispettano tale limitazione (e meno ancora sono quelli per i quali $P_{max}/P_Q < 1,1$ e che quindi sono valori validi di K_{Ic}), tutti gli altri potrebbero comunque apparire ottenuti in condizioni non lontane da quelle di deformazione piana.

Nell'ottica della correlazione fra K_Q ed $R_{p0,2}$ descritta dalla Fig. 2 sembrerebbe potersi concludere che per massimizzare la tenacità alla frattura è necessario, per l'acciaio R7T, adottare, nel corso della fabbricazione delle ruote, tutti gli accorgimenti che consentono di raggiungere una resistenza allo snervamento attorno a 590 - 600 MN/m².

Tuttavia, considerato che in una struttura ferritico-perlitica ad elevata frazione in volume di perlite quale è quella dell'acciaio R7T l'incremento della resistenza allo snervamento è, a pari altri fattori di rafforzamento, raggiungibile attraverso una diminuzione delle dimensioni del grano e più specificatamente dello spessore delle lamelle di ferrite e cementite nella perlite, ci si dovrebbe attendere per lo più un incremento della tenacità alla frattura al crescere della resistenza allo snervamento, in analogia a quanto si osserva generalmente negli acciai ferritico-perlitici nel campo della frattura per clivaggio.

In aggiunta a quanto considerato, va anche osservato che il tipo di correlazione trovato fra K_Q ed $R_{p0,2}$ è del tutto differente da quello riportato in letteratura per acciai eutetoidici impiegati per la fabbricazione di rotaie (Kavishe e Baker, 1986), per i quali è stato trovato che al diminuire della spaziatura delle lamelle della perlite cresce la resistenza allo snervamento e parallelamente dapprima decresce e poi cresce la tenacità alla frattura; per tale acciaio, quindi, la tenacità alla frattura presenta un minimo al crescere della resistenza allo snervamento e solo per le microstrutture più fini, e quindi con resistenza allo snervamento più elevata, si ha un incremento della tenacità alla frattura al crescere di $R_{p0,2}$.

La microstruttura dell'acciaio R7T in effetti differisce da quella di un acciaio eutetoidico solamente per una modesta quantità di ferrite proeutetoidica; a titolo di esempio nella

Fig. 3 è riportata la microstruttura di uno degli acciai presi in esame che può essere assunta come rappresentativa di tutti gli acciai sottoposti a prova. Anche per l'acciaio R7T, pertanto, il costituente principale che governa il comportamento a deformazione ed a frattura, e che quindi contribuisce a determinare la resistenza allo snervamento e la tenacità alla frattura, è ovviamente la perlite; a pari meccanismo di frattura ci si dovrebbe quindi attendere anche per l'acciaio R7T una variazione della tenacità alla frattura in funzione della resistenza allo snervamento analoga a quella descritta in letteratura per gli acciai eutettoidici.

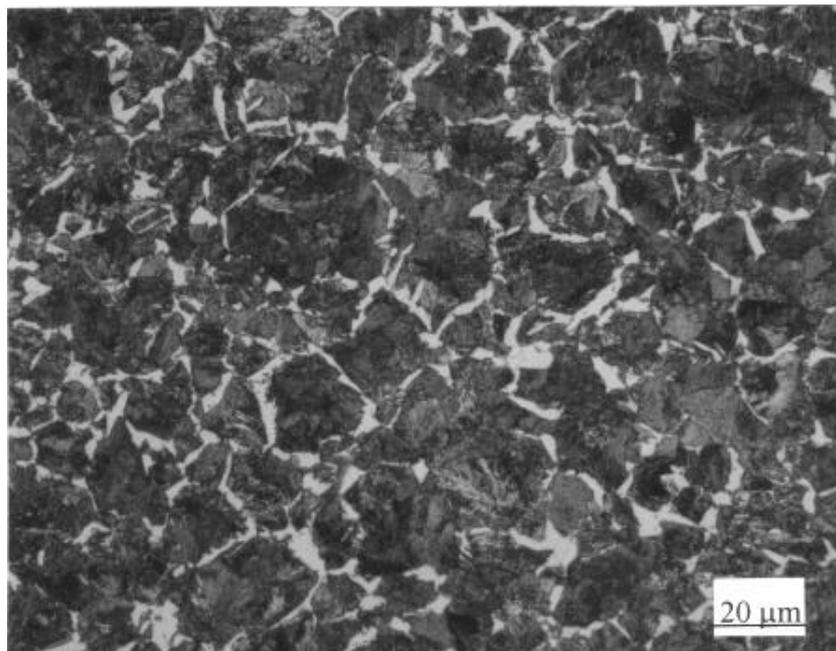


Figura 3 - Microstruttura tipica dell'acciaio R7T in corrispondenza della zone ove si situa la precricca di fatica di un campione CT ricavato da una ruota monoblocco

I risultati delle prove di caratterizzazione della tenacità alla frattura sono stati quindi riesaminati ed in particolare si è valutato per tutte le prove il parametro K_{EE} , calcolato secondo il metodo dell'energia equivalente riportato in letteratura (Witt, 1970). Si pensato di ricorrere al parametro K_{EE} in quanto, in prove non valide di K_{IC} , può fornire un dato prossimo al valore di K_{IC} . La variazione di K_{EE} in funzione della resistenza allo snervamento è riportata in Fig. 4; anche in tale figura, oltre ai dati relativi alle prove condotte nel presente lavoro, si sono riportati anche alcuni dati pubblicati (Diener et al., 1993), per i quali è stato possibile calcolare K_{EE} . Dei tre campioni di cui si è calcolato K_{EE} sulla base dei dati riportati in letteratura, quello con tenacità alla frattura più elevata è stato portato fino oltre a carico massimo senza che si verificasse una propagazione di tipo instabile per clivaggio; per tale campione K_{EE} è stato calcolato in corrispondenza del carico massimo raggiunto nel corso della prova. Considerato che tutti gli altri campioni hanno presentato una transizione duttile-fragile, il valore di K_{EE} calcolato per tale campione è verosimilmente agli estremi della banda di dispersione e per valutare in prima approssimazione quale potrebbe essere il valore medio di una popolazione di dati ottenuti da campioni dello stesso acciaio di quello del campione in discussione si è fatto ricorso ai metodi di analisi statistica dei dati in regime di transizione proposti in letteratura (Wallin, 1991); sulla scorta della

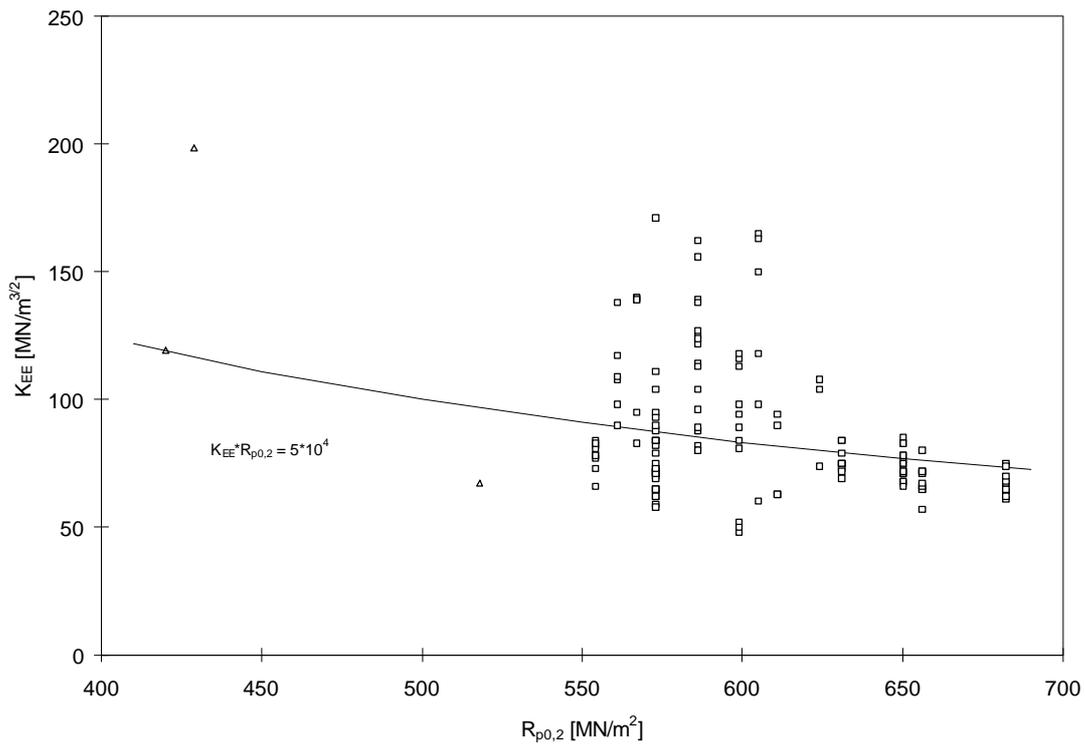


Figura 4 - Variazione di K_{II} in funzione della resistenza allo snervamento; i valori rappresentati da triangoli sono ricavati da (Diener et al., 1993)

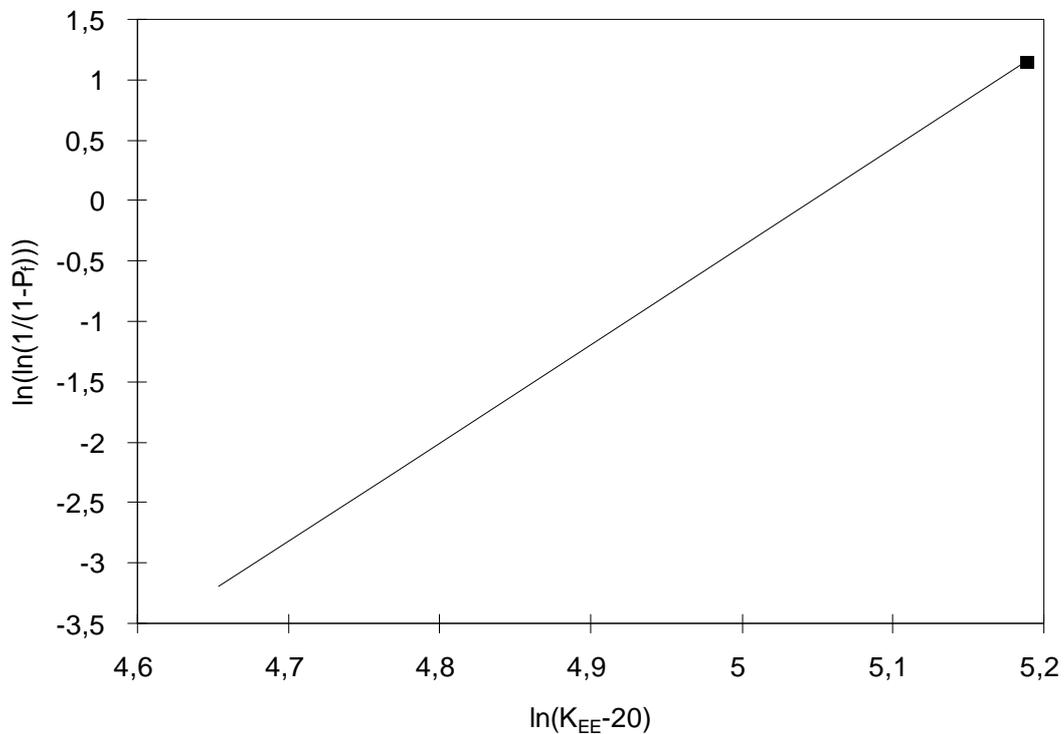


Figura 5 - Distribuzione statistica ricavata sulla base del valore di K_{II} riportato in figura al quale si è assegnata una elevata probabilità di frattura e sulla base della conoscenza della pendenza di tale retta per l'acciaio R7T (Demilly et al., 1995)

trattazione statistica dei dati relativi ad alcune delle colate delle quali si riferisce in questo lavoro effettuata in precedenza (Demilly et al., 1995), si sono utilizzati per le costanti delle equazioni che descrivono la distribuzione statistica i valori medi di quelli ricavati precedentemente e con il dato di K_{EE} a disposizione si è potuta tracciare la curva che correla la probabilità di frattura con la tenacità a frattura, così come riportato nella Fig. 5; in tal modo è stato possibile estrapolare per una tale popolazione di cui si è ricostruita la distribuzione statistica come dato medio di K_{EE} un valore di $134 \text{ MN/m}^{3/2}$.

In tal modo si è potuto ottenere un valore medio in corrispondenza di $R_{p0,2} = 429 \text{ MN/m}^2$ del tutto in linea con l'interpolazione riportata in figura relativamente alla correlazione fra tenacità alla frattura e resistenza allo snervamento.

Pertanto è verosimile che, potendo ricavare per lavorazione meccanica provini in grado di consentire l'ottenimento di valori validi secondo la norma ASTM per la tenacità alla frattura K_{Ic} , la variazione che si potrebbe ottenere per tale caratteristica in funzione della resistenza allo snervamento risulterebbe sempre decrescente al crescere della resistenza allo snervamento nell'intervallo fra 400 e 700 MN/m^2 .

In conseguenza di ciò è opportuno segnalare che fare riferimento al valore di K_Q per analizzare il comportamento a frattura dell'acciaio R7T potrebbe portare a conclusioni erronee, in quanto, in mancanza di un sufficiente livello di triassialità delle tensioni all'apice della cricca la deviazione dal comportamento lineare elastico può avvenire sia per la localizzazione di deformazioni, sia per una crescita sub-critica della cricca; nel caso delle prove riportate in Fig. 2 il fatto che i punti siano interpolati da una retta ricavata per un valore costante del raggio plastico lascia presupporre che la deviazione dal comportamento lineare elastico sia da correlare alla plasticizzazione dell'apice dell'intaglio, anche se non si può escludere che per gli acciai con minore interspazio fra le inclusioni di maggiori dimensioni si possa anche essere verificato un innesco della frattura duttile. Il valore di K_Q non costituisce di conseguenza un dato rappresentativo della tenacità alla frattura, e fare riferimento ad esso potrebbe penalizzare l'acciaio, come meglio messo in evidenza dalla Fig. 6 nella quale è rappresentata la variazione del rapporto K_{EE}/K_Q a crescere della resistenza allo snervamento. Da tale figura appare che proprio per i valori più bassi della resistenza allo snervamento si ha un elevato valore di tale rapporto e quindi la misura della tenacità alla frattura espressa da K_Q risulta ben inferiore alla tenacità alla frattura che si potrebbe misurare con un campione in grado di soddisfare le limitazioni; al contrario, per i valori più elevati di $R_{p0,2}$ fra quelli sperimentati, si può correre il rischio di avere da un lato una tenacità alla frattura $K_Q=K_{EE}$ tale da soddisfare i requisiti apparsi recentemente nelle specifiche di fornitura, ma di avere dall'altro lato una resistenza allo snervamento troppo elevata per consentire che si producano all'apice di una cricca fenomeni di plasticizzazione che consentano una attenuazione delle tensioni presenti nella zona di processo mediante una loro redistribuzione su un volume maggiore di materiale.

Da ultimo, nella Fig. 7 è rappresentata la correlazione fra K_{EE} e l'interspazio fra le inclusioni di dimensioni maggiori. Tali inclusioni sono quelle responsabili della nucleazione dei microvuoti di dimensioni maggiori, attraverso la coalescenza dei quali procede poi la frattura duttile. Da osservazioni frattografiche alcuni tipi delle inclusioni di dimensioni maggiori possono anche agire da nucleo per l'innesco della frattura per clivaggio, in quanto una loro frattura, quando l'inclusione (e quindi la cricca che si forma) è sufficientemente grande, è in grado di propagarsi alla matrice circostante.

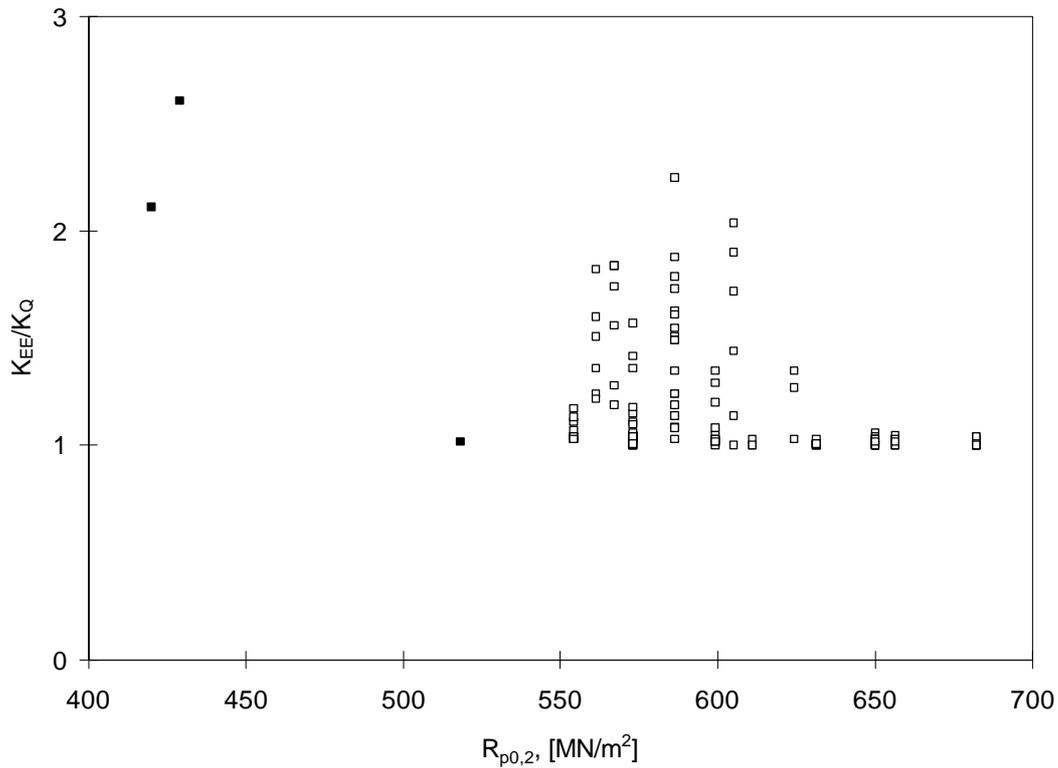


Figura 6 - Variazione di K_{EE}/K_Q in funzione di $R_{p0,2}$; quadrati pieni da (Wallin, 1991)

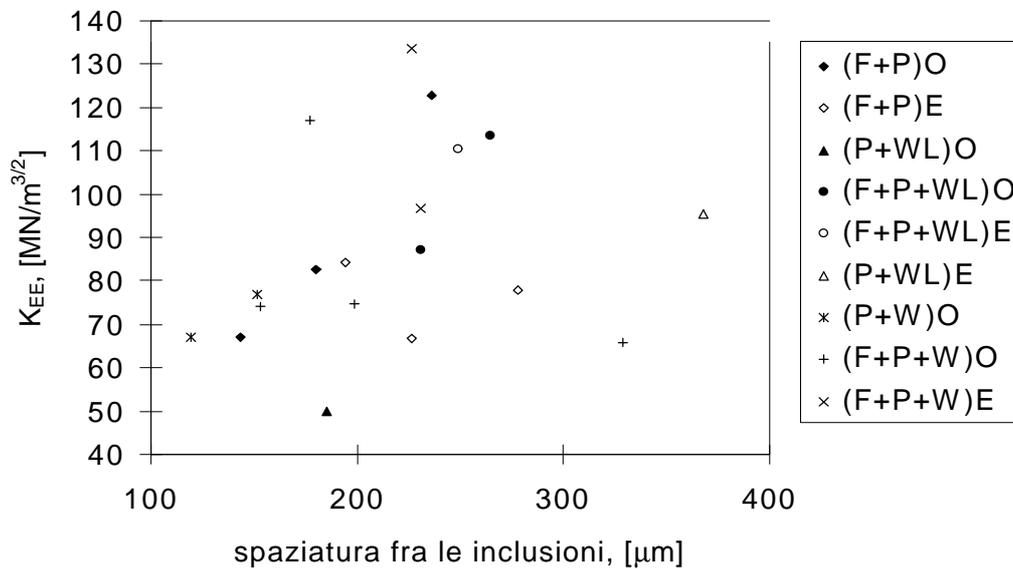


Figura 7 - Variazione di K_{EE} in funzione dell'interspazio fra le inclusioni di maggiori dimensioni (F=ferrite; P=perlite; W=ferrite Widmanstatten; WL=ferrite W in tracce; O=omogenea; E=eterogenea)

Di conseguenza quando l'interspazio fra le inclusioni è piccolo la probabilità che una di esse venga a trovarsi nella zona di processo in condizioni di sollecitazione tali da far avvenire la frattura per clivaggio è elevata ed il valore di K_{EE} è conseguentemente basso,

e verosimilmente prossimo a quello di K_Q . Al crescere dell'interspazio fra le inclusioni la probabilità di incontrarne una che si fratturi nella zona di processo diminuisce, mentre contemporaneamente l'incremento della plasticizzazione favorisce la nucleazione dei microvuoti e la loro coalescenza; si produce quindi un avanzamento di frattura duttile con redistribuzione delle sollecitazioni e per ripristinare condizioni che possano evolvere verso una frattura per clivaggio il carico applicato deve crescere e parallelamente cresce il valore di K_{EE} a frattura.

Infine, se l'interspazio fra le inclusioni cresce ancora, sembra potersi concludere dalla Fig. 7 che si ha una diminuzione di K_{EE} ; tale correlazione potrebbe essere giustificata con il fatto che, se le inclusioni sono troppo distanti per poter osservare un avanzamento di frattura duttile, la plasticizzazione all'apice dell'intaglio deve crescere al fine di far avvenire la coalescenza dei microvuoti ma al crescere del carico crescono anche le tensioni all'interno della zona di processo e conseguentemente cresce la probabilità che si possa verificare la frattura per clivaggio. Naturalmente, oltre alle inclusioni, per una analisi più completa, bisognerebbe prendere in esame anche altri parametri microstrutturali; un primo tentativo, di cui si ha l'indicazione in Fig. 7, si riferisce alla verifica di una eventuale influenza del tipo di microstruttura. L'analisi dei risultati di Fig. 7 alla luce delle diverse microstrutture osservate per le varie colate non sembra tuttavia mettere in evidenza strette correlazioni fra tali parametri. Molto probabilmente bisogna fare riferimento a parametri differenti quali ad esempio la dimensione delle colonie perlitiche o lo spessore delle lamelle di ferrite nella perlite, e tale indagine è quanto ci si ripromette di fare nel prossimo futuro.

CONCLUSIONI

Sulla base di numerose prove condotte al fine di caratterizzare la tenacità alla frattura di una serie di colate di acciaio R7T utilizzato per fabbricare ruote monoblocco per trasporto ferroviario, si è potuto accertare che l'utilizzo del parametro K_Q quale indice della tenacità alla frattura può portare a conclusioni erranee in particolar modo per quegli acciai caratterizzati da un basso livello della resistenza allo snervamento. Il parametro migliore per poter istituire confronti fra le diverse colate di acciaio è risultato essere K_{EE} , calcolato sulla base di un modello di energia equivalente. Le correlazioni individuate fra K_{EE} e la resistenza allo snervamento da un lato ed i parametri inclusionali dall'altro hanno potuto fornire utili indicazioni circa le scelte da effettuare per migliorare il comportamento a frattura dell'acciaio R7T.

RIFERIMENTI BIBLIOGRAFICI

Demilly, F., B. Tullies, C. Sainte Catherine, 1995, "Micrographic cleanness in railway wheels, its measurement, its influence on crack initiation in fracture mechanics", Proceedings 11th International Wheelset Congress, Paris, 18 - 22 June, vol.1, 59 - 67.

Diener, M., R. Müller, A. Ghidini, M. Scepi, 1993, "Studio della tenacità a frattura di ruote monoblocco in acciaio R7T UIC 812.3 attraverso l'applicazione di parametri tradizionali e innovativi della meccanica della frattura", *Ingegneria Ferroviaria*, XLVIII, 12, 743 - 753

Diener, M., Speidel, M. O., 1992, "Fracture toughness of R7 railroad wheels", Proceedings EUROMAT 92, Genova, 22 - 24 settembre, vol.1, 141 - 150

Diener, M., 1995 "How to better define wheel material", Proceedings 11th International Wheelset Congress, Paris, 18 - 22 June, pp.171 - 177

Int. Eisenbahnverband UIC: "Technische Lieferbedingungen für Vollräder aus gewalztem unlegiertem Stahl für Triebfahrzeuge und Wagen", UIC-Kodex 812-3 V, 5. Ausgabe, 1984

Kavishe, F.P.L., Baker, T.J., 1986, "Effect of prior austenite grain size and pearlite interlamellar spacing on strength and fracture toughness of a eutectoid rail steel", Mat. Sci. and Eng., 2, 816 - 822

Roberti, R., A. Ghidini, G. M. La Vecchia, 1995, "Misura della tenacità alla frattura in campo di transizione dell'acciaio R7T", XI Convegno Nazionale del Gruppo Italiano Frattura, Brescia, 4-6 luglio, pp. 169 - 177

Tourade, J. C., 1995, "Towards better control of European wheels", Proceedings 11th International Wheelset Congress, Paris, 18 - 22 June, vol.1, 137 - 139.

Wallin, K., 1991, "Statistical modelling of fracture in the ductile-to-brittle transition region", in Defect Assessment in Components - Fundamental and Applications,ESIS/EGF9, J. G. Blauel e K. H. Schwalbe Eds., Mech. Eng. Publ., 415 - 445

Witt, F.J., 1970 "Equivalent energy procedures for predicting gross plastic fracture", 4th National Symposium on Fracture Mechanics, Canergie Mellou University, August.