

**IGF - XI Convegno Nazionale  
Gruppo Italiano Frattura  
Brescia, 4-6 luglio 1995**

**MISURA DELLA TENACITA' ALLA FRATTURA  
IN CAMPO DI TRANSIZIONE DELL'ACCIAIO R7T**

R.Roberti\*, A.Ghidini\*\*, G.M.La Vecchia\*\*\*

\* Università di Trento, Dipartimento di Ingegneria dei Materiali, Trento

\*\* Lovere Sidermeccanica, Lovere, Bg

\*\*\* Università di Brescia, Dipartimento di Meccanica, Brescia

**INTRODUZIONE**

Alcuni casi di rottura avvenuti in seguito all'adozione di ruote monoblocco per i carri merci per trasporto ferroviario, adozione conseguente all'incremento di velocità cui è corrisposto un aumento della potenza frenante, ha indotto gli enti ferroviari da un lato e le aziende fornitrici di tali manufatti dall'altro ad approfondire gli studi sulla tenacità alla frattura dell'acciaio R7T con il quale tali ruote sono fabbricate; è inoltre opinione comune che diventerà generalizzata l'introduzione di un criterio di accettazione del materiale in collaudo sulla base dei risultati di prove di tenacità alla frattura [1].

Nell'ambito delle numerose attività sperimentali intraprese tra Lovere Sidermeccanica e Università di Brescia al fine di mettere in luce i parametri di fabbricazione sia dell'acciaio che delle ruote monoblocco attraverso i quali è possibile tenere sotto controllo la tenacità alla frattura di tali manufatti si è necessariamente dovuto ricorrere ad un approccio di tipo statistico per l'analisi dei risultati delle prove di tenacità vista la variabilità presentata in quanto la frattura avviene in condizioni di transizione duttile-fragile.

Nel presente lavoro vengono espone alcune considerazioni in merito al trattamento dei dati di tali prove di tenacità anche alla luce dell'esigenza, da parte di chi deve provvedere al collaudo di limitare, ove possibile, il numero dei dati necessari per una analisi significativamente rappresentativa delle caratteristiche da controllare.

## PARTE SPERIMENTALE

Si sono eseguite nove prove di tenacità alla frattura su altrettanti campioni CT di spessore 25mm (CT25) prelevati da tre ruote monoblocco fabbricate a partire da una medesima colata, seguendo il ciclo standard di lavorazione e di trattamento termico. I provini sono stati lavorati in direzione circonferenziale all'interno della corona delle ruote.

Per effetto della bassa temprabilità dell'acciaio (la cui composizione chimica prevede essenzialmente C=0,48%, Mn=0,70%, Cr=0,2% e Ni=0,1%) e delle modalità di trattamento termico di tempra che richiedono un raffreddamento differenziale della sola zona della corona a contatto con la rotaia, la microstruttura presente in corrispondenza dell'apice della cricca nei provini CT25 è costituita prevalentemente da perlite accompagnata da basse percentuali di ferrite. Considerato il tenore di carbonio ed il tipo di microstruttura, la temperatura ambiente alla quale sono effettuate le prove per la caratterizzazione della tenacità a frattura delle ruote si situa nella zona bassa dell'intervallo di transizione duttile-fragile.

Per il trattamento dei dati si è fatto riferimento alle indicazioni contenute nella letteratura su tale argomento [si vedano al riguardo, ad es., i riferimenti 2-5], molte delle quali sono state recentemente recepite dall'ASTM in una bozza di norma per la misura della tenacità alla frattura in regime di transizione.

Partendo dall'ipotesi di applicabilità di un modello ad anello debole di una catena ("weakest link") ed assumendo che fra i possibili siti di innesco della frattura per clivaggio non vi sia interazione, la probabilità di frattura  $P_f$  in condizioni di snervamento su piccola scala, è data dalla equazione:

$$P_f = 1 - \exp \left\{ -(B/B_0) \cdot [(K_I - K_{\min}) / (K_0 - K_{\min})]^b \right\} \quad /1/$$

nelle quali B è lo spessore dei campioni utilizzati,  $K_I$  è uno dei valori di tenacità alla frattura della popolazione considerata,  $K_{\min}$  il valore minimo che si presume possa essere ottenuto per  $K_I$  e b l'esponente del fattore di intensità delle sollecitazioni il cui valore, dalla teoria risulta essere fisso e pari a 4 (oppure a 2 se la tenacità alla frattura è misurata in termini di integrale J);  $B_0$  e  $K_0$  sono, inoltre, costanti di normalizzazione ed in particolare  $B_0$  può essere assunto uguale ad un valore arbitrario mentre  $K_0$  corrisponde ad una probabilità di frattura pari al 63,2% per uno spessore  $B_0$ .  $K_{\min}$ , inoltre, è assunto pari a 20 Mpa√m ritenendo che il minimo valore di  $K_I$  misurabile sia comunque superiore al massimo valore del fattore di intensità degli sforzi applicato durante la precricatura dei campioni.

Il modello alla Weibull rappresentato dall'eq./1/, di fatto, pur essendo a tre parametri,  $K_{\min}$ ,  $K_0$  e b, si riduce in realtà ad un modello a parametro singolo,  $K_0$ , essendo gli altri fissati in base alle considerazioni sopra esposte. Per

procedere al calcolo di  $K_o$  ad ognuno degli  $N$  valori della popolazione di dati in esame viene poi assegnata una probabilità di frattura  $P_f$  calcolata dall'equazione:  $P_f = (i - 0,3)/(N + 0,4)$ , dove  $i$  è il numero da 1 a  $N$  del dato  $K_{I_i}$  nella sequenza in ordine crescente di tali dati.

## RISULTATI SPERIMENTALI

Il risultato dell'interpolazione dei dati sperimentali mediante l'eq./1/ al fine di ricavare il valore di  $K_o$  e la corrispondente distribuzione statistica è presentato nella fig. 1; in particolare la fig. 1a si riferisce a tutti i nove dati utilizzati nella presente analisi mentre le figg. 1b e c sono relative all'analisi condotta a partire rispettivamente dai sei dati più bassi e più alti.

E' ritenuto infatti che il minimo numero di dati di una popolazione per procedere all'analisi mediante questo tipo di approccio sia sei, e quindi si è voluta indagare l'influenza dell'assunzione di una numerosità di tale livello per la popolazione in esame.

La tenacità alla frattura misurata è stata espressa mediante il parametro  $K_{EE}$ , fattore di intensità delle sollecitazioni ricavato con il metodo dell'energia equivalente [6]. Infatti, per effetto della resistenza allo snervamento dell'acciaio nelle condizioni microstrutturali sopra descritte e dello spessore dei campioni, i valori di  $K_Q$  misurati dalle prove non possono essere ritenuti rappresentativi della tenacità a frattura  $K_{Ic}$  dell'acciaio; inoltre, nella quasi totalità dei casi anche la restrizione  $P_{max}/P_Q \leq 1,1$  viene violata e frequentemente prima del cedimento per clivaggio si ha una più o meno estesa propagazione duttile della frattura. Nel caso della popolazione in esame va tuttavia precisato che l'avanzamento di frattura duttile è risultato di modesta estensione e pertanto non si è ritenuto opportuno apportare all'eq./1/ le variazioni proposte in letteratura [7] per tenere conto di tale crescita subcritica della cricca; si segnala peraltro che in talune prove il grado di avanzamento della frattura duttile è risultato particolarmente elevato e che vi sono stati casi di assenza totale di cedimento instabile per clivaggio nel corso della prova [1].

Laddove non si possa misurare la tenacità alla frattura in termini di  $K_{Ic}$  viene usualmente proposto di convertire i valori di integrale  $J$  misurati in corrispondenza del cedimento fragile a  $K_{IJ}$ ; da indicazioni in letteratura [8] e come anche verificato con i dati a disposizione (fig. 2) vi è una assoluta corrispondenza fra i dati di  $K_{EE}$  e  $K_{IJ}$  misurati nel corso delle prove.

La fig. 1 mostra come, differentemente da quanto desunto dalla derivazione teorica della eq./1/, l'esponente che meglio descrive i dati sperimentali è assai diverso da 4; nella stessa figura sono anche riportate le rette con pendenza pari a 4, tracciate mantenendo inalterati i valori di  $K_o$  e  $K_{min}$ . Le distribuzioni dei dati che si ottengono con tali due procedure, tuttavia, conducono a stime

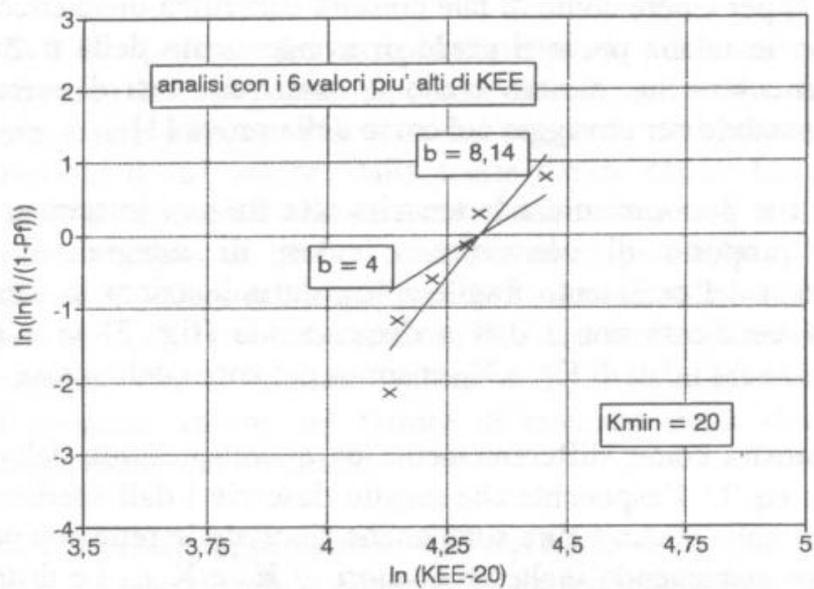
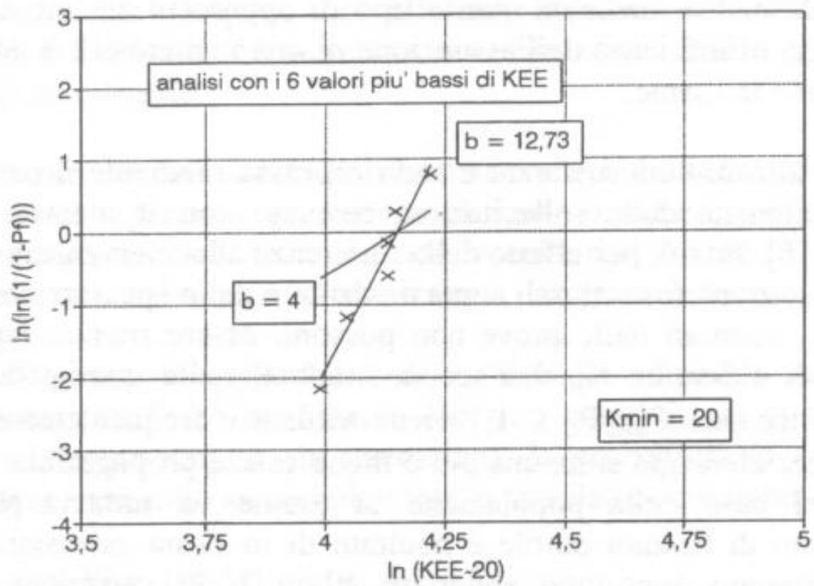
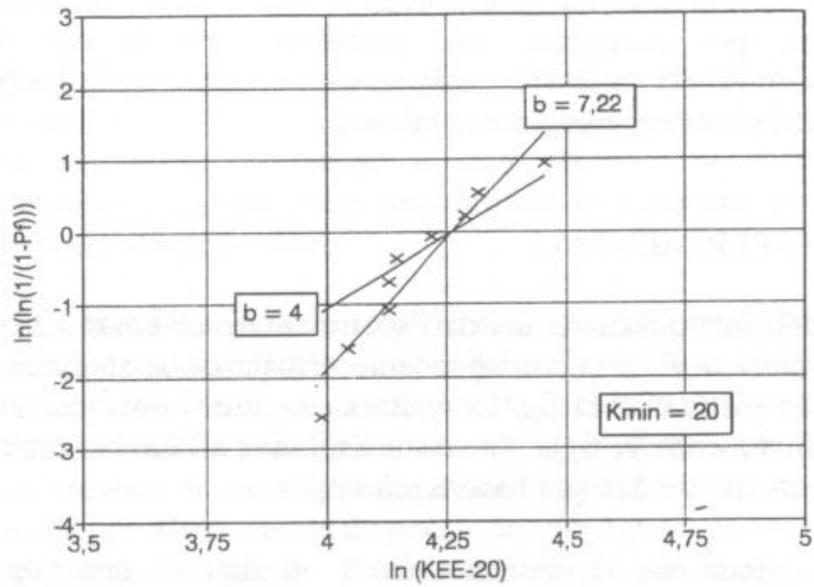


Fig. 1

erronee per quanto concerne, ad esempio, la previsione del valore di tenacità in corrispondenza di una certa probabilità di frattura e, in particolare, imponendo una pendenza  $b = 4$  si ottengono stime eccessivamente basse di tenacità a frattura per valori bassi di  $P_f$ , come messo anche in evidenza dalle curve di distribuzione dei valori di tenacità calcolate assumendo come esponente il valore 4 o quello trovato dall'interpolazione dei dati sperimentali (fig. 3).

Se d'altro canto si prova a variare il valore di  $K_{min}$  si può verificare che al suo progressivo crescere l'esponente  $b$  continua a decrescere, come mostrato in fig. 4 dove sono riportate a titolo di esempio le analisi di tutti i dati della popolazione in esame supponendo  $K_{min}$  pari a 50 e 60  $Mpa\sqrt{m}$ . Dalla figura appare chiaro che è possibile trovare un valore di  $K_{min}$  tale per cui la pendenza della retta di interpolazione corrisponda al valore 4 previsto teoricamente. In tale modo, come mostrato in fig. 5, la distribuzione dei dati della popolazione risulta la stessa sia che essa venga ottenuta imponendo un valore 4 all'esponente, sia che la si ottenga impiegando il valore dell'esponente calcolato mediante regressione lineare.

Un valore di  $K_{min}$  superiore a 20  $Mpa\sqrt{m}$  e calcolato di volta in volta appare, del resto, un ulteriore parametro che può risultare rappresentativo di caratteristiche specifiche della popolazione di dati in esame. Nel caso delle due popolazioni con i sei più alti e più bassi valori di  $K_{EE}$  l'ottimizzazione del valore di  $K_{min}$  ha, ad esempio, portato a valori molto prossimi fra loro, anche se in corrispondenza di valori ovviamente differenti per quanto concerne il dato medio  $K_{med}$ .

## CONCLUSIONI

Nell'esaminare i dati ottenuti da prove di tenacità alla frattura su un acciaio R7T utilizzato per ruote monoblocco, l'applicazione di un'analisi statistica basata su un modello "weakest link" per prove in transizione di frattura duttile-fragile ha mostrato una non rispondenza dei parametri ottenuti con quelli previsti teoricamente, ed in particolare l'esponente per la tenacità alla frattura nella correlazione con la probabilità di frattura è risultato sensibilmente diverso dal valore atteso. Attraverso l'ottimizzazione del valore  $K_{min}$  per ognuna delle popolazioni in esame si è potuto fare sì che l'esponente assumesse un valore pari a 4, ottenendo una descrizione della distribuzione della tenacità alla frattura apparentemente più rappresentativa delle reali caratteristiche dell'acciaio sottoposto a prova.

## BIBLIOGRAFIA

- [1] M.Diener, R.Müller, A.Ghidini, M.Scepi, "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, 1993, 743-753.

[2] A.Pineau, “Review of fracture micromechanisms and local approach to predicting crack resistance in low strength steels”, in *Advances in Fracture Research*, 5th ICF, D.Francois Ed., 1981, vol.2, 553-577.

[3] F.M.Beremin, “A local criterion for cleavage fracture of a nuclear pressure vessel steel, *Met. Trans. A*, 14A, 1983, 2277-2287.

[4] K.Wallin, “Fracture toughness testing in ductile-brittle transition region”, in *Advances in Fracture Research*, 7th ICF, K.Salama et al. Eds., 1989, Vol.1, 267-276

[5] J.Heerens, U.Zerbst, K.H.Schwalbe, “Strategy for characterizing fracture toughness in the ductile to brittle regime”, *Fatigue Fract. Eng. Mat.*, 16, 1993, 1213-1230.

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

[7] K.Wallin, “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.*, 1991, 415-445.

[8] J.A.Begley, J.D.Landes, “A comparison of J-integral fracture criterion with the equivalent energy concept”, *ASTM STP 536*, 1973, 246-263.

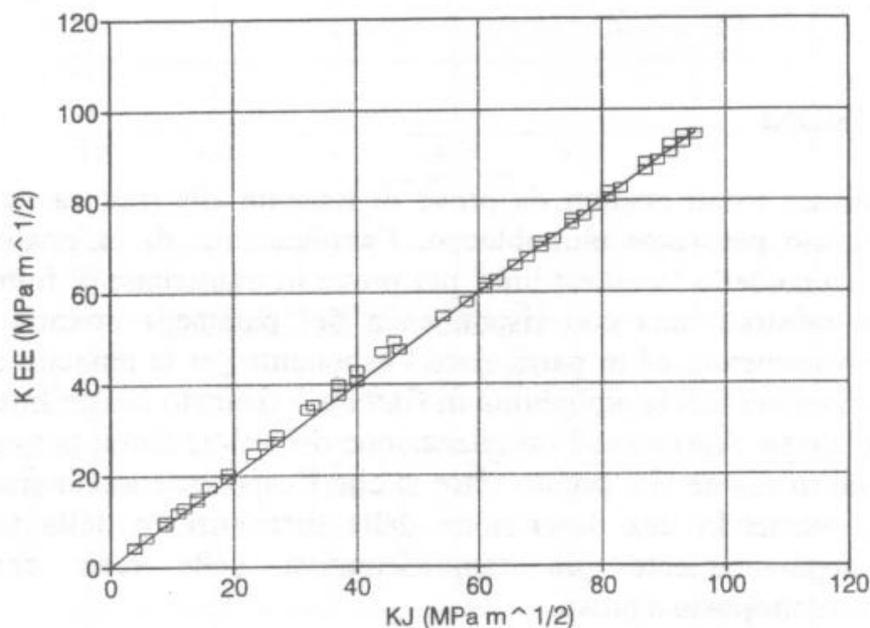


Fig. 2

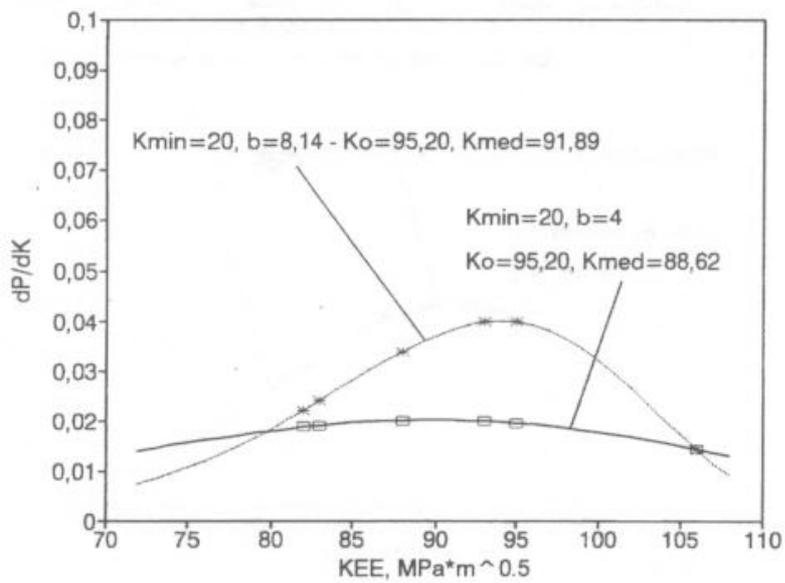
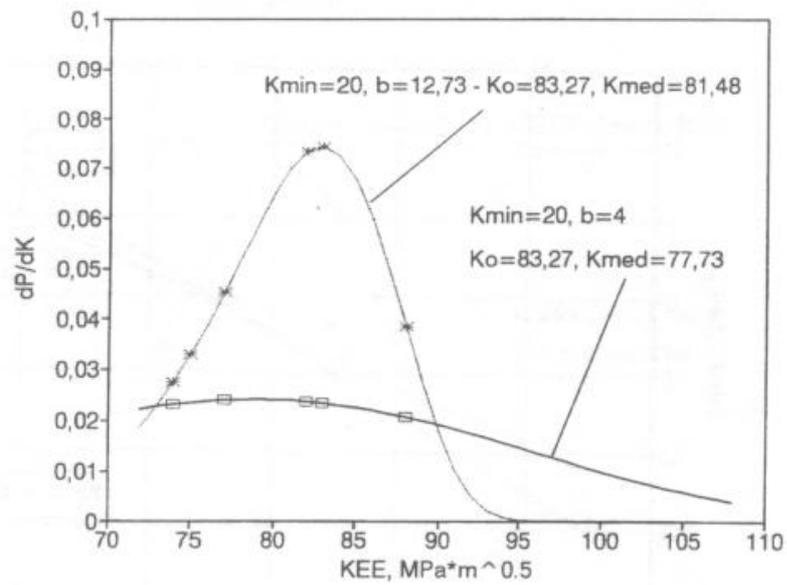
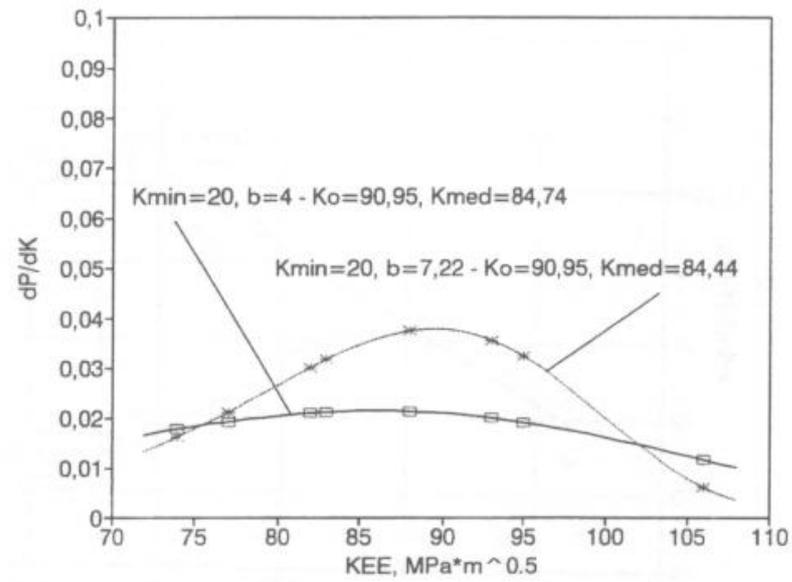


Fig. 3

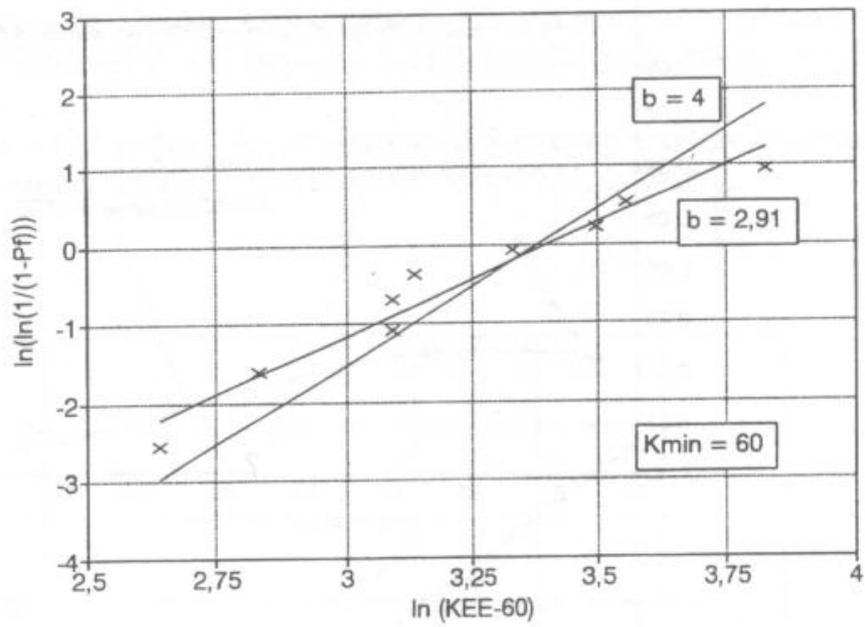
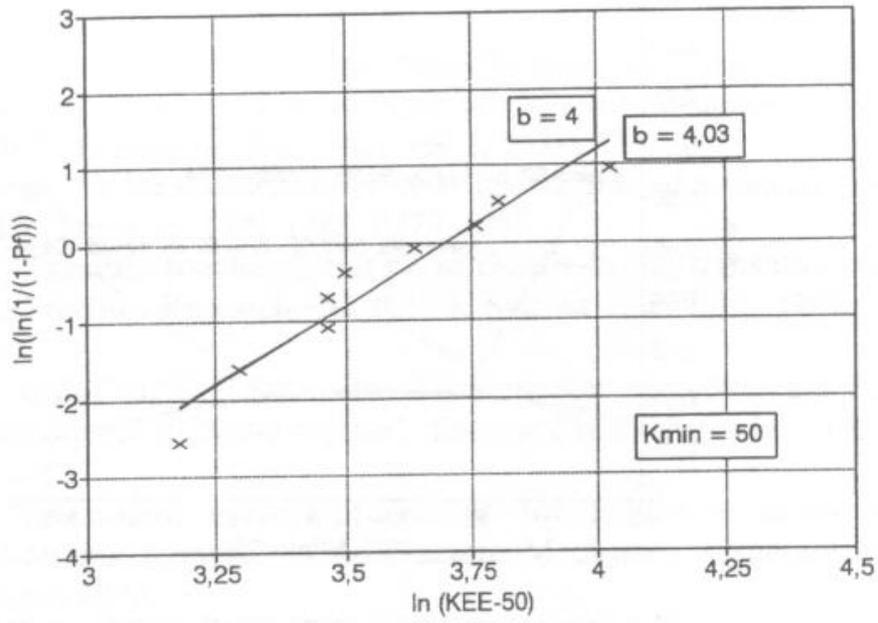


Fig. 4

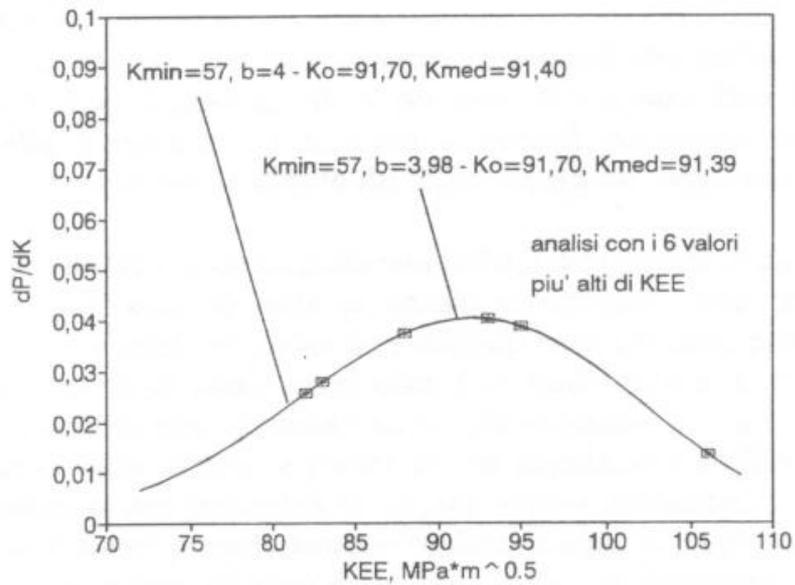
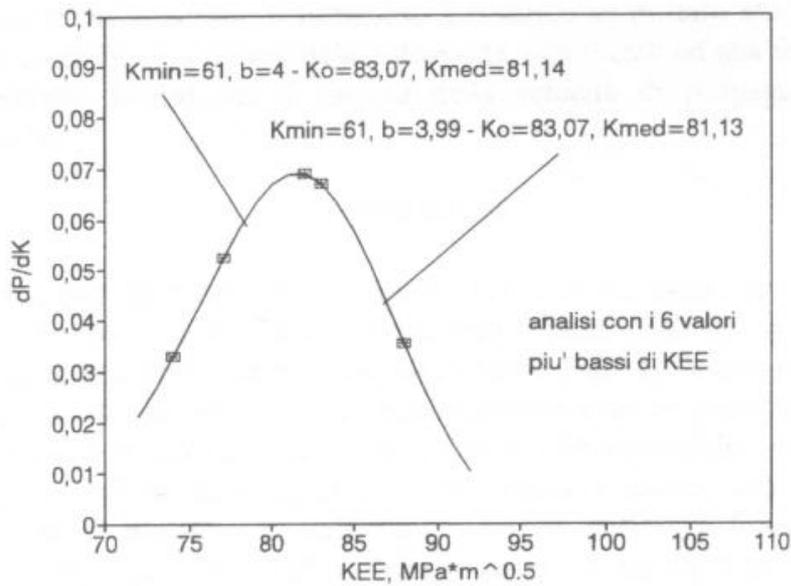
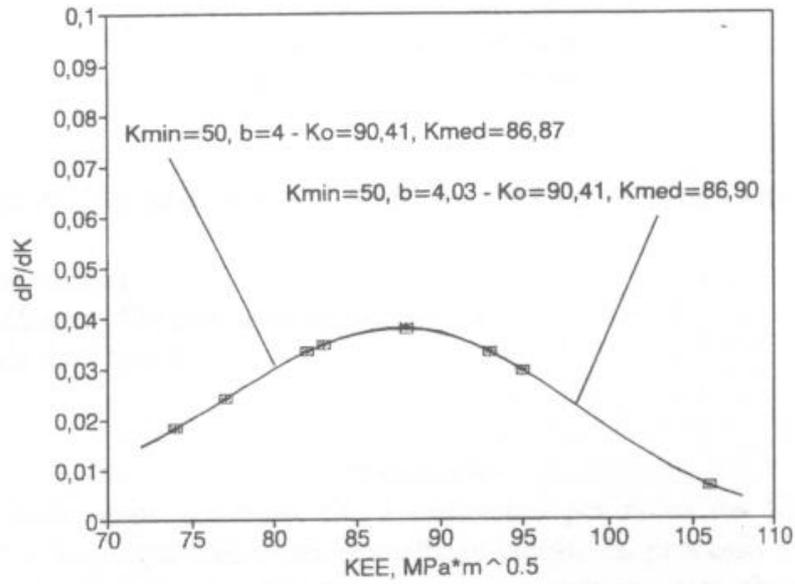


Fig. 5