

## INNESCO E PROPAGAZIONE DI FRATTURA SOTTO CARICO COSTANTE ED A TEMPERATURA AMBIENTE IN UN ACCIAIO INOSSIDABILE BIFASICO

R.Roberti

Dipartimento di Meccanica, Politecnico di Milano

G.M.La Vecchia, R.Bertanzi, G.Donzella

Dipartimento di Meccanica, Università di Brescia

### RIASSUNTO

Si sono eseguite prove di tenacità alla frattura a temperatura ambiente su campioni di flessione su tre punti di acciaio inossidabile austeno-ferritico portando in controllo di carico ciascun campione fino ad un carico compreso fra quello di innesco di frattura duttile ed il carico massimo, e quindi ad un livello di  $J$  applicato superiore a  $J_{IC}$ , e si è poi mantenuto costante nel tempo tale carico. In tutte le prove eseguite si è rilevata una evoluzione della frattura nel tempo con la tipica modalità di propagazione per nucleazione ed accrescimento di microvuoti, fino al raggiungimento di condizioni di instabilità.

La resistenza alla propagazione di frattura duttile sotto carico costante è stata espressa sotto forma di curva J-R ed è risultata corrispondente a quella misurata in prove condotte sotto carico monotonicamente crescente.

Si sono analizzate infine le condizioni di incubazione della frattura sotto carico costante e si sono interpretate le prove facendo ricorso al parametro di meccanica della frattura dipendente dal tempo  $C^*$ .

### INTRODUZIONE

La deformazione per scorrimento viscoso ed i suoi effetti sulla propagazione subcritica di frattura sono usualmente ritenuti di rilievo per gli impieghi degli acciai solamente alle medie o alte temperature; conseguentemente alla temperatura ambiente gli effetti del parametro tempo sono in genere del tutto ignorati, come si evince del resto dal fatto che la tenacità alla frattura è misurata in prove a breve termine ed è ritenuta indipendente dalla velocità di applicazione del carico, così come per la valutazione dell'integrità, quale parametro di meccanica della frattura, si fa ricorso all'integrale  $J$ .

La possibilità che a temperatura ambiente si possano osservare deformazione e propagazione di frattura sotto l'azione di un carico costante è stata messa in evidenza da lungo tempo [1]; tuttavia, mentre per le temperature superiori a quella ambiente questi fenomeni sono da lungo tempo oggetto di studio, solo da una decina di anni è nata l'esigenza di approfondire l'effetto a temperatura ambiente di prove idrostatiche di lunga durata su recipienti in pressione o su gasdotti o di condizioni anomale ipotizzabili nel caso di incidente per taluni

componenti di reattori nucleari ad acqua leggera [2-6], sulla deformazione all'apice di un difetto preesistente e sulla sua propagazione subcritica.

Per i differenti tipi di acciaio studiati è stato verificato [3-7] che la propagazione a temperatura ambiente di una frattura sotto l'effetto di un carico costante avviene con un meccanismo di nucleazione e coalescenza di microvuoti del tutto corrispondente a quello che si osserva nelle fratture prodotte da un carico monotonicamente crescente, ed allo stesso tempo è stato anche possibile constatare che, indipendentemente dal tipo di prova, si ottiene un'unica curva J-R che descrive la resistenza dell'acciaio alla propagazione della frattura.

Alcuni autori [1, 4, 7] hanno anche identificato un valore  $J_g$  dell'integrale J applicato all'inizio della prova a carico costante, al di sotto del quale la deformazione all'apice diminuisce progressivamente fino ad arrestarsi, mentre se il carico costante applicato comporta un valore di J applicato superiore a  $J_g$  la deformazione all'apice della cricca è accompagnata da un avanzamento subcritico della frattura fino a che si determinano le condizioni di cedimento instabile.

La propagazione di frattura sotto carico costante ed a temperatura ambiente è stata studiata nel presente lavoro per un acciaio inossidabile bifasico; si è caratterizzato il comportamento di tale tipo di acciai nei confronti di questo tipo di cedimento e si è valutata la possibilità di utilizzare parametri di meccanica della frattura per la verifica di componenti criccati sotto l'effetto di un carico applicato costante nel tempo.

## PARTE SPERIMENTALE

Da una lamiera di 16 mm di spessore di acciaio super duplex 25-7-3 solubilizzato avente la seguente composizione chimica: C = 0,02%, Si = 0,26%, Mn = 0,62%, P = 0,023 %, S = 0,005%, Cr = 24,7%, Mo = 3,82%, Ni = 7,1%, N = 0,280% sono stati ricavati, secondo una direzione di prelievo longitudinale, campioni di flessione su tre punti.

Su tali campioni sono state condotte, facendo uso di una macchina servoidraulica, sia convenzionali prove di meccanica della frattura con l'applicazione del carico monotonicamente crescente in condizioni di controllo di spostamento, sia prove a carico costante utilizzando la macchina di prova in controllo di carico. In entrambi i tipi di prova la misura di avanzamento della cricca è stata rilevata mediante il metodo della caduta di potenziale in corrente continua. Per quanto concerne le prove a carico costante si è provveduto, nella prima fase della prova, a sollecitare il provino fino al livello di carico desiderato con velocità di applicazione del carico tale da garantire una velocità di spostamento confrontabile con quella realizzata nelle prove in controllo di spostamento. Le prove a carico costante sono state tutte interrotte prima del cedimento dei campioni che, successivamente, sono stati sottoposti a sollecitazioni cicliche che ne hanno indotto la rottura per fatica in modo da poter effettuare la misura dell'estensione della propagazione della cricca avvenuta nel corso della prova a carico costante.

## RISULTATI E DISCUSSIONE

La variazione dello spostamento del punto di applicazione del carico (LLD load line displacement) in funzione del tempo è mostrata nella Fig. 1, che è riportata quale rappresentativa del comportamento del provino nel corso della prova. Nella Fig. 2 viene

riprodotto l'andamento tipico, in funzione del tempo, della lunghezza della cricca  $a$ , derivata dalla misura della caduta di potenziale. Al termine della fase di carico iniziale durante la quale il provino viene portato al carico che poi viene mantenuto costante nella seconda fase della prova, lo spostamento del punto di applicazione del carico mostra, al crescere del tempo, una variazione simile a quella che si registra nel corso delle prove di scorrimento viscoso su provini lisci. Tale andamento in prima approssimazione può essere interpretato qualitativamente sulla base di un progressivo fenomeno di incrudimento che contrasta, in misura sempre maggiore, la deformazione che interessa le zone maggiormente sollecitate all'apice della cricca, al quale dopo un certo tempo, e verosimilmente dopo che si è raggiunta la massima deformazione sostenibile dal materiale all'apice della cricca, si accompagna un avanzamento subcritico della cricca (Fig. 2) che con il tempo tende ad accelerare fino ad arrivare a condizioni di instabilità. Tutti i provini, va comunque sottolineato, sono stati scaricati prima del cedimento finale, anche allo scopo di calibrare, con il rilievo delle dimensioni finali della cricca, la misura di caduta di potenziale.

Così come riportato in letteratura [3,7], anche per le prove condotte nel presente lavoro la curva J-R ricavata per il provino sollecitato da un carico monotonicamente crescente è risultata coincidente con quelle che descrivono la resistenza alla propagazione di frattura indotta dal carico costante applicato (Fig. 3).

La curva J-R pertanto, mentre da un lato esprime la caratteristica di resistenza alla propagazione della frattura duttile, dall'altro lato, non contenendo il parametro tempo, non può consentire di tenere conto dell'evoluzione del fenomeno della propagazione e della frattura nel corso della durata di applicazione del carico costante.

Da questo punto di vista un primo tentativo al quale si può pensare è quello di ricorrere all'impiego del parametro  $C^*$ , che ha trovato applicazione nel caso di propagazione di frattura in condizioni di scorrimento viscoso. È possibile infatti ritenere che il materiale all'apice della cricca per effetto del carico remoto costante possa in prima approssimazione subire condizioni di deformazione dipendente dal tempo descrivibili da una generica legge del tipo  $d\varepsilon/dt = f(\sigma_1, n)$ , così da ritenere applicabile il parametro  $C^*$ .

Non si è ritenuto al momento necessario indagare più approfonditamente sulle deformazioni dipendenti dal tempo che si instaurano all'apice della cricca, e di conseguenza a quale dei differenti parametri di carico dipendenti dal tempo proposti in letteratura sia opportuno riferirsi per correlare la velocità di avanzamento della cricca.

La correlazione trovata fra la velocità di propagazione  $da/dt$  e l'integrale  $C^*$  calcolato mediante la formula [8]:

$$C^*_{exp} = - n/n+1 \cdot P(dLLD/dt)/(B \cdot W) \cdot [1/m \cdot dm/d(a/W)] \quad /1/$$

nella quale  $B$  e  $W$  sono rispettivamente lo spessore e l'altezza del campione,  $m$  il rapporto tra i carichi di collasso plastico dei provini con e senza intaglio ed  $n$  l'esponente nella legge di deformazione del materiale ( $n$  è stato considerato sufficientemente grande da poter ritenere il rapporto  $n/(n+1)$  pari a 1) è mostrata nella Fig. 4 per i differenti campioni sottoposti a prova con carico costante. Nella figura, va segnalato, sono riportati solamente i dati relativi alla parte finale della prova, scelti sulla base di un criterio che verrà esposto nel seguito.

La correlazione appare buona e mostra un coefficiente, per la retta che interpola i dati, pari a circa 1 come riportato per numerosi materiali sperimentati in condizioni di propagazione di cricca in regime di scorrimento viscoso.



La correlazione tra  $C^*$  e  $da/dt$ , relativamente alla prima parte della prova, è invece del tutto inesistente, come ad esempio mostrato nella Fig.5.

Per meglio comprendere i fenomeni che avvengono all'apice della cricca dal momento in cui il carico costante inizia ad insistere sul provino si è fatto ricorso ad un approccio proposto da Piques, Bensussan e Pineau [9], secondo i quali partendo da una descrizione della variazione di LLD con il tempo data dalla equazione:

$$LLD = l_{ref} \cdot B_1' \cdot \sigma_{ref}^{n_1'} \cdot t^{n_1'} \quad /2/$$

nella quale  $\sigma_{ref}$  è la tensione di riferimento [10],  $l_{ref}$  la lunghezza di riferimento e  $B_1'$  e  $n_1'$  le costanti del materiale nell'equazione che descrive le condizioni di scorrimento primario con legge di incrudimento nel tempo:

$$d\epsilon/dt = B_1' \cdot p_1' \cdot \sigma^{n_1'} \cdot t^{-(1-p_1')} \quad /3/$$

è possibile, mediante derivazione, ottenere la seguente equazione che consente di descrivere la variazione della velocità di spostamento del punto di applicazione del carico, per la geometria del provino di interesse:

$$(dLLD/dt)_{exp} = (LLD_{exp} p_1' t) + [n_1' A (a/W, n_1')] \cdot LLD_{exp} / (W/a) ]^{da/dt} \quad /4/$$

I due addendi presenti nell'eq. /4/, ai quali si fa riferimento nel seguito con (1) e (2) esprimono il contributo rispettivamente della deformazione per scorrimento e dell'avanzamento della frattura allo spostamento del punto di applicazione del carico.

Pertanto, calcolando le costanti nell'eq. /2/ mediante interpolazione dei dati sperimentali, è possibile ottenere le due equazioni che esprimono le componenti che concorrono allo spostamento del punto di applicazione del carico date dagli addendi (1) e (2) sopra indicati nell'eq. /4/.

Il risultato di tale interpolazione per le prove a carico costante effettuate è riportato nella Fig. 6, nella quale sono indicate le curve ottenute per i contributi della deformazione da scorrimento (1) e della propagazione di frattura (2), ed i punti  $t_1$  e  $t_2$ , relativi rispettivamente alla deviazione dei punti sperimentali dalla curva (1) ed all'intercetta delle due curve (1) e (2).

Il punto  $t_1$  può essere messo in relazione con il momento di innesco della propagazione della frattura.

Di conseguenza i risultati dell'analisi della variazione di  $dLLD/dt$  con il tempo sembrerebbero indicare, in maniera leggermente differente da quanto ricavabile dalla variazione di  $a$  con  $t$ , che in una prima parte della prova a carico costante si ha deformazione per scorrimento mentre nella seconda parte la propagazione della frattura è dapprima accompagnata dalla deformazione per scorrimento per un certo periodo e poi risulta prevalente nel contributo al LLD.

Avendo interpretato il punto  $t_1$  in Fig. 6 quale quello di innesco della propagazione della frattura, si è ritenuto di correlare i dati di velocità di avanzamento della frattura con  $C^*$ , come si è fatto in Fig. 4, solamente per i punti sperimentali corrispondenti a tempi superiori a quelli  $t_i$ , che sono stati a questo punto ritenuti indicativi del periodo di incubazione precedente la frattura.

Dal punto di vista della verifica della possibilità di utilizzare parametri della meccanica della frattura per l'analisi della integrità strutturale di un componente assoggettato ad un carico costante, va innanzitutto considerato il fatto che la correlazione fra  $da/dt$  e  $C^*$  se consente da un lato di valutare il tempo necessario per l'avanzamento della cricca fino ad un valore critico, non fornisce indicazione alcuna sul tempo di incubazione, che può costituire una importante porzione della durata necessaria all'applicazione del carico costante per pervenire a condizioni di frattura instabile.

Considerato che il meccanismo di frattura con cui procede il danneggiamento durante l'applicazione del carico costante è quello tipico delle fratture duttili, mediante nucleazione e coalescenza di microvuoti, si può ritenere che il criterio di frattura cui obbedisce il fenomeno è costituito dal raggiungimento all'apice della cricca di un valore critico di deformazione a frattura; conseguentemente appare del tutto lecito ritenere che il parametro integrale  $J$  possa, pur non contenendo il parametro tempo, risultare idoneo per una verifica di integrità strutturale per un componente sottoposto a carico costante nel tempo.

Si è quindi utilizzato il metodo dell'approccio ingegneristico dell'EPRi per calcolare, per la geometria di interesse, la variazione di integrale  $J$  e di spostamento del punto di applicazione del carico in funzione della lunghezza relativa della cricca  $a/W$ , al fine di tracciare il diagramma per la valutazione delle condizioni di cedimento di Fig. 7; su tale diagramma sono state riportate le curve  $J-R$  misurate per i vari campioni a carico costante, in corrispondenza del rispettivo valore iniziale  $a/W$ .

Sul diagramma è indicato anche il valore del carico costante applicato a ciascun provino, e questo permette di verificare che l'impiego dell'integrale  $J$  consente di descrivere il comportamento a frattura sotto carico costante, limitatamente tuttavia ai valori di avanzamento stabile della cricca e di spostamento del punto di applicazione del carico in corrispondenza dei quali si realizzano condizioni di frattura instabile.

Con tale approccio non è tuttavia possibile avere informazioni circa l'evolvere del fenomeno nel corso della applicazione del carico costante e pertanto non è possibile ottenere indicazioni circa il tempo necessario perchè si instaurino condizioni di cedimento instabile.

Infine, pur nella limitatezza dei dati fino a qui raccolti, si è cercato anche di analizzare la correlazione proposta da più autori [11-15] fra il parametro  $C^*$  e il tempo di incubazione  $t_i$ , data dall'eq.:

$$C^* \propto t_i = \text{cost} \quad /5/$$

nella quale  $\alpha$  dovrebbe essere pari a  $n/(n+1)$ .

Nella Fig. 8 è riportato il risultato ottenuto, utilizzando come tempo di incubazione  $t_i$  quello misurato con la metodologia precedentemente indicata e come valore di  $C^*$  quello misurato in corrispondenza del tempo  $t_i$ .

Pur non potendo affermare che la correlazione fra  $C^*$  e  $t_i$  sia realmente rappresentata da una retta, come previsto teoricamente, si può tuttavia osservare a questo riguardo che il coefficiente angolare di tale retta è del tutto analogo a quelli riportati in letteratura per taluni acciai, anche se sottoposti a prova a temperature superiori a quella ambiente.

L'impiego dei risultati delle correlazioni rappresentate nelle Figg. 6 e 8 ai fini della verifica di componenti assoggettati a carico costante presenta tuttavia alcune difficoltà, rappresentate

in primo luogo dalla esigenza di calcolare il valore dell'integrale  $C^*$  applicato non tanto all'inizio della fase di applicazione del carico costante quanto in corrispondenza dell'esaurimento del periodo di incubazione; va per altro precisato che alcuni autori [16] indicano una forte dipendenza del fenomeno di propagazione di cricca a temperatura ambiente e sotto carico costante dalla velocità di applicazione del carico nella prima fase di sollecitazione dei provini o dei componenti, e che di tale fattore non è comunque possibile tenere conto facendo ricorso ai parametri di meccanica della frattura.

## CONCLUSIONI

Prove di propagazione di frattura a temperatura ambiente sotto l'azione di un carico costante applicato hanno permesso di verificare che anche per l'acciaio inossidabile bifasico utilizzato la curva J-R ricavata da tali prove coincide con quella misurata mediante prove di meccanica della frattura convenzionali. Si è accertata la possibilità di utilizzare l'integrale J quale parametro per l'analisi delle condizioni di cedimento instabile; tale analisi tuttavia non consente di valutare l'evolvere del fenomeno nel tempo, ma può fornire indicazioni solamente per quanto riguarda l'estensione dell'avanzamento di frattura e lo spostamento del punto di applicazione del carico. Si è anche utilizzato il parametro  $C^*$  per correlare la velocità di avanzamento della cricca e il tempo di incubazione per pervenire a condizioni di innesco della propagazione; le correlazioni ottenute, anche se necessitano ulteriori conferme, consentono di ritenere possibile l'impiego di  $C^*$  per l'analisi del cedimento sotto carico costante a temperatura ambiente.

*Ricerca svolta con il contributo dei finanziamenti MURST, quota 60%*

## BIBLIOGRAFIA

- 1 - G.Green, J.F.Knott, "On effects of thickness on ductile crack growth in mild steel", *J. Mech. Phys. Solids*, 23, 1975, 167
- 2 - S.J.Garwood, *Nuclear Engineering and Design*, 91, 1986, 179
- 3 - V.Kuhnle, H.Reidel, "Time-dependent deformation and fracture of steel between 20°C and 400°C", *Int. J. Fracture*, 34, 1987, 179
- 4 - T.Ingham, E.Morland, "Influence of time-dependent plasticity on elastic-plastic fracture toughness", in *Elastic-plastic fracture: Second symposium - Vol. I: Inelastic crack analysis*, ASTM STP 803, C.F.Shih and J.P.Gudas Eds., 1983, I-721
- 5 - B.N.Leis, F.W.Brust, "Model predicts crack growth and material behaviour", *Oil & Gas J.*, Feb. 12, 1990, 45
- 6 - B.N.Leis, F.W.Brust, "Test support effect of line-pipe testing on crack growth", *Oil & Gas J.*, Feb. 19, 1990, 52
- 7 - T.Fujita, H.Kagawa, A.Yoshitake, N.Urabe, "J-integral values of steels tested under constant load", in *Elastic-plastic fracture test methods: The user's experience*, ASTM STP 856, E.T.Wessel and F.J.Loss Eds., 1985, 322
- 8 - M.P.Harper, E.G.Ellison, "The use of the  $C^*$  parameter in predicting creep crack propagation rates", *J. Strain Analysis*, 12, n.3, 1977, 167

9. R.Piques, P.Bensussan, A.Pineau, " Crack initiation and growth under creep and fatigue loading of an austenitic stainless steel" in High Temperature Fracture Mechanisms and Mechanics, B.Bensussan and J.P.Mascarell Eds., EGF Publication 6, 1990, 397
10. J.T.Boyle, "The reference stress method and its role in high temperature design", Engineering Approaches to High Temperature Design, B.Wilshire and D.R.J. Owen Eds. Pineridge Press, Swansea, 313
11. H.Riedel, "Subcritical crack growth due to fatigue, stress corrosion and creep, Advanced Seminar on Fracture Mechanics (ASFM 3), Ispra, 1981
12. P.Bensussan, "A critical review of the application of global and local approaches to creep crack growth", *ibid* 9, 271
13. E.G.Ellison, M.Kobayashi, "Some observations on creep crack initiation from notches", Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct., 15, n.6, 1992, 585
14. E.Gariboldi, R.Roberti, W.Nicodemi, "Severità dei difetti e tempo di innesco di cricche in un acciaio operante in condizioni di scorrimento viscoso a caldo", Atti Giornata di Studio Vita residua dei componenti operanti ad alta temperatura: prospettive e sviluppo dei metodi di valutazione", Milano, 16 novembre 1993
15. R.Roberti, W.Nicodemi, E.Gariboldi, "Aspetti superficiali nella propagazione di cricche in regime di scorrimento viscoso", Giornata CIRM, Roma 24 Novembre 1992
16. T.Ingham, E.Morland, "Influence of tie-dependent plasticity on elastic-plastic fracture toughness", ASTM STP 803, C.F.Shih and J.P.Gudas Eds., ASM, 1983, I-721

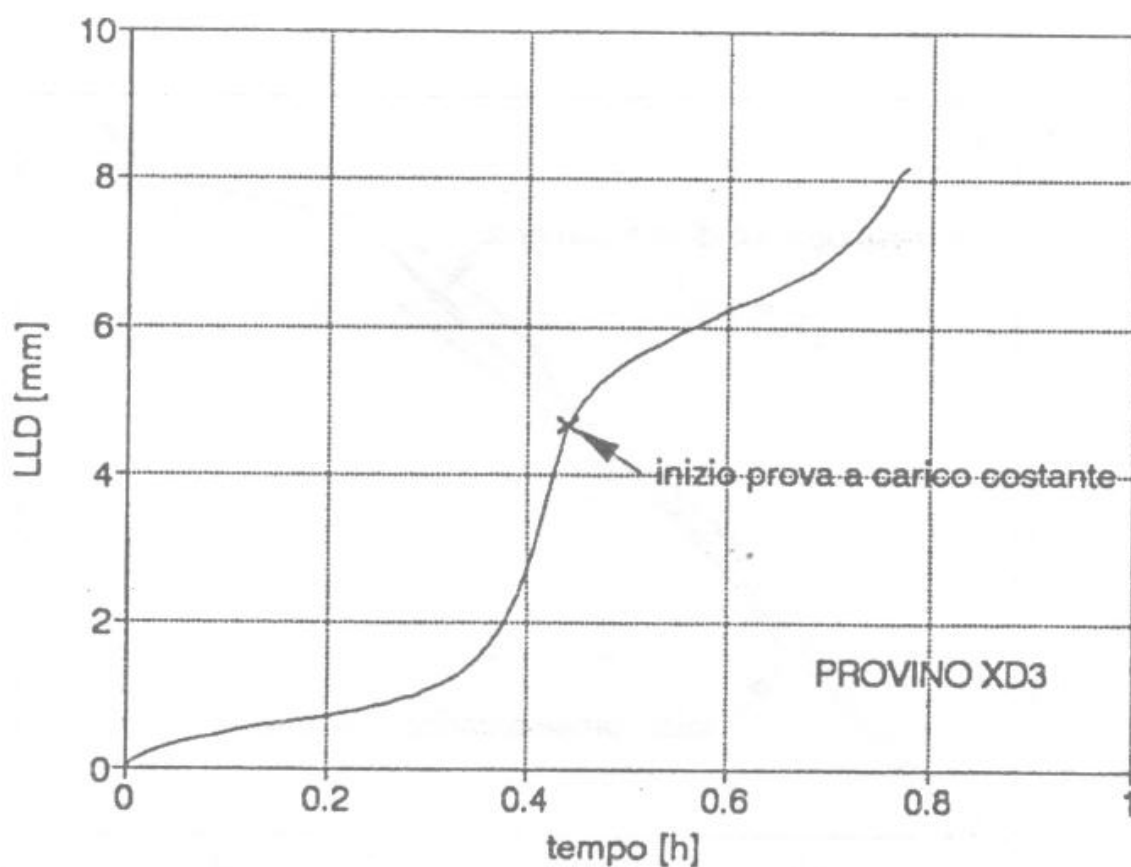


Fig.1



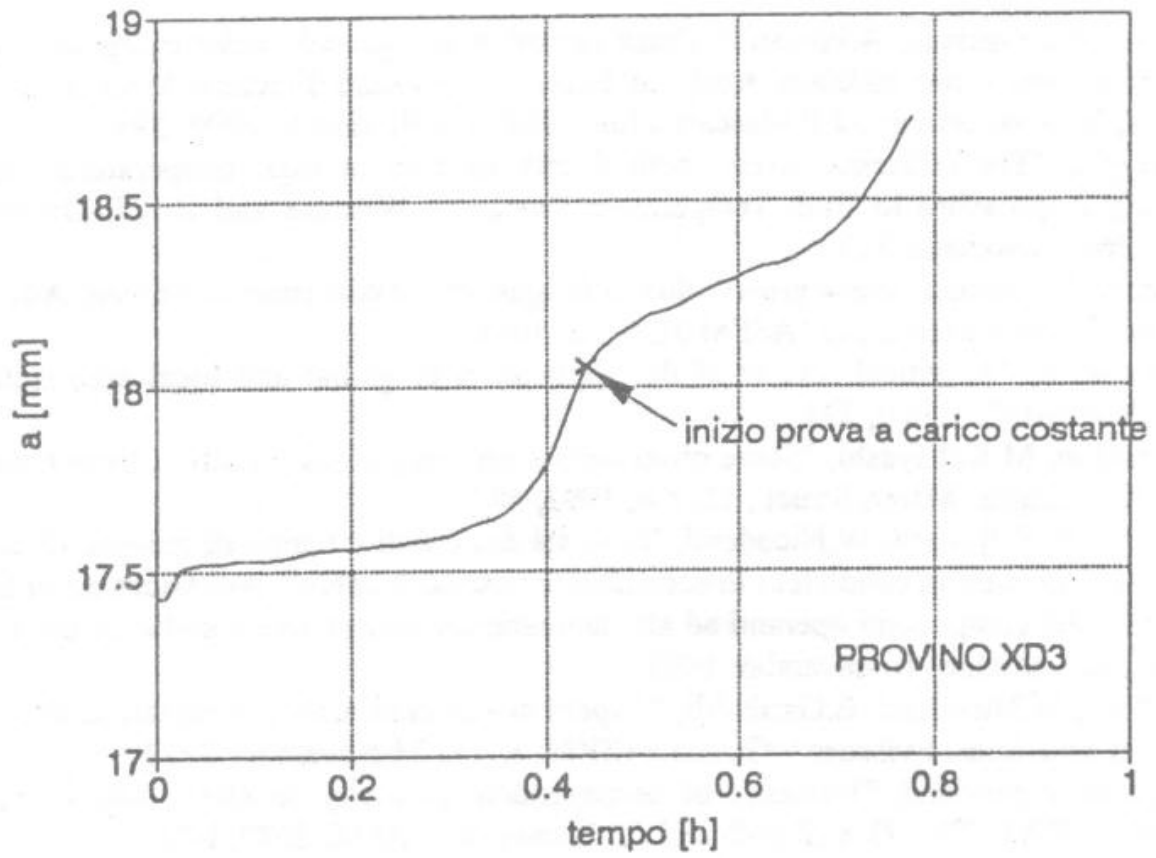


Fig.2

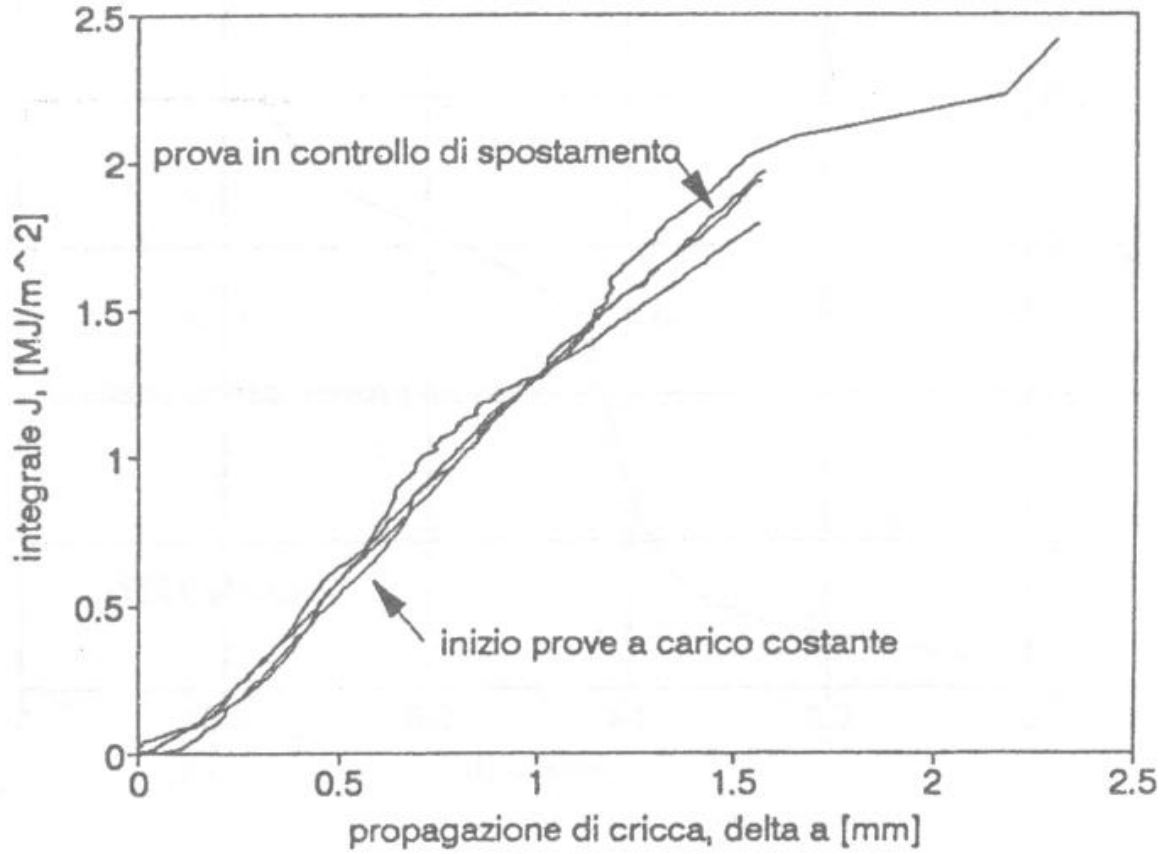


Fig.3



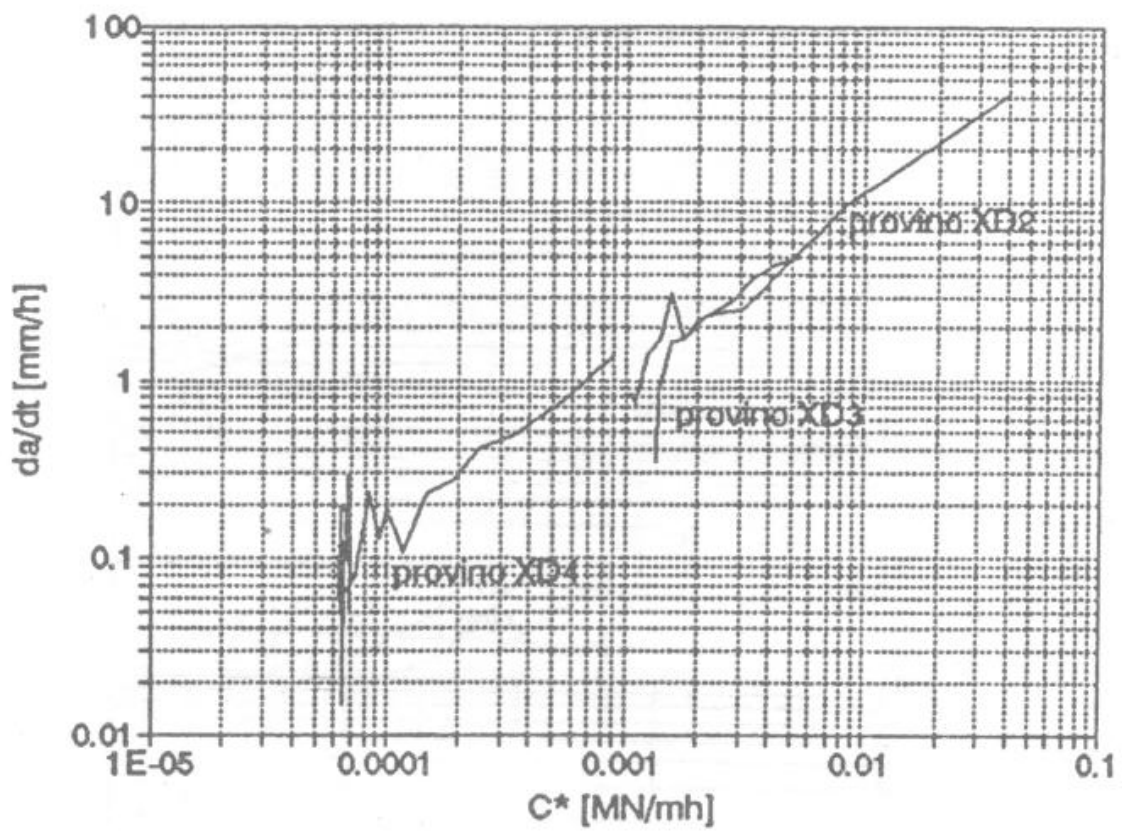


Fig.4

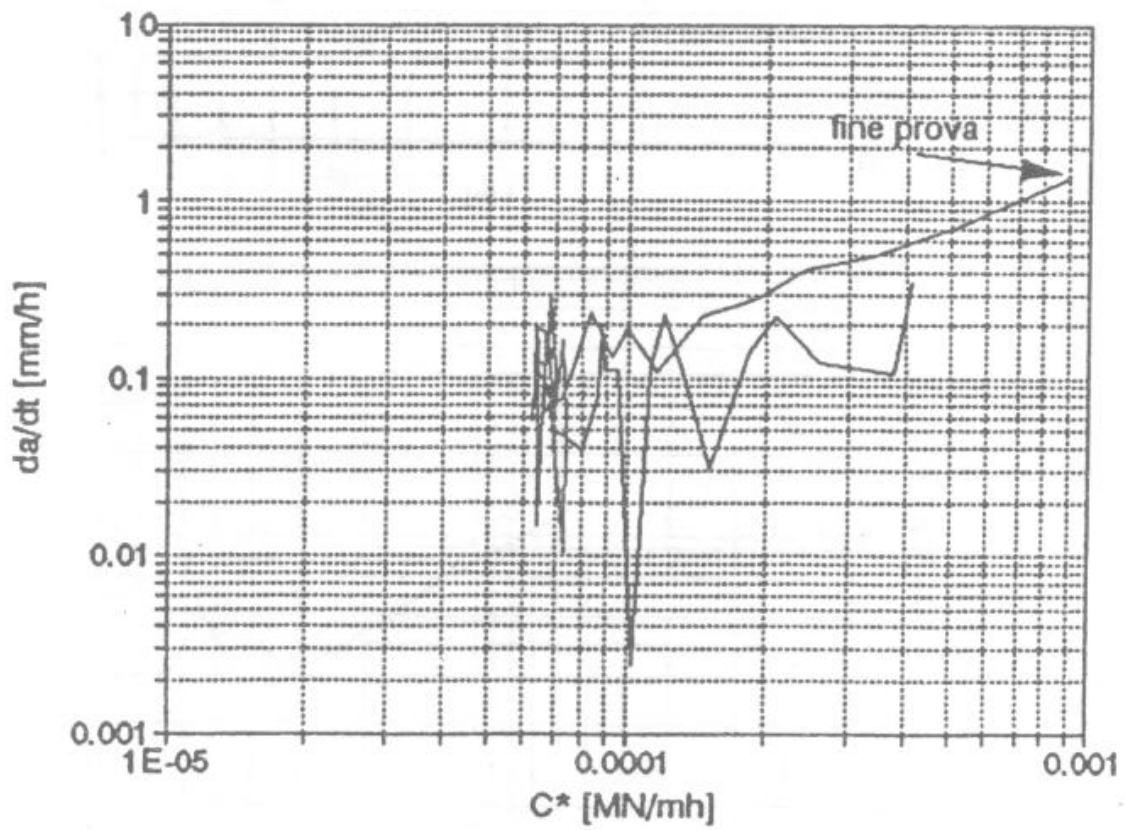


Fig.5

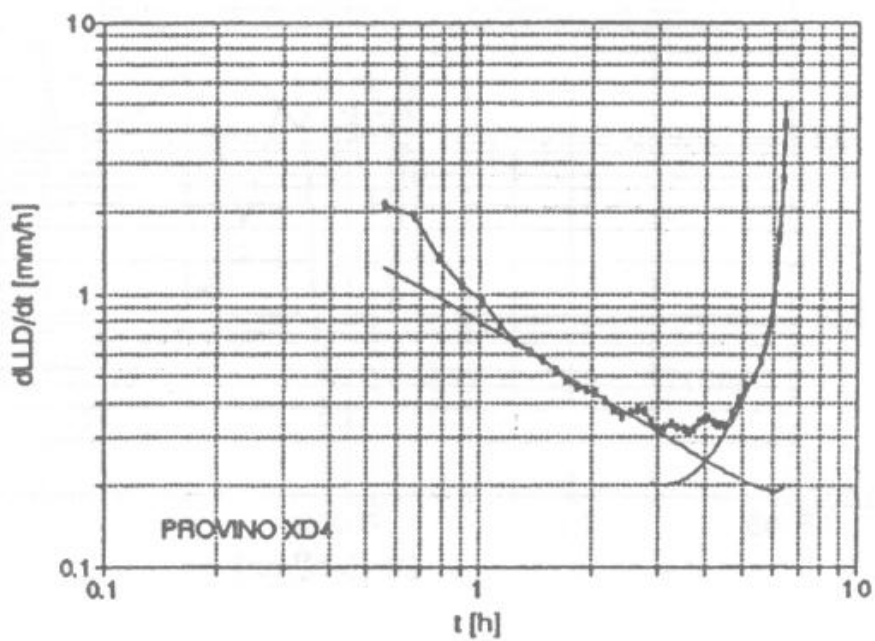
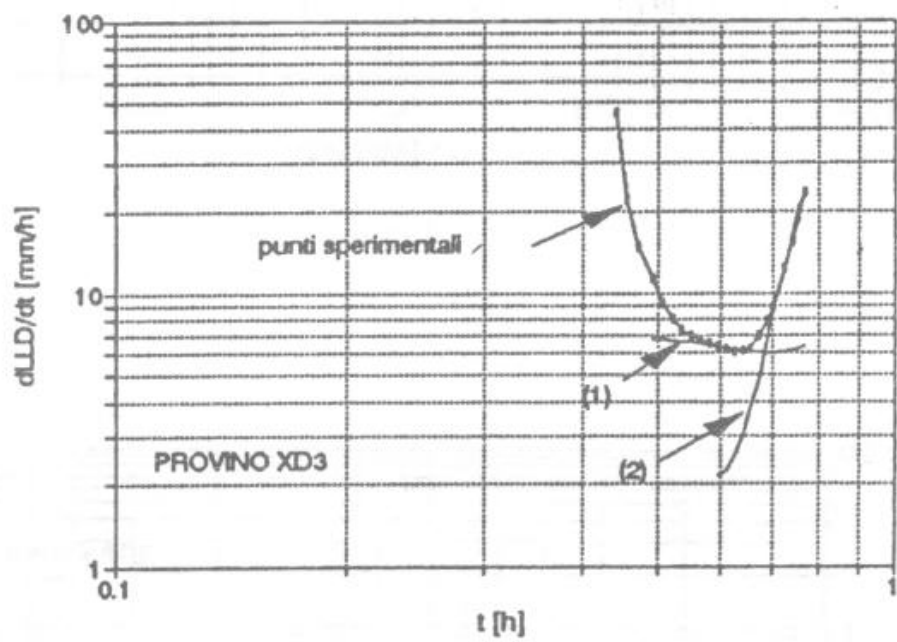
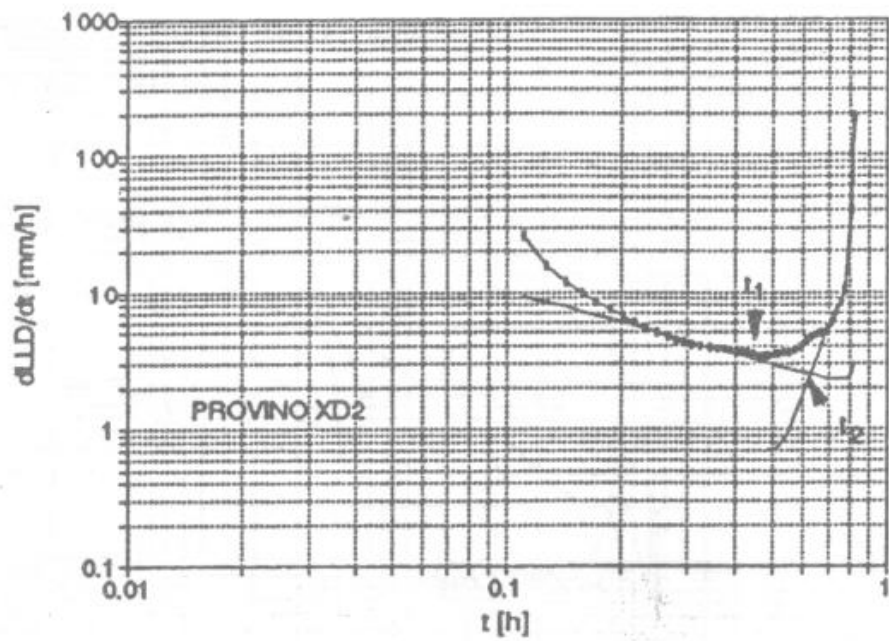


Fig.6

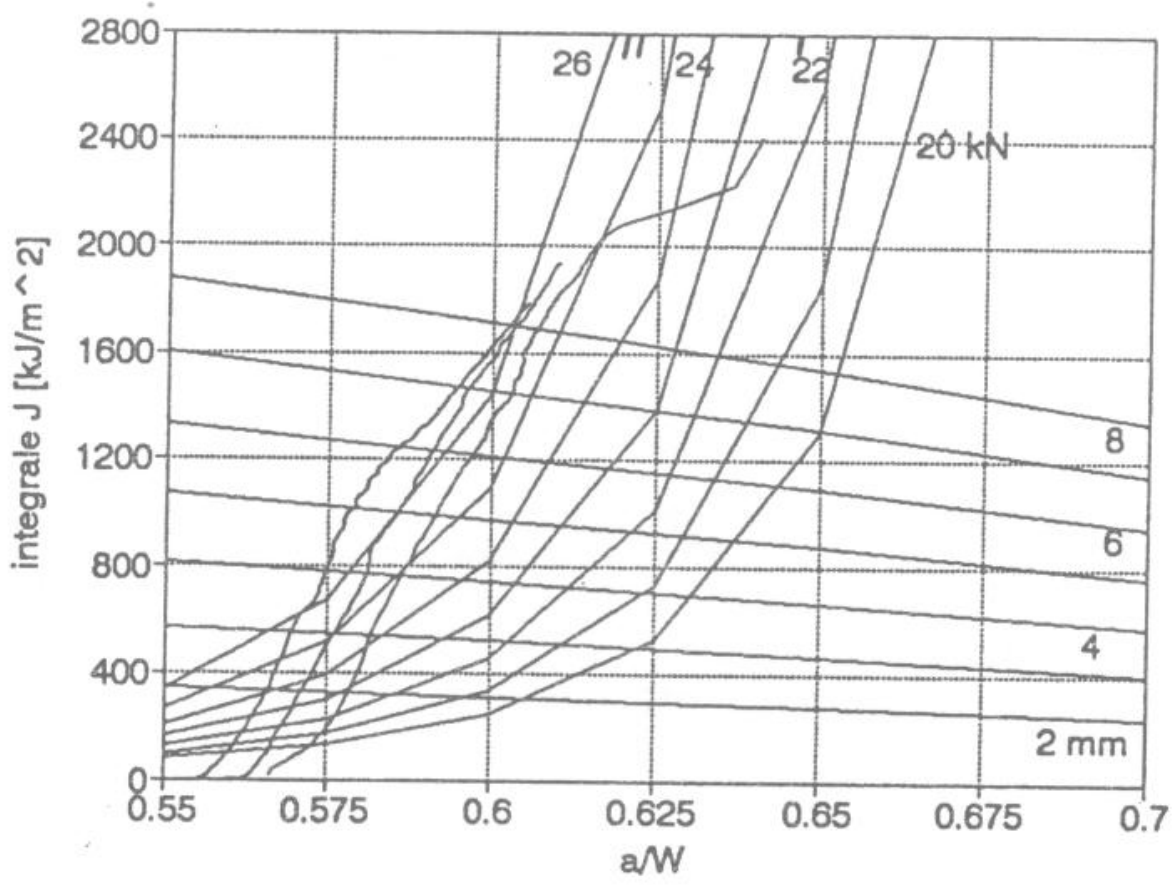


Fig.7

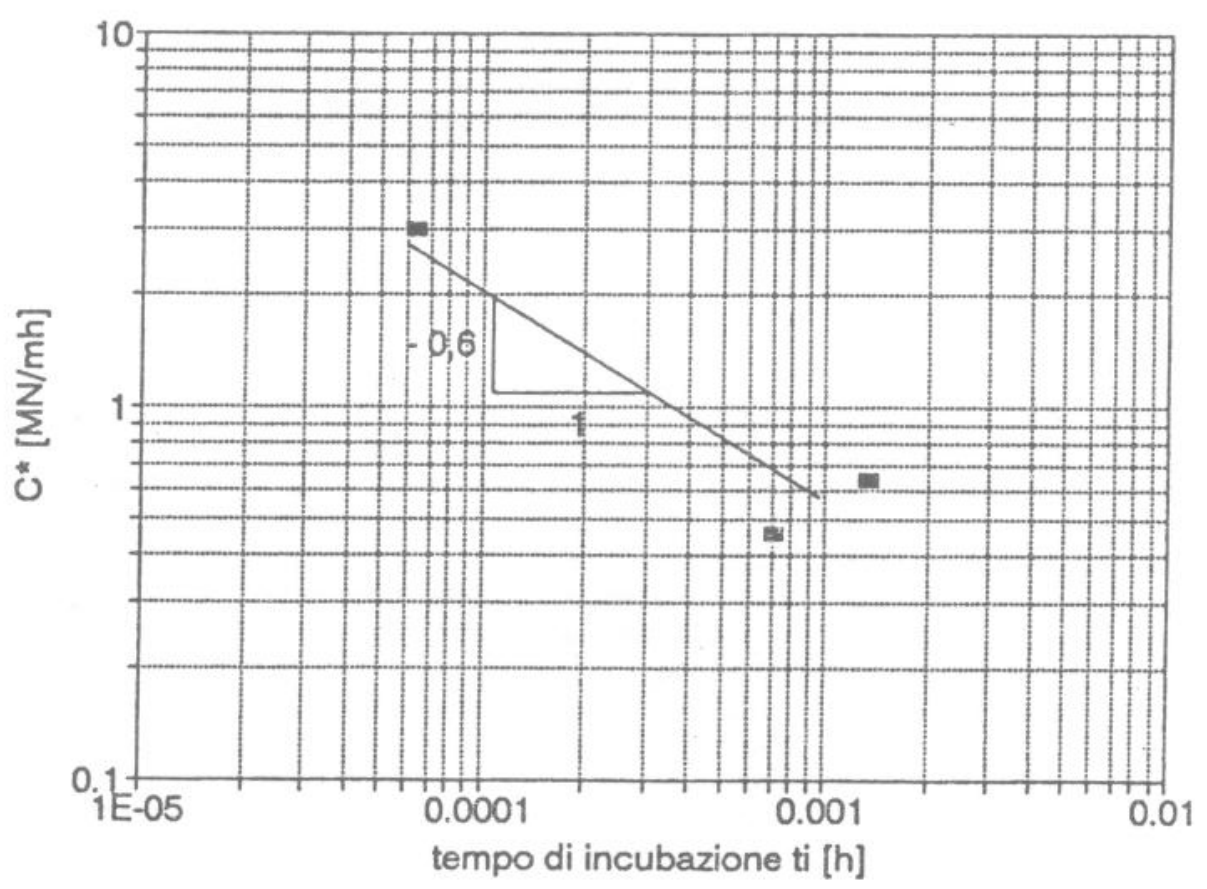


Fig.8