

**NUCLEAZIONE E CRESCITA DI CRICCHE DA PIT
IN MATERIALE DI PALETTE DI TURBINA ESERCITE**

L.Torri*, G.Gabetta*, F.Bregani**, S.Ragazzoni**

* CISE Tecnologie Innovative, Milano

** ENEL/DSR/CRTN, Milano

SOMMARIO

Nell'ambito di un programma di ricerca dell'ENEL condotto con la collaborazione del CISE è stato studiato il comportamento a fatica a flessione rotante ed a tensocorrosione dell'acciaio 12% Cr di palette di turbina esercite. Le prove sono state svolte in aria a temperatura ambiente ed in soluzione acquosa al 22% in peso di NaCl, a 80°C. È stato in particolare studiato l'effetto della presenza, sulla superficie dei campioni, di pit ottenuti con metodi elettrochimici o formatisi durante la prova. I risultati sono stati valutati con metodi di meccanica della frattura. È stato verificato che la soglia, in termini di K, per la nucleazione di cricche da pit in flessione rotante, in aria, è decisamente bassa (circa 3 MPa√m). In ambiente, anche nel caso di provini lisci, esiste una fase di nucleazione del pit da cui in seguito ha origine una cricca: questo fa sì che il limite di vita a fatica non sia determinabile in termini di σ ma in termini di K. Le prove SSRT su campioni cilindrici hanno evidenziato un K di innesco di circa 15 MPa√m ed una velocità di crescita di circa $1 \cdot 10^{-5}$ mm/s.

INTRODUZIONE

Le palette di turbina di bassa pressione sono soggette a carichi variabili nel tempo e possono venire a contatto, localmente, con un ambiente particolarmente aggressivo, quale quello del primo condensato che può contenere concentrazioni molto elevate di sali disciolti [1,2,3]. Questo ambiente può dare luogo a corrosione localizzata, con formazione di pit, da cui, a causa dei carichi applicati, si nucleano delle cricche.

Nell'ambito di un programma ENEL/CRTN è stata svolta al CISE una campagna di prove, in ambiente simulante il primo condensato, su campioni ricavati da palette di turbina esercite. Sono state utilizzate la tecnica SSRT (Slow Strain Rate) per la valutazione della suscettibilità a tensocorrosione e quella di flessione rotante per esaminare l'effetto di inneschi di corrosione localizzata (pit) sulla

nucleazione e propagazione di cricche.

PROCEDURE DI PROVA

Il materiale provato è acciaio 12% Cr, proveniente da palette utilizzate nell'ultimo stadio di una turbina di bassa pressione. La composizione chimica è riportata in Tab.1.

Il materiale ha una struttura martensitica con isole di ferrite disposte a filari (Fig.1).

Le prove di flessione rotante sono state svolte, con frequenza costante di 50 Hz, sia in aria a temperatura ambiente sia in ambiente simulante il primo condensato (soluzione acquosa al 22% in peso di NaCl a 80°C) su campioni lisci (Fig.2) e su campioni prepittati con un metodo elettrochimico [1]. Per potere discriminare la fase di nucleazione da quella di propagazione delle cricche la macchina di flessione rotante è stata provvista di un trasduttore di posizione di tipo elettromagnetico: una variazione della risposta del trasduttore indica una variazione della deflessione del campione associabile alla nucleazione e successiva propagazione di difetti superficiali.

Sono state inoltre effettuate, su campioni cilindrici (Fig.3), prove di tensocorrosione del tipo SSR, nel corso delle quali i campioni sono stati sottoposti, nello stesso ambiente utilizzato precedentemente, ad una trazione lenta con velocità di deformazione costante pari a $1 \cdot 10^{-6} \text{ s}^{-1}$.

I campioni, al termine delle prove, sono stati osservati al microscopio ottico ed al microscopio elettronico a scansione, per esaminarne la microstruttura, le dimensioni dei pit ad inizio e fine prova e la superficie di frattura.

ANALISI DEI RISULTATI

1. Prove di fatica a flessione rotante

Le prove di flessione rotante in aria su campioni cilindrici lisci non prepittati, i cui risultati sono riassunti in Fig.4, hanno permesso di valutare il valore del limite a fatica. Il valore, ottenuto come interpolazione dei dati sperimentali sulla curva S-N, è di circa 400 MPa [4,5] per una vita superiore a 10^7 cicli.

I campioni cilindrici prepittati, provati sempre in aria, i cui risultati sono riassunti in Tab.2, sono stati provati a partire da un carico pari al valore del limite a fatica ottenuto per i campioni non prepittati; carico che è stato gradualmente diminuito fino ad ottenere una vita del provino superiore a 10^7 cicli (Fig.5). Il valore del limite a fatica così ottenuto è di circa 150 MPa, per pit con profondità compresa fra 0.3 e 0.5 mm e per una densità inferiore a 5 pit/cm².

Sulla superficie di frattura dei campioni prepittati sono stati misurati i valori di profondità (a) e diametro o lunghezza (c) dei pit originari e delle cricche al momento della rottura; il valore del fattore di intensificazione degli sforzi per tali difetti, assimilati a cricche semi-ellittiche, può essere calcolato con il metodo di Newman-

Raju [6] per difetti superficiali semi-ellittici con rapporto $a/c < 1$.

In Fig.7 sono riportati i valori medi di velocità di crescita della cricca in funzione del K applicato, valori che sono stati confrontati con la curva di Paris ricavata da dati di letteratura [7]. Il valore di da/dN è stato calcolato come rapporto tra la lunghezza di cricca totale ed il numero di cicli a rottura, ipotizzando che la velocità di crescita della cricca si mantenga costante.

I risultati delle prove effettuate in ambiente sono riportati in Fig. 6; i dati, ottenuti dall'osservazione della superficie di frattura, sono stati elaborati con lo stesso metodo già utilizzato per le prove in aria. Per i campioni lisci non prepittati si è verificato (Fig.6) che non esiste praticamente un limite di fatica [8] a causa della formazione, in ambiente, di pit; i campioni prepittati hanno un comportamento simile a quello dei campioni non prepittati a dimostrazione che la formazione dei pit, in ambiente simulante le prime gocce di condensato, è molto rapida. I valori medi di velocità di crescita delle cricche sono stati confrontati con la curva di Paris interpolante i dati ottenuti in aria (Fig.8). Si può notare come la velocità di crescita delle cricche è più elevata rispetto alle velocità di propagazione calcolate in aria.

2. Prove SSR

I risultati ottenuti dalle prove SSR sono riassunti in Tab.3. Il confronto con le prove effettuate in aria evidenzia una forte suscettibilità alla SCC nell'ambiente di prova. Gli inneschi di tensocorrosione presenti sulla superficie di frattura dei campioni sono sempre associati alla presenza di pit che si formano nel corso delle prove.

Allo scopo di confrontare il comportamento a carico monotono con quello a fatica, è stata effettuata una valutazione della velocità di crescita di cricca nelle prove SSR. A tal fine è stato utilizzato un metodo basato sull'analisi elasto-plastica semplificata del campione criccato [9].

In un campione cilindrico soggetto ad una tensione assiale uniforme, l'allungamento totale lungo la linea di carico è dato dalla somma di quattro componenti: le componenti elastica e plastica del campione tal-quale e le componenti elastica e plastica del campione in presenza di cricca. E' quindi possibile costruire le curve carico-allungamento corrispondenti a diverse lunghezze di cricca.

Le curve ottenute in tal modo sono state confrontate con le curve carico-allungamento sperimentali (Fig.10).

Poichè le prove sono state eseguite con velocità di deformazione costante, ad ogni valore di allungamento è possibile associare un tempo in modo tale da potere ottenere il valore di da/dt depurato dal periodo di innesco. Si considera come innesco il punto in cui la curva sperimentale si scosta dalla curva teorica ottenuta per una lunghezza di cricca uguale a zero. Occorre tuttavia sottolineare che il metodo di calcolo utilizzato è approssimato, poichè impiega la meccanica della frattura in modo non strettamente convenzionale, applicando a campioni

lisci le formule messe a punto in campo elastico per campioni intagliati.

Il calcolo del fattore di intensificazione degli sforzi è stato eseguito utilizzando il metodo di Newman-Raju per cricche semi-ellittiche con rapporto $a/c < 1$ nel caso di trazione pura. In Tab.4 sono stati riportati i valori di K_{ISCC} così ottenuti ed i valori di da/dt : risulta un K di innesco pari a circa $15 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ed un valore di pianerottolo per il da/dt pari a $1 \cdot 10^{-5} \text{ mm/s}$.

DISCUSSIONE

L'utilizzo del parametro K per descrivere lo stato di sforzo di un campione contenente un difetto implica che la zona plastica presente all'apice di cricca sia di dimensioni ridotte rispetto a quelle del legamento; questo requisito non è di solito soddisfatto nei campioni di piccola dimensione, come quelli utilizzati nel presente studio.

E' però importante tener presente che in caso di presenza di ambiente aggressivo, la situazione può essere completamente diversa: è stato infatti osservato [10,11] che la presenza di ambiente, e ancora di più quella del fenomeno di SCC, causano un infragilimento del materiale che è collegato ad una riduzione, anche drastica, della dimensione della zona plastica. Questo fenomeno non è ancora stato chiarito completamente, ma è stato osservato da diversi autori anche, per esempio, nelle prove di J in ambiente aggressivo [12,13]. Finora esso è stato evidenziato solo a posteriori, mediante osservazione frattografica delle superfici di frattura.

CONCLUSIONI

Il lavoro svolto sul materiale di palette di turbina di bassa pressione ha consentito un'interessante applicazione di metodi della meccanica della frattura anche a campioni cilindrici contenenti difetti di corrosione; si è visto cioè che da prove con metodologia relativamente semplice si possono ricavare informazioni più complesse, e che si possono valutare in questo modo alcune proprietà caratteristiche del materiale, che nel caso in esame sono risultate abbastanza in accordo con i dati di letteratura.

Occorre naturalmente puntualizzare che i risultati discussi sono da considerarsi preliminari, soprattutto perchè la validità dei metodi della meccanica della frattura nel caso di prove con campioni lisci in ambiente aggressivo (e con presenza di SCC) non è ancora stata verificata. Si tratta in ogni caso di un argomento di estremo interesse, come dimostra anche la creazione di un gruppo di lavoro in ambito ESIS su questo argomento.

BIBLIOGRAFIA

[1] G. Buzzanca ed al., Rapporto di Avanzamento N°3, CISE 4376, 1989

- [2] O. Jonas, Proc. "Corrosion '77", paper 124, NACE, Houston, Tx, 1977
- [3] M. Rottoli, F. Sigon, "Low Pressure Steam Gravity; Behaviour of the Chemical Species in Condensing Steam", 49th IWC, Pittsburgh PA, Oct 24-26, 1988
- [4] H.M. Shalaby, J.A. Begley, D.D. McDonald, " Study of Fatigue Crack Nucleation in 12% Chromium Stainless Steel in Sulphate and Phosphate Solutions", Br. Corros. J., 1989, Vol.24, N°2
- [5] H. Ishii, Y. Sakakibara, R. Ebara, "The Effect of Heat Treatments on the Corrosion Fatigue Properties of 13 Pct Chromium Stainless Steel in 3 Pct NaCl Aqueous Solution", Metallurgical Transactions A, 1982, Vol.13A
- [6] C. Newman, I.S. Raju, "An Empirical Stress Intensity Factor Equation for the Surface Crack", Engng. Fracture Mech., 1981, Vol.15
- [7] J. Congleton, T.P. Wilks, Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct., 1988, Vol.11, N°2
- [8] T.C. Lindley, P. McIntyre, P.J. Trant, "Fatigue Crack Initiation at Corrosion Pits", Metals Technology, 1982, Vol.9
- [9] EPRI-NP 1931, "An Engineering Approach for Elastic-Plastic Fracture Analysis", 1981
- [10] G. Gabetta, C. Rinaldi, "Evidence of Embrittlement and its Prediction during Environmental Fatigue of Pressure Vessel Steels in Predictive Capabilities in Environmentally Assisted Cracking", R. Rungta Ed., ASME, PVP, Vol.99, 1985
- [11] D.L. Davidson, J. Lankford, "The Effect of Water Vapor on Fatigue Crack Tip Mechanics in 7075-T651 Aluminium Alloy", Fat. Engng. and Structures, Vol.6, N°3, pp.241-256, 1983
- [12] G. Abramson, J.T. Evans, R.N. Parkins, "Investigation of Stress Corrosion Cracking in Mg Alloy Using J-Integral Estimation", Metallurgical Transaction A, Vol.16A, pp.101-108, 1985
- [13] T. Shoji, Comunicazioni private, Meeting ICG-EAC, Lake Placid, 20-22 Marzo 1991

Tab.1 Analisi chimica (% in peso) dell'acciaio 12% Cr

C	Cr	Mn	Si	Ni	P	S	Mo	Cu
0.13	13.2	0.58	0.35	0.20	0.02	0.016	0.52	0.16

Tab.2 Misure su campioni prepittati (prove in aria)

Camp.	N° pit	a _{in} (mm)	c _{in} (mm)	a _{fin} (mm)	c _{fin} (mm)	σ _a (MPa)
1	1	0.475	0.540	3.50	3.64	291.5
2	2	0.190	0.360	3.31	3.60	291.5
		0.105	0.345	1.77	1.82	291.5
3	1	0.330	0.460	3.56	3.67	100
8	1	0.310	0.535	3.60	3.86	259
17	3	0.230	0.270	3.73	4.10	180
		0.210	0.300	4.86	4.90	180
		0.230	0.330	3.90	4.00	180
18	1	0.480	0.590	4.35	5.55	100

a: profondità di cricca

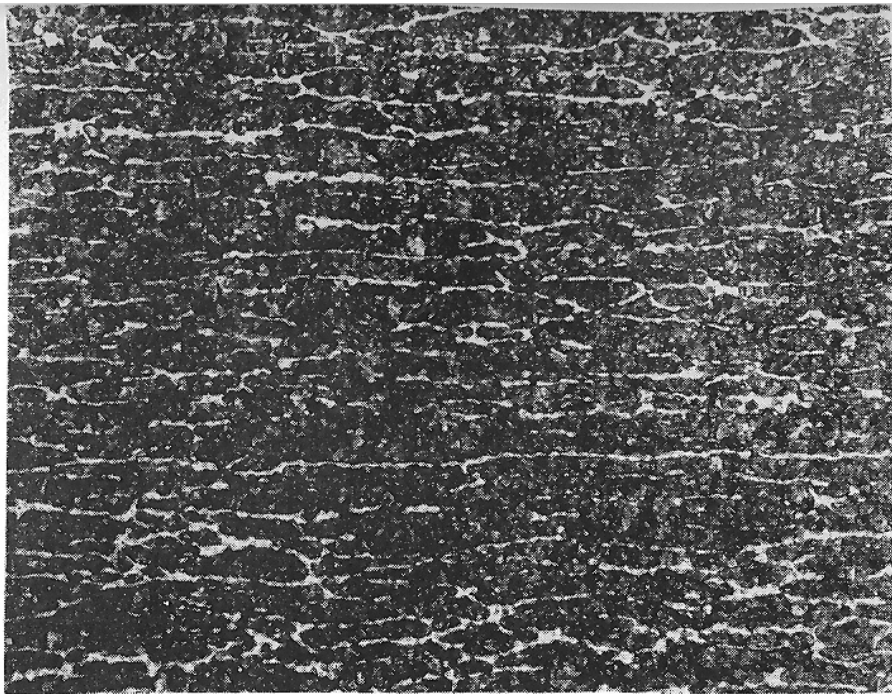
c: diametro (pit) o lunghezza (cricca)

Tab.3 Risultati delle prove SSR

Carico di rottura (MPa)	A%	Z%	Tempo di rottura (ore)	Ambiente	Densità di pit (N/cm ²)
933	15.1	52.4	45	Aria	/
935	14.6	53.2	46	Aria	/
925	10.7	24.3	33	NaCl 22%	1.8
928	9.0	20.0	28	NaCl 22%	4.0

Tab.4 Risultati delle prove SSR

Carico di rottura (MPa)	K _{innesco} (MPa√m)	K _{finale} (MPa√m)	da/dt (mm/s)
925	13	30.35	3*10 ⁻⁵
928	13	39	3*10 ⁻⁵



X100

Fig.1 Microstruttura dell'acciaio 12% Cr

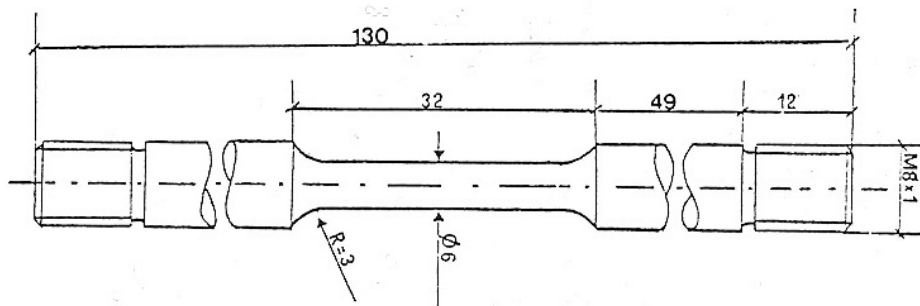


Fig.2 Campione cilindrico utilizzato per le prove a flessione rotante

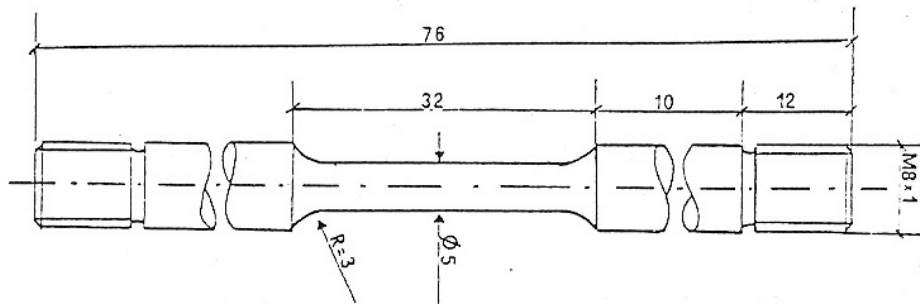


Fig.3 Campione cilindrico utilizzato per le prove SSR

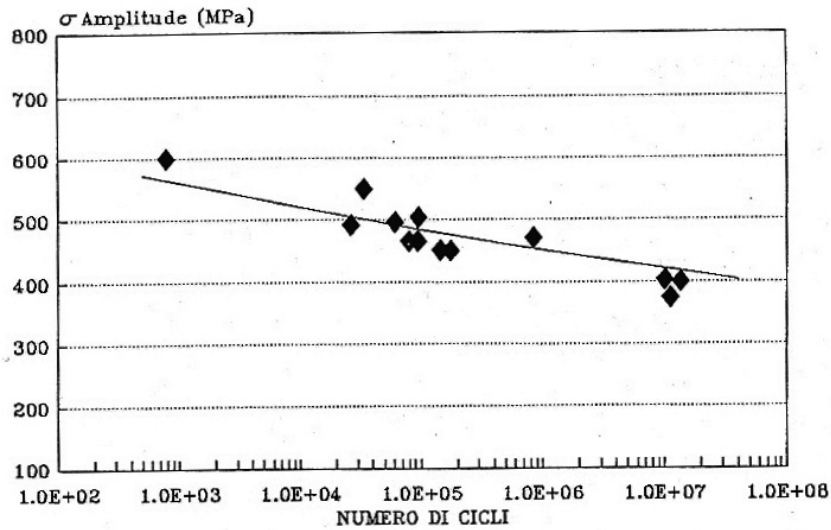


Fig.4 Diagramma S-N ricavato da prove di flessione rotante in aria su campioni lisci

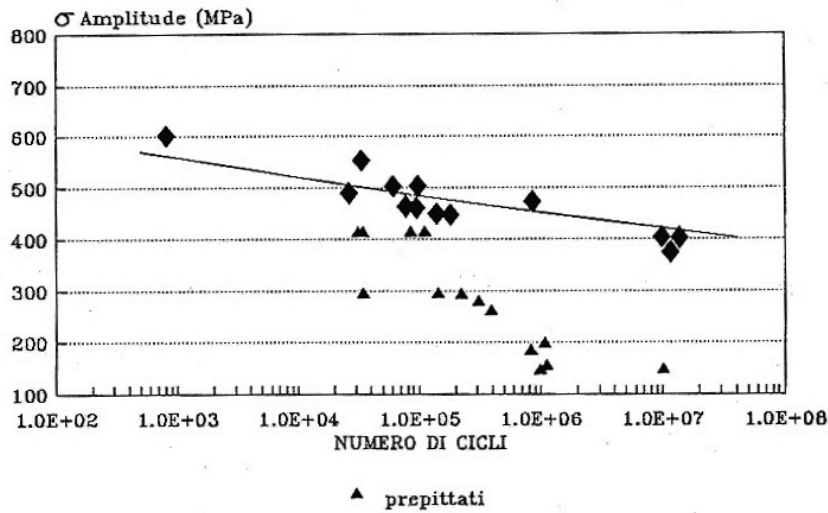


Fig.5 Diagramma S-N per l'acciaio 12% Cr: ▲ rappresentano i campioni prepittati provati in aria

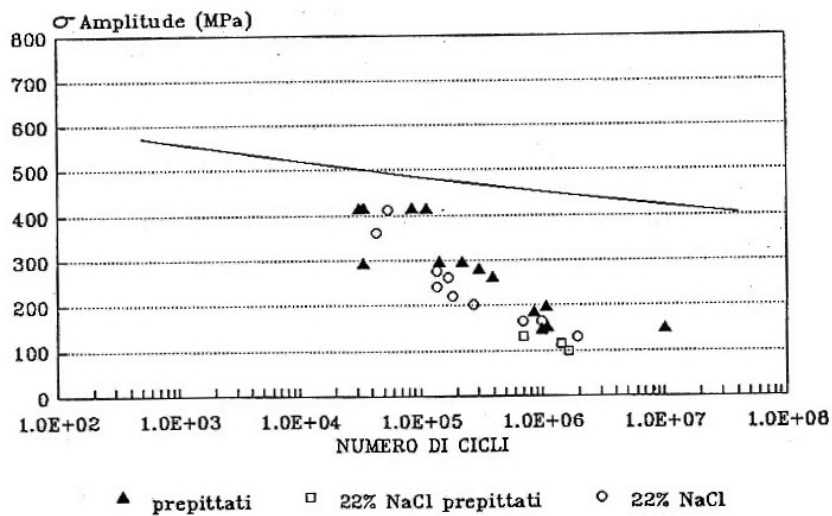


Fig.6 Confronto tra i valori S-N ottenuti su campioni provati in aria ed in ambiente 22% NaCl

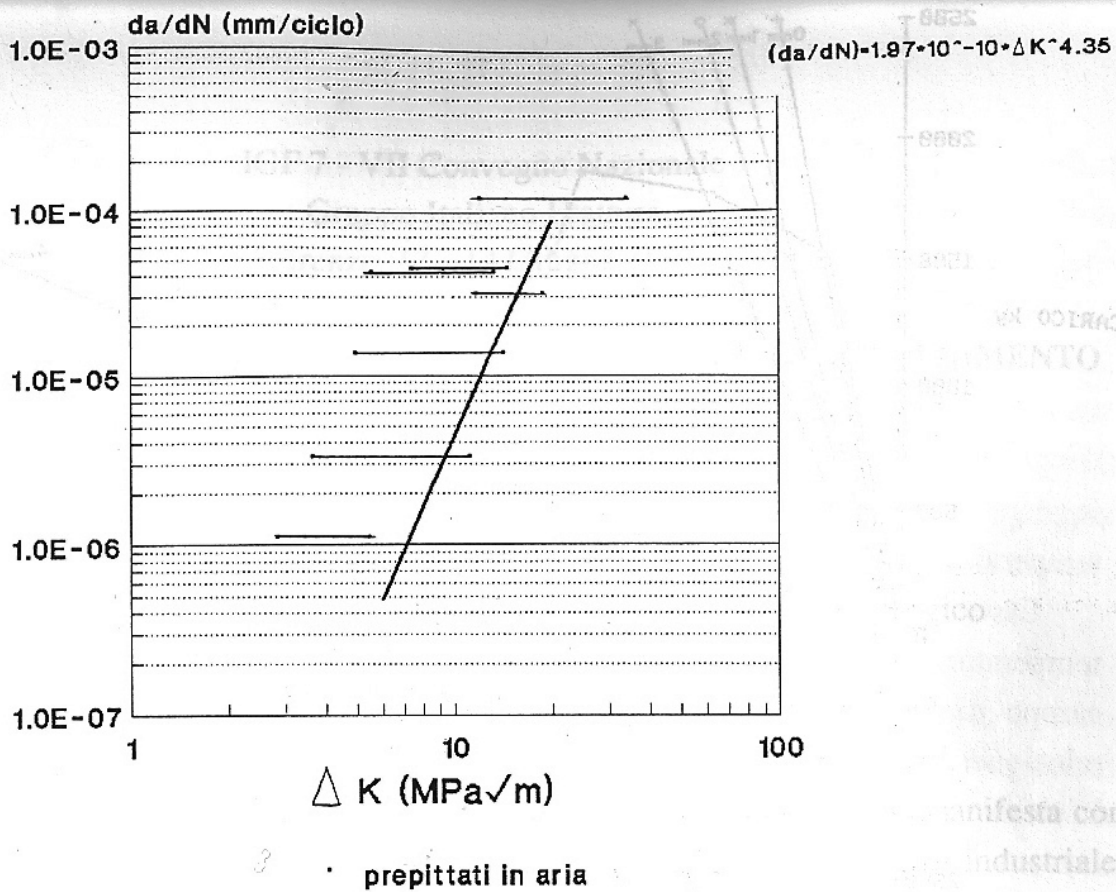


Fig.7 Curva di Paris ricavata dalle prove di flessione rotante

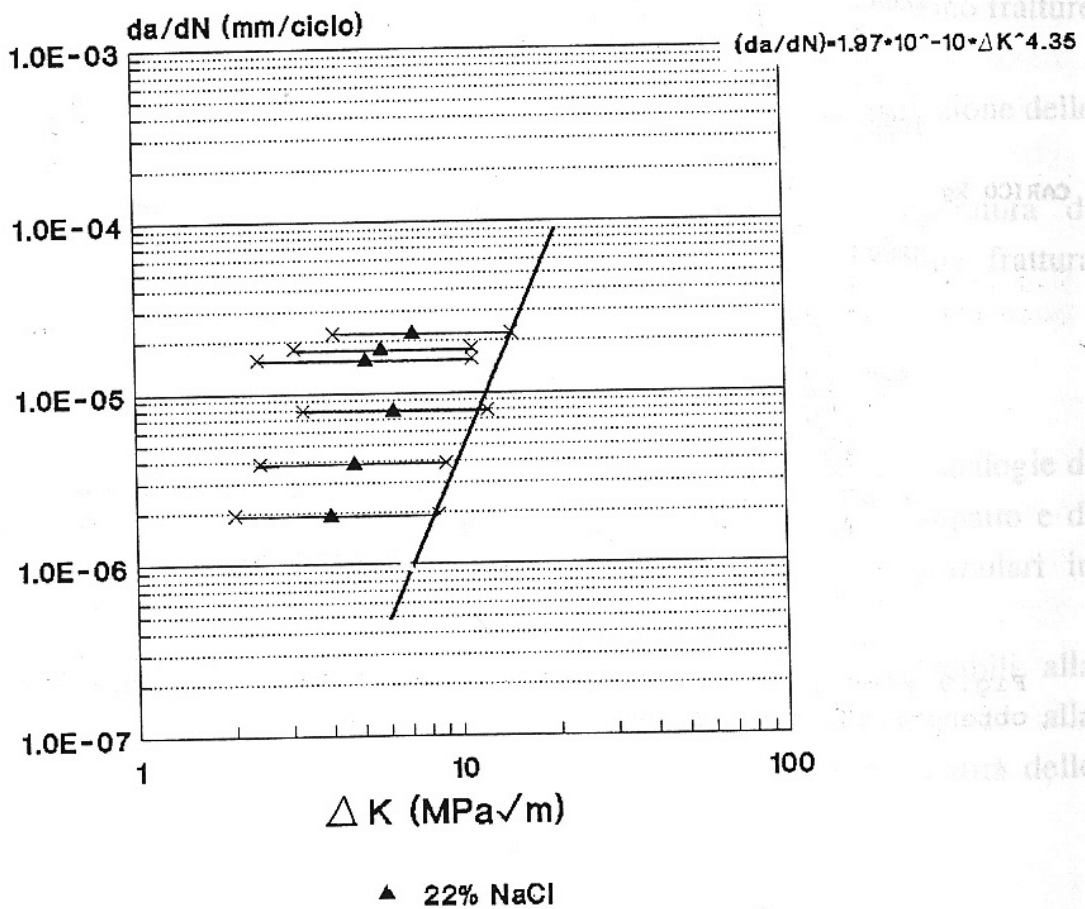


Fig.8 Risultati delle prove di flessione rotante in ambiente

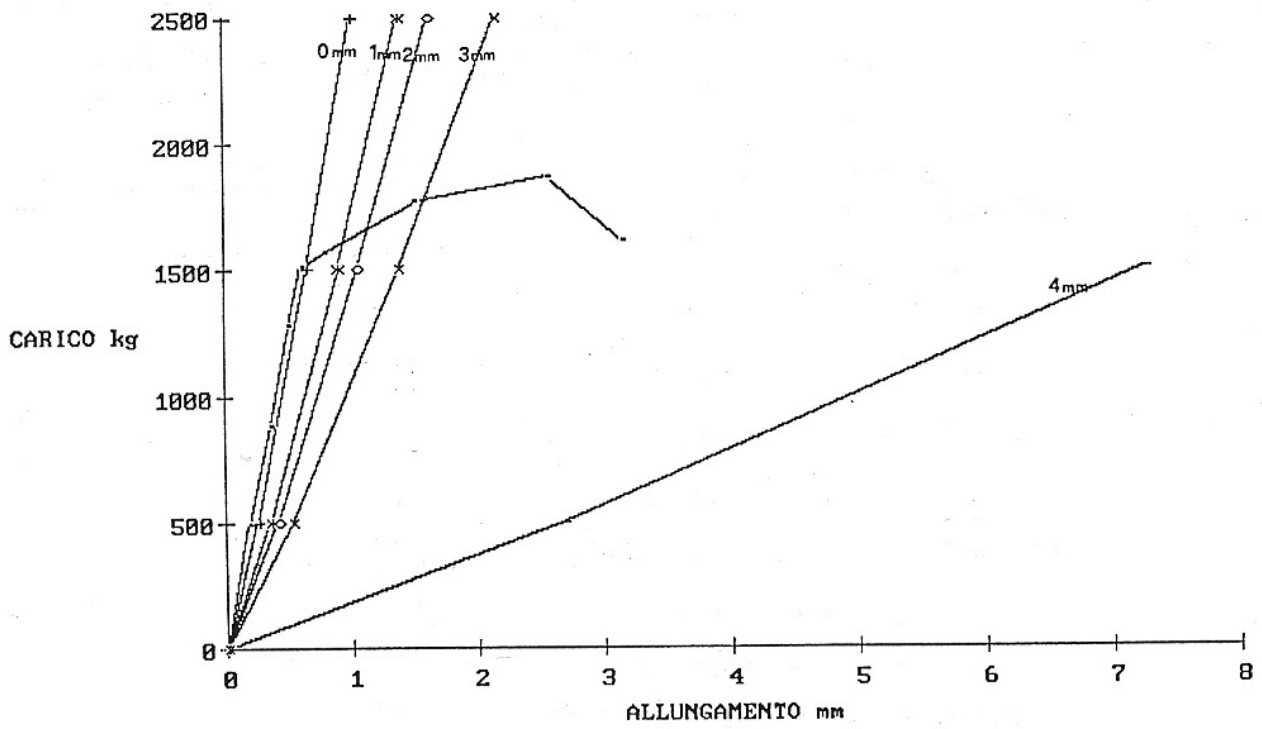
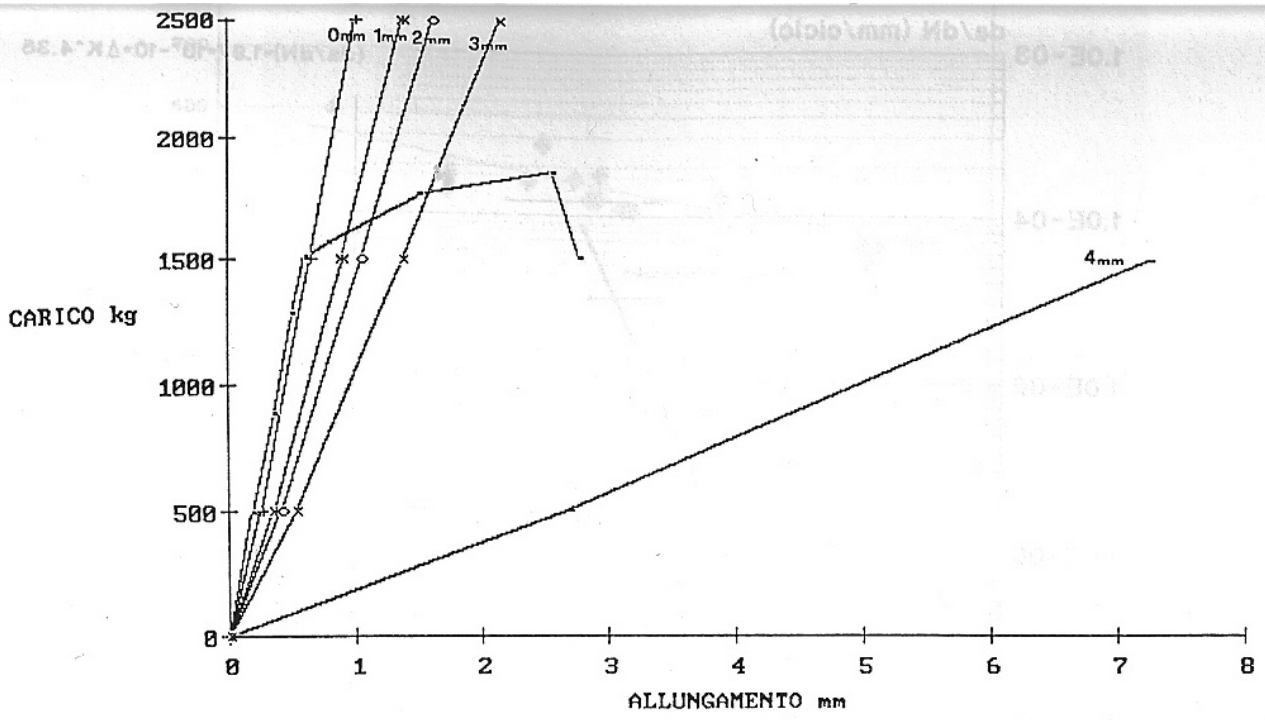


Fig.9 Elaborazione elasto-plastica delle curva carico-allungamento ottenute dalle prove SSR