

**PROFILI DI MICRODUREZZA PER DETERMINARE LA ZONA  
DI PROCESSO IN PROVE DI CCG A BASSA TEMPERATURA**

A. Lazzati, C. Rinaldi

CISE Tecnologie Innovative, via Reggio Emilia 39, 20090 SEGRATE (MI)

F. Casaroli

ENEL-DCO, LP, via N.Bixio 39, 29100 PIACENZA

**SOMMARIO**

In questo lavoro viene descritta una metodologia sperimentale basata su profili di microdurezza per individuare la zona deformata plasticamente in prossimità della frattura. Il metodo è stato applicato su campioni di prove di creep crack growth a bassa temperatura (350-405°C) ricavati sull'estradosso di curve piegate a freddo di tubi di collegamento di caldaia. Sui singoli campioni i profili sono stati ottenuti effettuando le misure a distanze crescenti dalla cricca, in direzione perpendicolare ad essa; tali profili sono stati rilevati in diverse posizioni lungo il cammino di crescita della cricca, per ricavare indicazioni sulla evoluzione della zona di processo durante la prova.

Il confronto tra i risultati ottenuti su curve diverse ha mostrato che sia l'estensione della zona di processo, sia l'entità del suo indurimento o addolcimento sembrano indici significativi del diverso comportamento a CCG dei materiali delle varie curve esaminate.

I dati vengono poi discussi cercando di chiarire in quale regime avviene il fenomeno di CCG in questi materiali e di ricavare indicazioni sul parametro macroscopico che pilota la crescita della cricca nelle varie prove disponibili ( $K$ ,  $K_{eff}$ ,  $C^*$ ,  $C(t)$ ,  $C_c$ ).

**INTRODUZIONE**

Gli acciai al C-Mn, utilizzati per i tubi di trasporto del vapore a temperature attorno ai 360°C possono presentare problemi a causa della loro suscettibilità a creep crack growth (CCG) nelle curve piegate a freddo in presenza di difettosità superficiali che intensificano localmente le sollecitazioni [1-7]. Numerosi sono i fattori che influenzano il fenomeno descritto, tra i quali sicuramente il grado di predeformazione a freddo, l'eventuale trattamento di distensione, il contenuto di azoto libero e il tenore degli elementi segreganti, noti anche per il ruolo giocato nei fenomeni di CCG a temperature più elevate. Il danno intergranulare è simile a quello osservato nel CCG classico, anche se molto più limitato alla zona sotto frattura. In questo caso inoltre il cedimento del materiale viene attribuito all'impossibilità della redistribuzione della sollecitazione applicata, conseguente all'incrudimento dovuto alla piegatura a freddo. In presenza di valori di  $K$  anche non molto elevati si innesca un processo di accumulo di deformazione plastica nella zona circostante l'apice del difetto. In tempi lunghi

si può giungere fino all'esaurimento della duttilità del materiale in questa zona e alla crescita lenta di una vera e propria cricca.

Il fenomeno del CCG a bassa temperatura è complesso, perchè spesso le prove sono più brevi del tempo di transizione (al quale si raggiunge il regime di creep esteso) e in letteratura si riconosce che la cricca non avanza in condizioni stazionarie, anche se sono state a volte riscontrate delle buone correlazioni dei dati con  $C^*$  /6,8/.

Per meglio comprendere i risultati ottenuti su campioni provenienti da alcune curve di A106gr.B e di A209-T1A, e in particolare le differenze di resistenza a CCG osservate tra i due materiali e tra curve nominalmente simili del secondo materiale, agli esami microstrutturali di tipo classico è stata aggiunta la misura della zona deformata plasticamente sotto la frattura a diverse lunghezze di cricca. Tra i metodi reperiti in letteratura, quello più "quantitativo" è basato su profili di microdurezza effettuati su sezioni normali alla superficie di frattura lungo linee perpendicolari ad essa. Tale tecnica è stata utilizzata in prove di fatica /9,10/ ed in condizioni di sovraccarico /10/. Si tratta in genere di risultati ottenuti su acciai austenitici /9,10/ o su leghe a base di Al /11/. In questo lavoro si presenta l'applicazione al CCG del metodo citato, modificato in modo da ottenere risultati significativi sugli acciai ferritici-perlitici, nei quali la complessità microstrutturale del materiale rende più critica la misura della microdurezza.

## MATERIALI

Le misure descritte e riportate nel seguito si inseriscono in un'ampia attività di caratterizzazione microstrutturale e di analisi del danno in prove di CCG di due acciai, A106 (a 360°C) e A209 gr.T1A (a 405°C), impiegati in tubi di collegamento di caldaia. I profili di microdurezza HV(25g) sono stati eseguiti su provini CCG ricavati da 5 curve nuove, piegate a freddo, di diversa colata: una in A106 (siglata B4) e quattro in A209 gr.T1A (siglate T3, T4, Q1 e CP1, quest'ultima sia allo stato tal quale che disteso per un'ora a 640°C).

In Tab.1 sono riportate le composizioni chimiche dei materiali delle curve esaminate unitamente ai valori di durezza HB rilevati sugli estradossi delle stesse. La struttura dei materiali è di tipo ferritico/perlitico; la fase perlitica risulta bandificata ed orientata in sezione longitudinale su tutto lo spessore del tubo; la granulometria è piuttosto fine, corrispondente ad un N° ASTM compreso fra 7.5÷8.25, ed omogenea sullo spessore.

Da ciascuna delle serie di prove CCG effettuate sulle curve è stato scelto per le misure di microdurezza il provino a cui corrispondeva la maggior durata di prova (cioè il massimo "danno" da CCG), in modo da operare nelle condizioni in cui il fenomeno cercato fosse più evidente. Le sigle dei campioni esaminati, la relativa curva di provenienza e le condizioni della prova CCG sono riportati nella Tab.2.

## METODOLOGIA

La zona di processo può essere schematizzata come una regione a sezione circolare, con il centro in corrispondenza dell'apice della cricca e raggio  $r_y$ . Per questo la sua estensione valutata in direzione normale alla cricca è stata considerata rappresentativa del suo raggio al  $\Delta a$  (lunghezza della cricca, a partire dalla fine della precricatura a fatica) scelto; la misura è stata ottenuta evidenziando la differenza di durezza della zona di processo sotto la frattura, con profili effettuati in direzione normale ad essa.

E' noto che le misure di microdurezza sono soggette ad una variabilità intrinseca,

dovuta alle variazioni locali della microstruttura, tanto maggiore quanto minore è il carico applicato. Si richiede quindi un numero elevato di impronte per ottenere risultati significativi, soprattutto nel caso in cui si eseguano profili. Per minimizzare il numero di misure è necessario scegliere opportunamente il carico applicato, l'interspaziatura fra impronte e il numero di impronte; in questa scelta vanno considerati i seguenti fattori:

- la microstruttura del materiale in base alla quale viene scelto il carico da applicare. Le misure risultano più significative se le impronte sono contenute nel grano, di conseguenza il carico da applicare diminuisce con la granulometria del materiale. Nel caso di un materiale bifasico inoltre va individuata la fase da misurare;
- la dimensione calcolata della zona plastica ( $r_p$ ), in base alla quale vengono scelti l'interspaziatura fra le impronte ed il numero di impronte da effettuare in ciascun profilo. Nel caso di zone di processo piccole ( $< 1$  mm) la distanza fra le impronte è la minima consentita (2,5 volte il diametro dell'impronta fra i centri di due impronte successive); all'aumentare delle dimensioni della zona di processo può aumentare l'interspaziatura tra le impronte per contenere il numero delle misure;
- l'entità della differenza tra i valori di microdurezza nella zona di processo e quelli lontano dalla cricca. Se essa è piccola rispetto alla variabilità delle misure lontano dalla cricca, le variazioni locali dovute alla microstruttura rischiano di mascherare la differenza cercata. E' allora opportuno effettuare per ogni profilo due o tre scansioni affiancate: considerando in ciascun punto di misura del profilo la media dei valori ottenuti con più impronte affiancate, risultano più evidenti le differenze tra la microdurezza in zona di processo e quella lontano dalla cricca.

In Appendice riportiamo nel dettaglio la metodologia messa a punto per gli acciai ferritici-perlitici in esame (illustrata schematicamente in Fig.1); le impronte di microdurezza sono state effettuate sulla ferrite per la sua omogeneità e maggior duttilità.

Seguendo questo procedimento sono state evidenziate le differenze di microdurezza nella regione sotto la frattura per CCG, rispetto al materiale lontano da essa. La distanza dalla frattura entro cui viene registrata questa variazione è stata considerata rappresentativa dell'estensione della zona di processo all'apice della cricca, al  $\Delta a$  scelto.

## RISULTATI

Nelle figg.2 e 3 sono mostrati, per ciascun provino, gli andamenti della microdurezza della ferrite in funzione della distanza dalla frattura a diversi valori di avanzamento della cricca ( $\Delta a$ ), scelti in modo da campionare:

- una zona iniziale, a 0.5-0.8 mm dalla fine della precricatura;
- una zona in cui la frattura è prevalentemente intergranulare per CCG;
- una zona in cui la morfologia di frattura è mista (CCG+duttile)

Va notato che ove possibile i valori di  $\Delta a$  sono stati scelti in modo che le misure fossero effettuate a valori di K paragonabili sui campioni da confrontare (CPI e CPI disteso). Sugli stessi grafici è indicato il valor medio della microdurezza della ferrite rilevata "lontano" dalla frattura (linea continua) e la relativa banda di ampiezza pari alla deviazione standard.

Per ciascun profilo è stata calcolata sia l'estensione della zona in cui è stata rilevata una variazione di durezza della ferrite rispetto al valore iniziale (valore "lontano") sia il valor massimo (%) ed il valor medio (%) della variazione entro tale zona. (Si noti che i valori %

di variazione di durezza sono preceduti da un segno (+) quando si tratta di incrudimento e da un segno (-) quando si tratta di addolcimento). I risultati ottenuti su ciascun campione ai valori di  $\Delta a$  esaminati sono raccolti nella Tab.2.

I dati riportati in tabella vengono qui di seguito descritti.

Sul provino B4, l'unico esaminato in A106, è stato evidenziato un incrudimento della zona di processo, ma la variazione di durezza rispetto al materiale lontano dalla cricca è contenuta (<10%) e soprattutto confinata in una regione di estensione ridottissima ( $0 \div 0.2$  mm). Questo fatto concorda con la dimensione stimata della zona plastica (qualche decimo di millimetro per un K di circa 40MPaVm); il danno intergranulare è stato osservato entro i primi 100  $\mu$ m dalla cricca. Si nota inoltre nella tabella che l'estensione della zona diminuisce al crescere della cricca e del danno.

La maggior parte dei campioni esaminati in A209 presentano un incrudimento della zona di processo. L'estensione della zona alterata è in genere maggiore che nell'A106, come atteso in base alla sua maggior tenacità (dimensione della zona plastica calcolata circa doppia di quella dell'A106). È interessante notare però che la zona di processo su cui è stato misurato l'indurimento varia al variare della resistenza a CCG esibita dalle singole curve, mostrata in Fig. 4, in termini di tempo a rottura vs.  $\sigma_{ref}$ , calcolata come prodotto tra la sollecitazione agente nel campione non intagliato e il rapporto tra il carico di collasso plastico del campione non intagliato e quello del campione con intaglio.

Sul campione 3T-B, appartenente alla curva che ha presentato la minor resistenza a CCG (Fig.4), è stato rilevato il fenomeno di incrudimento più accentuato sia in termini di entità (variazione media del 15% e locale del 23%) sia di estensione (in zona di CCG, l'estensione è di 2,8 mm).

Sul provino 1Q-15, appartenente alla curva che, dopo la 4T, ha la miglior resistenza a CCG (Fig.4), il materiale in prossimità della cricca ha presentato un incrudimento contenuto sia in estensione ( $0 \div 0.2$ mm) sia in entità (variazione media del 6%).

Sui due campioni 4T-2 e 4T-4 appartenenti alla curva che ha mostrato il miglior comportamento a CCG (Fig.4), il materiale nella regione adiacente alla cricca risulta addolcito mediamente del 20%; si nota che la durezza  $HV_{0.025}$  della ferrite, rilevata "lontano" in entrambi i campioni è superiore a quella rilevata sulle altre curve (inoltre maggiore sul campione 4T2 che ha la  $\sigma_{ref}$  applicata più alta (Tab. 2)).

Confrontando infine il campione della curva CP1 tal quale con il corrispondente disteso si osserva sul secondo una riduzione della zona di processo, che anche in questo caso corrisponde ad una migliore resistenza a CCG (Fig.4). Inoltre  $r_p$  nel primo caso diminuisce, mentre nel secondo aumenta al crescere della cricca.

In definitiva la resistenza a CCG delle curve di A209-T1A sembra migliore, nei casi in cui il materiale adiacente alla cricca presenta un incrudimento più contenuto o addirittura un addolcimento, come nel caso della curva T4.

## DISCUSSIONE

Le prove di CCG di Fig.4 sono state effettuate prima dell'uscita della norma ASTM su questo argomento; i valori di COD sono stati ottenuti con metodi indiretti, rivelatisi troppo poco precisi per la determinazione affidabile di  $C_t$ ,  $C(t)$ ,  $C^*$ . Nel seguito si espongono alcune considerazioni sui risultati delle misure della zona di processo effettuate con i profili di microdurezza, in base alle quali pare di poter comunque trarre indicazioni sul tipo di parametro che ha pilotato la crescita della cricca nelle prove effettuate sulle curve esaminate.

Essendo in gioco un fenomeno dipendente dal tempo, la dimensione della zona di processo al momento dell'inizio della crescita della cricca non coincide con quella dell'istante di applicazione del carico (che la M.F. classica indica come raggio plastico all'apice di una cricca ed esprime con una relazione di proporzionalità al  $(K/\sigma_y)^2$ ). E' noto che durante la crescita della cricca in presenza di fenomeni di creep la zona di processo legata al creep primario è indurita, mentre quella del terziario e in alcuni materiali anche quella del secondario avanzato può risultare addolcita. Se il materiale ha un importante creep primario, l'influenza di questo può risultare prevalente e la zona di processo ad essa associata (indurita) può estendersi a tutto il campione mentre si forma la zona di processo associata al creep secondario all'interno di essa /12/. In regime secondario la zona di processo può avere dimensioni molto diverse /12,13/; i due casi estremi sono: a) il CCG in condizioni di creep esteso e in regime stazionario, quando il fenomeno è descrivibile da  $C^*$  e la zona di processo all'apice della cricca è estesa a gran parte del legamento; b) il caso in cui i fenomeni sono contenuti in una regione molto piccola e si è in condizioni di small scale creep (SSC), col campione deformato prevalentemente in modo elastico. Dimensioni intermedie si hanno spesso in realtà, tipicamente durante la transizione da primario a fase stazionaria.

Nei casi in cui la crescita avviene a velocità elevate, con un contributo del tearing duttile, la velocità di avanzamento della zona deformata per creep può essere inferiore a quella della cricca e in tal caso si nota una diminuzione della sua dimensione al crescere della cricca /13/. Infine la regione più vicina alla frattura nelle prove di CCG classiche ha raggiunto il terziario e dunque ci si aspetta che risulti o non alterata o addolcita, a seconda dei materiali.

Osservando i valori di estensione della zona di processo misurati sui campioni di entrambi i materiali si nota che sono tutti piccoli rispetto al legamento ( $< 10\%$ ) e in tre casi anche rispetto alla lunghezza della cricca; negli altri tre casi la dimensione della zona di processo è circa 1/4-1/7 della lunghezza della cricca. Ciò consente di dedurre che i due materiali piegati a freddo, a queste temperature sono in certo senso "fragili a CCG" /12/, cioè si rompono prima che possa avvenire la redistribuzione delle sollecitazioni.

I risultati ottenuti in Tab.2 per l'A209 (che essendo più tenace ha zona plastica maggiore) mostrano che in genere (tranne nella curva T4) è presente un incrudimento sotto frattura, che potrebbe essere associato alla normale plastificazione all'apice della cricca in regime elastoplastico. In realtà in Tab. 2 si nota che i valori misurati di  $r_y$  non sono correlati ai  $K$ , come atteso per la presenza di fenomeni dipendenti dal tempo. L'incrudimento potrebbe essere dunque sintomo di una prevalenza del regime primario nelle prove qui esaminate. In effetti nei due casi in cui sono stati elaborati a fondo i dati (CP1 e CP1 disteso) non si è raggiunto il regime stazionario, dato che i tempi di transizione ricavati, secondo il criterio della norma ASTM E 1457-92) sono risultati superiori ai tempi totali di prova (v. Tab.3); sono state inoltre ottenute correlazioni non molto buone dei dati con  $K_{eff}$ . Altri autori /14/ su altre prove effettuate sull'A209-T1A hanno trovato una buona correlazione con il parametro  $C_1$ , piuttosto che con  $C^*$ .

Un chiarimento sul regime in cui è avanzata la cricca nei singoli campioni delle singole curve può essere ottenuto confrontando la Fig. 4 con la mappa dei meccanismi in funzione del parametro di carico, proposta da Riedel /12/ e riportata in Fig. 5. Le prove a sollecitazione imposta più elevata hanno breve durata e cadono al confine tra la regione in cui i fenomeni sono pilotati dall'integrale  $J$  e quella del primario. Le prove a sollecitazioni più basse hanno dato risultati diversi sulle varie curve. L'incrudimento è particolarmente esteso ed elevato nella curva peggiore, 3T; nelle curve con una migliore resistenza, le cui prove sono durate più a

lungo, la zona di processo ha minore estensione e minore incrudimento probabilmente perchè ci si avvicina al confine del primario (cfr. in particolare CPI tal quale e distesa).

Un caso interessante è quello della curva T4, la cui zona di processo vicino alla frattura è risultata addolcita, in corrispondenza ad elevate durate delle prove. La regione circostante, al contrario risulta indurita rispetto ai valori normalmente misurati sulla ferrite in tutti gli altri casi. Questo fatto pare spiegabile in termini di uno sviluppo di creep secondario con zona di processo addolcita, all'interno di una estesa zona indurita dal creep primario, come atteso per materiali nei quali il primario abbia una notevole importanza /12/. Sempre sul campione 4T4 è presente un'estensione della zona addolcita durante l'avanzamento della cricca, contrariamente a quanto osservato negli altri campioni e concordemente a quanto atteso nei casi in cui ci si avvicina al campo di validità del  $C^*$ . Dal confronto tra la Figg. 4 e 5 si può notare che la curva T4 è spostata rispetto alle altre, verso la regione del regime secondario. Purtroppo non sono attualmente disponibili i dati dei tempi di transizione, che potrebbero confermare questa ipotesi.

Nella tab. 2 si possono poi analizzare le differenze di estensione della zona di processo osservate al crescere della profondità di cricca sullo stesso provino. Nei campioni invece in cui si è probabilmente in primario si osserva un aumento di dimensione della zona indurita tra la zona iniziale e quella a frattura intergranulare, come riscontrabile sui campioni Q1-15 e 3T-B in Tab.2. Tale dimensione diminuisce invece passando da lunghezze di cricca di circa 1 millimetro a 2-3 millimetri. Ciò può dipendere dal fatto che  $da/dt$  è maggiore della velocità di estensione della zona di creep all'apice della cricca, fatto tipico dei materiali "fragili a CCG" /12/ e soprattutto in presenza (come in questo caso) di un contributo del tearing duttile al meccanismo di avanzamento della cricca/13/. Nei campioni delle curve T4 e CPI distesa che hanno avuto la migliore resistenza a CCG (tempi più lunghi di prova), è stato misurato un aumento del raggio della zona di processo, come atteso nella fase di passaggio da creep primario a stazionario.

Sull'unica curva di A106 esaminata i valori di dimensione della zona plastica sono circa metà di quelli dell'A209 e la zona di processo misurata è estremamente ridotta; i dati di velocità di crescita della cricca del gruppo di campioni della curva B risultano correlati discretamente con il  $K_{eff}$  (Fig.6). Dai risultati di Tab. 2 pare che l'indurimento sparisca al crescere della cricca, in concomitanza all'estensione del danno intergranulare osservato nella zona sotto frattura (le cavità sono molto numerose in una zona sotto frattura estesa circa  $150\mu m$  a  $\Delta a$  circa 1.5 mm). Questo fa supporre che si sia giunti in condizioni stazionarie, in accordo con altri autori /8/, che su questo materiale, in prove a tempi più lunghi hanno trovato buone correlazioni con il  $C^*$ . In definitiva le misure effettuate sembrano confermare che si è in regime di SCC, almeno nella parte centrale della prova, prima del cedimento duttile finale.

Ulteriore approfondimento delle analisi è in corso, per ottenere una verifica quantitativa delle ipotesi qui formulate (calcolo equazioni di Fig.5), per distinguere il ruolo del tempo di incubazione e considerare il contributo di altri fattori, quali la differenza di composizione chimica delle curve e l'influenza di altri meccanismi di frattura (fenomeni di strain ageing /14/ e l'infragilimento del bordo grano dovuto a segregazione facilitata dalla sollecitazione all'apice della cricca).

## CONCLUSIONI

Il metodo di misura della zona plastica in vicinanza della frattura basato sui profili di microdurezza, con un'accurata scelta delle condizioni di misura ha consentito di ottenere risultati significativi su campioni di prove di CCG a bassa temperatura ( $0.35 T_f$ ), di acciai ferritici-perlitici piegati a freddo. I risultati delle misure della zona di processo hanno fornito indicazioni utili a chiarire il regime in cui è avvenuta la crescita della cricca nelle varie curve: -questi materiali sembrano "fragili" a CCG, che cioè arrivino a rottura prima che avvenga una redistribuzione delle sollecitazioni all'apice della cricca; -sull'A209, più tenace, si ha una maggiore estensione della zona di processo; l'indurimento osservato nella maggior parte delle situazioni esaminate pare indicare che il primario, prevale, concordemente al fatto che i dati risultati meglio correlati a  $C_1$ ; -sull'A106, nel quale la zona di processo ha dimensioni molto ridotte e l'incrudimento si annulla durante il CCG, pare plausibile si sia raggiunto il secondario, in regime di SCC, dato che i dati sono discretamente correlati a  $K_{eff}$ .

Quanto osservato in questo caso pare suggerire l'utilizzo del metodo presentato sia in prove di CCG su altri materiali, per chiarire i meccanismi in gioco. Sembra poi ragionevole ipotizzare l'applicabilità del metodo anche in casi di failure analysis, per ottenere indicazioni sui parametri più appropriati per previsioni di vita su componenti di questo tipo.

## BIBLIOGRAFIA

- /1/ D.J. Gooch, Mater. Sci. Eng., 64 (1984) 183-196
- /2/ D.J. Gooch, Mater. Sci. Eng., 83 (1986) 17-27
- /3/ D.J. Gooch, Mater. Sci. Eng., 91 (1987) 45-54
- /4/ I.A. Shibli, Int. J. Pres. Piping 24 (1986) 303-336
- /5/ I.A. Shibli, Mater. Sci. Techn., 3 (1987) 110-117
- /6/ I.A. Shibli, Mater. Sci. Eng., A104 (1988) 29-35
- /7/ G.J. Neate, Mater. Sci. Techn., 3 (1987) 14-22
- /8/ E. Gariboldi, R. Roberti, W Nicodemi, Severità di difetti e tempo di innesco di cricche..., giornata di studio su Vita residua dei componenti operanti ad alta temperatura: prospettive di sviluppo dei metodi di valutazione. Milano, 16 nov. 1993.
- /9/ C. Loye et al., in Fatigue Mechanisms: Advances in quantitative Measurement of Physical Damage, ASTM STP 811, J.Lankford et al. Eds., 1983, pp.427-444.
- /10/ C. Schuster and C. Anstetter, ibidem, pp.445-463.
- /11/ N. Ranganathan and J.Petit, ibidem, pp.464-484.

Tabella 1 Composizione chimica delle curve esaminate e valori di durezza HB rilevati sugli estradossi delle curve

Elemento	A209-T1A						A106	
	Q1 (wt%)	T3 (wt%)	T4 (wt%)	CPI (wt%)	B4 (wt%)	A106 B4 (wt%)		
C	0,17	0,17	0,14	0,174	0,18	0,18		
Mn	0,33	0,34	0,33	0,34	0,93	0,93		
Si	0,23	0,20	0,22	0,17	0,25	0,25		
P	0,01	0,013	0,020	0,005	0,018	0,018		
S	0,027	0,015	0,025	0,025	0,02	0,02		
Mo	0,46	0,42	0,41	0,45	0,030	0,030		
Cr	0,12	0,10	0,13	0,16	0,14	0,14		
Ni	0,12	0,091	0,12	0,18	0,08	0,08		
V	0,05	0,005	0,005	0,001	0,001	0,001		
Cu	0,16	0,13	0,17	0,23	0,19	0,19		
Al <sub>tot</sub>	<0,005	<0,005	<0,005	<0,005	-	-		
Al <sub>tot</sub>	0,005	0,005	0,005	-	0,008	0,008		
As	0,017	0,012	0,016	0,012	-	-		
Sb	0,003	0,002	0,004	<0,005	-	-		
Sn	0,012	0,010	0,015	0,006	-	-		
N <sub>2</sub>	0,0084	0,0088	0,0087	0,0084	-	-		
O <sub>2</sub>	0,0076	0,0066	0,0049	-	-	-		
DUREZZA HB	206	208	209	209	206	206	209 T <sub>1</sub> Quale 200 Distessa	

Tabella 2 - Risultati dei profili di microdurezza effettuati sotto frattura sui campioni CCG.

MATER. SIGLA	PROVA CCG		HV <sub>0,05</sub> FERRITE "montano" (kg/mm <sup>2</sup> )	F <sub>7</sub> (mm)	VARIAZIONE DUREZZA (%)		ΔB (mm)	K (kgf/cm <sup>2</sup> )
	tempo (ore)	σ <sub>ref</sub> (kgf/cm <sup>2</sup> )			MAX	MEZIA		
A106 B4	405	304	207±8	0,2	+14	+7	0,3	34
				0,1	+8	+6	1,0	37
				0	0	0	2,1	43
A209 4T2	992	383	243±8	1,1	-9	-6	1,5	71
A209 disteso 4T-4	2347	379	227±8	0	0	0	0,3	60
				1,0	-20	-13	1,2	66
				1,4	-28	-20	3,0	82
A209 t.q. Q1-15	729	333	208±9	0	0	0	0,5	55
				0,2	+9	+6	1,5	61
				0,1	+6	+6	3,0	73
A209 disteso 3T-B	286	340	202±10	1,2	+17	+12	0,5	55
				2,8	+19	+12	1,5	61
				2,2	+23	+15	4,0	83
A209 CPI-7	481	325	204±8	1,6	+14	+9	1,8	62
				1,2	+15	+9	3,1	72
A209 CPI-10T	1565*	324	186±10	0,2	+10	+9	1,6	60
				0,8	+13	+9	2,8	69

\* prova interrotta

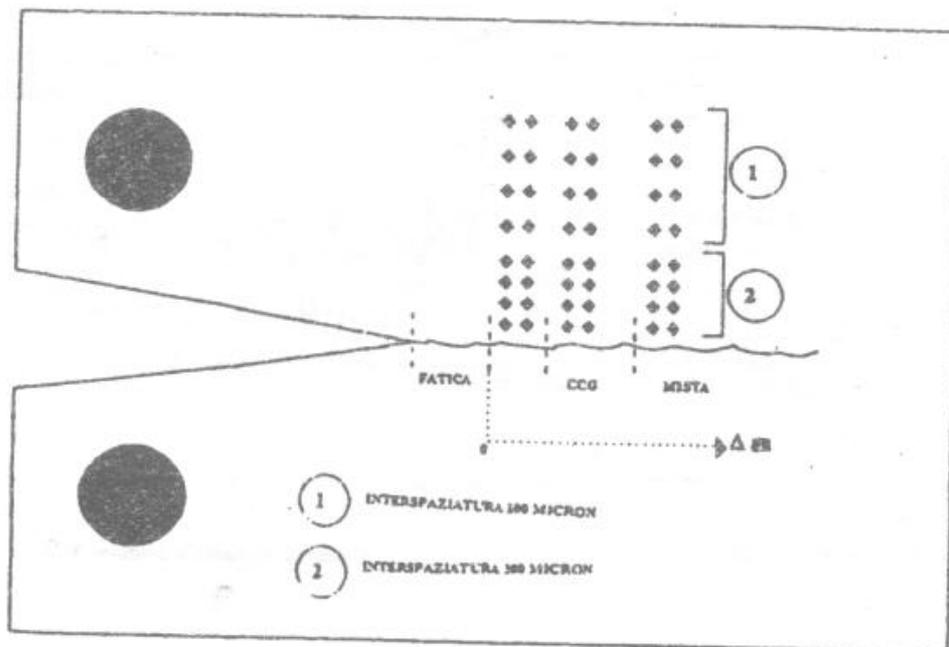


FIGURA 1 - Schema illustrativo della posizione dei profili di microdurezza HV 25g effettuati su provini CCG.

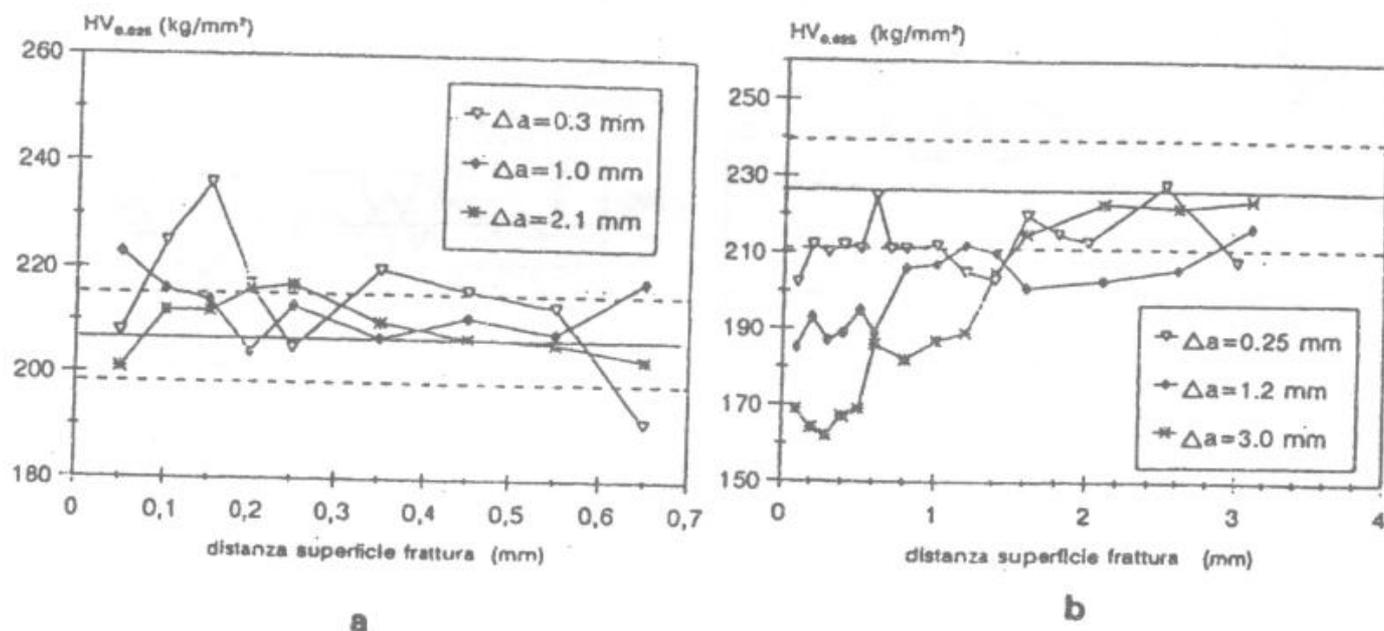
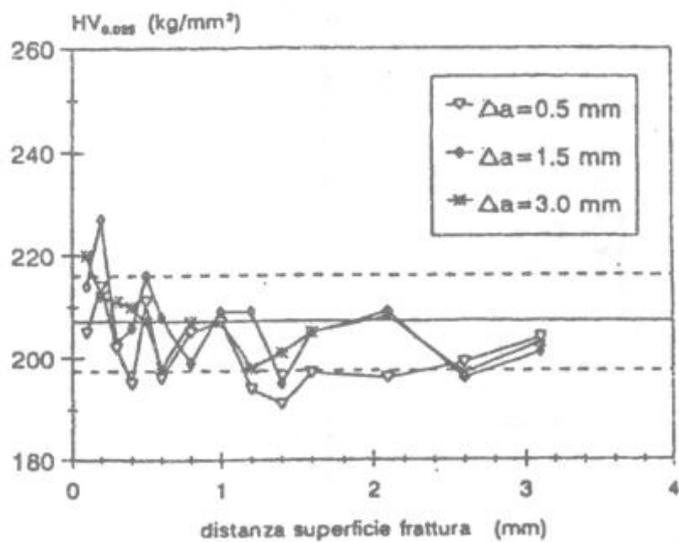
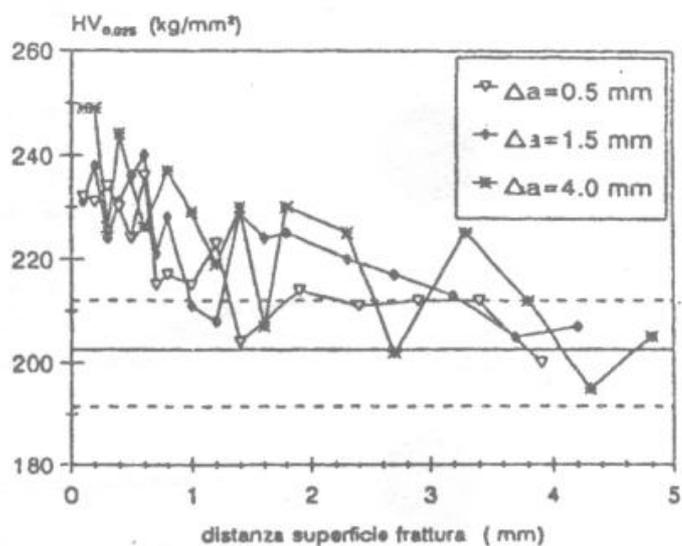


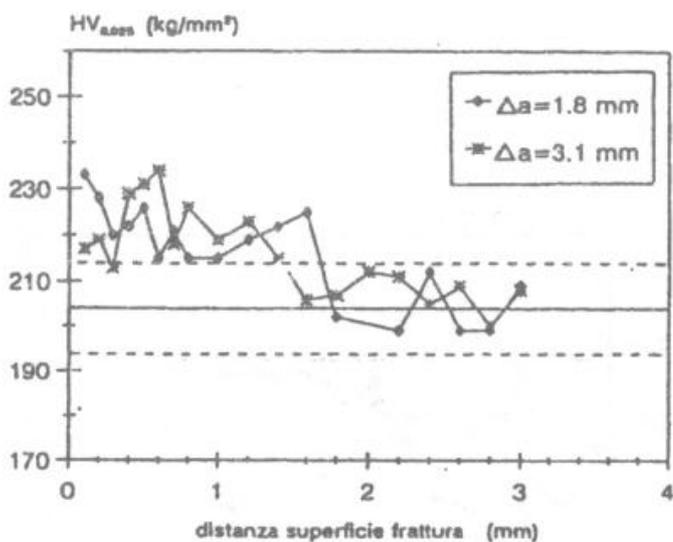
FIGURA 2 - Andamento della microdurezza della ferrite in funzione della distanza dal fronte di frattura, a diversi valori di  $\Delta a$  su provini CCG: a) B4 (A106), b) 4T-4 (A209).



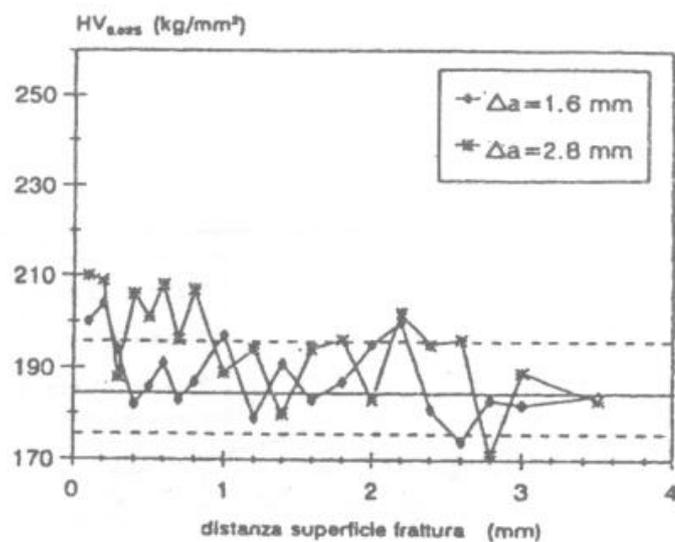
a



b



c



d

FIGURA 3 - Andamento della microdurezza della ferrite in funzione della distanza dal fronte di frattura, a diversi valori di  $\Delta a$  su provini CCG: a) Q1-15(A209), b) 3T-B(A209), c) CP1-7(A209), d) CP1-10T(A209).

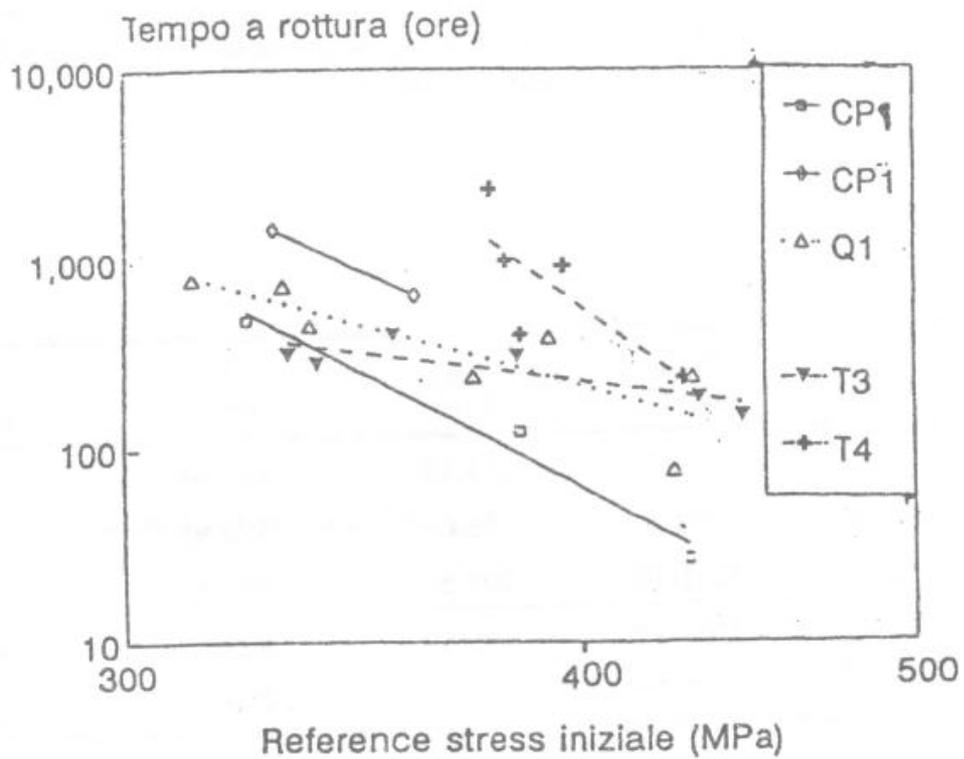


FIGURA 4- Risultati delle prove CCG effettuate sulle curve in A209 esaminate.

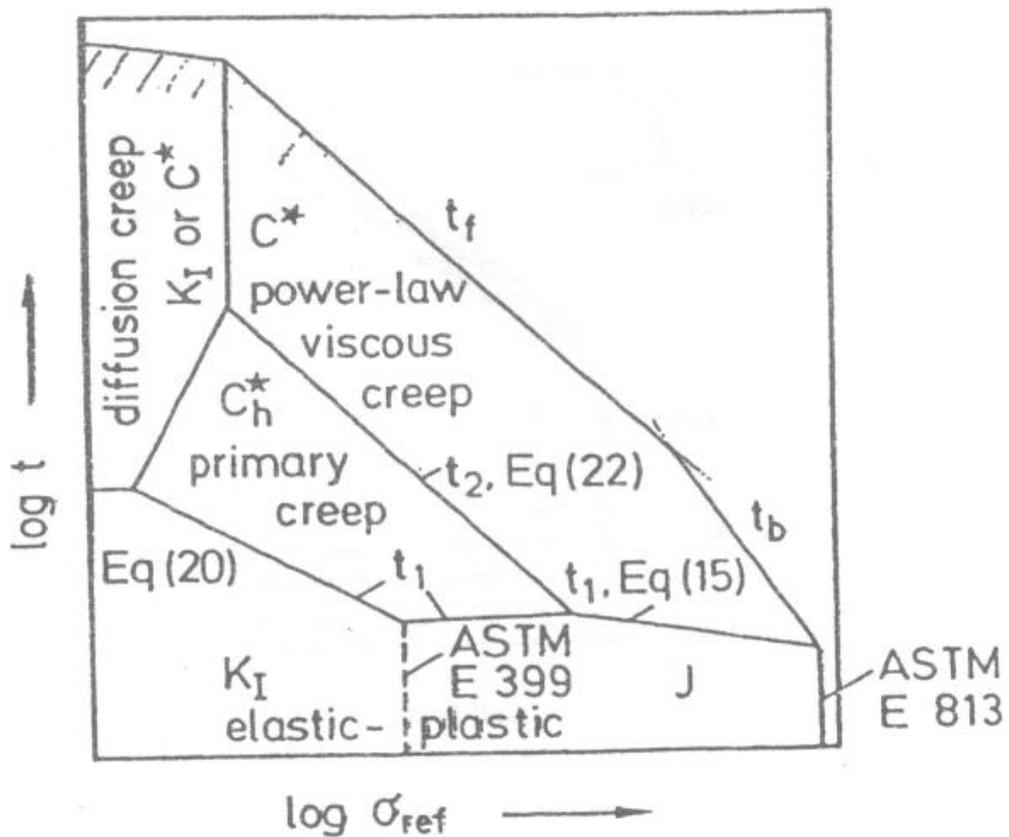


FIGURA 5- Schema dei campi di validità dei parametri che pilotano il CCG.

Tabella 3 - Criteri di selezione dei dati in base al tempo di prova secondo ASTM E1457-92 e tempi di rottura per le prove CCG eseguite sulla curva CP1 nelle condizioni tal quale e trattata.

Condizione	Sigla provino	$t_{\Delta a > 0.5 \text{ mm}}$ (ore)	$t_T$ (ore)	$t_{fin}$ (ore)
Tal Quale	CP1-7	315.16	495.64	481
	CP1-9	86.6	372.96	123
	CP1-10	207.56	566.12	316
Trattata	CP1-8T	498.12	770.77	648
	CP1-9T	1087.24	5916.84	1465

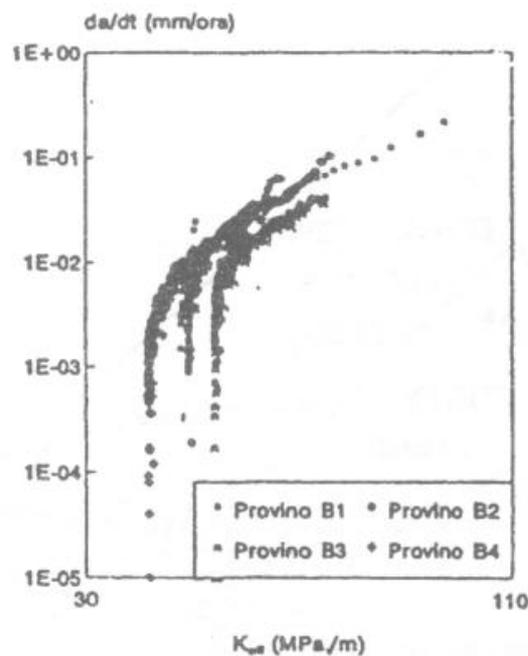


FIGURA 6- Risultati di velocità di crescita della cricca in funzione di  $K_{Ir}$  per i quattro provini in A106 ( $T=350^{\circ}\text{C}$ )