

DONATO FERRAO (\*)

## Modelli di nucleazione di fratture duttili (\*\*)

### INTRODUZIONE

La frattura è un processo di degradazione termodinamicamente irreversibile, durante il quale si vengono a formare nuove superfici in conseguenza dell'applicazione ad un elemento strutturale di carichi statici crescenti o di carichi dinamici di ampiezza fissa o variabile.

Limitando le osservazioni alle morfologie delle superfici di rottura create in conseguenza di carichi statici, si distingue fra aspetto duttile o fragile, ai quali sono associati quantitativi molto diversi di energia assorbita; nel caso dei metalli a struttura cristallina cubica corpo centrato (quasi tutti gli acciai di impiego usuale), si passa dall'uno all'altro tipo di frattura in relazione ad un abbassamento della temperatura di esercizio (v. fig. 1).

Si deve inoltre notare che la curva resilienza-temperatura di prova, riportata schematicamente in fig. 1, subisce traslazioni verso temperature più alte quando il raggio di fondo della concentrazione di tensione diminuisce e lo spessore del materiale nel piano dell'intaglio aumenta. Di conseguenza le condizioni di prova più gravose sono quelle che si raggiungono in presenza di un intaglio rappresentato da una cricca di fatica in un componente di dimensioni rilevanti. Per tale ragione da una dozzina di anni nella normativa riguardante le caratteristiche meccaniche dei materiali metallici sono state introdotte prove per la determinazione della cosiddetta tenacità alla frattura,  $K_{Ic}$ , misurata mediante campioni contenenti una precricca di fatica e caratterizzati da dimensioni minime prescritte.

Per migliorare le caratteristiche in opera di una data classe di leghe me-

(\*) Dipartimento di Scienza dei Materiali e Ingegneria Chimica, Politecnico di Torino, Torino.

(\*\*) Relazione presentata al Convegno sullo sviluppo della Scienza dei Metalli in occasione della celebrazione del centenario della nascita di Nicola Parravano (Roma, 6 novembre 1984).

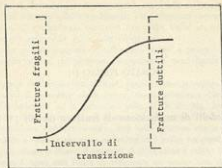


Fig. 1 — Diagramma schematico resilienza - temperatura di prova.

talliche, da una parte bisogna far sì che l'intervallo di transizione duttile-fragile si sposti verso temperature inferiori a quelle previste in esercizio, in modo da favorire l'ottenimento di fratture completamente duttili, dall'altra conviene cercare di aumentare al massimo il livello di energia assorbita durante la formazione di superfici di frattura di tal genere.

È noto da molti lustri che, per il raggiungimento del primo obiettivo nel campo degli acciai, bisogna operare su parecchie variabili sia composizionali (aumentando il contenuto di Mn e Ni e diminuendo il tenore di O, N, C e Mo), sia microstrutturali (favorendo l'ottenimento di strutture a grano cristallino fine). Non è invece ancora del tutto chiaro quali siano le modalità da seguire nei processi di fabbricazione degli acciai per assicurare che la formazione di superfici di rottura completamente duttili avvenga a spese della massima quantità possibile di lavoro fornito dall'esterno.

Le ricerche condotte principalmente in anni relativamente recenti hanno permesso di evidenziare che si ha formazione di frattura duttile per nucleazione iniziale di microvuoti in corrispondenza di particelle estranee presenti nel metallo base. Tali pori crescono in volume sotto l'azione di campi di tensione idrostatica. Il distacco definitivo si ha per coalescenza dei pori già ingrossati. Il ruolo delle particelle di fasi secondarie è talmente importante e nello stesso tempo complesso che da circa venti anni vengono continuamente proposti modelli fisico-matematici sempre più sofisticati, basati su micromeccanismi sempre più dettagliati, senza che però si sia ancora giunti ad una soluzione univoca del problema di assegnare a ciascuno dei parametri di distribuzione un peso relativo adeguato, in modo da poter prevedere, in base a sperimentazioni ed osservazioni relativamente semplici, il livello di tenacità alla frattura raggiungibile da una determinata lega.

RASSEGNA DEI MODELLI PRECEDENTEMENTE PROPOSTI

Il primo modello di frattura duttile è stato proposto nel 1964 da Krafft [1], il quale ipotizzò l'esistenza di una piccola « zona di processo » davanti alla radice della cricca nella direzione di propagazione della frattura. Tale zona è idealizzata come composta da legamenti cilindrici che circondano la gola della concentrazione di tensione e, sotto l'azione dei campi di tensione ivi esistenti, sono sottoposti a deformazione di trazione fino al punto in cui non interviene una instabilità plastica che ne provoca la rottura (fig. 2). A Krafft si deve anche la prima equazione proposta per porre in relazione la tenacità alla frattura,  $K_{Ic}$ , con i parametri di base del materiale:

$$K_{Ic} = EN \sqrt{2\pi d_T} = E \epsilon_1 \sqrt{2\pi d_T} \quad (1)$$

dove  $E$  è il modulo di Young,  $N$  è il coefficiente di incrudimento (assunto uguale all'allungamento uniforme all'insorgere dell'instabilità in un campione di trazione,  $\epsilon_1$ ).  $d_T$  risulta essere il diametro dei campioni di trazione ideali sopra descritti; esso è in stretta correlazione con la spaziatura fra le inclusioni,  $s$ , e può essere da questa sostituito nella eq. 1, come anche dimostrato in seguito da Birkle, Wei e Pellissier [2].

Bisogna però considerare che l'allungamento limite alla radice dell'intaglio

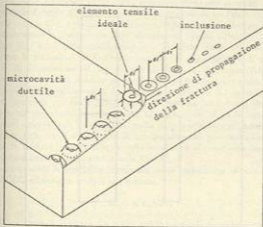


Fig. 2 — Modello di Krafft.

nel momento della nucleazione della frattura è fortemente dipendente dallo stato di tensione ivi esistente. Questo concetto, già messo in evidenza da Clausing [3] nel 1969 e successivamente ripreso da vari autori fra i quali Chakrabarti e Spretak [4], porta alla necessità di ricorrere, per la misura del suddetto allungamento, a campioni speciali di trazione i quali assicurino un'accurata simulazione delle condizioni di deformazione piana esistenti all'apice della cricca (barre di Clausing, fig. 3). L'allungamento misurato con tali provini verrà in seguito identificato con la notazione,  $\epsilon_{t,ps}$ .

Ad Hahn e Rosenfield [5] si deve l'introduzione di un altro tipo di modello, secondo il quale si ha la nucleazione di frattura quando l'apertura dei lembi della rottura preesistente, misurata al suo apice (COD), raggiunge un valore critico che è in stretta correlazione con l'allungamento limite alla radice dell'intaglio e l'ampiezza della zona plasticata, a sua volta funzione crescente del quadrato del coefficiente di incrudimento. Ipotizzando che  $\epsilon_{t,ps}$  possa essere posto uguale ad un terzo dell'allungamento razionale a frattura in un campione di trazione uniaxiale, essi propongono la seguente equazione semicampirica,

$$K_{Ic} = N \sqrt{\frac{2}{3} E \sigma_y \epsilon_0 \cdot 0,0254 \text{ (MN} \cdot \text{m}^{-3/2)}} \quad (2)$$

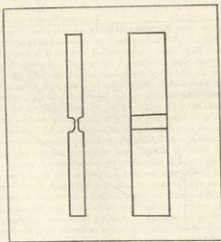


Fig. 3 — Barre di Clausing.

nella quale  $\sigma_y$  è la tensione di snervamento del materiale. La validità del modello è stata verificata dagli stessi autori nel caso di leghe di alluminio e titanio di vario genere e nel caso di acciai per bonifica al Ni-Cr-Mo. L'applicabilità nel caso delle leghe di alluminio ad alta resistenza è stata dimostrata anche da Garrett e Knott [6], mentre, per gli acciai per bonifica con elevati carichi di rottura, Slatcer e Knott [7] hanno segnalato che in corrispondenza di temperature di rinvenimento inferiori a 300 °C non vi è più concordanza fra i valori di tenacità alla frattura calcolati o sperimentalmente determinati. D'altra parte Ebner e Maurer [8] hanno trovato un buon accordo fra i valori prevedibili in base al modello e le tenacità alla frattura determinate su acciai della stessa classe, rinvenuti fra 450 e 650 °C per tempi variabili fino a 336 h.

Sostanzialmente analogo al modello proposto da Hahn e Rosenfield è quello introdotto da Chipperfield e Knott [9], i quali, nel caso degli acciai dolci, hanno correlato l'ampiezza della zona plasticata all'apice della cricca di fatica preesistente con la spaziatura media fra le inclusioni, ottenendo la seguente espressione per il calcolo della tenacità alla frattura:

$$K_{Ic} \approx \sqrt{\frac{2}{3} \sigma_y \cdot E \cdot d_i \cdot s} \quad (3)$$

La serie di modelli più recente parte dalla considerazione del fenomeno di deformazione dell'apice di una cricca di fatica quando il componente che la contiene viene sottoposto ad un carico crescente. Prima che si nuclei una frattura duttile il raggio di fondo della fessura è cresciuto da un valore infinitesimo ad uno finito. Rice e Johnson [10] hanno sviluppato una soluzione numerica per determinare la distribuzione degli allungamenti davanti all'intaglio così arrotondato (fig. 4) ed hanno conseguentemente ipotizzato che la condizione necessaria per la nucleazione di frattura corrisponda al raggiungimento di un livello critico di deformazione ad una definita distanza,  $x_c$ , dal fronte della cricca. In termini matematici, secondo gli autori, tale condizione impone che il valore critico del COD, indicato come  $\delta_{Ic}$ , sia compreso fra 1 e 2,7 volte  $x_c$ . Questa ultima grandezza può essere posta uguale alla distanza fra il fronte della cricca ed il primo microvuoto generato davanti ad essa intorno ad un'inclusione ed in definitiva coincide con la spaziatura media delle particelle non metalliche. La sequenza degli eventi che portano all'ingrossamento del poro sotto l'azione dei campi di tensione presenti all'apice della fessura ed alla sua coalescenza finale con l'apice stesso è rappresentata nella fig. 5.

Accoppiando la condizione matematica sopra imposta con la nota relazione fra il COD critico e la tenacità alla frattura,

$$\delta_{Ic} = m K_{Ic}^2 / E \sigma_y \quad (4)$$

( $m$  è una costante compresa fra 0,425 e 0,717 secondo le varie teorie fin qui formulate), si ottiene la seguente espressione approssimata,

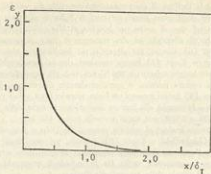


Fig. 4 — Variazione degli allungamenti razionali con l'aumentare della distanza dall'apice arrotondato della cricca.

$$K_{Ic} = \sqrt{(h \cdot E \cdot \sigma_y \cdot s)} \quad (5)$$

dove  $h$  è una costante che varia fra 1,6 e 4,4 se si assume, come supposto dagli autori, che  $m$  nella eq. 4 valga 0,613. Si noti che, imponendo che il COD critico sia esattamente uguale a  $s$  ed assumendo  $m = 0,5$ , l'eq. 5 prende una forma più semplice,

$$K_{Ic} = \sqrt{(2 \sigma_y E s)} \quad (6)$$

come proposto da Hahn e Rosenfield nel 1975 [11].

L'influenza dei parametri microstrutturali relativi alle inclusioni è stata messa in evidenza ipotizzando che i primi microvuoti vengano generati per rottura delle particelle di fasi secondarie di dimensioni maggiori o per decoesione della matrice intorno ad esse. Indicando con  $D$  il diametro di tali particelle e considerando che la loro frazione in volume,  $v$ , è proporzionale al cubo del rapporto  $D/s$ , Hahn e Rosenfield [11] hanno derivato dall'eq. 6 la seguente espressione:

$$K_{Ic} = \left\{ 2\sigma_y \cdot E \left( \frac{\pi}{6} \right)^{1/3} \cdot D \right\}^{1/2} \cdot v^{-1/6} \quad (7)$$

Essi stessi hanno però segnalato che tale equazione perde progressivamente la capacità di predire con sufficiente approssimazione i dati sperimentali man mano che venga applicata a leghe metalliche con tensione di snervamento inferiore.

La distribuzione delle deformazioni razionali perpendicolari al piano della

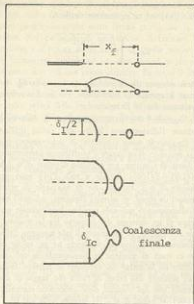


Fig. 5 — Modello di Rice e Johnson.

cricca arrotondata, fig. 4, è stata interpolata numericamente da Schwalbe [12], il quale, assumendo ancora che la nucleazione di frattura intervenga quando l'allungamento critico si propaghi fino ad una distanza dal fronte della fessura uguale alla spaziatura delle inclusioni, ha ricavato la seguente relazione fra l'allungamento limite in condizione di deformazione piana, il COD critico ed  $\varepsilon$ :

$$\varepsilon_{2\pi} = \frac{0,44 \delta_{Ic}}{s} - 0,23 \quad (8)$$

Combinando tale equazione con l'eq. 4 in cui si sia assunto  $m = 0,5$ , si può derivare ancora un'altra approssimazione per la determinazione della tenacità alla frattura:

$$K_{Ic} = \sqrt{[(4,55 \varepsilon_{2\pi} + 0,23) E \sigma_y s]} \quad (9)$$

Completamente analogo è il ragionamento che ha portato indipendentemente Pandey e Banerjee [13] ad un'espressione similare,

$$K_{II} = \sqrt{\frac{\sigma_{t,ps} \cdot \sigma_t \cdot E \cdot \sigma_y}{m \cdot f}} \quad (10)$$

nella quale  $f$  è una costante da determinare in base alla fig. 4; si noti che in questo caso non si è operata la sostituzione fra la dimensione della zona di processo e la spaziatura fra le inclusioni.

Entrambe le equazioni 9 e 10 ipotizzano, per la loro applicazione, che si riesca a determinare l'allungamento limite alla radice dell'intaglio mediante metodologie che simulino le stesse condizioni di deformazione piana ivi esistenti. Schwalbe [12] ha proposto di utilizzare il coefficiente percentuale di strizione,  $Z$ , determinato con barre di Clausing, per calcolare il valore di  $\sigma_{t,ps}$  in base alla relazione,  $\sigma_{t,ps} = \ln(1/(1-Z/100))$ . Ritchie e coll. [14] sono pervenuti ad una precisa identificazione di  $\sigma_{t,ps}$ , facendo uso di una serie di provini per trazione cilindrici caratterizzati da intagli di severità crescente, sui quali hanno determinato la variazione dell'allungamento razionale massimo longitudinale sostenibile a fondo gola in conseguenza di un aumento del rapporto fra la tensione idrostatica e la tensione uniaassiale equivalente; all'aumentare di tale rapporto, l'allungamento limite in fondo gola diminuisce rapidamente tendendo ad un valore asintotico; ipotizzando infine che lo stato di tensione in corrispondenza del quale si raggiunge tale valore asintotico sia lo stesso nei campioni di trazione intagliati e nei campioni nei quali sia presente una cricca di fatica con raggio di fondo arrotondato, sono risaliti, facendo uso dei risultati delle procedure numeriche sviluppate da Rice e Johnson [10], ai valori di  $\sigma_{t,ps}$  da inserire nella eq. 10.

I risultati dei calcoli condotti con l'impiego sia dell'equazione 9, sia dell'equazione 10 non sono stati trovati sempre in accordo con i valori sperimentali della tenacità alla frattura. In particolare, l'applicazione della eq. 10 a due tipi di acciai per impieghi nucleari [14] ha portato ad identificare  $\sigma_t$  una volta con la distanza media fra le inclusioni ed un'altra volta con un valore compreso fra 6 e 7 volte tale spaziatura.

#### NUOVO MODELLO PROPOSTO

Le difficoltà evidenziate nella sezione precedente nel trovare una corrispondenza accettabile fra i valori della tenacità alla frattura sperimentalmente determinati per le varie classi di leghe metalliche e quelli calcolabili in base alle equazioni derivate dai modelli fisici in precedenza descritti ci hanno spinto a riesaminare l'intera sequenza di fenomeni che presiedono alla nucleazione di fratture duttili a partire da cricche di fatica preesistenti.

Si è partiti dalla considerazione iniziale, abbondantemente suffragata dai dati



riportati in letteratura, che, nel caso di un comportamento duttile, il raggio di fondo intaglio di una cricca di fatica esistente in un manufatto in lega metallica tende ad aumentare progressivamente sotto sforzo prima che la cricca stessa si propaghi stabilmente. Nel momento di nucleazione di frattura, quindi, la concentrazione di tensione è divenuta meno severa di quella iniziale ed il pezzo si dovrà comportare in maniera analoga ad un altro in cui si sia praticato inizialmente un intaglio meno acuto di una cricca di fatica. Pertanto il livello di tenacità a frattura della lega deve essere tanto più alto quanto maggiori sono da una parte il raggio limite di fondo intaglio  $\rho$ , dall'altra, l'allungamento massimo sostenibile alla radice dell'intaglio prima della nucleazione di frattura, comunemente indicato come duttilità all'intaglio. Tale allungamento limite è stato da noi individuato con la notazione:  $\epsilon_{max,t}^*$ .

Prove in precedenza condotte con provini di flessione contenenti intagli con raggi di fondo ( $\rho$ ) progressivamente decrescenti e fabbricati con acciai per bonifica al Ni-Cr-Mo in varie condizioni di trattamento termico [15, 16, 17] avevano permesso di rilevare che, quando si aumenta progressivamente la severità di una concentrazione di tensione, vi è un raggio di fondo intaglio limite ( $\rho_{crit}$ ) al di sotto del quale i valori del coefficiente di concentrazione di tensione  $K$  o dell'integrale- $J$  (una misura dell'energia che fluisce all'apice dell'intaglio sotto l'azione di carichi crescenti) applicati al momento della nucleazione di rottura non diminuiscono ulteriormente. Si era anche rilevato che il valore numerico di  $\rho_{crit}$  è strettamente correlato con i parametri microstrutturali delle leghe.

Inoltre per valori di  $\rho > \rho_{crit}$  i valori di  $J$  determinati come appena detto (indicated con la notazione  $J_A$ ) si dispongono attorno ad una retta passante per l'origine del campo  $J-\rho$ ; l'inclinazione di tale retta è in corrispondenza diretta con la duttilità all'intaglio, come previsto dalla formula seguente, derivata da una relazione matematica originariamente proposta da Rice [18]:

$$J_A = \sigma_y^{(N+1)/2} \frac{\epsilon_{max,t}^{*N}}{F(\Gamma(N))} \rho \quad (11)$$

dove,

$$F(\Gamma(N)) = \frac{(N+1/2)(N+3/2) \cdot \Gamma(N+1/2)}{\Gamma(1/2) \cdot \Gamma(N+1)}$$

e  $\Gamma$  è la funzione matematica gamma.

Si era anche verificato che all'aumentare della frazione in volume delle inclusioni l'inclinazione della retta  $J-\rho$  diminuiva significativamente, segnalando una diminuzione della duttilità all'intaglio [19].

Il fenomeno può essere interpretato con la seguente serie di considerazioni. Davanti al fronte arrotondato di una cricca, i primi vuoti si formano in corrispondenza delle particelle non metalliche di dimensioni maggiori, le quali si

rompono o si distaccano dalla matrice a livelli di tensione inferiori a quelli per i quali si verifica lo stesso distacco o rottura delle particelle medie o piccole.

Gli stadi critici nella nucleazione della frattura sono però quelli che avvengono in seguito:

a) l'unione dell'apice della cricca di fatica con i vuoti ad esso più prossimi in seguito a rottura del legamento esistente, come rappresentato in fig. 5;

b) la coalescenza delle protrusioni della cricca generate nello stadio precedente.

In tutti i modelli prima descritti questo secondo stadio non è stato preso in considerazione, anche se Hahn e Rosenfield avevano messo in evidenza che i risultati non brillanti derivanti dall'applicazione del modello da loro proposto nel 1975 [11] potevano derivare proprio dall'aver trascurato tale stadio nella sequenza dei fenomeni di nucleazione di rottura duttile.

In effetti, una volta che i primi vuoti si siano nucleati e si siano uniti con il fronte della rottura preesistente, la resistenza alla prima effettiva propagazione di frattura è controllata dalla capacità del materiale della matrice rimasto fra i pori a resistere ad ulteriori allungamenti prima di arrivare al collasso plastico. Si può avere una frattura puramente duttile nella quale i pori coalescono per deformazione plastica continuata fino al punto in cui il legamento si riduca ad avere una sezione normale nulla, oppure una frattura di tipo misto, in cui la coalescenza finale fra i pori ingrossati implica l'attivazione di microinstabilità di taglio. Le due alternative sono rappresentate in fig. 6 [20]. Materiali con un alto valore del coefficiente di incrudimento tendono a dare frattura secondo

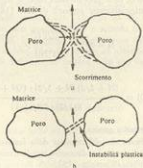


Fig. 6 — Rappresentazione schematica di due differenti modi di coalescenza dei pori nella frattura duttile: a) coalescenza per scorrimento plastico continuato; b) coalescenza per attivazione di una microinstabilità plastica.

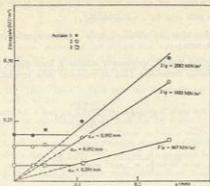


Fig. 7 — Variazione dell'integrale-J applicato all'iniziazione di frattura duttile in funzione del raggio di fondo intaglio.

il primo modo, mentre materiali con bassi valori di  $N$ , come ad esempio gli acciai per bonifica ad alta resistenza, presentano costantemente fratture secondo il secondo modo.

Inoltre, il materiale fra i microvuoti generati per primi comprende al suo interno particelle di fasi secondarie medie e piccole; un aumento del loro numero favorisce proprio il secondo modo di rottura descritto in fig. 6. Si comprende quindi che un aumento della frazione totale delle inclusioni debba necessariamente portare ad una diminuzione della durezza all'intaglio.

Quanto appena affermato dà un'idea qualitativa precisa del ruolo rivestito dalla frazione in volume nel controllare la tenacità alla frattura; d'altra parte si comprende che di tutti i parametri di distribuzione delle inclusioni, il più importante è la spaziatura fra le particelle di dimensioni maggiori, poiché individua la scala all'interno della quale avvengono i fenomeni più rilevanti.

Per individuare quantitativamente l'influenza di  $r$  su  $K_{Ic}$  sono state condotte prove [20, 21] con tre diversi tipi di acciaio al C-Mn a struttura ferritico-perlitica (fig. 7) caratterizzati da differenti dimensioni dei cristalli di ferrite, diversa frazione totale di inclusioni (in ordine crescente per gli acciai indicati in figura come 1, 2 e 3), ma uguale distanza media fra le inclusioni di dimensione maggiore (100-110  $\mu\text{m}$ ). Si è così potuto dimostrare che:

1) il raggio limite raggiunto dalla radice di una cricca ( $\rho_{crit}$ ) è in pratica coincidente con la distanza media fra le inclusioni più grosse;

2) un aumento del volume totale delle inclusioni incide negativamente sulla pendenza delle rette  $J\text{-}\phi$  e quindi su  $\epsilon_{\text{max},1}$ ;

3) le dimensioni dei cristalli di ferrite non hanno molta influenza sulla tenacità alla frattura.

Sulla base dei risultati sperimentali ottenuti è stato quindi possibile sviluppare un modello matematico [22] di previsione della tenacità alla frattura ( $J_{IC}$  o  $K_{IC}$ ),

$$J_{IC} = \sigma_y^{(1-N)} \frac{\epsilon_{\text{max},1}^{(N+1)} E^N}{F(\Gamma(N))} \rho_{eff} \quad (12)$$

$$K_{IC} = \left\{ \frac{\sigma_y^{(1-N)} \epsilon_{\text{max},1}^{(N+1)} E^{(N+1)}}{(1-\nu^2) F(\Gamma(N))} \right\}^{1/2} r^{1/2} \quad (13)$$

È possibile di conseguenza determinare la tenacità alla frattura di acciai dolci basandosi su prove di trazione da effettuarsi con provini lisci e sui risultati di analisi di metallografia quantitativa, sperimentazioni che possono essere facilmente computerizzate, ed ancora su prove di meccanica della frattura condotte con campioni contenenti intagli tipo Charpy-V, invece che con campioni precrickati molto più costosi e lunghi da fabbricare.

Il modello è stato anche giustificato con un'approfondita analisi microfrattografica [23] che ha permesso di spiegare compiutamente il ruolo delle particelle di fasi secondarie di dimensioni medie e piccole nel favorire l'insorgere alla radice dell'intaglio di microinstabilità plastiche fra i pori nucleati intorno alle inclusioni di dimensioni maggiori. Poiché, come già detto, questo è l'evento critico per l'avanzamento reale della frattura, un aumento del contenuto inclusionale totale porta ad una diminuzione dell'allungamento massimo sopportabile sul fronte della cricca prima della nucleazione di rottura e quindi causa direttamente una perdita di tenacità. La concordanza tra i valori della tenacità alla frattura calcolata in base al modello descritto in precedenza e quelli sperimentalmente determinati con provini precrickati è stata anche dimostrata utilizzando numerosi risultati di prove effettuate da altri ricercatori su acciai dolci al C-Mn, con differenti volume totale e spazatura delle inclusioni. È in corso di svolgimento un programma di ricerca tendente a verificarne la validità anche nel caso degli acciai per bonifica quando vengono ad essere rinvenuti a temperature dell'ordine di 500-600 °C.

## REFERENCES

- [1] KRAFFT J.M. (1964) - *Correlation of plain strain toughness with strain hardening characteristics of a low, medium and high strength steel.* «Appl. Mat. Res.», 3, 88-101.
- [2] BECKLE A.J., WEI R.P. e PILLISSERT G.E. (1966) - *Analysis of plane-strain fracture in a series of 0.45 C Ni-Cr-Mo steels with different sulfur content.* «Trans. ASM», 39, 1981-1990.
- [3] CLAUSING D.P. (1969) - *Effect of plastic strain state on ductility and toughness.* «Int. J. Fract. Mech.», 6, 71-85.
- [4] CHAKRABARTI A.K. e SPRETNAX J.W. (1975) - *Instability of plastic flow in the directions of pure shear: II. experimental.* «Metall. Trans. A», 6A, 757-747.
- [5] HAIN G.T. e ROSENFELD A.R. (1968) - *Sources of fracture toughness: the relation between  $K_{Ic}$  and the ordinary tensile properties of metals.* «ASTM STP», 432, 5-32.
- [6] GARRETT G.G. e KNOTT J.F. (1976) - *The influence of compositional and microstructural variables on the mechanism of static fracture in aluminum alloys.* «Proc. 2nd Int. Conf. Mech. Behav. Mater.», 1228-1232. Anche (1978) «Metall. Trans. A», 9A, 1187-1201.
- [7] SLATCHER S. e KNOTT J.F. (1981) - *The ductile fracture of high strength steels.* «Advances in Fracture Research - ICF5», Pergamon Press, Oxford, vol. I, 201-207.
- [8] ENNER R. e MAUER K.L. (1982) - *Microstructure and ductile fracture in a quenched and tempered steel.* «Fracture and the role of microstructure», EMAS, Watley, U.K., 296-303.
- [9] CHIPPERFIELD G.C. e KNOTT J.F. (1975) - *Microstructure and toughness of structural steels.* «Metals Technol.», 2, 45-51.
- [10] RICE J.R. e JOHNSON M.A. (1970) - *The role of large crack tip geometry changes in plane strain fracture.* «Elastic behavior of solids», Mc Graw Hill, New York, N.Y., 641-672.
- [11] HAIN G.T. e ROSENFELD A.R. (1975) - *Metallurgical factors affecting fracture toughness of aluminum alloys.* «Metall. Trans. A», 6A, 653-668.
- [12] SCHWALBE K.-H. (1977) - *On the influence of microstructure on crack propagation mechanisms and fracture toughness of metallic materials.* «Engng. Fract. Mech.», 9, 795-832.
- [13] PANNEY R.K. e BANERJEE S. (1978) - *Strain induced fracture in low strength steels.* «Engng. Fract. Mech.», 10, 817-829.
- [14] RITCHIE R.O., SILVER W.L. e WULLAERT R.A. (1979) - *Critical fracture stress and fracture strain models for the prediction for the lower and upper shelf toughness in nuclear pressure vessel steels.* «Metall. Trans. A», 10A, 1557-1570.
- [15] ROBERTI R., SILVA G., DE BONDRETTI B. e FERRAO D. (1978) - *Influenza di un trattamento termico di austenizzazione ad alta temperatura sulle caratteristiche di tenacità di un acciaio AISI 4340 allo stato di piena tempr.* «Metall. Ind.», 70, 449-455.
- [16] FERRAO D., SILVA G., ROBERTI R., DE BONDRETTI B. e BEGLEY J.A. (1979) - *The blunt notch fracture toughness of as-quenched AISI 4340 steel.* «VDI-Z Fortschritt-Berichte», series 18, no. 6, 157-169.
- [17] FERRAO D., BEGLEY J.A., ROBERTI R., SILVA G. e DE BONDRETTI B. (1982) - *The influence of notch root radius and austenitizing temperature on fracture appearance of as-quenched Charpy-V type AISI 4340 steel specimens.* «Metall. Trans. A», 13A, 1003-1013.

- [18] RICE J.R. (1968) - *A path independent integral and the approximate analysis of strain concentration by notches and cracks.* « J. Appl. Mech., Trans. ASME E », 35, 379-386.
- [19] FERRAO D., ROBERTI R. e SELVA G. (1982) - *The role of microstructure and notch root radius on the fracture toughness of a martensite structure steel.* « Fracture and the role of microstructure », EMAS, Watley, U.K., 727-735.
- [20] FERRAO D. e ROBERTI R. (1983) - *Sui parametri microstrutturali che controllano la tenacità a frattura degli acciai.* « Metall. Ital. », 75, 645-651.
- [21] FERRAO D. e ROBERTI R. - *Relazione fra microstruttura e tenacità alla frattura duttile di acciai al C-Mn.* Atti Convegno Chimica Applicata e Materiali, Trieste 23-25 settembre 1981, 147-163.
- [22] FERRAO D. e ROBERTI R. (1982) - *A model for plane strain ductile fracture.* « Strength of metals and alloys », Pergamon Press, Oxford, 947-952.
- [23] FERRAO D. e ROBERTI R. (1983) - *Ductile fracture nucleation ahead of sharp cracks.* « Metall. Sc. and Technol. », 1, 5-13.