

UN MODELLO FISICO-MATEMATICO DELL'ARROTONDAMENTO DELL'APICE
DELLA CRICCA: APPLICAZIONE AD UN ACCIAIO STRUTTURALE AL C-Mn

R. Roberti* e D. Firrao**

*Dipartimento di Chimica-Fisica Applicata, Politecnico di Milano

**Dipartimento di Scienza dei Materiali e Ingegneria Chimica,
Politecnico di Torino

RIASSUNTO

Sono state effettuate determinazioni di tenacità alla frattura (J_{IC}) su provini di un acciaio al C-Mn, con struttura ferritico-perlitica e composizione quasi identiche a quelle di alcuni acciai sottoposti in precedenza ad analoghe sperimentazioni; nell'acciaio attualmente esaminato, però, la distanza media fra le inclusioni era nettamente superiore. I risultati delle prove condotte su campioni precriccati a fatica o con raggio di fondo intaglio variabile hanno indicato anche questa volta che il raggio di curvatura raggiunto dall'apice di una cricca di fatica durante il suo arrotondamento sotto carichi crescenti è dello stesso ordine di grandezza della distanza media fra i solfuri di dimensioni maggiori presenti nella matrice dell'acciaio. Inoltre l'aumento di J_{IC} è risultato in linea con l'incremento della sopra indicata distanza fra le inclusioni. L'analisi combinata dei valori di tenacità alla frattura e dei dati relativi al contenuto totale ed alla distribuzione delle particelle di fasi non metalliche ha portato ad un'ulteriore conferma della validità di un modello fisico e matematico già proposto dagli autori per un'interpretazione microstrutturale dei valori di J_{IC} ottenibili con acciai dolci.

INTRODUZIONE

E' stato recentemente proposto dagli autori un modello di comportamento fisico per la accurata descrizione dei fenomeni che intervengono durante il processo di nucleazione e propagazione iniziale di una frattura duttile a partire da una cricca preesistente in componenti in acciaio dolce (1). Tale modello permette di illustrare i vari stadi che si susseguono sotto l'azione di tensioni positive crescenti:

- a) arrotondamento iniziale dell'apice della cricca, accompagnato da una nucleazione di vuoti intorno alle particelle di fasi secondarie più vicine alla estremità della frattura e che d'ora in poi verranno schematicamente indicate come inclusioni di prima fila;
- b) aumento progressivo del raggio di curvatura dell'apice fino al raggiungimento di un valore limite e contemporaneo collegamento del

fronte della frattura con i vuoti creatisi ed allargatisi intorno alle inclusioni di prima schiera;

- c) ulteriore deformazione plastica dei legamenti rimasti fra i vuoti già collegati con il corpo della rottura fino al loro definitivo cedimento, evento che segna il vero inizio della propagazione stabile della frattura.

Ne consegue che il livello di tenacità alla frattura duttile (J_{Ic}) negli acciai dolci è in effetti proporzionale all'estensione dei fenomeni di deformazione plastica che intervengono, in corrispondenza della concentrazione di tensione durante gli stadi (b) e (c), prima della frattura dei legamenti; a sua volta tale deformazione plastica complessiva è controllata dalle caratteristiche microstrutturali dell'acciaio. Infatti, nello stadio (b), il valore limite del raggio di curvatura raggiunto dall'apice della cricca durante il suo progressivo arrotondamento è quasi identico alla distanza media fra le inclusioni di dimensioni maggiori (\underline{s}), come già dimostrato da Knott e coll. (2, 3) e da Firrao e Roberti (4). Inoltre, la resistenza ad un'effettiva propagazione della rottura (stadio c) è controllata dalla capacità del materiale della matrice rimasto fra i pori di continuare a scorrere plasticamente fino ad un'allungamento limite. Quest'ultimo da una parte risulta incrementato se vi è un'elevata possibilità di incrudimento della matrice, mentre viene ridotto se vi è invece una tendenza alla localizzazione della deformazione in bande ristrette; dunque esso dipende direttamente dalla frazione in volume delle inclusioni (f) e dallo stato di tensione locale (Hahn e Rosenfield, 5).

Al modello fisico sopra descritto è stata data la seguente veste matematica,

$$J_{Ic} = \sigma_y^{(1-N)} \cdot \epsilon_{max,f}^{*(1+N)} \cdot E^N \cdot \underline{s} / F(\Gamma(N)) \dots\dots\dots(1)$$

dove N è l'esponente di incrudimento nella legge costitutiva di Ramberg-Osgood: $\sigma/\sigma_y = [\epsilon/\epsilon_y]^N$. Inoltre, $\epsilon_{max,f}^*$ è l'allungamento massimo che si incontra alla radice dell'intaglio in un campione nel momento della nucleazione di frattura; infine, Γ è la funzione matematica gamma e $F(\Gamma(N)) = [(N + 1/2) \cdot (N + 3/2) \cdot \Gamma(N + 1/2)] / [\Gamma(1/2) \cdot \Gamma(N + 1)]$.

L'Eq. 1 è stata derivata da una relazione matematica proposta da Rice (6); questa mette in relazione l'integrale-J applicato ad un campione con raggio di fondo intaglio non acuto, il valore di tale raggio (d'ora in poi identificato con ρ), le caratteristiche di incrudimento del materiale e l'allungamento massimo (ϵ_{max}^*) raggiunto lungo il contorno dell'apice della cricca sotto un determinato livello di carico agente sulla struttura,

$$\epsilon_{max}^* = \epsilon_y \cdot \{ [F(\Gamma(N)) \cdot J] / [\sigma_y \cdot \epsilon_y \cdot \rho] \}^{1/(1+N)} \dots\dots\dots(2)$$

Se l'allungamento massimo raggiunto in corrispondenza della concentrazione di tensione quando si nuclea la frattura è costante qualsiasi sia il valore di ρ , l'equazione appena scritta identifica un criterio di frattura e può essere così riformulata:

$$\epsilon_{max,f}^* = \epsilon_y \cdot \{ [F(\Gamma(N)) \cdot J_c] / [\sigma_y \cdot \epsilon_y \cdot \rho] \}^{1/(1+N)} \dots\dots\dots(3)$$

dove J_C corrisponde al valore dell'integrale-J applicato ad un campione con intaglio non acuto nel momento di nucleazione della frattura.

Per un dato materiale l' Eq. 3 descrive una retta che passa per l'origine del campo $J_C-\rho$ ed il cui coefficiente angolare è una funzione diretta di $\epsilon_{\max,f}^*$. Per valori di ρ più piccoli di un valore limite inferiore l'equazione perde il suo significato fisico. Tale valore, usualmente indicato con la notazione ρ_{eff} , corrisponde al massimo raggio di fondo intaglio con il quale può essere fabbricato un campione che si fratturi allo stesso livello di tenacità alla frattura di un provino dello stesso materiale che sia stato precriccato a fatica. In base a quanto si è prima detto ρ_{eff} coincide con \underline{s} . E' quindi possibile ricavare l'Eq. 1 sostituendo J_{IC} al posto di J_C ed operando altre semplici derivazioni.

Dall'analisi del modello descritto si può concludere che esperimenti condotti su campioni intagliati con $0 < \rho < \underline{s}$ permetteranno di determinare il livello di J_{IC} relativo al materiale in esame, mentre dai risultati delle prove effettuate su provini caratterizzati da un valore di $\rho > \underline{s}$ si potrà calcolare l'inclinazione della retta descritta dall'Eq. 3 ed eventualmente il valore di $\epsilon_{\max,f}^*$ (7).

Si è ottenuta una verifica sperimentale dell'Eq. 1 conducendo prove su tre differenti acciai a matrice ferritico-perlitica, contenenti lo 0,17% di carbonio e l'1,33% di manganese e con tenori inclusionali crescenti; per tutti gli acciai, però, \underline{s} aveva un valore quasi costante, $\approx 0,1$ mm (4)(8). I risultati hanno portato ad identificare valori di ρ_{eff} analoghi per i tre materiali e dello stesso ordine di grandezza di \underline{s} . Inoltre, si è anche verificato che a contenuti crescenti di inclusioni corrispondevano risultati indicanti livelli progressivamente inferiori di $\epsilon_{\max,f}^*$ e quindi di J_{IC} (7).

Avendo dunque già dimostrato la possibilità di applicare l'Eq. 1 per ottenere un'efficace interpretazione dei risultati di tenacità alla frattura relativi ad acciai dolci, si può concludere che, per incrementare tale proprietà, si deve o ridurre la frazione in volume delle inclusioni o aumentare la distanza fra di esse o, se possibile, cercare di raggiungere entrambi questi risultati. Per provare l'assunto si è deciso di condurre esperimenti su un acciaio accuratamente selezionato, con una composizione simile a quella degli acciai utilizzati in precedenza, un tenore inclusionale intermedio fra i precedenti, ma con una distanza media fra le inclusioni di fasi secondarie nettamente superiore. Inoltre, sulla base della verifica effettuata della Eq. 1, è stato possibile programmare un numero di prove molto più basso di quello utilizzato in precedenza per individuare la retta inclinata nel campo $J-\rho$ ed il livello di J_{IC} .

MATERIALE E PROCEDURA SPERIMENTALE

La composizione chimica dell'acciaio al C-Mn utilizzato per gli esperimenti, i dati relativi al tenore ed alla spaziatura delle inclusioni e le caratteristiche meccaniche tensili misurate a temperatura ambiente sono stati riportati in tabella 1.

Provini di trazione e di flessione su tre punti sono stati ricavati da un

laminato piatto, tagliandoli in maniera che la dimensione maggiore fosse diretta nella direzione trasversale rispetto a quella di laminazione. Nei campioni di flessione le precricche di fatica e gli intagli a V con fondo circolare (ρ nominale = 0,05 and 0,25 mm, rispettivamente più piccolo e più grande di \underline{s}) erano disposti parallelamente al piano di giacitura TL. Le diverse dimensioni della sezione ristretta sono indicate nella tabella 2 (B è lo spessore, w la larghezza) per i provini con differenti valori del raggio di fondo intaglio. Si fa notare qui che la larghezza dei provini ha dovuto essere limitata poichè non sono reperibili sul mercato frese opportunamente sagomate che consentano di ottenere intagli di profondità molto superiore a 12 mm.

Per la determinazione delle caratteristiche di distribuzione inclusionale si è fatto ricorso a determinazioni di metallografia quantitativa su superfici parallele al piano delle cricche.

Tabella 1 - Composizione chimica, proprietà meccaniche e caratteristiche microstrutturali dell'acciaio utilizzato.

| C (%) | Mn (%) | Si (%) | P (%) | S (%) | Cu (%) | Ni (%) | Cr (%) | Mo (%) | Al (%) |
|------------------|--------|----------------|-------|-------|-----------|--------|----------------------|--------|--------|
| 0,155 | 1,36 | 0,23 | 0,010 | 0,012 | 0,21 | 0,14 | 0,10 | 0,01 | 0,02 |
| σ_y (MPa) | | σ_{uts} | N | | e_f (%) | f (%) | \underline{s} (mm) | | |
| 348 | | 521 | 0,186 | | 30,4 | 0,360 | 0,145 | | |

Tabella 2 - Dimensioni delle sezioni trasversali dei provini di flessione intagliati (mm).

| ρ | B | w | ρ | B | w | ρ | B | w |
|--------|----|----|--------|----|----|--------|----|----|
| 0 | 10 | 20 | 0,05 | 29 | 23 | 0,25 | 29 | 25 |

RISULTATI

Le curve sperimentali di resistenza alla propagazione di cricca (curve J-R) sono state ottenute mediante la procedura che prevede l'utilizzazione di provini multipli (ASTM Standard E813-83) e sono riportate in fig. 1. Nel caso dei campioni precriccati a fatica, tutti i punti sperimentali compresi fra le linee convenzionali di esclusione (in figura a tratto-

punto) stati sottoposti a verifica secondo i metodi indicati nella norma, riscontrandone la piena validità. Per quanto concerne i risultati relativi ai campioni con $\rho = 0,05$ mm si è deciso, sulla scorta di esperienze precedenti, di considerare accettabili tutti i dati compresi nell'intervallo di Δa estendentesi da 0 fino al valore identificato dall'intersezione della curva J-R con la linea di esclusione tracciata a partire da una distanza, sulle ascisse, di 1.5 mm dall'origine. Con i provini con $\rho = 0,25$ mm sono stati presi in considerazione per l'interpolazione lineare J- Δa solo i punti relativi a propagazioni di rottura inferiori a 1.5 mm, poichè in tal caso le linee di esclusione sono sicuramente verticali (v. discussione seguente). E' qui da notare che, nel caso degli intagli più ottusi, le larghezze sono risultate inferiori a quanto ricavabile dalla norma, se nelle formule colà citate si sostituisce al posto di J_{IC} l'elevato valore di J_c pertinente a provini di tal genere.

Per la individuazione dei valori critici dell'integrale-J applicati alla nucleazione di frattura in campioni con intagli non acuti, non è necessario prendere in considerazione, come nei provini precriccati, la crescita fittizia delle cricca, dovuta all'arrotondamento dell'apice ed usualmente rappresentata dall'equazione: $\sigma_{scorr} = (\sigma_y + \sigma_{uts})/2$ (8). Invero, nel caso dei campioni con ρ piuttosto piccolo non si può a priori escludere un piccolo fenomeno di ulteriore arrotondamento. D'altra parte, si può notare che, in effetti, il livello di J_{IC} qui determinato con i campioni precriccati a fatica secondo la normale procedura ASTM corrisponde quasi esattamente con il valore dell'integrale-J individuato mediante estrapolazione a $\Delta a = 0$ della curva J-R relativa al provino con $\rho = 0,05$ mm. Su questo argomento verranno sviluppate ulteriori considerazioni nel corso della discussione. Si deve infine osservare che, come si poteva prevedere, i risultati determinati con i provini con il massimo ρ giacciono su una linea che punta verso un livello di J_c molto più alto di quello di J_{IC} .

Inoltre le tre curve J-R sperimentali riportate in figura 1 mostrano un parallelismo piuttosto rimarchevole. Si può quindi affermare che il modulo di strappamento ($T = (dJ/da)(E/\sigma_{scorr}^2) \approx 200$) non è influenzato dal raggio di curvatura iniziale della concentrazione di tensione. Il che porta a concludere che l'operazione di precricatura non è strettamente necessaria per l'ottenimento di dati affidabili di meccanica della frattura quando si lavora con acciai dolci. Si deve notare anche, a tale proposito, che il valore di T per l'acciaio in esame è risultato quasi identico a quello determinato per l'acciaio identificato come più tenace fra quelli provati in precedenza (acciaio 1, referenza 8).

I valori critici dell'integrale-J, determinati con la procedura appena descritta, sono stati diagrammati in fig. 2 in funzione del raggio di fondo intaglio. La retta inclinata (a tratteggio) è stata determinata congiungendo con l'origine il valore relativo a $\rho = 0,25$ mm, in accordo con quanto esposto durante la presentazione dell'Eq. 1. Quindi il valore di ρ_{eff} è risultato essere individuato dall'intersezione fra la linea a tratto pieno (l'orizzontale per J_{IC}) e quella a tratto spezzato prima tracciata.

L'analisi della fig. 2 porta in primo luogo a notare la coincidenza fra ρ_{eff} e $\underline{\rho}$, entrambi uguali a circa 0,14 mm. Sebbene l'esatto meccanismo di deformazione plastica che regola tale fenomeno non sia ancora del tutto

chiaro, non è ingiustificato ipotizzare un effetto di ancoraggio delle superfici della frattura durante il loro distacco, dovuto alla presenza al di sopra ed al di sotto della cricca di particelle non metalliche, situate alla distanza media, \underline{s} , le une dalle altre.

Inoltre, passando a considerare la porzione inclinata del diagramma $J_C-\rho$, il coefficiente angolare ricavabile dal calcolo ($\approx 2000 \text{ MN/m}^2$) è un po' più alto di quanto si sarebbe potuto prevedere paragonando fra di loro la frazione in volume attuale e quella degli acciai utilizzati nella serie di esperimenti precedenti. La ragione probabilmente risiede nella resistenza allo snervamento leggermente inferiore relativa all'acciaio ora sottoposto a prova e nel conseguente minore grado di triassialità esistente alla radice degli intagli con $\rho = 0,25 \text{ mm}$, anche a causa della già ricordata limitazione della larghezza. Perciò J_C è risultato un po' più alto di quello che si sarebbe potuto determinare utilizzando una serie di campioni in stato di completa deformazione piana.

Si può quindi concludere che possono essere ottenuti risultati effettivamente affidabili con campioni non precriccati solo se si impiegano provini con larghezza adeguata.

DISCUSSIONE

I risultati finora esposti consentono in primo luogo di confermare che, come si era previsto, la spaziatura fra le particelle di fasi secondarie gioca un ruolo di primo piano fra i parametri che influenzano in varia misura la tenacità alla frattura duttile degli acciai dolci.

Infatti, gli esperimenti condotti su campioni con raggio di fondo intaglio variabile hanno dimostrato una volta di più la congruenza fra il raggio massimo di curvatura a cui perviene l'apice di una precricca di fatica prima della nucleazione della frattura e la spaziatura media fra le inclusioni non metalliche di dimensioni maggiori. E' quindi effettivamente possibile sostituire \underline{s} al posto di ρ_{eff} e quindi passare dalla eq. 3 alla eq. 1.

Inoltre, viene convalidata la possibilità di fare previsioni abbastanza approssimate sui valori di tenacità alla frattura, basandosi primariamente su determinazioni di tipo microstrutturale. A tale proposito, è utile il paragone fra i risultati attuali e quelli dell'acciaio 1 delle note 4 ed 8 (con un valore molto simile dell'inclinazione della porzione inclinata del diagramma $J_C-\rho$). Si può verificare che ad un aumento di \underline{s} del 32% corrisponde una variazione di J_{IC} nello stesso senso e con un ammontare non molto differente (44% ca.).

Quindi, se si devono condurre determinazioni sistematiche della tenacità alla frattura di molti acciai dolci dello stesso tipo, è possibile determinare il valore di J_{IC} relativo ad ognuno di essi conducendo prove su campioni con raggio di fondo intaglio uguale a $0,25 \text{ mm}$, tracciando la retta $J_C-\rho$ che passa per l'origine del campo, entrando verticalmente nel diagramma in corrispondenza di un'ascissa uguale ad \underline{s} e leggendo, infine, il corrispondente valore di J (J_{IC}) sull'asse delle ordinate. Si può dunque evitare la procedura di precricatura, in genere piuttosto gravosa.

La considerazione finale che può essere dedotta dall'analisi del complesso delle sperimentazioni da noi effettuate su acciai al C-Mn a struttura ferritico-perlitica si riferisce alla possibilità di identificare l'inizio della propagazione stabile di una frattura, a partire da una cricca di fatica preesistente, con il momento in cui il fronte della stessa passa oltre la prima schiera di inclusioni e si avvicina alla seconda fila. Se tale ipotesi è vera, allora dovrebbe essere possibile identificare il valore di J_{Ic} sulla curva J-R relativa ad un provino precriccato semplicemente tracciando una retta verticale con un intercetto sulle ascisse uguale a due volte la spaziatura media fra le inclusioni. I risultati riportati in fig. 1, in effetti, confermano tale ipotesi, in quanto si può verificare che ad un ascissa $\Delta a = 0,28$ mm corrisponde, sulla curva J-R determinata con provini precriccati, un valore di J molto simile al J_{Ic} identificato mediante la procedura descritta nella norma ASTM E813-83. Una corrispondenza similare si riscontra considerando le curve J-R ed i valori di \underline{s} relativi agli acciai precedentemente provati (8).

CONCLUSIONI

L'arrotondamento dell'apice di una cricca di fatica prima della sua propagazione stabile sotto carichi crescenti e la serie di fenomeni che ad esso si accompagnano condizionano estesamente il livello di tenacità alla frattura nel caso di rotture elasto-plastiche; quanto maggiore è il raggio di curvatura raggiunto dall'apice prima della frattura, tanto più elevata è la deformazione plastica che si verifica nella zona circostante la concentrazione di tensione e quindi tanto più grande è la tenacità alla frattura del materiale.

In note precedenti (1) (4) gli autori avevano proposto un modello che descriveva il ruolo significativo assunto dai parametri inclusionali nel controllare i processi che intervengono sul fronte di una cricca sotto l'azione di tensioni positive crescenti: arrotondamento, nucleazione di pori attorno a inclusioni non metalliche, allungamento ulteriore dei legamenti ancora esistenti fra i pori fino al loro cedimento ed all'avanzamento globale della rottura. Il complesso degli esperimenti condotti in vari tempi dagli autori su campioni di acciaio al C-Mn con intagli a raggio di fondo variabile ha permesso di stabilire il nesso inequivocabile fra il raggio limite raggiunto dall'apice e la spaziatura media fra le inclusioni di maggiori dimensioni. Perciò si è potuto ora verificare che aumentando \underline{s} , mentre si mantengono costanti le altre caratteristiche microstrutturali, si provoca un aumento corrispondente di J_{Ic} .

I risultati hanno inoltre permesso di confermare la validità di una procedura di determinazione di J_{Ic} per gli acciai dolci, basata su esperimenti di tenacità alla frattura condotti su campioni non precriccati e su prove di metallografia quantitativa.

Per l'identificazione dell'integrale-J applicato ad un campione precriccato alla nucleazione di frattura è stata proposta, infine, una procedura nuova che non fa ricorso ad approssimate valutazioni della crescita fittizia di una cricca durante l'arrotondamento dell'apice.

BIBLIOGRAFIA

- (1) Firrao, D. e Roberti, R., "Interrelation among Microstructure, Crack-tip Blunting, and Ductile Fracture Toughness in Mild Steels", Proceedings of the 6th International Conference on Fracture (ICF6) on "Advances in Fracture Research", Edit. S.R.Valluri et al., Pergamon Press, Oxford, U.K., 1984.
- (2) Smith, R.F. e Knott, J.F., "Crack Opening Displacement and Fibrous Fracture in Mild Steel", in "Practical Applications of Fracture Mechanics to Pressure Vessel Technology", I. Mech. Eng., London, 1971.
- (3) Chipperfield, G.C. e Knott, J.F., Microstructure and Toughness of Structural Steels, Metals Techn., Vol. 2, 1975, pp. 45-51.
- (4) Firrao, D. e Roberti, R., "A Model for Plane Strain Ductile Fracture Toughness", in "Strength of Metals and Alloys", Edit. R.C. Gifkins, Pergamon Press, Oxford, U.K., 1982.
- (5) Hahn, G.T. e Rosenfield, A.R., "Metallurgical Factors Affecting Fracture Toughness of High Strength Aluminum Alloys", Met. Trans. A, Vol. 6A, 1975, pp. 653-668.
- (6) Rice, J.R., "A Path Independent Integral and the Approximate Analysis of Stress Concentration by Notches and Cracks", J. Appl. Mech., Trans. ASME E, Vol. 35, 1968, pp. 379-386.
- (7) Firrao, D. e Roberti, R., "Sui parametri microstrutturali che controllano la tenacità alla frattura degli acciai", Metall. Ital., Vol. 75, 1983, pp. 645-651.
- (8) Roberti, R., Silva, G., Firrao, D., e De Benedetti, B., "Influence of Notch Root Radius on Ductile Rupture Fracture Toughness Evaluation with Charpy-V Type Specimens", Int. J. Fatigue, Vol. 3, 1981, pp. 133-141.

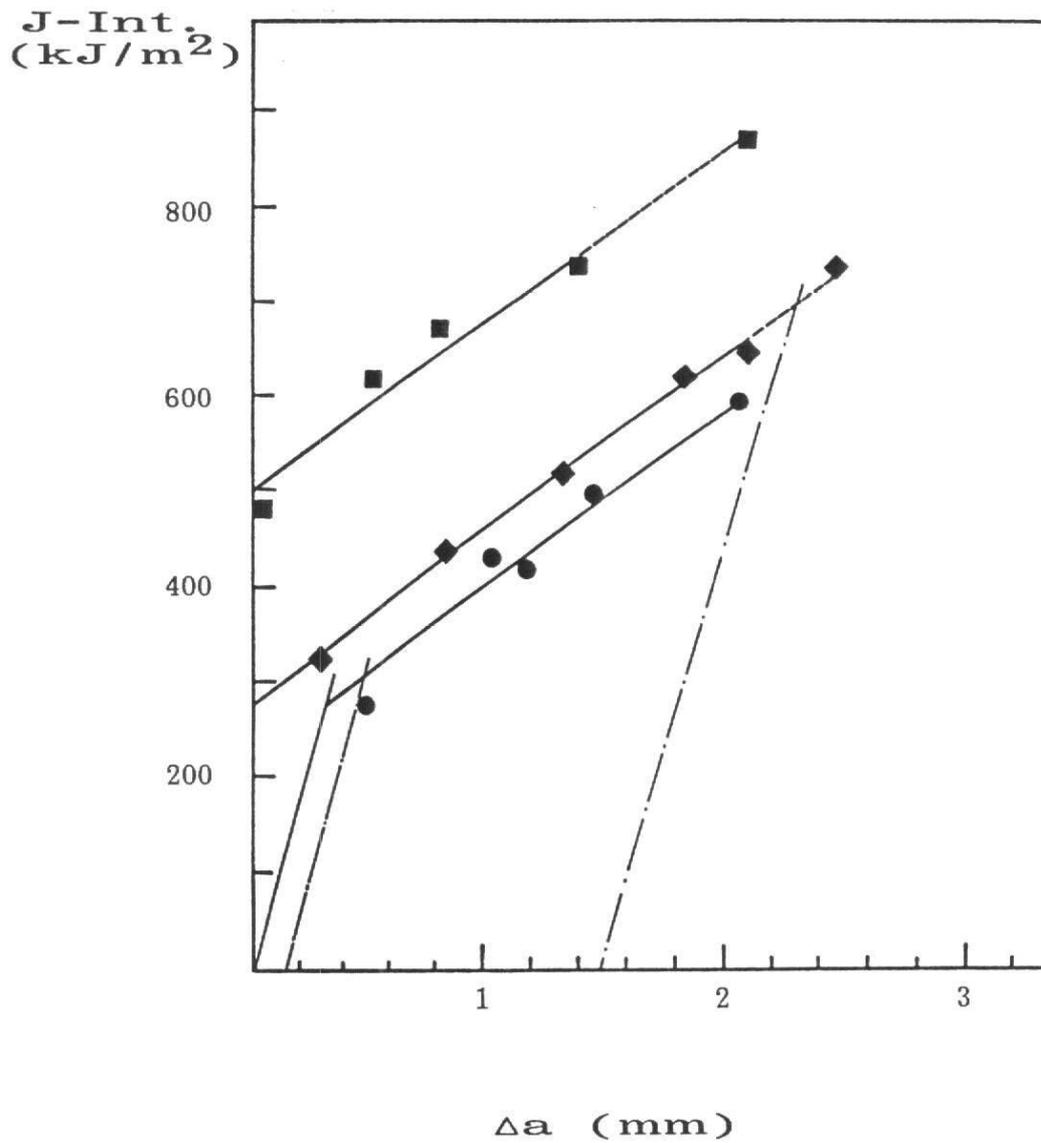
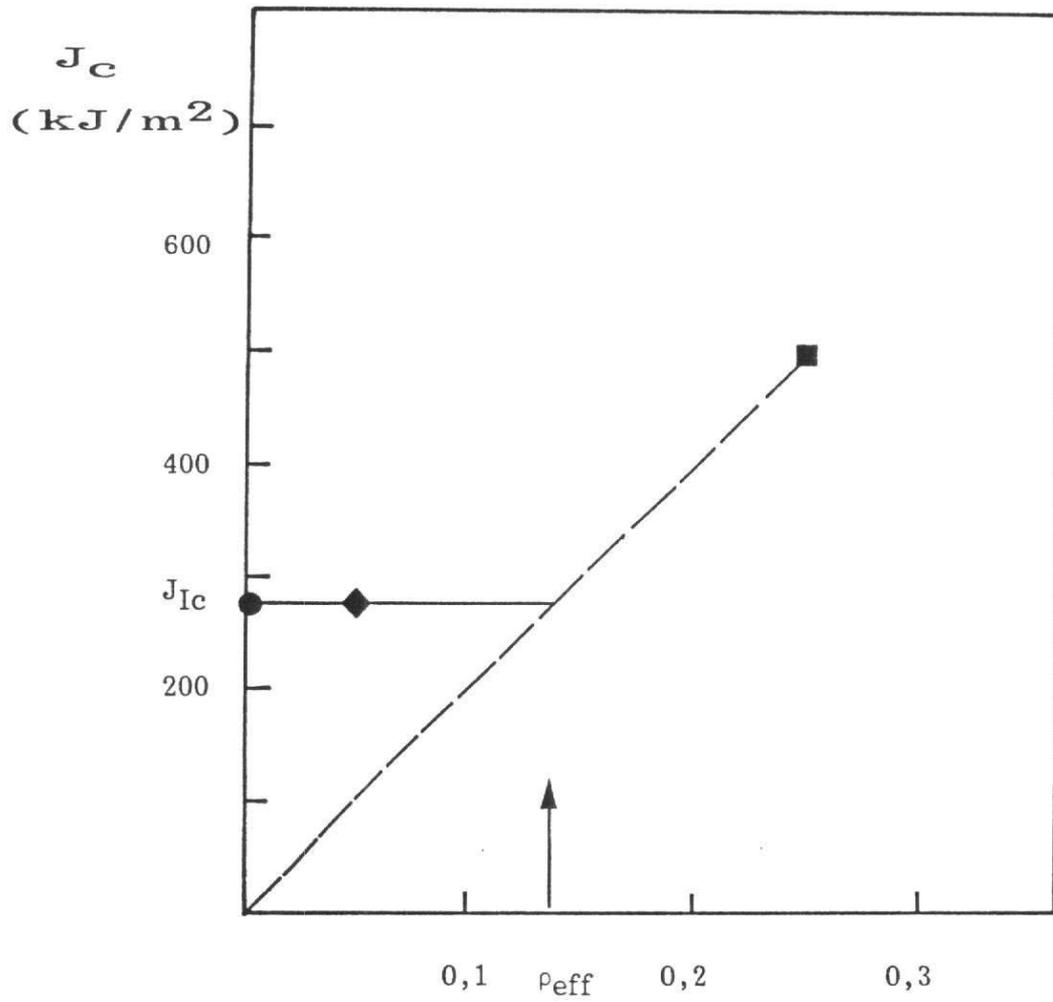


Figura 1 Curva di resistenza alla crescita della cricca in campioni con intaglio acuto e non (•: $\rho \rightarrow 0$; ♦: $\rho = 0,05$ mm; ■: $\rho = 0,25$ mm)



Raggio di fondo intaglio, ρ (mm)

Figura 2 Variazione dell'integrale-J applicato alla nucleazione della frattura in campioni con intagli acuti e non.