



## Sugli effetti d'intaglio elasto-plastici in acciai temprati e rinvenuti: uno studio sperimentale del 1971 ri-esaminato con metodi numerici attuali

P. Russo Spena

*Politecnico di Torino, Dipartimento di Sistemi di Produzione ed Economia dell'Azienda*

P. Matteis, G.M.M. Mortarino, D. Firrao

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

---

**RIASSUNTO.** Nel 1971 Firrao e Spretnak svolsero un ampio studio sperimentale per determinare il fattore di concentrazione delle tensioni elasto-plastico alla frattura, in funzione del fattore di concentrazione delle tensioni elastiche e della temperatura di rinvenimento, usando una serie di campioni di trazione ricavati da lamiere di acciaio AISI 4340, con o senza un intaglio centrale di ampiezza fissa e di raggio di fondo intaglio variabile.

Lo sviluppo e la disponibilità di metodi numerici ad elementi finiti permette ora di riesaminare quei risultati, rimuovendo le ipotesi semplificative che in origine erano state necessarie per poter svolgere i calcoli delle tensioni usando formule analitiche in forma chiusa.

In primo luogo, i fattori di concentrazione delle tensioni elastici sono ora ottenuti da soluzioni tridimensionali ad elementi finiti, rimuovendo la precedente ipotesi di tensione piana, e permettendo di apprezzare l'evoluzione dello stato tensionale all'apice dell'intaglio al decrescere del rapporto tra il raggio di fondo intaglio e lo spessore del campione (da 2,8 a 0,1).

In secondo luogo, si svolgono simulazioni elasto-plastiche dei campioni intagliati usando le curve tensione-deformazione ricavate dai campioni non intagliati, per determinare l'effettivo stato tensionale immediatamente precedente alla rottura (che non poté essere studiato nel lavoro originario per mancanza di opportuni strumenti numerici).

Infine, i risultati ottenuti nelle diverse condizioni di rinvenimento sono confrontati e le conclusioni originarie sono riverificate sulla base dei nuovi calcoli, nonché anche sulla base dei risultati pubblicati successivamente in letteratura.

**PAROLE CHIAVE.** Effetti di intaglio; Simulazione numerica elasto plastica; Acciai

---

### INTRODUZIONE

Nel 1971 Firrao e Spretnak svolsero un ampio studio sperimentale per determinare il fattore di concentrazione delle tensioni elasto-plastico alla frattura, in funzione del fattore di concentrazione delle tensioni elastiche e della temperatura di rinvenimento, usando una serie di campioni di trazione ricavati da lamiere di acciaio AISI 4340, con o senza un intaglio centrale di ampiezza fissa e di raggio di fondo intaglio variabile.

Lo sviluppo e la disponibilità di metodi numerici ad elementi finiti permette ora di riesaminare quei risultati, rimuovendo le ipotesi semplificative che in origine erano state necessarie sia per calcolare i fattori di concentrazione delle tensioni in campo elastico,  $k_e$ , sia anche per stimare il fattore di concentrazione delle tensioni alla frattura (in campo plastico),  $k_{pf}$ .

Nel seguito si descrivono prima gli esperimenti originali [1-4], poi i metodi di calcolo numerico ad elementi finiti qui impiegati per re-interpretare questi esperimenti, ed infine i risultati ottenuti.

---



## METODI SPERIMENTALI

**G**li esperimenti furono svolti su campioni ricavati da lamiere laminare a caldo e ricotte, di spessore nominale 1,78 mm, di acciaio AISI 4340 avente la seguente composizione (percentuali in peso): C 0,37 – Mn 0,7 – P 0,013 – S 0,007 – Cu 0,10 – Ni 1,91 – Cr 0,85 – Mo 0,23. Furono fabbricati sia campioni di trazione ordinari (lisci) di sezione 7,62 x 1,14 mm e di lunghezza del tratto calibrato 50,8 mm, sia campioni di trazione di dimensione 152 x 25,4 x 1,14 mm con un intaglio centrale (perpendicolare all'asse di trazione) di larghezza 10,2 mm con apici circolari di diametro  $\varphi$ , con valori di  $\varphi$  diversi e compresi tra 0,065 e 1,6 mm (figura 1). Gli intagli furono realizzati per elettroerosione.

Tutti i campioni furono poi austenitizzati a 843 °C per 0,5 h e temprati; per minimizzare le deformazioni i campioni furono trattati fra morse, con una sosta a 704 °C per 20 min durante il riscaldamento ed una a 204 °C per 5 min durante la tempra; inoltre, per evitare alterazioni superficiali, tutti questi stadi di trattamento furono svolti in bagni di sali. Infine, i campioni furono trattati a 177 °C per 1 h e poi rinvenuti a 5 temperature diverse: 316, 371, 427, 510 e 593 °C, e raffreddati in aria. Qui sono considerati solo i campioni rinvenuti a 316 °C per 2 h ed a 510 °C per 2,5 h.

Le dimensioni di tutti i campioni furono misurate individualmente, in particolare i raggi di fondo intaglio furono determinati con un misuratore di profili. I campioni furono provati in controllo di spostamento, con velocità 0,5 mm/min, fino a rottura. Furono registrate sia le tensioni ingegneristiche (definite rispetto alla sezione trasversale minima del campione prima della prova) di rottura  $\sigma_F$  dei campioni intagliati, sia le curve di trazione ingegneristiche dei campioni lisci. In particolare, le curve di trazione dei campioni lisci furono registrate con estensimetri elettrici ad alta deformabilità fino alla deformazione ingegneristica 0,015 (Fig. 2); la frattura dei medesimi campioni di trazione lisci è sempre intervenuta per localizzazione della deformazione in superfici inclinate di circa 35° rispetto all'asse di carico [4], quindi senza che si verificasse un importante contributo della strizione all'allungamento totale.

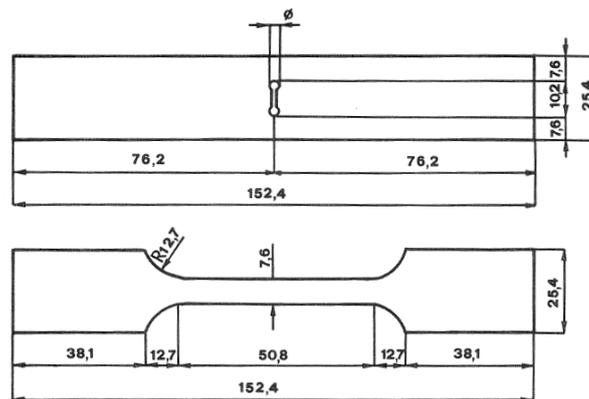


Figura 1: Campioni lisci ed intagliati. Quote in mm. Spessore: 1,14 mm.

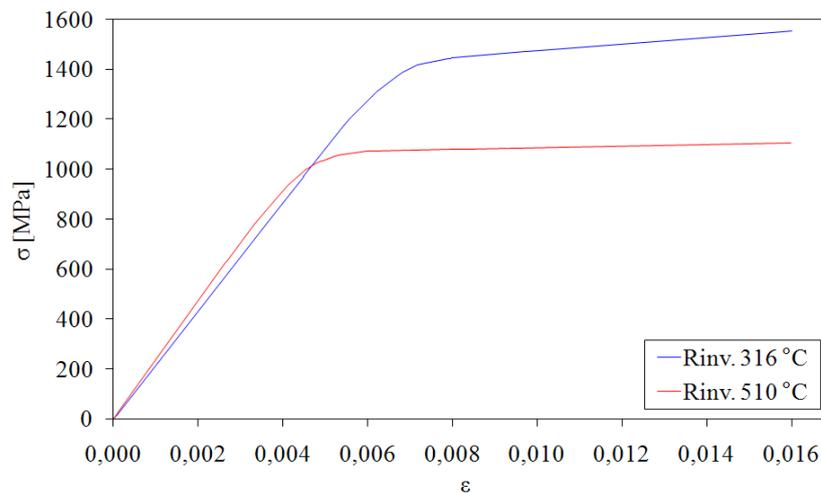


Figura 2: Curve di trazione ingegneristiche dell'acciaio AISI 4340 rinvenuto a 316 o 510 °C.



## METODI DI SIMULAZIONE NUMERICA

Sono state svolte serie di simulazioni numeriche ad elementi finiti allo scopo di studiare lo stato tensionale determinato dagli esperimenti sopra descritti presso gli apice degli intagli, sia in ambito solo elastico che in ambito elasto-plastico. Sono stati svolti i seguenti tipi di calcolo:

- elastico bidimensionale, con ipotesi di tensione piana, con geometria ad 1/4 di campione;
- elastico tridimensionale, con modulo elastico  $E = 200$  GPa e coefficiente di Poisson  $\nu = 0,33$ , con geometria ad 1/8 di campione;
- elasto-plastico tridimensionale, con stessa geometria e costanti elastiche e con il seguente modello plastico: criterio di snervamento di Von Mises, legge di flusso plastico associato, incrudimento isotropo, tensione di flusso plastico con incremento lineare (rispetto alla deformazione vera), con valore iniziale (di snervamento) e pendenza ricavati dalle curve di trazione sopra esposte (Fig. 2), nei due casi di rinvenimento a 316 o 510 °C; in particolare, l'incremento lineare della tensione di flusso plastico è stato supposto valido (estrapolato) anche a valori di deformazione maggiori di quelle esaminate e registrate in tali curve (fino a deformazione vera 0,35 in alcuni casi).

Tutti i calcoli sono stati svolti con una condizione al contorno di tensione imposta; in particolare, nei calcoli elasto-plastici la tensione  $\sigma$  è stata incrementata da 0 a 1535 MPa a passi di 155 MPa nel caso del materiale rinvenuto a 316 °C, e da 0 a 1115 MPa a passi di 80 MPa nel caso del materiale rinvenuto a 510 °C. Queste tensioni (1535 e 1115 MPa) corrispondono approssimativamente alle massime tensioni di rottura  $\sigma_f$  osservate sperimentalmente nei campioni rinvenuti alle due temperature esaminate (315 o 510 °C, rispettivamente).

Ciascun tipo di calcolo è stato ripetuto per 10 diversi diametri di intaglio  $\varphi$ , pari a: 0,14 – 0,16 – 0,20 – 0,25 – 0,32 – 0,43 – 0,61 – 0,92 – 1,6 – 3,2 mm circa.

## RISULTATI NUMERICI

### *Fattori di concentrazione delle tensioni*

Il fattore di concentrazione delle tensioni all'apice dell'intaglio,  $k_e$ , definito come rapporto tra la tensione  $\sigma_{yy}$  (che in questo caso è la tensione principale massima) e la tensione nominale  $\sigma$  definita rispetto alla sezione netta, era stato determinato da Firrao e Spretnak usando la formula analitica di Dixon, valida nell'ipotesi di stato tensionale piano, ovvero:

$$k_e = \sigma_{yy} / \sigma = (1 + 2(a/(\varphi/2))^{1/2})(1 - 2a/W) / (1 + 2a/W)$$

in cui  $a$  è la semiampiezza dell'intaglio (10,2 mm) e  $W$  è la larghezza totale del campione (25,4 mm).

In Fig. 3 la formula di Dixon è confrontata con i risultati dei diversi calcoli ad elementi finiti. In particolare, nel caso dei calcoli tridimensionali, il fattore di concentrazione delle tensioni è stato calcolato in due punti lungo l'apice dell'intaglio: su una superficie ed al centro della sezione.

Si osserva che la formula di Dixon ed il calcolo elastico bidimensionale generano risultati molto vicini; il calcolo elastico tridimensionale, invece, fornisce valori alquanto maggiori e minori se si considera, rispettivamente, il punto al centro o alla superficie, rispettivamente; quest'ultima differenza è tanto più accentuata quanto più è piccolo il diametro dell'apice. I risultati elasto-plastici ottenuti a tensioni elevate sono esposti, nella medesima Fig. 3, in funzione del diametro dell'intaglio iniziale, e pertanto presentano valori molto minori rispetto ai calcoli elastici, perché durante la trazione a tensioni nominali crescenti il diametro dell'apice dell'intaglio aumenta per effetto della deformazione plastica medesima, e quindi il fattore di concentrazione delle tensioni in campo plastico,  $k_p$  diminuisce progressivamente.

Quest'ultimo effetto è illustrato in Fig. 4, in cui  $k_p$  è esposto in funzione della tensione nominale, nella posizione di centro sezione, per le diverse temperature di rinvenimento ed i diversi diametri dei fori esaminati. La riduzione di  $k_p$  è più pronunciata nel caso dell'acciaio rinvenuto a 510 °C, il quale presenta un minor tasso di incrudimento. La deformazione plastica tende a ridurre le differenze tra campioni con diverso diametro iniziale dell'apice dell'intaglio, in particolare ancora nel caso dell'acciaio rinvenuto alla temperatura maggiore.

### *Stati tensionali all'apice dell'intaglio*

Le soluzioni tridimensionali ad elementi finiti permettono di apprezzare l'evoluzione dello stato tensionale all'apice dell'intaglio al decrescere del rapporto tra il raggio di fondo intaglio e lo spessore del campione (da 2,8 a 0,1 circa). Infatti, nel caso elastico (Fig. 5), il rapporto di triassialità  $\sigma_z / (\sigma_x + \sigma_y)$  (essendo  $y$  la direzione di trazione,  $z$  la direzione dello



spessore ed  $x$  la direzione dell'intaglio) ed aumenta progressivamente al diminuire del diametro dell'apice, assumendo valori compresi tra 0,02 per il diametro maggiore e oltre 0,25 per il diametro minore; poiché questo rapporto teoricamente vale 0 per la tensione piana e  $\nu = 0,33$  per la deformazione piana, si conclude che lo stato tensionale all'apice varia progressivamente tra l'uno e l'altro di questi casi ideali al diminuire del diametro  $\varphi$ . Nel caso elasto-plastico, il medesimo rapporto raggiunge, per il diametro più piccolo ed a seguito del massimo carico simulato, valori dell'ordine di 0,4 – 0,45.

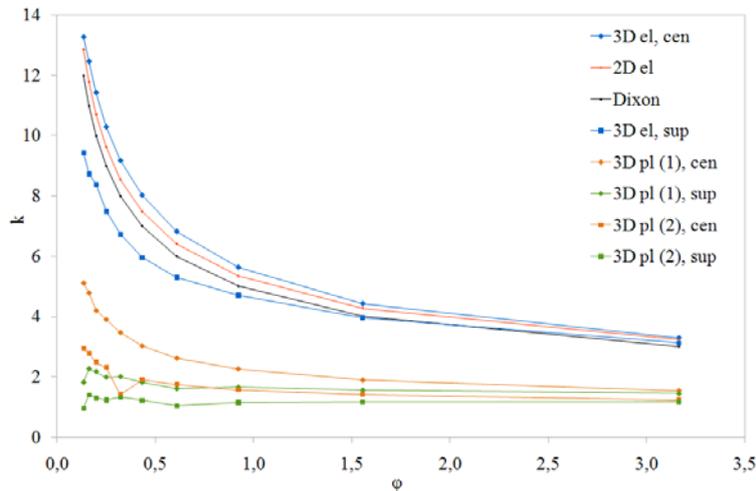


Figura 3: Fattore di concentrazione delle tensioni  $k$  in funzione del diametro dell'apice dell'intaglio. Metodo di Dixon o metodi ad elementi finiti bidimensionale (2D) e tridimensionali (3D) elastici (el) o elasto-plastici (pl) con diverse ipotesi (1: acciaio rinvenuto a 315 °C e tensione nominale 1535 MPa; 2: 510 °C e 1115 MPa), sulla superficie (sup) o al centro (cen).

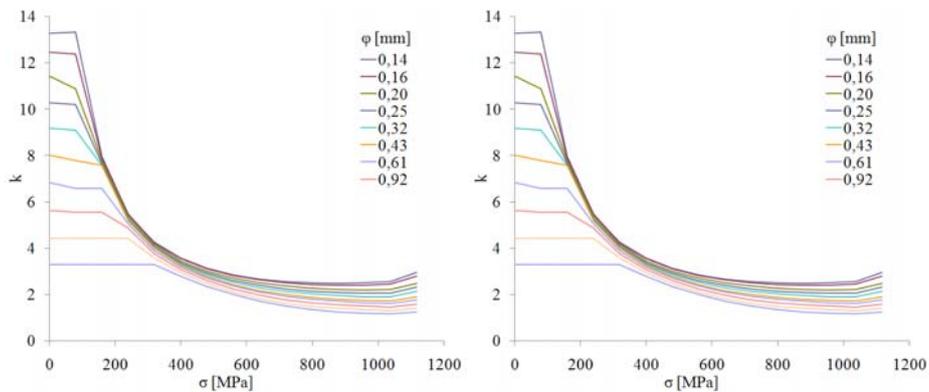


Figura 4: Evoluzione del fattore di concentrazione delle tensioni  $k$  (calcolato al centro della sezione) all'aumentare della tensione  $\sigma$  applicata; acciaio rinvenuto a 315 °C (a) o a 510 °C (b); diversi diametri di apice intaglio [mm].

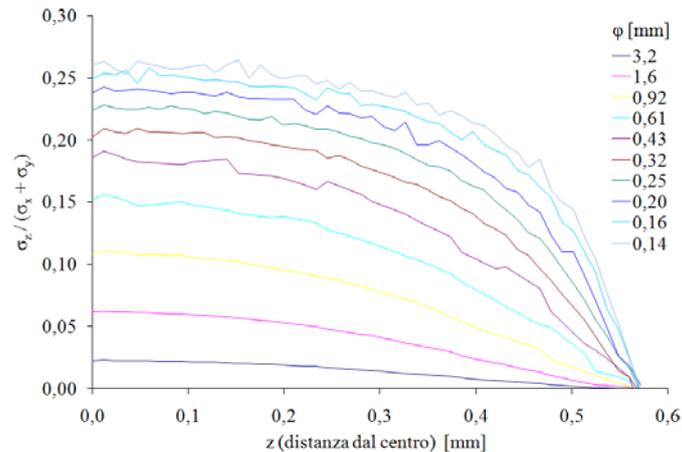


Figura 5: Rapporto di triassialità all'apice dell'intaglio, in funzione della distanza dal centro della sezione e del diametro dell'apice.



## RISULTATI SPERIMENTALI

I risultati sperimentali originariamente furono elaborati usando la formula di Dixon per calcolare  $k_e$  ed ipotizzando che il fattore di concentrazione delle tensioni in campo plastico alla frattura,  $k_{pf}$ , fosse pari a  $R_m / \sigma_f$ , essendo  $R_m$  la tensione di rottura ingegneristica del materiale in assenza di intagli e  $\sigma_f$  la tensione nominale definita come sopra, al momento della frattura.

Qui, invece, i medesimi risultati sono rielaborati in base ai risultati delle simulazioni numeriche sopra esposte; in particolare,  $k_e$  è calcolato in base alla soluzione tridimensionale elastica esposta in Fig 3 (considerando il valore più alto, ottenuto nel centro della sezione), con opportuna interpolazione rispetto al diametro misurato  $\varphi$  dell'apice, e  $k_{pf}$  è ottenuto dalla simulazione elasto-plastica corrispondente alla temperatura di rinvenimento del materiale, interpolando le curve esposte in Fig. 4 rispetto al diametro iniziale  $\varphi$  dell'apice dell'intaglio ed alla tensione di frattura  $\sigma_f$  osservata.

I risultati ottenuti con i due metodi sono esposti in Fig. 6. Mentre il metodo originale di Spretnak e Firrao mostra valori di  $k_{pf}$  sempre vicini ad 1, e lievemente maggiori di 1 soltanto per i valori massimi di  $k_e$  e per la temperatura di rinvenimento minore, l'analisi ad elementi finiti mostra che il fattore  $k_{pf}$  dipende quasi linearmente dal fattore  $k_e$ , con equazioni:  $k_{pf} = 0,3 k_e + 0,55$  per l'acciaio temprato e rinvenuto a 315 °C e  $k_{pf} = 0,16 k_e + 0,67$  per quello rinvenuto a 510 °C. Coerentemente con questi ultimi risultati, il confronto tra le tensioni nominali di frattura  $\sigma_f$  e le soluzioni elasto-plastiche ad elementi finiti mostra che la frattura è intervenuta in generale prima che la sezione netta fosse interamente snervata; in particolare, in tutti i casi esaminati, al termine delle simulazioni elasto-plastiche, cioè con tensioni  $\sigma$  applicate superiori o prossime a  $\sigma_f$ , la deformazione plastica calcolata è ancora nulla nella maggior parte della sezione trasversale minima del campione.

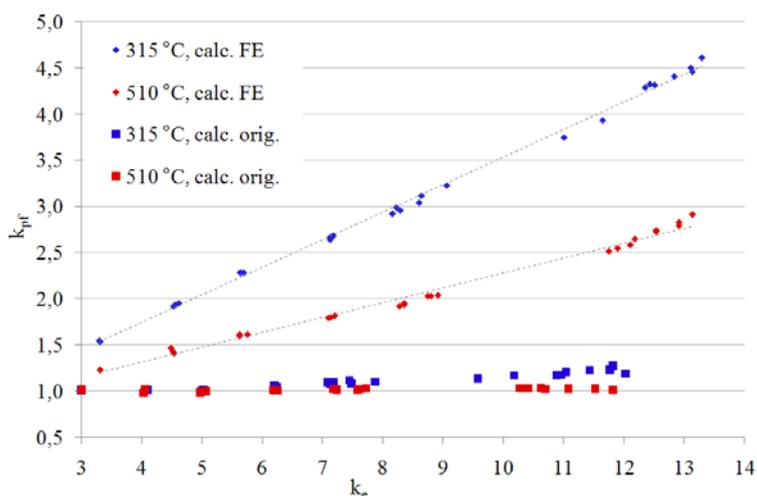


Figura 6: Dati sperimentali elaborati in base al metodo originale o in base ai calcoli FE.

## DISCUSSIONE E CONCLUSIONI

Sono stati ri-esaminati con l'aiuto di simulazioni ad elementi finiti alcune serie di prove sperimentali di trazione di campioni intagliati, con diversi coefficienti di concentrazione degli sforzi, eseguite nel 1971 da Firrao e Spretnak. Il confronto dei dati sperimentali originali con i nuovi calcoli ad elementi finiti ha consentito di chiarire che, diversamente da quanto si era precedentemente ipotizzato:

- 1) lo stato tensionale all'apice degli intagli non è simile in tutta la serie di esperimenti, bensì varia da uno stato di tensione pressochè biassiale e prossimo alla tensione piana, nei campioni con i coefficienti di intaglio elastici più piccoli (cioè con gli intagli con raggio di fondo intaglio più grande), ad uno stato tensionale sensibilmente triassiale e prossimo alla deformazione piana nel caso opposto, nonostante che lo spessore dei campioni fosse uguale, per effetto del diverso rapporto tra il raggio di fondo intaglio e lo spessore;
- 2) sebbene i valori di tensione nominale di frattura dei campioni intagliati siano in molti casi vicini alla tensione di frattura  $R_m$  del materiale in assenza di intagli, le sezioni minime dei campioni con ogni probabilità sono snervate solo in piccola parte (innanzi all'apice dell'intaglio) al momento della rottura;
- 3) conseguentemente, il coefficiente di concentrazione degli sforzi alla rottura è sensibilmente maggiore di 1 (fino



4,5 in alcuni casi), e la tensione principale massima effettiva all'apice dell'intaglio è quindi sensibilmente maggiore di  $R_m$ ;

- 4) gli acciai rinvenuti a temperature diverse presentano comportamenti sensibilmente diversi; in particolare l'acciaio rinvenuto alla temperatura maggiore presenta una minor sensibilità all'intaglio (valori minori di  $k_{pf}$  a parità di  $k_c$ );

Il punto 1) risulta chiaramente dalle simulazioni non solo elasto-plastiche, ma anche elastiche, dunque si può ritenere accertato anche a fronte dell'incertezza causata dalle estrapolazioni implicite nel modello del comportamento plastico del materiale adottato.

In merito al punto 3), è opportuno richiamare il fatto che anche in una prova di trazione di un campione liscio la tensione principale massima immediatamente prima dell'innescio del processo di frattura è sensibilmente maggiore di  $R_m$ , in quanto quest'ultimo valore è convenzionalmente riferito alla sezione iniziale ed ignora gli effetti di triassialità delle tensioni; nel caso in esame è probabile che valori della tensione principale massima molto maggiori di  $R_m$  siano resi possibili, nei casi con raggio di fondo intaglio maggiori, proprio dallo stato di tensione triassiale.

È comunque opportuno notare che i risultati qui esposti sono affetti dall'incertezza derivante dalla forte estrapolazione compiuta per quanto concerne le curve tensione – deformazione, che furono registrate con estensimetri elettrici solo fino alla deformazione 0,015.

## BIBLIOGRAFIA

- [1] D.Firrao, J.W. Spretnak, "An Evaluation of the Gerard-Papirno Ductility Ratio Characterization of Notch Ductility in High Strength AISI 4340 Steel", Ohio State University Research Foundation Report No. COO-2048-2 to the U.S. Atomic Energy Commission, Columbus, OH, U.S.A., (1971) 1.
- [2] D.Firrao, J.W. Spretnak, in Proceedings of the International Conference on Mechanical Behavior of Materials (ICM) - Kyoto (Japan), 3 (1971) 987.
- [3] D.Firrao, B. De Benedetti, Atti V° Convegno Nazionale A.I.A.S., Bari, (1977) 36.1.
- [4] J.W. Spretnak, D. Firrao, Metall. Ital., 72 (1980) 525.