

MISURE DI DANNO DUTTILE SU ACCIAIO A533B IN DIFFERENTI REGIMI DI TRIASSIALITÀ

Nicola Bonora⁽¹⁾, Domenico Gentile⁽²⁾ e Golam Newaz⁽³⁾

(1) Dipartimento di Ingegneria Industriale, Università di Cassino ,

Via G. Di Biasio 43, 03043 Cassino

(2) Dipartimento di ICMMPM, Università di Roma "La Sapienza",

Via Eudossiana 18, 00136 Roma

(3) Mechanical Engineering Department, Wayne State University, Detroit (40202 MI), USA

Sommario

Il processo di cedimento duttile su scala macroscopica può essere descritto con successo attraverso l'impiego di modelli fondati sul meccanismo microscopico di nucleazione e crescita di microvuoti. Tutti i modelli costitutivi proposti richiedono la determinazione di alcune costanti proprie del materiale in esame. Nel presente lavoro è stato scelto un modello di danno non lineare indipendente dal materiale e sono state realizzate una serie di prove per la determinazione della legge di evoluzione del danno e gli effetti su i parametri di danneggiamento dovuti ad un stato di sforzo triassiale. I risultati sperimentali sembrano confermare che lo stato di sforzo triassiale, oltre a ridurre la deformazione a rottura, non modifica in maniera sensibile il valore della deformazione di soglia per la quale si attivano i processi di danno.

Abstract

The ductile failure process on macroscopic scale can be successfully described with a model based on the microscopic mechanism of nucleation and growth of microvoids. All the proposed constitutive models require the determination of some constants characteristic of the material under investigation. In this paper a non-linear damage model, material independent, was chosen. A number of experimental tests, to determine the damage kinetic evolution equation with plastic strain and the triaxiality effect on damage parameters, were performed. Experimental result seems to confirm that triaxial state of stress, even if strongly reduces the strain to failure, does not affect the value of the damage threshold strain at which damage process initiates.

1. Introduzione

La possibilità di poter utilizzare la proprietà di un metallo di deformarsi plasticamente, al fine di aumentare la resistenza strutturale, è condizionata dalla effettiva comprensione del fenomeno di rottura duttile e dalla capacità di simulazione e previsione.

Gli studi sul fenomeno di cedimento duttile realizzati inizialmente da Rice e Tracy [1] e McClintock [2] hanno sottolineato il ruolo chiave svolto dai microvuoti che nucleano in corrispondenza delle inclusioni fragili come carburi e solfuri.

La possibilità di prevedere il comportamento macroscopico di un materiale in cui, in seguito all'accumularsi di deformazione plastica, si attivi il processo di nucleazione e crescita dei microvuoti è stato l'oggetto di molti studi. Essenzialmente i modelli proposti possono essere raccolti in due tipi di approccio. I modelli che si rifanno ad una formulazione costitutiva di meccanica del continuo e che vanno sotto il nome di *Continuum Damage Mechanics* (CDM) [3], ed, in alternativa, i modelli alla Gurson [4] in cui la funzione di snervamento tiene conto dell'aumentare del danno duttile attraverso una variabile di porosità.

Tutti i modelli, a prescindere dall'approccio seguito, richiedono la determinazione di alcuni parametri caratteristici del materiale in esame.

In alcuni di questi modelli i parametri non hanno alcun significato fisico. E' questo il caso dei modelli di danno alla Gurson in cui la *porosità* è solo una variabile di *softening* che non ha alcuna correlazione con l'effettiva porosità del materiale. Al contrario, nei modelli alla Lemaitre (o di CDM), il danno ed i parametri ad esso associati sono direttamente collegati a proprietà fisiche del materiale in esame.

In ogni caso, prescindendo dallo specifico modello di danno considerato, l'identificazione sperimentale dei parametri di danno svolge un ruolo fondamentale e condiziona l'effettiva possibilità di impiego di questi modelli come strumento efficace di previsione.

In questo lavoro viene presentata la procedura utilizzata per identificare i parametri di danno di un acciaio A533B. La campagna di prove condotte presso il *Mechanical Engineering Department* di *Wayne State University*, ha avuto il duplice obiettivo di determinare la legge di evoluzione del danno nel caso monoassiale e l'effetto dovuto alla presenza di uno stato triassiale di sforzo su i parametri di danneggiamento.

2. Il Modello di Danno

I modelli di danno sono essenzialmente di due tipi. Nei modelli di danno alla Gurson, gli effetti del progressivo danneggiamento sono determinati in base all'accumulo di una variabile di porosità con il progredire della deformazione plastica. La legge di evoluzione della porosità è, di fatto, ipotizzata a priori. Gurson [4] propose un legame lineare tra porosità f e deformazione plastica equivalente p . Successivamente Tvergaard e Needleman [5] hanno proposto una legge a due pendenze in modo da includere l'effetto di accelerazione della crescita di porosità durante la fase di coalescenza dei microvuoti. I parametri di danno, a seconda delle formulazioni utilizzate, possono arrivare fino ad otto. L'identificazione sperimentale di tanti parametri, di cui nessuno riconducibile ad un'effettiva proprietà meccanica del materiale, è complessa e lascia un ampio margine di incertezza sul grado di accuratezza dei singoli valori trovati. Normalmente, l'identificazione viene effettuata attraverso un processo iterativo in cui, per la geometria in esame, la scelta dei parametri viene aggiornata sulla base di un confronto tra la curva carico-spostamento calcolata e quella sperimentale.

Nei modelli alla Lemaitre, o di CDM, l'insieme delle equazioni costitutive per un materiale danneggiato viene ricavato sulla base di alcune ipotesi elementari: l'equivalenza delle deformazioni tra micro e macro scala; l'esistenza di un potenziale di dissipazione per la variabile di danno analogo a quello per la deformazione plastica; la possibilità di utilizzare lo stesso schema di equazioni costitutive proprio del materiale privo di danno sostituendo il tensore degli sforzi con quello effettivo.

In questo tipo di modelli la scelta del potenziale condiziona la legge cinetica di evoluzione della variabile di danno con l'aumentare della deformazione plastica. Tuttavia il danno, ovvero la progressiva perdita di rigidità del materiale, può essere misurato direttamente sul materiale. L'osservazione sperimentale diretta consente quindi la verifica delle ipotesi scelte a fondamento del modello adottato.

Storicamente, la scelta del potenziale proposto da Lemaitre conduceva ad una legge di evoluzione del danno di tipo lineare verificata solo per alcuni metalli come il rame puro. Successivamente Chandrakanth e Pandey [6] hanno proposto un differente potenziale di danno al quale è associata una legge di evoluzione di tipo esponenziale, anch'essa valida solo per alcuni acciai. Recentemente, Bonora [7] ha proposto un modello di danno non lineare indipendente dal tipo di materiale in esame. In questo modello cinque sono i parametri del materiale che determinano in maniera univoca la legge di evoluzione del danno con la deformazione plastica: a) la deformazione uniassiale di soglia per la quale i processi di danno hanno inizio, ϵ_{th} ; b) la deformazione uniassiale a rottura per cui la variabile di danno ha raggiunto il suo valore critico, ϵ_f ; c) il valore del danno critico a rottura D_{Cr} ; d) il valore iniziale del danno presente nel materiale D_0 ; e) l'esponente di danno α .

Il cinque parametri sono riducibili a quattro assumendo pari a zero il danno iniziale per il materiale vergine. Si osservi come tutti parametri corrispondano a proprietà fisiche del materiale che possono essere misurate direttamente senza bisogno di operazioni di aggiustamento come nel caso dei modelli alla Gurson.

Il danno in questo caso è definito operativamente come la riduzione progressiva del modulo di Young:

$$D = 1 - \frac{E_{eff}}{E_0}$$

dove E_0 è il modulo di Young del materiale vergine e E_{eff} è quello del materiale danneggiato.

3. Misure Sperimentali di Danno e Discussione dei Risultati.

L'evoluzione della variabile di danno per un acciaio A533B è stata misurata sperimentalmente attraverso un'accurata ed estesa campagna di prove.

Concettualmente la misura del danno è assai semplice: attraverso l'impiego di un provino di trazione, opportunamente estensimetrato, si procede ad una serie progressiva di rampe di carico e scarico a livelli di spostamento imposto crescenti. L'estensimetro fornisce la misura della deformazione localmente prodotta nel provino mentre la rampa di scarico permette la misura del modulo di Young. In questo modo al progredire della deformazione plastica si segue la progressiva riduzione del modulo elastico.

Putroppo, dal punto di vista operativo le difficoltà sono molteplici. Per consentire la localizzazione delle deformazioni plastiche, e quindi del danno, il provino deve essere opportunamente sagomato. Questa operazione consente di conoscere in anticipo il punto in cui il danno si svilupperà e quindi di posizionare l'estensimetro.

L'uso di estensimetri piccoli è condizionato dall'alta localizzazione degli effetti di danno; effetti che rimangono limitati alla zona di processo e che si avvertono nella macroscale solo al termine del processo di danno in corrispondenza della formazione di una macrocricca, ovvero poco prima del cedimento.

L'uso di estensimetri è limitato dal valore massimo di deformazione misurabile, spesso di molto inferiore al valore di deformazione a rottura del materiale. Pertanto, è quasi sempre necessario ricorrere ad una tecnica ad estensimetri multipli. Questa tecnica consiste nell'applicare un primo estensimetro e procedere alla deformazione del provino fino a raggiungere il valore massimo di deformazione sopportabile dall'estensimetro stesso: in questo campo di deformazione vengono effettuati le diverse misurazioni di E . Una volta raggiunto questo limite di deformazione con l'ultima rampa di carico, si procede allo scarico completo, alla rimozione dell'estensimetro ed al posizionamento di un nuovo estensimetro. La prima rampa di carico fino al valore del carico precedentemente raggiunto consentirà di verificare, attraverso il confronto con l'ultima misura di E , eventuali errori di posizionamento che dovranno essere tenuti in conto nelle successive misurazioni.

Questa procedura oltre ad essere terribilmente tediosa, ogni rimozione richiede la pulitura completa della

superficie prima di collocare un nuovo estensimetro, è molto delicata in quanto è sufficiente che un solo estensimetro, durante una rampa di carico, superi inavvertitamente il proprio limite di operatività per perdere irrimediabilmente il controllo della deformazione plastica effettivamente applicata invalidando la prova. La presente sperimentazione condotta su un acciaio A533B ha evidenziato altre difficoltà che precedentemente non erano state osservate da Bonora *et al.* [8] su altri materiali. Il materiale in esame è un acciaio basso legato tradizionalmente utilizzato sia in applicazioni off-shore sia in ambito nucleare per la sua elevata deformabilità a rottura, basso snervamento ed elevata tenacità alla frattura. In tabella 1 vengono riportati i valori essenziali di riferimento per le principali proprietà meccaniche.

E [MPa]	ν	σ_u [MPa]	σ_y [MPa]	Z [%]	A [%]
206900	0.3	597	445	24	69

Tabella 1 – Proprietà tipiche per un acciaio A533B

L'elevata deformazione a rottura necessariamente ha richiesto l'impiego di una tecnica a più estensimetri. Gli estensimetri appositamente consigliati per questo tipo di materiale, (3.0x6.0 mm) vengono incollati per mezzo di un adesivo epossidica bicomponente che viene fatto polimerizzare in forno o a temperatura ambiente secondo i tempi suggeriti dal fornitore.

Ogni ciclo di carico e scarico parziale, di fatto, si traduce in una misura del modulo di Young. La prima difficoltà che si è presentata è stato il sistematico cedimento dell'incollaggio dopo una serie limitata di scarichi. Si osservi che in nessun caso la fase di scarico è stata condotta in modo da provocare compressione sull'estensimetro. Questo inconveniente si traduce in un ancor più limitato campo di deformazione utilizzabile per ogni singolo estensimetro. Se l'estensimetro viene utilizzato in una prova di sola trazione, senza scarichi, è in grado effettivamente di coprire un campo di deformazione nominale del 20% (effettiva del 15%); se utilizzato in una serie di carichi e scarichi il limite operativo in ϵ si riduce al 5-6%.

La seconda difficoltà che si è presentata, e della quale non v'è alcuna notizia in letteratura, è legata al fenomeno del *necking* che comincia ad aver luogo molto prima del cedimento del materiale. In corrispondenza del *necking* non solo si ha un'improvvisa accelerazione dell'accumulo di deformazione a parità di spostamento imposto sulla sezione remota, ma esso è accompagnato da una perdita di planarità della sezione dovuta ad uno stato tridimensionale di deformazione. La superficie del provino, di fatto inizialmente piana, si corruga e diviene ondulata con conseguente scollamento dell'estensimetro. Nel caso in cui fosse possibile riprendere la prova, il posizionamento di un nuovo estensimetro risulta praticamente impossibile. Questo di fatto si traduce nell'impedimento di poter misurare l'evoluzione del danno nella fase precedente la rottura. Le misure di danno sono state effettuate con il duplice intento di misurare l'evoluzione del danno in regime monoassiale di sforzo e di valutare, attraverso l'uso di opportune geometrie di provino, l'effetto di differenti livelli di triassialità. Le geometrie prese in esame sono state complessivamente cinque:

- provini di trazione piatti a sezione rettangolare secondo norma ASTM impiegati per la misurazione delle proprietà meccaniche del materiale: rigidità, carico di snervamento, carico a rottura, allungamento a rottura, etc.
- provini a clessidra ottenuti a partire da provini di trazione per le misure monoassiali di danno;
- provini piatti a sezione rettangolare con intaglio di 2, 4 e 10 mm in corrispondenza della sezione di mezzzeria. L'intaglio genera un rapporto di triassialità in una condizione di *proportional loading*.

In figura 1 vengono riportate le differenti geometrie e le dimensioni dei provini.

Sono state ripetute quattro prove per ogni geometria e per ogni prova sono state acquisite in tempo reale lo spostamento della traversa, il valore del carico ottenuto dalla cella, la deformazione di un clip gauge posizionato a cavallo della sezione di prova ed il valore di deformazione dello strain gauge. Ogni prova ha

richiesto mediamente l'utilizzo di quattro estensimetri.

Le prove effettuate su provini a clessidra sono servite per la determinazione della curva di danno in regime uniassiale di sforzo. I risultati delle differenti prove sono riportate in figura 2. Anche se la tendenza generale della legge di evoluzione risulta chiara si è osservata una certa dispersione sulle misure del danno. Con queste misure sono stati identificati i parametri di danno presenti nel modello di Bonora e riassunti in tabella 2.

ϵ_{th}	ϵ_f	D_0	D_{cr}	α
0.001	0.37	0.0	0.55	0.503

Tabella 2 – Valori identificati per i parametri di danno

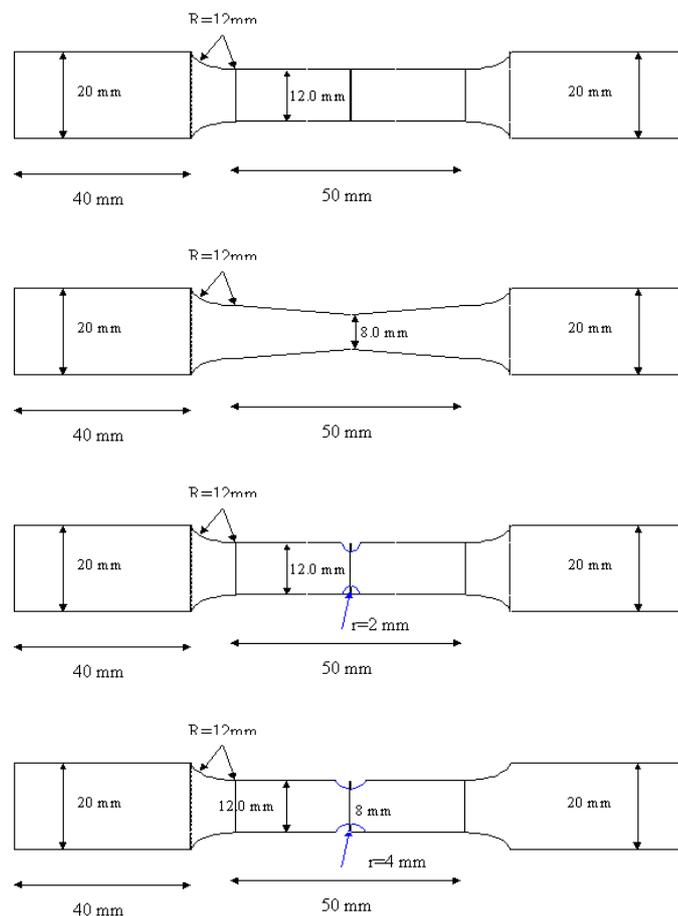
Successivamente l'operazione di misura del danno è stata ripetuta per i provini intagliati. La presenza dell'intaglio, una volta plasticizzata l'intera sezione netta resistente, induce al centro del provino un valore di triassialità pressoché costante per ogni raggio di intaglio ed indipendente dal carico. Bonora *et al.* [9] hanno dimostrato come il fattore di triassialità, in valore assoluto, risulti essere anche funzione del coefficiente di incrudimento della curva elasto-plastica. Per le geometrie in esame sono stati determinati i seguenti valori di triassialità:

$$R=2 \text{ mm } \sigma_m/\sigma_{eq} = 1.5$$

$$R=5 \text{ mm } \sigma_m/\sigma_{eq} = 1.1$$

$$R=10 \text{ mm } \sigma_m/\sigma_{eq} = 0.9$$

$$R=\infty \text{ mm } \sigma_m/\sigma_{eq} = 0.33$$



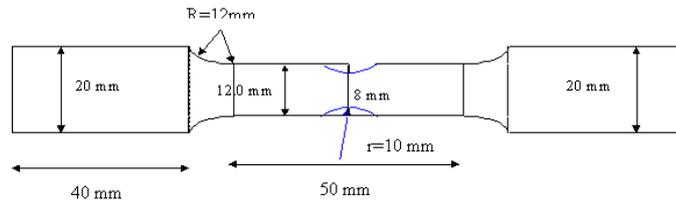


Figura 1 – Geometrie e dimensioni dei provini utilizzati per la misura del danno.

In figura 2 viene riportato un esempio tipico di curva sforzo vero-deformazione vera, con i diversi carichi e scarichi e le sostituzioni degli estensimetri per un provino HG. In questo caso l'inizio del *necking* avviene intorno a valori di deformazione di circa 0.13 mentre per valori di deformazione superiori a 0.3 lo sforzo vero inizia a decrescere per effetto del danno. Infatti, la sezione effettivamente resistente è minore di quella misurata sulla base della conservazione dei volumi plastici, proprio per effetto delle cavità che si stanno formando.

In figura 3 viene riportato il confronto tra le misure di danno ottenute in regime monoassiale di sforzo su provini HG insieme all'andamento previsto dal modello di danno non lineare proposto da Bonora. Questo tipo di misurazioni, nonostante manchino dati immediatamente precedenti la rottura, confermano una legge di evoluzione ad S come discussa in [7].

In figura 4 vengono invece messi a confronto le misure di danno relative alle varie geometrie: provini a clessidra (HG), raggio 2, 5 e 10 mm insieme alla evoluzione del danno monoassiale predetta con il modello di Bonora..

Si osservi come al diminuire del raggio di intaglio, e quindi all'aumentare della triassialità, le misure di danno non subiscano una significativa modifica per bassi valori di deformazione mentre significative variazioni rispetto al caso monoassiale si riscontrano per elevati valori di deformazione. Questo risultato sembra confermare come lo stato di triassialità non influenzi il valore della deformazione di soglia né la crescita dei microvuoti almeno nel primo stadio di evoluzione del danno.

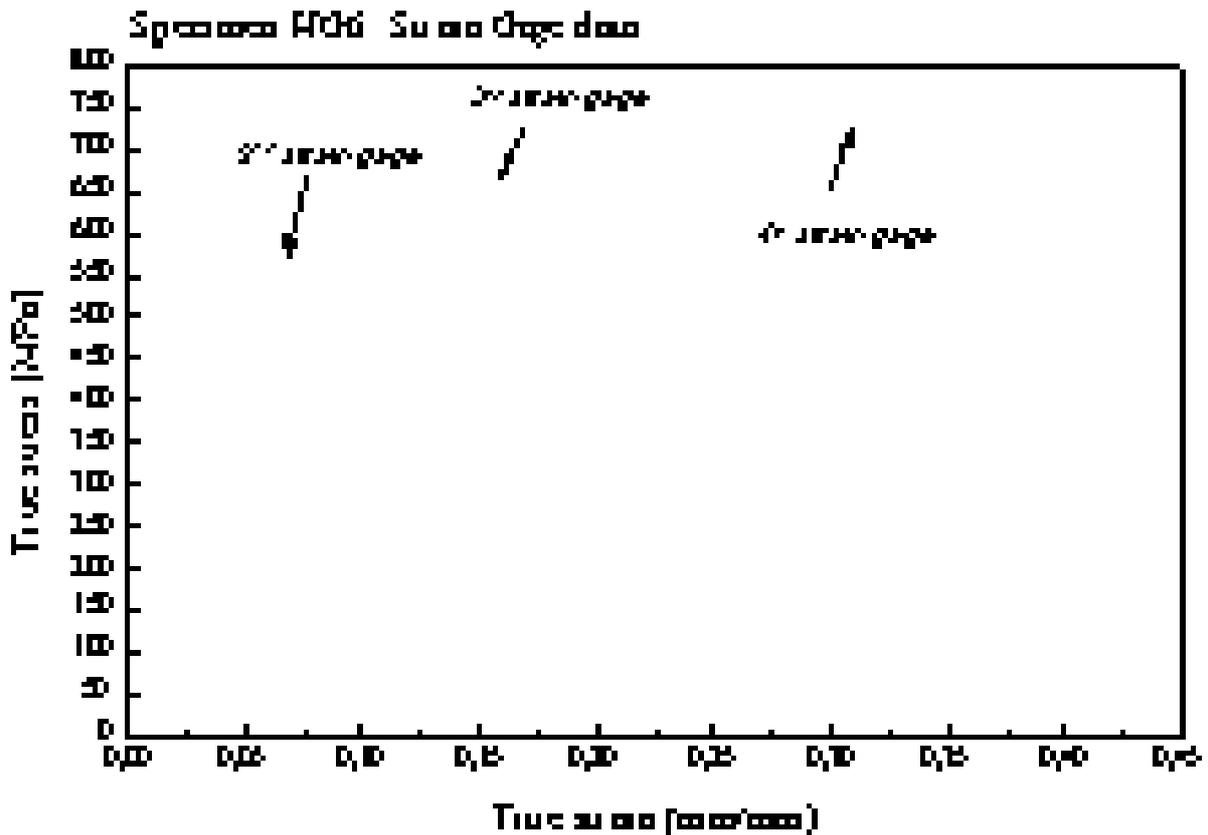


Figura 2 – curva deformazione vera tensione vera ottenuta con la tecnica degli estensimetri multipli.

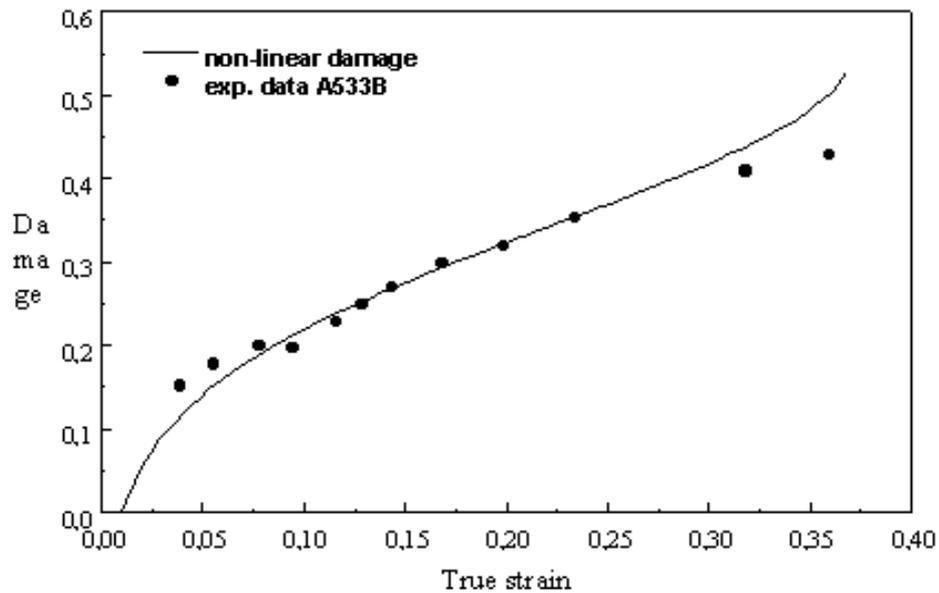


Figura 3 – Legge di danno in regime uniassiale di sforzo

La ripetizione delle prove ha confermato la qualità delle misure ma ha anche sottolineato la presenza di una significativa dispersione sperimentale legata al grado di disomogeneità del materiale. Questo consente di concludere che una sola prova, come spesso si osserva in letteratura, non è sufficiente per identificare con accuratezza i parametri di danno del materiale.

Queste misure hanno confermato la natura altamente non lineare del legame tra danno e deformazione plastica e la necessità di ricorrere a modelli generali, non specifici del materiale in esame, come quello utilizzato in questo lavoro. Infine, l'effetto della triassialità è fondamentale nella determinazione dei parametri di danno e pertanto la scelta della geometria di provino deve essere fatta sulla base di queste considerazioni al fine di ottenere misure obiettive.

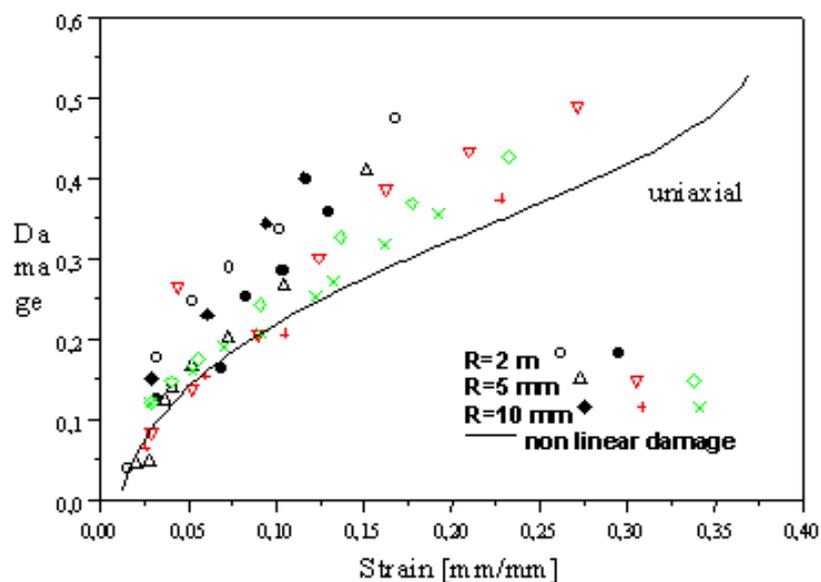


Figura 4 – Misure di danno ottenute sulle differenti geometrie di provino

4. Bibliografia

[1] Rice J.R. and Tracy D.M., *J. Mech. Phys. Solids*, Vol. 17, pp. 210-217, 1969.

[2] McClintock F.A., *J. Appl. Mech.*, Vol. 35, pp. 363-371, 1968.

[3] Lemaitre J., *Engn. Fract. Mech.*, Vol. 25, No. 5/6 pp.523-537, 1986.

[4] Gurson A.L., *J. Engn. Mat. Tech.*, Vol. 99, pp.2-15, 1977

[5] Needleman A. and Tvergaard V., *J. Mech. Phys. Solids*, Vol. 32, pp. 461, 1984.

[6] Chandrakanth S. and Pandey P.C. *Int. J. Fract.*, Vol.60, R73-R76, 1993.

[7] Bonora, N., *Engn. Frac. Mech.*, **58**, n°1/2, pp.11-28, 1997

[8] Bonora N., Cavallini M., Iacovello F. and Marchetti M., *Localized Damage III Computer-Aided Assessment and Control*, Ed. M.H.Aliabadi, A. Carpinteri, S. Kalisky and D.J. Cartwright, Computational Mechanics Publication, Southampton Boston (1994), pp. 657-665.

[9] Bonora N., Gentile D. e Iacoviello F., *Atti del XII Convegno Nazionale Gruppo Italiano Frattura*, pp.93-102, Parma, Giugno 1996.

Atti del convegno

[[Precedente](#)] [[Successiva](#)]

Versione HTML realizzata da

