

Triassialità e Rottura Duttile in Provini Cilindrici con Intaglio Circonferenziale

N. Bonora⁽¹⁾, D. Gentile⁽²⁾, F. Iacoviello⁽¹⁾ e U. Bilardo⁽²⁾

(1) Dipartimento Ingegneria Industriale
Università degli Studi di Cassino
Via Zamosch 43, 03043 Cassino (FR)
E-mail: nbonora@serv.ing.unicas.it
iacov@serv.ing.unicas.it

Dipartimento ICMMPM
Università degli Studi di Roma "La Sapienza"
Via Eudossiana 18, 0144 Roma
E-mail: domenico@imagemp.ing.uniroma1.it
bil@imagemp.ing.uniroma1.it

SOMMARIO

Uno dei processi microstrutturali principali per la rottura duttile è la crescita dei microvuoti che si formano nel materiale in corrispondenza delle inclusioni o dei precipitati di seconda fase. Questo processo, altamente localizzato nella microstruttura del materiale, implica un progressivo deterioramento delle proprietà meccaniche locali riducendo la capacità del materiale di sostenere i carichi. La coalescenza dei vuoti comporta la formazione di una o più cricche macroscopiche che riducono la sezione effettivamente resistente portando velocemente la struttura al collasso. Il fenomeno della crescita di microvuoti è fortemente condizionato dallo stato di triassialità e dal livello di deformazione plastica. In questo lavoro viene presentato uno studio sistematico dello stato di triassialità e dello sviluppo di deformazioni plastiche nei provini cilindrici con differenti raggi di intaglio circonferenziali. Nel presente lavoro sono stati analizzati cinque differenti raggi di intaglio a parità di sezione minima resistente. Per ognuna delle geometrie esaminate, è stata determinata l'evoluzione in regime elasto-plastico dello stato tensionale e della triassialità. Lo studio è stato poi ripetuto per quattro differenti coefficienti di incrudimento della legge di Ludwik. La possibilità di impiegare questo tipo di geometrie di provino per la misura della legge di evoluzione del danno in regime multiassiale di sforzo è stata analizzata confrontando la risposta costitutiva del materiale ottenute utilizzando un modello di danno alla Gurson.

PAROLE CHIAVE: Danno, Plasticità, Integrità strutturale, Triassialità

INTRODUZIONE

Lo sviluppo di criteri di progettazione avanzati per applicazioni non convenzionali di componenti metallici per l'industria petrolifera, nucleare ed aerospaziale, che operano in condizioni di carico e di temperatura per cui si hanno intense deformazioni plastiche, non può prescindere dallo studio dei processi di rottura duttile. In passato McClintock [1], Tipper [2] e Rice e Tracy [3] hanno identificato nel processo di nucleazione, crescita e coalescenza di microvuoti il meccanismo attraverso cui la rottura duttile si sviluppa in un metallo. Recentemente, si è tentato di affrontare il processo di rottura duttile attraverso l'impiego della meccanica del continuo riformulando l'espressione del legame costitutivo del materiale sulla base dei processi irreversibili, quali la formazione di microvuoti, che hanno luogo nella microstruttura. Osservazioni sperimentali, (Le Roy [4]) hanno evidenziato un legame diretto tra il processo di deformazione plastica ed il deterioramento del materiale. Deterioramento che si manifesta attraverso una progressiva perdita di rigidità dovuta alla riduzione dell'area effettivamente resistente in seguito alla formazione di microvuoti, microcricche ed alla loro interazione. Negli ultimi dieci anni sono stati proposti molti modelli di danno nel tentativo di dare una descrizione sempre più consistente del fenomeno di rottura duttile. Gurson [5] ha proposto un modello di danno basato sul progressivo *softening* indotto dall'aumento della porosità nel materiale durante il processo di deformazione plastica. Needleman e Tvergaard [6] hanno modificato il modello di Gurson per tener conto dell'accelerazione che subisce il processo di deterioramento per effetto della coalescenza dei microvuoti. Lemaitre [7] e Lemaitre e Chaboche [8] hanno formulato un sistema di equazioni costitutive per un materiale danneggiato identificando diverse scale dimensionali per i processi di danno e per la struttura, tenendo conto dell'elevata localizzazione degli effetti associati al danneggiamento fino alla comparsa di una cricca macroscopica. Tai [9] e Chandrakanth S. e Pandey [10] hanno modificato il modello di Lemaitre per tenere conto della non linearità della legge di evoluzione del danno peraltro evidenziata dai risultati sperimentali discussi in [4]. Bonora [11] ha recentemente proposto un nuovo modello di danno non lineare che tiene conto del processo di nucleazione, crescita stazionaria e coalescenza dei microvuoti. Questo modello, consente di prevedere una differente legge di evoluzione del danno a seconda del legame tra la matrice duttile e le inclusioni fragili presenti nella microstruttura.

E' noto che uno stato di sforzo multiassiale modifica il processo di crescita dei microvuoti. Pertanto un modello di danno consistente dovrebbe essere in grado di prevedere l'evoluzione della variabile di danneggiamento in regime di bassa ed alta triassialità. Il modello proposto in [11] sembra essere estremamente accurato nella previsione della rottura duttile per differenti valori della triassialità, [12]. In particolare il modello si è dimostrato essere molto più accurato della soluzione proposta da Rice and Tracy e del modello di danno lineare di Lemaitre. Che la triassialità riduca la deformazione per la quale si ha rottura duttile è noto ormai da tempo e a tal proposito sono disponibili in letteratura molti dati sperimentali relativi a diversi acciai. Tuttavia non sono disponibili informazioni relative ad eventuali modificazioni che la triassialità potrebbe indurre sulla legge di evoluzione del danno. In questo lavoro si è concentrata l'attenzione sulla possibilità di impiego di provini cilindrici intagliati circonferenzialmente al fine di effettuare misure di danno in regime di triassialità variabile. In questo lavoro vengono presentati i risultati di uno studio preliminare per l'impiego di queste geometrie di provino. Questo lavoro si inserisce in un più ampio programma di ricerca e collaborazione tra l'Università di Cassino, l'ANPA (Agenzia

Nazionale per la Protezione dell'Ambiente) ed l'Università di Roma "La Sapienza" finalizzato allo sviluppo di criteri di indagine e di progettazione avanzata nel campo dell'integrità strutturale.

GEOMETRIA, TRIASSIALITÀ E DEFORMAZIONI PLASTICHE.

I provini cilindrici intagliati circonferenzialmente sono stati usati ampiamente da Hancock e Meckenzie [13] e Thomson ed Hancock [14] per la determinazione della duttilità del materiale in regime multiassiale di sforzo. Earl e Brown [15] hanno effettuato un'analisi molto dettagliata di questa geometria di provino. Successivamente Beremin [16] ha impiegato la stessa geometria per le misure di approccio locale e per le misure del cavity growth critico. Bonora ed al. [17] hanno utilizzato questa geometria per misurare i parametri di approccio locale in un acciaio 22NiMoCr37.

In questo lavoro ci si è posti l'obiettivo di verificare se il provino cilindrico intagliato potesse essere utilizzato per misurare l'evoluzione del danno da plasticità. A questo proposito il primo passo è stato quello di determinare l'evoluzione della triassialità e della deformazione plastica in questa geometria.

Sono state considerate cinque geometrie con un raggio di intaglio pari a $R=2,4,6,8$, e 10mm mantenendo costante il diametro della sezione minima resistente ($\Phi_0=10\text{ mm}$) e della sezione remota ($D=20\text{ mm}$). Per ogni geometria è stato simulato agli elementi finiti solo un quarto per simmetria impiegando elementi bilineari ad 8 nodi assialsimmetrici. Particolare attenzione è stata prestata alla discretizzazione sulla sezione minima e lungo l'intaglio. Ogni geometria è stata sollecitata imponendo uno spostamento uniforme alla sezione remota. Al fine di valutare l'effetto della scelta del materiale sulla triassialità e su i campi di deformazione plastica sono state esaminate per ogni geometria quattro differenti valori dell'esponente di incrudimento n ($n=1,5,10$ e 50) nella relazione di Ludwik,

$$\sigma = \sigma_y (\epsilon_p)^{\frac{1}{n}} \quad (1)$$

Il calcolo è stato effettuato utilizzando una formulazione lagrangiana in grandi spostamenti e plasticità finita.

Triassialità. Il primo obiettivo è stato quello di determinare l'andamento dello stato di triassialità sulla sezione minima al fine di valutare l'effetto dell'intaglio. In particolare si è studiata l'evoluzione della triassialità al variare del carico applicato e si è verificata la validità della relazione di Bridgman [18] che lega il livello di triassialità alla geometria secondo,

$$\left(\frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}} \right) = \frac{1}{3} + \ln \left(1 + \frac{\phi_0}{2R} \right) \quad (2)$$

dove R è il raggio dell'intaglio, e Φ_0 è il diametro della sezione minima.

Lo studio agli elementi finiti ha evidenziato che la triassialità lungo la sezione minima è praticamente indipendente dal carico applicato quando tutta la sezione minima si trova o in campo elastico o è tutta in regime plastico. Nella situazione di transizione, quando la sezione è parzialmente plasticizzata, la triassialità subisce una redistribuzione. In queste due condizioni, la triassialità presenta sempre un minimo in corrispondenza del fondo dell'intaglio ed un massimo al centro del provino secondo un andamento logaritmico. In

ogni caso, anche se gli andamenti nel regime elastico e plastico sono tra loro simili, la plasticità aumenta il valore di triassialità. L'andamento della triassialità ritorna poi ai valori propri del caso elastico quando tutta la regione dell'intaglio si trova in campo plastico. Per poter confrontare lo stato di triassialità nelle diverse geometrie si è scelto come livello di sollecitazione quello per il quale al centro della sezione minima si produce una deformazione plastica equivalente di circa lo 0.45, fig. 1. Questo confronto conferma innanzitutto che la triassialità è sempre massima al centro del provino dove si localizza il fenomeno di rottura; inoltre, il valore massimo di triassialità al centro del provino decresce rapidamente all'aumentare del raggio di intaglio come riportato in fig. 2. Per quanto riguarda la soluzione di Bridgman si è riconfermato il risultato osservato da Beremin per cui la soluzione analitica sottostima del circa il 30-40% l'effettivo stato di triassialità al centro delle geometrie esaminate. Tuttavia è importante anticipare che il valore massimo di triassialità è anche funzione dell'esponente di incrudimento. Pertanto, le differenze con la soluzione analitica proposta da Bridgman possono variare significativamente a seconda della legge di incrudimento impiegata per il materiale.

Deformazione Plastica. Le deformazioni plastiche si sviluppano lungo la sezione minima a partire dal fondo dell'intaglio. All'aumentare della sollecitazione si osserva una maggiore concentrazione della deformazione plastica in corrispondenza del centro del provino. L'analisi di Bridgman prevede per la deformazione plastica un valore pressoché costante lungo tutta la sezione minima, valore che può essere ricavato dalla misura della contrazione circonferenziale secondo,

$$\varepsilon_{eq}^p = 2 \cdot \ln \left(\frac{\phi_0}{\phi} \right)$$

In fig. 3a e 3b sono riportati i confronti tra la soluzione agli elementi finiti con quella di Bridgman relativa al centro del provino al variare della sollecitazione applicata. Questo confronto sottolinea in tutti i casi un'ottima corrispondenza con la soluzione analitica ed evidenzia la possibilità di avere una stima accurata del livello di deformazione plastica sulla base di misure sperimentali dirette quali il monitoraggio della strizione della sezione minima.

Effetto del Coefficiente di Incrudimento. Lo studio dello stato di triassialità e del livello di deformazione plastica lungo la sezione minima dei provini cilindrici con differenti intagli circonferenziali è stato ripetuto variando l'esponente di incrudimento n . Relativamente alla triassialità, si è osservato che l'aumentare di n ha l'effetto di aumentare il valore della triassialità al centro del provino. Le differenze con la soluzione di Bridgman variano pertanto dal 20%, con $n=1$, all'80% con $n=50$. In fig. 4a e 4b viene riportato l'andamento della triassialità per $R=2$ ed $R=10$ al variare del coefficiente di incrudimento ed il confronto con la soluzione di Bridgman. L'effetto del coefficiente di incrudimento sulle distribuzioni di deformazione plastica lungo la sezione minima è stato valutato confrontando le diverse distribuzioni a parità di ε_p al centro del provino. Questo confronto, fig. 5, mostra un'amplificazione dell'effetto di concentrazione delle deformazioni plastiche dovute all'intaglio. Per intagli di raggio superiore a 2 mm, la deformazione plastica risulta essere praticamente costante su tutta la sezione. Poiché lo sviluppo di deformazioni plastiche modifica l'azione di strizione sulla sezione minima, ne risulta che la soluzione di Bridgman continua a valere con un ottimo grado di approssimazione.

MISURE DI DANNO IN REGIME MULTIASSIALE DI SFORZO.

L'effetto dell'azione prodotta da processi irreversibili, sulla capacità del materiale di sostenere i carichi può essere valutata attraverso la misura della progressiva perdita di rigidità,

$$D = 1 - \frac{E_{eff}}{E_0} \quad (3)$$

definizione già introdotta da Kachanov e riproposta da Lemaitre. E' noto inoltre ([1]-[4]) che la triassialità agisce in maniera significativa sulla legge di crescita dei microvuoti ed in quasi tutti i modelli proposti vi è una dipendenza esplicita della legge di danno dal livello di triassialità. Ad esempio, nel modello di danno lineare di Lemaitre si ha:

$$D = \frac{D_{cr}}{\epsilon_{cr}^p - \epsilon_{th}^p} \left[\frac{2}{3}(1 + \nu) + 3(1 - 2\nu) \left(\frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}} \right)^2 \right] p \quad (4)$$

dove ϵ_{cr} , ϵ_{th} , D_{cr} sono parametri del materiale e p è la deformazione plastica equivalente effettiva. Nel modello di Rice e Tracy il danno è espresso attraverso la velocità di crescita dei microvuoti,

$$\frac{\dot{R}}{R} = 0.283 \cdot \dot{\epsilon}_p \exp\left(\frac{3}{2} \frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}}\right) \quad (5)$$

Nel modello non lineare di danno proposto da Bonora il danno è dato da,

$$D = \alpha \cdot \frac{(D_{cr} - D_0)^\alpha}{\ln(\epsilon_{cr}) - \ln(\epsilon_{th})} \cdot f\left(\frac{\sigma_H}{\sigma_{eq}}\right) \cdot (D_{cr} - D)^{\alpha-1} \cdot \frac{p}{p} \quad (6)$$

dove $f\left(\frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}}\right) = \left[\frac{2}{3}(1 + \nu) + 3(1 - 2\nu) \left(\frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}} \right)^2 \right]$ ed α è l'esponente di danno che definisce

la forma della legge di evoluzione del danno. In letteratura, i modelli di danno proposti vengono verificati attraverso prove di trazione uniassiali che consentono una semplice identificazione dei parametri relativi al materiale. A questo proposito, Lemaitre [19] ha suggerito diverse procedure sperimentali di misura del danno mentre Bonora et alii. [20] hanno discusso in dettaglio le difficoltà operative legate a questo tipo di misurazioni.

Tuttavia, non sono attualmente disponibili misure di danno in regime multiassiale di sforzo. Queste misurazioni consentirebbero di verificare in qual misura lo stato di sforzo altera i processi di accumulo della variabile di danno. Al fine di effettuare prove di danno in regime di triassialità variabile, in questo lavoro si è valutata la possibilità di impiego dei provini RNTB e l'eventuale procedura di misurazione.

Lo studio sulla geometria discusso nei precedenti paragrafi ha evidenziato i seguenti punti fondamentali:

a) una volta che la sollecitazione è tale da indurre deformazioni plastiche lungo tutta la sezione minima, il livello di deformazione plastica è praticamente uniforme su tutta la sezione;

b) la triassialità, che gioca un ruolo chiave nel processo di rottura, è sempre massima al centro del provino ed è indipendente dalla sollecitazione applicata;

c) L'analisi di Bridgman consente di stimare con un elevato grado di accuratezza il livello di deformazione plastica nella sezione minima sulla base della misura della strizione;

d) la rottura duttile ha sempre luogo al centro del provino;

e) la geometria cilindrica ben si presta, grazie all'assialsimmetria, alla simulazione agli elementi finiti in quanto non introduce nel calcolo alcun effetto legato allo spessore.

Pertanto, la trazione uniforme di questi provini è in grado di produrre un danneggiamento che enuclea al centro della geometria ed evolve in un regime di triassialità costante fino alla rottura. Tuttavia questo tipo di geometria non permette di effettuare misure di rigidità del materiale in corrispondenza della regione maggiormente danneggiata né è possibile, data la elevata localizzazione degli effetti del danno, misurare il danno mediando in qualche modo sulla regione dell'intaglio. Sfruttando l'elevata ripetibilità della risposta $P-\Delta\Phi$ (carico-strizione), già osservata in passato negli acciai, è possibile misurare il danno attraverso una procedura che coinvolge più provini. Infatti, è possibile pensare di produrre del danno nel provino RNTB attraverso un opportuno *pre-straining* e di lavorare successivamente il provino RNTB riducendolo ad un provino di trazione a sezione costante con un diametro inferiore a Φ_0 . In questo modo la nuova geometria avrà sezione uniforme ed in corrispondenza della sezione centrale ospiterà una regione plastica uniforme in cui il punto centrale sarà quello maggiormente danneggiato. Dai risultati visti precedentemente, si osserva che il centro del provino, per un tratto pari a $0.3\Phi_0$, è praticamente a triassialità costante: sarà allora possibile effettuare delle accurate misure di danno posizionando un estensimetro in corrispondenza del tratto centrale e misurare la rigidità locale attraverso una semplice trazione in campo elastico. Con questa procedura ogni punto sperimentale richiede almeno un provino. E' inoltre possibile affiancare alle misurazioni del modulo di Young un'estesa analisi metallografica che consentirà di seguire l'evoluzione dei processi di danno con le misure. In fig. 6 viene riportato uno schema per la riduzione dei provini. Al fine di testare la procedura indicata, si è proceduto alla simulazione di quanto detto attraverso gli elementi finiti. Infatti si è simulato il processo di danneggiamento nel materiale attraverso l'impiego del modello di Gurson secondo il quale la funzione di snervamento del materiale si riduce per effetto dell'azione dei microvuoti secondo:

$$\Phi(s_{ij}, \sigma_{ij}, f, \sigma_y) = \frac{\sigma_{eq}}{\sigma_y} + 2q_1 f^* \cosh\left(\frac{q_2 \sigma_{kk}}{2\sigma_{eq}}\right) - 1 - (q_2 f^*)^2 = 0$$

in cui q_1 e q_2 sono parametri del materiale ed f^* è la porosità. Quando, durante il caricamento, la porosità, per effetto delle deformazione plastica e della triassialità,

raggiunge un valore critico il materiale viene considerato perduto e la rigidità dell'elemento viene ridotta al 10% di quella del materiale vergine. Pertanto si è scelta la geometria con raggio di intaglio $R=2\text{mm}$ e si è simulata una trazione completa fino a rottura utilizzando una formulazione del materiale alla Gurson con i seguenti parametri:

| porosità iniziale | porosità critica | porosità coalescenza | parametri q_1, q_2 |
|-------------------|------------------|----------------------|----------------------|
| 0.002 | 0.03 | 0.02 | 1.5 , 1 |

In fig. 7 viene riportata la risposta $P-\Delta\Phi$ del provino nella quale l'evento della rottura è identificato dalla brusca caduta di carico della curva. Successivamente, sono stati scelti alcuni livelli di carico immediatamente precedenti alla rottura per i quali si è effettuato lo scarico a zero del provino, la rimodellazione da RNTB a barra cilindrica attraverso la rimozione degli elementi, e il nuovo ricarico al fine di valutare il nuovo modulo di Young. Poiché il codice numerico riduce la rigidità dei soli elementi che hanno raggiunto una porosità pari a quella critica, è stato possibile effettuare una sola misura di verifica per la quale si è ottenuto una riduzione pari all'85% del modulo iniziale. Tuttavia data la proporzionalità diretta che lega la definizione di porosità a quella della variabile di danno è stato possibile tracciare, fig. 8, la curva di danno relativa al centro del provino.

CONCLUSIONI

In questo lavoro è stata discussa la fase preliminare di studio per l'impiego di provini cilindrici circonferenzialmente intagliati al fine di misurare l'evoluzione del danno da plasticità in regime triassiale di sforzo. I risultati dello studio agli elementi finiti possono essere riassunti nei seguenti punti:

- a) il livello di deformazione plastica è praticamente uniforme su tutta la sezione . La soluzione di Bridgman è un valido strumento per la misura del livello di deformazione plastica attraverso la semplice misura della strizione della sezione minima;
- b) la triassialità, che gioca un ruolo chiave nel processo di rottura, è sempre massima al centro del provino ed è indipendente dalla sollecitazione applicata; la soluzione di Bridgman sottostima sempre l'effettivo livello di triassialità;
- c) lo studio parametrico sull'effetto dell'esponente di incrudimento ha evidenziato un legame tra *hardening* e triassialità;
- d) la geometria cilindrica ben si presta, grazie all'assialsimmetria, alla simulazione agli elementi finiti in quanto non introduce nel calcolo alcun effetto legato allo spessore;
- f) le simulazioni attraverso l'uso del modello di Gurson confermano la possibilità di misurare il danno con accuratezza attraverso una riduzione dalla geometria RNTB a quella di barra di trazione.

RINGRAZIAMENTI

Si ringrazia l'ANPA (Agenzia Nazionale per la Protezione dell'Ambiente) per aver consentito la realizzazione di questo lavoro attraverso l'uso dei codici numerici e degli

strumenti di calcolo messi a disposizione presso la sede di Roma. Questo lavoro è stato realizzato con fondi MURST e CNR.

BIBLIOGRAFIA

- [1] McClintock F.A., "A Criterion for Ductile Fracture by the Growth of Holes", J. Appl. Mech., Vol. 35, pp. 363-371, 1968.
- [2] Tipper C.F., Metallurgia, Vol. 39, (1949), pp. 133-137
- [3] Rice J.R. and Tracy D.M., "On Ductile Enlargement of Voids in Triaxial Stress Fields", J. Mech. Phys. Solids, Vol. 17, pp. 210-217, 1969.
- [4] Le Roy G., Embury J.D., Edward G. and Ashby M.F., "A Model of Ductile Fracture Based on the Nucleation and Growth of Voids", Acta Metallurgica, Vol. 29, pp.1509-1522, 1981
- [5] Gurson A.L., "Continuum Theory of Ductile Rupture by Void Nucleation and Growth: Part I- Yield Criteria and Flow rules for Porous Ductile Media", J. Engr. Mat. Tech., Vol. 99, pp.2-15, 1977
- [6] Needleman A. and Tvergaard V., "An Analysis of Ductile Rupture in Notched Bars", J. Mech. Phys. Solids, Vol. 32, pp. 461, 1984
- [7] Lemaitre J., "A Continuous Damage Mechanics Model for Ductile Fracture", J. of Engr. Mat. and Tech., Vol. 107, pp. 83-89, 1985.
- [8] Lemaitre J and Chaboche J.M, "Mechanics of Solids Materials", Cambridge Academic Press
- [9] Tai H.W., "Plastic Damage and Ductile Fracture in Mild Steels", Engr. Frac. Mec., Vol. 36, No. 4, pp. 853-880, 1990.
- [10] Chandrakanth S. and Pandey P.C., "A New Ductile Damage Evolution Model", Int. J. Fract., Vol.60, R73-R76, 1993.
- [11] Bonora N., "A Non-Linear CDM Model for Ductile Fracture Based on Void Nucleation, Steady Growth and Coalescence Micromechanism", submitted for publication on Engr. Fract. Mech., (1995).
- [12] Bonora N., "Effect of Triaxial State of Stress on Ductile Failure Damage Parameters", submitted for publication on Engr. Fract. Mech., (1996).
- [13] Hancock J.W. and Meckenzie A.C., "On the Mechanisms of Ductile Failure in High Strength Steels Subjected to Multi-Axial Stress-States", J. Mech. Phys. Solids, 1976, Vol.24, pp. 147-169.
- [14] Thomson R.D. and Hancock J.W., "Ductile Failure by Void Nucleation, Growth and Coalescence", Int. J. Fract., Vol. 26, (1984), pp.99-112.
- [15] Earl J.C. and Brown D.K., "Distribution of Stress and Plastic Strain in Circumferentially Notched Tension Specimens", Engr. Fract. Mech., Vol. 8, 1976, pp. 599-611
- [16] Beremin F.M., "Calculs élastoplastiques par la méthode des éléments finis d'éprouvettes axisymétriques entaillées circulairement", J. de Mécanique Appliquée, Vol.4 n°3, 1980, pp. 307-325.
- [17] Bonora N., Marchetti M., Milella P.P. e Pini A., "Local Approach Criteria: an Application of Cavity Growth Theory to Ductile Fracture in Low Alloy Steel", in Advances in Local Fracture/Damage Models for the Analysis of Engineering Problems, Ed. J. H. Giovanola e A.J. Rosakis, Book N° H00741, ASME New York 1992, pp.217-232
- [18] Bridgman P.W., Studies in Large Flow and Fracture, McGraw-Hill, New York (1952)

[19] Lemaitre J. and Dufailly, "Damage Measurements", Engn. Fract. Mech., Vol. 28 N°5/6 pp. 643-661, 1987

[20] Bonora N., Cavallini M., Iacovello F. and Marchetti M., "Crack Initiation in Al-Li Alloy Using Continuum Damage Mechanics", in 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.

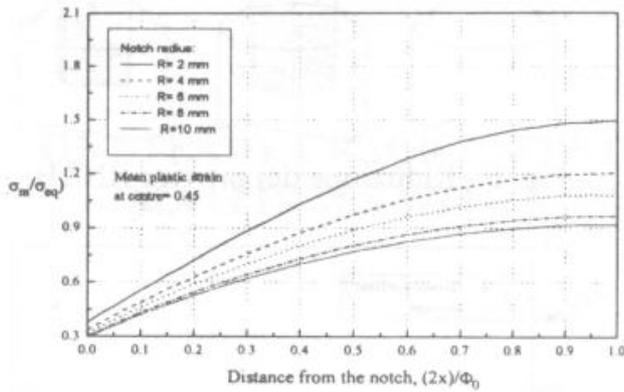


Fig. 1 - Andamento della triassialità per i differenti raggi di intaglio

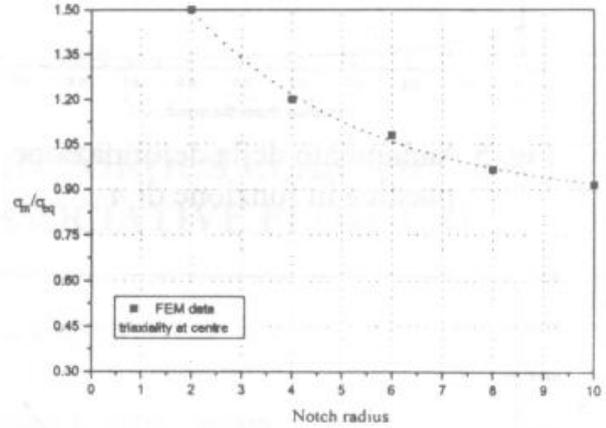


Fig. 2 - Andamento della triassialità massima in funzione del raggio di intaglio

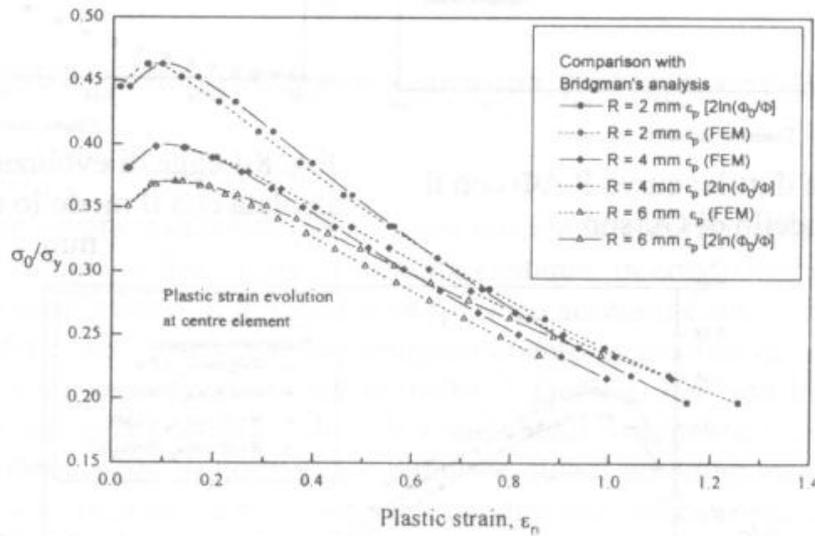


Fig. 3a - Confronto tra l'andamento di ϵ_p e la soluzione di Bridgman

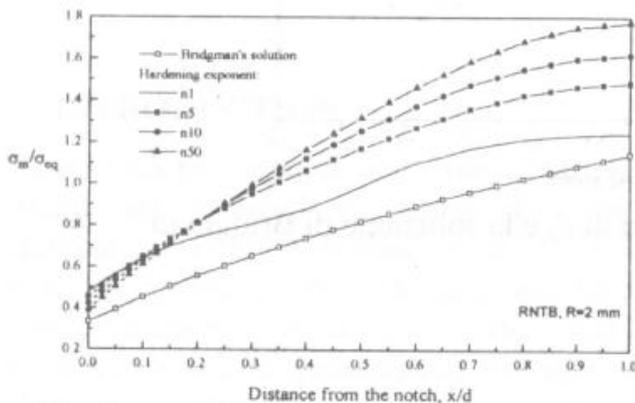


Fig. 4a - Andamento della triassialità in funzione di n ($R=2\text{mm}$)

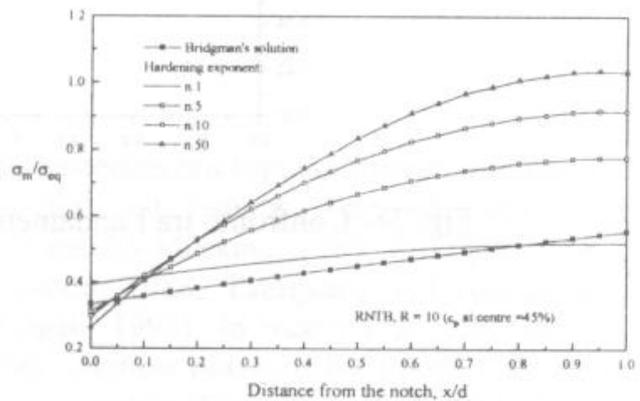


Fig. 4b - Andamento della triassialità in funzione di n ($R=10\text{mm}$)

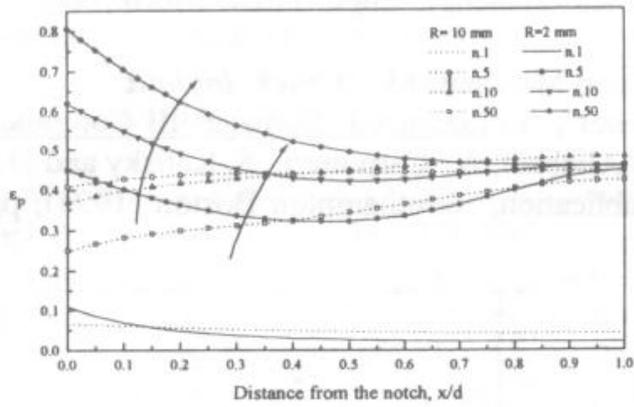


Fig. 5 Andamento della deformazione plastica in funzione di n

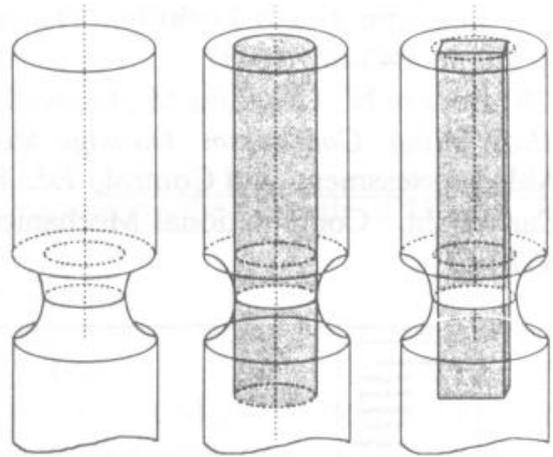


Fig. 6 - Riduzione dei provini RNTB.

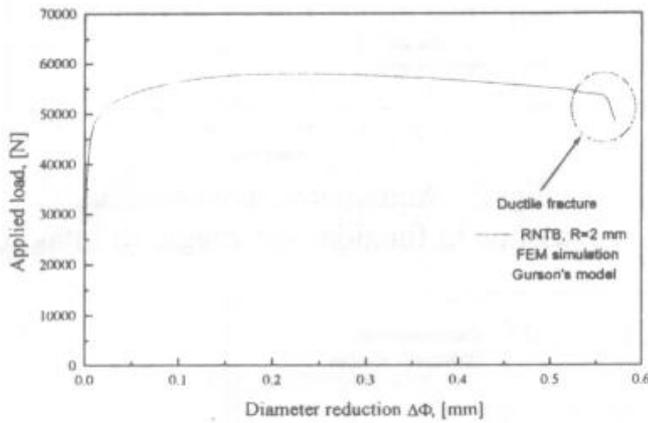


Fig. 7- Rottura duttile: curva $P-\Delta\Phi$ con il modello di Gurson

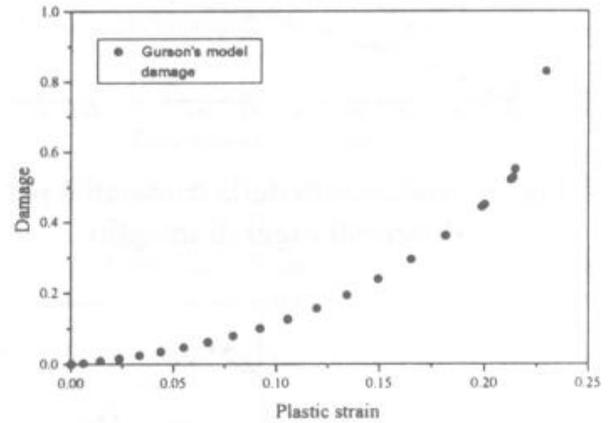


Fig. 8-Legge di evoluzione del danno calcolata con il modello di Gurson, $R=2$ mm

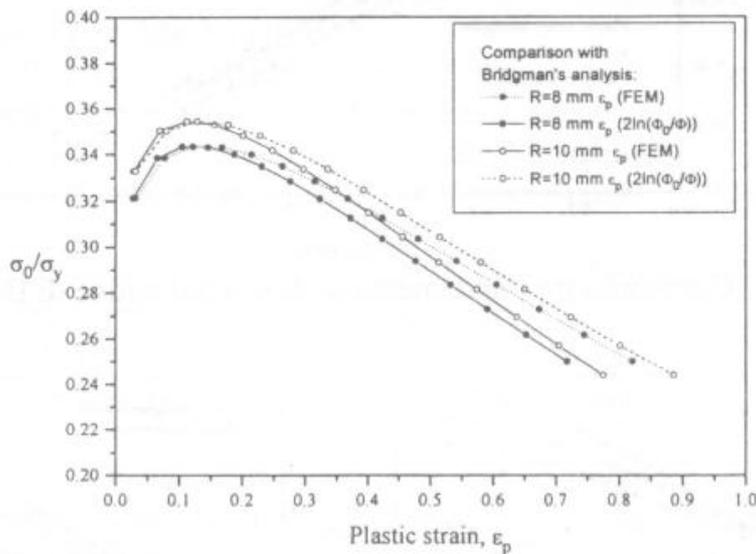


Fig. 3b- Confronto tra l'andamento di ϵ_p e la soluzione di Bridgman