

## PROGETTAZIONE DI PROVE SPERIMENTALI PER LA CALIBRAZIONE DEL MODELLO DI ROTTURA DI JOHNSON-COOK

C. Moreschini, F. Bucchi, F. Frenzo

*Università di Pisa - Dipartimento di Ingegneria Civile e Industriale, Largo L. Lazzarino,  
56122 Pisa, Italy, e-mail: francesco.bucchi@unipi.it; francesco.frenzo@unipi.it*

### Sommario

In questo articolo è presentata una metodologia per la determinazione delle grandezze che definiscono il luogo di rottura di materiali metallici soggetti ad uno stato di tensione multiassiale in condizioni quasi-statiche, secondo il modello di Johnson-Cook. Sono state effettuate prove sperimentali di trazione su provini tondi, lisci e intagliati. Ai fini di indurre condizioni di triassialità di entità variabile, sono state pianificate prove di trazione da eseguire su geometrie opportune. I dati sperimentali acquisiti e le simulazioni delle prove agli elementi finiti hanno consentito di determinare le proprietà meccaniche del materiale e la curva di flusso plastico fino a rottura. Dalle analisi agli elementi finiti sono stati ottenuti i valori del fattore di triassialità e della deformazione a rottura, sulla base delle differenti definizioni disponibili in letteratura.

### Abstract

This paper deals with the prediction of the failure locus for metallic materials, in order to determine the Johnson-Cook failure criterion parameters in quasi-static conditions.

Tensile tests have been performed on notched and unnotched round bars and parallel finite element numerical models have been developed. For both the determination of the flow curve of the material and Johnson-Cook parameters, a hybrid experimental and numerical approach was adopted.

The failure strain and stress triaxiality parameters have been evaluated from the FE simulations and compared with the results of Bridgman analysis. These data have been used as a set of data points for a fitting procedure. A standard method for solving non-linear square problems has been employed in order to determine the Johnson-Cook parameters of interest.

**Parole Chiave:** prove sperimentali, simulazioni FEM, Johnson-Cook, triassialità, deformazione a rottura

### 1. INTRODUZIONE

Al giorno d'oggi l'accurata previsione della rottura dei metalli è un argomento di cruciale importanza nelle applicazioni ingegneristiche.

Sempre più spesso, ad esempio, i costruttori di componenti in ambito *automotive* richiedono di progettare i componenti fino a rottura. Sono dunque necessari modelli, da implementare nei codici di calcolo agli elementi finiti, che consentano di prevedere per quali condizioni ed entità dei carichi si ha il cedimento del materiale.

Negli ultimi decenni sono stati sviluppati diversi modelli e approcci per prevedere il verificarsi della rottura nei materiali e nei componenti soggetti a generiche condizioni operative [4]. Sono stati sviluppati sia modelli fenomenologici che micromeccanici. Il modello di cedimento di Johnson-Cook è un modello empirico e fenomenologico, ampiamente utilizzato per la relativa semplicità di formulazione e

implementazione, anche se necessita di numerose prove sperimentali per una determinazione accurata dei parametri di danno.

Il modello di rottura di Johnson-Cook è ampiamente utilizzato per prevedere l'insorgenza del danno per eventi severi, ovvero nelle prove dinamiche o di impatto. La formulazione originale postula che la deformazione plastica equivalente a rottura sia funzione di tre variabili: il fattore di triassialità, la velocità di deformazione e la temperatura [8]. La deformazione plastica equivalente  $\varepsilon_{eq}$  fornisce una misura quantitativa della deformazione plastica totale [13] ed è ottenuta per integrazione della velocità di deformazione plastica equivalente  $\dot{\varepsilon}_{eq}$

$$\varepsilon_{eq} = \int \dot{\varepsilon}_{eq} dt = \int \sqrt{\frac{2}{9} \left( (\dot{\varepsilon}_1 - \dot{\varepsilon}_2)^2 + (\dot{\varepsilon}_1 - \dot{\varepsilon}_3)^2 + (\dot{\varepsilon}_2 - \dot{\varepsilon}_3)^2 \right)} dt \quad (1)$$

Secondo il modello di rottura di Johnson-Cook, l'influenza delle tre variabili sulla deformazione plastica equivalente a rottura  $\varepsilon_f$  è espressa da cinque costanti  $D_1-D_5$  caratteristiche del materiale, secondo la seguente espressione

$$\varepsilon_f = (D_1 + D_2 e^{D_3 T_\sigma}) (1 + D_4 \ln \dot{\varepsilon}^*) (1 + D_5 \Theta^*) \quad \text{con} \quad \Theta^* < 1.5 \quad (2)$$

dove  $T_\sigma = \frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}}$  esprime il fattore di triassialità, definito come il rapporto tra la tensione media  $\sigma_m$  e la tensione equivalente di von Mises  $\sigma_{eq}$ ,  $\dot{\varepsilon}^*$  è la velocità di deformazione adimensionale e  $\Theta^*$  è l'omologa temperatura adimensionale, definite come [12]

$$\dot{\varepsilon}^* = \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_{ref}}, \quad \Theta^* = \frac{\Theta - \Theta_{ref}}{\Theta_m - \Theta_{ref}} \quad (3)$$

dove  $\Theta_m$  è la temperatura di fusione del materiale,  $\Theta$  è la temperatura cui è soggetto il materiale durante il processo deformativo,  $\dot{\varepsilon}_{ref}$  e  $\Theta_{ref}$  sono rispettivamente la velocità di deformazione e la temperatura di riferimento.

Lo scopo del presente lavoro è identificare i parametri di rottura di Johnson-Cook a temperatura ambiente e in condizioni quasi statiche. Pertanto, la deformazione a rottura è correlata solo alla triassialità e il numero di parametri da determinare è ridotto da cinque a tre ( $D_1, D_2, D_3$ )

$$\varepsilon_f = (D_1 + D_2 e^{D_3 T_\sigma}) \quad (4)$$

È opportuno sottolineare che i parametri di danno determinati da Johnson e Cook [8] sono relativi a un intervallo positivo di valori di triassialità ottenuti eseguendo prove di trazione ( $T_\sigma > 1/3$ ) e di torsione ( $T_\sigma = 0$ ). Non sono stati presi in considerazione né i valori intermedi né quelli negativi della triassialità. Per la determinazione dei parametri di rottura dell'acciaio 4340 [8], gli autori hanno persino trascurato i dati ottenuti dalle prove di torsione.

Nel corso degli anni, il modello di Johnson-Cook è stato rivisitato ed esteso. Bao e Wierzbicki [3] hanno ipotizzato che sia necessaria più di una funzione per descrivere i diversi meccanismi che concorrono alla rottura, per valori negativi e positivi di triassialità [15]. Secondo i loro studi condotti sulla lega di alluminio 2024-T351, il luogo di rottura è espresso da "rami" distinti e solo quello con triassialità elevata può essere descritto da un modello di rottura analogo a quello di Johnson-Cook. Questi risultati dimostrano che la sola triassialità non è in grado di descrivere lo stato di tensione multiassiale che induce il cedimento duttile nel materiale. Pertanto, alcune formulazioni del modello di rottura tengono conto dell'influenza dell'angolo di Lode, che descrive lo stato di sollecitazione deviatorica del materiale. Il parametro dell'angolo di Lode normalizzato  $\bar{\theta}$  è correlato al terzo invariante normalizzato del tensore delle tensioni  $\xi$  [1, 15], come segue:

$$\bar{\theta} = 1 - \frac{2}{\pi} \arccos(\xi) \quad (5)$$

dove

$$\xi = \frac{27}{2} \frac{(\sigma_1 - \sigma_m)(\sigma_2 - \sigma_m)(\sigma_3 - \sigma_m)}{\sigma_{eq}^3} \quad (6)$$

## 2. CAMPAGNA SPERIMENTALE

È stata pianificata una campagna sperimentale e sono state progettate diverse geometrie di provini al fine di indurre sollecitazioni in un ampio intervallo di valori di triassialità.

Sono state eseguite prove di trazione su provini tondi lisci e intagliati usando l'acciaio da bonifica AISI 9840. È noto che per i provini tondi [1], l'angolo di Lode al centro del provino, assunto come punto di inizio del cedimento (vedere la Sezione 4), è  $\bar{\theta} = 1$ . Pertanto, è stata studiata la dipendenza della deformazione a rottura dalla sola triassialità  $\varepsilon_f(T_\sigma)$ .

Le prove di trazione su provini tondi lisci e intagliati sono state eseguite a temperatura ambiente con una macchina MTS. Per garantire che la prova avvenga in condizioni quasi statiche, la velocità della macchina di prova è stata impostata a 0.005 mm/s. La variazione di lunghezza del tratto calibrato durante la prova è stata misurata mediante un estensometro, di lunghezza di misura pari a 25 mm.

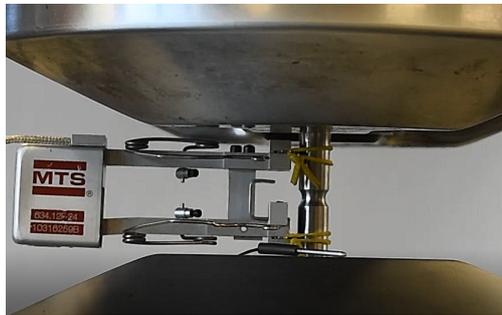
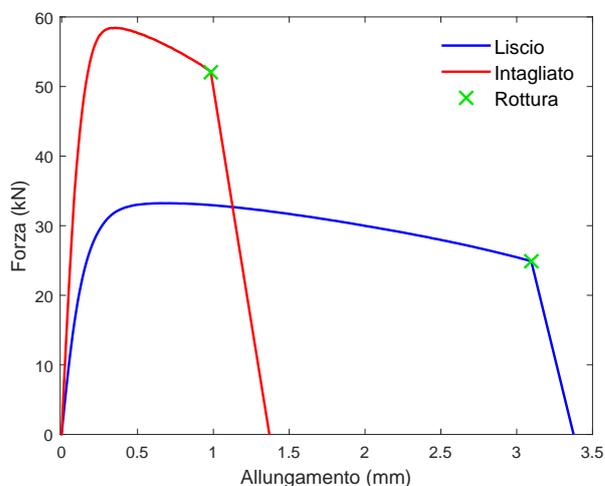
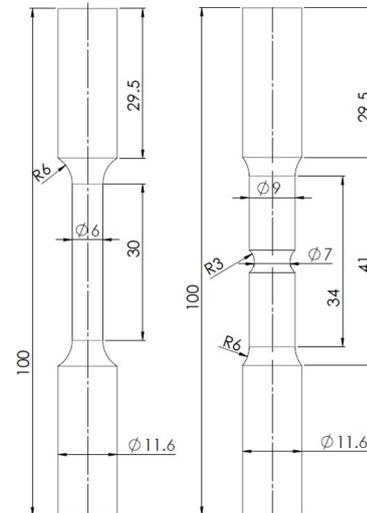


Figura 1: Set-up sperimentale utilizzato per il provino tondo intagliato

È stata impiegata una videocamera per monitorare il processo di deformazione dei provini, sollecitati fino a rottura. Si è proceduto all'acquisizione di tre segnali: la forza misurata dalla cella di carico, lo spostamento della ganascia e l'allungamento dell'estensometro. È stato assunto come istante di inizio della rottura, il momento in cui si rileva una diminuzione repentina della forza nella curva forza-allungamento (Figura 2a).



(a) Dati sperimentali forza-allungamento



(b) Geometrie dei provini

Figura 2: Dati sperimentali e geometrie dei provini lisci e intagliati

### 3. ANALISI AGLI ELEMENTI FINITI

#### 3.1. Modello agli Elementi Finiti

Il codice di calcolo ANSYS è stato utilizzato per effettuare le simulazioni agli elementi finiti. Sono state eseguite analisi quasi-statiche in campo elastoplastico e il processo di caricamento è stato simulato in più *steps* di carico. I provini sono stati modellati utilizzando elementi 2D a otto nodi. Sfruttando la simmetria, è stata modellata solo metà della geometria, in configurazione assialsimmetrica. Le simulazioni sono state eseguite con tre livelli di infittimento della *mesh* al fine di garantire che i risultati fossero indipendenti dalla dimensione degli elementi. In ogni caso, la *mesh* è stata infittita in corrispondenza del tratto calibrato, laddove erano attesi i gradienti più elevati di tensione. Gli elementi che modellano questo tratto presentano un *aspect ratio*, ovvero il rapporto tra la superficie e il volume, circa unitario, per garantire risultati accurati.

I vincoli e i carichi sono stati applicati in corrispondenza delle zone di afferraggio del provino: un'estremità è stata fissata (vincolo di incastro) e all'altra è stato imposto uno spostamento  $s$  (Figura 3a). È opportuno sottolineare che al codolo è stato imposto uno spostamento  $s$  di un valore lievemente differente rispetto a quello rilevato sperimentalmente. La necessità di una correzione è dovuta all'impossibilità di escludere che durante la prova si siano verificati dei piccoli scorrimenti tra la ganaschia e il codolo. Perciò, partendo dai valori sperimentali, lo spostamento da imporre al modello EF è stato calcolato tramite un processo iterativo in modo da minimizzare l'errore tra l'allungamento  $\Delta L_{exp}$  rilevato dall'estensometro durante la prova e l'allungamento del tratto calibrato  $\Delta L_{EF}$ , calcolato tramite il modello EF. Come mostrato in Figura 3b, lo spostamento  $s = 3.27$  mm è quello che minimizza  $|\Delta L_{exp} - \Delta L_{EF}|$ .

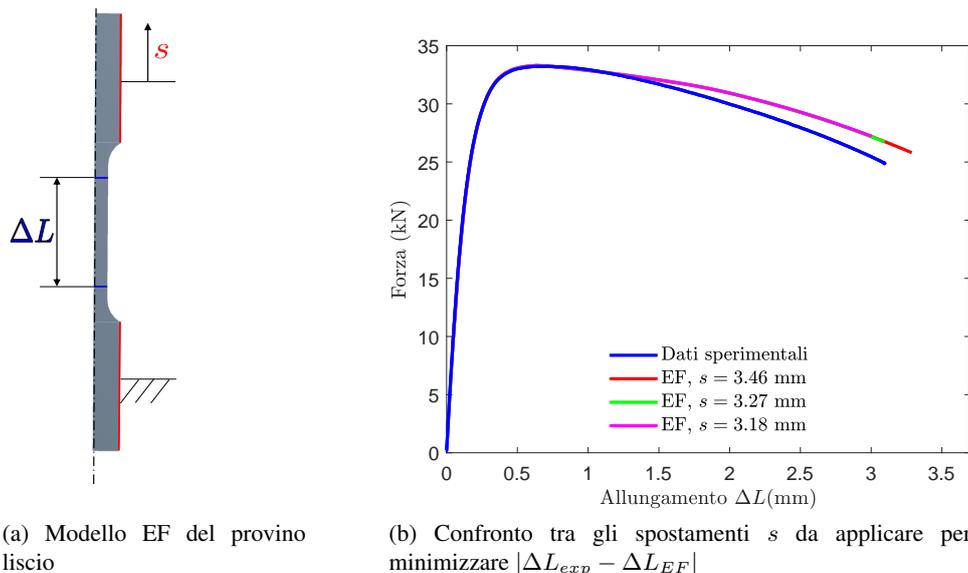


Figura 3: Calibrazione dello spostamento  $s$  da imporre al modello agli elementi finiti

#### 3.2. Caratterizzazione del Materiale

Le proprietà elastiche del materiale e la curva caratteristica fino alla strizione sono state ottenute a partire dalla conversione delle curve forza-allungamento in curve di tensione-deformazione ingegneristiche. In particolare, il modulo di Young  $E = 205$  GPa è stato ricavato dalla pendenza iniziale della curva tensione-deformazione. Il modulo di Poisson  $\nu$  è stato assunto pari a 0.3.

È opportuno sottolineare che un'identificazione accurata della curva di flusso plastico è essenziale quando il materiale subisce grandi deformazioni. Fino alla strizione, lo stato di sollecitazione del materiale è uniforme e uniassiale [11]. In queste condizioni, la curva tensione-deformazione vera si ottiene convertendo la corrispondente curva ingegneristica. Secondo il criterio di Considère, l'insorgenza della strizione

avviene in corrispondenza del carico ultimo, nel punto di massimo della curva ingegneristica. Utilizzando questo criterio, è stato possibile ricavare i valori di tensione e deformazione vera in corrispondenza dell'inizio della strizione.

A seguito della strizione, il tratto del provino interessato dalla strizione stessa è soggetto a uno stato di tensione multiassiale. Pertanto, convertendo le grandezze ingegneristiche nelle grandezze vere non si otterrebbe più un'accurata descrizione del comportamento reale del materiale. Bridgman [7] ha proposto l'applicazione di un fattore correttivo per il calcolo della tensione vera dopo la strizione. La soluzione proposta da Bridgman si basa su ipotesi semplificative e richiede la conoscenza dell'evoluzione di grandezze geometriche del provino (raggio di gola e raggio dell'intaglio o di curvatura del profilo), non semplici da misurare con accuratezza durante la prova. Un approccio differente è stato proposto da Ling [10, 4]. Secondo Ling, la curva tensione-deformazione vera ( $\sigma$ - $\varepsilon$ ) dopo la strizione può essere espressa come una media pesata di due contributi, espressi rispettivamente da una relazione lineare e da una legge di potenza:

$$\sigma = \sigma_u \left[ w(1 + \varepsilon - \varepsilon_u) + (1 - w) \left( \frac{\varepsilon}{\varepsilon_u} \right)^{\varepsilon_u} \right] \quad \varepsilon > \varepsilon_u \quad (7)$$

dove  $\varepsilon_u$  e  $\sigma_u$  sono la deformazione e tensione vera in corrispondenza dell'incipiente strizione e  $w$ , con  $0 \leq w \leq 1$ , è un parametro da determinare.

Questo metodo è stato utilizzato per caratterizzare il materiale analizzato. La determinazione di  $w$  è avvenuta tramite simulazioni agli elementi finiti. Dapprima, sono state effettuate simulazioni numeriche utilizzando come caratteristica del materiale la curva tensione-deformazione vera, per valori differenti di  $w$  (Figura 4). Per ogni valore di  $w$ , è stato calcolato l'errore tra la forza acquisita sperimentalmente e la forza calcolata tramite analisi EF, in corrispondenza dell'allungamento a rottura. Il valore di  $w$  che minimizza questo errore è stato scelto per descrivere la caratteristica del materiale ( $w = 0.15$ , Figura 5).

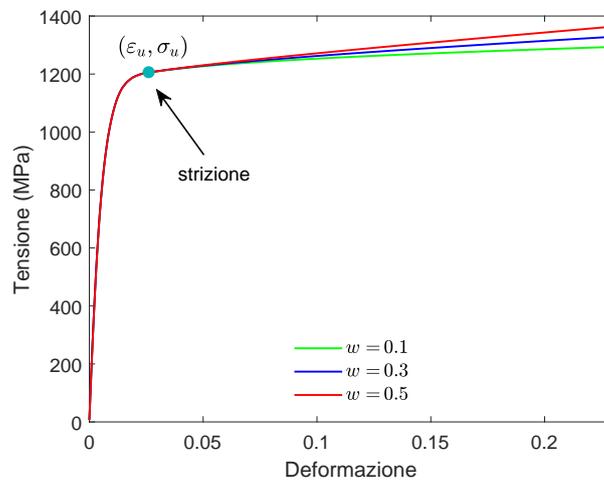


Figura 4: Confronto tra diverse curve tensione-deformazione ottenute per differenti valori di  $w$

Una volta determinata la curva tensione-deformazione del materiale, è stata fornita come dato di ingresso per la simulazione del provino intagliato. Anche in questo caso è stata ottenuta una buona correlazione numerico-sperimentale per quanto riguarda la curva forza-allungamento (Figura 6).

### 3.3. Confronto Area Finale

Per un'ulteriore validazione del modello agli elementi finiti, è stato eseguito un confronto tra l'area della sezione di rottura, misurata  $A_{f,exp}$  e calcolata  $A_{f,EF}$ , come mostrato in Tabella 1 [5]. La Figura 7 mostra la superficie di rottura dei provini sottoposti alla prova di trazione. Il diametro finale  $d_f$  è stato ricavato da queste immagini digitali. A partire da  $d_f$  è stata calcolata l'area  $A_{f,exp}$ , assunta come circolare. Per

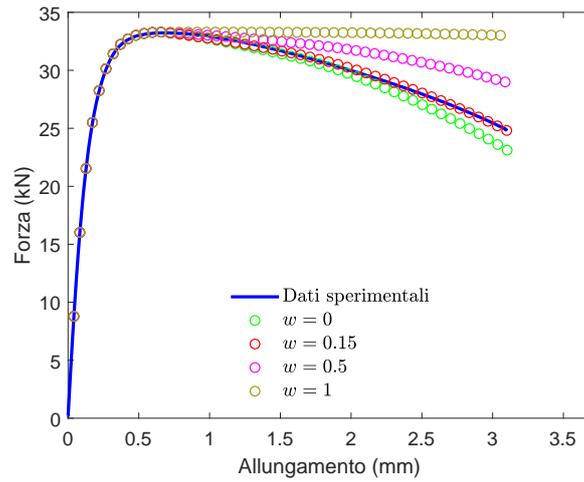


Figura 5: Confronto delle curve forza-allungamento, ottenute dalle analisi EF per diversi valori di  $w$ , con la curva sperimentale del provino liscio

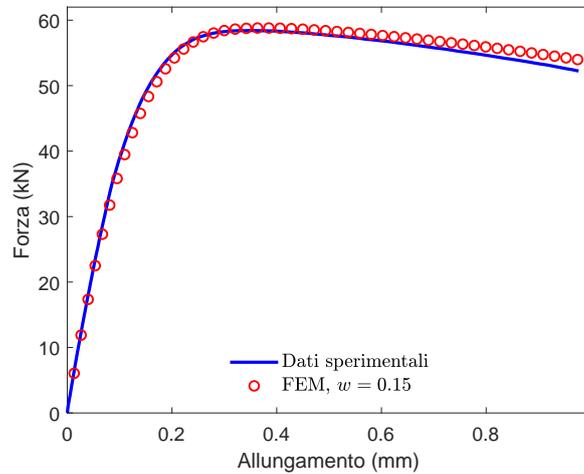


Figura 6: Confronto della curva  $F-\Delta L$  sperimentale e numerica ( $w = 0.15$ ) per il provino tondo intagliato

quanto riguarda le simulazioni numeriche, l'area finale  $A_{f,EF}$  è stato calcolata a partire dallo spostamento radiale dei nodi della sezione minima (trasversale) del provino.

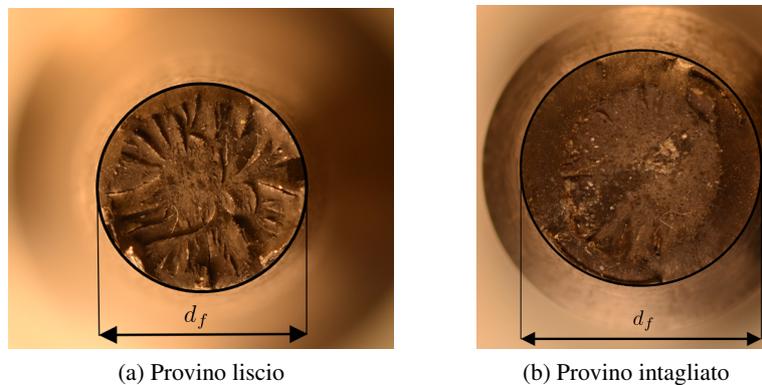


Figura 7: Immagini *post-mortem* del provino liscio (a) e intagliato (b)

Tabella 1: Confronto tra l'area della sezione di rottura  $A_f$  misurata e calcolata agli EF

Provino	$A_0$ (mm <sup>2</sup> )	$A_{f,exp}$ (mm <sup>2</sup> )	$A_{f,EF}$ (mm <sup>2</sup> )
Liscio	28.28	14.73	15.01
Intagliato ( $R = 3$ mm)	38.48	30.47	30.21

## 4. DETERMINAZIONE DEL LUOGO DI ROTTURA

### 4.1. Triassialità e Deformazione a Rottura

Una volta validati i modelli agli elementi finiti, questi ultimi sono stati utilizzati per ricavare le grandezze che definiscono il luogo di rottura del materiale: deformazione equivalente plastica a rottura  $\varepsilon_f$  in funzione della triassialità  $T_\sigma$ . Vi sono due aspetti da tenere in considerazione. Innanzitutto, il punto in cui avviene l'inizio della rottura non è sempre semplice da determinare. In questo studio, è stato assunto che il punto critico in cui ha inizio il cedimento sia al centro del tratto calibrato del provino, in corrispondenza dell'asse dello stesso. Questa assunzione è generalmente valida per materiali duttili, quali l'acciaio in esame, e provini con geometrie simili a quelle analizzate [2, 4]. Inoltre, la rottura di tipo coppa-cono costituisce un'ulteriore conferma di questa assunzione [14].

Il secondo aspetto da considerare è che la triassialità e la deformazione equivalente plastica variano durante il processo deformativo. Per questa ragione il luogo di rottura è spesso costruito come la deformazione media a rottura in funzione della triassialità media. Se la variazione delle grandezze di interesse durante il processo deformativo è piccola, il loro valore medio può essere considerato rappresentativo dello stato di tensione cui il materiale è soggetto nel punto critico.

Nel presente studio sia i valori di triassialità (locale e media) che di deformazione plastica equivalente a rottura sono stati ottenuti dalle analisi agli elementi finiti.

La deformazione a rottura  $\varepsilon_f$  è stata ottenuta valutando la deformazione plastica equivalente nel punto di iniziazione della rottura, alla fine della simulazione. In maniera analoga sono stati ricavati i valori del fattore di triassialità. La triassialità media è  $\bar{T}_\sigma$  stata ottenuta come segue

$$\bar{T}_\sigma = \left( \frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}} \right)_{av} = \frac{1}{\varepsilon_f} \int_0^{\varepsilon_f} T_\sigma(\varepsilon) d\varepsilon_p \quad (8)$$

È stata quindi valutata l'evoluzione della triassialità e deformazione plastica  $\varepsilon_p$  al centro dei provini durante la prova riprodotta agli elementi finiti [15].

I risultati ottenuti dalle analisi agli elementi finiti sono mostrati in Figura 8.

Il punto critico di inizio rottura del provino liscio è, in corrispondenza della sezione minima, il centro dello stesso, dove sia la triassialità che la deformazione plastica equivalente sono massime alla fine della prova (Figura 8a). D'altra parte, si osserva che per il provino intagliato (Figura 8b) si ha la massima deformazione sulla superficie laterale mentre il massimo della triassialità si rileva al centro. In questo caso non è possibile stabilire a priori quale effetto tra i due sia preponderante. Tuttavia, in accordo con le considerazioni espresse in precedenza, è stato assunto che per entrambi i provini la rottura abbia avuto inizio sull'asse del provino.

I valori di triassialità e deformazione ottenuti dalle analisi agli elementi finiti, sono stati confrontati con la soluzione fornita da Bridgman [7], per provini tondi lisci e intagliati.

Secondo Bridgman, la deformazione a rottura è espressa come

$$\bar{\varepsilon}_f = 2 \ln \left( \frac{d_0}{d_f} \right) \quad (9)$$

dove  $\bar{\varepsilon}_f$  è la deformazione a rottura mediata sulla sezione minima [6],  $d_0$  e  $d_f$  sono rispettivamente il diametro iniziale e finale della sezione minima.

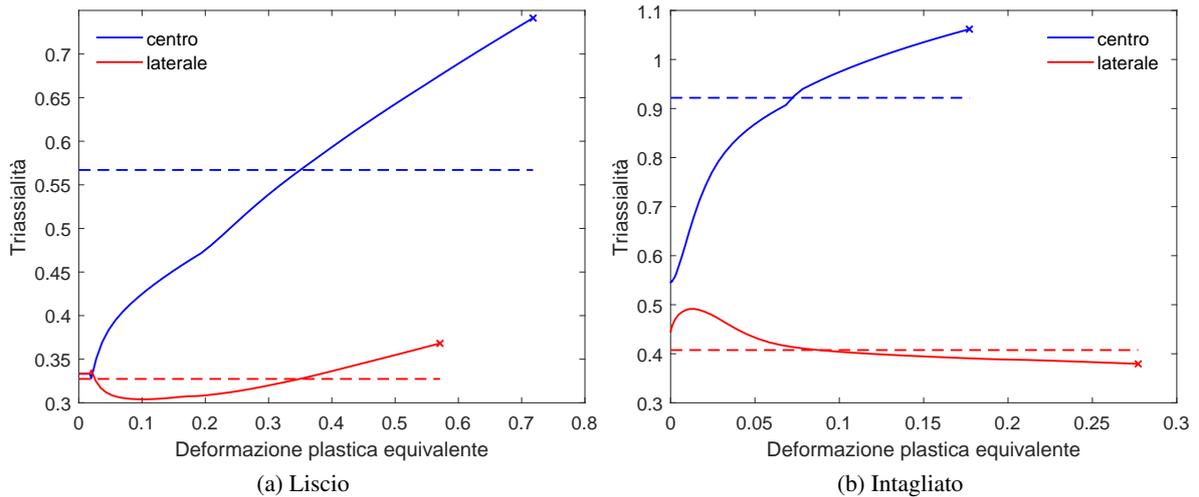


Figura 8: Evoluzione della triassialità  $T_\sigma$  (linea continua) e triassialità media  $\bar{T}_\sigma$  (linea tratteggiata) in funzione della deformazione plastica equivalente al centro ( $r = 0$ ) e sulla superficie laterale ( $r = a$ ) del provino.

La triassialità è esprimibile, secondo la definizione di Bridgman, come segue

$$T_{\sigma,B}(r) = \frac{1}{3} + \ln \left( \frac{a^2 + 2aR - r^2}{2aR} \right) \Rightarrow T_{\sigma,B}(0) = \frac{1}{3} + \ln \left( 1 + \frac{a}{2R} \right) \quad (10)$$

In queste espressioni,  $a = d/2$  è il raggio della sezione minima,  $r$ , con  $0 \leq r \leq a$ , è la coordinata radiale di un generico punto appartenente alla sezione minima,  $R$  è il raggio di curvatura del profilo derivante dalla strizione (oppure è il raggio dell'intaglio, nel caso di provino intaglio) [9]. I valori di  $a$ ,  $R$  variano dunque durante la prova. È opportuno notare che le soluzioni di Bridgman (Equazioni 9 e 10) si basano sull'assunzione di una distribuzione uniforme di tensione lungo la sezione e delle tre componenti di deformazioni mentre è noto che queste grandezze non sono uniformemente distribuite [11].

## 4.2. Definizione del Luogo di Rottura

Il luogo di rottura rappresenta la deformazione a rottura in funzione della triassialità. Sono stati effettuati numerosi studi nel corso degli anni per determinare il luogo di rottura di materiali metallici. Tuttavia non vi sono indicazioni univoche su quali siano le grandezze più significative per la previsione della rottura e la determinazione del luogo. A seguito di questa arbitrarietà, nel presente studio sono state prese in considerazione tre differenti definizioni del luogo di rottura, definito rispettivamente da:

- triassialità  $T_\sigma$  e deformazione plastica a rottura  $\varepsilon_f$  locali, nel punto di inizio del cedimento
- triassialità media  $\bar{T}_\sigma$  e deformazione plastica a rottura locale  $\varepsilon_f$
- soluzione di Bridgman  $\bar{\varepsilon}_f(T_{\sigma,B})$

In particolare, i parametri geometrici (i.e.,  $a$ ,  $R$ ) utilizzati per calcolare la soluzione di Bridgman sono stati ottenuti dagli spostamenti dei nodi del modello agli elementi finiti e sono relativi alla geometria finale.

## 4.3. Luogo di Rottura di Johnson-Cook

Per un'accurata determinazione dei parametri di danno del modello di Johnson-Cook, è necessario effettuare numerose prove sperimentali. Ad oggi sono state testate due sole geometrie e perciò i valori ottenuti di  $T_\sigma$ - $\varepsilon_f$  non sono sufficienti per procedere alla calibrazione dei parametri di danno e per determinare il luogo di rottura. Tuttavia, è stata sviluppata e implementata una procedura affinché possa essere impiega-

ta una volta raccolto un numero significativo di dati. Considerando di disporre di un numero adeguato di coppie di valori  $T_\sigma - \varepsilon_f$ , è stata eseguita una interpolazione tra gli stessi. Risolvendo quindi un problema ai minimi quadrati è possibile determinare le costanti  $D_1, D_2, D_3$  del modello di rottura di Johnson-Cook e il luogo di rottura espresso secondo l'Equazione 4.

La Figura 9 mostra i tre luoghi di rottura derivanti dalle tre possibili definizioni enunciate nella Sezione 4.2. Le linee tratteggiate rappresentano i tre possibili luoghi di rottura costruiti secondo il modello di rottura di Johnson-Cook (Equazione 4). Le linee a tratto continuo mostrano l'evoluzione della triassialità e della deformazione plastica equivalente nel punto critico, durante il processo deformativo.

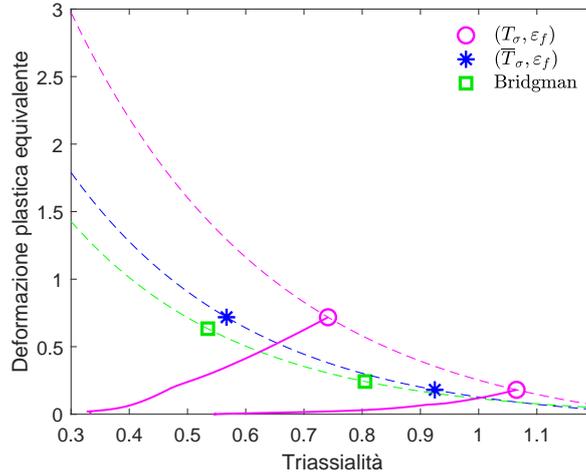


Figura 9: Punti e luoghi di rottura definiti in accordo con tre definizioni differenti

#### 4.4. Effetti delle Differenti Definizioni del Luogo di Rottura

Il criterio di inizio del cedimento è stato implementato in ANSYS tramite una *routine* e un algoritmo di erosione degli elementi. La curva rappresentativa del luogo di rottura è fornita come dato di ingresso del modello. Ad ogni *step* di carico si calcolano i valori di deformazione plastica equivalente e triassialità negli elementi potenzialmente critici. Questi valori locali sono confrontati con la curva del luogo di rottura. L'inizio del cedimento si verifica quando, rilevato un certo valore di triassialità  $T_\sigma$  in un elemento, il valore di  $\varepsilon_{eq}(T_\sigma)$  raggiunge il corrispondente valore critico  $\varepsilon_f(T_\sigma)$ . L'elemento in questione è immediatamente rimosso dalla *mesh* e si interrompe la simulazione. È opportuno sottolineare che il metodo di erosione degli elementi non è utilizzato per simulare e studiare la propagazione della cricca, bensì per individuare il punto critico in cui inizia la rottura. Ciò risulta particolarmente utile nel caso in cui si analizzi una geometria complessa, il cui punto di inizio cedimento non può essere previsto a priori. I tre differenti luoghi di rottura di Figura 9 sono stati implementati nei modelli EF e utilizzati per la previsione della rottura del provino liscio ed intagliato. La Figura 10 mostra l'effetto della scelta del luogo per quanto riguarda le grandezze finali di triassialità e deformazione plastica equivalente (Figura 10a) e di forza-allungamento (Figura 10b). Risulta evidente che la scelta di differenti grandezze che definiscono il luogo di rottura comporta una sensibile variazione nella previsione della rottura, come mostrato in Figura 10b.

## 5. CONCLUSIONI

In questo articolo si è presentata una procedura per la determinazione dei parametri del modello di rottura di Johnson-Cook. In particolare è stata pianificata una campagna di prove sperimentali da eseguire su materiali metallici in condizioni quasi-statiche e sono stati mostrati i risultati relativi a provini tondi, lisci e intagliati. Inoltre è stata definita una procedura per l'identificazione della caratteristica elasto-plastica del materiale, fino a rottura e per la determinazione, tramite analisi EF, del fattore di triassialità

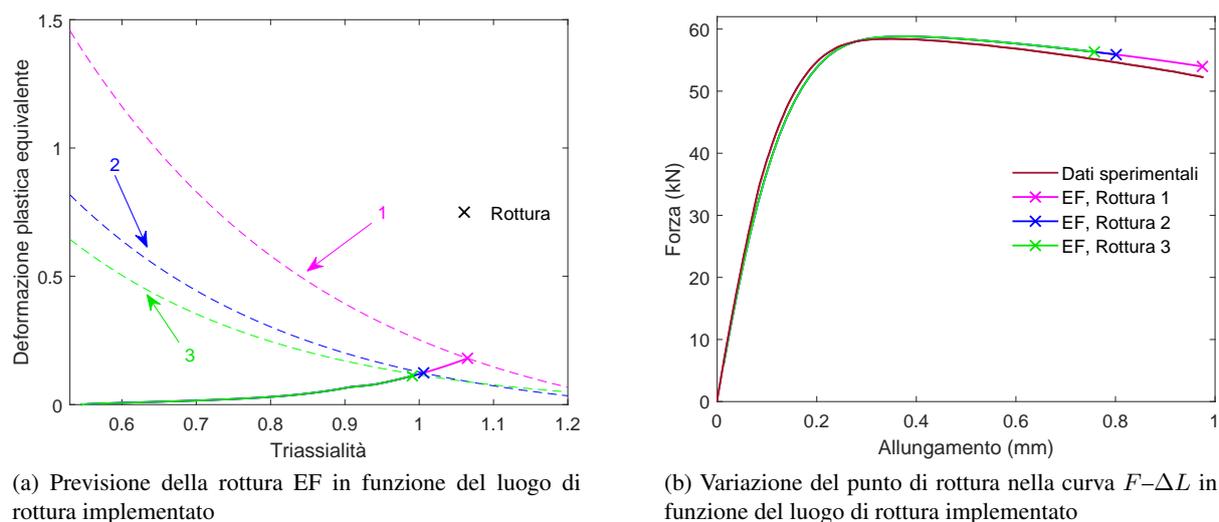


Figura 10: Effetto della scelta del luogo sulla previsione della rottura (provino intagliato)

e della deformazione a rottura, che definiscono il luogo di rottura. Sono state prese in considerazione differenti definizioni delle grandezze che costituiscono il luogo di rottura e ne è stato valutato l'effetto sulla previsione della rottura stessa.

## BIBLIOGRAFIA

- [1] Y. Bai, *Effect of Loading History on Necking and Fracture*, PhD thesis, Massachusetts Institute of Technology (2008).
- [2] Y. Bao, *Prediction of ductile crack formation in uncracked bodies*, PhD thesis, Massachusetts Institute of Technology (2003).
- [3] Y. Bao and T. Wierzbicki, "On fracture locus in the equivalent strain and stress triaxiality space", *International Journal of Mechanical Sciences*, 46, 81–98 (2004).
- [4] N. Bonora, A. Ruggiero, L. Esposito, and D. Gentile, "CDM modeling of ductile failure in ferritic steels: assessment of the geometry transferability of model parameters", *International Journal of Plasticity*, 22(11), 2015–2047 (2006).
- [5] N. Bonora, A. Ruggiero, P. Flater, J. House, and R. DeAngelis, "On the material post-necking stress-strain curve in the simulation of dynamic impact", *AIP Conference Proceedings*, 845 (2006).
- [6] N. Bonora, A. Ruggiero, D. Gentile, and S. Meo, "Practical applicability and limitations of the elastic modulus degradation technique for damage measurements in ductile metals", *Strain*, 47, 241–254 (2011).
- [7] P. W. Bridgman, *Studies in Large Plastic Flow and Fracture: With Special Emphasis on the Effects of Hydrostatic Pressure*, McGraw-Hill, New York (1952).
- [8] G. R. Johnson and W. H. Cook, "Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures and pressures", *Engineering Fracture Mechanics*, 21(1), 31–48 (1985).
- [9] G. La Rosa, G. Mirone, and A. Risitano, "Effect of stress triaxiality corrected plastic flow on ductile damage evolution in the framework of CDM", *Engineering Fracture Mechanics*, 68, 417–434 (2001).
- [10] Y. Ling, "Uniaxial true stress-strain after necking.", *AMP J. Technol.*, 5, 37–48 (1996).
- [11] G. Mirone, "A new model for the elastoplastic characterization and the stress-strain determination on the necking section of a tensile specimen", *International Journal of Solids and Structures*, 41, 3545–3564 (2004).
- [12] M. Murugesan and D. W. Jung, "Johnson Cook material and failure model parameters estimation

- of AISI-1045 medium carbon steel for metal forming applications”, *Materials*, 12, 609 (2019).
- [13] J. Roesler, H. Harders, and M. Baeker, *Mechanical Behaviour of Engineering Materials: Metals, Ceramics, Polymers, and Composites* (2007).
- [14] G. Testa, N. Bonora, D. Gentile, A. Ruggiero, G. Iannitti, A. Carlucci, and Y. Madi, “Strain capacity assessment of API X65 steel using damage mechanics”, *Frattura ed Integrità Strutturale*, 42, 315–327 (2017).
- [15] K. Wang, “Calibration of the Johnson-Cook failure parameters as the chip separation criterion in the modelling of the orthogonal metal cutting process”, Master’s thesis, McMaster University, Hamilton Ontario (2016).