

## Misure di danno in materiali policristallini

Luca Esposito, Domenico Gentile e Nicola Bonora

*DiMSAT- Università di Cassino – Cassino (FR), email: gentile@unicas.it*

### SOMMARIO

Il presente lavoro è volto all'investigazione sperimentale dell'influenza della microstruttura nella determinazione dei parametri di danno del modello di Bonora (1997). L'attività sperimentale prende spunto da un precedente lavoro di Ruggiero e Bonora (2003) che hanno proposto questa possibile dipendenza. Le prove sperimentali sono state effettuate, secondo una già collaudata procedura, Bonora et al. (2005), su rame al 99.99%. In un primo tempo sul rame lavorato a freddo (rameAR) per determinare i parametri di danno del modello. Successivamente si sono investigati gli effetti di un trattamento termico su provini di medesime dimensioni e materiale. Il primo processo di "annealing" è stato effettuato a 400 °C (rame400) per due ore in forno sottovuoto ed il secondo ad 800 °C (rame800).

### ABSTRACT

In this paper, the CDM model formulation for ductile damage, as proposed by Bonora [1997], has been used. The model requires the determination of four material parameters. Ruggiero and Bonora [2003] pointed out the possible dependence of the damage parameters on the microstructural material state. In order to investigate this issue, experimental damage investigations have been performed on ½ hardened pure copper, (99.99%). Firstly, damage parameters for the material in the as-received state have been determined according to the procedure given in Bonora et al. (2005). Successively, the effect of thermo-mechanical processing on the damage parameters have been investigated performing two annealing process: 400°C for 2h and 800°C for 2h, in vacuum.

### 1. INTRODUZIONE

Studi recenti hanno dimostrato che la Continuum Damage Mechanics (CDM) è uno strumento realmente efficace per simulare il cedimento del materiale in condizioni molto differenti di stato di sforzo (i.e. dal provino di trazione alla prova di tenacità a frattura). Il punto chiave di ogni modello CDM è la legge evolutiva del danno, i cui parametri vanno ricavati attraverso un numero limitato di prove possibilmente semplici. 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 si è considerato il modello di danno proposto da Bonora, (1997):

$$\dot{D} = -\dot{\lambda} \frac{\partial \mathcal{F}_D}{\partial Y} \alpha \cdot \frac{(D_{cr} - D_0)^{\frac{1}{\alpha}}}{\ln(\varepsilon_f / \varepsilon_{th})} \cdot f\left(\frac{\sigma_H}{\sigma_{eq}}\right) \cdot (D_{cr} - D)^{\frac{\alpha-1}{\alpha}} \cdot \frac{\dot{p}}{p} \quad (1)$$

che nel caso monoassiale ( $f\left(\frac{\sigma_H}{\sigma_{eq}}\right)=1$ ) diventa:

$$D = D_0 + (D_{cr} - D_0) \cdot \left\{ 1 - \left[ 1 - \frac{\ln(\varepsilon / \varepsilon_{th})}{\ln(\varepsilon_f / \varepsilon_{th})} \right]^\alpha \right\} \quad (2)$$

in cui  $\varepsilon_{th}$  è la deformazione uniassiale di soglia per la quale i processi di danno hanno inizio,  $\varepsilon_f$  è la deformazione uniassiale a rottura per cui la variabile di danno ha raggiunto il suo valore critico,  $D_{cr}$  è il valore del danno critico a rottura,  $D_0$  è il valore iniziale del danno,  $\alpha$  è un termine che fornisce la forma della curva di danno.

Questa formulazione è indipendente dal materiale e consente la descrizione di differenti leggi di evoluzione del danno con la deformazione plastica senza la necessità di cambiare la scelta del potenziale di dissipazione del danno. Inoltre gli effetti della progressiva riduzione della duttilità con la crescita della triassialità sono previsti in maniera accurata, Bonora (1998)

Il modello di danno per essere applicato necessita della determinazione di 5 parametri:  $\varepsilon_{th}$ ,  $\varepsilon_f$ ,  $D_{cr}$ ,  $D_0$  (che per i materiali vergini è assunto pari a zero) ed  $\alpha$ , secondo una procedura di prova ben definita e concettualmente molto semplice: una prova di trazione uniassiale con scarichi ripetuti, (Bonora et al. 2005).

Un aspetto di particolare interesse non ancora pienamente investigato è quello relativo alla variazione di detti parametri al variare della microstruttura del materiale. In particolare, partendo da alcune considerazioni sull'influenza della microstruttura sui parametri di danno, Ruggiero e Bonora (2003), si è voluto investigare sperimentalmente il comportamento di un materiale sottoposto a differenti trattamenti termici. Questo perché i processi termo-meccanici alterano la struttura cristallina e, di conseguenza, il comportamento a danno del materiale. Nel presente lavoro la campagna sperimentale è stata svolta secondo una già collaudata procedura, Gentile et al. (2004), su rame al 99.99%. In un primo tempo sul rame lavorato a freddo (rameAR) per determinare i parametri di danno del modello. Successivamente si sono investigati gli effetti di un trattamento termico su provini di medesime dimensioni e materiale. Il primo processo di "annealing" è stato effettuato a 400 °C (rame400) per due ore in forno sottovuoto ed il secondo ad 800 °C (rame800).

Inoltre è stata introdotta una nuova tipologia di provino, rispetto a quella precedentemente adottata per consentire una più accurata indagine ad alti valori di deformazione e superare una serie di criticità legate all'uso di strain gauges impiegati nella procedura descritta in Gentile et al. (2004).

## 2 PROCEDURA

Il materiale impiegato nelle prove sperimentali è stato il rame puro al 99,99%. Sono stati considerati tre stati metallurgici: half ardened, annealed a 400 °C per 2 ore ed annealed ad 800 °C per 2 ore.

La procedura consolidata prevedeva l'uso di una tecnica a strain gauges multipli, Bonora et al. (2005), che richiedeva l'impiego di più strain gauges per ogni singola prova. Come primo passo, quindi, si è disegnato un provino che consentisse l'impiego di un clip gauge invece degli strain gauges ed in grado di fornire un'accuratezza di misura confrontabile con quella degli strain gauges. Il vantaggio di una prova svolta in questo modo è rappresentato dal fatto che non è necessario smontare il provino dalla macchina per azzerare il clip gauge quando raggiunge il suo limite di misura. Nel nostro caso tale limite era rappresentato dal 40 % di deformazione. Con una tecnica a strain gauges multipli per raggiungere lo stesso livello di deformazione è necessario impiegare almeno 5 strain gauges. Ciò significa smontare e rimontare per almeno 5 volte il provino, con tutte le conseguenze del caso per quanto riguarda gli eventuali errori di allineamento del provino stesso. Il vantaggio degli strain gauges è costituito dal fatto che, se scelti opportunamente, consentono di effettuare la misura in un'area molto più piccola di quella del clip gauge: lunghezza di misura del clip gauge = 12,5 mm contro una lunghezza di misura dello strain gauge di 6 mm. Quindi, poiché i fenomeni di iniziazione e coalescenza di microvuoti avvengono in un'area limitata del provino a clessidra, utilizzato nella procedura definita in precedenza, la misura di deformazione effettuata con lo strain gauge risulta più accurata di quella con il clip gauge. Inoltre con tecnica a strain gauges multipli la prova richiede dei tempi molto più lunghi: bisogna incollare almeno 5 strain gauges e, per ognuno di essi, rispettare le procedure di incollaggio che, nel caso specifico, richiedono, tra le altre cose, 2 ore di cura in forno a 74 °C.

Allo scopo, quindi, di impiegare il clip gauge, si sono realizzati dei provini secondo la geometria rappresentata in figura 1. Il provino a clessidra previsto dalla procedura definita in Bonora et al. (2005) è stato sostituito da un provino a clessidra avente, però, una parte centrale rettilinea di lunghezza pari alla misura base delle lame del clip gauge utilizzato.

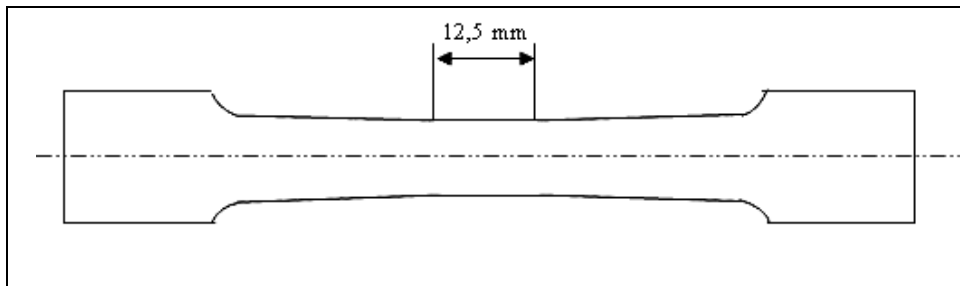


Fig 1. Geometria dei provini

Questa geometria garantisce condizioni di carico uniassiale nella zona di misura e, inoltre, consente di conoscere a priori la zona dove si avrà il danneggiamento e, quindi, la rottura del provino. Per verificare la rispondenza tra la misura effettuata con clip gauge e quella con strain gauge di dimensioni 6x3 mm<sup>2</sup>, è stata effettuata una prova preliminare montando sul provino entrambi gli strumenti di misura. I risultati hanno dimostrato la buona rispondenza tra le due misure, figura 2, e, pertanto, si è proceduto all'effettuazione delle prove con il solo clip gauge.

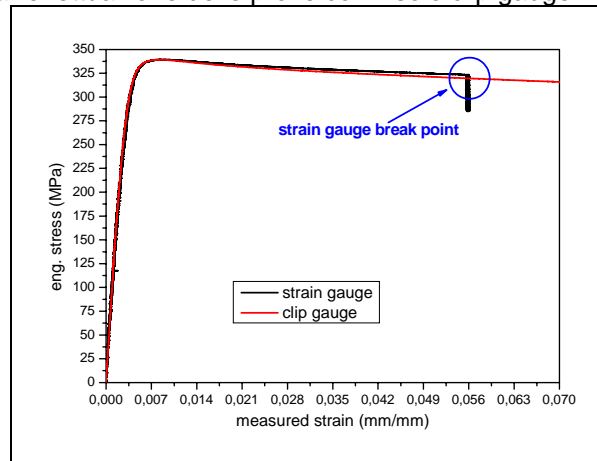


Fig. 2. Confronto tra la misura effettuata con il clip gauge e quella con lo strain gauge

Definita quindi la metodologia di prova, si è proceduto all'effettuazione di prove di trazione con scarichi e ricarichi intermedi al fine di poter valutare la variazione del modulo di Young (E) del materiale. Come illustrato da Bonora et al. (2005) è possibile misurare l'evoluzione del danno attraverso la misura del decadimento del modulo di Young:

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

con  $E_0$  modulo iniziale ed E modulo misurato durante gli scarichi parziali, figura 3a. Per ogni provino è stata quindi ricavata la *curva true stress – measured strain*.

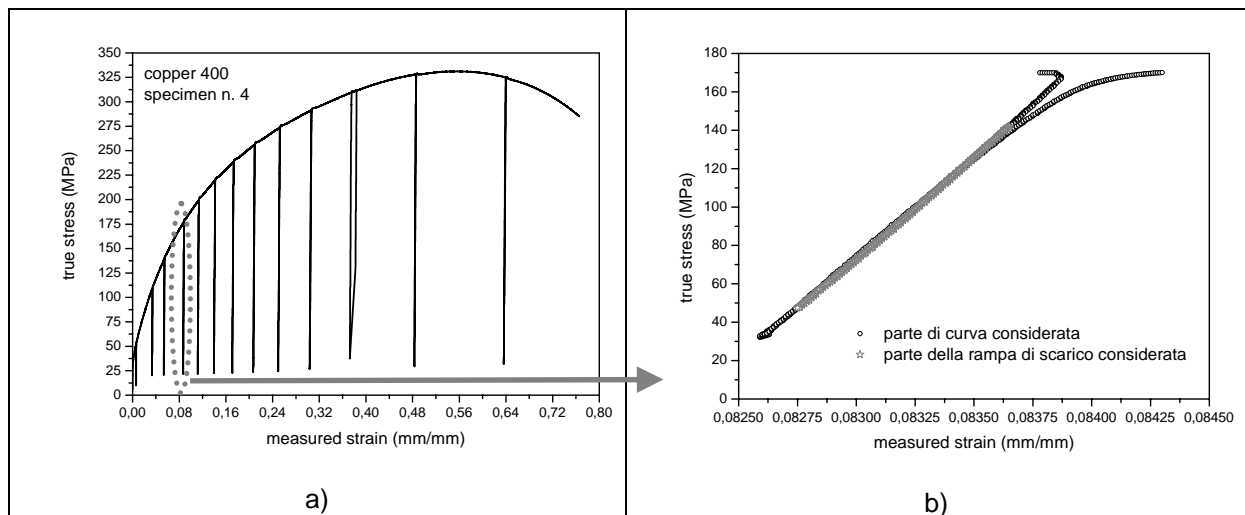


Fig. 3. a) Curva true stress-measured strain per il provino n.4 – rame(400)  
 b) in grigio è indicata la parte di rampa di scarico considerata per il calcolo di E

Lo sforzo vero è stato derivato da quello ingegneristico attraverso la relazione:  $\sigma_{vero} = \sigma_{ingegneristico} (1 + \epsilon_{misurata})$ . Questo per tener conto della riduzione di sezione durante la prova di trazione. Nella realtà poichè quello che interessa sono soltanto le pendenze della fase di scarico e tenendo conto che la differenza tra la deformazione all'inizio dello scarico e quella alla fine è data dal solo ritorno elastico, si può anche utilizzare direttamente la curva ingegneristica.

La misura di E è valida fino alla comparsa del necking. Poi si perdono le condizioni di triassialità uniforme necessarie per la corretta esecuzione della prova.

La determinazione di E viene effettuata, come detto, considerando gli scarichi parziali e tagliando la parte iniziale e finale di tali scarichi, dove sono presenti delle piccole non linearità. Seguendo quanto proposto da Lemaitre e Dufailly (1987) si è calcolato il modulo E nel range:

$$0,15 \frac{P_{max}}{A} < \frac{P}{A} < 0,85 \frac{P_{max}}{A} \quad (4)$$

Dove P rappresenta il carico di trazione ed A la sezione minima, figura 3b.

I parametri della legge evolutiva del danno, Bonora (1997), presenti nella eq. (2) sono stati ricavati separando il danno D dalla deformazione  $\epsilon$  nella (2) ed effettuando il logaritmo dell'espressione così ottenuta, Gentile et.al. (2004):

$$\ln \left( \frac{D_{cr} - D}{D_{cr} - D_0} \right) = \alpha \ln \left[ \ln \left( \frac{\epsilon_f}{\epsilon} \right) \right] - C \quad \text{con} \quad C = \alpha \ln \left[ \ln \left( \frac{\epsilon_f}{\epsilon_{th}} \right) \right] \quad (5)$$

$$\epsilon_{th} = \epsilon_f \cdot e^{-B} \quad \text{con} \quad B = e^{\frac{C}{\alpha}} \quad (6)$$

Si ottengono così i dati di danno in un diagramma doppio-logaritmico in cui l'esponente  $\alpha$  viene determinato dalla pendenza della retta ottenuta effettuando il fit lineare dei punti sperimentali. Il parametro C è l'intersezione della stessa retta con l'asse delle ordinate. Una volta misurata la  $\epsilon_f$  è quindi possibile determinare la deformazione di soglia per il materiale testato.

### 3. RISULTATI

Utilizzando l'eq. 3 sono state ricavate le curve di danno in funzione della deformazione per ciascun provino testato. In figura 4 sono riportati i risultati complessivi per le tre differenti condizioni del materiale analizzate. Sono riportati i risultati relativi a 2 provini per condizione data l'alta ripetibilità dei risultati riscontrata nei test eseguiti.

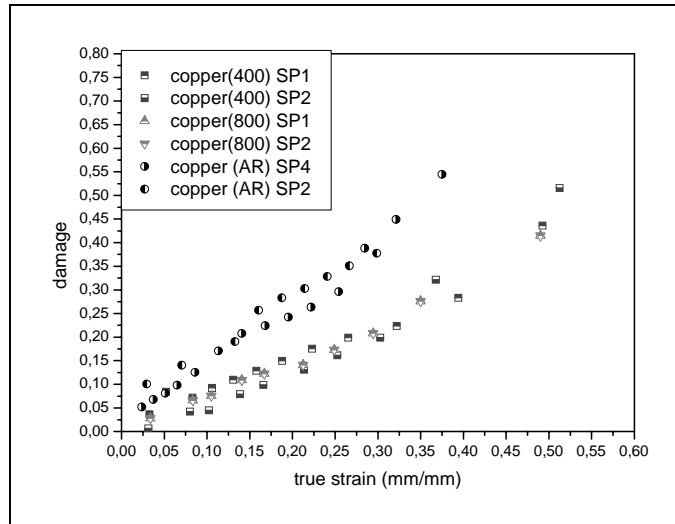


Fig. 4. Valori del danno in funzione della deformazione vera per le tre differenti condizioni del materiale analizzate.

Dalla figura 4 si può notare come il danno nel rame indicato con la sigla AR (as received) che non ha subito trattamento di ricottura dopo la lavorazione meccanica, i valori del danno sono più alti rispetto a quelli dei provini che sono stati sottoposti a processo di ricottura dopo la lavorazione, rame(400) e rame(800). Risultato questo che conferma quanto indicato da Ruggiero e Bonora (2003) di una possibile influenza della microstruttura del materiale sui parametri di danno.

Volendo calcolare con la procedura descritta i valori dei parametri di danno si ottengono delle curve del tipo di quella rappresentata in figura 5 per uno dei provini rame400. Si è assunto un valore di deformazione finale pari a 2.2, di danno critico pari a 1 e di danno iniziale pari a 0, secondo quanto descritto in Bonora et al. (2005). Analoghi grafici si ricavano per gli altri provini. Da questi si possono ottenere i valori dei parametri di danno cercati. In figura 6 è rappresentato il confronto tra la curva teorica ed i valori sperimentali per lo stesso provino considerato in figura 5. In tabella 1 sono riportati i valori dei parametri di danno rispettivamente per rame AR, rame400 e rame800 ricavati secondo la metodologia descritta.

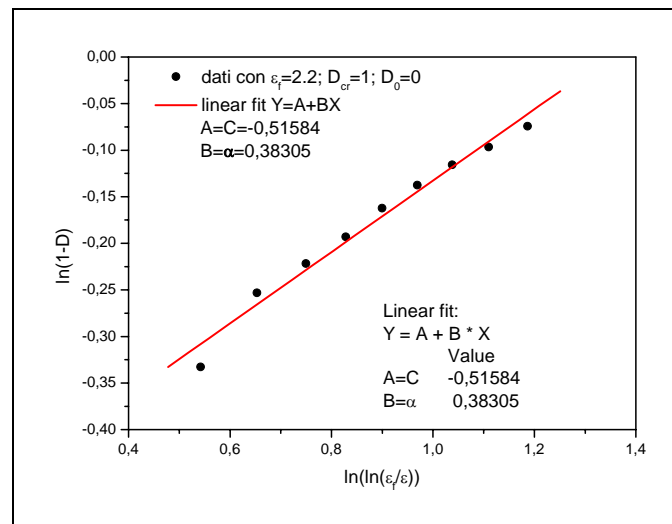


Fig. 5. Individuazione dei parametri C ed  $\alpha$  per il provino SP1 rame400

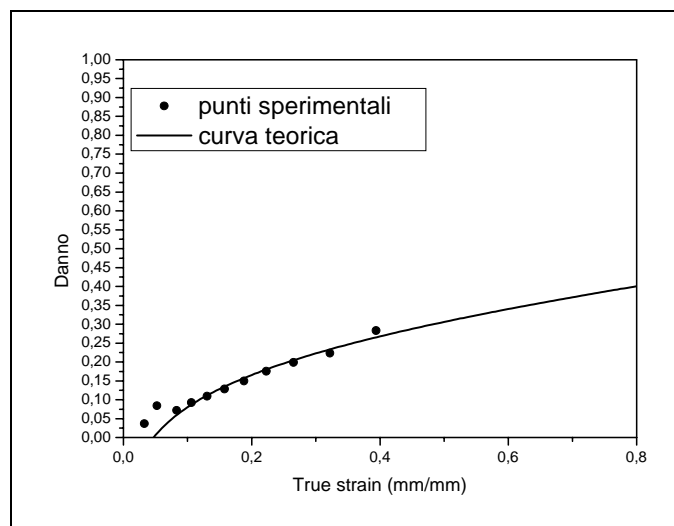


Fig. 6. Confronto tra la curva teorica ed i valori sperimentali per il provino SP1, rame 400.

	$\epsilon_f$	$\alpha$	$\epsilon_{th}$
rame400	2.2	0.38	0.047
rame800	2.2	0.33	0.045
rame AR	1.5	0.436	0.022

Tabella 1. Valori dei parametri di danno per le tre differenti condizioni considerate.

Come si può notare dalla tabella 1, i valori dei parametri per il rame ricotto sono molto simili. Mentre il rame lavorato e non trattato termicamente presenta dei valori differenti. In particolare la soglia di danno e, cioè, il valore a cui incominciano i processi di danneggiamento del materiale, risulta circa la metà del valore ottenuto per il rame ricotto, in accordo con i dati riportati in figura 4.

Si può quindi notare come per uno stesso materiale, il trattamento termico influenzi in misura notevole la nucleazione, crescita e coalescenza dei microvuoti che sono all'origine dei fenomeni di danneggiamento duttile. E' quindi possibile ipotizzare che i parametri di danno di un materiale policristallino siano fortemente influenzati dalla microstruttura dello stesso.

Ulteriori analisi, in particolare analisi al SEM, sono necessarie per meglio comprendere la dipendenza dei parametri di danno dalla microstruttura del materiale.

## CONCLUSIONI

Dalle prove sperimentali, effettuate secondo la procedura su esposta, si è evidenziato come i parametri della legge evolutiva del danno siano influenzati dalla microstruttura del materiale considerato. In particolare quello che emerge dai dati sperimentali è che il valore di soglia della deformazione plastica, raggiunto il quale comincia il processo di danneggiamento del materiale, nel caso del rame ricotto è circa il doppio di quello del rame lavorato ma non trattato termicamente dopo la lavorazione. Questo indica che la microstruttura del materiale gioca un ruolo molto importante nell'iniziazione dei fenomeni di danno. Una ulteriore analisi al SEM è necessaria per studiare la correlazione tra microstruttura ed i valori di soglia.

## BIBLIOGRAFIA

- [1] Bonora, N., 1997. A nonlinear CDM model for ductile failure. Eng. Frac. Mech. 58, 11-28.
- [2] Ruggiero, A. and Bonora, N., 2003. Ductile Damage Prediction In Taylor Impact Cylinder Test Using CDM Approach. 13th Applied Physics Society Shock Compression on Condensed Matter Conference, Portland, OR, USA
- [3] Bonora, N., Gentile, D., Pirondi, A. and Newaz, G., 2005. Ductile damage evolution under triaxial state of stress: theory and experiments. Int. J. of Plasticity 21, 981-1007.
- [4] Bonora, N., Gentile, D., Pirondi A., "Identification of the parameters of a non-linear continuum damage mechanics model for ductile failure in metals", Journal of Strain Analysis, 2004, 39, n°6.
- [5] J. Lemaitre and J. Dufailly. Damage Measurements. Engineering Fracture Mechanics, Vol. 28, n. 5/6, pp643-661, 1987.