

MICROSTRUTTURA E COMPORTAMENTO A FRATTURA DI LEGHE SINTERIZZATE

G. Straffelini, V. Fontanari

*Dipartimento di Ingegneria dei Materiali-Università di Trento
Via Mesiano 77, 38100 Trento*

ABSTRACT

The deformation and fracture behaviour of different alloys obtained by powder metallurgy has been investigated by means of bending tests carried out on notched and fatigue pre-cracked specimens. A process zone model has been used to explain the peculiar direct relationship between toughness (expressed by the parameter K_Q) and yield strength. In this frame the particular role of matrix microstructure has been also highlighted. The analysis of the J_{max} -values (which were found to be representative of the initiation toughness) allowed us to highlight the role of microstructure in determining the onset of fracture.

SOMMARIO

Mediante prove di flessione su provini precriccati e solamente intagliati e l'uso di un modello interpretativo basato sul concetto di zona di processo è stata razionalizzata la correlazione diretta che esiste tra la tenacità (espressa dal parametro K_Q) e la resistenza allo snervamento di diverse leghe sinterizzate. In questo contesto è stato evidenziato come K_Q dipenda dall'interazione tra l'effetto di concentrazione della deformazione plastica esercitato dalla presenza di una cricca e dalla porosità e le caratteristiche deformative della microstruttura. Mediante l'analisi dei dati sperimentali del parametro di tenacità J_{max} (che si è riscontrato essere rappresentativo di J all'inizio della propagazione della cricca) è stato infine evidenziato il ruolo della microstruttura della matrice anche nel determinare le condizioni di frattura duttile che si hanno all'apice di una cricca o alla radice dell' intaglio.

INTRODUZIONE

I metalli sinterizzati, cioè prodotti mediante la metallurgia delle polveri, sono caratterizzati da una microstruttura molto eterogenea, a causa soprattutto della presenza della porosità residua. In genere, i sinterizzati prodotti con la tecnica convenzionale di pressatura e sinterizzazione contengono una frazione in volume di pori che varia dal 5 al 15%. La porosità esercita una notevole influenza sul comportamento a deformazione plastica e frattura, dato che i pori riducono la sezione utile resistente e si comportano da concentratori

di sforzi e deformazioni. L'innesco prematuro di processi di deformazione plastica è anche spesso favorito dalla presenza di fasi tenere nella microstruttura della matrice.

Solo recentemente è stata intrapresa una caratterizzazione del comportamento a deformazione e frattura dei sinterizzati utilizzando le procedure tipiche della meccanica della frattura. E' apparso subito chiaro che questi materiali presentano delle peculiarità di comportamento che devono essere opportunamente approfondite ed interpretate. Innanzitutto quasi mai sono soddisfatte le condizioni di validità per la determinazione del K_{IC} espresse dalla normativa ASTM E399. Per ottenere validi valori del K_{IC} , infatti, si dovrebbero utilizzare provini con dimensioni particolarmente elevate, che difficilmente possono essere prodotti con la tecnologia della metallurgia delle polveri. Va quindi evidenziato il fatto che, in generale, i componenti meccanici sinterizzati sono di dimensioni ridotte e quindi quasi mai si riscontrano nelle applicazioni pratiche condizioni di deformazione piana all'apice di cricche eventualmente presenti. Va anche sottolineato che molti lavori sperimentali hanno evidenziato l'indipendenza dei valori sperimentali di tenacità alla frattura dalla dimensione dei provini [1,2]. La spiegazione fisica proposta è connessa col fatto che lo stato di sforzo in corrispondenza dei necks all'apice della cricca (i necks sono i legami che si formano in sinterizzazione tra le particelle di polvere) dipende solo dalla geometria di ogni singolo neck, che può essere visto come un provino di trazione in miniatura.

Un altro aspetto interessante riguarda la possibilità di eseguire prove di meccanica della frattura utilizzando provini intagliati e non precriccati [3, 4]. Evidentemente questo comporta notevoli vantaggi sperimentali ma anche la constatazione che un intaglio in un componente meccanico sinterizzato può essere particolarmente dannoso dato che si comporta come una cricca. L'interpretazione fisica proposta per spiegare questo comportamento fa riferimento al fatto che le caratteristiche dei necks all'apice di una cricca o alla radice di un intaglio possono essere perfettamente confrontabili.

Nel presente lavoro è stato studiato il comportamento a frattura di tre leghe ferrose sinterizzate (ferro puro, una lega Fe-C e una lega molto eterogena di tipo Distaloy) soggette a prove di flessione con provini intagliati e precriccati. Sono stati così determinati i parametri della meccanica delle fratture e, mediante prove di scarico e ricarico, è stata anche seguita l'evoluzione del danneggiamento. L'obiettivo è quello di apportare, se possibile, un ulteriore contributo all'interpretazione del comportamento a frattura di questa particolare classe di materiali, con lo specifico intento di evidenziare il ruolo della microstruttura del materiale.

PROCEDURA SPERIMENTALE

Per la presente sperimentazione sono stati prodotti tre materiali: ferro puro (utilizzando polveri ridotte NC100.24 prodotte dalla HoeganaesAB, S); Fe-0.4%C (usando polveri di ferro atomizzate ASC 100.29, prodotte dalla HoeganaesAB, e grafite); Fe-4%Ni-1.5%Cu-0.5%Mo-0.5%C (usando polveri di DistaloyAE, prodotte dalla HoeganaesAB, e grafite). Le polveri sono state compattate con presse uniassiali in stampi per la produzione di provini

per prove di flessione aventi le seguenti dimensioni: 10mmX10mmX55mm. La pressione di compattazione è stata di 500 MPa. La sinterizzazione è stata quindi condotta in ammoniaca dissociata a 1120°C per 30 minuti in un forno industriale. I tre materiali sono di seguito indicati con A5LT, B5LT e E5LT.

In Tabella 1 sono riportati i valori di densità e porosità dei materiali in studio e anche le loro proprietà a trazione E' da notare che il materiale E5LT è caratterizzato da una microstruttura eterogenea caratterizzata dalla coesistenza di zone dure (bainite, perlite e anche martensite) e zone molto più tenere (ferrite, austenite ritenuta) che promuovono uno snervamento continuo durante la prova di trazione [5]. La deformazione plastica, infatti, inizia alquanto prematuramente nelle zone più deformabili localizzate vicino ai necks e propaga quindi nelle zone vicine. Seguendo una procedura esposta in [6] si è ottenuto che lo snervamento generalizzato sull'intera sezione del provino si ha in corrispondenza di uno sforzo di 235 MPa, che è molto inferiore a $\sigma_{Y0.1}$.

Materiale	Densità, g/cm ³	Porosità, %	$\sigma_{Y0.1}$, MPa	σ_R , MPa	ϵ_R	E, GPa
A5LT	6.8	13.4	80	181	0.13	149.8
B5LT	7	10.4	160	255	0.054	144.8
E5LT	7	11	340	702	0.025	137.5

$\sigma_{Y0.1}$,= sforzo di snervamento per una deformazione plastica permanente dello 0.1%;

σ_R = sforzo di rottura; ϵ_R =deformazione a rottura; E=modulo di elasticità longitudinale determinato con il metodo della risonanza acustica.

Tabella 1: caratteristiche della porosità e proprietà tensili

Le prove di flessione sono state eseguite su provini intagliati e provini precriccati, usando una macchina di prova universale Instron, con una velocità di spostamento della traversa pari a 0.2 mm/min. La distanza tra gli appoggi era pari a 40 mm. Onde evitare influenze spurie, lo spostamento del punto di applicazione del carico è stato misurato mediante estensimetro. Sono state eseguite almeno tre prove per ogni punto sperimentale.

Nei provini intagliati l'intaglio, ottenuto per elettroerosione per minimizzare eventuali fenomeni di densificazione locale, è a facce parallele e ha una profondità di 3 mm e un raggio di fondo intaglio di 0.17 mm. Per ottenere i provini precriccati è stato eseguito inizialmente un intaglio profondo 1 mm (con la stessa procedura descritta) e la precricca di fatica dalla lunghezza nominale di 2 mm è stata realizzata eseguendo cicli di fatica secondo quanto previsto dalla procedura ESIS P1-92.

Nel caso dei provini intagliati sono state eseguite anche delle prove di flessione con scarichi parziali, seguendo la procedura descritta in [6, 7]. In questo modo è stato possibile valutare l'evoluzione del danneggiamento seguendo l'andamento del seguente parametro D:

$$D = 1 - \frac{R}{R_0}$$

dove R_0 è la cedevolezza del provino scaricato in campo elastico e R è la cedevolezza allo scarico determinata a crescenti valori della freccia.

Per avere informazioni sul meccanismo di deformazione e frattura, le superfici di frattura dei provini rotti sono state osservate mediante un microscopio elettronico a scansione (SEM).

RISULTATI

In Figura 1 sono riportate le curve carico-freccia nel caso delle prove sui provini precriccati. Si può notare come la curva relativa al materiale A5LT mostri un'intensa deformazione plastica dopo il raggiungimento del carico massimo, il che è significativo di una propagazione stabile della cricca fino alla rottura. Un comportamento analogo è mostrato dal materiale B5LT (anche se la deformazione plastica è meno intensa) mentre nel materiale E5LT la fase di propagazione stabile è alquanto limitata. Da queste curve è stato quindi ottenuto il corrispondente valore di K_Q usando la procedura descritta nella norma ASTM E399 e quindi la relazione:

$$K_Q = \frac{P_Q}{B\sqrt{W}} f\left(\frac{a}{W}\right)$$

dove: P_Q è il valore del carico determinato tracciando la retta passante per l'origine e avente una pendenza inferiore del 5% della retta tangente, nell'origine, alla curva sperimentale; a è la lunghezza iniziale della cricca; B e W sono lo spessore e la larghezza del provino di flessione; $f(a/W)$ è un fattore geometrico. È stato ottenuto che P_{\max}/P_Q vale mediamente 1.1 nel caso del materiale A5LT, 1.09 per il B5LT e 1.01 per l'E5LT e quindi la condizione $P_{\max}/P_Q < 1.1$ è strettamente soddisfatta per tutti i materiali. I valori calcolati di K_Q sono riportati in Tabella 2. È facile verificare che la prescrizione: $B, W-a > 2.5(K_Q/\sigma_Y)^2$ non è mai soddisfatta, per cui, da questo punto di vista, i valori ottenuti di K_Q non sono rappresentativi di K_{Ic} .

Dalle curve sperimentali è stato anche ottenuto il parametro J_{\max} definito dalla seguente relazione:

$$J_{\max} = \frac{2U_{\max}}{B(W-a)}$$

dove U_{\max} rappresenta l'energia totale di deformazione assorbita fino al carico massimo P_{\max} . In questo caso la prescrizione data $W-a > 25J/\sigma_Y$ (norma ASTM E813) è sempre verificata. Anche i valori di J_{\max} sono riportati in Tabella 2.

Come detto, sono state eseguite prove di flessione anche su provini intagliati per elettroerosione. Nel caso dei materiali B5LT ed E5LT la forma delle curve sperimentali è risultata simile a quella relativa ai provini precriccati. Nel caso del materiale A5LT, invece,

la curva è risultata assai diversa, come mostrato in Figura 2. Si può notare come nel caso della prova eseguita con provino intagliato il carico di snervamento sia inferiore mentre il carico massimo sia rimasto invariato anche se raggiunto per un valore maggiore della freccia. Questo è dovuto alla comparsa di una fase iniziale caratterizzata da estesa deformazione plastica in assenza di incrudimento, simile a quella che si osserva dopo il fenomeno dello snervamento superiore ed inferiore negli acciai dolci. Come nel caso dei campioni precrickati, dalle curve sperimentali sono stati ottenuti i valori di K_Q e J_{max} seguendo la procedura descritta e ponendo semplicemente pari ad a (lunghezza della cricca nelle formule date) il valore corrispondente alla profondità dell'intaglio (3 mm). Anche questi dati sono inclusi in Tabella 2.

In Figura 3 sono mostrate le curve sperimentali che evidenziano l'evoluzione del danneggiamento D . Si può chiaramente notare come il danneggiamento evolva in modo lineare partendo da un certo valore della freccia.

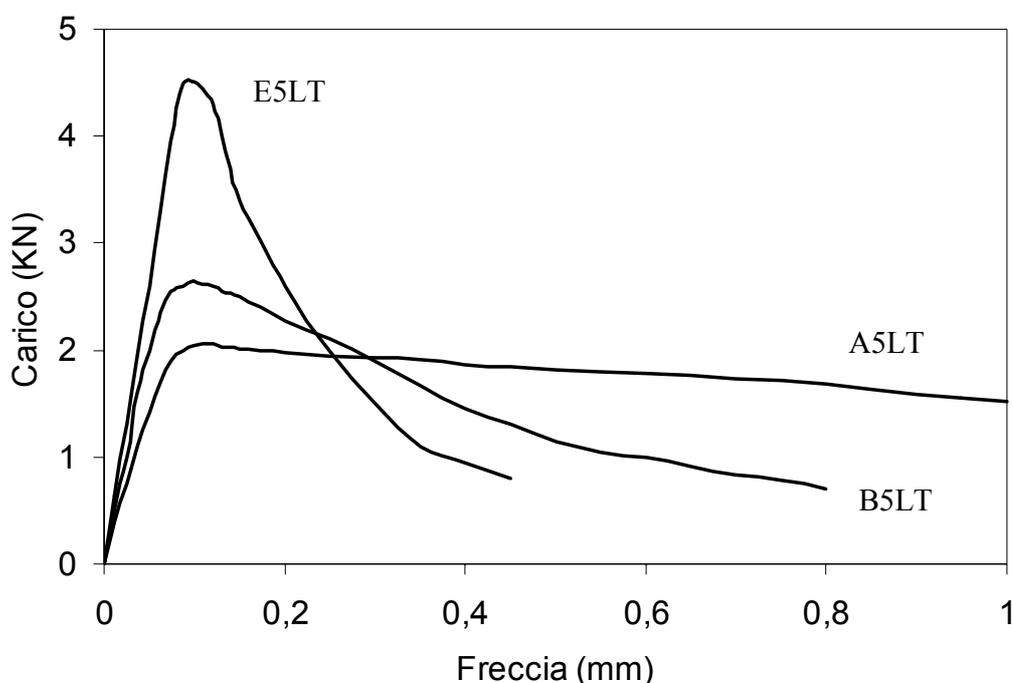


Figura 1: curve carico-freccia nel caso dei provini precrickati

Materiale	K_Q , $\text{MPa}\sqrt{m}$	J_{max} , kPa m	K_Q (intaglio), $\text{MPa}\sqrt{m}$	J_{max} (intaglio), kPa m
A5LT	9.3	7.2	7	15.5
B5LT	16.1	7.3	13.5	7.4
E5LT	21.7	12	21	12.5

Tabella 2: valori sperimentali di K_Q e J_{max}

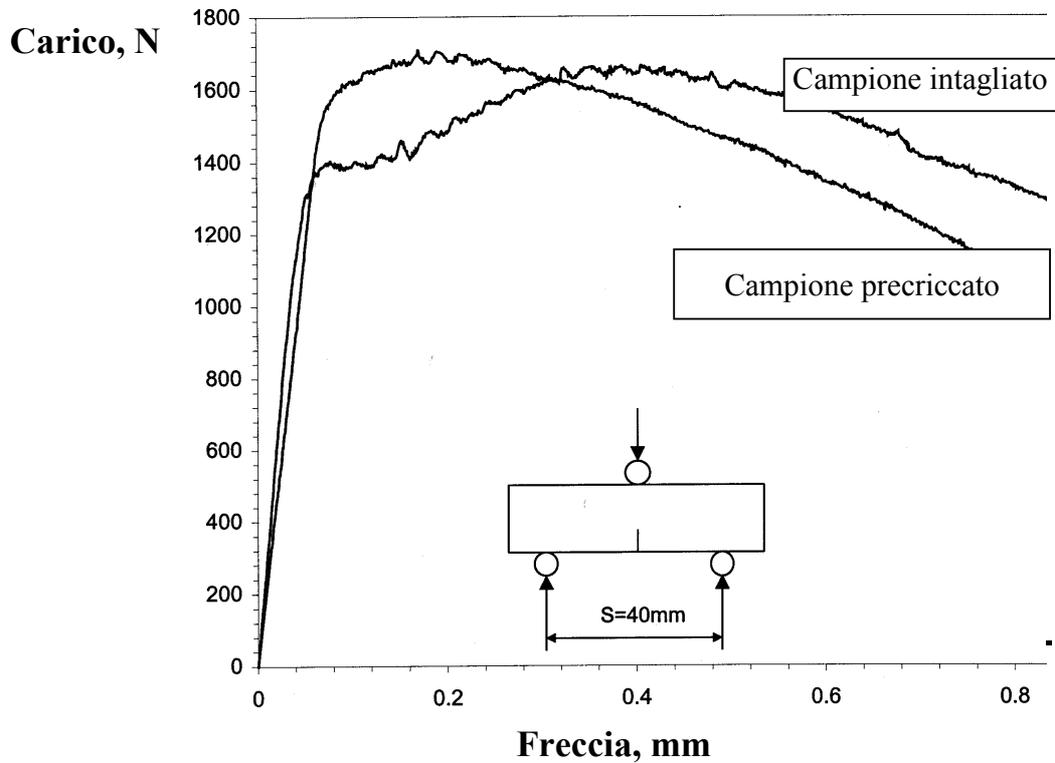


Figura 2: curve carico-freccia nel caso del materiale A5LT

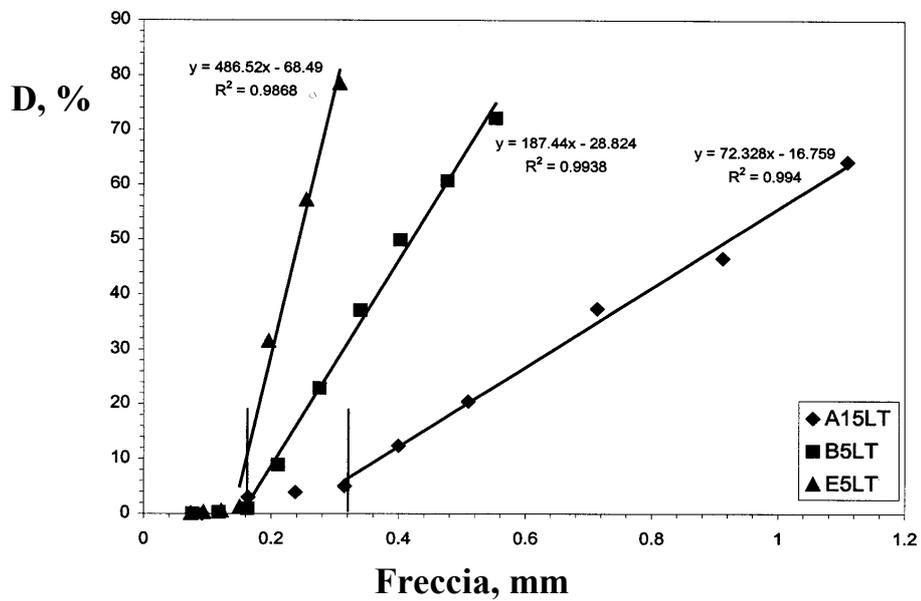


Figura 3: evoluzione del danneggiamento(D %) durante le prove di flessione su provini intagliati

E' chiaro che durante la prima fase (con danneggiamento nullo) si ha semplicemente lo sviluppo di deformazione plastica all'apice dell'intaglio mentre durante la seconda fase il danneggiamento progredisce in modo intenso a causa della propagazione della cricca fino alle condizioni di frattura.

In Figura 4 è infine mostrata una tipica morfologia di frattura. E' relativa al materiale B5LT ed evidenzia una frattura di tipo duttile alveolare. Il materiale A5LT ha mostrato un simile comportamento a frattura mentre il materiale E5LT ha evidenziato anche la presenza di aree di frattura fragile per clivaggio, anche se di ridotta estensione.

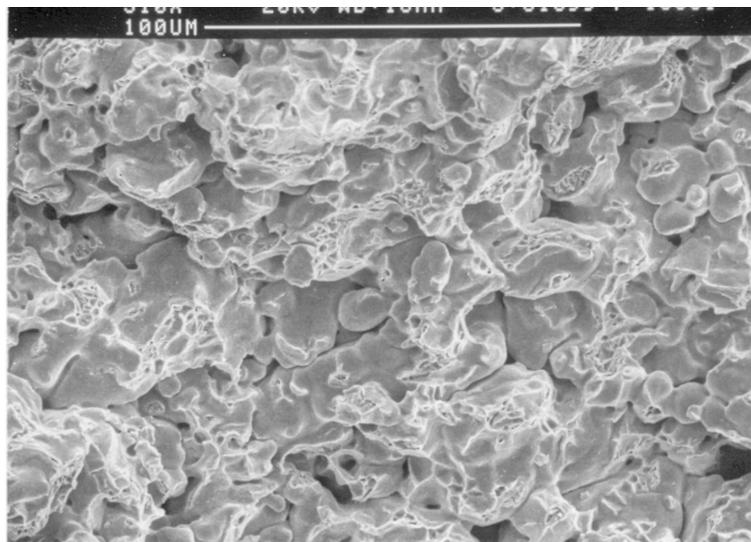


Figura 4: morfologia di frattura duttile del materiale B5LT

DISCUSSIONE

Come detto, i valori ottenuti di K_Q non possono essere considerati rappresentativi del K_{Ic} , dato che le prescrizioni dimensionali sulla geometria dei provini non sono rispettate. Per discutere comunque i dati ottenuti, è utile riportare i valori sperimentali di K_Q in funzione dello sforzo di snervamento (Tabella 1; per il materiale E5LT si fa riferimento allo sforzo per lo snervamento generalizzato), come mostrato in Figura 5. In figura sono riportati anche i valori di K_Q ottenuti usando i provini intagliati; come si vedrà, infatti, l'analisi comparata permetterà di analizzare più in dettaglio i risultati ottenuti.

Si può innanzitutto osservare come i valori di K_Q ottenuti con i provini intagliati siano inferiori a quelli ottenuti con i provini precriccati, soprattutto per i materiali con minore resistenza allo snervamento. In ogni caso, tuttavia, K_Q aumenta linearmente con σ_Y . Questo

comportamento, tipico per questa classe di materiali [8], è alquanto anomalo dato che in genere la tenacità alla frattura diminuisce all'aumentare della resistenza allo snervamento.

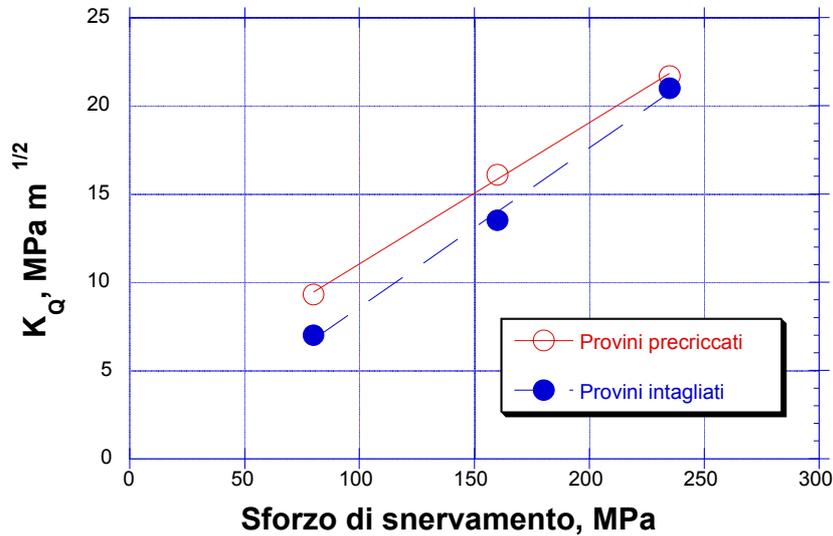


Figura 5: relazione sperimentale tra K_Q e resistenza allo snervamento

In precedenti lavori [9, 10] è stato proposto di interpretare la tenacità dei sinterizzati usando il modello della 'zona di processo', come proposto da Gerberich e altri [11]. In base a questo modello il valore di K può essere espresso mediante la seguente relazione:

$$K = 2\sigma_{y0} \sqrt{\frac{2\Delta}{\pi}} \Phi$$

dove σ_{y0} rappresenta la resistenza allo snervamento della matrice, Φ la frazione di sezione resistente (inferiore di 1 a causa della presenza della porosità) e Δ la dimensione della zona di materiale davanti all'apice della cricca chiamata a sostenere gli sforzi di apertura applicati (zona di processo). Siccome si può considerare che $\sigma_{y0}\Phi$ sia uguale alla resistenza allo snervamento del sinterizzato, la dimensione della zona di processo diventa semplicemente:

$$\Delta = \left(\frac{K}{1.6 \cdot \sigma_Y} \right)^2$$

I valori calcolati di Δ , sia nel caso delle prove con provini precriccati che provini intagliati, sono riportati in Tabella 3 (notare che nel caso del materiale E5LT per il calcolo di Δ è stato usato il valore di σ_Y corrispondente al raggiungimento dello snervamento generalizzato durante la prova di trazione). In Tabella 3 sono riportati anche i valori di $\Delta/(W-a)$. Questo

parametro è alquanto importante poiché esso assume il valore di 0.42 quando Δ diventa uguale alla distanza dall'apice della cricca o dell'intaglio dal centro di rotazione del provino [12]. E' quindi chiaro che quando $\Delta/(W-a)=0.42$ si è raggiunto lo snervamento generalizzato e che questo parametro non possa teoricamente raggiungere valori superiori a 0.42.

Materiale	Δ , mm Provino precriccato	$\Delta/(W-a)$ Provino precriccato	Δ , mm Provino intagliato	$\Delta/(W-a)$ Provino intagliato
A5LT	5.28	0.75	3	0.43
B5LT	3.95	0.56	2.78	0.4
E5LT	3.33	0.47	3.12	0.44

Tabella 3: valori sperimentali della dimensione della zona di processo

Dall'analisi dei dati di Tabella 3 appare chiaro che, come era anche lecito attendersi, nel caso dei provini intagliati il carico P_Q corrisponde allo snervamento generalizzato. E' quindi evidente che all'aumentare della resistenza allo snervamento (a causa di un aumento di resistenza della matrice o anche per un aumento della densità) aumenti P_Q e quindi K_Q . Nel caso dei provini precricati, invece, questo discorso vale solo nel caso del materiale E5LT mentre si ottiene un risultato fisicamente non accettabile nel caso degli altri due materiali. E' chiaro che l'unica spiegazione che può essere addotta è che la dimensione calcolata della zona di processo è troppo elevata perché, evidentemente, lo sforzo di snervamento nella zona di processo è in realtà maggiore di quello determinato con prove di trazione. In effetti responsabile di questo comportamento è la particolare evoluzione della deformazione plastica che si ha nella ferrite. Come è noto, la curva sforzo-deformazione degli acciai dolci è caratterizzata dalla presenza del fenomeno dello snervamento superiore ed inferiore seguita dal fenomeno della formazione delle bande di Lueders in corrispondenza del quale lo sforzo rimane costante all'aumentare della deformazione plastica. Nel caso del ferro sinterizzato, questo fenomeno si osserva nei materiali a bassa porosità mentre gradatamente diminuisce di importanza all'aumentare della porosità [5, 6]. Questo comportamento è dovuto all'effetto di concentrazione della deformazione plastica esercitato dalla porosità. All'aumentare della porosità, infatti, la deformazione plastica si sviluppa agli apici dei pori e si propaga all'interno della matrice con sempre maggiore facilità, causando intensi fenomeni di incrudimento locale che comportano, come detto, la progressiva scomparsa del fenomeno delle bande di Lueders. Nel caso dei provini in studio la porosità totale non varia ma è chiaro che alla radice dell'intaglio i fenomeni di localizzazione della deformazione plastica sono molto meno intensi che all'apice della cricca. Nel caso del provino precriccato, quindi, gli intensi fenomeni di deformazione plastica provocano la scomparsa completa del fenomeno connesso con la formazione delle bande di Lueders e inoltre l'aumento della resistenza allo snervamento per la formazione di aree altamente incrudite. Si può quindi affermare che nel caso del materiale A5LT e, in

misura minore, del materiale B5LT l'intensa localizzazione della deformazione plastica esercitata dalla precricca favorisce intensi fenomeni di incrudimento, con corrispondente aumento dello sforzo di snervamento, che sono assenti o presenti in misura minore nel caso del provino intagliato e nel caso del provino di trazione.

Dalle curve sperimentali sono stati anche ottenuti i valori di J_{max} , definiti nel paragrafo precedente. In genere in corrispondenza del carico massimo, P_{max} , si ha anche l'innescò della propagazione della cricca e quindi P_{max} coincide con J_i cioè la resistenza alla frattura all'innescò della cricca [13]. Dalle curve di Figura 3 si evince che durante la prima fase della deformazione (con danneggiamento nullo) si ha semplicemente lo sviluppo di deformazione plastica all'apice dell'intaglio mentre durante la seconda fase il danneggiamento progredisce in modo intenso a causa della propagazione della cricca fino alle condizioni di frattura. Estrapolando linearmente i valori sperimentali relativi alla seconda fase si può quindi determinare il valore della freccia al quale inizia la propagazione della cricca. Si ottiene che vale circa 0.2 mm per il provino A5LT, 0.17 mm per il provino B5LT e 0.15 mm per il provino E5LT. Questi valori sono sostanzialmente simili ai valori della freccia in corrispondenza del carico massimo (Figura 1) e questo conferma l'ipotesi che J_{max} corrisponda alla tenacità all'innescò della propagazione della cricca.

I valori sperimentali di J_{max} sono quindi riportati in Tabella 4 e quindi in Figura 6 in funzione della resistenza allo snervamento. Si può notare come i valori di J_{max} determinati con provini precriccati siano simili a quelli ottenuti con provini intagliati solo nel caso dei materiali B5LT e E5LT. Nel caso del materiale A5LT, invece, il valore di J_{max} determinato col provino intagliato è molto maggiore di quello ottenuto con provino precriccato.

Materiale	J_{max} , kPa m Provino precriccato	J_{max} , kPa m Provino intagliato
A5LT	7.2	16.6
B5LT	7.2	7.4
E5LT	11	12.6

Tabella 4: valori sperimentali di J_{max}

Per interpretare il particolare andamento mostrato dalla Figura 6 è utile considerare che nel caso di propagazione di una cricca per frattura duttile (come nel caso dei materiali in studio, si veda la Figura 4) la tenacità alla frattura dipende dal prodotto della resistenza allo snervamento per la duttilità [14]. In Figura 7 i valori sperimentali di J_{max} sono riportati in funzione di $\sigma_f X \epsilon_f$, dove σ_f è lo sforzo di flusso, definito come il valor medio tra lo sforzo di snervamento e quello di rottura a trazione, e ϵ_f è la deformazione a frattura determinata con prove di trazione (Tabella 1). Si può notare come esista effettivamente una proporzionalità diretta tra J_{max} e $\sigma_f X \epsilon_f$ solo nel caso dei provini intagliati. Questo è spiegabile considerando che le condizioni di innescò della propagazione si hanno quando nella zona di processo vengono raggiunte le condizioni per la frattura duttile, cioè quando la deformazione plastica

totale diventa uguale alla deformazione plastica critica. Nel caso di provini intagliati il processo di deformazione plastica è simile a quello che si ha nei provini di trazione per cui la deformazione a rottura determinata a trazione è sicuramente proporzionale alla deformazione critica da raggiungere alla radice dell'intaglio. Nel caso del provino precriccato del materiale A5LT, come visto, il processo di deformazione plastica è molto diverso da quello che avviene nel campione intagliato. In particolare la deformazione plastica critica è molto inferiore a quella determinata a trazione (come si può evincere anche dall'osservazione della Figura 3) e questo spiega il valore molto inferiore di J_{max} determinato con provini precriccati rispetto a quello determinato con provini intagliati.

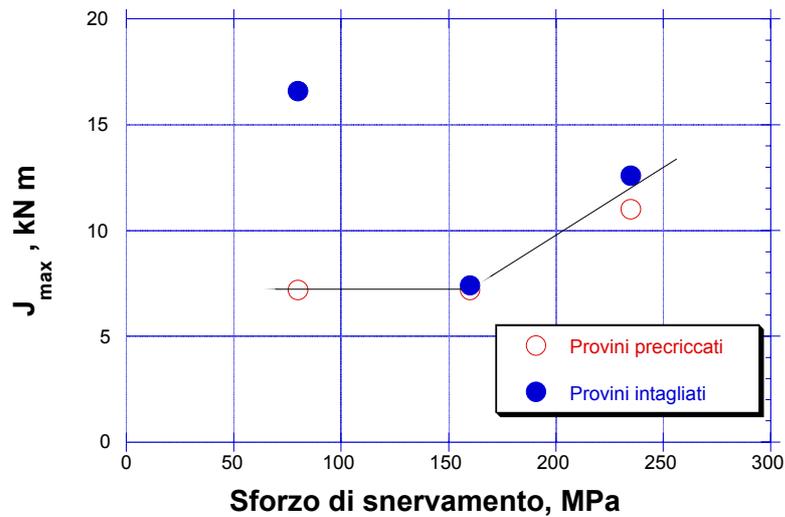


Figura 6: relazione sperimentale tra J_{max} e resistenza allo snervamento

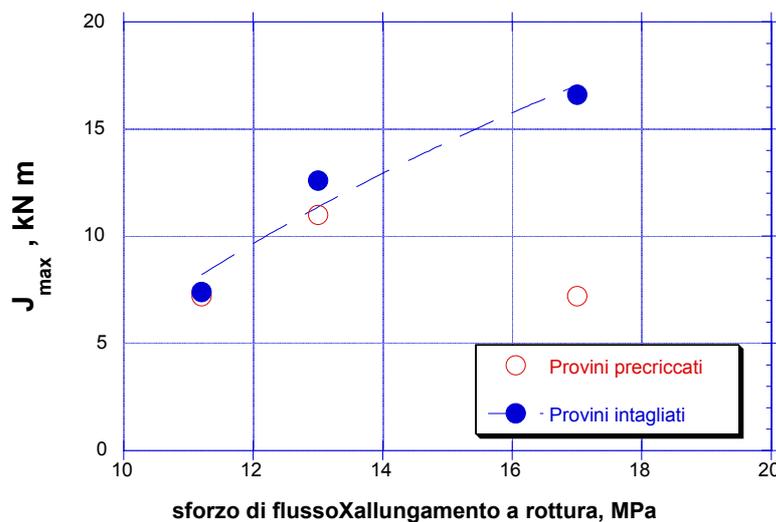


Figura 7: relazione sperimentale tra i valori di J_{max} ed il prodotto tra la resistenza a rottura a trazione e l'allungamento a rottura a trazione

CONCLUSIONI

Nel presente lavoro è stato studiato il comportamento a deformazione e frattura di tre leghe sinterizzate: Fe, Fe-0.4%C, DAE-0.4%C. Sono state in particolare realizzate prove di flessione su provini precriccati e intagliati e sono stati determinati i parametri K_Q e J_{max} . Mediante prove di scarico-ricarico è anche stata seguita l'evoluzione del danneggiamento determinando che J_{max} sostanzialmente coincide con J_i .

I valori ottenuti di K_Q non sono rappresentativi del K_{Ic} , perché le prescrizioni dimensionali non sono soddisfatte. I valori di K_Q sono inoltre risultati direttamente proporzionali alla resistenza allo snervamento dei materiali in studio e questo è stato interpretato utilizzando un modello basato sul concetto della zona di processo. È stato così anche possibile confrontare i valori di K_Q ottenuti usando provini precriccati e provini solamente intagliati ed interpretare le differenze ottenute. In questo contesto è stata evidenziata l'interazione tra le caratteristiche di deformazione plastica della ferrite e l'azione di concentrazione della deformazione esercitata dalla porosità e dalla presenza di una cricca acuta.

L'analisi dei valori di J_{max} ottenuti da prove con provini precriccati o solo intagliati ha permesso infine di evidenziare anche il ruolo fondamentale esercitato dalla microstruttura dei materiali in studio sul raggiungimento delle condizioni di innesco alla propagazione della cricca di frattura.

BIBLIOGRAFIA

1. Fleck N.A., Smith R.A., Powder Metall. 1981, **24** 121.
2. Wang K., Prucher T., Adv. Powder Metall. Particulate Mater. 1994, **2** 69.
3. Barnby J.T., Ghosh D.C., Dinsdale K., Powder Metall. 1973, **16** 55.
4. Gegel G.A., Kurath P., Boswell K., Adv. Powder Metall. Particulate Mater. 1996, **13** 329.
5. Karlsson B., Bertilsson I., Scand. J. Metall. 1982, **11** 11.
6. Visintainer C., Tesi di Laurea in Ingegneria dei Materiali, Università di Trento, A.A. 1998-99.
7. Straffelini G., Molinari A., Mat. Sci. Eng. A, in fase di pubblicazione.
8. Dudrova E., Bures R., Kabatova M., Danninger H., Selecka M., Euro PM97, EPMA, Munich, 1997, 373.
9. Straffelini G., Metall. Mater. Trans. A 1998, **31** 1443.
10. Straffelini G. Molinari A., Danninger H., Mat. Sci. Eng. A 1999, **272** 300.
11. Gerberich W.W., Chen S.H., Lee C.S. Livne T., Metall. Trans. A 1987, **18** 1861.
12. Kobayashi T., Engng Fracture Mech. 1984, **19** 67.
13. Anderson T.L., Fracture Mechanics, 2nd ed., CRC Press, Boca Raton, 1995.
14. Ritchie R.O., Thompson A.W., Metall. Trans A 1985, **16** 233.