

CURVE R DI ACCIAI SINTERIZZATI

R. Doglione, G. Ubertalli

*Politecnico di Torino, c.so Duca degli Abruzzi 24,
10129 Torino, fax 011-5644699*

SOMMARIO: Sulla base di difficoltà sperimentali e concettuali emerse in letteratura nella determinazione della tenacità a frattura dei materiali sinterizzati, si affronta la determinazione sperimentale e l'interpretazione microstrutturale delle curve R per due acciai. Emerge una debole dipendenza delle curve R dallo spessore, dipendenza che non è prevedibile applicando i concetti della meccanica del continuo ed i risultati della teoria HRR. Dallo studio del meccanismo di frattura, che è duttile, e con l'applicazione della legge di Rice e Tracey a livello locale, si conclude come dominante sia lo stato di triassialità locale alle giunzioni fra le particelle delle polveri di partenza, in grado di sovrastare la triassialità dovuta allo spessore dei campioni e di sminuire molto l'effetto di quest'ultimo.

PAROLE CHIAVE: acciai sinterizzati, curve R, effetto dello spessore, triassialità degli sforzi, crescita dei microvuoti, legamenti interparticellari.

INTRODUZIONE

La fabbricazione di pezzi col metodo della metallurgia delle polveri ha oggi conquistato importanti fasce di mercato, in special modo nel campo della componentistica destinata all'industria meccanica e automobilistica (ruote dentate, boccole, ecc.). E' quindi importante per i progettisti conoscere le caratteristiche meccaniche dei materiali sinterizzati: nonostante i progressi ottenuti in questo campo (Jhansale 1991, Danninger et alii, 1990, Spitzig et alii, 1988, Melleanby et alii, 1989, Sonsino, 1990) la scarsità dei dati disponibili e la dispersione dei risultati ottenuti, hanno talvolta portato a scartare l'ipotesi di utilizzo di particolari fabbricati col metodo della metallurgia delle polveri. Soprattutto l'esiguità delle notizie che riguardano la resistenza alla frattura dei materiali sinterizzati ne ha severamente inibito l'impiego in applicazioni caratterizzate da bassi coefficienti di sicurezza ed elevati livelli di sollecitazione.

Le prime sperimentazioni condotte per ovviare a tali lacune hanno sollevato problemi di applicabilità dei correnti metodi di determinazione di K_{Ic} , così come hanno messo in dubbio l'applicabilità di alcuni dettami della norma ASTM E399. In particolare, Fleck e Smith (1981) hanno concluso che il requisito sullo spessore minimo dei campioni $B > 2,5 (K_{Ic}/\sigma_{ys})^2$ non viene soddisfatto, sebbene questi si fratturino senza dar luogo a labbra di taglio. D'altra parte, Crane e Farrow (1980) sembrano concludere che l'esiguità del tratto elastico sul diagramma carico-COD consigli un'analisi elasto-plastica del problema, calcolando i valori di K_J a partire da valori di J_{Ic} determinati sperimentalmente. Connesso con questo ultimo problema è lo studio effettuato da De Iorio (1981), che conclude che la condizione $P_{max}/P_Q \leq 1,1$ non è significativa al fine di determinare K_{Ic} . A complicare ulteriormente il quadro contribuiscono i risultati di Barnby et alii (1973), che segnalano

l'indipendenza dei valori di tenacità a frattura dal raggio di fondo intaglio quando questo è minore di 0.1 mm.

Più recentemente anche Chen (1989, 1991) discute sulle condizioni di convalidazione di K_Q come K_{Ic} , e conclude che il vincolo sullo spessore, necessario per garantire lo stato di deformazione piana, non si applica in modo tradizionale ai materiali sinterizzati perchè questi si fratturano senza dar luogo a labbra di taglio. A seguito di ciò, per eliminare almeno in parte la confusione e mancanza di accordo circa la validità ed il significato di K_{Ic} , i presenti autori hanno condotto prove di tenacità a frattura su due acciai, uno legato (Doglione et alii 1993) e l'altro non (Doglione et alii, 1992), entrambi con densità inferiore a 7000 Kg/m^3 , con campioni a spessore variabile fra 2 e 12 mm, dimostrando in entrambi i casi l'invarianza dei valori di tenacità a frattura trovati.

Superato quindi il problema dell'effetto dello spessore, rimane quello dello sviluppo di non trascurabile plasticità o di crescita subcritica della cricca durante le prove, che porta ad elevati valori del rapporto P_{max}/P_Q . Molto appropriatamente, altri autori (Ke et alii, 1988) discutono sul fatto che i materiali sinterizzati mostrano per lo più una crescita di tenacità con la propagazione della cricca, concludendo che una loro caratterizzazione a frattura è appropriata solo in termini di curva R. Tale impostazione appare condivisibile, ma resta per ora isolata. Per tale ragione, e per il fatto che vi sono ancora molti aspetti oscuri per quanto riguarda l'effetto di costrizione plastica (plastic constraint effect) sulla resistenza a frattura dei materiali sinterizzati, in connessione con il meccanismo di frattura e la microstruttura del materiale, si è deciso in questo studio di approfondire l'indagine sulle curve R di due acciai, discutendone la dipendenza dallo spessore.

PARTE SPERIMENTALE

La ricerca è stata condotta sugli stessi acciai già studiati precedentemente dagli autori dal punto di vista della tenacità a frattura. Si rimanda pertanto ai precedenti lavori pubblicati per i dettagli riguardanti la produzione dei particolari meccanici di provenienza. La composizione chimica dei due acciai, denominati per brevità L ed H con riferimento alle loro densità, è riportata in Tabella 1.

Tabella 1: composizione chimica percentuale in peso dei due acciai.

	Cu	Ni	Mo	C	Fe
acciaio L	2	-	-	0,25	bal.
acciaio H	1,51	1,76	0,47	0,37	bal

I due materiali sono stati caratterizzati innanzitutto con determinazioni di massa volumica e della porosità aperta secondo la normativa UNI 7825. Strettamente collegato alla porosità è il modulo elastico, qui determinato misurando la frequenza di risonanza di barrette parallelepipedo. Allo scopo di verificare l'attendibilità delle misure, il modulo di Young è anche stato calcolato con metodi della meccanica dei solidi elastici (Zheng e Zheng, 1991). Si è immaginato di avere un materiale a due costituenti, di cui uno è l'acciaio, che ha modulo noto E_1 pari a 207 GPa, mentre l'altro è il vuoto, con modulo E_2 pari a zero. Sotto queste ipotesi, e considerando solo di secondo ordine le variazioni del modulo di Poisson, se f è la frazione in volume dei pori, il modulo elastico efficace E_0 è dato da:

$$E_0 = E_1 \cdot (1 - 2,625 \cdot f) \quad (1)$$

Le prove di meccanica della frattura sono state condotte utilizzando una macchina di prova universale servoidraulica MTS da 250 kN. Con l'acciaio L sono stati ricavati campioni ad arco di larghezza 25.5 mm e spessore variabile fra 2 e 12 mm, mentre con l'acciaio H sono stati ricavati campioni CT di larghezza 26 mm e spessore variabile di nuovo fra 2 e 12 mm. La precraccatura a fatica e la conduzione delle prove sono avvenute in conformità con le norme ASTM E399-90 ed E561-92. Le curve R sono state determinate riportando, in funzione dell'incremento di lunghezza di cricca efficace Δa_{eff} , il valore applicato del fattore d'intensità delle tensioni efficace, K_{eff} . Le lunghezze efficaci di cricca sono state determinate misurando le cedevolezze delle secanti sul diagramma carico-COD di ciascun campione; le cedevolezze sono state convertite, noti i valori del modulo elastico, nelle lunghezze di cricca mediante le formule riportate sulla norme E561 nel caso dei campioni CT, mentre si è dovuto ricorrere alle formule riportate da Kapp et alii (1985) per i campioni ad arco, che non sono standardizzati per la determinazione delle curve R.

Sono state condotte indagini metallografiche per valutare la microstruttura degli acciai esaminati. Le osservazioni sono state effettuate dopo semplice lucidatura e dopo attacco metallografico (Nital 2%). Su alcuni campioni provati a frattura, sono state condotte osservazioni microfotografiche con l'ausilio di un microscopio elettronico a scansione Jeol. Tali indagini hanno consentito lo studio delle superfici di frattura e l'interpretazione del meccanismo di cedimento del materiale.

RISULTATI

I risultati delle prove di densità, delle misure e dei calcoli di modulo elastico sono riportati in Tabella 2. Si tratta quindi di acciai a densità relativamente bassa. Di conseguenza, i moduli elastici risultano parecchio abbassati rispetto al materiale compatto; peraltro, vi è eccellente accordo fra i valori misurati e quelli calcolati. In Tabella 2 sono anche riportati, a scopo di completezza, i valori delle tensioni di snervamento e della tenacità a frattura, come determinati nelle ricerche precedentemente discusse (Doglione et alii, 1992; Doglione et alii, 1993). Tali dati consentono di stimare i valori minimi di spessore che consentirebbero le condizioni di deformazione piana, e che sono pure riportati nella Tabella 2. Per entrambi gli acciai, gli spessori dei campioni esaminati si trovano al limite o al di sotto dei minimi per avere deformazione piana, e quindi dovrebbe insorgere un effetto di dipendenza della tenacità dallo spessore.

Tabella 2: caratteristiche fisiche e meccaniche dei due acciai; B_{min} è lo spessore minimo per avere condizioni di deformazione piana all'evento critico (ASTM E399).

	densità Kg/m ³	porosità aperta %	porosità chiusa %	modulo misurato GPa	modulo calcolato GPa	K_{Ic} MPa√m	σ_{ys} MPa	B_{min} mm
L	6450	15	2	104	101	20,1	150	45
H	6700	11	3,7	127	127	20	350	8

Le osservazioni metallografiche hanno evidenziato, per entrambi gli acciai, una porosità costituita da molti pori di piccolo diametro, uniformemente distribuiti in tutto il pezzo, e

pochi pori di maggiori dimensioni, taluni con diametro equivalente dell'ordine di 100 μm per l'acciaio L, e dell'ordine di 50 μm per l'acciaio H. L'attacco metallografico ha permesso di rilevare la presenza in entrambi i casi di una struttura ferritico-perlitica con la perlite localizzata preferenzialmente a bordo grano. Inoltre, tra alcuni di questi, si rilevano tracce di fasi (ossidi) che demarcano il preesistente confine fra le particelle di polvere iniziali, e che non sono state eliminate completamente durante la sinterizzazione.

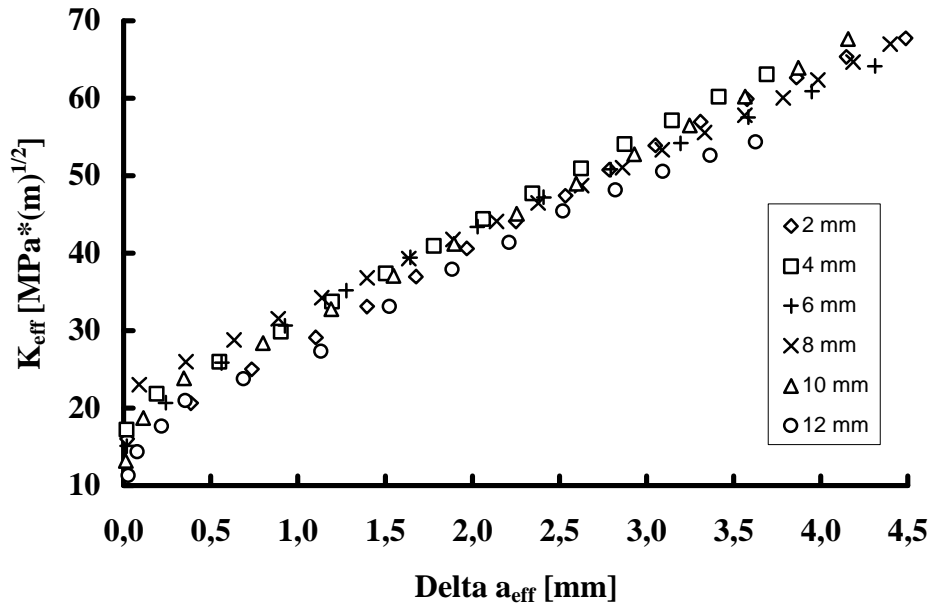


Figura 1: curve R dell'acciaio L.

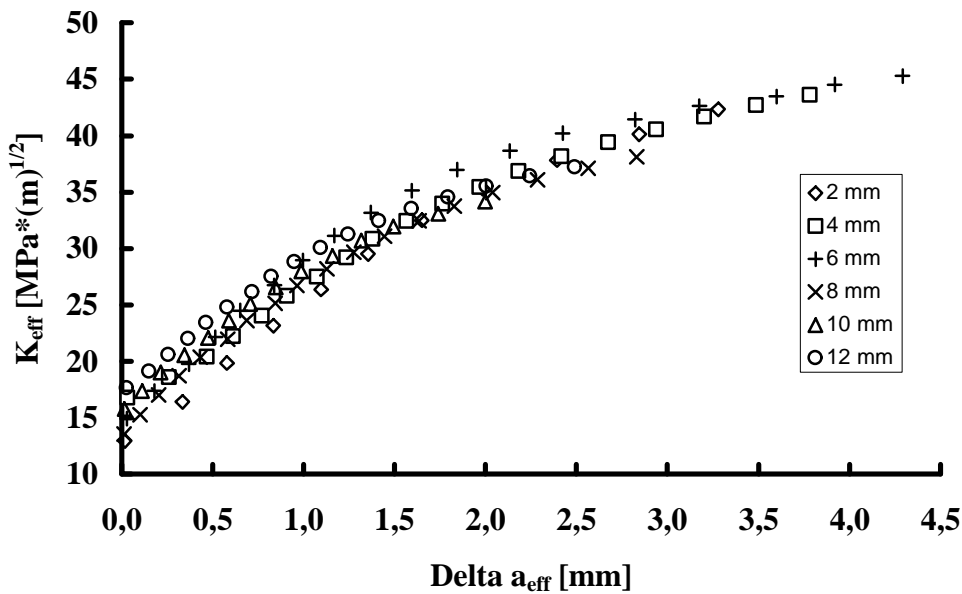


Figura 2: curve R dell'acciaio H.

Le curve R dei due acciai, per ciascun valore dello spessore, sono invece illustrate in Figura 1 per l'acciaio non legato, in Figura 2 per l'acciaio legato. La caratteristica saliente dei due insiemi di curve è l'approssimativa indipendenza dallo spessore, unitamente ad

una certa dispersione dei risultati, conseguenza, questa, di una certa variabilità microstrutturale su scala locale, tipica dei materiali sinterizzati.

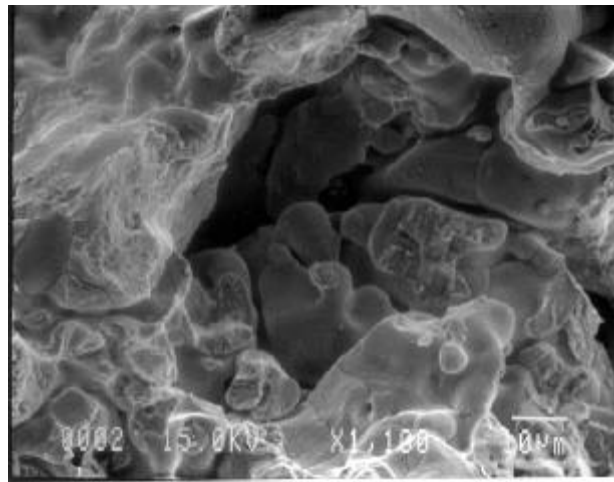


Figura 3: frattura duttile - cavità preesistente

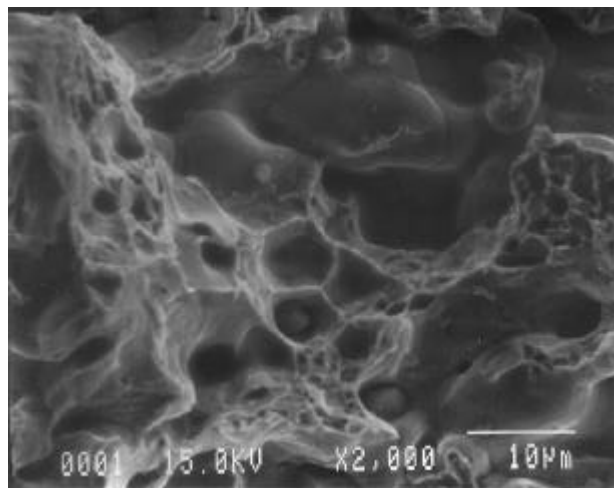


Figura 4: frattura duttile - microvuoti generati nei legamenti interparticellari

Il meccanismo di frattura riscontrato è di tipo duttile, con nucleazione, crescita e coalescenza di microvuoti, Figura 3. Tale aspetto morfologico si riscontra, pressochè identico, anche sulla superficie di frattura ottenuta durante la precricatura a fatica. In nessun campione provato si sono riscontrate labbra di taglio in corrispondenza delle superfici laterali: la superficie di frattura macroscopica è stata trovata invariabilmente piatta. Un esame più attento della morfologia di frattura permette di notare che, accanto ai vuoti corrispondenti alla porosità iniziale, Figura 3, vi è un'altra popolazione di microvuoti, Figura 4, nucleati attorno alle particelle di fase secondaria durante il processo di carico.

La crescita e la coalescenza di tali microvuoti ha portato al cedimento dei legamenti fra i vuoti della porosità preesistente. Ulteriore caratteristica saliente della frattura è la

tendenza alla ramificazione localizzata della cricca, con la creazione di zone danneggiate di carattere diffuso all'apice della cricca, Figura 5.

DISCUSSIONE

L'esame delle curve R delle Figure 1 e 2 dimostra una debole dipendenza dei valori di K dallo spessore, ulteriormente stemperata da una certa dispersione dei risultati, e dalla tendenza alla ramificazione della cricca, Figura 5, che abbassa il valore del fattore d'intensità delle tensioni effettivamente applicato al difetto principale. Per discutere la relativa insensibilità delle curve R dallo spessore, è necessario applicare la meccanica del continuo, sebbene essa non sia strettamente valida a livello macroscopico, poichè il materiale è poroso, mentre può essere correttamente adottata a livello microscopico, tenendo conto della variabilità microstrutturale.

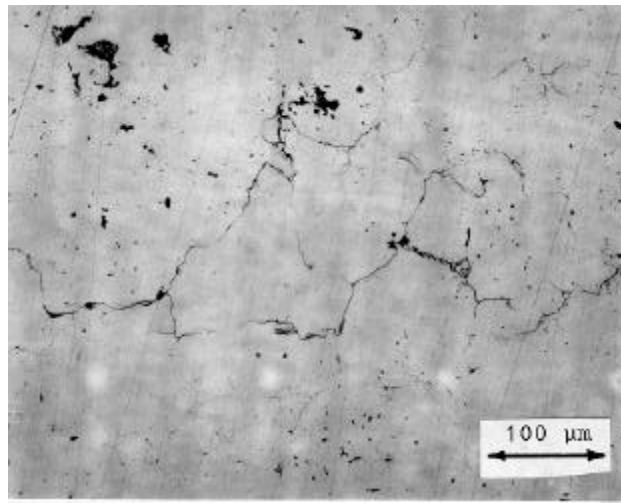


Figura 5:ramificazioni della cricca durante la propagazione.

Se dunque il meccanismo di frattura è duttile in tutti i campioni, si può ammettere che la maggior parte dell'energia spesa per la frattura è stata impiegata per far accrescere i microvuoti all'interno del materiale. Si può semplicemente inquadrare il fenomeno con la legge di Rice e Tracey (1969), provata essere adeguata ai materiali sinterizzati da Bompard e François (1984); se R è il raggio delle cavità, ϵ_{eq} è la deformazione equivalente di von Mises, σ_{eq} la tensione equivalente di von Mises e σ_m è la componente idrostatica del tensore delle tensioni, la legge di crescita dei microvuoti è:

$$\frac{dR}{R} = 0,283 \cdot d\epsilon_{eq} \cdot \exp\left(\frac{3}{2} \cdot \frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}}\right) \quad (2)$$

In tale legge compare il rapporto caratteristico σ_m/σ_{eq} che esprime il grado di triassialità delle tensioni, e quindi il fattore di costrizione plastica. Il valore di tale parametro in prossimità dell'apice della cricca controlla, attraverso la legge di Rice e Tracey, la dipendenza geometrica delle curve R. In generale, la costrizione plastica all'apice di una cricca stazionaria dipende sia da parametri che giocano sul piano del campione (tipo di

carico e larghezza del provino), sia da vincoli fuori del piano, cioè lo spessore. Inoltre, se il difetto propaga, la triassialità in prossimità dell'apice della cricca può variare, in ciascun tipo di campione e per ogni valore dello spessore, in un modo che dipende dalla geometria del provino. Nel presente caso, avendo adottato campioni che lavorano prevalentemente a flessione, la situazione è relativamente semplificata. Infatti, se si ritengono validi i risultati numerici di Sommer e Aurich (1991) e di Brocks e Kunecke (1991), vi è invarianza del grado di costrizione plastica all'apice della cricca durante processi di propagazione del difetto, in condizioni di deformazione piana, in campioni con configurazione geometrica intrinsecamente ad elevata costrizione, come i campioni di tipo CT. Ritornando al caso in esame, a parità di tutti gli altri fattori geometrici, la triassialità degli sforzi dipenderebbe solo dallo spessore dei campioni.

In definitiva, poiché le eventuali iniziali condizioni di deformazione piana non sono mantenute durante la propagazione del difetto, si avrà un'evoluzione del grado di triassialità all'apice della cricca durante la sua crescita, evoluzione che dipende dal valore iniziale dello spessore. Si può quindi affermare che la variazione del grado di triassialità lungo ciascuna curva R è del tipo:

$$\frac{S_m}{S_{eq}} = f(B, K) \quad (3)$$

Poiché per gli acciai sinterizzati qui esaminati l'esponente d'incrudimento, valutato secondo una legge tipo Ramberg-Osgood, è dell'ordine di 10, se si assume in prima approssimazione che il campo HRR sia una buona rappresentazione del campo tensionale in prossimità dell'apice della cricca, il grado di triassialità, come rappresentato dall'equazione 3, varierebbe da valori dell'ordine di 3 nel caso di deformazione piana, a circa 0,6 nel caso di tensione piana (Brocks e Kunecke, 1991). Una differenza così forte è invece in contrasto con il debole effetto dello spessore riscontrato sperimentalmente, che comincia a notarsi, soprattutto per l'acciaio più denso, solo dopo alcuni millimetri di propagazione di cricca efficace.

La spiegazione del comportamento del materiale diventa più agevole se si considera che l'applicazione della meccanica del continuo e lo stesso esame del meccanismo di frattura (la crescita delle cavità) devono essere fatti a due diverse scale fisiche. A livello macroscopico, dove la dimensione dominante è lo spessore del campione, che è dell'ordine del millimetro, l'applicazione della meccanica del continuo, cioè il supporre che lo stato tensionale e il rapporto di triassialità in una regione prossima all'apice della cricca siano governati dal campo HRR, porta a sovrastimare l'effetto dello spessore sulle curve R. Dal punto di vista del meccanismo di frattura, ne consegue che la popolazione dei vuoti preesistenti (cioè la porosità iniziale dei sinterizzati, Figura 3) dà luogo a debole crescita secondo la legge di Rice e Tracey, poiché l'effettivo grado di triassialità macroscopico agente su di essi è basso a causa della presenza della porosità stessa. D'altra parte, a livello microscopico, dove la dimensione dominante è quella delle particelle delle polveri, dell'ordine dei 50-100 μm , l'applicazione della meccanica del continuo alle regioni di saldatura fra le particelle, Figura 6, porta ad un locale effetto di concentrazione di tensioni e deformazioni non prevedibile da HRR, e che induce un locale livello di triassialità delle tensioni più importante di quello macroscopico. Dal punto di vista del meccanismo di frattura, a crescere sarà soprattutto la popolazione dei

microvuoti generatisi fra i legamenti, Figura 4, dettando condizioni di relativa insensibilità all'effetto macroscopico dello spessore.

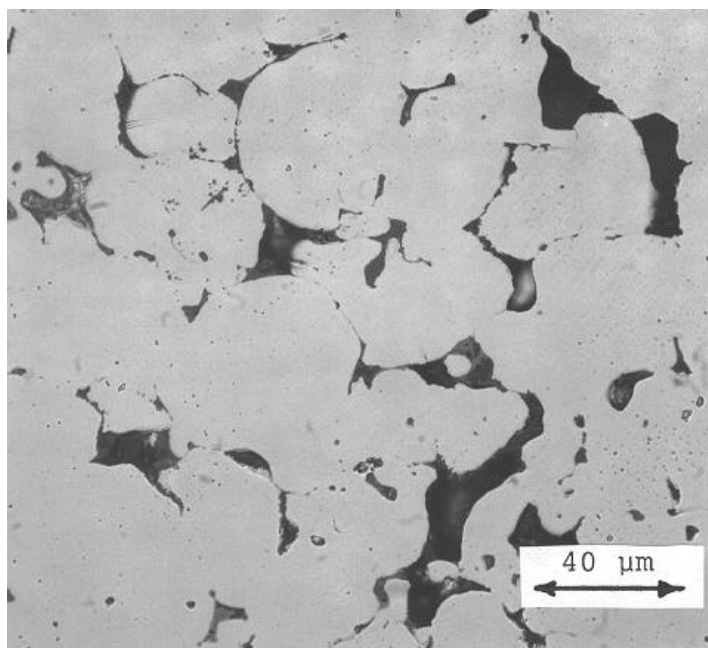


Figura 6: microstruttura del materiale con evidenza delle preesistenti particelle di polvere e dei legamenti interparticellari.

Tali considerazioni spiegano anche l'invarianza della morfologia di frattura se si passa dalla parte ottenuta per fatica a quella generata sotto carichi quasistatici: si ha sempre frattura duttile fra i legamenti interparticellari a causa della locale concentrazione di sforzo. Le stesse considerazioni possono essere invocate per spiegare l'equivalenza, all'innesco della frattura, fra campioni precriccati e con semplice intaglio.

I risultati sopra discussi provano come, in materiali sinterizzati con densità non troppo prossime al valore dei compatti, la porosità impone delle fluttuazioni locali di tensione, rispetto a quanto previsto dalla meccanica del continuo, che risultano determinanti ai fini del comportamento macroscopico. Inoltre, tale comportamento giustifica la rilevanza dell'approccio tramite le curve R: un parametro come K_{Ic} può essere utilizzato come prima approssimazione per caratterizzare il comportamento del materiale ma, non verificandosi eventi di propagazione instabile globale, la resistenza a frattura di un componente può solo essere prevista tramite l'ausilio delle curve R.

CONCLUSIONI

La determinazione sperimentale delle curve R di due acciai sinterizzati e caratterizzati da bassa densità, ha permesso di chiarire che l'effetto dello spessore sulla resistenza a frattura è assai debole. In particolare, è trascurabile nella parte iniziale delle curve R, mentre è osservabile solo dopo propagazioni di cricca dell'ordine di alcuni millimetri. Il meccanismo di frattura, che nei due casi esaminati è sempre duttile, ha come stadio saliente la crescita di microvuoti localizzati nei legamenti interparticellari. Tale fatto ha indicato che le più severe condizioni di triassialità degli sforzi, responsabili della frattura

duttile, sono localizzate microstrutturalmente e dipendono piuttosto da fattori legati alla geometria e alla microstruttura locale dei legamenti interparticellari, che dalle condizioni macroscopiche dello spessore dei campioni.

BIBLIOGRAFIA

Barnby, J. T., Ghosh, D. C. and Dinsdale, K., 1973, "The Fracture-Resistance of a Range of Sintered Steels", *Powder Metallurgy*, Vol. 16, no. 31, p. 55.

Bompard, Ph. and François, D., 1984, "Damaging Effects of Porosity on Fracture of Sintered Steels", *Proc. Sixth Int. Conf. on Fracture: Advances in Fracture Research*, 4-10/12/1984, New Dehli, India, Pergamon Press, Vol. 2, pp. 1279-1285.

Brocks, W. and Kunecke, G., 1991, "On the Influence of Triaxiality of the Stress State on Ductile Tearing Resistance", *Proc. Europ. Symp. on Elastic-Plastic Fracture Mechanics: Defect Assessment in Components - Fundamentals and Applications*, ESIS/EGF9, Mechanical Engineering Publications, London, pp. 189-201.

Chen, Y. T., 1989, "Fracture toughness of free machining P/M materials", *Advances in Powder Metallurgy*, Vol. 1, pp. 377-392.

Chen, Y. T., 1991, "A Study of the Effects of MnS Particle Size on the Fracture Toughness of Low Alloy P/M Steel", *Advances in Powder Metallurgy*, Vol. 3, pp. 117-145.

Crane, L. W. and Farrow, R. J., 1980, "Effect of Sintering Conditions on Fracture Toughness of a Commercial Alloy Steel", *Powder Metallurgy*, Vol. 23, no. 4, pp. 198-202.

Danninger, H., Janng, G., Weiss, B. and Stickler, R., 1990, "The influence of porosity on static and dynamic properties of P/M iron", *PM 90, World Conference on Powder Metallurgy*, 2-6 July 1990, London, Vol. 1, pp. 433-439.

De Iorio, A., 1981, "Influence of Iron Base Type, Density, Composition and Testing Procedure on K_{Ic} of Sintered Steels", *Modern Development in Powder Metallurgy*, Vol. 13, Ferrous and Nonferrous Materials, MPIF, Princeton, NY, pp. 229-246.

Doglione, R., Ubertalli, G., Rosso, 1993, "Fracture Toughness of Sintered Steel Components", *Proc. of 1993 Powder Metallurgy World Congress*, Kyoto 12-15/7/1993, Japan Society of Powder and Powder Metallurgy, T15, pp. 1015-1018.

Doglione, R., Ubertalli, G., Rosso, M. and Ilia, E., 1992, "Tenacità a frattura di particolari in acciaio sinterizzato", *Atti dell' VIII Conv. Naz. del Gruppo Italiano Frattura*, Genova 27-29/5/1992, pp. 19-32.

Fleck, N. A. and Smith, R. A., 1981, "Effect of Density on Tensile Strength, Fracture Toughness, and Fatigue Crack Propagation Behaviour of Sintered Steels", *Powder Metallurgy*, Vol. 24, no. 3, pp. 121-125.

Jhansale, H. R., 1991, "Fatigue and fracture mechanics evaluation for structural PM parts", *Int. J. Pow. Met.*, pp. 52-58.

Kapp, J. A., Leger, G. S. and Gross, B., 1985, "Wide-Range Displacement Expressions for Standard Fracture Mechanics Specimens", *Fracture Mechanics: Sixteenth Symposium, ASTM STP 868*, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, pp. 27-44.

Ke, Y. B., Cotterell, B. and Mai, Y. W., 1988, "Fracture parameters for sintered steels", *J. Mat. Sci.*, Vol 23, pp. 2965-2970.

Melleanby, I. J., Phillips, R. A. and Moon, J. R., 1989, "Fracture and Fatigue of Powder Metallurgy Low Alloy Steels", *Advances in PM Parts Production*, Amsterdam 6-6 November 1989, pp. 13.1-13.11.

Rice, J. R. and Tracey, D. M., 1969, "On the Ductile Enlargement of Voids in Triaxial Stress Fields", *J. of Mechanics and Physics of Solids*, Vol. 17, pp. 201-217.

Sommer, E. and Aurich, D., 1991, "On the Effect of Constraint on Ductile Fracture", *Proc. Europ. Symp. on Elastic-Plastic Fracture Mechanics: Defect Assessment in Components - Fundamentals and Applications, ESIS/EGF9*, Mechanical Engineering Publications, London, pp. 141-174.

Sonsino, C.M., 1990, "Fatigue design for powder metallurgy", *PM 90*, World Conference on Powder Metallurgy, 2-6 July 1990, London, Vol. 1, pp. 42-88.

Spitzig, W. A., Smelser, R. E. and Richmond, O., 1988, "The evolution of the damage and fracture in iron compacts with various initial porosities", *Acta Metallurgica*, Vol. 6, no. 5, pp. 1201-1211.

Zheng, M. and Zheng X., 1991, "Expressions for Predicting the Elastic Modulus of Materials Reinforced by Second-Phase Grains", *Met. Trans. A*, Vol. 22A, pp. 507-511.