

GRUPPO ITALIANO FRATTURA (IGF)  
VIII Convegno Nazionale  
Genova, 27, 28 e 29 maggio 1992

## TENACITA' A FRATTURA DI PARTICOLARI IN ACCIAIO SINTERIZZATO

R. Doglione\*, G. Ubertalli\*, M. Rosso\*, E. Ilia\*\*

\* Dipartimento di Scienza dei Materiali e Ingegneria Chimica,  
Politecnico di Torino

\*\* Universiteti Politeknik i Tiranes, Fakulteti i Inxhinierise  
Mekanike, Tirana, Albania

### INTRODUZIONE

L'impiego di pezzi ottenuti col metodo della metallurgia delle polveri ha, ormai da alcuni anni, assunto uno sviluppo sempre più elevato, in special modo come componentistica destinata all'industria meccanica e automobilistica (ruote dentate, boccole, ecc.), dove parti ottenute per sinterizzazione in ferro o acciaio basso legato vengono prodotte con accuratezza in grandi quantità e a basso costo.

Poichè i materiali sinterizzati sono caratterizzati da struttura porosa, con porosità che si aggira fra il 5 e il 20%, il componente che ne risulta possiederà una densità oscillante fra l'80 e il 95% rispetto al caso di impiego di materiali tradizionali. In questo caso, diventa molto importante per i progettisti conoscere le caratteristiche meccaniche statiche e la risposta dei materiali alle sollecitazioni variabili nel tempo. Anche se molti studi sono già stati compiuti per conoscere l'influenza della composizione delle polveri utilizzate e dei parametri del processo di sinterizzazione sulla porosità dei prodotti, la dispersione dei risultati ottenuti e la non consolidata conoscenza della risposta del materiale, hanno talvolta portato a scartare l'ipotesi di utilizzo di particolari fabbricati col metodo della metallurgia delle polveri. Le caratteristiche microstrutturali e la porosità esercitano ovviamente una notevole influenza sul comportamento dei materiali sinterizzati. L'argomento è stato oggetto di varie indagini sperimentali, che già in passato hanno portato a validi tentativi di correlazione delle principali caratteristiche di acciai ottenuti con la MP in funzione della porosità [1, 2]. In seguito si è cercato un approfondimento delle correlazioni esistenti tra microstruttura, porosità e caratteristiche meccaniche, sia statiche che dinamiche, come modulo elastico, tensioni di snervamento e di rottura, limite di fatica, ecc., come risulta dall'analisi della letteratura più recente [3-8]. In particolare

lo studio del comportamento a fatica [9] ha fornito ai progettisti una serie di interessanti indicazioni. E' noto comunque che la resistenza statica dei sinterizzati, in termini di resistenza a trazione, si avvicina molto a quella dei compatti se la densità si avvicina a quella teorica, mentre la duttilità risente fortemente della presenza della porosità e si mantiene quindi sostanzialmente più bassa rispetto al caso del materiale compatto. Quasi totalmente assenti sono invece le notizie che riguardano la resistenza alla frattura dei materiali sinterizzati.

I progressi conseguiti dalla metallurgia delle polveri nel produrre a bassi costi pezzi con caratteristiche prossime a quelle dei compatti, hanno permesso l'applicazione dei sinterizzati in condizioni di lavoro caratterizzate da elevati livelli di tensione. In tali circostanze, i criteri di progetto che si basano sulla sola tensione di snervamento diventano inadeguati, mentre viene ora richiesta la conoscenza dei valori di tenacità a frattura. In passato, anche per i sinterizzati, si è fatto ampio uso delle prove d'impatto tipo Charpy, con o senza intaglio, che hanno permesso di dare un giudizio qualitativo sulla tenacità dei materiali, ma che non possono costituire una base quantitativa per la stima di criticità dei difetti in componenti strutturali sollecitati. Solo recentemente, a partire dai primi anni ottanta, l'attenzione di pochi ricercatori si è rivolta al problema della determinazione della tenacità a frattura.

Le prime sperimentazioni hanno sollevato problemi di applicabilità dei correnti metodi di determinazione di  $K_{IC}$ , così come hanno messo in dubbio l'applicabilità della norma ASTM E399. In particolare, Fleck e Smith [10] hanno trovato che  $K_{IC}$  era invariante con lo spessore ben al di sotto dei limiti minimi stabiliti dalla norma, mentre Crane e Farrow [11] sembrano concludere che l'esiguità del tratto elastico sul diagramma carico-COD consigli un'analisi elasto-plastica del problema, eventualmente determinando i valori di  $J_{IC}$ . Connesso con questo ultimo problema è lo studio effettuato da De Iorio [12], 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 e colleghi [13], 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, il fiorire di nuove indagini ha consentito l'approfondimento dei temi sopra discussi. Si segnalano in particolare i lavori di Chen [14, 15] in cui, oltre a discutere sull'effetto di addizioni di MnS nelle polveri di un acciaio basso legato, si discute sulle condizioni di convalidazione di  $K_Q$  come  $K_{IC}$ , e si 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 ("shear lips"). A questo proposito il riferimento [16] si rivela inconcludente, mentre significativa è la discussione sul meccanismo di frattura, dove si conclude affermando che una porosità arrotondata giova alla tenacità alla frattura nella misura in cui induce arresto o deflessione della cricca. Come conseguenza di questo fatto, gli autori deducono l'inutilità della precricatura a fatica, in

quanto il raggio di fondo intaglio è controllato dalle dimensioni dei pori. Ulteriore passo avanti fanno gli autori del riferimento [17], che nel caso di acciai sinterizzati basso legati e non, discutono sul fatto che tali materiali mostrano una crescita di tenacità con la propagazione della cricca, concludendo che una loro caratterizzazione a frattura è appropriata solo in termini di curva R.

Da quanto sopra illustrato, è evidente una certa confusione e mancanza di accordo circa la validità ed il significato di  $K_{IC}$ . Si sospetta, ma non è ancora definitivamente confermato, che la tenacità sia indipendente dallo spessore; non è chiaro se in talune circostanze alcuni materiali manifestano un comportamento preponderantemente elasto-plastico anzichè lineare elastico; infine non è dimostrata la rilevanza di  $K_{IC}$  quando il materiale non esibisce fenomeni di accentuata instabilità globale. La mancanza di un'integrazione profonda fra la spiegazione del comportamento meccanico e i risultati delle indagini microstrutturali, concorrono inoltre a impedire un'interpretazione soddisfacente dei dati di meccanica della frattura. E' quindi evidente la necessità di nuovi studi sperimentali che enfatizzino la correlazione fra microstruttura e tenacità a frattura, e che portino la discussione su materiali di corrente uso nell'industria. Dalla disamina dei lavori apparsi in letteratura sul comportamento meccanico si nota infatti come, di solito, i campioni utilizzati vengano preparati ad hoc, o direttamente per sinterizzazione (caso tipico delle provette di trazione), o ricavati per lavorazione meccanica da pezzi sinterizzati apposta con lo scopo di servire alla sperimentazione (caso tipico delle provette a disco per le misure di tenacità). Manca perciò un'attività di ricerca condotta su campioni prelevati da pezzi di impiego industriale, le cui caratteristiche risentano delle concrete condizioni della produzione industriale. Per tutta questa serie di motivi, abbiamo intrapreso uno studio di caratterizzazione a frattura di comuni componenti meccanici, e più precisamente di ruote dentate, prelevate da correnti serie di produzione industriale, ottenute con gli usuali procedimenti della metallurgia delle polveri e costituite in acciaio contenenti 0.25% di carbonio e 2% di rame.

## PARTE SPERIMENTALE

I particolari meccanici utilizzati hanno forma cilindrica con un foro centrale (diametro esterno 68 mm, diametro interno 12 mm, altezza 45 mm) ed una corona dentata posta sulla parte superiore esterna del cilindro (fig.1). Date le dimensioni piuttosto rilevanti dei pezzi (peso medio 745 grammi) e la loro forma, sono state eseguite delle determinazioni di massa volumica e della porosità aperta secondo la normativa UNI 7825 sia sul componente intero, sia su opportune sezioni del medesimo nella direzione longitudinale (fig. 2). Queste operazioni si sono rese necessarie per stimare i valori di densità, che variano all'interno dei pezzi a causa di non omogenea distribuzione delle pressioni durante la pressatura del componente. Inoltre, per tenere conto di normali variazioni statistiche di porosità che si possono verificare nel corso di processi produttivi industriali, le misure sono

state condotte su più campioni, di cui si riportano i valori medi. La densità totale viene determinata sfruttando il principio della spinta di Archimede dopo aver chiuso la porosità di tipo aperto, mentre quest'ultima viene misurata in base allo stesso principio dopo aver impregnato il pezzo con un olio di densità nota. Poichè il taglio di materiali con elevata percentuale di ferrite genera sulle superfici uno strato deformato che tende a chiudere i pori, per misurare la porosità di tipo aperto, è necessario rimuovere tale strato mediante pulitura metallografica e attacco con soluzione di acido non ossidante.

Sono state condotte indagini metallografiche per valutare l'andamento della porosità nel pezzo e la distribuzione delle dimensioni dei pori. Dopo attacco metallografico (Nital 2%), è stata inoltre presa in esame la microstruttura del materiale ed osservata la distribuzione delle zone perlitiche.

Le prove di meccanica della frattura sono state condotte utilizzando una macchina di prova universale servoidraulica MTS da 250 kN. Dalle ruote dentate di partenza sono stati ricavati campioni ad arco di larghezza 25.5 mm e spessore variabile fra 2 e 12 mm, allo scopo di valutare l'effetto dello spessore sullo stato di triassialità degli sforzi all'apice della cricca. Sono stati provati un minimo di tre campioni per ogni spessore. Il prelievo dei campioni e il posizionamento dell'apice del difetto sono avvenuti tenendo conto dei risultati ottenuti dalle misure di densità e dalle osservazioni metallografiche, allo scopo di produrre risultati ripetibili e rappresentativi. La precricatura a fatica e la conduzione delle prove sono avvenute in conformità con la norma ASTM E399-83.

Su alcuni campioni provati a frattura, sono state condotte osservazioni microfrattografiche con l'ausilio di un microscopio elettronico a scansione Hitachi. Tali indagini hanno consentito lo studio delle superfici di frattura e l'interpretazione del meccanismo di cedimento del materiale.

## MICROSTRUTTURA DEL MATERIALE

I pezzi su cui si sono effettuate le prove sono stati ottenuti partendo da miscele di polveri di ferro ASC 100 addizionate col 2% di polveri di rame, circa 0.3% di polveri di grafite e 0.7% di stearato di zinco, avente funzione, assieme al carbonio, di lubrificante durante la pressatura. Compiuta una spinta omogeneizzazione delle polveri, queste ultime vengono introdotte in uno stampo, dove sono sottoposte ad elevata pressione per ottenere la forma definitiva del pezzo ed una consistenza meccanica tale da permetterne il trasferimento nel forno di sinterizzazione. In questo forno si utilizza un'atmosfera controllata ottenuta dalla dissociazione di ammoniaca (25% di azoto e 75% di idrogeno) per garantire condizioni riducenti. Infatti usualmente i granelli di polvere sono ossidati in superficie, e, per eliminare la soluzione di continuità tra le particelle ferrose una volta sinterizzate, è necessario eliminare quanto più possibile i preesistenti ossidi. La temperatura di sinterizzazione è stata 1120°C, ed il

tempo di permanenza si aggirava attorno ai 110 minuti. I campioni qui utilizzati sono stati sottoposti a due cicli di sinterizzazione. Il doppio trattamento ha permesso di raggiungere un maggior grado di sfericità dei pori, unitamente ad una certa riduzione della porosità interconnessa. Unitamente all'effetto sulla porosità, il doppio trattamento ha portato il contenuto globale di carbonio a valori di 0.25% in peso.

Sui pezzi sono state eseguite delle osservazioni metallografiche con microscopio ottico, dopo opportuna lucidatura dei campioni, che hanno evidenziato 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  $\mu\text{m}$ , figura 3. La porosità più fine, figura 4, dà l'idea delle dimensioni e della distribuzione delle preesistenti particelle di polvere. L'attacco metallografico ha permesso di rilevare la presenza di una struttura ferritico-perlitica, figura 5, 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.

## RISULTATI E DISCUSSIONE

Con riferimento alla figura 2, la densità complessiva media dei pezzi è risultata essere di 6450  $\text{Kg/m}^3$ , con porosità totale del 17%. Le variazioni di densità in direzione assiale sono risultate di modesta entità, sempre decrescenti da un massimo di circa 6600  $\text{Kg/m}^3$  nella zona della corona dentata, ad un minimo di circa 6300  $\text{Kg/m}^3$  sulla faccia opposta. Le misure di porosità interconnessa hanno portato risultati variabili e dipendenti dalla posizione, con valore medio di circa il 15% in volume mentre la porosità chiusa è risultata circa il 2%.

I risultati delle prove di tenacità a frattura sono riportati in tabella 1, dove compaiono i valori medi di più prove per ogni spessore. Tenuto conto della variabilità della densità all'interno dei pezzi, il campionamento è stato fatto in modo da avere almeno un provino prelevato dalla zona più densa, almeno uno da quella centrale e almeno uno dall'altra estremità. La dispersione dei singoli valori di  $K$  è risultata comunque limitata per ciascuno spessore, le oscillazioni superando raramente i 2  $\text{Mpa}\sqrt{\text{m}}$  rispetto a ciascun valore medio. La relativa insensibilità dei valori di  $K$  rispetto a variazioni di densità media, si spiegano sulla base di usuali oscillazioni statistiche locali di porosità davanti all'apice della cricca. Sulla tabella compaiono, oltre ai valori dello spessore, i valori del rapporto  $P_{\text{max}}/P_0$  corrispondenti ai valori di  $K_Q$  (come prescritto dalla norma ASTM E399) e di  $K_{\text{max}}$ , calcolato in corrispondenza del massimo carico del diagramma carico-spostamento dell'apertura della cricca (COD).

L'esame della tabella dimostra con netta evidenza l'indipendenza dei valori di  $K$  dallo spessore, sia che si tratti di  $K_Q$ , sia che si tratti di  $K_{\text{max}}$ . Per il materiale qui esaminato, caratterizzato

da valori di porosità discretamente alti (17%), la presenza dei pori impedisce l'instaurarsi di condizioni di vincolo dello spessore, con conseguente rilassamento dello stato di triassialità degli sforzi all'apice della cricca. Non ha quindi senso parlare nè di stato di deformazione piana, che comunque non viene mai raggiunto, nè di stato di tensione piana, che altrimenti verrebbe reso manifesto dalla formazione di labbra di taglio. La mancanza

Tabella 1. Risultati delle prove di tenacità a frattura.

Spessore B [mm]	$P_{max}/P_Q$	$K_Q$ [MPa $\sqrt{m}$ ]	$K_{max}$ [MPa $\sqrt{m}$ ]
12	1.07-1.30	19.40	29.15
10	1.32-1.65	20.05	30.10
8	1.25-1.42	22.30	30.45
6	1.34-1.64	19.60	29.55
4	1.30-1.67	20.10	29.85
2	1.12-1.75	19.05	28.20

di queste caratteristiche salienti sulla superficie di frattura fa addirittura porre in dubbio l'applicabilità della meccanica del continuo. Tali dubbi vengono rafforzati dall'analisi microfrattografica, documentata dalle figure 6 e 7. La figura 6, che è la controparte frattografica della figura 4, dimostra inequivocabilmente come le tensioni e le deformazioni si concentrino nelle zone di legame fra le ex particelle di polveri iniziali: la meccanica del continuo si applica dunque solo in queste aree e nelle zone delle particelle interessate dal flusso delle tensioni. La tenacità del materiale è quindi governata dalla resistenza delle giunzioni interparticellari, che cedono con meccanismo di frattura duttile, (figura 7), che conferisce alle zone fratturate il caratteristico aspetto spugnoso. L'esame frattografico evidenzia anche come in realtà si realizzi un locale effetto di concentrazione di tensione interno, responsabile di un notevole abbassamento globale della tenacità.

L'analisi del meccanismo di frattura dimostra la non applicabilità della meccanica del continuo a livello locale, mentre si può ritenere che questa continui a valere con buona approssimazione su scala macroscopica, garantendo la consistenza fisica del concetto di fattore d'intensificazione delle tensioni. Da un punto di vista macroscopico, infatti, il materiale sembra seguire un comportamento classico. Con riferimento alla figura 8, il diagramma carico-COD per il materiale esaminato mostra un tratto elastico lineare molto ben definito, durante il quale la stragrande maggioranza dei legamenti, formati tra le particelle di polvere, si comporta in maniera elastica. Solo in alcune zone l'effetto della concentrazione delle tensioni derivante dal pro-

gressivo avanzamento della cricca e l'accentuata discontinuità dei punti di adesione tra le particelle sinterizzate danno luogo ad un comportamento plastico. Contrariamente ai materiali di tipo compatto, l'acciaio sinterizzato manifesta un improvviso scarto dalla linearità sul diagramma carico-COD, accompagnato da improvvise e vistose deformazioni plastiche all'apice della cricca, con zona plastica, che anche a carichi vicini al massimo, è caratterizzata da bassi valori della contrazione laterale. La spiegazione di quest'ultimo fenomeno è ovvia, considerando che in questi materiali lo spessore non è in grado di esercitare un vincolo sulla congruenza delle deformazioni. La comparsa improvvisa della plasticità è invece il frutto del tipico meccanismo di cedimento dei sinterizzati: l'incremento della plasticità non è graduale perchè quando un numero sufficiente di legamenti interparticellari dà luogo a flusso plastico, s'innesci un fenomeno analogo alle reazioni a catena, secondo il quale lo snervamento di un legamento induce la plasticità in quello adiacente. Una volta generata, la zona plastica cresce gradualmente lungo il tratto ascendente non-lineare del diagramma carico-COD.

In prossimità del massimo carico comincia invece la propagazione vera e propria della cricca che, come è illustrato nella figura 9, avviene in maniera molto tortuosa e con ramificazione del difetto principale. Anche questo è un tipico effetto indotto dalla microstruttura del materiale poroso, tale per cui la cricca avanza lungo percorsi di minima resistenza cercando i vuoti interparticellari. La propagazione procede con le caratteristiche descritte lungo il tratto dolcemente discendente della curva. Di nuovo improvvisamente, la curva flette verso il basso: sono state raggiunte condizioni di propagazione pseudocatastrofiche. Come per l'apparire brusco della plasticità, così adesso il collasso plastico di un certo numero di legamenti resistenti induce a catena il collasso di quelli adiacenti. Tali condizioni sono state denominate qui come pseudocatastrofiche e non come catastrofiche, sia perchè non si verifica un'instabilità globale di tipo classico come quella che si riscontra nel caso della frattura fragile, sia perchè il meccanismo di collasso è sufficientemente lento da situarsi a metà strada fra la propagazione subcritica e quella critica della cricca.

La disamina completa del diagramma carico-COD, interpretato alla luce del meccanismo di frattura attivo nel materiale in esame, consente di giungere ad alcune conclusioni circa la tenacità a frattura. In primo luogo, i valori di  $K_Q$ , come determinati secondo la norma ASTM E399, si collocano appena passato il ginocchio dell'improvvisa deformazione plastica all'apice della cricca, e quindi non possono essere rappresentativi della tenacità del materiale, che verrebbe in tal modo sottostimata. Inoltre non è mai soddisfatta la condizione  $P_{max}/P_Q \leq 1.1$ , il che escluderebbe anche formalmente la convalidazione di  $K_Q$  come  $K_{IC}$ . Dal punto di vista del meccanismo di frattura, è il  $K_{max}$  ad essere candidato come vera tenacità a frattura del materiale. La ragione principale che indirizza verso questa conclusione è che non si verifica sostanziale propagazione della cricca prima del massimo. Di conseguenza, si può ritenere che le condizioni critiche del materiale, che consistono in uno stato di inizio propagazione non instabile della cricca, si raggiungano in corrispondenza del massimo

del diagramma carico-COD. Non esistono quindi, in questo materiale, delle vere condizioni critiche implicanti instabilità globale, però, da un punto di vista ingegneristico, che mira a caratterizzare il materiale per stimarne l'idoneità per certe applicazioni, è significativo interpretare i valori di  $K_{max}$  come rappresentativi della tenacità a frattura. Si può quindi ritenere il  $K_{IC}$  del materiale pari a  $29.7 \pm 0.9 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ , valore che risulta sufficiente per un impiego di tipo strutturale. Lo scarto rilevato rispetto al valore medio ( $\pm 3\%$ ) risulta essere di modesta entità, dimostrando ulteriormente che il  $K_{max}$  può essere preso come caratteristica del materiale ed utilizzato, con buona affidabilità, in progettazione di particolari strutturali. E' comunque auspicabile un innalzamento del livello di tenacità dell'acciaio, e, sulla base delle indagini qui svolte sulla microstruttura e sul meccanismo di frattura, si ritiene che, a pari porosità complessiva, una riduzione della porosità interconnessa e il conferimento tramite opportuni cicli di produzione di una maggiore sfericità ai pori, costituisca il metodo per ottenere sensibili incrementi di  $K_{IC}$ .

### CONCLUSIONI

Su un acciaio sinterizzato contenente 0.25% di carbonio, 2% di rame e con porosità circa del 17%, sono state condotte prove di meccanica della frattura mediante campioni ad arco prelevati da pezzi di corrente impiego industriale, e con spessore variabile fra 2 e 12 mm. Una dettagliata analisi dei diagrammi carico-COD e del meccanismo di frattura, che avviene per collasso plastico dei legamenti interparticellari lungo le superfici di minor resistenza del materiale, consentono di concludere che non si raggiungono mai condizioni d'instabilità globale. Ciononostante, si è trovato che è fisicamente consistente ed ingegneristicamente significativo attribuire le condizioni critiche del materiale al punto di massimo del suddetto diagramma. Il valore di  $K_{IC}$ , che è risultato pari a  $29.7 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ , è riproducibile ed indipendente dallo spessore.

### BIBLIOGRAFIA

- [1] G.F. Bocchini "Influenze della porosità sulle caratteristiche dei materiali sinterizzati I", Progettare, no. 54/55, pp. 83-89, 1984.
- [2] G.F. Bocchini "Influenza della porosità sulle caratteristiche dei materiali sinterizzati II", Progettare, no. 57, pp. 53-61, 1985.
- [3] R. Haynes, J. T. Egediege "Effect of porosity and sintering conditions on elastic constants of sintered irons", Powder Metallurgy, Vol 32, no. 1, pp. 47-52, 1989.
- [4] R. Haynes "Effects of porosity on the tensile strength of sintered irons", Int. J. Pow. Met., February 1991, pp. 49-

51.

- [5] H. R. Jhansale "Fatigue and fracture mechanics evaluation for structural PM parts", Int. J. Pow. Met. September 1991, pp. 52-58.
- [6] H. Danninger, G. Jannig, B. Weiss, R. Stickler "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.
- [7] W. A. Spitzig, R. E. Smelser, O. Richmond "The evolution of the damage and fracture in iron compacts with various initial porosities", Acta Metallurgica, Vol. 6, no. 5, pp. 1201-1211, 1988.
- [8] I. J. Melleanby, R. A. Phillips, J. R. Moon "Fracture and Fatigue of Powder Metallurgy Low Alloy Steels", Advances in PM Parts Production, Amsterdam 6-6 November 1989, pp. 13.1-13.11.
- [9] C.M. Sonsino "Fatigue design for powder metallurgy", PM 90, World Conference on Powder Metallurgy, 2-6 July 1990, London, Vol. 1, pp. 42-88.
- [10] N. A. Fleck, R. A. Smith, Powder Metallurgy, Vol. 24, no. 3, pp. 121-125, 1981.
- [11] L. W. Crane, R. J. Farrow, Powder Metallurgy, Vol. 23, no. 4, pp. 198-202, 1980.
- [12] A. De Iorio, Modern Development in Powder Metallurgy, Vol. 13, Ferrous and Nonferrous Materials, MPIF, Princeton, NY, pp. 229-246, 1981.
- [13] J. T. Barnby, D. C. Ghosh, K. Dinsdale, Powder Metallurgy, Vol. 16, no. 31, p. 55, 1973.
- [14] Y. T. Chen "Fracture toughness of free machining P/M materials", Advances in Powder Metallurgy, 1989, Vol. 1, pp. 377-392.
- [15] Y. T. Chen "A Study of the Effects of MnS Particle Size on the Fracture Toughness of Low Alloy P/M Steel", Advances in Powder Metallurgy, 1991, Vol. 3, pp. 117-145.
- [16] P. Ramakrishnan, S. V. Ilango, S. B. Yadaw, R. C. Prasad "Fracture toughness characteristics of high temperature sintered steels from recycled ferrous powder" Advances in Powder Metallurgy, 1991, Vol. 1, pp. 197-205.
- [17] Y. B. Ke, B. Cotterell, Y. W. Mai "Fracture parameters for sintered steels", J. Mat. Sci. 1988, Vol 23, pp. 2965-2970.

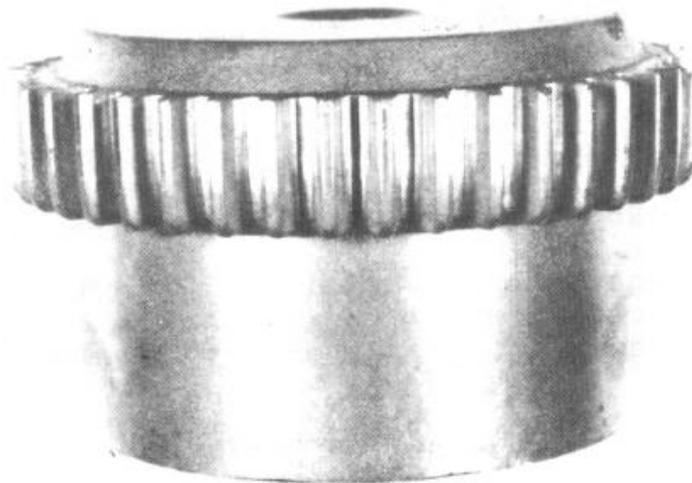


Fig. 1: Complessivo della ruota dentata.

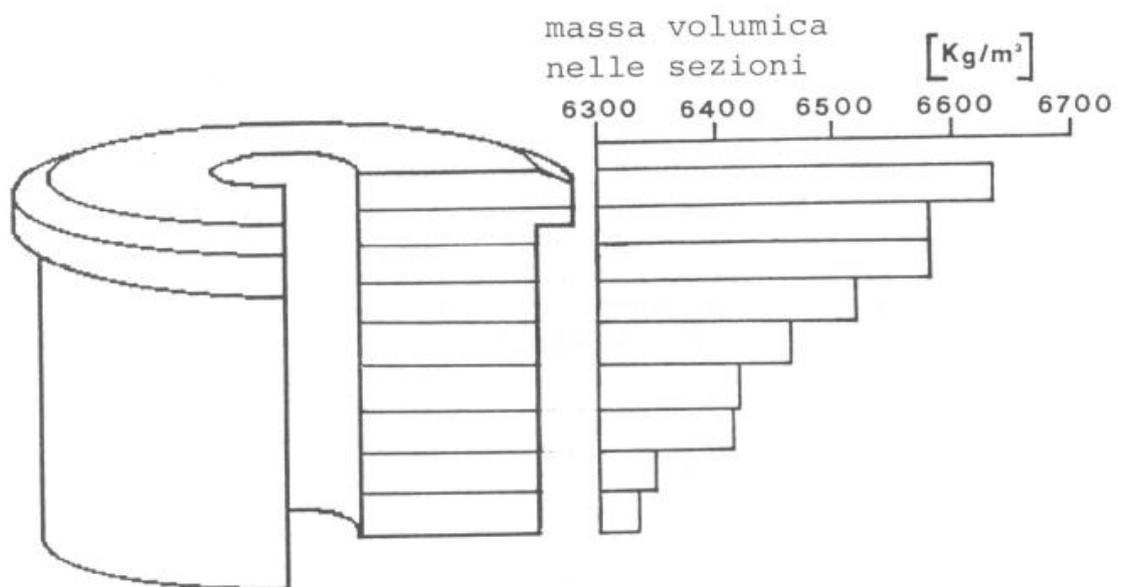


Fig. 2: Rappresentazione delle sezioni effettuate e relativi valori di massa volumica ottenuti.

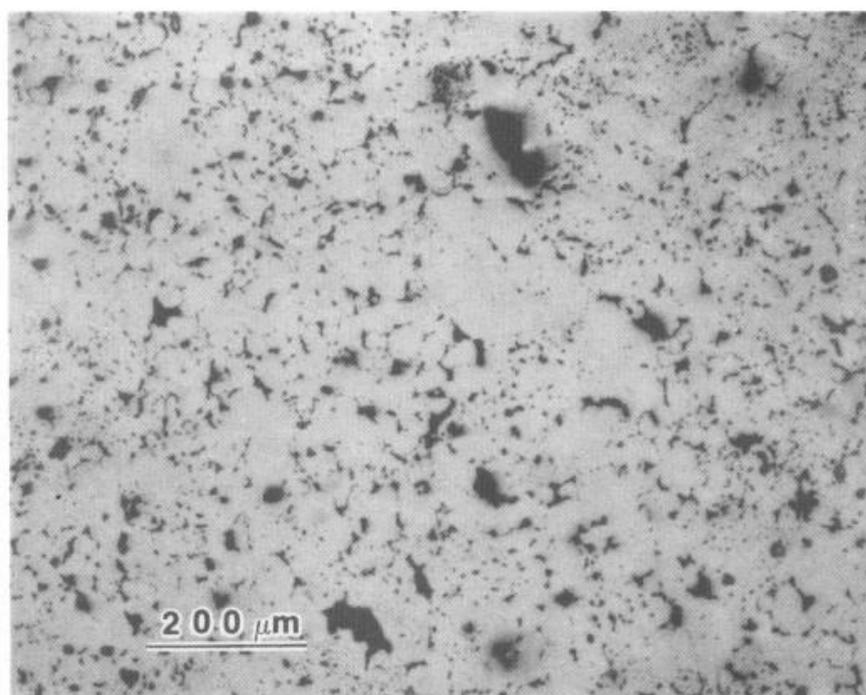


Fig. 3: Distribuzione della porosità (sezione trasversale).

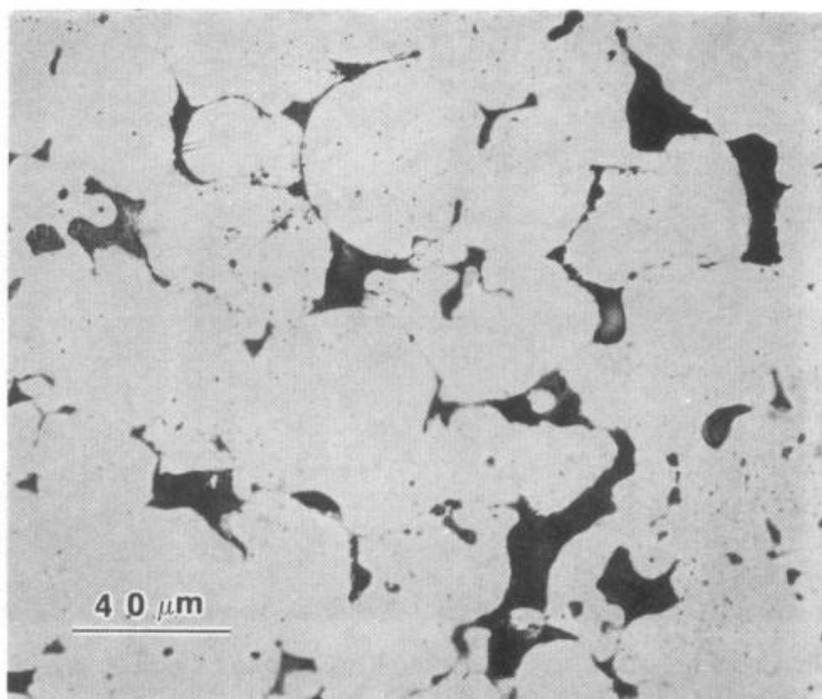


Fig. 4: Distribuzione della porosità (sezione trasversale).

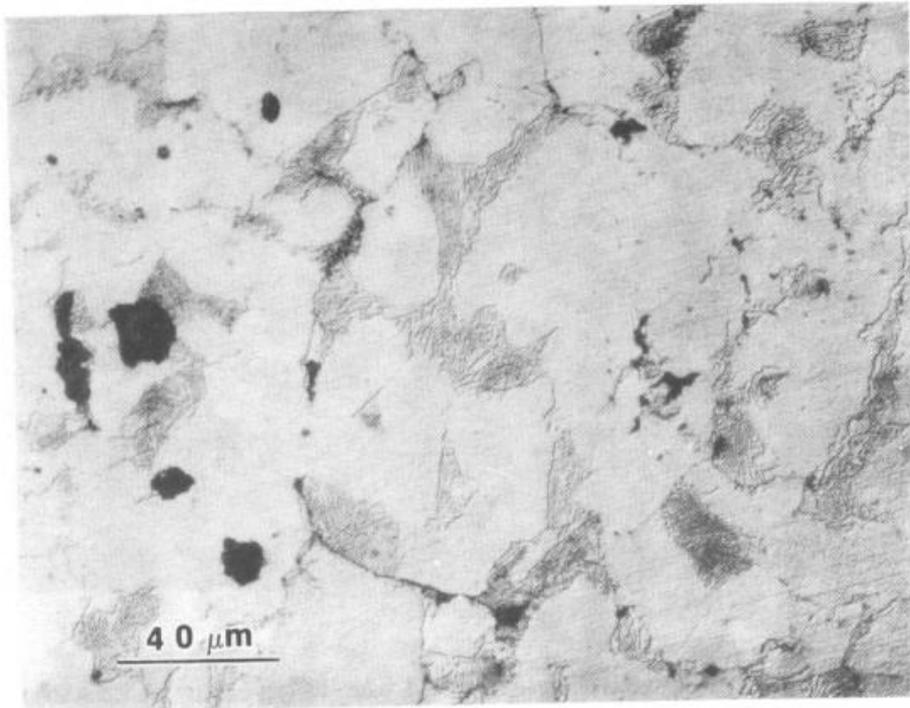


Fig. 5: Struttura ferritico-perlitica dell'acciaio sinterizzato (attacco Nital 2%).

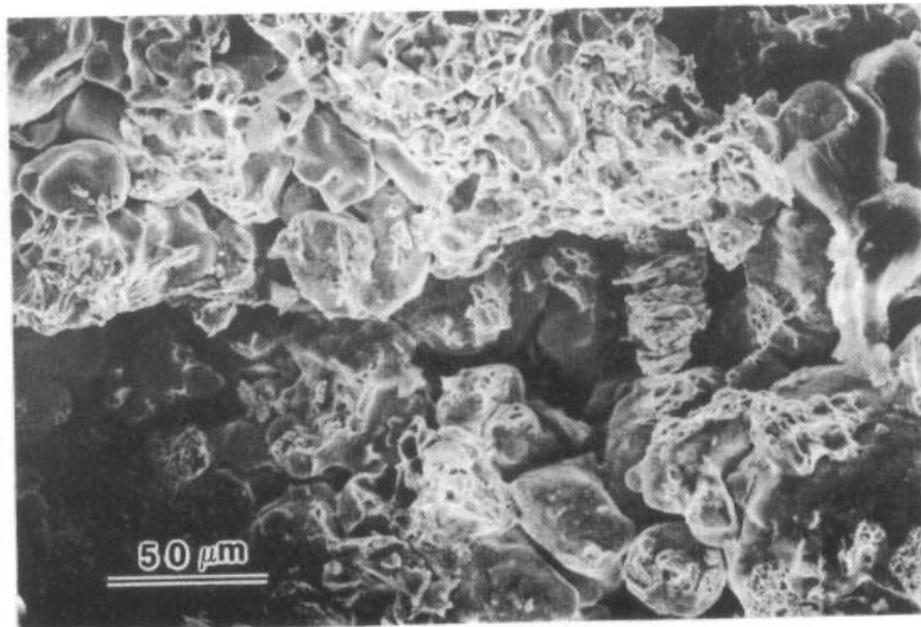


Fig. 6: Frattografia al SEM della superficie di frattura di un campione: aspetto spugnoso, tipico di frattura duttile.

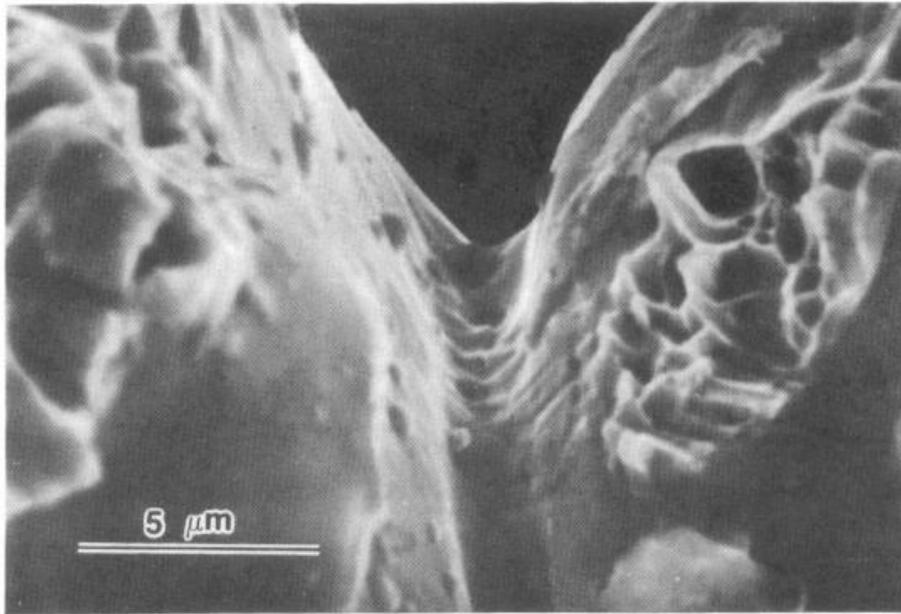


Fig. 7: Frattografia al SEM di un particolare della superficie di frattura: parziale distacco di una giunzione interparticellare.

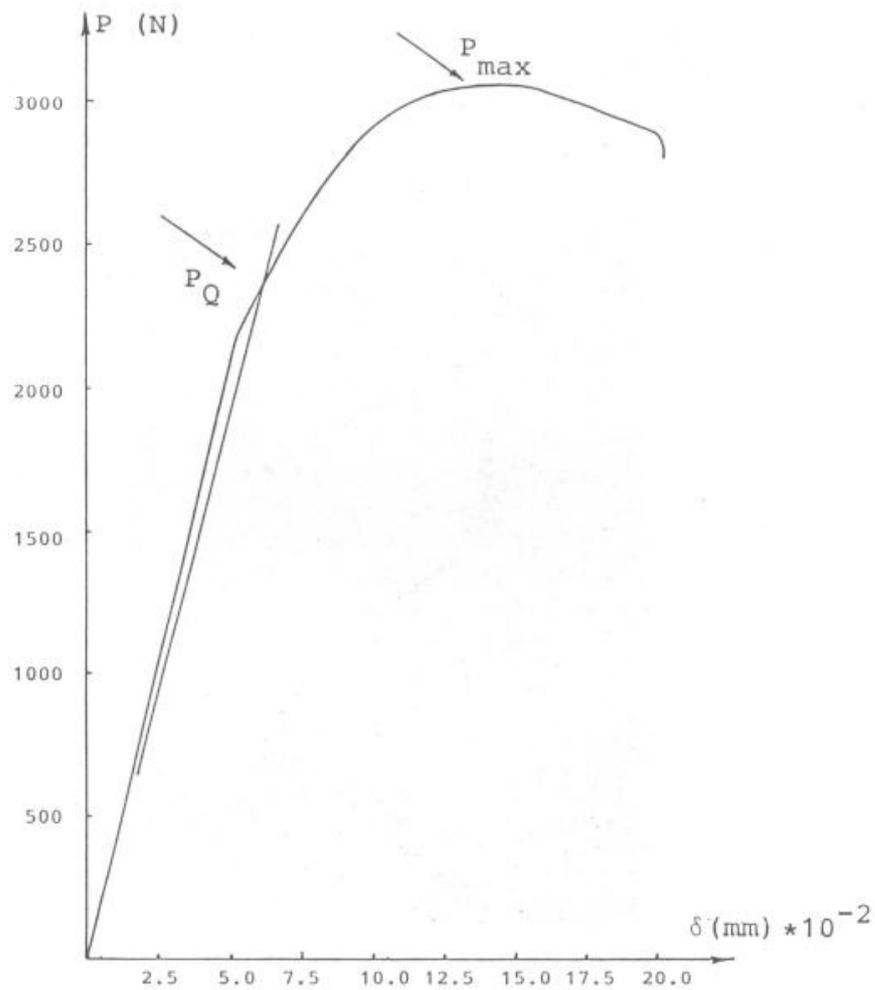


Fig. 8: Tipologia dei diagrammi Carico - COD ottenuti nelle prove di frattura.

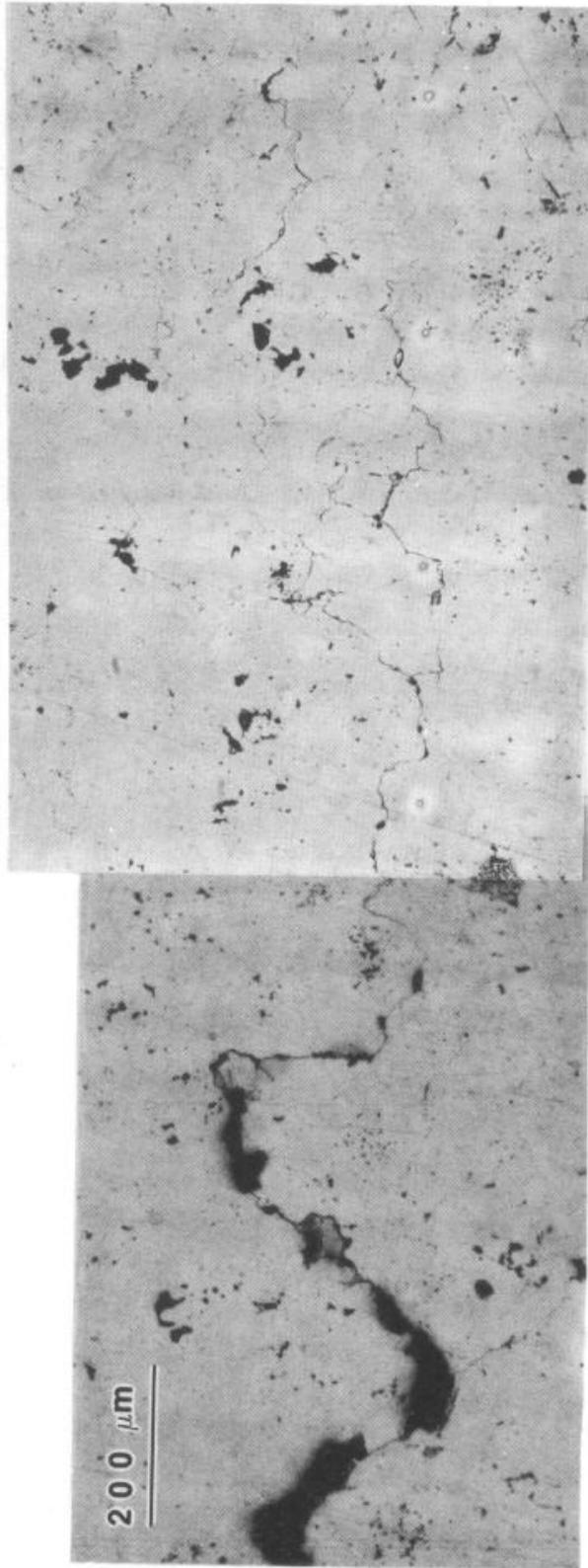


Fig. 9: Micrografia effettuata sulla superficie laterale di un campione:  
la cricca presenta un andamento tortuoso e ramificato.