

# Effetto della densità sulla resistenza a trazione delle leghe ferrose sinterizzate

G. Straffelini, A. Molinari

*Il comportamento meccanico dei sinterizzati è determinato dalla loro densità, dal grado di sinterizzazione e dalle caratteristiche microstrutturali della matrice. Nel presente articolo viene esaminato l'effetto della densità sulla resistenza a trazione dei sinterizzati utilizzando il concetto di 'sezione utile resistente,' che dipende dalla porosità totale e dal grado di sinterizzazione.*

*Se la durezza della matrice è sufficientemente bassa da favorire un'estesa deformazione plastica prima del raggiungimento delle condizioni di rottura, la resistenza a rottura dipende direttamente dalla resistenza della matrice e dalla sezione utile resistente. Se invece la durezza della matrice è elevata, come nel caso degli acciai bonificati, i pori possono comportarsi come delle cricche interne ed indurre un comportamento macroscopicamente fragile, che penalizza notevolmente la resistenza a trazione. In questo caso è importante ottenere un arrotondamento dei pori tramite un elevato grado di sinterizzazione prima di eseguire il trattamento termico. Nell'articolo vengono esaminate anche alcune caratteristiche peculiari dei sinterizzati relative alla loro duttilità.*

**Parole chiave: frattura, metallurgia delle polveri, prove meccaniche**

## INTRODUZIONE

Le proprietà meccaniche e fisiche delle leghe sinterizzate sono fortemente influenzate dalla loro densità [1]. La densità dei sinterizzati dipende in primo luogo dalla pressione di compattazione, e quindi dalla tecnica di pressatura delle polveri. Densità vicine a quella teorica (cioè alla densità che il materiale avrebbe in assenza di pori) possono essere raggiunte con tecniche particolari, come la pressatura isostatica a caldo o la sinteroforgiatura [2, 3]. Con la tecnica convenzionale di semplice pressatura e sinterizzazione si possono raggiungere densità fino a 7.4 g/cm<sup>3</sup> nel caso delle leghe di ferro, pari a circa il 95% della densità teorica. Densità maggiori possono essere raggiunte adottando tecniche particolari, come la pressatura a caldo, o aggiungendo alla miscela di polveri degli additivi, come polveri a base P o B, che attivano il processo di sinterizzazione [2]. L'aggiunta di questi additivi, tuttavia, va fatta con cautela dato che sia il P che il B tendono ad infragilire la matrice, in seguito a fenomeni di segregazione del P a bordo grano [4] o per la precipitazione di boruri sempre ai bordi dei grani [5]. Densità maggiori di 7.4 g/cm<sup>3</sup> si possono raggiungere nelle leghe ferrose anche adottando la tecnica della doppia pressatura e doppia sinterizzazione [2] o la tecnica più innovativa della pressatura ad alta velocità [6].

In questo articolo si cercherà di delineare l'influenza della densità sul comportamento a trazione dei sinterizzati ferrosi. Si farà particolare riferimento alla resistenza a rottura a trazione e all'allungamento a rottura, data l'importanza che hanno queste proprietà in fase di selezione dei materiali per la progettazione dei componenti meccanici. Verrà evidenziata l'importanza del grado di sinterizzazione, espresso dal grado di arrotondamento dei pori, e del concetto di "sezione critica resistente". Verranno al contempo discusse alcune caratteristiche peculiari dei sinterizzati che li differenziano dai metalli massivi.

## DENSITÀ E POROSITÀ

La porosità,  $\epsilon$ , di un sinterizzato, espressa come la frazione volumetrica di pori presenti, è correlata con la densità  $\rho$  mediante la seguente relazione:

$$\epsilon = 1 - \frac{\rho}{\rho_t} \quad [1]$$

dove  $\rho_t$  è la densità teorica, cioè la densità della matrice. La densità  $\rho$  del sinterizzato può essere determinata sperimentalmente mediante il metodo delle pesate multiple [7]. Nota  $\rho_t$  è quindi possibile calcolare  $\epsilon$  dalla relazione 1. La porosità  $\epsilon$  può essere determinata anche mediante misure eseguite su sezioni metallografiche (ad esempio, utilizzando un analizzatore di immagine interfacciato con un microscopio ottico). Queste due tecniche di misura permettono di ottenere anche altre informazioni molto utili a caratterizzare la porosità e quindi ad interpretare e/o predire l'influenza della porosità stessa sul comportamento meccanico dei sinterizzati. Con le tecniche delle pesate multiple, ad esempio, è possibile determinare la frazione relativa di porosità chiusa e interconnessa presente nel sinterizzato. In generale ai valori di densità più elevati la porosità è prevalentemente chiusa, mentre a basse densità la porosità è prevalentemente interconnessa.

Mediante osservazioni e misure delle sezioni metallografiche è possibile invece acquisire informazioni sulla 'geometria' dei pori e, in particolare, sul loro grado di arrotondamento. La forma dei pori può essere rappresentata mediante diversi fattori di forma, uno dei quali è il seguente:

$$f = \frac{4\pi S}{p^2} \quad [2]$$

dove  $S$  è la sezione media dei pori campionati e  $p$  il loro perimetro medio. Valori di  $f$  che tendono ad 1 sono rappresentativi di pori molto arrotondati dato che, in questo caso, il poro tende ad essere sferico. Al contrario, valori di  $f$  tendenti a 0 sono significativi di pori molto irregolari. A titolo di esempio, in Tabella 1 sono mostrati alcuni tipici valori di  $f$  per diversi acciai sinterizzati.

Come si vede dai dati in tabella,  $f$  aumenta all'aumentare

Giovanni Straffelini, Alberto Molinari  
Dipartimento di Ingegneria dei Materiali, Università di Trento

Memoria pervenuta il 4 giugno 2002

Materiale	Pressione di compattazione, MPa	Sinterizzazione	Densità, g/cm <sup>3</sup>	Fattore di forma f	Riferimento bibliografico
Fe	500	1120°C/30min.	6.8	0.5	8
Fe	500	1250°C/60min.	6.81	0.59	8
Fe	700	1120°C/30min.	7.08	0.55	8
Fe	700	1250°C/60min.	7.06	0.62	8
316L	600	1240°C/30min.	6.5	0.35	5
316L+0.2%B	600	1240°C/30min.	7.1	0.55	5
316L+0.4%B	600	1240°C/30min.	7.8	0.75	5

Tabella 1: Parametri di produzione e fattore di forma dei pori in alcuni sinterizzati ferrosi.

Table 1: Production parameters and shape factors for different sintered alloys.

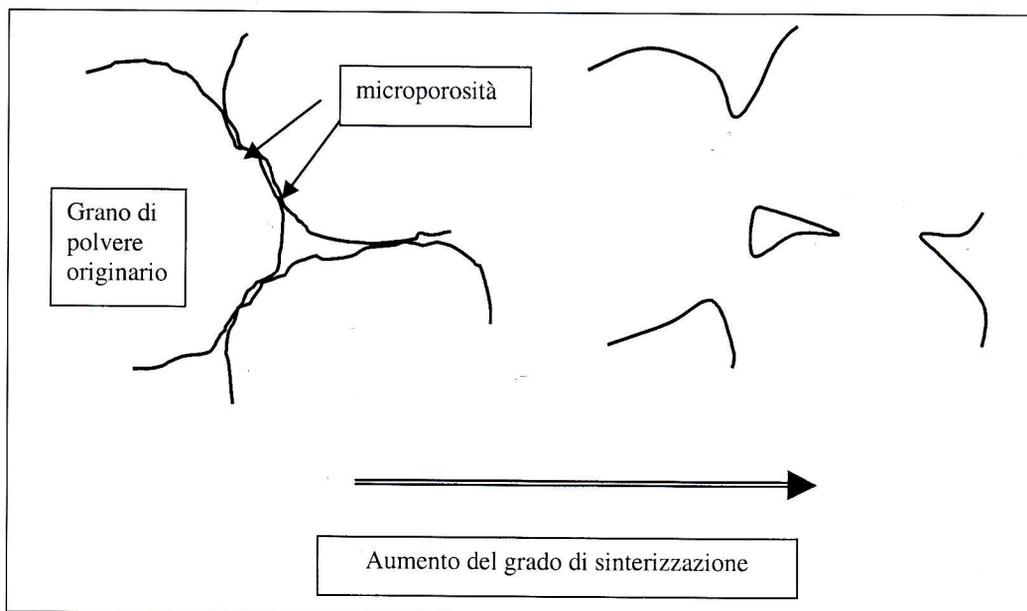


Fig.1: Effetto del grado di sinterizzazione sulla morfologia della porosità (schematizzazione)

Fig.1: Effect of sintering degree on the pore morphology (schematisation).

della densità e del 'grado di sinterizzazione'. Nel caso del ferro sinterizzato un aumento del grado di sinterizzazione è ottenuto attraverso l'aumento della temperatura e durata della sinterizzazione, mentre nel caso dell'acciaio inossidabile è ottenuto tramite l'attivazione della sinterizzazione con l'aggiunta di piccole quantità di boro. L'effetto dell'aumento del grado di sinterizzazione sulla morfologia dei pori (e quindi su f) è schematizzato in Fig.1. In pratica, all'aumentare dell'intensità della sinterizzazione tende a scomparire la microporosità in corrispondenza dei necks e i necks stessi tendono a crescere in dimensione e ad arrotondarsi. E' evidente che all'aumentare del grado di sinterizzazione aumenta la resistenza di ogni singolo neck con effetti positivi sulla resistenza meccanica del sinterizzato, come verrà evidenziato più avanti.

DENSITÀ E COMPORTAMENTO A TRAZIONE

I materiali sinterizzati mostrano un comportamento sforzo-deformazione particolare in quanto la porosità può causare la formazione di microplasticizzazioni agli apici dei pori anche per valori molto bassi dello sforzo nominale applicato [9]. Si osserva quindi una deviazione dalla linearità della curva sforzo deformazione abbastanza prematura, che causa una riduzione del modulo di elasticità "apparente" rispetto a quello "reale" (che si può determinare correttamente, ad esempio, col metodo della risonanza acustica). Questa deviazione dipende dalla morfologia dei pori e dalla deformabilità plastica della matrice [10]; in particolare, all'aumentare della durezza della matrice e del grado di arrotondamento dei pori questa deviazione dalla linearità può essere assente o avvenire a sforzi nominali elevati. In genere,

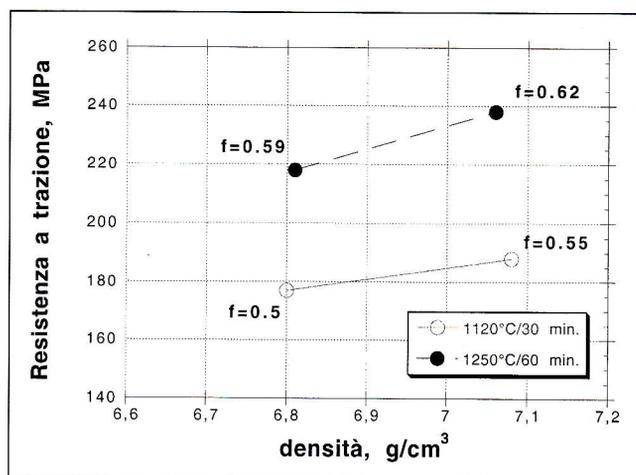


Fig.2: Relazione sperimentale tra resistenza a rottura a trazione e densità nel caso di ferro sinterizzato.

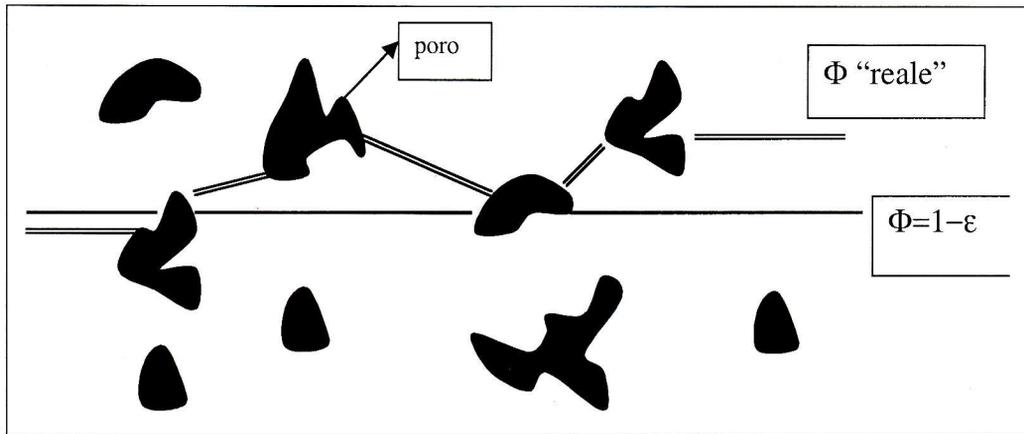
Fig.2: Experimental relationship between tensile strength and density for sintered iron.

quindi, in corrispondenza di una deformazione plastica nominale del 0.2% (alla quale si valuta usualmente la resistenza allo snervamento dei metalli) la deformazione plastica 'reale' è già ben sviluppata.

In Fig.2 è riportata la resistenza a rottura a trazione in funzione della densità, nel caso dei sinterizzati in ferro puro riportati in Tab.1. Si può notare come la resistenza a trazione aumenti all'aumentare della densità e del grado di sinterizzazione (in figura sono riportati anche i valori del fattore di forma f che, come detto, dipendono direttamente dal grado

Fig.3: Schematizzazione di sezione utile resistente

Fig.3: Schematisation of load bearing section.



di sinterizzazione). Questo risultato è di natura generale ed è connesso col fatto che all'aumentare della densità e del grado di sinterizzazione aumenta la frazione di sezione utile resistente. Per cui la resistenza a rottura,  $R_m$ , può essere espressa mediante la seguente relazione [11]:

$$R_m = R_{m0} \cdot \Phi \quad [3]$$

dove  $R_{m0}$  è la resistenza a rottura della matrice e  $\Phi$  è la frazione di sezione utile resistente data da  $A_r/A_n$  dove  $A_r$  è la sezione utile resistente e  $A_n$  la sezione nominale. Considerando un piano che taglia un provino di trazione perpendicolarmente alla direzione del carico applicato, si ha teoricamente che  $\Phi=1-\epsilon$ . In realtà, tuttavia,  $\Phi < 1-\epsilon$ , dato che il processo di deformazione plastica che porta alla frattura si concentra nelle zone tra i pori più vicini, come schematizzato in Fig.3.

Sono state proposte diverse relazioni per esprimere  $\Phi$ . Una è la seguente [12]:

$$\Phi = \exp(-K \cdot \epsilon) \quad [4]$$

Considerando un modello che approssima i pori a delle sfere si ottiene un valore di K prossimo a 1. Un'altra relazione proposta è la seguente:

$$\Phi = 1 - k \cdot \epsilon^{2/3} \quad [5]$$

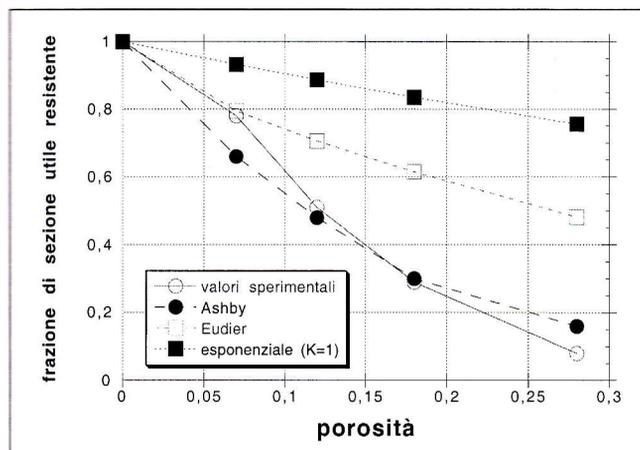


Fig.4: Dipendenza della frazione di sezione utile resistente dalla porosità nel caso di un acciaio sinterizzato di composizione: Fe-1.5%Mo-0.7%C. Accanto ai valori sperimentali sono mostrate le predizioni ottenute usando alcune relazioni riportate nel testo (dal riferimento bibliografico 16).

Fig.4: Dependency of the fraction of load bearing section from porosity content for Fe-1.5Mo-0.7C. Near to experimental results, some theoretical predictions obtained using the relations reported in the text are shown (see ref.16).

Considerando, anche in questo caso, un modello che approssima i pori a delle sfere regolarmente disposte si ottiene  $k=1.21$ , come mostrato da Eudier [13]. Un'altra importante relazione è quella proposta da Ashby [14]:

$$\Phi = \left( \frac{E}{E_0} \right)^2 \quad [6]$$

dove E è il modulo di Young del sinterizzato ed  $E_0$  quello della matrice. Sperimentalmente  $\Phi$  può essere ottenuto misurando sperimentalmente l'estensione delle aree di frattura nel caso di rotture eseguite per fatica o per impatto a bassa temperatura [15]. In entrambi i casi, infatti, se la frattura è duttile essa avviene dopo una deformazione plastica locale molto ridotta e l'estensione delle singole aree di frattura è quindi significativa dell'effettiva sezione resistente. Danninger [16] ha misurato la frazione di sezione resistente usando il metodo della rottura per fatica nel caso della lega sinterizzata Fe-1.5%Mo-0.7%C prodotta a diversi valori di porosità finale. In Fig.4 sono riportati i valori sperimentali ottenuti e anche i diversi valori di  $\Phi$  predetti dalle relazioni date in precedenza. Si può notare come la relazione di Ashby sia particolarmente valida nel predire la corretta sezione utile resistente dei sinterizzati studiati. Le altre relazioni sovrastimano la reale sezione resistente; una buona approssimazione dei dati sperimentali si può avere usando la relazione 4

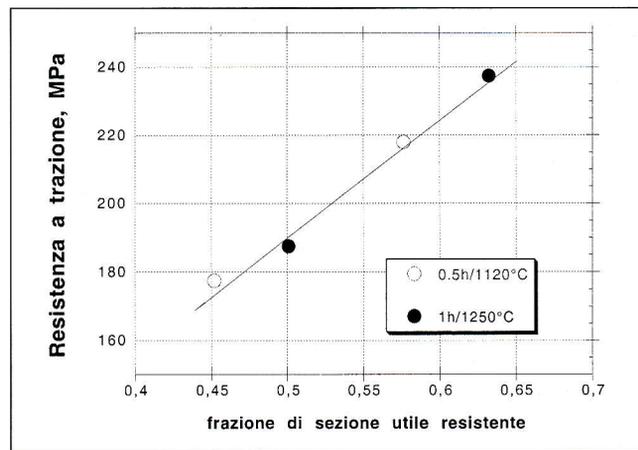


Fig.5: Dipendenza della resistenza a trazione dalla frazione di sezione utile resistente nel caso del ferro sinterizzato di Fig.2.

Fig.5: Dependency of tensile strength from the fraction of load bearing section for sintered iron of Fig.2.

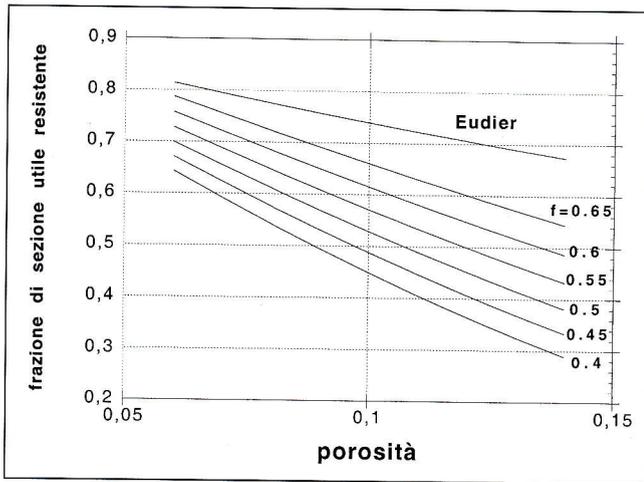


Fig. 6: Dipendenza teorica della frazione di sezione utile resistente dalla porosità e dal fattore di forma dei pori.

Fig. 6: Theoretical dependency of the fraction of load bearing section from porosity content and pore shape factor.

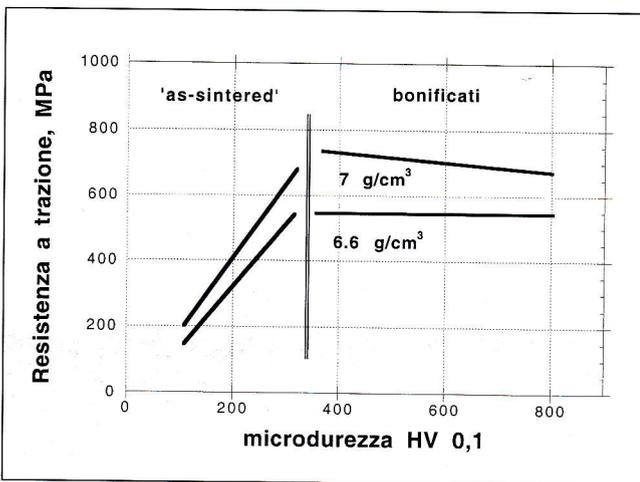


Fig. 7: Resistenza a trazione in funzione della microdurezza nel caso di acciai sinterizzati di composizione Fe-0.3%C e Fe-2%Cu-0.6%C e a due livelli di densità (dal riferimento bibliografico 22).

Fig. 7: Tensile strength as a function of microhardness for Fe-0.3%C and Fe-2%Cu-0.6%C at two density levels (ref.22).

con  $K=9.2$ , e la relazione 6 con  $k=2$ . Un evidente svantaggio connesso con l'uso dell'equazione 6 è dovuto alla necessità di determinare sperimentalmente il modulo di elasticità (ad esempio con il metodo della risonanza acustica per i motivi già evidenziati).

Usando il concetto di sezione utile resistente è possibile interpretare l'influenza della densità e del grado di sinterizzazione sulla resistenza meccanica dei sinterizzati. In Fig. 5 è riportata la relazione sperimentale tra resistenza a trazione e  $\Phi$ , determinata con la relazione di Ashby, nel caso del ferro sinterizzato riportato in Fig. 3 e Tabella 1. Si può notare come esista effettivamente una relazione diretta tra la resistenza a trazione e  $\Phi$ , come previsto dall'equazione 3. Questo risultato permette di evidenziare il ruolo del grado di sinterizzazione e spiegare quindi il significato del fattore di forma dei pori. Come detto, infatti, all'aumentare del grado di sinterizzazione aumenta il fattore di forma dei pori, perché i pori tendono a diventare sferici. Il beneficio dell'aumento del grado di sinterizzazione è stato quindi spesso attribuito alla riduzione dell'effetto di intensificazione degli sforzi esercitato dai pori. Ma siccome la frattura interviene dopo che è avvenuta un'estesa deformazione plastica locale [17] è

evidente che l'effetto di intensificazione degli sforzi non svolge alcun ruolo significativo. Il fattore di forma dei pori è quindi semplicemente rappresentativo del grado di sinterizzazione raggiunto. Come illustrato nel paragrafo precedente, infatti, all'aumentare del grado di sinterizzazione si riduce la microporosità in corrispondenza di ogni neck e aumenta anche la sezione di ogni neck in seguito all'attivazione di fenomeni diffusivi propri della sinterizzazione. Questi effetti comportano un arrotondamento del raggio medio dei pori, con un conseguente aumento del fattore di forma dei pori, e un aumento della sezione utile resistente, con un conseguente aumento della resistenza meccanica dei sinterizzati. In effetti da tempo è noto che il modulo di elasticità di un sinterizzato poroso,  $E$ , dipende dalla porosità tramite la seguente relazione [18]:

$$\frac{E}{E_0} = 1 - K_p \cdot \varepsilon \quad [7]$$

dove  $K_p$  è il fattore di intensificazione degli sforzi interno (medio) dovuto alla porosità. Sperimentalmente  $K_p$  è usualmente compreso tra  $\approx 1.9$  (valore teorico nel caso di pori perfettamente sferici) e  $\approx 3.5$  nel caso di pori molto irregolari [19]; è chiaro che  $K_p$  dipende dal grado di sinterizzazione ed è inversamente proporzionale al fattore di forma  $f$ . Dalla relazione 7 si ottiene quindi:

$$\Phi = (1 - K_p \cdot \varepsilon)^2 \quad [8]$$

Con riferimento a diversi materiali sinterizzati caratterizzati da diversa composizione chimica, densità e grado di sinterizzazione, è stato quindi determinato sperimentalmente che  $K_p = 5.58 - 5.7f$  [20]. Inserendo questa relazione sperimentale nella relazione [8] si ottiene quindi una relazione che da la sezione critica resistente in funzione della porosità totale e del fattore di forma  $f$ ; questa relazione è mostrata graficamente in Fig. 6.

A questo proposito si può notare che all'aumentare del grado di sinterizzazione si ottiene anche una migliore omogeneizzazione microstrutturale dei sinterizzati con benefici effetti sulle loro proprietà meccaniche. Spesso, infatti, i sinterizzati sono prodotti usando polveri elementari o parzialmente prelegate ed è quindi difficile che gli elementi abbiano il tempo per diffondere convenientemente all'interno dei grani di polvere.

La trattazione svolta finora vale essenzialmente per i materiali sinterizzati non sottoposti a trattamento termico di bonifica. I fenomeni di localizzazione degli sforzi e delle deformazioni ai necks, infatti, diventano particolarmente importanti nel caso di materiali con matrice martensitica o costituita da martensite rinvenuta, dato che l'elevata durezza della matrice impedisce la propagazione della deformazione plastica lontano dai necks. In questo caso l'effetto di intensificazione degli sforzi esercitato dai pori diventa importante e i pori, se poco arrotondati, potrebbero addirittura comportarsi come cricche nel materiale, ed indurre un comportamento di tipo fragile [21].

In Fig. 7 è mostrata, in modo schematico, la dipendenza sperimentale tra la resistenza a rottura a trazione e la microdurezza (significativa della durezza della matrice) nel caso di diversi materiali di composizione Fe-0.3%C e Fe-0.6%C-2%Cu, allo stato sinterizzato ('as-sintered') e bonificato (con temperature di rinvenimento comprese tra 200 e 340°C per avere microdurezze tra 350 e 900 HV circa) [22]. Nel caso dei materiali solo sinterizzati la resistenza a trazione aumenta all'aumentare della densità e della resistenza della matrice, in perfetto accordo con quanto predetto dalla relazione 3. Nel caso dei bonificati, invece, all'aumentare della microdurezza non si osserva un aumento della resistenza a trazione ma addirittura un calo nel caso dei materiali a maggiore densità. Questo comportamento è stato spiegato in det-

taglio in [23] ed è dovuto al fatto che a causa dell'elevata durezza della matrice i pori si comportano da cricche e la rottura si ha quando il fattore di intensificazione degli sforzi applicato all'apice dei pori diventa uguale alla tenacità della matrice espressa dal suo  $K_{IC}$ . Si può quindi ottenere che la resistenza a trazione  $R_m$  vale [23]:

$$R_m = \frac{K_{IC} \cdot \Phi}{Y \cdot \sqrt{\pi a}} \quad [9]$$

dove  $Y$  è un fattore geometrico prossimo all'unità e 'a' è la dimensione media dei pori. Per cui a parità di densità la resistenza a trazione dipende direttamente dalla tenacità della matrice e l'andamento riportato in Fig.7 per i sinterizzati bonificati può essere razionalizzato considerando che al diminuire della temperatura di rinvenimento la durezza della matrice aumenta mentre la sua duttilità cala e la tenacità rimane quindi pressoché costante. Risulta quindi chiara l'importanza di produrre sinterizzati con elevato grado di sinterizzazione se questi materiali devono essere poi trattati termicamente (mediante, usualmente, tempra e distensione). Se i pori sono molto arrotondati, infatti, essi non si comportano da cricche acute nel materiale e la transizione al comportamento macroscopicamente fragile può avvenire per valori maggiori della microdurezza della matrice e quindi possono essere raggiunti valori molto più elevati di  $R_m$ . Nei materiali in studio questa transizione avviene per durezza sui 350 HV0.1. Nel caso di sinterizzati di composizione Fe-1.5Mo-0.3C prodotti con elevato grado di sinterizzazione si sono ottenuti pori molto arrotondati e la transizione a comportamento fragile è stata osservata per valori di microdurezza superiori ai 500 HV0.1 [24].

Mediante una prova di trazione, accanto alla resistenza a trazione si determina usualmente anche l'allungamento a rottura e questo parametro è spesso utilizzato per quantificare l'affidabilità meccanica di un materiale (quanto maggiore è l'allungamento a rottura quanto inferiore sarà il coefficiente di sicurezza adottato). La porosità ha un'influenza particolarmente negativa sulla duttilità dei sinterizzati e per questo i materiali sinterizzati vengono spesso trascurati in impieghi strutturali. E' stato tuttavia dimostrato che qualora il comportamento a deformazione e rottura sia tipicamente duttile, i sinterizzati possono possedere un'affidabilità meccanica perfettamente analoga ai metalli pieni [25]. Il ruolo negativo dei pori sull'allungamento a rottura è dovuto alla tendenza dei pori a localizzare la deformazione plastica ai necks, per cui le condizioni 'locali' di frattura (cioè l'allungamento a rottura della matrice) possono essere raggiunte assai prematuramente. Il processo è velocizzato dal fatto che all'aumentare della deformazione plastica aumenta anche, progressivamente, il volume dei pori e quindi l'intensità stessa della localizzazione della deformazione, dato che si riduce la sezione utile resistente. In generale, quindi, al diminuire della porosità la deformazione plastica che si può accumulare prima della rottura è maggiore e anche l'allungamento a rottura risulterà maggiore [26]. Questo implica che l'allungamento a rottura possa essere convenientemente descritto dalla seguente relazione [26]:

$$\frac{A}{A_0} = \Phi^{3/2} \quad [10]$$

dove  $A_0$  è l'allungamento a rottura della matrice.

In alcuni casi, tuttavia, si può osservare un comportamento particolare. Un esempio è mostrato in Fig.8, che mette a confronto l'allungamento a rottura in funzione della porosità nel caso di una lega Fe-Ni-Mo e la lega Fe-0.8%P [27]. Mentre la lega Fe-Ni-Mo mostra un andamento conforme con le aspettative, per la lega al fosforo la duttilità non cresce al diminuire della porosità. Questo comportamento può essere spiegato considerando che col passaggio da porosità

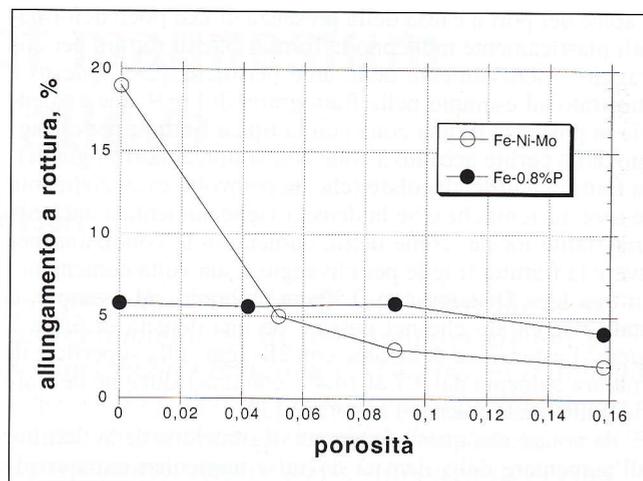


Fig.8: Dipendenza dell'allungamento a rottura dalla densità nel caso di una lega Fe-Ni-Mo e di una lega Fe-0.8%P (dal riferimento bibliografico 27).

Fig.8: Dependency of the tensile elongation at fracture from density in the case of a Fe-Ni-Mo alloy and a Fe-0.8%P alloy (ref. 27).

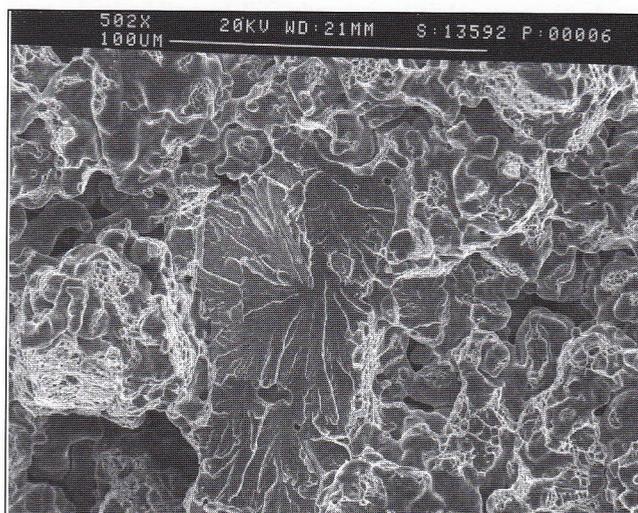


Fig.9: Superficie di frattura (osservata al microscopio elettronico a scansione) nel caso di una lega sinterizzata DistaloyAE-0.5%C.

Fig.9: Fracture surface (observed in a scanning electron microscope) in the case of a DistaloyAE-0.5%C alloy.

prevalentemente aperta a porosità prevalentemente chiusa lo stato di sforzo ai necks cambia. Ogni neck, infatti, può essere visto come un provino di trazione 'miniaturizzato'; se la porosità è aperta questo provino si può immaginare come liscio (=stato di sforzo piano locale), mentre se la porosità è aperta il provino si può immaginare intagliato in modo circonferenziale (=stato di deformazione piana). Al diminuire della porosità, quindi, la deformazione plastica locale (cioè ai necks) viene sempre più impedita e si può avere una transizione nel meccanismo di frattura da duttile a fragile. Questo è quello che accade alla lega al fosforo proprio perché il fosforo stesso, segregando ai bordi dei grani, ha promosso un infragilimento della microstruttura della matrice.

Un fenomeno simile può accadere nei materiali a microstruttura eterogenea come quelli a base Distaloy (polveri prodotte da Hoeganaes AB, Svezia). Questi materiali sono caratterizzati da una microstruttura eterogenea con la presenza di fasi ad elevata resistenza (perlite, bainite, martensite) accanto a fasi maggiormente deformabili (austenite, ferrite). Durante la deformazione plastica, la triassialità locale e l'incapacità della matrice di rilassare i picchi di sforzi al-

l'apice dei pori a causa della presenza di fasi poco deformabili plasticamente inducono la formazione di rotture per clivaggio essenzialmente delle aree perlitiche [28]. Questo è mostrato ad esempio nella frattografia di Fig.9, che evidenzia la presenza di una zona con la tipica frattura per clivaggio della perlite accanto a zone con la tipica morfologia della frattura duttile alveolare (che ha coinvolto essenzialmente le aree austenitiche). Se la densità viene aumentata anche la triassialità locale, come detto, aumenta e le condizioni per avere la frattura fragile per clivaggio a sua volta aumentano. In una lega Distaloy con 0.5% in carbonio, ad esempio, è stato riscontrato che nel passare da una densità di 6.8 a 7 g/cm<sup>3</sup> l'estensione delle aree con clivaggi sulla superficie di frattura aumenta dal 3.7 al 14.4% con una riduzione dell'affidabilità meccanica del materiale [29].

E' da notare che questi fenomeni di riduzione della duttilità all'aumentare della densità dovuti a particolari caratteristiche della matrice hanno un'influenza ridotta sulla resistenza a trazione dei materiali, anche in considerazione del fatto che il tasso di incrudimento dei sinterizzati è, a causa della presenza della porosità, inferiore a quello dei metalli pieni di pari composizione chimica e stato microstrutturale.

BIBLIOGRAFIA

[1] Bocchini G.F., Int. J. Powder Metall., 1986, 22, 185.  
 [2] German R.M., 'Powder Metallurgy Science', 2nd ed., Princeton, NJ, 1994, Metal Powder Industries Federation.  
 [3] Kuhn H.A. e Ferguson B.L., 'Powder Forging', Princeton, NJ, 1990, Metal Powder Industries Federation.  
 [4] Straffelini G., Fontanari V., Molinari A. e Tesi B. Powder Metall., 1993, 36, 135.  
 [5] Molinari A., Straffelini G., Pieczonka T. e Kazior J., Int. J. Powder Metall., 1998, 34, 21.  
 [6] Skoglund P.: Powder Metall., 2001, 44, 199.  
 [7] Norma DIN V 30911.  
 [8] Straffelini G., Fontanari V. e Molinari A.: Mat. Sci. En-

gn.A, 1998, 248, 153.  
 [9] Karlsson B. e Bertilsson I.: Scand. J. Metall., 1982, 11, 267.  
 [10] Straffelini G., Fontanari V. e Molinari A.: Mat. Sci. En- gn.A, 1999, 260, 197.  
 [11] Haynes R., Powder Metall., 1971, 14, 64.  
 [12] Exner H.E. e Pohl D., Powder Metall. Int., 1978, 10, 193.  
 [13] Eudier M.: Powder Metall., 1962, 9, 278.  
 [14] Ashby M.F. e Ginson L.J.; 'Cellular Solids', Pergamon Press, 1988.  
 [15] Danninger H., Jangg G., Weiss B. e Stickler R.: Powd. Met. Int., 1993, 25, 170.  
 [16] Danninger H., Spoljaric D. Weiss B. e Preitfellner J., Adv. in Powder Metall. & Part. Mater., 1992, 5, 227.  
 [17] Vedula K.M. e Heckel R.W., Modern Developments in Powd. Met., 1981, 759.  
 [18] Pohl D., Powder Metall. Int., 1969, 1, 26.  
 [19] Haynes R. e Egediege J.T., Powder. Metall., 1989, 32, 47.  
 [20] Erroi D., Tesi di Laurea in Ingegneria dei Materiali, Università di Trento, A.A. 1993-94.  
 [21] Straffelini G.: Metall. Mater. Trans. A, 2000, 31, 1443.  
 [22] Molinari A., Straffelini G., Menapace C. Pahl W., Proceedings of Euro PM2001, Nice, October 2001, European Powder Metallurgy Association, vol 2, p.298.  
 [23] Straffelini G., Menapace C. e Molinari A., Powder Metall., 2002, 45, 167.  
 [24] Straffelini G., Molinari A. e Danninger H., Mat. Sci. En- gn.A, 1999, 272, 300.  
 [25] Straffelini G. e Molinari A., J. Mat. Eng. and Performance, 1996, 5, 27.  
 [26] Haynes R., Powder Metall., 1977, 1, 17.  
 [27] Bertilsson I. e Karlsson B., Powder Metall., 1987, 3, 183.  
 [28] Carabajar S., Verdu C. e Fougeres R., Mat. Sci. En- gn.A, 1997, 232, 80.  
 [29] Straffelini G. e Molinari A.: Scripta metall. mater., 1994, 30, 833.

A B S T R A C T

EFFECT OF DENSITY ON THE TENSILE STRENGTH OF FERROUS SINTERED ALLOYS

Density, sintering degree and microstructural properties of the matrix determine the mechanical behaviour of powder metallurgical alloys. In the present article the effect of density on the tensile strength of sintered alloys is analysed using the concept of "effective load-bearing section". The effective load-bearing section depends on the porosity content and the sintering degree, i.e. the sintering temperature and time and the eventual addition of elements, which activate the sintering processes. If the matrix hardness is sufficiently low to allow extensive plastic deformation before fracture,

tensile strength directly depends on the matrix strength and the fraction of the effective load-bearing section. This occurs, for example, in the case of the as-sintered alloys. If, on the other hand, matrix hardness is high, as in the case of heat-treated alloys, pores might behave as internal cracks and then induce a macroscopically brittle behaviour. It is clear that in this case the tensile strength of the materials is dramatically reduced. In this case is thus important to induce a rounding of pores through an increase of the sintering degree. As the shape factor of pores is increased, in fact, the transition from ductile to brittle behaviour is shifted to higher values of matrix hardness. In the article some peculiar characteristics of sintered alloys relevant to their ductility are also examined.