

Studio della resistenza alla fatica di contatto di acciai sinterizzati trattati termicamente

I. Metinöz, I. Cristofolini, W. Pahl, A. DeNicolò, A. Molinari

In questo studio viene proposto un approccio conservativo per la previsione del comportamento a fatica di contatto di due acciai sinterizzati e trattati termicamente. Il modello utilizzato è incentrato sulla nucleazione della cricca di fatica, che avviene solamente in presenza di fenomeni di deformazione plastica locale. La deformazione plastica locale, a sua volta, si verifica quando lo sforzo massimo è superiore alla resistenza allo snervamento del materiale negli strati subsuperficiali. Sforzo massimo e resistenza alla deformazione plastica sono stati calcolati considerando le peculiarità della microstruttura dei sinterizzati porosi: la distribuzione della dimensione e del fattore di forma dei pori, che influenzano la frazione di sezione utile resistente, e l'eterogeneità microstrutturale e della microdurezza, che influenzano la resistenza allo snervamento della matrice. Il modello previsionale è stato validato sperimentalmente.

Parole chiave: Metallurgia delle polveri - Deformazione plastica - Tribologia - Fatica di contatto - Acciai sinterizzati

INTRODUZIONE

La Metallurgia delle polveri è una tecnologia competitiva per la produzione di componenti meccanici di forma complessa con elevata precisione dimensionale e geometrica quali, ad esempio, gli ingranaggi. Questi componenti sono soggetti in esercizio a carichi ciclici e devono resistere alla fatica meccanica e alla fatica di contatto. Quest'ultima costituisce un tipico meccanismo di danneggiamento degli ingranaggi; la distribuzione degli sforzi di contatto negli strati subsuperficiali [1, 2] può causare la nucleazione di una cricca di fatica e la sua propagazione verso la superficie [3] fino alla generazione di un frammento. La resistenza alla fatica di contatto degli acciai sinterizzati è oggetto di studio da molti anni [4-6], ed è stato evidenziato come sia influenzata dalla microstruttura e dalla porosità, in modo del tutto simile a quello osservato nella fatica meccanica. I pori di grandi dimensioni e gli ammassi di pori sono siti preferenziali per la nucleazione della cricca di fatica [7-9], a causa dell'accentuazione locale della sollecitazione dipendente dalla dimensione e dalla morfologia dei pori stessi [10]. Poiché i pori di grandi dimensioni sono anche i più irregolari, esiste una correlazione fra il limite a fatica e la dimensione dei pori più grandi [11, 12]. La resistenza alla fatica di contatto degli acciai sinterizzati, inoltre, aumenta con la densità ed è positivamente influenzata dalla cementazione [13, 14].

In questo lavoro viene presentato un approccio conser-

vativo per la previsione del comportamento a fatica di contatto di due acciai sinterizzati e trattati termicamente, incentrato sulla nucleazione della cricca di fatica. In assenza di deformazione plastica localizzata non si verifica la nucleazione della cricca di fatica, e quindi il fenomeno della fatica di contatto non si manifesta [15]. L'approccio è conservativo, in quanto non contempla l'eventualità che la cricca non propaghi a rottura (formazione del frammento) entro la vita utile del componente; esso è finalizzato a definire i criteri che permettano di escluderne la nucleazione, in relazione alla deformazione plastica. La deformazione plastica avviene quando lo sforzo massimo locale supera la resistenza allo snervamento della matrice. Il metodo previsionale si sviluppa quindi calcolando lo sforzo massimo locale dalla teoria del contatto elastico e il carico di snervamento della matrice dalla sua microdurezza.

La microstruttura dei due materiali considerati, come di seguito illustrato, è eterogenea. Questa caratteristica influenza la resistenza all'usura per strisciamento e per strisciamento-rotolamento a secco, come dimostrato in precedenti lavori [16, 17, 18], poiché il costituente microstrutturale meno resistente riduce la capacità di sostenere il carico innescando i fenomeni di danneggiamento superficiale. Pertanto il modello qui proposto è stato sviluppato sia considerando le proprietà medie dei due materiali (approccio mediato) sia quelle dei singoli costituenti microstrutturali (approccio locale). I risultati della previsione teorica sono stati verificati mediante prove di rotolamento-strisciamento lubrificate.

IL MODELLO

La deformazione plastica locale avviene quando lo sforzo massimo locale σ supera la resistenza allo snervamento

I. Metinöz, I. Cristofolini, A. Molinari

Dipartimento di Ingegneria Industriale, Università di Trento, Trento (I)

W. Pahl, A. DeNicolò

GKN SinterMetals. Brunico (I)

della matrice σ_{y0} .

Lo sforzo massimo locale è espresso dall'equazione (1) [19],

$$\sigma = \tau_{max} \beta_k / \phi \quad (1)$$

dove τ_{max} è lo sforzo di taglio massimo [MPa], calcolato con la teoria del contatto elastico (Hertz), β_k è il coefficiente di sensibilità all'intaglio e ϕ è la frazione di sezione utile resistente.

Il coefficiente β_k è calcolato con l'equazione (2) [19]:

$$\beta_k = (K_t - 1)\eta + 1 \quad (2)$$

dove K_t è il fattore di forma dei pori assunto uguale a 3 [19] and η è un coefficiente che tiene conto della microstruttura della matrice. Esso vale 0.3 per la ferrite, 0.5 per la perlite e 0.7 per la martensite rinvenuta [19]. Assumendo $\eta = 0.7$, β_k risulta uguale a 2.4 per gli acciai considerati nel presente studio.

La frazione di sezione utile resistente può essere determinata con metodi diversi: considerando la porosità [20-22], il modulo elastico [23], o l'estensione delle regioni di frattura su provini rotti a fatica o ad impatto a bassa temperatura [24]. Nel presente studio viene utilizzato il metodo proposto da Molinari et al. [25], che calcola Φ attraverso l'equazione (3)

$$\phi = [1 - (5.58 - 5.7f_{circle})\epsilon]^2 \quad (3)$$

Dove ϵ è la frazione di porosità e f_{circle} è un fattore di forma dei pori definito dall'equazione (4)

$$f_{circle} = (4\pi A)/p^2 \quad (4)$$

essendo A l'area [m²] e p [m] il perimetro dei pori, misurati con l'analisi d'immagine nella sezione metallografica del campione.

La resistenza allo snervamento della matrice è calcolata dalla microdurezza μHV con l'equazione (5)

$$\sigma_{y0} = \mu HV / B \quad (5)$$

dove B è una costante uguale a 4.2 per gli acciai trattati termicamente secondo Bell e Sun [26].

PROCEDURA SPERIMENTALE

La composizione chimica nominale, la densità, la porosità e le costanti elastiche dei due materiali considerati nel presente lavoro sono riportate in Tabella 1: le costanti elastiche, dipendenti dalla porosità, sono state calcolate con le correlazioni proposte da Heynes ed Egediege [27], assumendo $E = 210$ GPa e $\nu = 0.3$ per il materiale esente da porosità.

Per le prove di rotolamento-strisciamento lubrificate sono stati prodotti dischi con diametro esterno di 40 mm, diametro interno di 16 mm e altezza di 10 mm. I verdi sono stati prodotti per pressatura a 160-170°C. Il materiale A è stato sinterizzato a 1150°C, temprato e rinvenuto a

200°C. Il materiale B è stato sinterotemprato a 1150°C e rinvenuto a 200°C. Il ciclo produttivo è stato eseguito in impianti industriali.

Materiale	Composizione chimica nominale (wt%)	ρ (g/cm ³)	ϵ	E (GPa)	ν
A	Fe-4Ni-0.5Mo-1.5Cu-0.5C	7.3	0.06	145	0.27
B	Fe-1.5Mo-2Cu-0.65C	7.3	0.06	150	0.27

Tabella 1. I materiali studiati

Table 1. The investigated materials

Le prove di fatica di contatto sono state eseguite con un tribometro Amsler nella configurazione disco contro disco a temperatura ambiente e umidità relativa 30÷35%. Il disco antagonista è in acciaio 100Cr6 bonificato a 63 HRC. Le prove sono state effettuate con una velocità di rotazione del disco campione di 400 rpm e del disco antagonista di 300 rpm. Come lubrificante è stato utilizzato Castrol Edge 5W-30.

La figura 1 mostra la configurazione di prova e un'immagi-

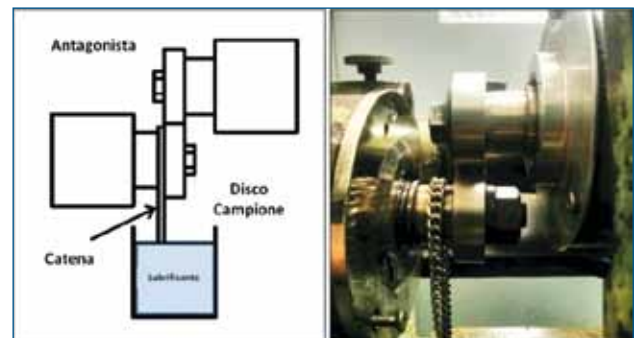


Fig. 1 - Configurazione di prova di fatica di contatto e dettaglio del tribometro utilizzato

Fig. 1 - Contact fatigue test configuration and detail of the tribometer

ne del tribometro, nel dettaglio relativo ai due dischi montati sugli alberi.

Le prove sono state protratte per 10⁶ cicli, verificando, mediante analisi metallografica, la presenza di cricche al termine della singola prova. Il coefficiente di attrito, misurato durante tutta la durata delle prove, è risultato variabile fra 0.06 e 0.08, significativo di un regime di attrito elastoidrodinamico.

RISULTATI E DISCUSSIONE

La figura 2 mostra la microstruttura dei due materiali, senza attacco metallografico per evidenziare la porosità, e il grafico del diametro equivalente in funzione del fattore di forma f_{circle} dei pori analizzati.

La figura conferma che i pori di dimensioni maggiori sono

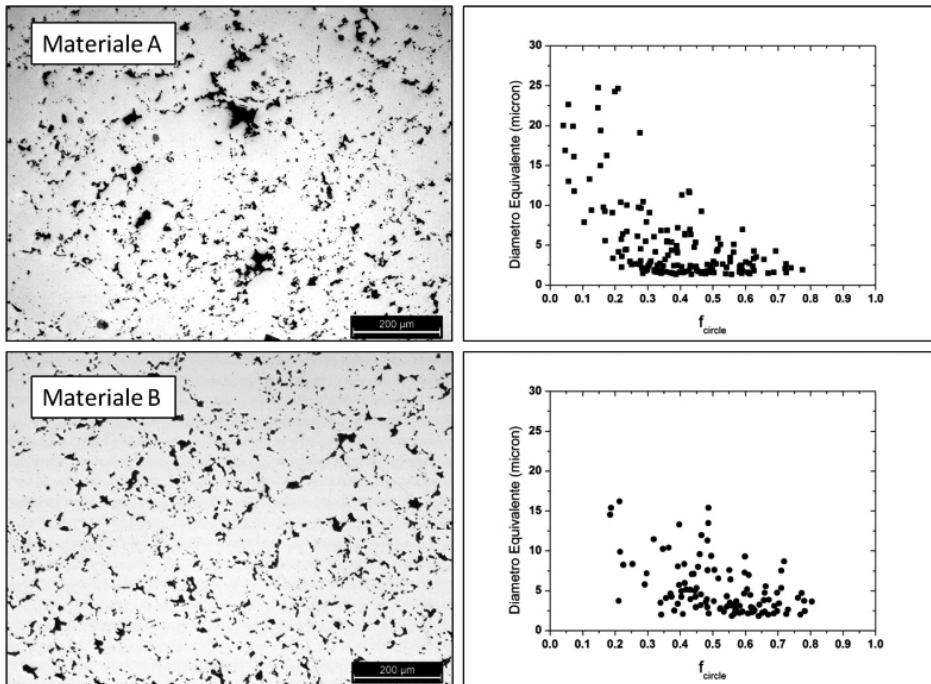


Fig. 2 - Microstruttura dei materiali e diametro equivalente in funzione di f_{circle} dei pori.

Fig. 2 - Microstructure of the two materials and equivalent diameter vs f_{circle} of pores

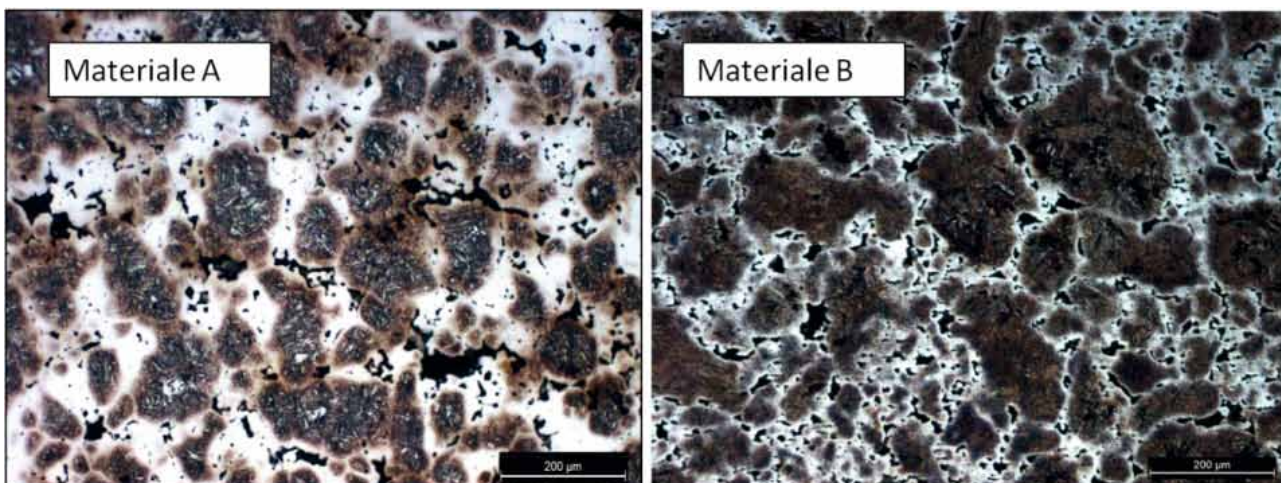


Fig. 3 - Microstruttura dei due materiali dopo attacco metallografico con Nital/Picral

Fig. 3 - Microstructure of the materials after metallographic etching with Nital/Picral

anche i più irregolari, come ricordato nel paragrafo introduttivo. La frazione di sezione utile resistente è stata quindi calcolata, per essere utilizzata nel modello previsionale, in due modi:

1. considerando il valore medio di f_{circle} riferito all'intera popolazione dei pori;
2. considerando il valore medio di f_{circle} relativo ai pori di dimensioni maggiori corrispondenti al 10% dell'intera popolazione.

I risultati sono riportati in Tabella 2 e mostrano come nel secondo caso la frazione di sezione utile resistente risulti minore. Nel materiale B la frazione di sezione utile resistente è inoltre inferiore a causa della morfologia più irre-

Materiale	Φ (100%)	Φ (10%)
A	0.72	0.62
B	0.64	0.52

Tabella 2. Frazione di sezione utile resistente dei due materiali calcolata con i due metodi descritti nel presente paragrafo

Table 2. Fraction of the load bearing section (see explanation in the text)

golare della porosità.

La figura 3 mostra la microstruttura dei due materiali evidenziata dall'attacco metallografico.

Nel materiale A la microstruttura presenta aree martensitiche circondate da un reticolo per lo più continuo di austenite Fe-Ni (bianca); il materiale B, invece, presenta aree bainitiche (scure) circondate da martensite (bianca). È importante osservare come la maggior parte dei pori, ed

in particolare quelli di dimensioni maggiori, siano localizzati nell'austenite nel materiale A e nella martensite nel materiale B.

La figura 4 mostra il profilo di microdurezza medio nei due materiali (sulla dispersione della microdurezza si ritornerà in seguito). Il materiale B risulta mediamente più duro del materiale A, come prevedibile conseguenza della diversa microstruttura precedentemente descritta.

Nella figura 5 vengono presentati i risultati della previsione teorica e della verifica sperimentale nel caso del materiale A sottoposto a sforzi di contatto risultanti in una pressione media hertziana di 600 MPa. La resistenza allo snervamento della matrice è riportata nella figura 5a, mostrando sia la curva calcolata considerando la microdurezza media, sia quella ottenuta considerando la microdurezza del costituente microstrutturale nel quale sono localizzati i pori di dimensioni maggiori, responsabili dell'eventuale nucle-

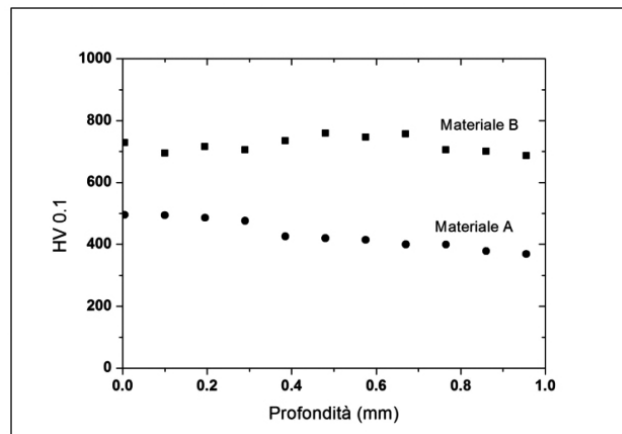


Fig. 4 - Profilo di microdurezza dei due materiali

Fig. 4 - Microhardness profile of the two materials

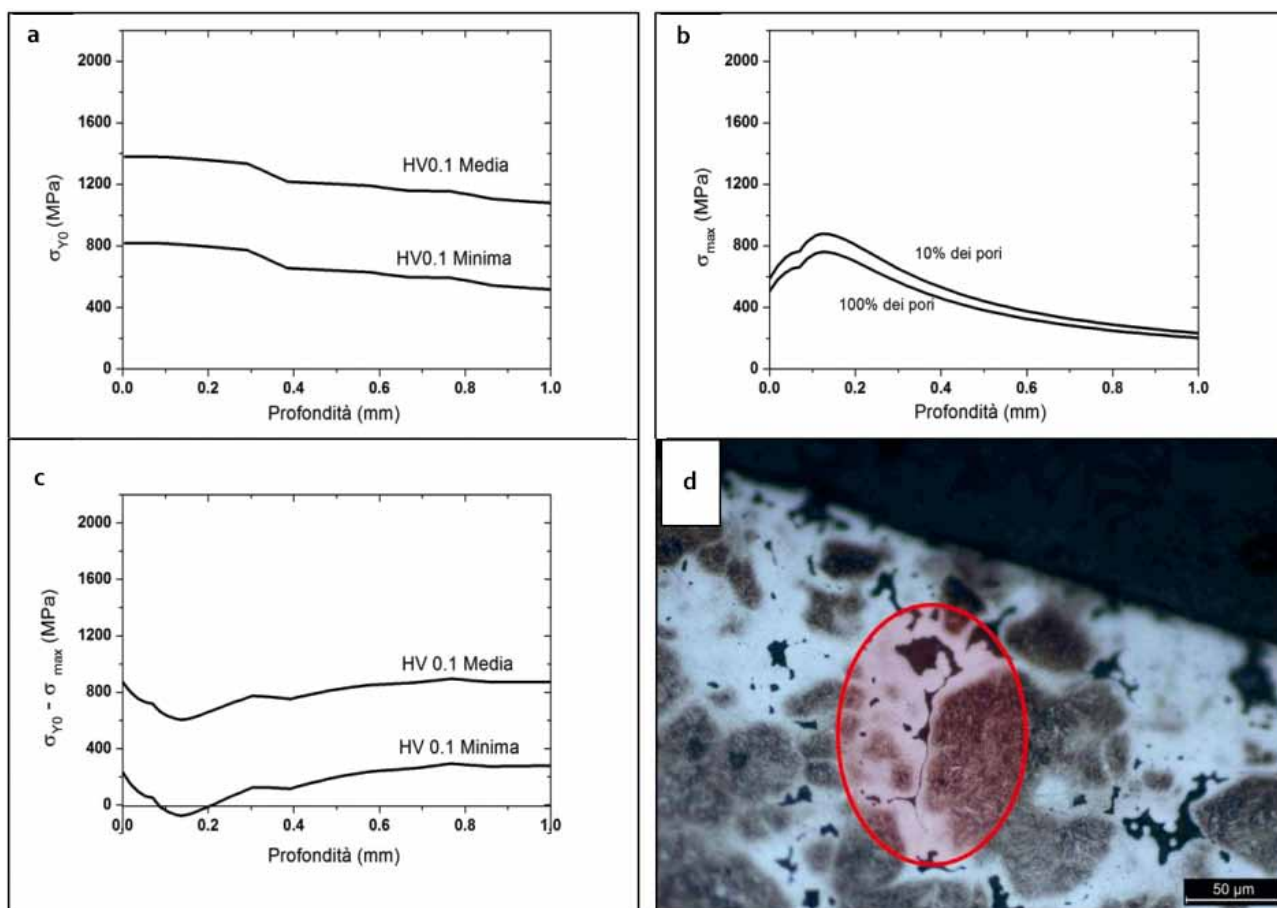


Fig. 5 - Previsioni teoriche per il materiale A a 600 MPa di pressione hertziana media, e microstruttura del campione al termine del test di verifica

Fig. 5 - Theoretical predictions for material A at 600 MPa mean pressure and microstructure after the verification test

azione della cricca di fatica. Essi sono localizzati nell'austenite Fe-Ni, che ha una microdurezza minore della martensite e, quindi, di quella media del materiale. Vengono così considerati sia l'approccio mediato che quello locale nella previsione del comportamento del materiale. Nella figura 5b è riportato il profilo dello sforzo locale massimo,

calcolato con due metodi:

1. utilizzando la frazione di sezione utile resistente risultante dalla media del fattore di forma dell'intera popolazione di pori;
2. utilizzando la frazione di sezione utile resistente risultante dalla media del fattore di forma dei pori di maggiori

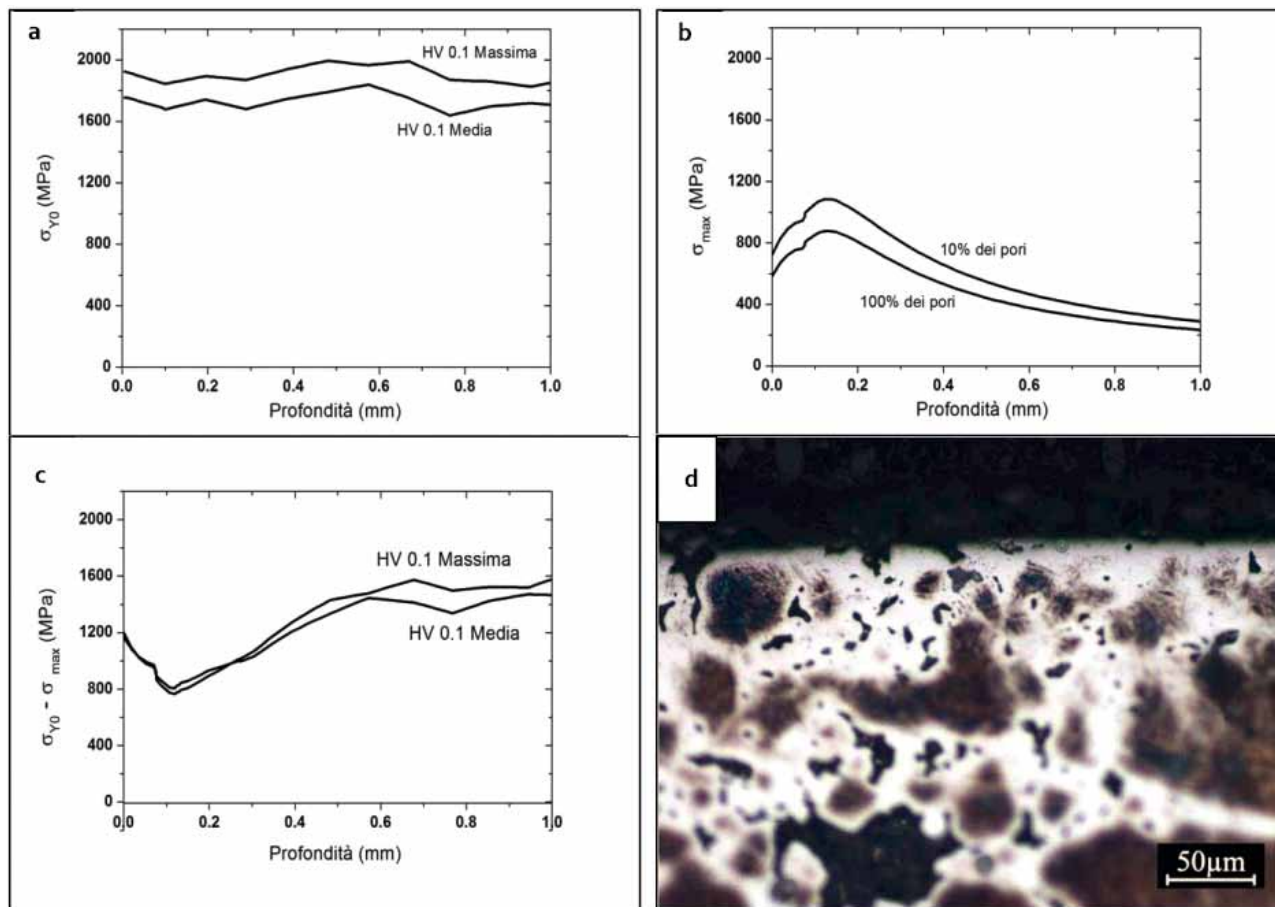


Fig. 6 - Previsioni teoriche per il materiale B a 600 MPa di pressione hertziana media, e microstruttura del campione al termine del test di verifica

Fig. 6 - Theoretical predictions for material B at 600 MPa mean pressure and microstructure after the verification test

dimensioni (10% del totale dei pori).

Il profilo dello sforzo massimo ha il tipico andamento con un valore massimo alla distanza hertziana e, nel secondo caso, lo sforzo massimo risulta ovviamente superiore, anche se di poco.

Nella figura 5c sono riportate le curve ottenute dalla differenza fra la resistenza allo snervamento della matrice e lo sforzo massimo in funzione della distanza dalla superficie. Per quanto riguarda lo sforzo massimo, esso è stato calcolato considerando la frazione di sezione utile resistente corrispondente al 10% dei pori, mentre per quanto riguarda la resistenza allo snervamento sono state considerate sia la microdurezza media che la minima, ottenendo le due curve raffigurate. Quando la curva assume valori positivi, la resistenza del materiale è maggiore dello sforzo massimo e il calcolo non prevede deformazione plastica locale. Quando la curva assume valori negativi, è prevista la deformazione plastica locale e, conseguentemente, la nucleazione della cricca di fatica.

Questo secondo caso si manifesta se la resistenza allo snervamento della matrice è calcolata con riferimento al costituente microstrutturale nel quale sono presenti i pori di dimensioni maggiori. La verifica sperimentale mostra cricche negli strati subsuperficiali, in propagazione nell'au-

stenite Fe-Ni, avvalorando la previsione ottenuta con l'approccio locale.

Lo stesso calcolo è stato effettuato per il materiale B, sempre con una pressione media hertziana di 600 MPa, e il risultato è riportato in figura 6 con la verifica sperimentale. Il calcolo della resistenza allo snervamento della matrice (fig. 6a) è stato effettuato considerando la microdurezza media e la microdurezza della martensite (maggiore della media), in quanto i pori di dimensioni maggiori sono, in questo caso, localizzati in essa. Ancora, lo sforzo massimo (fig. 6b) è stato calcolato con i due metodi sopra descritti in relazione alla determinazione della frazione di sezione utile resistente.

La differenza fra resistenza e sforzo massimo risulta positiva in relazione ad entrambi i metodi di calcolo della resistenza allo snervamento (fig. 6c), portando all'esclusione della possibilità di deformazione plastica e, conseguentemente, della nucleazione della cricca di fatica. La verifica sperimentale (fig. 6d) non mostra cricche di fatica, confermando l'affidabilità della previsione teorica indipendentemente dall'utilizzo dell'approccio mediato e di quello locale, in quanto l'approccio locale, in questo caso, contempla una resistenza allo snervamento maggiore di quella contemplata dall'approccio mediato.

L'utilità di impostare la previsione teorica con l'approccio

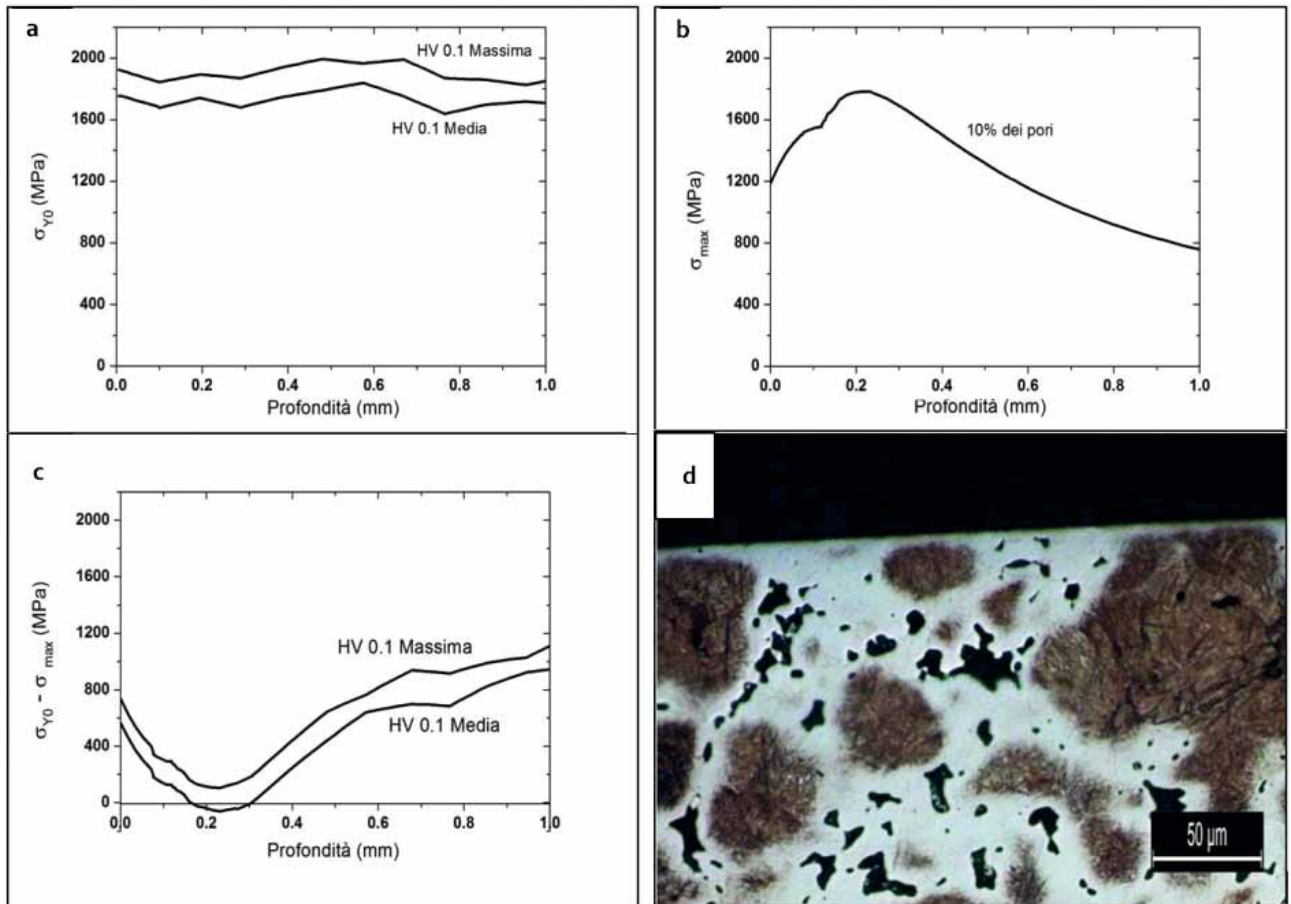


Fig. 7 - Previsioni teoriche per il materiale B a 1 GPa di pressione hertziana media, e microstruttura del campione al termine del test di verifica

Fig. 7 - Theoretical predictions for material B at 1 GPa mean pressure and microstructure after the verification test

locale è dimostrata volendo verificare la resistenza del materiale B ad una pressione media di 1 GPa. I risultati sono riportati in figura 7.

Ancora la resistenza allo snervamento della matrice è calcolata utilizzando la microdurezza media e quella della martensite (fig. 7a) e lo sforzo massimo è invece calcolato considerando solamente i pori più grandi nella determinazione della frazione di sezione utile resistente fig. 7b). La differenza fra resistenza e sforzo massimo è positiva con l'approccio localizzato e negativa con l'approccio mediato (fig. 7c), prevedendo in questo secondo caso la nucleazione della cricca di fatica. La verifica sperimentale non mostra cricche di fatica (fig. 7d).

CONCLUSIONI

In questo lavoro è stato studiato il comportamento a fatica di contatto di due acciai sinterizzati e trattati termicamente mediante un approccio teorico verificato sperimentalmente.

La previsione teorica è basata su un approccio conservativo, volto a verificare la possibilità che, a seguito di deformazione plastica localizzata, si verifichi la nucleazione

di una cricca di fatica negli strati sub superficiali. Non è quindi considerata l'ipotesi che la cricca di fatica, eventualmente nucleata, non propaghi generando il danneggiamento superficiale entro la vita utile del componente. La deformazione plastica locale avviene quando lo sforzo massimo locale supera la resistenza alla deformazione plastica della matrice (resistenza allo snervamento). Il profilo dello sforzo massimo è stato calcolato sulla base della teoria del contatto elastico e dipende dalla frazione di sezione utile resistente, mentre la resistenza allo snervamento della matrice è stata calcolata dalla microdurezza.

In prima analisi, il calcolo è stato effettuato utilizzando le caratteristiche microstrutturali medie dei due materiali: il fattore di forma medio di tutta la popolazione dei pori (che influenza la frazione di sezione utile resistente) e la microdurezza media. In alternativa, è stato utilizzato un approccio locale, che tenga conto delle peculiarità dei materiali sinterizzati porosi: l'eterogenea microstruttura e microdurezza, nonché la maggiore influenza dei pori più grandi sulla deformazione plastica locale. In questo caso, la resistenza alla deformazione plastica è stata calcolata considerando la microdurezza del costituente microstrutturale nel quale sono localizzati i pori di maggiori dimensioni, e la frazione di sezione utile resistente è stata calcolata considerando

il fattore di forma dei pori più grandi corrispondenti al 10% dell'intera popolazione.

I due approcci, mediato e localizzato, portano a previsioni diverse e la verifica sperimentale ha mostrato che quelle proposte dall'approccio localizzato sono corrette in tutti i casi considerati.

Con questo studio è stato quindi possibile dimostrare come la peculiarità della microstruttura degli acciai sinterizzati debba essere tenuta in debito nella previsione del comportamento a fatica di contatto, e che le caratteristiche microstrutturali mediate dei materiali non consentono di descrivere fedelmente il comportamento del materiale. È stato inoltre possibile dimostrare come la presenza di austenite Fe-Ni determini un peggioramento della resistenza alla fatica di contatto degli acciai sinterizzati.

Il modello previsionale qui proposto, la cui validità è stata verificata sperimentalmente anche su materiali diversi, può essere utilizzato per stimare l'effetto delle eventuali modifiche microstrutturali introdotte con gli elementi in lega, i trattamenti superficiali, la pallinatura, ma anche di variazioni nella geometria dei pezzi che influenzano il profilo dello sforzo massimo. Il modello può quindi avere grande utilità nella scelta dei materiali e delle operazioni secondarie e nella progettazione dei componenti meccanici sottoposti a fatica di contatto.

L'applicazione del modello ai casi in cui le condizioni di lubrificazione modificano la distribuzione degli sforzi negli strati superficiali introducendo una componente di sforzo tangenziale deve essere verificata alla luce dei meccanismi di danneggiamento attivi. Nel caso estremo di contatto a secco l'usura è tribossidativa e il modello qui presentato non può essere applicato.

BIBLIOGRAFIA

1. K. Mao, Y. Sun, and T. Bell, 10(4)(1994)297-306.
2. C. Santus, M. Beghini, I. Bartilotta, M. Facchini, International Journal of Fatigue 45(2012)71-81
3. M. Šraml, J. Flašker, I. Potrč, 25(7)(2003)585-595.
4. C.M. Sonsino, K. Lipp, Rolling Contact Fatigue Properties of Selected PM-Materials for Gear-Box Applications, Paper No. 99M-9, SAE International Congress and exhibition, Detroit, Michigan, March 1-4, 1999
5. K. Lipp, C.M. Sonsino, D. Pohl, Rolling Contact Fatigue Behavior of Sintered Steels - Endurable Hertzian Pressures and Damage Mechanisms, Atti di Powder Metallurgy World Congress & Exhibition (1998) Granada, Spain, ed. EPMA (UK) vol. 3, pp.143-148
6. C.M. Sonsino, Concepts and Required Material Data for Fatigue Design of PM2 3, pp.80-109
7. S.J. Polasik, J.J. Williams, N. Chawla, Advances in Powder Metallurgy and particulate Materials 10(2001)10-17.
8. A. Gerard, D.A. Koss, The International Journal of Powder Metallurgy 26(4)(1990)337-343.
9. A. Hadrboletz, B. Weiss, International Materials Review 42(1)(1997)1-44.
10. K.D. Christian, R.M. German, International Journal of Powder Metallurgy 31(1995)51-58
11. N. Chawla, X. Deng, Materials Science and Engineering A 390(1)(2005)98-112.
12. M. Andersson, Powder Metallurgy Progress 11(1-2) (2011)21-31
13. I. Sauermaun, T. Janitzky and P. Beiss, Advances in Powder Metallurgy and Particulate Materials 10(2008)21-32
14. I. Sauermaun, P. Beiss, Advances in Powder Metallurgy and Particulate Materials 10(2007)35-46
15. G. Donzella, C. Petrogalli, International Journal of Fatigue 32(2010)256-268
16. I. Metinoz, I. Cristofolini, A. Molinari, The International Journal of Powder Metallurgy, in stampa
17. I. Cristofolini, A. Molinari, G. Straffelini, P. V. Muterle, Materials and Design 32((2011)2191-2198
18. I. Cristofolini, M. Pilla, G. Straffelini, A. Molinari, Powder Metallurgy 56(2)(2013)124-134
19. G. Straffelini, T. M. Puscas, A. Molinari, Metallurgical and Materials Transactions A 31(2000)3091-3099
20. H. Danninger, Powder Metallurgy International 25(1993)170-
21. H.E. Exner, D. Pohl, Powder Metallurgy International 10(1978)193-199
22. M. Eudier, Powder Metallurgy 9(1962) 278-290
23. M.F. Ashby, L.J. Ginson, "Cellular Solids" Pergamon Press(1988)
24. H. Danninger et al., Advances in Powder Metallurgy and Particulate Materials. 5(1992)227-237
25. A. Molinari, C. Menapace, E. Santuliana, G. Straffelini, Powder Metallurgy Progress 11(1-2)(2011)12-20
26. T. Bell and Y. Sun: Surface Engineering, 6(1990)133-42
27. R. Haynes, J.T. Egediege, Powder Metallurgy 32(1) (1989)47-52.

Study of the contact fatigue behavior of sintered and heat treated steels

Keywords: Rolling Contact Fatigue - Sintered steels - Crack nucleation - Localized damage

A conservative approach to predict the Rolling Contact Fatigue (RCF) behavior of two different sintered and heat treated steels with heterogeneous microstructure was proposed. It is based on the assumption that the RCF crack nucleation is anticipated by the local plastic deformation of the material, which occurs when the maximum local stress, calculated using equations (1), (2) and (3), exceeds the yield strength of the matrix, calculated using equa-

tion (5). Two steels were considered, having composition, density, fractional porosity and elastic constants reported in Table 1. The theoretical predictions were validated by contact fatigue experiments carried out with a test configuration (disk-on-disk) shown in Figure 2.

The fraction of the load bearing section, which influences the maximum stress, has been calculated by equation (4); the shape factor of the pores was measured by Image analysis on metallographic images (Figure 2), and both the whole of the pore population, as well as the larger pores corresponding to 10% of the whole population were considered, obtaining the results reported in Table 2. Since the microstructure of the two steels is heterogeneous (Figure 3), not only the mean microhardness reported in Figure 4 was considered, but even the microhardness of the microstructural constituents where the large pores are located. This way, a mean approach and a localized approach were used to implement the theoretical model.

Figure 5 shows the results of theoretical prediction and of the experimental validation in case of material A under a mean pressure of 600 MPa. The yield strength of the matrix (5a) and the maximum stress profile (5b) were calculated with the two approaches above described, and the difference between yield strength and maximum stress is plotted in fig. 5c. Only the localized approach predicts plastic deformation in the subsurface layers and, in turn, crack nucleation, as actually observed in the metallographic section of the tested specimen. Indeed, large pores are localized in the softer constituent. In case of material B at the same mean pressure (figure 6), the two approaches do not predict crack nucleation, which in fact does not occur. On increasing mean pressure up to 1 GPa (figure 7), the mean approach predicts crack nucleation, whilst the localized one does not predict it. The experimental verification does not show any crack. In this case, the large pores are localized in the harder constituent, and the mean approach underestimates the resistance to plastic deformation of the matrix subject to the enhanced stress.

The theoretical model proposed works satisfactorily in predicting the contact fatigue behavior of the two materials (it also has been verified on other sintered steels), provided that the peculiar characteristics of the microstructure of these materials are taken into account, which means that the model has to be applied with a local approach.

a clear edge
massimizzare produttività e prestazioni



La nuova generazione di pompe rotative a palette singolo stadio per processi di trattamento termico

La serie ES Edwards è disponibile in cinque modelli da ES65 a ES630

- Leader della categoria in termini di livello di vuoto finale e intervallo di pressione di esercizio – **incontra le vostre esigenze applicative**
- Emissioni minime d'olio e **basso impatto ambientale**.
- Possibilità di manutenzione al punto di installazione da parte del cliente finale - **maggiore produttività**.
- Sistemi di pompaggio assemblati con booster EH - adatti a varie esigenze di prestazione, **semplice e facile**.

Contattateci +39 02 48 4471
 es@edwardsvacuum.com
 www.edwardsvacuum.com/ES

