

# Influenza della microstruttura sulla resistenza a fatica di un acciaio sinterizzato al cromo prodotto con la polvere prelegata Astaloy CrL

V. Stoyanova, L. Girardini, A. Molinari

*Il comportamento a fatica di acciai sinterizzati al cromo, prodotti con la polvere base Astaloy CrL, è stato studiato in funzione della densità al verde, della temperatura di sinterizzazione e della microstruttura, che varia con la percentuale di carbonio, con il trattamento di tempra o di cementazione. La cementazione è stata condotta sia in gas che in plasma, in impianti industriali ottimizzando i rispettivi parametri. La resistenza a fatica, determinata su campioni intagliati, aumenta poco con la temperatura di sinterizzazione e molto di più con la densità al verde. Essa inoltre migliora passando da una microstruttura bainitica inferiore, ad una martensitica distesa. Con la cementazione, la resistenza a fatica aumenta ulteriormente. La differenza fra cementazione in plasma e cementazione in gas, malgrado la migliore microstruttura degli strati superficiali, non è particolarmente marcata.*

**Parole chiave:** acciaio, sinterizzazione, trattamenti termici

## INTRODUZIONE

La polvere Astaloy CrL è stata recentemente sviluppata dalla Höganäs AB, per produrre acciai basso legati e altoresistenziali al cromo, particolarmente adatti all'impiego sia allo stato sinterizzato che dopo trattamento termico [1, 2]. Fra le proprietà meccaniche di maggiore interesse per le applicazioni strutturali, la resistenza alla fatica è di primaria importanza in quanto molti componenti strutturali sono soggetti a condizioni di carico variabili in esercizio.

La resistenza alla fatica dipende molto dalla porosità del materiale sinterizzato, e diversi studi sono stati condotti su acciai prodotti con polveri prelegate contenenti cromo [3-8], dimostrando le ottime proprietà sia allo stato sinterizzato che dopo trattamento termico.

La cementazione carburante è un trattamento superficiale particolarmente idoneo ad migliorare la resistenza a fatica dei componenti meccanici, per effetto dell'indurimento superficiale indotto. Nel caso dei materiali sinterizzati, tuttavia, particolare cura deve essere prestata nel trattamento, in quanto la profondità di cementazione in gas dipende fortemente dalla porosità del materiale. E' quindi ragionevole attendersi un effetto significativo di questo trattamento anche sugli acciai sinterizzati al cromo.

In questo lavoro è stata quindi studiata la resistenza a fatica di acciai prodotti con polvere Astaloy CrL (Fe-1.5%Cr-0.2%Mo), aventi diversa densità e diversa concentrazione di carbonio, e sottoposti a diversi trattamenti termici o superficiali per ottenere diverse tipologie di microstruttura: bainitica inferiore, martensitica distesa, e la tipica microstruttura dei materiali cementati. La cementazione è stata condotta sia in gas che in plasma; quest'ultima tecnologia ha una sensibilità molto minore alla porosità rispetto alla cementazione in gas.

Le prove di fatica sono state condotte su campioni intagliati in quanto la sensibilità all'intaglio dei sinterizzati, bassa per valori elevati di porosità, aumenta sensibilmente quando la densità supera i 7.0 g/cm<sup>3</sup>, cioè i valori tipici dei materiali prodotti per le applicazioni strutturali più gravose.

## MATERIALI E PROCEDURA SPERIMENTALE

I diversi materiali studiati sono stati prodotti utilizzando la polvere base Astaloy CrL, prodotta dalla Höganäs, AB (Svezia), aggiungendo diverse percentuali di carbonio sotto forma di grafite: 0.2%, 0.6% e 0.85% C. La pressatura è stata effettuata a freddo (7.1 g/cm<sup>3</sup> di densità al verde) e mediante "warm compaction" (7.3 g/cm<sup>3</sup>). I campioni compattati a freddo sono stati sinterizzati a 1120°C (L) e 1250°C (H) per 30 minuti; l'atmosfera di sinterizzazione è 90N<sub>2</sub>/10H<sub>2</sub> per la bassa temperatura e il vuoto per l'alta temperatura, mentre quelli compattati con "warm compaction" sono stati sinterizzati solo in alta temperatura. In entrambi i casi, la velocità di raffreddamento è 1°C/s tra 700°C e 200°C.

Sono stati prodotti campioni di fatica intagliati, con la geometria riportata in figura 1. L'intaglio è stato concepito per

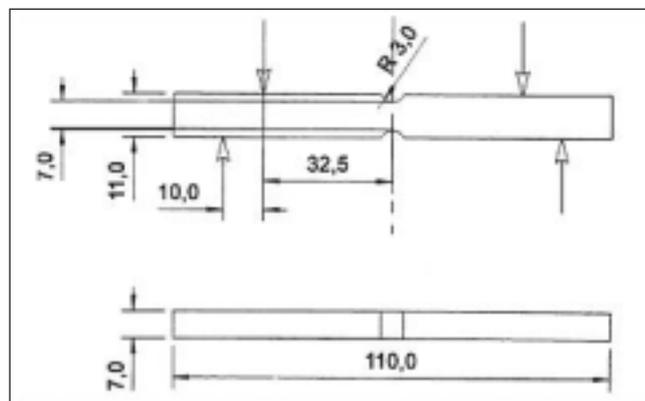


Fig. 1 – Provino intagliato.

Fig. 1 – Notched sample.

V. Stoyanova<sup>1,2</sup>, L. Girardini<sup>1</sup>, A. Molinari<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Dipartimento di Ingegneria dei Materiali e Tecnologie Industriali, Università di Trento

<sup>2</sup> Attuale afferenza :Associazione CIVEN, Nano Fabrication Facility di Marghera (Ve) [stoyanova@civen.org](mailto:stoyanova@civen.org)

% di grafite	trattamento	parametri
0,2	cementazione in gas (CG)*	endogas con 0.45% di potenziale di carbonio, temperatura di trattamento 920°C per 180 min; Tempra in olio e distensione**
	cementazione in plasma (PC)*	Temperatura di trattamento 920°C, due stadi di arricchimento di 2 min (CH <sub>4</sub> , 5mbar), due stadi di diffusione (8 e 110 min), tempra in N <sub>2</sub> e distensione**
0,6	tempra e distensione (T+D)	Austenitizzazione a 805°C per 20 min, tempra in N <sub>2</sub> con raffreddamento a 6°C/s e distensione**
0,85	sinterizzato (S)	----

\* d<sub>550</sub>=500 μm  
\*\* distensione a 200°C in aria per 1h.

Tabella 1 – Riassunto trattamenti termici.

Table 1 – Heat treatments parameters.

materiale	ρ, g/cm <sup>3</sup>	ε, %	ε <sub>o</sub> , %	F <sub>circle</sub>	F <sub>shape</sub>	D <sub>circle</sub> , μm
7.1-L	7.09 (±0.02)	8.3 (±0.2)	5.2 (±0.2)	0.58	0.57	4.9
7.1-H	7.18 (±0.01)	7.1 (±0.3)	3.8 (±0.1)	0.67	0.63	5.4
7.3-H	7.27 (±0.03)	6.0 (±0.3)	1.2 (±0.2)	0.70	0.64	4.1

Tabella 2 – Proprietà dei sinterizzati.

Table 2 – As sintered properties.

riprodurre la distribuzione delle sollecitazioni alla base del dente di un tipico ingranaggio prodotto per metallurgia delle polveri. Il coefficiente di concentrazione delle sollecitazioni K<sub>t</sub> è stato calcolato analiticamente e mediante FEM, risultando pari a 1.38 nella flessione alternata [9]. La sezione resistente è 7x7 mm<sup>2</sup>.

Alcuni dei materiali sono stati sottoposti anche a trattamento termico o superficiale, e l'insieme dei materiali studiati è riassunto in tabella 1.

La densità e la porosità sono state misurate con il metodo delle pesate multiple. La microdurezza e il profilo di microdurezza sono stati misurati con la scala HV0.05. L'analisi microstrutturale è stata condotta al microscopio ottico, su campioni metallografici attaccati con 50% Nital+50% Picral.

Le prove di fatica sono state condotte in controllo di spostamento, nella configurazione di flessione alternata in 4 punti, su apparecchiature Schenk, alla frequenza di 28-30 Hz e con

un rapporto di carico  $R = \sigma_{min} / \sigma_{max} = -1$ . Il limite di fatica è stato determinato con il metodo "staircase" con un incremento (positivo o negativo) di 10 MPa e un limite di "run-out" di 2.10<sup>6</sup> cycles; 15 campioni sono stati utilizzati per ogni determinazione.

### RISULTATI E DISCUSSIONE

La Tabella 2 riassume i risultati delle misure di densità (ρ), porosità totale (ε) e porosità aperta (ε<sub>o</sub>), che non risentono in misura significativa dell'effetto della percentuale di carbonio. La densità aumenta con la densità al verde e con la temperatura di sinterizzazione; contestualmente, la porosità diminuisce. La Tabella 2 riporta anche le caratteristiche della porosità, misurate con l'analisi di immagine su campioni metallografici lucidati e non attaccati. I parametri riportati sono: F<sub>circle</sub> – che descrive l'irregolarità del profilo del poro;

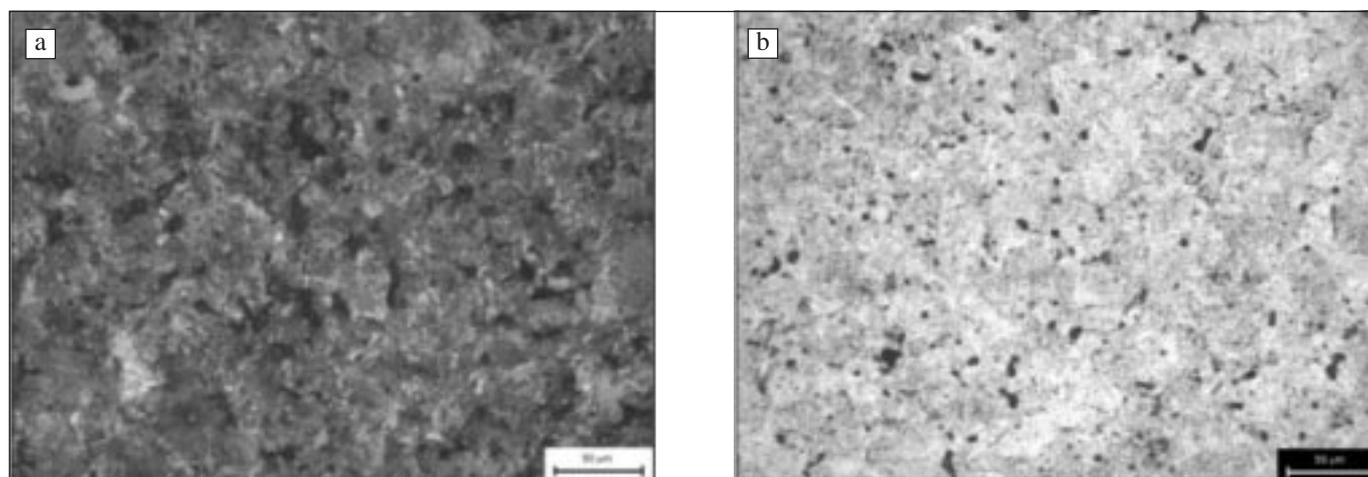


Fig. 2 – Microstruttura: a) ACrL-0.85%C, 7.1H, sinterizzato – bainite inferiore, HV<sub>0.05</sub> 390<sup>±45</sup>  
b) ACrL-0.6%C, 7.3H, temprato e disteso, martensite HV<sub>0.05</sub> 700<sup>±21</sup>.

Fig. 2 – Microstructure: a) ACrL-0.85%C, 7.1H, as sintered – lower bainite, HV<sub>0.05</sub> 390<sup>±45</sup>  
b) ACrL-0.6%C, 7.3H, quenched and stress relieved, martensite HV<sub>0.05</sub> 700<sup>±21</sup>.

Fig. 3 – Microstruttura del materiale con densità 7.1-H  
a) cementazione gassosa  
b) cementazione in plasma.

Fig. 3 – Microstructure of 7.1-H  
a) gas carburized  
b) plasma carburized.

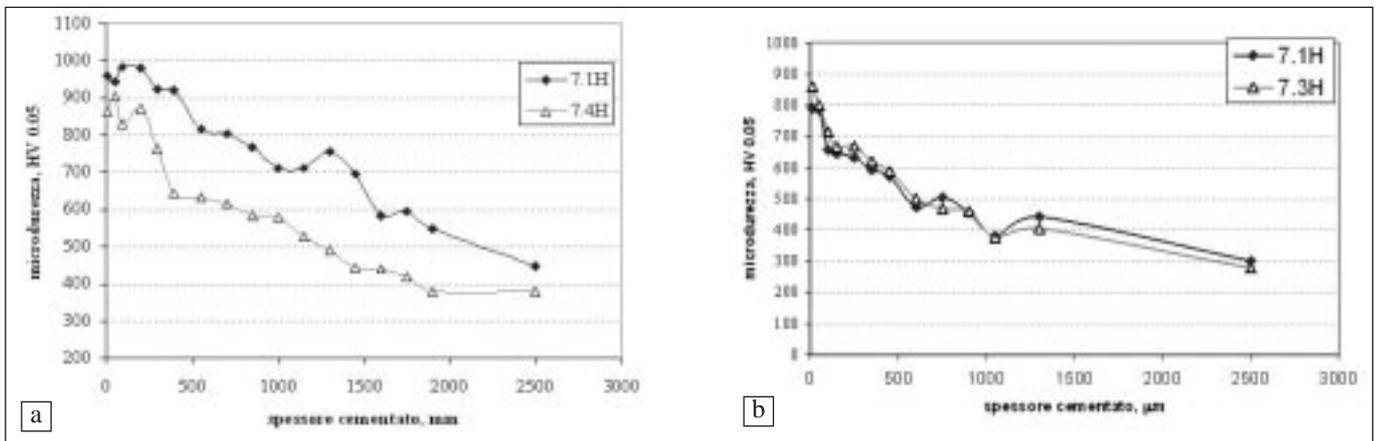
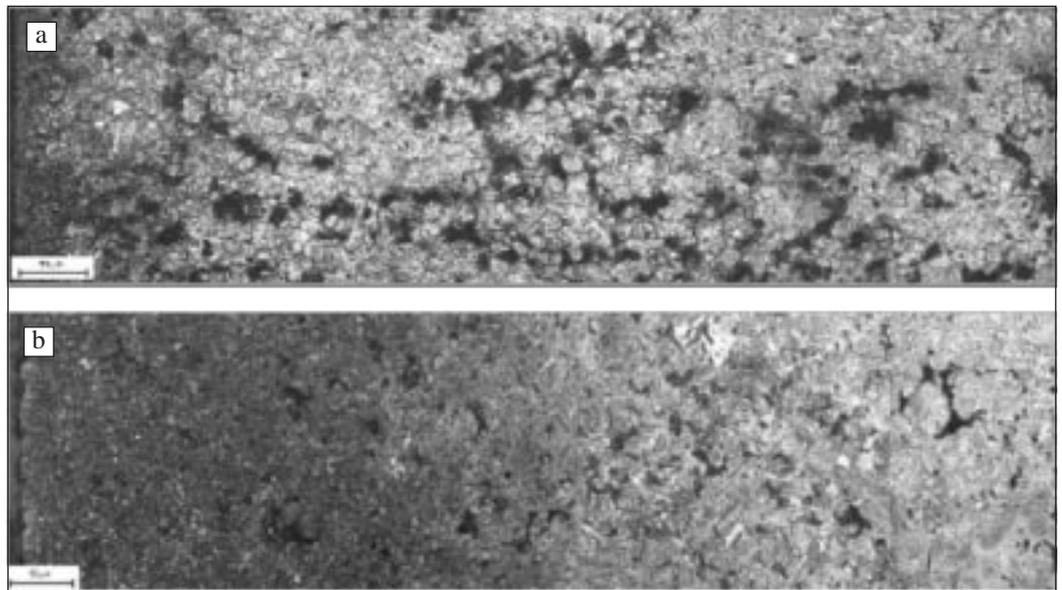


Fig. 4 – Profilo di microdurezza dei materiali sinterizzati ad alta temperatura: a) cementazione gassosa; b) cementazione in plasma.  
Fig. 4 – Microhardness profiles of high temperature sintered materials: a) gas carburized b) plasma carburized

$F_{shape}$  – che definisce il rapporto di aspetto del poro;  $D_{circle}$  – il diametro equivalente del poro, cioè il diametro del poro circolare avente la stessa area del poro medesimo.  $F_{circle}$  and  $F_{shape}$  assumono un valore unitario per un poro perfettamente circolare e valori minori discostandosi da questa morfologia [10]. I risultati mostrano come le caratteristiche dei pori migliorano aumentando la densità al verde e la temperatura di sinterizzazione.

La figura 2 mostra la microstruttura del materiale sinterizzato, costituita da bainite inferiore, e di quello temprato e disteso, costituita da martensite distesa; la microstruttura è indipendente dalla tecnica di pressatura utilizzata e della temperatura di sinterizzazione.

La figura 3 mostra la microstruttura degli strati superficiali del materiale 7.1-H cementato in gas e in plasma. La profondità di cementazione in gas dipende sensibilmente dalla porosità, mentre in plasma si ottiene un indurimento superficiale praticamente insensibile alla porosità. Dopo la cementazione la microstruttura cambia da martensite a martensite+bainite e bainite passando dalla superficie al cuore del campione. I materiali con densità  $7.1g/cm^3$  presentano isolati carburi a bordo grano.

La figura 4 mostra i profili di microdurezza dei vari materiali cementati; non essendo stata riscontrata un'influenza della temperatura di sinterizzazione, sono riportati solamente i profili dei campioni sinterizzati ad alta temperatura.

La maggiore capacità di controllo della profondità dello strato cementato sui pezzi sinterizzati porosi ottenibile con il

trattamento in plasma può essere interpretata considerando la natura particolare di questo processo. Esso si compone di due fasi: l'arricchimento molto rapido (boosting) e la diffusione. Durante l'arricchimento viene generata la scarica a bagliore che "avvolge" completamente la superficie del pezzo, riproducendone i dettagli geometrici. Questo è molto utile nel trattamento di pezzi con forma complessa; quando i dettagli geometrici (cioè i cambiamenti di forma) hanno dimensioni dell'ordine dei millimetri, il plasma garantisce l'omogeneità del trattamento. Nel caso dei materiali sinterizzati, i pori costituiscono "dettagli geometrici" con dimensioni dell'ordine dei millesimi (o centesimi) di millimetro, paragonabili quindi a quella del "film" di plasma. Il film, quindi, non riesce ad interrompersi in prossimità dei pori e, non riuscendo a riprodurre il vero profilo geometrico della superficie, esercita un'azione di schermo protettivo, che garantisce l'omogenea distribuzione del carbonio sulla superficie ingegneristica del pezzo durante l'arricchimento. Conseguentemente, nella successiva fase di diffusione, pezzi con diversa densità (o parti dello stesso pezzo con diversa densità) si trovano nelle stesse condizioni in termini di carbonio assorbito, e il risultato finale non dipende in modo apprezzabile dalla densità [11].

La tabella 3 riassume i parametri significativi del profilo di microdurezza nei vari materiali.

La figura 5 mostra, come esempio dei risultati ottenuti nelle prove di fatica, le curve di Wöhler (S-N) del materiale 7.1H nelle diverse condizioni microstrutturali studiate.

MATERIALE		Microdurezza a cuore HV <sub>0.05</sub>	Microdurezza in superficie HV <sub>0.05</sub>	d <sub>550</sub> , μm	
0.2 %C	CG	7.1 L&H	434 (±31)	735 (±39)	483 (±13)
		7.3 H	345 (±14)	747 (±11)	312 (±24)
	CP	7.1 L&H	301 (±24)	791 (±32)	561 (±9)
		7.3 H	278 (±17)	860 (±51)	573 (±13)

Tabella 3 – Parametri dei profili cementati.

Table 3 – Microhardness profile parameters.

carbonio aggiunto, %	densità, g/cc	sinterizzazione	trattamento	probabilità di oltrepassare il limite di 2.10 <sup>6</sup> cicli		
				50% MPa	st. dev	90% MPa
0.2	7,1	L	CG	245	<5	238
				267	<5	259
				325	10	311
0.2	7,1	L	CP	270	<5	263
				280	<5	273
				326	<5	319
0.6	7,1	L	T+D	184	8	172
				198	<5	191
				268	9	254
0.85	7,1	L	S	187	9	174
				189	12	172
				208	10	193

Tabella 4 – Resistenza a fatica.

Table 4 – Fatigue properties.

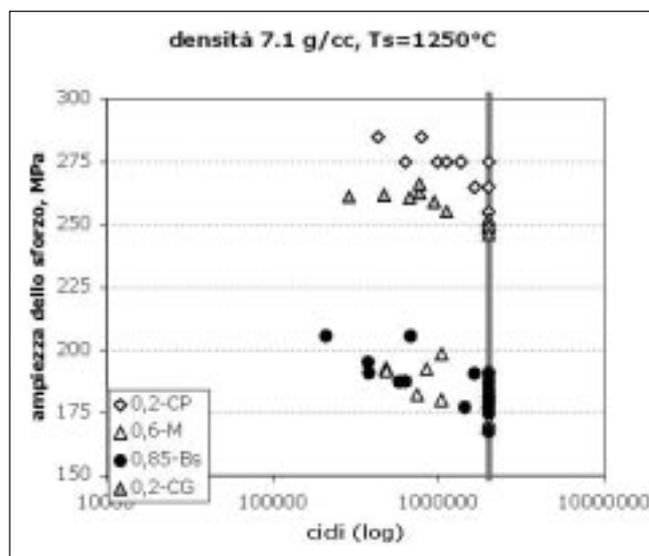


Fig. 5 – Curve di Wöhler per i materiali 7.1-H.

Fig. 5 – Wöhler curves of 7.1-H materials.

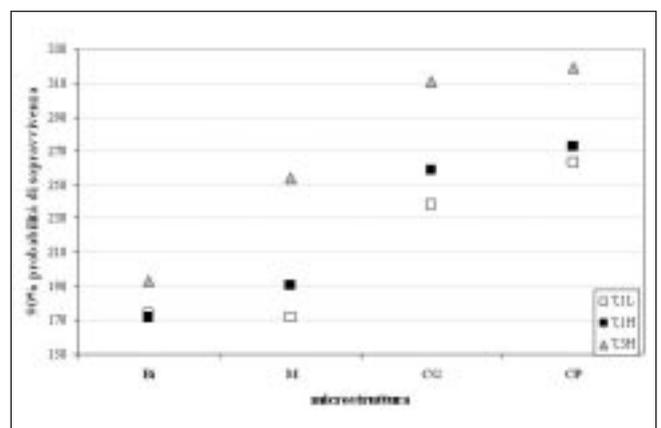


Fig. 6 – Limite di fatica al 90% di probabilità di sopravvivenza dei vari materiali in funzione della microstruttura (Bi – bainite inferiore, M – martensite, CG – cementazione gassosa, CP – cementazione in plasma).

Figura 6: 90% of survival probability as a function of microstructure (Bi – lower bainite, M – martensite, CG – gas carburizing, CP – plasma carburizing).

Analizzando le curve S-N ottenute per ogni materiale si può notare come i campioni con microstruttura omogenea, bainite e martensite, presentino una maggiore dispersione dei risultati indipendentemente dalla densità; ciò è dovuto alla presenza dei livelli di sforzo 2-3 livelli, nei quali sono presenti sia i campioni sopravvissuti (run-outs) che i campioni rotti. Allo stesso tempo i campioni che hanno subito un trattamento superficiale mostrano risultati più stabili con conseguente minor dispersione.

Il riassunto dei risultati delle prove di fatica sono presentati nella tabella 4.

La figura 6 riassume i risultati delle prove effettuate, riportando il limite di fatica al 90% di probabilità di sopravvivenza dei vari materiali, nelle diverse condizioni microstrutturali derivanti dai trattamenti eseguiti.

Innanzitutto, si può osservare come l'aumento della tempera-

tura di sinterizzazione sul materiale pressato a freddo non comporta un incremento della resistenza a fatica particolarmente significativo, al contrario di quanto indotto dall'aumento della densità al verde, che è di circa il 15%. Inoltre si nota come il trattamento di tempra e distensione, e ancora di più la cementazione, migliorano di molto la resistenza a fatica. Fra i due trattamenti di cementazione, quello in plasma determina una resistenza maggiore, ma non così elevata rispetto a quella in gas come si poteva supporre sulla base della microstruttura degli strati superficiali. Generalmente, la resistenza a fatica dei materiali sinterizzati aumenta con la densificazione ed il rafforzamento della matrice (ad es. passando da bainite a martensite), in caso di materiali intagliati però maggior importanza ha il rafforzamento locale del materiale tramite trattamenti superficiali (cementazione, nitrurazione, ecc.) e/o densificazione locale (ad es. "shot pinning") [12].

**CONCLUSIONI**

In questo lavoro è stato studiato il comportamento a fatica di acciai sinterizzati al cromo, prodotti con polvere base Astaloy CrL, in funzione della densità al verde, della temperatura di sinterizzazione e della microstruttura, e con il trattamento di tempra o di cementazione. La cementazione è stata condotta sia in gas che in plasma, in impianti industriali. I risultati possono essere riassunti nei punti seguenti.

1. Il materiale utilizzato risponde egregiamente ai trattamenti di tempra e di cementazione;
2. La cementazione in plasma non risente della porosità del materiale, a differenza di quella in gas, per quanto riguarda la profondità di cementazione;
3. La resistenza a fatica, espressa dal limite al 90% di probabilità di sopravvivenza, determinata su campioni intagliati aumenta poco con la temperatura di sinterizzazione e molto di più con la densità al verde;
4. La resistenza a fatica dei materiali trattati termicamente e cementati è migliore di quella del materiale sinterizzato avente una microstruttura bainitica inferiore;
5. La cementazione ha un effetto molto maggiore sulla resistenza a fatica della tempra e distensione, ma le differenze fra cementazione in plasma e cementazione in gas, malgrado la migliore microstruttura degli strati superficiali, non sono particolarmente marcate;
6. Nelle condizioni migliori si ottiene un limite a fatica di circa 330 MPa su campioni intagliati, il che rappresenta un ottimo risultato, anche in considerazione del fatto che i provini sono stati prodotti e trattati in condizioni tipiche della produzione industriale.

**RINGRAZIAMENTI**

Il lavoro è stato condotto nell'ambito del progetto "Höganäs Chair in Powder Metallurgy" finanziato da Höganäs AB, Sweden.

**BIBLIOGRAFIA**

1. Shah S., et al.; Cr-Mo PM steels as a cost effective replacement for traditional Ni-Mo PM steels; Proceedings

- of PM2TEC2005, Montreal (Canada), 2005;
2. Stoyanova, V., A. Molinari; Heat treatment of low alloyed chromium sintered steels; Proceedings of the World Congress PM2004, Vienna (Austria), 2004;
3. Bergman, O.; Chromium-alloyed PM steels with excellent fatigue properties obtained by different process routes; Proceedings of EuroPM2003, Valencia (Spain), October 2003
4. Bergmark, A., et al.; Fatigue crack initiation in PM steel; ; Advances in Powder Metallurgy & Particulate Materials, Princeton, NJ, Orlando 2002
5. Bergmark, A.; Microstructure enhancement for fatigue improvement; Proceedings of EuroPM2003, Valencia (Spain), October 2003
6. Bergmark, A.; Influence of density on PM steel fatigue crack initiation and propagation; ; Advances in Powder Metallurgy & Particulate Materials, Princeton, NJ, New Orleans 2001
7. Bergmark, A., et al.; Pre-alloyed chromium materials for highly fatigue loaded PM parts; Advances in Powder Metallurgy & Particulate Materials, Princeton, NJ, Chicago (USA), June 2004
8. Berg, S., B.Maroli; Processing Conditions for High Strength PM Steels Alloyed with Chromium; Proceedings of PM World Congress, Vienna (A), 2004
9. Tengzelius, J.; High density PM steels for fatigue loaded parts; Advances in Powder Metallurgy & Particulate Materials, Princeton, NJ, 1996
10. Puscas, T., et al.; Image analysis investigation on the effect of the process variables on the porosity of sintered chromium steels; Materials characterization; vol.50; 2003, p.1
11. V. Stoyanova, A. Molinari; Effetto della Densità sulla Carbo cementazione Gassosa ed in Plasma di Componenti Sinterizzati; 30 Convegno AIM, Nov. 2004, Vicenza (I)
12. Hadrboletz, A., B. Weiss; Fatigue behaviour of iron based sintered material: a review; Int. Mat. Reviews, v. 42 (1), 1997

**A B S T R A C T**

**EFFECT OF MICROSTRUCTURE ON FATIGUE PERFORMANCE OF Cr-ALLOYED PM STEELS**

**Key words:**  
*steel, sintering, secondary treatments*

*The purpose of this study was to investigate the alternate bending fatigue resistance of materials based on Astaloy CrL. Astaloy CrL is newly developed material by Höganäs, AB, which reaches excellent as sintered properties and responds very well to the secondary heat treatments. The trend towards high fatigue performance traditionally*

*focuses on minimizing porosity and optimizing the structure of the matrix. Other significant factors here are residual stresses, the size and shape of impurities, as surface finish and notch sensitivity. In notched PM materials the stress-raising effects of the pores and the notches are combined. In early PM studies, it was suggested that the effect of notches is very small because pores act as notches. Nowadays, it is well known that a notch increases the local stress field in a porous material with density higher than 7.0 g/cm<sup>3</sup>, as well. The aim of this work was to perform a systematic study of the processing parameters influence on the fatigue performance of low alloyed PM steels. The effect of carbon, den-*

sity, sintering temperature, and secondary heat treatments was studied.

A wide range of materials based on Astaloy CrL, with different carbon content 0,2; 0,6 and 0,85%C were studied. Cold (7.1) and warm (7.3) compacted specimens were sintered at low temperature 1120°C in N<sub>2</sub>/10H<sub>2</sub> atmosphere (L) and high temperature 1250°C in vacuum (H). To modify the microstructure of the materials different heat treatments were carried out, a summary is presented in table 1.

Fatigue tests were carried out in displacement controlled 4 point plane bending mode on an Shcenk machine, at a frequency of 28-30 Hz and with load ratio  $R = \sigma_{min} / \sigma_{max} = -1$ . Endurance limit  $\sigma_{50\%}$  (50% probability of survival) and standard deviation were calculated according to MPIF Standard 56, 2001. The estimated endurance limit at 90% probability of survival ( $\sigma_{90\%}$ ), according to the student's rule, was also calculated. The staircase step (difference between adjacent stress levels) is chosen 10 MPa and a run-out limit of  $2 \cdot 10^6$  cycles; at least 15 samples for each Wöhler curves were tested. The specimens shape is presented on figure 1. In table 2 summary of density and porosity measurements is presented, where  $\rho$ - as sintered density,  $\epsilon$ -total porosity,  $\epsilon_o$ -open porosity. The difference due to the carbon content is negligible. As expected the density increases with sintering temperature and green density and porosity decreases. Porosity features were also studied on polished and unetched specimens by Image Analysis and using stereological techniques. By improving the production conditions (increasing green density and sintering temperature) the pores became more smoother and circular which predict an improved material behaviour.

In order to obtain different microstructures two main approaches were used: adding different carbon content and/or applying secondary treatments subject to the surface or entire substrate. In figure 2 the homogeneous microstructure materials are presented, no effect due to the compaction method (density) was found.

The case obtained after gas carburizing is strongly influenced by the density of the materials. Contrary, after plasma carburizing there is no more effect of density (or open porosity) on the microstructure profiles. Examples of the case hardened microstructure are presented in figure 3. Figure 4 shows the microhardness profile of the materials, since there is no difference due to sintering temperature a mean value as a function of density is presented. As could be considered from the profiles when gas carburizing is applied to as sintered materials, there is a very strong dependence on density of the materials. This effect is no more presented when plasma carburizing is used as a secondary treatment. The much better responding of the materials, especially the lower densities ones, to the plasma carburizing may be explained with the specific nature of the process, indeed the glow discharge carburizing is non-equilibrium process. It is composed of two major processing steps: boosting and diffusion. The boosting step consists of very fast enrichment of the surface of the treated materials with carbon atoms. During this processing step a glow discharge on the surface of the samples is generated. It is known that the so called "plasma" streams very well the geometry of the work pieces, when treating wrought steels is very useful for a complex shape parts.

When the geometrical details are in order of few millimeters the plasma guarantee a very homogeneous case hardened

profiles along the test pieces surface. But if the dimension of this geometrical details is in the same order as the "plasma film" (microns), it can't be interrupted and form continuous profile along the surface. Actually, this is what happened to the open porosity of PM materials, in this case the glow discharge place a role of "protective screen", which guarantee an equal distribution of the carbon atoms along the specimen's surface. So in the next diffusion step materials with different densities are in the equal condition and the surface porosity doesn't play any more so important role. This effect gives a possibility to control very well the carburizing process, and as previous study demonstrates if the proper plasma cycle is applied a good repetition of the results may be obtained, independently on density for a given material. In table 3 the case hardening parameters: bulk microhardness, surface microhardness and case depth are listed, the cold compacted materials (7.1) doesn't show any significant difference due to the sintering.

On figure 5 an example of the Wöhler (S-N) curves obtained on 7.1H materials, notched specimens at different conditions are presented. Analyzing the S-N curves could be drawn that the homogeneous microstructure materials present a higher scatter and 2-3 stress levels with both broken and run out specimens, independently on density, whilst the surface hardened ones present more "stable" results, i.e. a low standard deviation. In table 4 summary of the results obtained on all materials is presented,  $\sigma_{50\%}$  and  $\sigma_{90\%}$  are respectively the 50 and 90% of survival probability. On figure 6 the estimated endurance limit 90% probability of survival is plotted as a function of the materials microstructure. As could be noticed the high temperature sintering doesn't improve significantly the fatigue behavior of the cold compacted materials, whilst the higher green density results in at least 15% increased fatigue endurance limit. Moreover, it's clear the positive effect of strengthening of the materials, by means of both through and surface hardening. The plasma carburizing results in better fatigue performance, but it less effective in respect of what could be expected from the microstructure/microhardness results. Generally, the materials strength is improved by increasing density and densification and strengthening the matrix, but in case of notched materials the local microstructure strengthening/case hardening (by surface heat treatments) and local densification (shot pinning, etc.) result more efficient.

In conclusion the obtained results could be summarized:

1. The studied materials has excellent respond to both case and trough hardening.
2. Plasma carburizing is not influenced by density of the materials, when the case depth is concerned.
3. The estimated endurance limit 90% probability of survival of notched specimens is increased significantly when high green density.
4. Both through and case hardening improves the fatigue performance of the materials in respect to the bainitic one.
5. Case hardening promotes better fatigue performance of the materials than the through hardening. Plasma carburizing results in better microstructure than gas carburizing, whilst the effect on the fatigue behaviour is modest.
6. At the best treatment condition the materials reach 330MPa of fatigue endurance limit, which is an excellent performance for a PM notched steels.

The authors wish to thanks to Höganäs Chair, under whose auspices this work has been promoted.