

INFLUENZA DELLA NITROCARBURAZIONE IONICA SULLA MICROSTRUTTURA E LA RESISTENZA A FATICA DI ACCIAI SINTERIZZATI

C. Menapace, Luigi Cislaghi, Andrea Magistrelli, V. Stoyanova, A. Molinari

La nitrocarburaione al plasma di acciai sinterizzati conferisce resistenza superficiale e limita le variazioni dimensionali. Mentre le caratteristiche microstrutturali degli strati nitrurati, in linea generale, dipendono poco dal processo di produzione dell'acciaio sinterizzato, le proprietà risultanti, che sono una sintesi delle caratteristiche del materiale base e delle modifiche introdotte dalla nitrurazione, possono esserne influenzate anche significativamente.

In questo lavoro, acciai sinterizzati di interesse per il settore dei trasporti, sono stati prodotti con parametri diversi, e sottoposti allo stesso trattamento di nitrocarburaione. E' stata condotta l'analisi microstrutturale e sono state determinate le proprietà meccaniche, con particolare riferimento alla resistenza a fatica.

PAROLE CHIAVE: met. delle polveri, trattamenti superficiali

INTRODUZIONE

L'aumento continuo delle prestazioni richieste ai componenti meccanici sinterizzati ha portato allo sviluppo di nuove polveri e al frequente utilizzo di trattamenti termici e termochimici al fine di migliorare le loro proprietà di bulk e superficiali.

Fra le polveri di più recente formulazione sono state messe sul mercato delle prelegate a basso tenore di Cr e Mo, adatte alla produzione di componenti nel campo dei trasporti cui si richiedono prestazioni medio-alte [1,2]. La presenza di questi elementi in lega rende possibile prima di tutto il processo di sinter-hardening che produce nel materiale una microstruttura finale bainitico-martensitica grazie al controllo della velocità di raffreddamento nel forno di sinterizzazione. Inoltre, Cr e Mo sono due elementi che legandosi facilmente all'azoto per formare nitruri fini e termodinamicamente stabili, rendono efficace un eventuale trattamento di nitrurazione. Tra i vari trattamenti secondari che si effettuano dopo sinterizzazione al fine di migliorare le proprietà meccaniche del materiale, i trattamenti termochimici di nitrurazione e nitrocarburaione rivestono un ruolo importante perché consentono di modificare composizione e microstruttura degli strati superficiali del componente meccanico al fine di migliorarne alcune proprietà come resi-

stenza all'usura, alla corrosione, alla fatica [3, 4, 5, 6, 7].

Fra i vari tipi di nitrurazione quella al plasma si può considerare come una buona alternativa a processi quali tempra a induzione o cementazione per i componenti sinterizzati. Questo perché si esegue su pezzi finiti, riduce i problemi di variazione dimensionale, richiedendo meno il ricorso alla lavorazione meccanica finale di rettifica, è inoltre molto omogenea su tutta la superficie senza il rischio di variazioni del profilo indurito. Sui componenti sinterizzati la nitrurazione ionica è praticamente l'unico tipo di nitrurazione che si possa effettuare, perché consente di controllare lo spessore nitrurato, che nella gassosa dipende molto dalla porosità e quindi rischia di andare fuori controllo.

La nitrocarburaione è molto simile alla nitrurazione, l'unica differenza sta nel fatto che viene fatto diffondere oltre all'azoto anche del carbonio. Questo promuove la formazione rapida di strati superficiali di carbonitruro ϵ che, viste le sue caratteristiche di lubrificante solido e la sua porosità, migliora le proprietà di resistenza all'usura per strisciamento di questi componenti [8]. In condizione di lubrificazione marginale la porosità dello strato di carbonitruri ϵ è in grado di rilasciare il lubrificante abbassando così il coefficiente di attrito fra le superfici in contatto. Inoltre, la presenza della coltre bianca aumenta anche la resistenza alla corrosione. Sotto la coltre di carbonitruro ϵ vi è uno strato di diffusione che generalmente è di spessore minore rispetto a quello dei pezzi nitrurati.

L'effetto di questi trattamenti termochimici è quello di aumentare la durezza, la resistenza all'usura, alla corrosione, all'ossidazione ad alta temperatura negli acciai. Inoltre, sia la nitrurazione che la nitrocarburaione generano negli strati su-

C. Menapace, A. Molinari
Università di Trento, Dipartimento Ingegneria dei Materiali
e Tecnologie Industriali, Trento, Italia
Luigi Cislaghi, Andrea Magistrelli
T.T.N. S.p.A., Nerviano (MI), Italia
V. Stoyanova
Civen, Venezia - Marghera, Italia

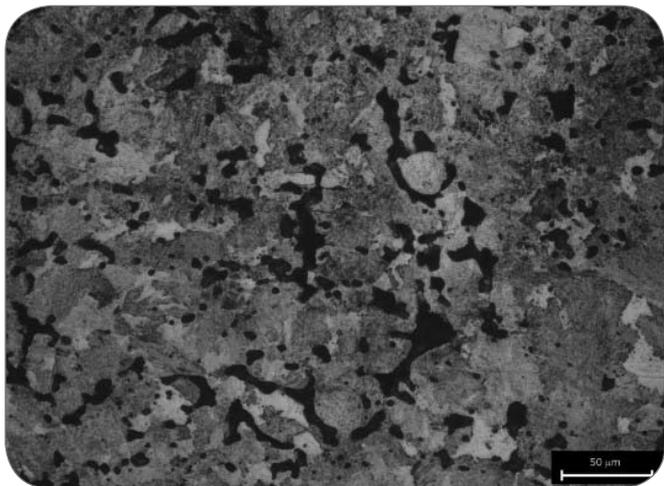


Fig. 1

Campione di ACrL di densità 7,1 g/cm³ sinterizzato a 1120°C.

ACrL sample with density 7,1 g/cm³ sintered at 1120°C.

perficiali dei pezzi uno stato di tensioni residue a compressione che, assieme alla maggiore durezza, migliora la resistenza a fatica dei componenti sinterizzati [9]. Questa proprietà in particolare sarà esaminata nel presente lavoro nel quale si metterà a confronto il miglioramento della resistenza a fatica prodotto dalla nitrocarburazione con quello prodotto da altri trattamenti termici e termochimici.

Il trattamento di nitrocarburazione effettuato nel presente lavoro di ricerca è stato abbastanza leggero, ossia condotto con parametri tali da non avere una durezza superficiale molto elevata, quindi con un apporto di azoto non molto consistente. La scelta di questo tipo di trattamento è nata dall'esigenza di ridurre al massimo sia i problemi di variazione dimensionale che di infragilimento dei pezzi.

Procedura Sperimentale

Campioni sinterizzati di polvere basso-legata al Cr, Aсталoy CrL (Hoganas AB) contenente 1,5%Cr e 0,2%Mo con l'aggiunta di 0,6%C sono stati pressati a tre diverse densità (7,1 - 7,4 e 7,6 g/cm³) e sinterizzati a due diverse temperature (1120 e 1250°C) per 30 min in atmosfera di 90N₂/10H₂. Dopo sinterizzazione i campioni sono stati sottoposti ad un trattamento di nitrocarburazione ionica, secondo parametri normalmente utilizzati che, per ragioni di riservatezza non possono essere descritti in dettaglio. Sono state eseguite 4 cariche di nitrocarburazione contenenti 14 campioni ciascuna mantenendo gli stessi parametri per ogni ciclo. Si sono volutamente nitruati nella stessa carica campioni di densità diversa e sinterizzati a diversa temperatura. Quattro termocoppie nel forno hanno permesso un controllo molto preciso della temperatura.

I campioni nitrocarburi di ACrL sono stati confrontati con lo stesso materiale trattato in altre due diverse condizioni, ovvero temprato e disteso e cementato in plasma [10]. Questi ultimi trattamenti sono stati effettuati solo sui campioni di densità 7,1 e 7,4 g/cm³.

Il trattamento di tempra è stato effettuato in un forno da vuoto austenitizzando a 805°C e raffreddando ad una velocità superiore a 5°C/sec. Ad essa è seguita una distensione per 1 ora a 200°C. La cementazione in plasma, invece, è stata effettuata su campioni contenenti 0,2%C.

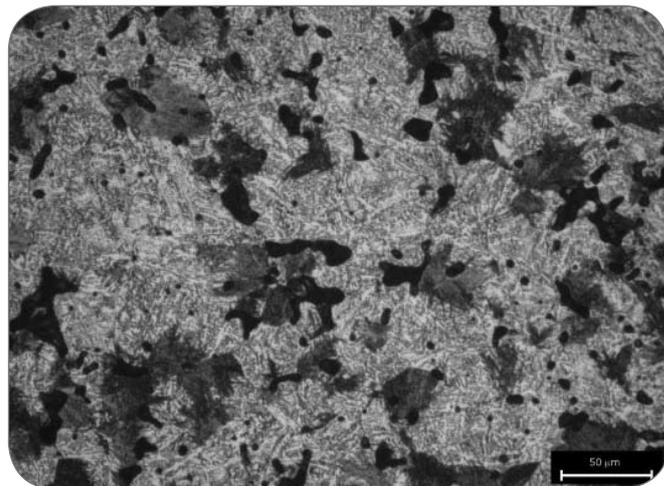


Fig. 2

Campione di ACrL di densità 7,1 g/cm³ sinterizzato a 1250°C.

ACrL sample with density 7,1 g/cm³ sintered at 1250°C.

I campioni sinterizzati e trattati sono campioni per prove di fatica a flessione alternata in 4 punti aventi la geometria richiesta dalla norma ISO 3928, modificati con una cianfrinatura degli spigoli nel tratto utile. Nelle prove di fatica si è utilizzato un rapporto di carico $R = \sigma_{\min} / \sigma_{\max} = -1$ e una frequenza di 28-30Hz. Il limite di fatica σ_L , corrispondente al 50% di sopravvivenza dei campioni è stato individuato col metodo dello staircase (con uno step di 15 MPa), secondo lo standard MPIF 56 del 2001 (sopravvivenza a $2 \cdot 10^6$ cicli).

I campioni di fatica sono stati anche sottoposti ad analisi microstrutturale, con particolare attenzione allo strato superficiale nitruato.

RISULTATI E DISCUSSIONE

Microstruttura

In Fig. 1 e 2 sono riportate le microstrutture dei campioni a densità 7,1 g/cm³ sinterizzati a 1120°C e 1250°C. La microstruttura è costituita da bainite inferiore e superiore, con una presenza quasi esclusiva di bainite inferiore nel campione sinterizzato a bassa temperatura, mentre invece si ha una prevalenza di bainite superiore in quello sinterizzato ad alta temperatura. In Fig. 2 le zone di bainite inferiore sono quelle più scure. La diversa microstruttura è dovuta al tenore di carbonio finale dopo sinterizzazione, che, a causa di una certa decarburazione, è inferiore nei campioni sinterizzati a 1250°C. Senza dubbio osservando le due micrografie si nota una maggiore omogeneità microstrutturale nel campione sinterizzato a bassa temperatura (Fig.1).

Dopo nitrocarburazione la microstruttura a cuore rimane invariata, mentre viene modificata quella dello strato superficiale. In Fig. 3 e 4 sono riportati lo strato nitrocarburato del materiale della Fig. 1 e 2 rispettivamente. Si nota oltre alla presenza di uno strato di composizione (colore bianca in superficie), uno strato di diffusione di spessore omogeneo lungo il perimetro della sezione del pezzo. Dal punto di vista metallografico questa zona è individuata da un colore brunito (dopo attacco con Nital 2%) rispetto al cuore del campione. I relativi profili di microdurezza sono riportati in Fig. 5 e 6. Confrontando le microstrutture di Fig. 3 e 4 si osserva-

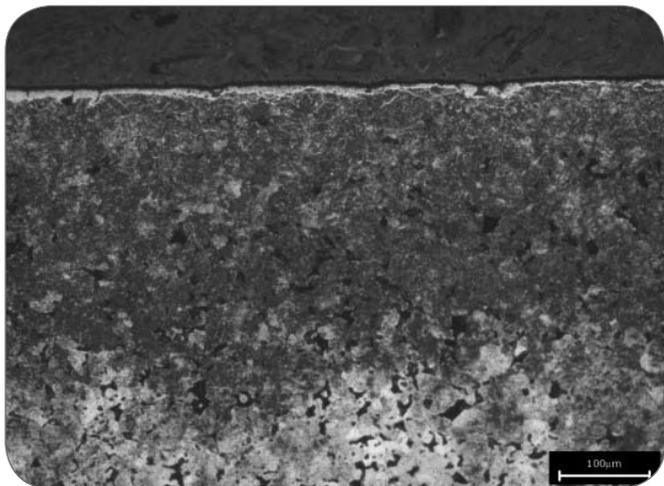


Fig. 3

Campione di ACrL di densità 7,1 g/cm³ sinterizzato a 1120°C nitrocarburo.
Nitrocarburised ACrL sample with density 7,1 g/cm³ sintered at 1120°C.

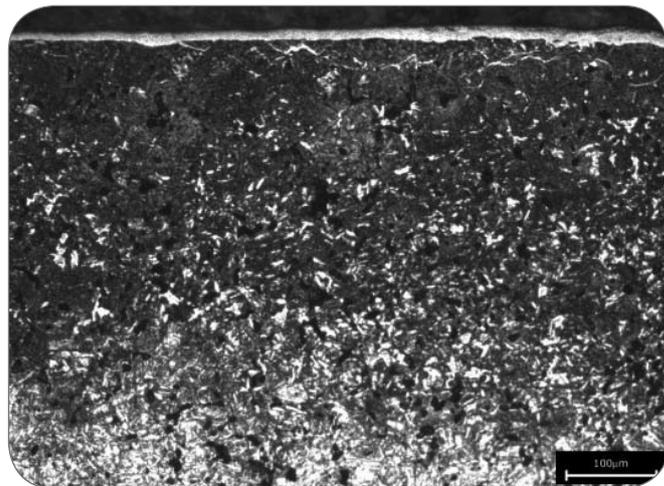


Fig. 4

Campione di ACrL di densità 7,1 g/cm³ sinterizzato a 1250°C nitrocarburo.
Nitrocarburised ACrL sample with density 7,1 g/cm³ sintered at 1250°C.

no delle differenze fra gli strati di diffusione, così come si avevano nelle microstrutture di partenza, cui corrispondono delle differenze anche nei relativi profili di microdurezza. Il sinterizzato a bassa temperatura mostra una microdurezza superficiale maggiore del sinterizzato ad alta temperatura. Questa scende in circa 150 µm di spessore alla microdurezza del cuore. Nel sinterizzato ad alta temperatura in superficie si ha una microdurezza inferiore che cala un po' meno rapidamente.

Nei campioni aventi densità maggiore (7,4 e 7,6 g/cm³) non cambia la durezza superficiale e lo spessore dello strato nitrocarburato.

Un'immagine SEM della coltre bianca e di una parte dello strato di diffusione del campione di densità 7,1 g/cm³ sinterizzato ad alta temperatura è riportata in Fig. 7.

La coltre bianca è costituita da carbonitruri ε, così come previsto dal processo di nitrocarburo. Sotto lo strato di composizione si notano dei carbonitruri precipitati al bordo grano nella direzione parallela alla superficie del campione, che fa da barriera al fronte di diffusione dell'azoto all'interno del pezzo.

I profili di microdurezza di Fig. 5 e 6 mostrano appena sotto la coltre bianca un valore non molto alto di microdurezza (circa 620 e 560 HV0,05 rispettivamente) a conferma del carattere "soft" di questo trattamento di nitrocarburo. Anche lo spessore dello strato di diffusione non è molto alto.

Resistenza a fatica

Il trattamento di nitrocarburo ionica effettuato sui campioni di Astaloy CrL produce un notevole aumento della

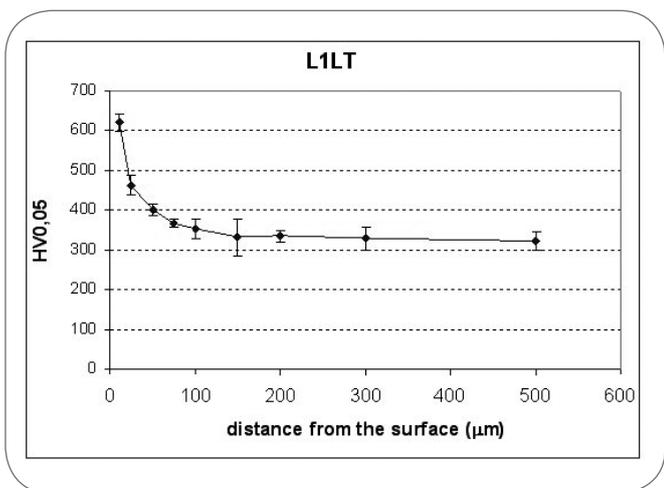


Fig. 5

Profilo di microdurezza del campione nitrocarburo di ACrL di densità 7,1 g/cm³ sinterizzato a 1120°C.
Microhardness profile of the nitrocarburised ACrL sample with density 7,1 g/cm³ sintered at 1120°C.

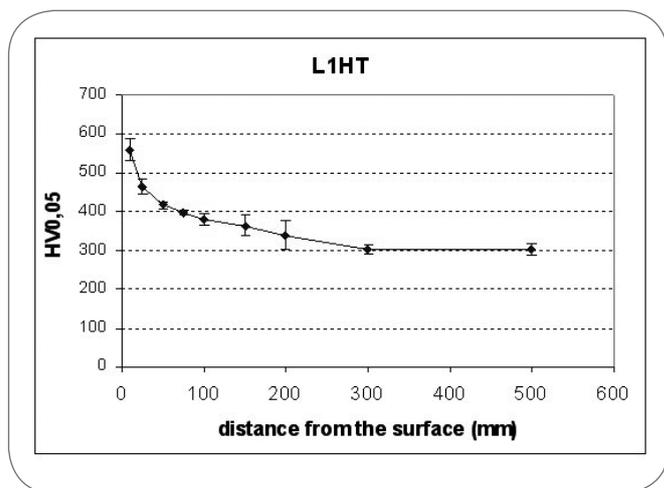
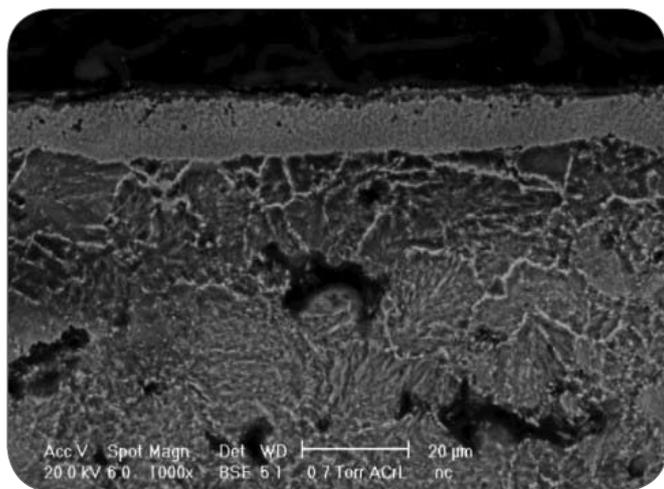


Fig. 6

Profilo di microdurezza del campione nitrocarburo di ACrL di densità 7,1 g/cm³ sinterizzato a 1250°C.
Microhardness profile of the nitrocarburised ACrL sample with density 7,1 g/cm³ sintered at 1250°C.



▲
Fig. 7

Profilo di microdurezza del campione nitrocarburato di ACrL di densità 7,1 g/cm³ sinterizzato a 1250°C.

Microhardness profile of the nitrocarburised ACrL sample with density 7,1 g/cm³ sintered at 1250°C.

resistenza a fatica rispetto a quella del materiale solo sinterizzato, come si può vedere dai dati riportati nella **Tab. 1**. L'aumento del limite di fatica è di circa un 50%. L'aumento della resistenza a fatica è legato all'aumento di durezza dello strato superficiale niturato, allo spessore dello strato stesso e alla presenza di uno stato di sforzi residui di compressione

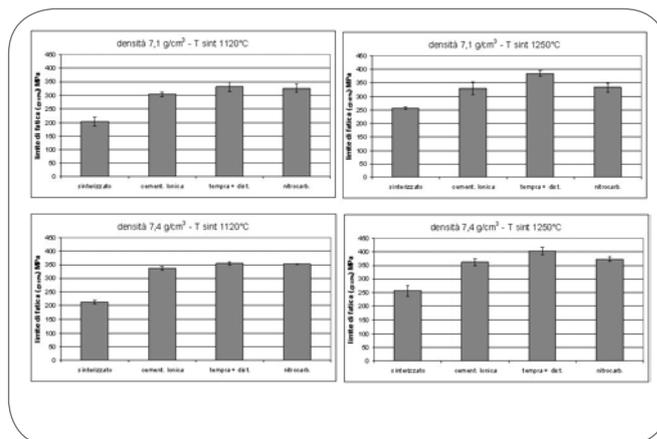
Densità (g/cm ³)	T sinterizzazione	Trattamento	$\sigma_{150\%}$
7,1	1120°C	as sintered	204 ± 16
		nitrocarb	326 ± 14
7,1	1250°C	as sintered	257 ± 5
		nitrocarb	332 ± 16
7,4	1120°C	as sintered	213 ± 8
		nitrocarb	353 ± 1
	1250°C	as sintered	256 ± 20
7,6	1120°C	nitrocarb	374 ± 7
		as sintered	257 ± 5
	1250°C	nitrocarb	476 ± 5
		as sintered	358 ± 5
		nitrocarb	510 ± 7

▲
Tab. 1

Limite di fatica dei campioni sinterizzati e nitrocarburiati.

Fatigue strength of as sintered and nitrocarburised samples.

Trattamento	T sint 1120°C	T sint 1250°C
Cementaz. ionica	Martensite (d550 > 500 µm)	Martensite (d550 > 500 µm)
Tempra + distensione	Martensite distesa (720 HVO,05)	Martensite distesa (720 HVO,05)
Nitrocarburaione	bainite inferiore (poca superiore)	bainite superiore con aree di inferiore



▲
Fig. 8

Resistenza a fatica (limite $\sigma_{150\%}$) dei campioni di ACrL diversamente trattati.

Fatigue strength ($\sigma_{150\%}$) of ACrL samples after different treatments.

in superficie [11]. L'aumento di durezza superficiale è di circa 200 Vickers quindi non grandissimo, certamente inferiore a quello impartito da una cementazione o da una tempra. Ciò che gioca un ruolo molto importante nel migliorare la resistenza a fatica è la presenza degli sforzi residui di compressione. Questi, sommandosi allo sforzo esterno applicato, riducono lo sforzo realmente applicato sulla superficie del pezzo e spostano verso l'interno del campione il punto di massimo sforzo ovvero il punto di nucleazione della frattura. Tipicamente questa zona è l'interfaccia fra lo strato niturato e il cuore non niturato [11]. All'aumentare dello sforzo di compressione presente in superficie e soprattutto dello spessore dello strato in compressione, aumenta la resistenza a fatica del materiale in quanto serve uno sforzo applicato maggiore per far nucleare la cricca in una zona più vicina all'asse neutro del pezzo.

Se confrontiamo questi dati di resistenza a fatica con la resistenza a fatica dello stesso materiale cementato al plasma o temprato e disteso (**Fig. 8**), notiamo come la nitrocarburaione produca una resistenza a fatica leggermente maggiore di quella del cementato al plasma e paragonabile a quella del temprato e disteso per i campioni sinterizzati a 1120°C, mentre per quelli sinterizzati ad alta temperatura la resistenza a fatica è circa uguale a quella dei cementati e inferiore a quella dei temprati e distesi. Questo comportamento dei nitrocarburiati leggermente migliore di quello dei cementati può essere imputato allo stato di sforzi residui di compressione indotti dal processo di niturazione. Il miglior comportamento a fatica si osserva nel temprato e disteso grazie alla

▼
Tab. 2

Microstruttura del materiale sinterizzato a 1120°C e 1250°C, dopo trattamento termico o termochimico.

Microstructure of ACrL sintered at 1120°C and 1250°C, after thermal or thermochemical treatment.

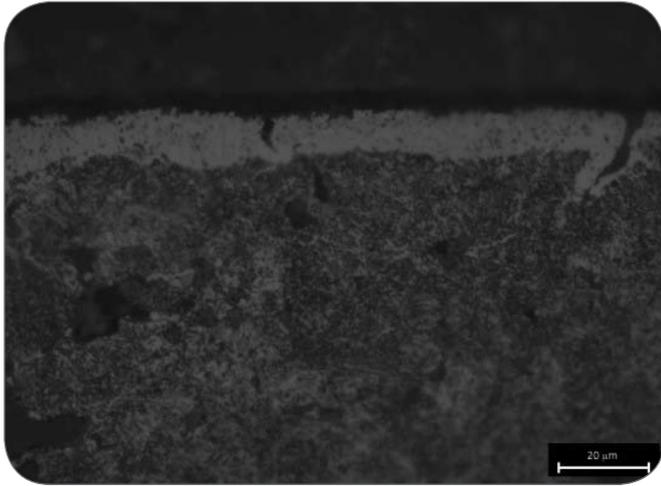


Fig. 9

Strato nitrocarburo del campione di ACrL di densità 7,1 g/cm³ sinterizzato a 1120°C.
Nitrocarburised layer of ACrL sample with density 7,1 g/cm³ sintered at 1120°C.

sua microstruttura omogeneamente martensitica. Bisogna comunque notare che la resistenza a fatica del nitrocarburo non è tanto peggiore e ricordare gli indubbi vantaggi, già descritti nel capitolo introduttivo, che un trattamento di nitrocarburaazione presenta rispetto ad una tempra e rinvenimento.

Per poter fare un giusto confronto fra il comportamento a fatica dei campioni sinterizzati a bassa e ad alta temperatura è opportuno richiamare la microstruttura del materiale dopo i diversi trattamenti termici e termochimici. Essa è riassunta in Tab. 2.

Come si può notare, l'unica microstruttura che cambia passando dalla T di sinterizzazione di 1120°C a quella di 1250°C è quella del nitrocarburo, che passa da una microstruttura costituita quasi completamente da bainite inferiore ad una costituita da bainite superiore con delle aree di bainite inferiore. La nitrocarburaazione modifica lo strato superficiale producendo microstrutture diverse, come mostrato in Fig. 9 e 10, dove si possono osservare gli strati di diffusione di un nitrocarburo sinterizzato a 1120°C e di uno sinterizzato a 1250°C. Poiché nella nitrocarburaazione l'azoto tende ad andarsi a sostituire e/o legare al carbonio nei siti in cui esso si trova per formare nitruri e/o carbonitruri e poiché è noto che i carburi nelle due forme di bainite si trovano diversamente disposti rispetto alle placche di ferrite, anche la risultante microstruttura dello strato nitrocarburo è diversa. In particolare si nota una microstruttura più fine ed omogenea laddove prima vi era la bainite inferiore. Dove vi era una prevalenza di bainite superiore, la microstruttura sembra più a placche. Una microstruttura disomogenea come questa è stata osservata essere più debole di una omogenea se sollecitata a fatica [12]. La maggiore disomogeneità microstrutturale dei nitrocarburi sinterizzati a 1250°C fa sì che in termini di resistenza a fatica questo materiale guadagni meno degli altri due (il cementato e il temprato) per effetto dell'aumento della temperatura di sinterizzazione. Essa infatti produce un aumento di densità e un miglioramento della porosità [10], benefici che vengono sfruttati appieno sia dai campioni cementati che dai temprati e distesi che come si vede in tabella sono sempre omogeneamente martensitici.

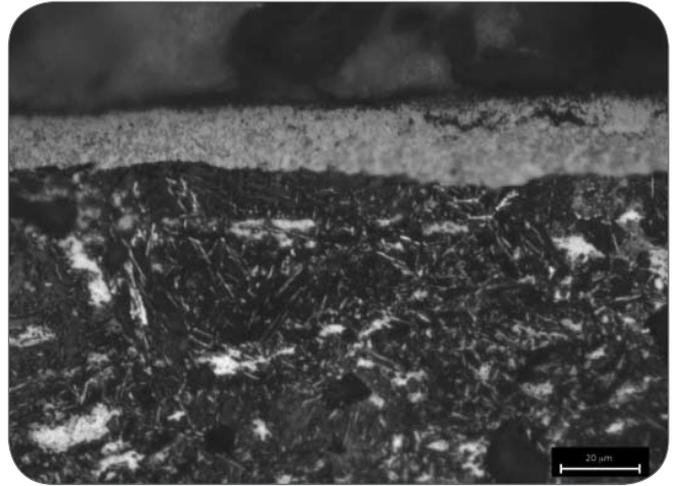


Fig. 10

Strato nitrocarburo del campione di ACrL di densità 7,1 g/cm³ sinterizzato a 1250°C.
Nitrocarburised layer of ACrL sample with density 7,1 g/cm³ sintered at 1250°C.

Questo è il motivo per cui nel passaggio dalla bassa alla alta temperatura di sinterizzazione il nitrocarburo non presenta un limite di fatica che aumenta di ugual misura degli altri due materiali (cementato e temprato) ma aumenta di meno.

CONCLUSIONI

Campioni di Aсталoy CrL di densità 7,1 e 7,4 g/cm³ sono stati sinterizzati a due diverse temperature (1120°C e 1250°C) e sottoposti ad un trattamento di nitrocarburaazione ionica al fine di migliorarne la resistenza a fatica. L'aumento di durezza superficiale assieme allo spessore dello strato nitrocarburo, nel quale si ha uno stato di sforzo di compressione, produce un consistente aumento della resistenza a fatica del sinterizzato, pur essendo sia la durezza che lo spessore nitrocarburo non molto alti. Inoltre, nonostante questo processo di nitrocarburaazione sia stato leggero, esso si è dimostrato essere una valida alternativa a processi di indurimento quali la cementazione in plasma o la tempra per migliorare notevolmente il comportamento a fatica dei componenti sinterizzati.

BIBLIOGRAFIA

- [1] U.ENGSTROM., S.BERG, Advanced powder technology II Key engineering materials, 189-1 (2001), p.484.
- [2] J.LEWENHAGEN, Advanced powder technology III materials science forum 416-4 (2003), p.241.
- [3] A.MOLINARI, B.TESI, T.BACCI, T.MARCU, Surface and Coatings Technology 140 (2001), p.251.
- [4] A.MOLINARI, T.BACCI, P.CAMPESTRINI, M.PELLIZZARI, B.TESI, Powder Metallurgy 42(2) (1999), p.119.
- [5] A.M.MALISKA, A.N.KLEIN, A.R.DE SOUZA, Proceedings of PM world conference, Washington, 1994, Secondary operation, p.2201.
- [6] J.KAZIÓR, A.MOLINARI, C.JANCZUR, T.PIECZONKA, Surface coatings and technology, 125 (2000), p.1.
- [7] J.S.PARK, S.Z.LEE, J.H.KIM, K.N.LEE, Surface coatings and technology, 114 (1999), p.169.

- [8] A.MOLINARI, G.STRAFFELINI, M.PELLIZZARI, M.PIROVANO, *Surface Engineering* 14(6) (1998), P.489.
 [9] C.M. SONSINO, G.SCHLIEPER, W.J.HUPPMANN, *Modern developments in powder metallurgy, MPIF Princeton, N.J.*, vol 15-17, (1985), p.34.

- [10] V.STOYANOVA., PHD Thesis, Univ. Studi di Trento, march 2005.
 [11] Y.SUN, T.BELL, *Materials Science and Engineering, A140* (1991), p.419.
 [12] A.BERGMARK, L.ALZATI, *Fatigue and Fracture of engineering materials and structures* 28 (1-2) (2005), p.229.

ABSTRACT

INFLUENCE OF PLASMA NITROCARBURIZING ON THE MICROSTRUCTURE AND THE FATIGUE STRENGTH OF A SINTERED STEEL

Keywords: plasma nitrocarburizing, fatigue strength

In the production of powder metallurgy components, several post-sintering treatments are applied in order to improve their mechanical properties and as a consequence to extend their application field. Among them the conventional through hardening is frequently applied to PM parts, but ion processes as plasma carburizing and even more plasma nitriding (or nitrocarburizing) are only seldom carried out. Both heat treatment and thermochemical treatments produce an improvement in microstructural characteristics (hardness increase), in the whole sample or only on the surface that lead in general to better wear and fatigue resistance. Moreover the plasma nitriding or nitrocarburizing forms a protective compound layer on the surface that increases also the corrosion resistance.

These mentioned treatments are selectively applied according to the properties required to the specific component. A cost evaluation together with the necessity to have close dimensional control are other aspects taken into account in the selection of the most proper heat or thermochemical treatment. From this point of view, while through hardening and carburizing can lead to a component distortion due to the quenching process, the nitrocarburizing is associated with extremely low dimensional variations maintaining the precision of the components that is the main advantage of powder metallurgy technology.

Many of these precision parts produced via Powder Metallurgy are subjected to fatigue loading in service, therefore their fatigue performance is very important.

In the present work the effect produced on the fatigue strength of a low Cr alloyed PM steel by a plasma nitrocarburizing is compared with that obtained by a conventional heat treatment (quenching and stress relieving) and by another thermochemical treatment (plasma carburizing). Plasma treatments were chosen instead of gas treatments for their better control of the case depth, which is strongly influenced by porosity in the gas treatment. The base powder considered in this work is a low Cr and Mo alloyed steel (ACrL, Hognas AB) powder suitable for heat treatment (sinter-hardening for instance) as well as for nitriding, thanks to its content of Cr and Mo.

Samples of ACrL + 0,6%wt.C were pressed at three different densities (7,1 – 7,4 – 7,6 g/cm³) and sintered at two different temperatures (1120°C and 1250°C) for 30 min under N₂/H₂ atmosphere. They were nitrocarburized in an industrial furnace with the parameters of a conventional cycle, aiming to a very strict dimensional control. Fatigue tests were carried out in 4 point plain bending mode at a frequency of 28-30 Hz and with a load ratio $R = \sigma_{min} / \sigma_{max} = -1$. The fatigue limit $\sigma_{50\%}$ (50% probability

of survival) was determined by the staircase method. Microstructural characterization of fatigue samples was also carried out and microhardness profiles ($HV_{0,05}$) were measured on surface treated samples. Results of fatigue testing on nitrocarburized samples were compared with those obtained on plasma carburized and through hardened ACrL.

The microstructures of the as sintered ACrL are different at the two sintering temperatures (Fig. 1 and 2). While the specimens sintered at 1120°C show an almost fully lower bainitic microstructure, in the 1250°C sintered ones there is a prevalence of upper bainite with island of lower bainite, due to some decarburization occurring in the sintering furnace. The 1250°C sintered ACrL microstructure is less fine and less homogeneous and leads to the formation of a diffusion layer after nitrocarburizing that shows the same characteristics, as can be seen in Fig. 4 and, at higher magnification, in Fig. 10. A SEM picture is also reported in Fig. 7. On the contrary, the nitrocarburized layer of the 1120°C sintered samples has a very fine microstructure, as shown in Fig. 3 and, at higher magnification, in Fig. 9. The compound layers are equivalent (about 10 μ m) in both materials. These microstructures don't change with density.

Microhardness profiles of the nitrocarburized ACrL are reported in Fig. 5 and 6. The surface microhardness (measured just below the compound layer) is not very high (about 600 $HV_{0,05}$ for the 1120°C sintered ACrL, and 560 $HV_{0,05}$ for the 1250°C sintered one), and decreases quite rapidly to the bulk microhardness. Moreover it was seen that the microhardness profiles are not influenced by the density, indicating that plasma nitrocarburizing has a better reliability than gas carburizing for PM materials.

Fatigue strength values after nitrocarburizing are reported in Tab. 1 where they are compared with those of the as sintered ACrL. It can be observed a consistent increase in this property mainly related to the residual compressive stresses induced on the surface by this thermochemical treatment.

The comparison between the fatigue strength after the different treatments is reported in Fig. 8, where can be seen that for the samples sintered at 1120°C the fatigue limit of the nitrocarburized material is equivalent to that one of the through hardened and even slightly better than that one of the plasma carburized. For the specimens sintered at high temperature all the fatigue limits are higher due to an improvement in density and pores morphology, but the strength of the nitrocarburized ACrL doesn't increase as the other since in this case there is an unfavourable microstructural change increasing the sintering temperature from 1120°C to 1250°C. The different microstructures are summarized in Tab. 2. The upper bainitic microstructure found in 1250°C sintered samples is in fact less resistant to fatigue and its dishomogeneity offers easy path for crack propagation. Therefore nitrocarburizing is more effective if carried out on samples with an homogeneous microstructure (low sintering temperature).

On nitrocarburized materials can be obtained the best combination between high fatigue strength and low dimensional variations.