

## Tempra laser di acciai sinterizzati omogenei o disomogenei

E. Colombini, G. F. Bocchini, G. Parigi, R. Sola, P. Veronesi, G. Poli

*Si riportano i risultati di un'indagine sperimentale effettuata per studiare gli effetti dei parametri di trattamento termico sulle proprietà di acciai sinterizzati, mediante l'applicazione di un sistema laser a diodi. In particolare si sono analizzati acciai sinterizzati ottenuti da polveri omogenee oppure da polveri parzialmente prelegate per diffusione incipiente ("diffusion-bonded"). Le temperature sulla superficie sono state misurate mediante pirometro ottico al fine di evitare fusioni locali o danneggiamenti delle stesse. Le variabili indagate sono state la temperatura superficiale [T, °C] e la velocità di traslazione del fascio laser [v, mm/s]. Le caratteristiche microstrutturali dei campioni sinterizzati trattati sono state analizzate mediante microscopia ottica ed elettronica. La profondità d'indurimento è stata valutata attraverso misure di microdurezza Vickers. I profili ottenuti presentano una forte diminuzione a breve distanza dalla superficie indurita. I risultati così ottenuti sono stati sfruttati per l'analisi ANOVA. Si è quindi confrontato il tutto con acciai sinterotemperati rilevando alcuni aspetti simili. La ricerca dimostra la capacità di indurimento selettivo mediante fascio laser su zone opportunamente selezionate, consentendo la formazione di strutture martensitiche.*

**PAROLE CHIAVE:** ACCIAIO - TRATTAMENTI SUPERFICIALI - CARATTERIZZAZIONE MATERIALI - CONTROLLO PROCESSI

### INTRODUZIONE

Per migliorare le proprietà dei componenti ottenuti da metallurgia delle polveri (P/M) si sfruttano trattamenti termici quali carburazione o carbonitrurazione seguiti da tempra in olio [1,2]. Il miglioramento nel controllo della diffusione del carbonio durante sinterizzazione, ha permesso la crescita del processo di sintero tempra per componenti ad elevato contenuto di carbonio grazie all'uso di forni in grado di ridurre le perdite di carbonio durante

la permanenza a temperatura di sinterizzazione. Tutti i processi elencati hanno un aspetto in comune: necessitano di un fluido per asportare il calore dalle componenti trattate per ottenere una struttura martensitica in fase di raffreddamento.[3,4]

Rodzińák et alii [5] pubblicarono dei risultati sperimentali relativi all'applicazione del laser su acciai ottenuti con P/M. Grazie ad una appropriata combinazione dei parametri laser è possibile ottenere la stessa struttura ottenuta dalla tecnologia della sintero tempra.

La possibilità di combinare valori di resistenza ad usura tipici di acciaio indurito con l'elevata precisione dimensionale ottenibile dalla metallurgia delle polveri è il motivo base per indagare la risposta al trattamento di diverse miscele di polveri.

La temperatura di trattamento di sintero tempra è raggiunta con elevate velocità di riscaldamento e mantenuta per alcuni secondi. Per raffreddare viene sfruttata l'atmosfera esterna. La peculiarità del trattamento laser oltre all'elevata velocità di trattamento è l'assenza di risorse esterne per raffreddare i pezzi.

Rodzińák et alii [5], Santhanakrishnan e Dahotre [6], Krauss, [7] e Molian [8] pubblicarono risultati relativi alla potenzialità di sostituire procedure classiche con la tecnologia laser sottolineando la capacità di indurire solo aree localizzate.

La temprabilità delle polveri dipende da diversi fattori, principalmente: composizione chimica, tipo di polvere e condizioni di processo, dimensione del grano austenitico, condizioni di sinterizzazione, velocità di raffreddamento nella parte interna del componente. La principale differenza tra P/M e materiali densi è la presenza di porosità e in molti casi della eterogeneità della composizione chimica. Pertanto in letteratura si trovano diversi

**Elena Colombini, Ramona Sola,  
Paolo Veronesi, Giorgio Poli**

*Università di Modena e Reggio Emilia,  
Dipartimento di Ingegneria "Enzo Ferrari" (DIEF)  
Via Vivarelli 10, 41125 Modena*

**Gian Filippo Bocchini**  
*Consulente MdP, Rapallo*

**Giovanni Parigi**  
*STAV S.r.l.  
Saldobrasature Trattamenti Termici Sotto Vuoto,  
Firenze*

studi sull'effetto della porosità, essa riduce infatti la conducibilità termica di conseguenza il calore scambiato avviene con un processo lento. Chadwick e Broadfield [9], Kieffer e Hotop [10] e Bockstiegel e Struglics [11] studiarono l'effetto della porosità e della temperatura di tempra sulla durezza Vickers.

Il trattamento laser [18 - 20] sfrutta una fonte di calore, analogamente ad altri processi di temprabilità localizzata come induzione o a fascio di elettroni, e tratta selettivamente la superficie del materiale fino a una certa profondità per ottenere una struttura martensitica. Le criticità di questo processo è ottenere una adeguata quantità di austenite con un adeguato contenuto di carbonio durante il riscaldamento, considerando l'elevata velocità di riscaldamento ed evitando la fusione della superficie. Quando un fascio laser impatta una superficie parte della sua energia è assorbita come calore. Densità di potenza sufficientemente alte determinano un aumento del calore generato sulla superficie più alto rispetto alla velocità con cui viene dissipato pertanto la temperatura sullo strato superficiale cresce rapidamente. In un breve tempo un sottile strato di materiale raggiunge la temperatura di austenizzazione mantenendo l'interno del pezzo freddo. Il successivo raffreddamento avviene per conduzione termica formando una struttura martensitica fine. [21] Dalla selezione della corretta densità di potenza e velocità del fascio laser il materiale viene indurito alla profondità desiderata. La peculiarità del processo risiede nel fatto che il fascio laser impatti la superficie del materiale velocemente riscaldandolo ma grazie al ridotto tempo

a cui è mantenuto alla temperatura di austenizzazione si possono evitare sia le perdite di carbonio sia raggiungere localmente la temperatura di fusione.

## MATERIALI E METODI

Il sistema laser è caratterizzato da una sorgente a diodi di potenza massima 4kW montato su braccio antropomorfo robotizzato multiasse. Un pirometro ottico è montato sulla testa laser in grado di misurare la temperatura superficiale del materiale esposto e variare quindi la potenza emessa allo scopo di mantenere la temperatura impostata. Questo sistema risulta utile per garantire l'omogeneità del trattamento su superfici complesse e per evitare fusioni localizzate. I parametri laser che possono essere variati sono:

- Temperatura (T) (range 1150-1350 °C),
- Distanza focale (f length) (range 150-250 mm),
- Velocità fascio laser (v) (range 3-7 mm/s),
- Dimensione spot (mm x mm).

In questo studio sono stati studiati quattro differenti materiali (Tab. 1). Come mostrato in tabella contengono differenti percentuali di Cu aggiunto attraverso successiva miscelazione come il carbonio. In particolare 7 differenti campioni sono stati realizzati applicando differenti parametri sul materiale C, come riportato in Tab. 2. I parametri che portano al miglior risultato sono stati applicati agli altri materiali A, B e O.

**Tab. 1** - Composizione chimica delle leghe analizzate  
*Chemical composition of investigated material*

Codice	Materiale Base	C	Cr	Cu	Mo	Ni
<b>A</b>	Prealloyed powder (Astaloy Mo, from Höganäs AB)	0.7	-	2.0	1.5	-
<b>B</b>	Prealloyed powder (AstaloyCrA, from Höganäs AB)	0.7	1.8	1.0	-	-
<b>C</b>	Prealloyed powder (AstaloyCrM, from Höganäs AB)	0.5	3.0	-	0.5	-
<b>O</b>	Diffusion-bonded powders (Distaloy AB, from Höganäs AB)	0.6	-	1.5	0.5	1.75

In questo studio sono state variate solo velocità e temperatura. Dimensione dello spot e distanza focale sono mantenuti costanti rispettivamente 7x7 [mmxmm] e 250 [mm].

**Tab. 2** - Parametri laser applicati ai campioni  
*Laser hardening parameters applied to samples realized*

Campione	Dimensione fascio laser [mm]	Distanza focale [mm]	T della superficie [C]	Velocità v [mm/s]
<b>C1</b>	7x7	250	1200	2
<b>C2</b>	7x7	250	1200	4
<b>C3</b>	7x7	250	1200	6
<b>C4</b>	7x7	250	1200	8
<b>C5</b>	7x7	250	1250	6
<b>C6</b>	7x7	250	1300	6
<b>C7</b>	7x7	250	1150	6
<b>C8</b>	7x7	250	1200	10
<b>A</b>	7x7	250	1200	8
<b>B</b>	7x7	250	1200	8
<b>O</b>	7x7	250	1200	8

Sono state eseguite le seguenti caratterizzazioni:

- Durezza superficiale HV 0.5 (500 g carico) (Microsultant PMV-1000TM)
- Profondità di indurimento, valutata per mezzo del profilo di durezza sulla sezione trasversale dei campioni, HV 0.1 (100 g carico): La profondità di indurimento è presa come distanza dalla superficie alla quale il profilo di durezza interseca il valore medio misurato a cuore del campione. (HV 0.1 Vickers Wolpert W Group Micro-Vickers Tester 402 MD, 100 g per 15 s)

Da letteratura emerge che Rodziňák et alii, [5] applicano 50 g come carico per misurare la durezza. Scale come HV0.05 devono essere evitate, come dimostrato da Mosca and Lampugnani [22, 23, 24], a causa dello scattering dei dati. Normative internazionali, come per esempio ISO, [25], MPIF [26], DIN, [27], propongono 100 g come carico per misure di microdurezza su acciai sinterizzati trattati termicamente

- Parametri geometrici (profondità e larghezza) della zona laser misurata attraverso stereomicroscopio (Sterographic microscope Olympus SZX 10)
- Scratch Hardness Number (SHN) valutato seguendo la norma ASTM G171-03 (CSM Open Platform instrument). Indentatore Rockwell, punta di diamante diametro 200 µm, 4 mm lunghezza dello scratch, 2 mm/min velocità di scratch, 3 N carico normale, 3 scratch per ogni campione, misure ogni 100 µm per ottenere il profilo

## RISULTATI

I campioni sono stati ottenuti previo taglio inglobatura e lucidatura. Sono quindi stati attaccati con Nital 2% per 20 s. Le analisi al microscopio ottico sono realizzate con Optical microscope GX51 (camera SC30). I campioni sono identificati come indicato in Tab. 2.

Come precedentemente affermato [21] il trattamento laser è un trattamento termico localizzato che coinvolge solo il calore con valori di densità di energia relativamente bassi in modo da evitare la fusione della superficie. La densità di energia può essere variata modificando la dimensione dello spot e la velocità di

scansione. La densità di energia è calcolata come segue [21]:

$$ED = P/vD$$

dove P è la potenza del laser (fissa in questo studio a 4 kW), D dimensione dello spot e v la velocità di passata del fascio laser. [28-29]

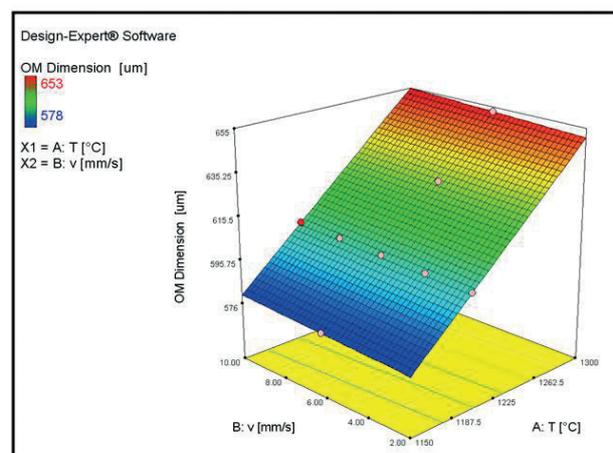
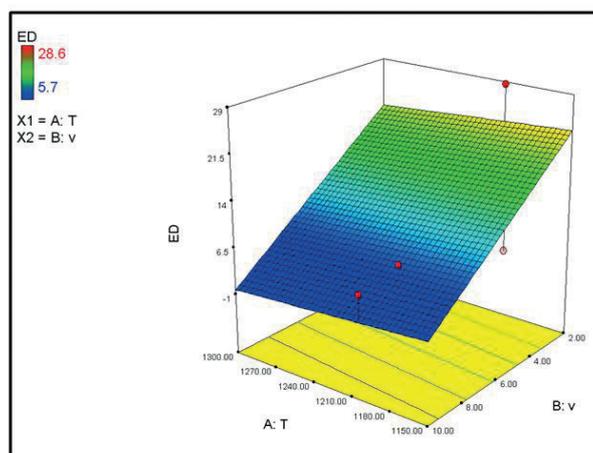
**Tab. 3** - Valori di densità di energia, condizioni per trovare i parametri ottimi

*Energy density value to obtain optimum parameter*

Codice Campione	ED [J/cm <sup>2</sup> ]
C1	28.6
C2	14.3
C3	9.5
C4	7.1
C5	9.5
C6	9.5
C7	9.5
C8	5.7

Fig. 1 mostra l'effetto della T e della velocità del laser sulla densità di energia. In particolare per alte velocità ed alte temperature la densità di energia raggiunge un valore minimo. Fig. 1 (b) mostra l'effetto della velocità del fascio laser e della temperatura sulla dimensione della traccia in termini di profondità misurata per via ottica. Alte temperature portano ad alte profondità di traccia laser mentre la velocità influenza poco la profondità della traccia.

Questo può essere dovuto al sistema di controllo che varia la potenza termica per raggiungere il livello di temperatura indicato. Quindi rispetto all'imposizione della variazione di velocità, la potenza è regolata per mantenere il valore di temperatura impostata mentre la velocità risulta un parametro meno rilevante.



**Fig. 1** - Influenza della velocità di passata e della temperatura superficiale (a) sulla densità di energia, (b) sulla dimensione della lunetta

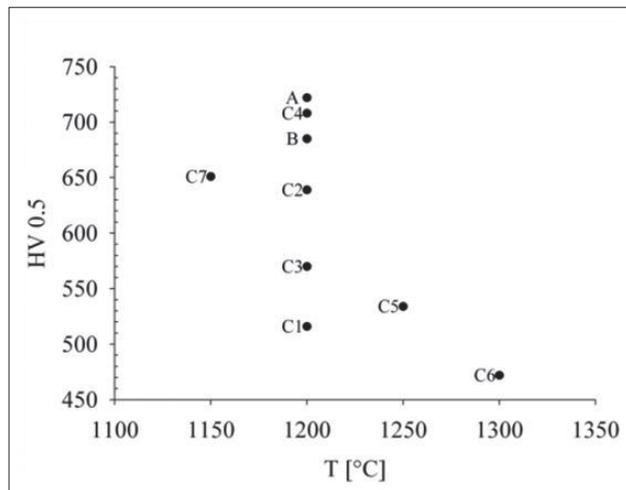
*Influence of laser speed and surface temperature on the energy density, (b) effect the laser beam speed and temperature on laser track dimension*

Tramite l'analisi statistica dei dati si è provato a correlare HV 0.5, la temperatura e la velocità ma non sono state trovate correlazioni significative.

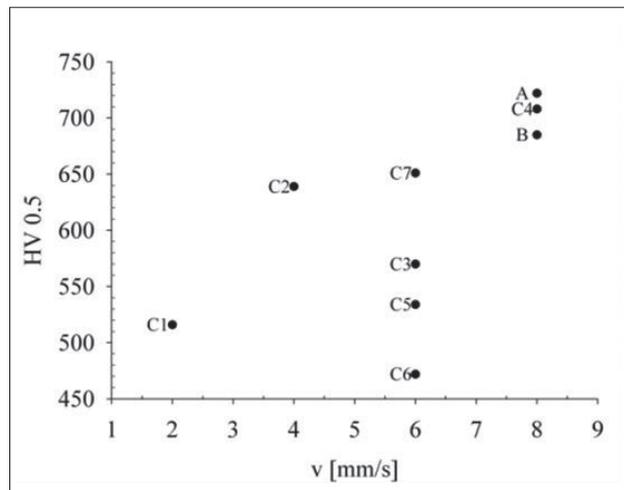
Fig. 2 (a) e (b) mostrano la correlazione tra durezza rispettivamente a seconda della T e della velocità di passata.

A 1200 °C per basse velocità (C1 e C3) si hanno bassi valori di durezza, probabilmente dovuti alle basse velocità di

raffreddamento. Il campione C2 ha una velocità intermedia e presenta una durezza superficiale superiore. I campioni realizzati applicando lo stesso set di parametri C4, A e B su differenti materiali presentano circa lo stesso valore di durezza. Aumentando la temperatura di processo (C5 e C6) tende a decrescere tale valore.



(a)



(b)

**Fig. 2** - Durezza superficiale HV0.5 (a) rispetto la temperatura a diverse velocità di passata del fascio laser (b) rispetto a velocità di passata per diverse temperature.

*Surface Hardness HV05 : (a) different laser beam speed, (b) different temperature*

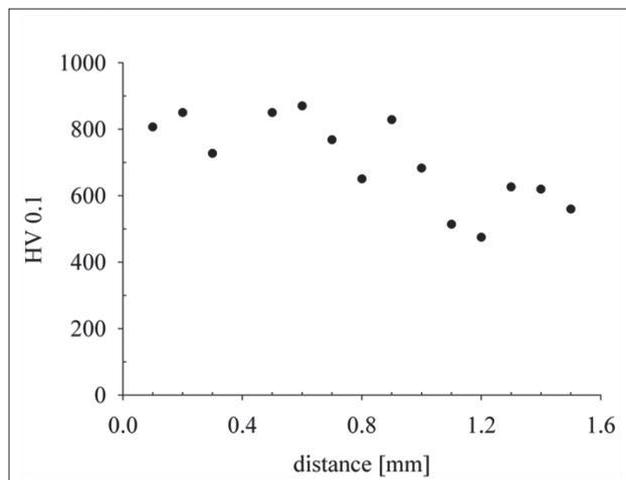
A una data velocità (6 mm/s) aumenta la temperatura (C6) diminuisce la durezza in accordo con i risultati precedenti. Ciò può essere dovuto a velocità di raffreddamento inferiori in caso di alte temperature di processo. Le basse temperature applicate (1150 °C) a 6 mm/s portano ad alti valori di durezza. I risultati confermano che alla stessa velocità ma a temperature diverse (C4, A e B) si hanno simili valori di durezza

Da Fig. 3 a Fig. 13 si mostrano gli effetti dei diversi parametri di processo sulla profondità di penetrazione per una stessa lega. Fig. 3 - Fig. 6 mostrano i risultati riferiti alla stessa temperatura di processo ma applicando diverse velocità di processo (2-8

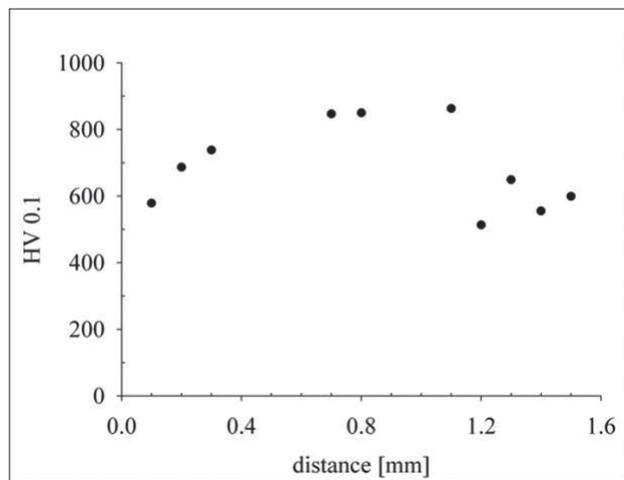
mm/s). I campioni ottenuti con alte velocità di processo (8 mm/s) (Fig. 6 - Fig. 11 -Fig. 12) mostrano una bassa profondità di penetrazione e quindi un basso valore di durezza.

I campioni C2 mostrano alti valori di durezza (in accordo con i risultati precedenti) e una profondità di penetrazione di circa 1.2 mm (Fig. 4)

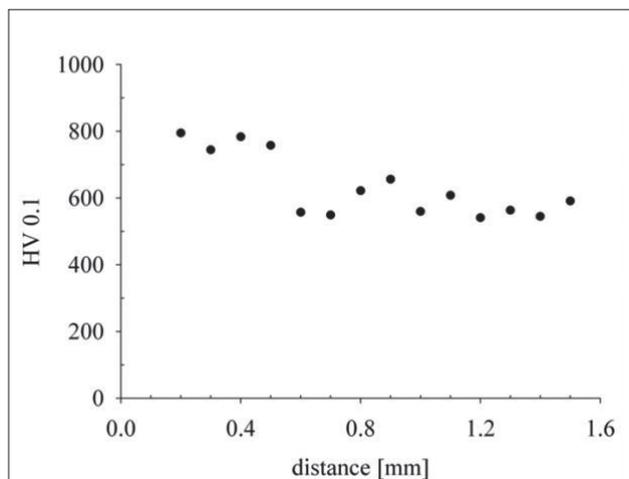
I campioni C5/C6/C7 sono ottenuti con differenti temperature di processo rispettivamente 1250-1300-1150 °C, Fig. 7- Fig. 8- Fig. 9) applicando la stessa velocità. I campioni C5/C6/C7 mostrano una profondità di penetrazione di circa 1.4 mm.



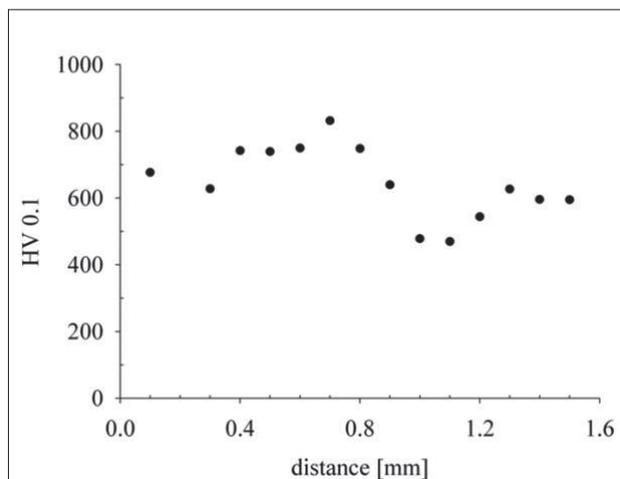
**Fig. 3** - Profilo microdurezza campione C1  
*Microhardness Profile C1*



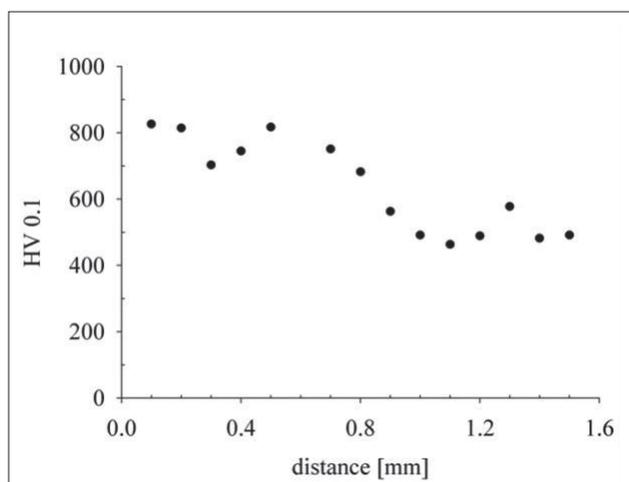
**Fig. 4** - Profilo microdurezza campione C2  
*Microhardness Profile C2*



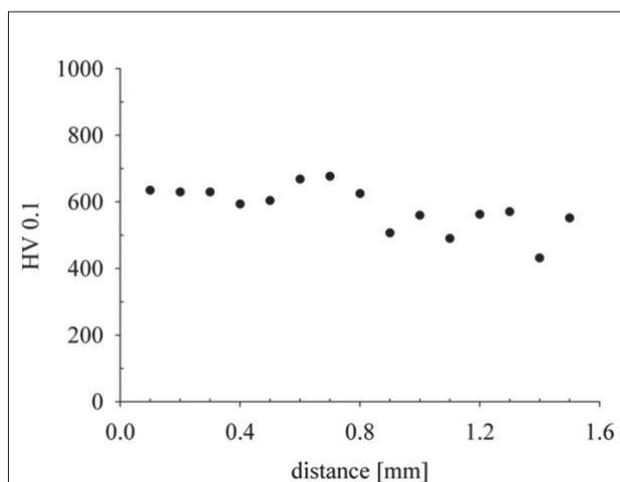
**Fig. 5** - Profilo microdurezza campione C3  
*Microhardness Profile C3*



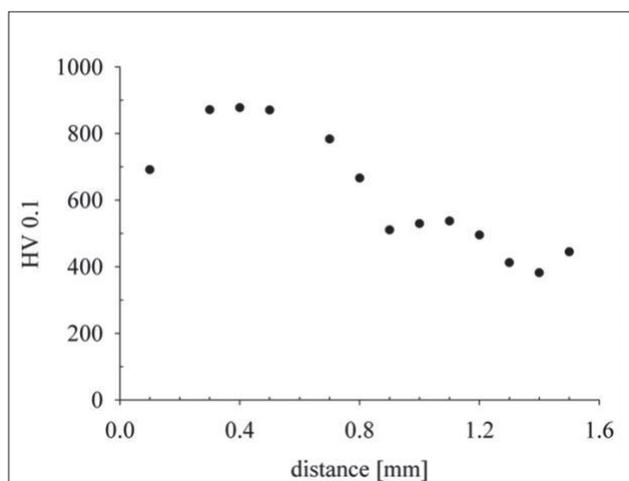
**Fig. 6** - Profilo microdurezza campione C4  
*Microhardness Profile C4*



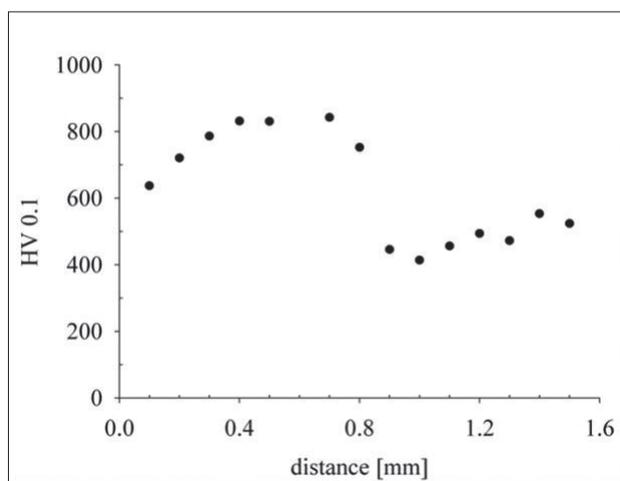
**Fig. 7** - Profilo microdurezza campione C5  
*Microhardness Profile C5*



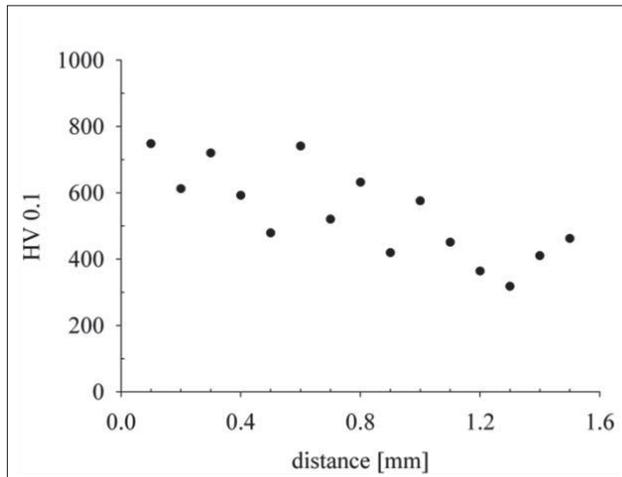
**Fig. 8** - Profilo microdurezza campione C6  
*Microhardness Profile C6*



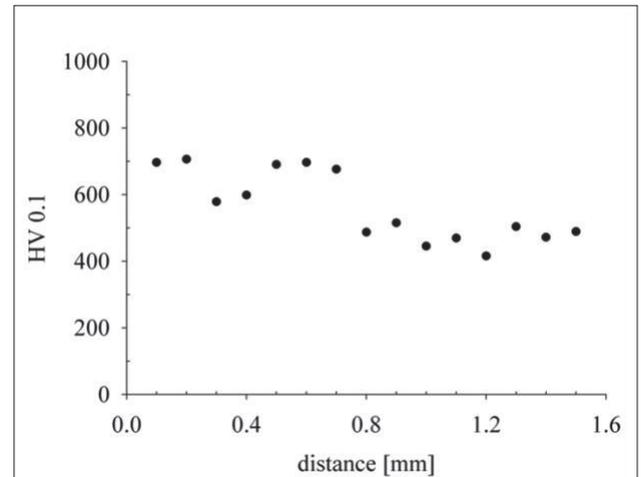
**Fig. 9** - Profilo microdurezza campione C7  
*Microhardness Profile C7*



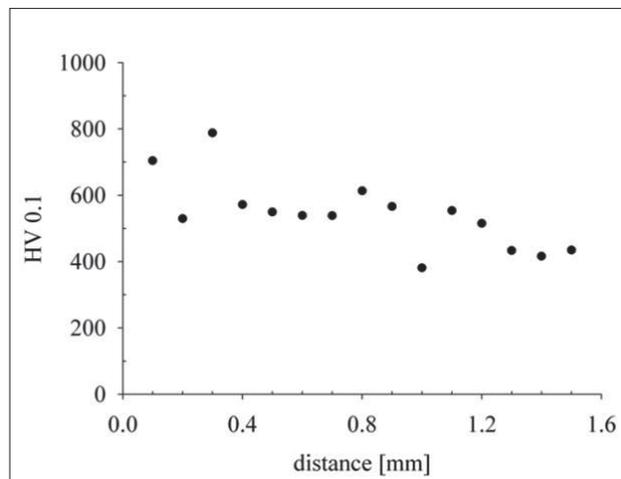
**Fig. 10** - Profilo microdurezza campione C8  
*Microhardness Profile C8*



**Fig. 11** - Profilo microdurezza campione A  
*Microhardness Profile A*

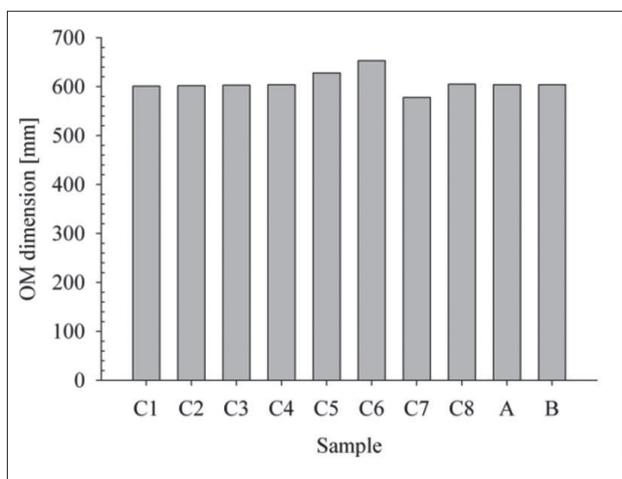


**Fig. 12** - Profilo microdurezza campione B  
*Microhardness Profile B*



**Fig. 13** - Profilo microdurezza campione O  
*Microhardness Profile O*

Fig. 14 riporta il grafico relativo alla dimensione della traccia laser (profondità misurata sulla sezione trasversale) valutata tramite analisi di immagine.



**Fig. 14** - Profondità di penetrazione misurata attraverso microscopio ottico  
*Penetration depth measured by OM*

I campioni ottenuti ad alta temperatura (C5 e C6) mostrano una profondità di penetrazione alta che non trova perfetto riscontro nel profilo di microdurezza quindi per meglio definire la profondità di penetrazione un ulteriore set di misure è stato eseguito usando lo Scratch Hardness Number (SHN).

SHN è una misura della resistenza allo scratch sulla superficie stimata secondo ASTM G171-03. La misura è stata eseguita facendo correre un indentatore con punta di diamante sulla superficie applicando un carico costante. SHN è valutato misurando la profondità della traccia lasciata dall'indentatore.

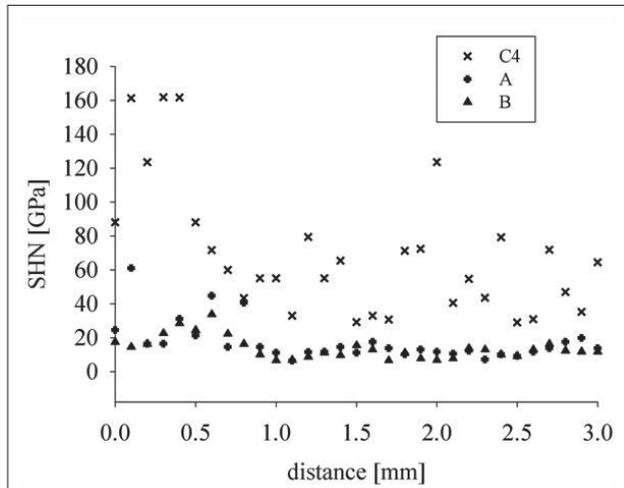
Un materiale resistente allo scratch presenta una traccia sottile mentre materiali poco resistenti mostrano grandi tracce e quindi bassi valori di SHN.

Su superfici di materiali induriti ci si aspetta che l'ampiezza della traccia rifletta il profilo di microdurezza, con SHN più ampio in corrispondenza del massimo valore di durezza. Comunque il tipo di indentatore ed il modo di applicazione del carico durante la misura di SHN differiscono dalle misure di microdurezza quindi non è possibile una correlazione diretta.

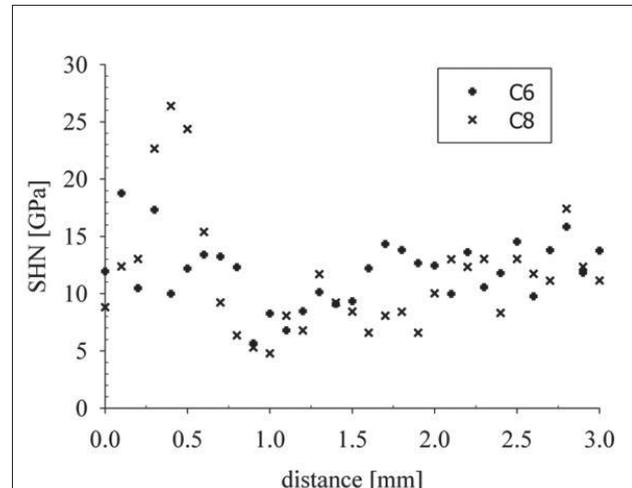
SHN è stata valutata su campioni selezionati in particolare A, C4, B, C6 e C8. Il campione C4 presenta il valore massimo di SHN mantenuto per alcune decine di mm dalla superficie rispetto

a basse temperature di indurimento e alte velocità di processo usate per questo campione. Questo comportamento può essere dovuto ad elevate velocità di raffreddamento raggiungibili in queste condizioni. I rimanenti campioni confermano il trend

atteso per avere alti SHN in prossimità della superficie, poi progressivamente decrescono all'interno del materiale. Abbastanza interessante è il massimo SHN non è sulla superficie ma diversi micron all'interno, come riportano i dati in letteratura.



(a)



(b)

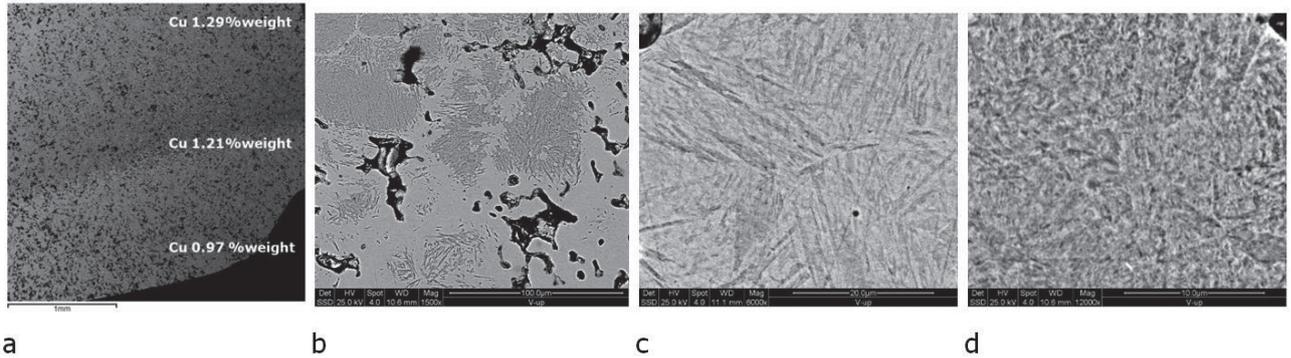
**Fig. 15** - (a) SHN ottenuto per differenti leghe ma applicando gli stessi parametri di processo, (b) SHN ottenuto applicando alla stessa lega diversi parametri di processo.  
 (a) SHN samples obtained from different alloys but applying the same process parameters,  
 (b) SHN samples obtained from the same alloy but applying different process parameters

I risultati ottenuti dall'analisi di immagine e i test di durezza sono stati confrontati con un campione semplicemente sinterato realizzato in CrM (con 0.7% C e 2% Cu) Attraverso l'analisi SEM/EDS è possibile identificare una diversa percentuale di Cu dalla superficie verso la zona interna come riportato in Fig. 17 - (a) Decarburazione dall'esterno verso l'interno, valori determinati attraverso analisi EDS. Micrografie ottiche di (b) zona di transizione, (c) strato indurito, (d) zona termicamente alterata

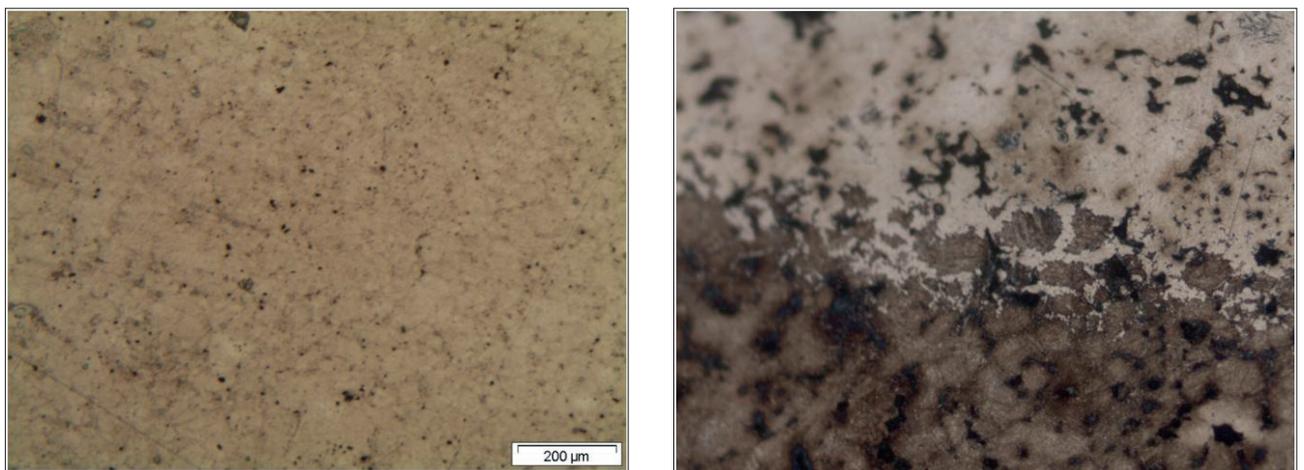
La microstruttura mostra un sottile strato di martensite molto fine nella zona di transizione e la microstruttura bainitica nella zona di transizione. Fig. 18 confronta le immagini al microscopio ottico di campioni sinterati e temprati laser ottenuti con lo stesso materiale. La porosità del campione sinterato è considerevolmente inferiore rispetto all'altro campione. Il profilo di durezza dalla superficie alla zona interna è abbastanza simile a quella del campione B (stesso materiale ma trattato laser)



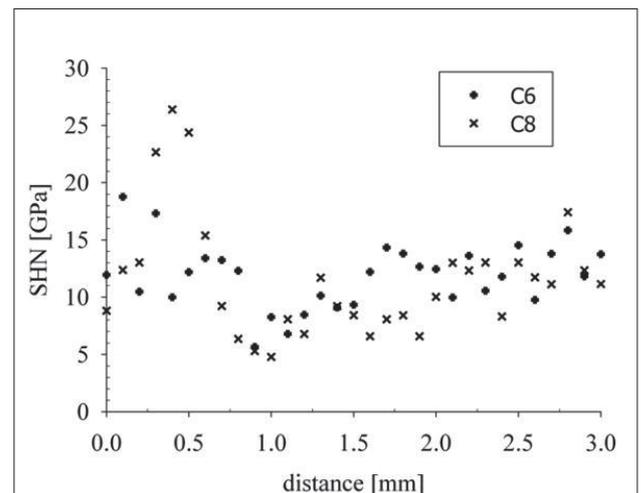
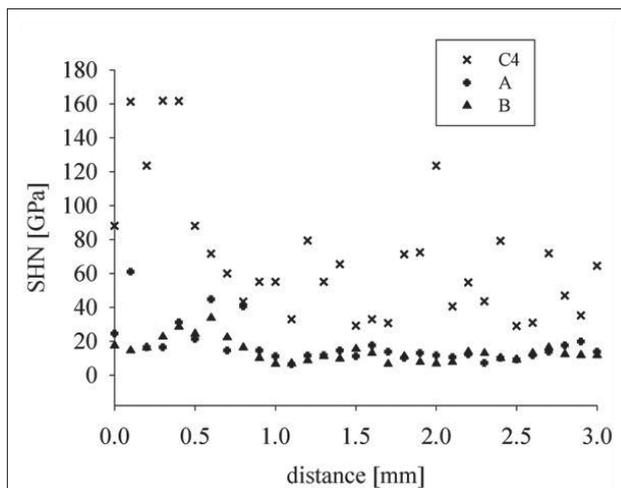
**Fig. 16** - Microscopia ottica della sezione trattata  
 OM of laser trail cross section



**Fig. 17** - (a) Decarburazione dall'esterno verso l'interno, valori determinati attraverso analisi EDS. Micrografie ottiche di (b) zona di transizione, (c) strato indurito, (d) zona termicamente alterata  
*EDS analysis to highlight the decarburization, (b) hardness layer, (c) transition zone, (d) bulk zone microstructure*



**Fig. 18** - MO diversi ingrandimenti di due campioni ottenuti dalla stessa lega ma con diversi processi: (a) sintero temprato rinvenuto, (b) temprato laser  
*OM at different magnification of two samples manufactured by the same alloy but different processes (a) sintering-hardened and stress-relieved, (b) LHT*



**Fig. 19** - Profilo di durezza HV 0.1, (a) campione sintero-temprato, (b) confronto tra diversi materiali  
*Hardness profiles (HV0.1) (a), sintering-hardened and stress-relieved (b) comparison among different materials*

## CONCLUSIONI

Questo lavoro mostra la possibilità di applicare a componenti ottenuti per metallurgia delle polveri un trattamento di indurimento selettivo come il laser.

Il metodo di analisi ANOVA è stato sfruttato per trovare la correlazione tra ED ed analisi geometrica del giunto per via ottica. Aumentando sia la temperatura sia la velocità diminuisce la densità di energia (ED) invece per alte temperature e velocità

la zona riscaldata è maggiore. Un valore simile di durezza 0.8 mm è misurato come valore di profondità di indurimento. I risultati sono rafforzati dallo scratch test. Il profilo di microdurezza è stato analizzato dalla superficie al punto centrale del materiale bulk, la zona superficiale mostra una struttura martensitica molto fine. La zona di transizione invece tra la zona affetta dal laser ed il materiale base mostra un gradiente di microindurimento. Da notare la diffusione del Cu dalla zona esterna a quella interna. Dal confronto tra campioni LHT e sintero temprati (caratterizzati da simile composizione chimica) la profondità di penetrazione e il valore di durezza appaiono simili.

E' attualmente in corso un'approfondimento per definire sia la composizione del materiale sia i parametri di processo ottimali.

### RINGRAZIAMENTI

Gli autori desiderano ringraziare Stame S.r.l. (Arosio, Co, Italia) e Stav S.r.l. (Firenze, Italy) per il loro contributo in questa ricerca.

### BIBLIOGRAFIA

- 1] ASM, Heat Treater's Guide. Practice and Procedures for Iron and steels, 2nd ed., ASM Int., American Society for Metals, Metals Park, OH, 1995
- 2] F. P. Incropera, D. P. DeWitt, Introduction to Heat transfer, John Wiley & Sons, 1996
- 3] S. M. Kaufman, Carbon control during the sintering of iron, Powder Metallurgy Int., Vol. 5, No. 1, 1973, pp.11-18
- 4] W. B. James, What is Sinter-Hardening, Advances in Powder Metallurgy and Particulate Materials, 1998, MPIF, Princeton, NJ, (USA)
- 5] D. Rodziňák, J. Čerňan, R. Zahradníček, Effect of Laser Hardening on the Properties of PM Steels, Acta Metallurgica Slovaca, Kosice, Vol. 19, 2013, No. 4, pp. 282-291
- 6] S. Santhanakrishnan, N. B. Dahotre, Laser Surface Hardening, in ASM Handbook, Volume 4A, Steel Heat Treating Fundamentals and Processes, J. Dossett and G. E. Totten, editors, ASM, 2013
- 7] G. Krauss, Steels. Heat Treatment and Processing Principles, ASM International, Metals Park, Ohio, 1989, pp.340-345
- 8] P. A. Molian, Engineering Applications and Analysis of Hardening Data for Laser Heat Treated Ferrous Alloys, Surface Eng., Vol. 2, 1986, pp. 19-28
- 9] R. Chadwick, E. R. Broadfield, Iron Steel Inst., Spec. Rep. Nr. 38, London 1947, pp. 123-141
- 10] R. Kieffer, W. Hotop, Sintereisen und Sinterstahl, Springer-Verlag, Wien, 1948, pp. 409
- 11] G. Bockstiegel, O. Struglics, Influence of various alloying additions on case hardening of sintered steel parts, PM Conference, StarySmokevec (Cecoslovakia), September 26, 1966
- 12] G. F. Bocchini, The Influences of Porosity on the Characteristics of Sintered Materials, Reviews on Powder Metallurgy and Physical Ceramics, Vol. 2, No.4, 1985 pp. 314-359
- 13] G. F. Bocchini, The Influences of Porosity on the Characteristics of Sintered Materials, SAE Technical Paper 860148, SAE International Congress and Exposition, Detroit, Michigan February 24-28, 1986
- 14] G. F. Bocchini, A. Baggioli, B. Rivolta, G. Silva, P. Piccardo, M. R. Pinasco, E. Stagno, Influence of Density and Surface/Volume Ratio on The Cooling Speed of Sinter-Hardening Materials. Part One: Numerical Analysis of Parallelepipeds, PM World Congress, MPIF-APMI, Orlando (USA), 2002
- 15] G. F. Bocchini, A. Baggioli, R. Gerosa, B. Rivolta, G. Silva, Cooling Rates of P/M Steels, APMI-MPIF, Int. J. of Powder Metallurgy, 40/5, Sept./Oct. 2004, pp. 57-65.
- 16] S. Saritas, R. D. Doherty, A. Lawley, Effect of Porosity of the Hardenability of PM Steels, The International Journal of Powder Metallurgy - Vol. 38, NO.1, 2002, pp. 31-40
- 17] H.A. Ferguson, Heat Treatment of Powder Metallurgy Steels, Heat Treating, Vol 4, ASM Handbook, ASM International, 1991, pp. 229-236
- 18] R. Rowshan, Process Control during Laser Transformation Hardening, PhD Thesis, Miskolc University. Miskolc, Hungaria, 2007
- 19] Joel De Kock,, Laser Heat Treating, october 2001 industrial heating, Laser Machining Inc, pp.1-4
- 20] O. Sandven, Laser Surface Transformation Hardening, Metals Handbook, 9th Ed., Vol. 4, Surface Engineering, ASM, pp. 507-517
- 21] Purushothaman Dinesh Babu, Gengusamynaidu Buvanashakaran, Karupuudaiyar R. Balasubramanian, Experimental Studies on the microstructure and hardness of laser transformation hardening of low alloy steel, Transactions of the Canadian Society for Mechanical Engineering, Vol. 36, No. 3, 2012, pp 241-258
- 22] E. Mosca, M. Lampugnani, Prove di durezza e di microdurezza su materiali sinterizzati, La metallurgia italiana, No. 4, 1983
- 23] E. Mosca, M. Lampugnani, Hardness and Microhardness Test on PM Materials, Metal Powder Report, March, 1984, pp. 148-150
- 24] ASM - Testing and Evaluation of Powder Metallurgy Parts, Metals Handbook, Vol. 7, Powder Metal technologies and Applications, ASM International, Metals Park, Ohio, 1998
- 25] ISO. Standard 4507, Sintered ferrous materials, carburized or carbonitrided - Determination and verification of casehardening depth by amicro-hardness test. Second edition, 2000-03-01
- 26] Methods for Determination of Microhardness of Powder Metallurgy Materials, MPIF Standard 51, Rev. 1994, Metal Powder Industries Federation, Princeton, New Jersey, 27 1999 DIN - Sin-Prüfnormen (SPF). Ermittlung der Einsatzhärtungstiefeinsatzgehärteter Teile aus Sintereisen, DIN Taschenbuch 247, Pulvermetallurgie, Metallpulver, Sintermetalle, Hartmetalle, Beuth Verlag, Berlin, 1991
- 27] P. D. Babu, G. Buvanashakaran, K. R. Balasubrama, Transactions of the Canadian Society for Mechanical Engineering, Vol. 36, No. 3, 2012, pp 241-258
- 28] J. SenthilSelvan , K. Subramanian, A.K. Nath, Effect of laser surface hardening on En18 (AISI 5135) steel, Journal of Materials Processing Technology 91 (1999) 29-36

## Laser hardening of homogeneous and inhomogeneous p/m steels

**KEYWORDS:** LASER HARDENING - POWDER METALLURGY - STEELS - SURFACE TREATMENTS

An experimental investigation with 4 kW diodes laser system was carried out to study the effects of laser hardening process parameters on properties of P/M steels, based on prealloyed and diffusion-bonded powders. Eight different process parameters have been applied to optimize the process afterwards they have been set to two different compositions. The independent variables investigated have been: surface temperature,  $T$ , and laser travel speed (mm/min). The microstructural features of the laser hardened P/M steels were analyzed using LOM and the surface morphology has been characterized by SEM. Hardened depth both via hardness test and via optical measures were evaluated as well and used as responses for the ANOVA of the experimental data gathered. This work reveals the possibility to apply a selective and precise hardening treatment, like Laser Transformation hardening (LHT), to high-property P/M steel parts.

Thanks to ANOVA analysis the correlation between energy density (ED) and optical dimension of treated zone has been identified. By increasing temperature and speed the density energy ED decreases, indeed at high temperature and speed the heated zone is larger. At the same speed, a

temperature increase leads to a surface hardness decrease. A similar value of hardness depth (about 0.8 mm) has been detected by means of hardness profiles. The result has been strengthened by scratch test. The parabolic zone presents a very fine martensitic structure on the top of laser trail, and bainite microstructure on transition zone, as literature related. The transition zone between the laser affected zone and the base metal exhibits a micro hardness gradient. It is also possible to notice some Cu diffusion from outer to inner zone. By comparison among LHT specimens and sintering-hardened and stress-relieved one, (characterized by similar chemical compositions) penetration depth and hardness values appear similar. Transformation Hardening (LTH) is a suitable process for producing hard surface, on defined spots of P/M components, through the action of a scanning laser beam. The short heating time enables to decrease part distortion and surface oxidation, in comparison with sinter hardened. The possibility of very selective and precise hardening treatment seems to open new possibilities to widen the use of high-property P/M parts, based on advanced design, for demanding applications.