

TRATAMENTO TÉRMICO DE ENDURECIMENTO POR LASER PULSADO DE Nd:YAG EM AÇO RÁPIDO

Vitor Bergamaschi¹

Marcelo Bertolete Carneiro^{1,2}

¹Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, 13566-590, São Carlos/SP

vitor.bergamaschi@usp.br; bertolete@sc.usp.br

²Universidade Federal do Espírito Santo, Departamento de Engenharia Mecânica, 29075-910, Vitória/ES

marcelo.b.carneiro@ufes.br

Wagner de Rossi³

Maurício David Martins das Neves³

³Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, Centro de Lasers e Aplicações, 05508-000, São Paulo/SP

wderossi@ipen.br; mdneves@ipen.br

Resumo. O uso do laser no processamento de materiais é uma área de pesquisa em ascensão, sendo que o mesmo tem sido utilizado em processos avançados de fabricação e em tratamentos superficiais. Quanto aos tratamentos superficiais, destaca-se o de endurecimento seletivo, que provoca o aumento de dureza da superfície do material da peça, possibilitando a redução do desgaste e aumento no tempo de vida do componente. Nesse sentido, o objetivo do trabalho foi avaliar a influência de alguns parâmetros de aplicação do laser pulsado de Nd:YAG na alteração subsuperficial de uma amostra de aço rápido sinterizado (HSS/PM). Para tanto, foi realizada a preparação metalográfica da seção transversal da amostra irradiada pelo laser, para em seguida realizar as caracterizações por microscopia óptica e eletrônica de varredura, mecânica através do ensaio de microdureza Vickers e física para a identificação das fases formadas por meio da difração de raios X (DRX). A análise dos resultados mostrou que os parâmetros do laser influenciaram significativamente na profundidade da alteração subsuperficial, da mesma forma que promoveram variação de dureza, provavelmente, devido a formação de martensita e carbonetos detectadas em DRX.

Palavras chave: Laser pulsado Nd:YAG. Endurecimento seletivo. Aço rápido

1. INTRODUÇÃO

Os Aços-rápidos (“High-speed steel” – HSS) são ligas complexas a base de ferro, contendo carbono, cromo, vanádio, tungstênio e/ou molibdênio e em alguns casos cobalto. Este material tem grande relevância na indústria metal-mecânica por compatibilizar as propriedades de dureza e tenacidade, mesmo quando submetido a elevadas temperaturas de trabalho. A primeira propriedade garante resistência ao desgaste, enquanto a segunda, a capacidade de absorver esforços sem se fraturar. Dessa forma, o HSS é utilizado extensivamente na fabricação de ferramentas de corte com geometria complexa. Entre as suas principais aplicações pode-se citar os alargadores, brocas, brochas, cossinetes, fresas e machos (Bayer e Becherer, 1989; Diniz *et al.*, 2000; Machado *et al.*, 2015).

Do ponto de vista econômico, o HSS também tem grande importância. Segundo Tanio (2011), este material movimentou mais de \$6,2 bilhões no mercado global em 2015. Tanio também cita que, considerando o mercado nacional, o HSS representa cerca de 80% do faturamento dos fabricantes OSG e Dormer.

O processo mais comum de fabricação do HSS é por fundição, mas também pode ser fabricado pelo processo de metalurgia do pó (PM), que oferece algumas vantagens para o produto final, como maior uniformidade e refinamento da microestrutura, livre de segregação e possibilita maior incorporação de elementos de liga, realçando isotropicamente suas principais propriedades mecânicas, tenacidade e resistência à fadiga (Böhler, 2013; Colaço *et al.*, 2006). O processo de metalurgia do pó (PM) consiste desde a produção do pó, tomada de forma da peça (compactação) até a sinterização. Esta última etapa trata-se de um tratamento térmico a elevadas temperaturas, em geral abaixo do ponto de fusão do principal constituinte do pó, em que as partículas do material metálico se unem via eventos de transporte de massa, formando um corpo sólido com densidade controlada (German, 1996; Upadhyaya, 2002).

A técnica de Sinterização por Plasma Pulsado (Spark Plasma Sintering – SPS) se destaca em relação as outras, devido a fonte de calor utilizada. Nesta, o pó está sob compressão uniaxial em um molde, que em geral, tem boa condutividade elétrica (grafite). O conjunto é submetido a uma descarga de corrente elétrica contínua pulsada, possibilitando uma alta taxa de aquecimento do molde, e por consequência, por efeito Joule, o aquecimento de pós condutores de corrente elétrica. Em relação às outras formas de sinterização, o SPS apresenta melhor controle de temperatura, menor tempo e temperatura de operação (Tokita, 2000; Ma e Tan, 2001; Orrù *et al.*, 2009).

O comportamento das ferramentas de HSS pode ser grandemente melhorado através de um tratamento térmico superficial de endurecimento por laser, uma vez que as superfícies da ferramenta devem ser duras o suficiente para resistir ao desgaste, todavia o volume (substrato) deve se manter tenaz para absorver os esforços de corte. O tratamento consiste em incidir uma alta densidade de energia pontualmente por um curto período de tempo, desse modo, a superfície do material é aquecida/fundida e um gradiente de temperatura, entre a região irradiada e o restante do volume, causa uma elevada taxa de resfriamento (entre 10^3 e 10^6 K/s dependendo dos parâmetros do laser) durante a resfriamento/solidificação. Assim, com o aço atingindo a temperatura de austenitização e resfriando rapidamente, há precipitação de carbonetos, formação de placas de martensita, austenita retida, homogeneização da estrutura e densificação da região tratada (Vilar *et al.*, 1995; Kursinsk, 1997; Colaço *et al.*, 2006; Benyounis *et al.*, 2009).

O objetivo do trabalho foi avaliar a influência dos parâmetros do laser pulsado de Nd:YAG, duração do pulso e posicionamento do foco, na alteração subsuperficial de uma amostra de aço rápido sinterizado (HSS/PM). Para tanto, foi avaliado a profundidade da zona fundida, a variação de dureza e a presença de fases duras por DRX.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

O pó de aço rápido (HSS) utilizado foi o S290 microclean fornecido pela Böhler com tamanho médio de partícula de 50 μ m. Na Tabela 1 tem-se a composição química do mesmo. A amostra de HSS foi sinterizada em uma máquina de SPS, modelo 1050 (SPS Syntex Inc.), a 1000°C, 50 MPa e por 3 minutos na temperatura de patamar. Em seguida, a amostra foi retificada em uma retificadora plana, modelo RP6330A (Magnum) para, então, receber o tratamento à laser.

Tabela 1. Composição química, média %massa, (Böhler, 2013)

C	Si	Mn	Cr	Mo	V	W	Co
2,0	0,5	0,3	3,8	2,5	5,1	14,3	11,0

O tratamento superficial foi realizado em um laser pulsado de Nd:YAG com energia de 6 J/pulso, desenvolvido e instalado no Centro de Lasers e Aplicações (CLA/IPEN), variando a largura temporal do pulso (T_p) e o posicionamento do foco do feixe abaixo da superfície da peça (Δz), que consequentemente influencia a fluência e a intensidade do laser. Na Tabela 2 encontram-se os valores variados dos parâmetros do laser, configurando cinco condições de teste. A Figura 1 ilustra a amostra tratada e identifica as 5 regiões de teste.

Tabela 2. Variação dos parâmetros do Laser

Testes	T_p [ms]	Δz [mm]	Fluência [kJ/cm ²]	Intensidade [MW/cm ²]
1	12	- 2	8,5	0,71
2	12	- 5	1,5	0,13
3	8	- 5	1,5	0,19
4	10	- 5	1,5	0,15
5	10	- 2	8,5	0,85

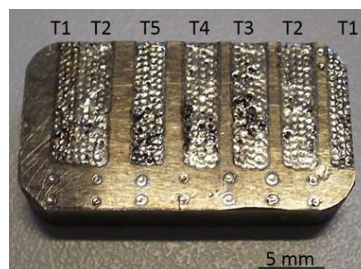


Figura 1. Amostra de HSS identificando as cinco condições de teste

A amostra da Fig. 1 recebeu preparação metalográfica para possibilitar a avaliação da região subsuperficial modificada pelo laser. Primeiro, foram executados dois cortes transversais à largura da amostra com o auxílio de uma cortadora metalográfica IsoMet 1000 (Buehler). Com isso três corpos de prova (CPs) foram gerados. Em seguida, estes foram embutidos à quente em uma embutidora PRE 30MI (Arotec). Posteriormente, os CPs foram lixados com pó de SiC nas granas de 400, 600 e 1000, polidos com pasta de diamante MetaDi II (Buehler) de 15, 6 e 1 μ m em pano de nylon PSA (Buehler) e, finalmente, foram atacados quimicamente com Nital a 5%.

Os CPs produzidos e preparados por técnicas metalográficas foram caracterizados por microscopia óptica (MO) e eletrônica de varredura (MEV). A análise por MO foi feita em um microscópio laser 3D, modelo LEXT OSL4100 (Olympus). Através dessa análise foi possível mensurar a profundidade do tratamento térmico em cada um dos testes realizados. O MEV utilizado foi um de bancada, modelo TM3000 (Hitachi). As ampliações conseguidas por este equipamento permitiram investigar e registrar a microestrutura formada na região fundida pelo tratamento térmico.

Para caracterização mecânica foi realizado o ensaio de microdureza Vickers utilizando o microdurômetro Leica, modelo VMHT MOT. Esse ensaio consistiu em penetrar o CP com um indentador piramidal de base quadrada, utilizando uma carga de 200 gf. A medida de dureza é dada em função das médias das diagonais impressas e da carga utilizada (Voort, 2000).

Ensaio de difração por raios X (DRX) foram feitos em um difratômetro da marca Rigaku Rotaflex, modelo RU200B, na face irradiada pelo laser e na face oposta, de referência. Essa técnica de caracterização consiste na difração dos feixes de raios X que incidem nos átomos da amostra, a intensidade difratada é medida em função do ângulo de difração. Assim, a identificação das fases e elementos é realizada comparando padrões de difração de fichas cristalográficas em função do ângulo em que o feixe foi difratado e da intensidade medida (Callister, 2001). Dessa forma, as análises dos padrões de raios X obtidos do ensaio de difração auxiliaram na verificação das fases e elementos formados na região fundida, complementando a caracterização microscópica e mecânica (dureza). Para o ensaio foi utilizada radiação $K\alpha$ de Cu, tensão de 40 kV e 60 mA, com intervalo de varredura de 20 a 120° e a uma velocidade de 1,0°/min.

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

O ataque químico permitiu detectar e mensurar por microscopia a zona fundida gerada pela aplicação do laser. Na Figura 2 têm-se imagens representativas de MO e MEV da seção transversal dos dois primeiros testes. Nelas podem se observar trincas perpendiculares à superfície livre, que se repetiram em todos os testes, o que sugere que estas sejam de origem térmica, causada pela tensão residual, em consequência do endurecimento da camada superficial durante a solidificação, após a incidência dos pulsos do laser. A análise microscópica também sugere que a microestrutura da região fundida está homogeneizada e bastante refinada no que se refere a tamanho de grão. As imagens em MEV indicam possível formação de bainita e martensita, com provável presença também de austenita retida e ferrita. Kusinski *et al.* (1997), Colaço *et al.* (2006) e Benyounis *et al.* (2009) fizeram observações semelhantes.

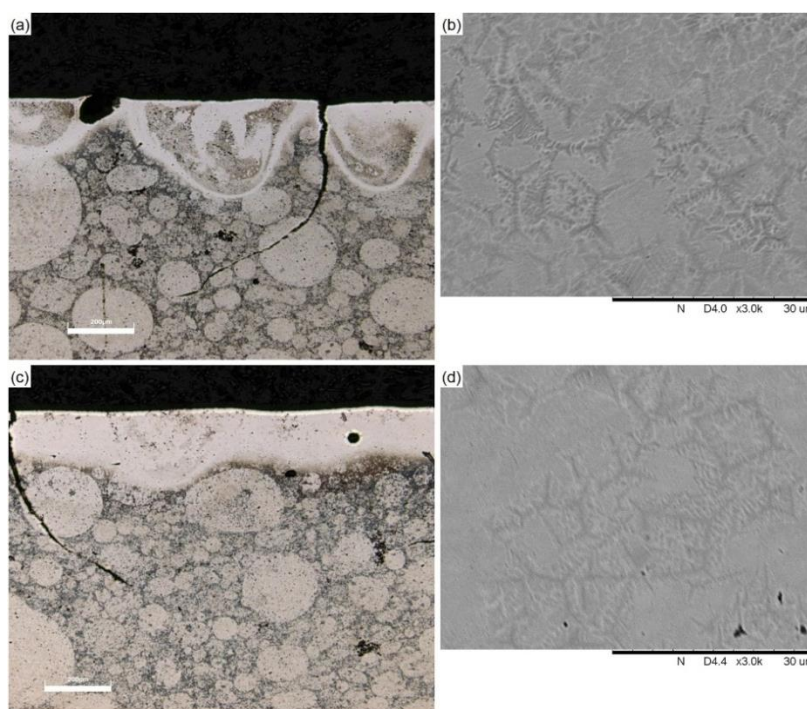


Figura 2. Análise microscópica da superfície tratada. Teste 1 (a) MO; (b) MEV. Teste 2 (c) MO; (d) MEV

A partir das micrografias foi possível medir a profundidade da região modificada pelo laser. Para cada teste foram realizadas no mínimo 5 medições. Dessa forma, fez-se uma análise de variância dos resultados para um nível de significância de 5%. Os resultados estão apresentados na Fig. 3 (a). A partir dos dados coletados e plotados fica visível a diferença estatística entre os testes T1, T4 e T5 em relação aos testes T2 e T3. Também se observa que existe diferença entre os testes T1 e T5 em relação ao T4. Todavia, não se pode fazer a mesma dedução entre os testes T1 e T5, como também entre os testes T2 e T3. Os testes T1 e T5 permitiram a obtenção das maiores regiões subsuperficiais alteradas pelo laser, devido à maior fluência (densidade de energia) utilizada. Enquanto, que os testes T2 e T3 proporcionaram as menores. Além disso, se observa que a zona afetada pelo laser foi superior a 200 μm .

Os ensaios de microdureza foram realizadas ao longo da seção transversal dos CPs 1 e 2, sendo que foi possível fazer pelo menos 5 microindentações por teste (tratamento térmico). A tabulação dos dados permitiu executar uma nova análise de variância com nível de significância de 5%. Os resultados estão apresentados na Fig. 3 (b). Por ela observa-se que o volume da amostra (região de referência) teve valor médio de dureza estatisticamente inferior ao da superfície fundida pelo laser para qualquer um dos testes. Os valores médios de dureza para os testes T1 e T5 destacam-se, devido à maior intensidade de potência utilizada pelo laser, o que implica em maior temperatura e taxa de resfriamento nestas condições.

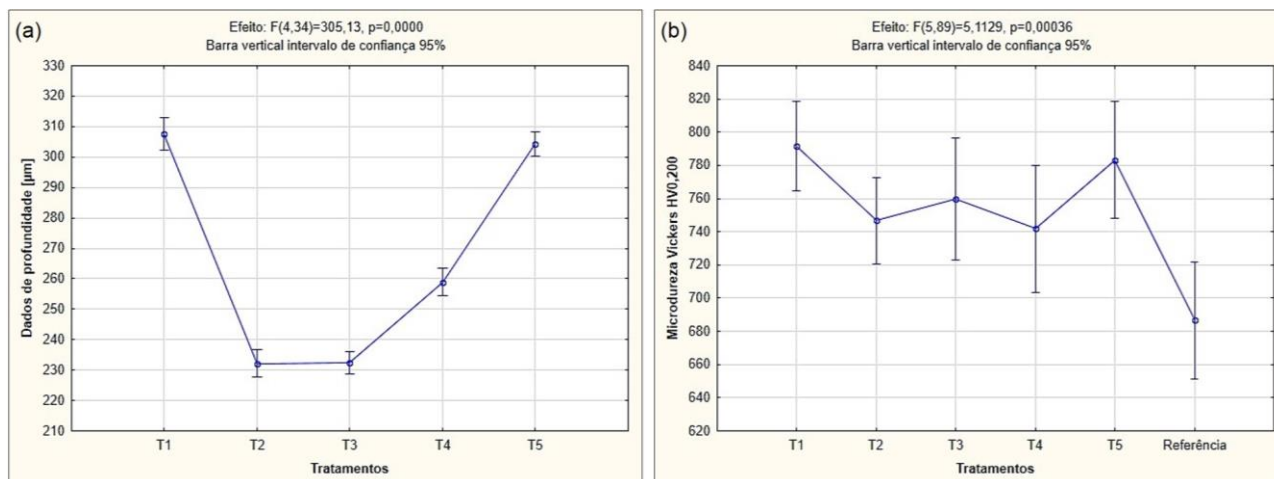


Figura 3. (a) Resultados da profundidade subsuperficial afetada pelo laser; (b) Resultados de dureza.

Os ensaios de DRX foram realizados no CP 3 na face irradiada pelo laser e na face oposta, padrão (referência), a fim de identificar as fases presentes nas regiões fundidas observadas no microscópio que apresentaram dureza relativa superior à do volume (referência), ver Fig. 4. No difratograma analisado da face irradiada pelo laser, observou-se a presença dos principais elementos químicos que compõe o HSS, Fe, W, Co e Cr, principalmente, na forma de carbonetos. Notou-se ainda um pico de maior intensidade, na qual os padrões sugerem a presença de martensita, cementita (Fe_3C) e carboneto de ferro (Fe_2C). Na face de referência a intensidade do pico na mesma posição (2θ) foi inferior. Assim, os resultados sugerem que o aumento de dureza estatisticamente significativo, observado no ensaio mecânico, deve-se à possível presença de teores maiores de martensita, cementita e/ou carbonetos em relação à face de referência.

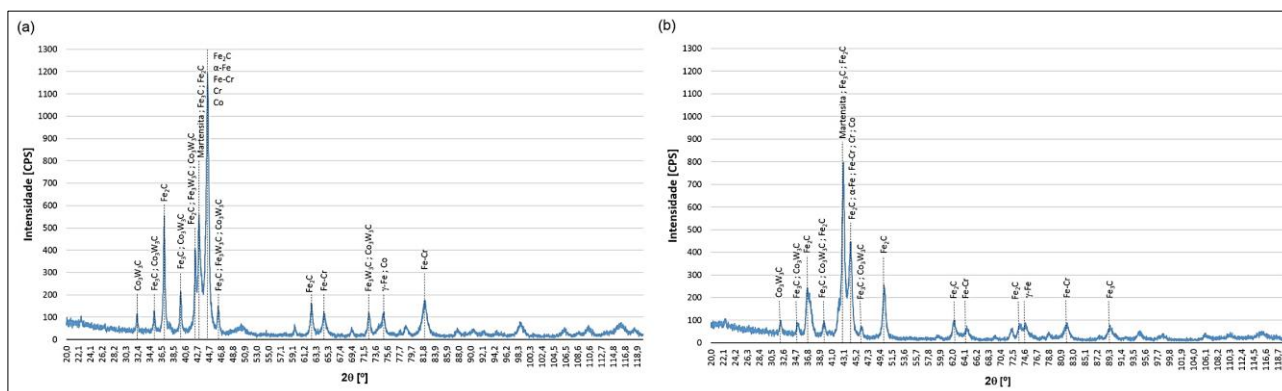


Figura 4. Resultados de DRX. (a) Padrão (referência); (b) Irradiada pelo laser.

4. CONCLUSÃO

O tratamento superficial da amostra de HSS realizado por um laser pulsado de Nd:YAG foi capaz promover variações significativas na profundidade da zona afetada. As regiões modificadas pelo laser apresentaram dureza estatisticamente superior ao do volume. A análise de DRX sugeriu que este aumento se deve a maior presença de martensita, cementita e/ou carbonetos. Todavia, trincas de origem térmica também foram observadas, o que impede a aplicação imediata da tecnologia nas condições estudadas para o aumento da dureza superficial em ferramentas de corte.

5. REFERÊNCIAS

- Bayer, A.M.; Becherer, B.A., 1989. High-speed tool steels. In: *ASM Handbook, Machining*. ASM International, Vol. 16, p. 51-59.
- Benyounis, K.Y.; Fakron, O.M.; Abboud, J.H., 2009. "Rapid Solidification of M_2 high-speed steel by laser melting". *Materials and Design*, Vol. 30, p. 674-678.
- Böhler. 2013. Böhler S290 Microclean High Speed Steel. Disponível em: <http://www.boehler-brasil.com.br/br/b_1175.php>. Acesso em: 25 Jan. 2018.
- Callister, W.D.Jr., 2001. *Fundamentals of materials science and engineering*. John Wiley & Sons, New York, 5th Edition.

- Colaço, R.; Gordo, E.; Ruiz-Navas, E.M.; Otasevic, M.; Vilar, R., 2006. "A comparative study of the wear behaviour of sintered and laser surface melted AISI M42 high speed steel diluted with iron". *Wear*, 260, p. 949-956.
- Diniz, A.; Marcondes, F.; Coppini, N., 2000. *Tecnologia da usinagem dos materiais*. Editora Artliber, São Paulo, 2ª Edição.
- German, R.M., 1996. *Sintering theory and practice*. John Wiley & Sons Inc., New York.
- Kursinsk, J.; Cias, A.; Pieczonka, T.M.; Smith, A.B.; Rakowska, A., 1997. "Wear properties of T15 PM HSS made indexable inserts after laser surface melting". *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 64, p. 239-246.
- Ma, J.; Tan, G.E.B. 2001. "Processing and characterization of metal-ceramics functionally gradient materials". *Journal of Materials Processing Technology*, 113, p. 446-449.
- Machado, A.R.; Abrão, A.M.; Coelho, R.T. e da Silva, M.B., 2015. *Teoria da usinagem dos materiais*. Edgard Blücher, São Paulo, 2ª Edição.
- Orrù, R.; Licheri, R.; Locci, A.M.; Cincotti, A.; Cao, G., 2009. "Consolidation/synthesis of materials by electric current activated/assisted sintering". *Materials Science and Engineering R*, 63, p. 127-287.
- Tanio, F., 2011. "O HSS resiste". *Usinagem-Tech*, 4, Maio/Junho, p. 8-11.
- Tokita, M., 2000. "Mechanism of Spark Plasma Sintering". In: *Proceedings of 2000 Powder Metallurgy World Congress*, Kyoto, Japan, p. 729-732.
- Upadhyaya, G.S. 2002. *Powder metallurgy technology*. Cambridge International Science Publishing, Cambridge.
- Vilar, R.; Colaço, R.; Almeida, A., 1995. "Laser surface treatment of tool steels". *Optical and Quantum Electronics*, 27, p. 1273-1289.
- Voort, G.F.V. 2000. Microindentation hardness testing. In: *ASM Handbook, Mechanical testing and evaluation*. ASM International, Vol. 8, p. 469-495.

6. RESPONSABILIDADE PELAS INFORMAÇÕES

Os autores são os únicos responsáveis pelas informações incluídas neste trabalho.

Hardening Heat Treatment by Nd:YAG Pulsed Laser in High-Speed Steel

Vitor Bergamaschi¹

Marcelo Bertolete Carneiro^{1,2}

¹São Carlos School of Engineering, University of São Paulo, 13566-590, São Carlos/SP
vitor.bergamaschi@usp.br; bertolete@sc.usp.br

Wagner de Rossi³

Maurício David Martins Neves³

³Nuclear and Energy Research Institute, Center for Laser and Applications, 05508-000, São Paulo/SP
wderossi@ipen.br; mdneves@ipen.br

Abstract. Laser materials processing is a research area in ascension, it has been used in advanced manufacturing process and surface treatments. As for surface treatments, it is highlighted the selective hardening, which cause the surface hardness increase of part material, allowing the wear reduction and the increase of component life. The aim of this work was to evaluate the influence of some parameters of Nd:YAG pulsed laser in relation to the subsurface changes of the sintered high-speed steel sample (HSS/PM). Thus, it was realized the preparing metallographic cross section of sample etched by laser, next characterizations by optical and scanning electron microscopy, mechanical by Vickers microindentation hardness test and physical by X-ray diffraction (XRD) to identify the phases generated. The analysis of the results showed that the laser parameters influenced significantly in the depth of subsurface change, in the same way caused hardness change, probably, due to martensite and carbides detected by XRD.

Keywords: Nd:YAG pulsed laser, Selective hardening, High-speed steel

RESPONSIBILITY NOTICE

The authors are the only responsible for the printed material included in this paper.