

ENDURECIMENTO SECUNDÁRIO DE AÇOS RÁPIDOS AISI M3:2 PRODUZIDOS POR METALURGIA CONVENCIONAL E TÉCNICAS DE METALURGIA DO PÓ¹

Oscar Olimpio de Araujo Filho²
Odília Cordeiro de Souza Ribeiro³
Rejane Aparecida Nogueira⁴
Maurício David Martins das Neves⁵
Francisco Ambrozio Filho⁵

Resumo

O endurecimento secundário de aços rápidos AISI M3:2 produzidos por metalurgia convencional e por diferentes técnicas de metalurgia do pó é objeto desse trabalho de pesquisa. O aço rápido Sinter 23, obtido por sinterização com compactação isostática a quente e o aço rápido M3:2 obtido por compactação uniaxial a frio e sinterização com fase líquida com e sem a adição de 0,3%C (na forma de grafite) e o aço rápido convencional VWM3C foram submetidos ao tratamento térmico de endurecimento e tiveram suas propriedades de dureza Rockwell C e Vickers avaliadas no sentido de estabelecer comparações entre os mesmos levando-se em conta as suas respostas ao tratamento térmico utilizado e a determinação dos seus picos de endurecimento secundário. Os aços rápidos em questão foram austenitizados a 1140, 1160, 1180 e 1200 °C e revenimento a 540, 560 e 580 °C. Amostras dos aços rápidos foram fabricadas e submetidas ao tratamento térmico acima descrito e submetidas a ensaios de dureza Vickers e Rockwell C para a determinação das suas respostas ao tratamento térmico de endurecimento e avaliação do pico de endurecimento secundário.

Palavras-chave: Aços rápidos M3:2; Metalurgia do pó; Tratamento térmico; Endurecimento secundário.

SECONDARY HARDENING OF AISI M3:2 HIGH SPEED STEELS PRODUCED THROUGH CONVENTIONAL CASTING AND POWDER METALLURGY TECHNIQUES

Abstract

The main aim of this work is to study the behaviour of the secondary hardening of AISI M3:2 high speed steel obtained by conventional metallurgy and different powder metallurgy techniques submitted to the same procedure of heat treatment. M3:2 Sinter 23 obtained by hot isostatic pressing, VWM3C processed by conventional metallurgy route and two vacuum sintered steels obtained by cold compaction of M3:2 water atomized powders with and without some small addition of 0.3% of carbon (graphite) and liquid phase sintering were submitted to hardening in order to study the secondary hardening behaviour of these steels. The four M3:2 high speed steels were submitted to heat treatment of hardening with austenitizing temperatures of 1140, 1160, 1180 and 1200 °C and tempering at 540, 560 and finally 580 °C. The effectiveness and response of the heat treatment were determined by hardness tests (Vickers and Rockwell C hardness). Samples of the four M3:2 high speed steels were manufactured and submitted to the heat treatment described above and tested by means of hardness tests and had their property of secondary hardness evaluated.

Key-words: M3:2 high speed steels; Powder metallurgy; Heat treatment; Secondary hardening.

¹ Contribuição técnica ao 62º Congresso Anual da ABM – Internacional, 23 a 27 de julho de 2007, Vitória – ES, Brasil.

² Engenheiro mecânico, Doutor em tecnologia nuclear – materiais IPEN-CNEN/SP- Av. Prof. Lineu Prestes Nº 2242 – USP – Butantã – São Paulo – SP – Brasil.

³ Bacharel em química do IPEN-CNEN/SP- Av. Prof. Lineu Prestes Nº 2242 – USP – Butantã – São Paulo – SP – Brasil.

⁴ Bacharel em química, Dra. do IPEN-CNEN/SP- Av. Prof. Lineu Prestes Nº 2242 – USP – Butantã – São Paulo – SP – Brasil.

⁵ Engenheiro metalurgista, Prof. Dr. do IPEN-CNEN/SP- Av. Prof. Lineu Prestes Nº 2242 – USP – Butantã – São Paulo – SP – Brasil.

1 INTRODUÇÃO

1.1 Aços Rápidos

Aços rápidos são materiais para ferramentas largamente desenvolvidos para aplicações em operações de usinagem. Inicialmente, os aços rápidos destinaram-se à confecção de ferramentas de corte, tais como bits, brocas, alargadores, fresas, facas fellows, machos e fresas helicoidais. Posteriormente, aplicações como matrizes, punções e componentes estruturais em que o binômio, elevada solitação/alta temperatura, seja um requisito como no caso de mancais para aeronaves e componentes de bombas. Há duas classificações ou dois grupos, empregadas pela AISI relacionando 25 aços rápidos: aços rápidos ao molibdênio (grupo M) e aços rápidos ao tungstênio (grupo T). O molibdênio foi substituindo o tungstênio gradualmente em decorrência da escassez do último constituindo atualmente a maior parte dos aços rápidos produzidos (mais de 95% nos EUA). A Tabela 1 resume a evolução dos aços rápidos ao longo do século XX.

Tabela 1 - Datas significativas no desenvolvimento de aços rápidos para ferramentas.⁽¹⁾

Data	Desenvolvimento
1903	Protótipo do aço rápido 0,70%C, 14%W, 4%Cr para ferramenta de corte.
1904	Adição ao protótipo de 0,30%V.
1906	Introdução da fusão em forno elétrico.
1910	Introdução do aço rápido de composição 18-4-1 (18%W-4%Cr-1%V)(AISI T1).
1912	Adição de 3-5% Co para incrementar a dureza a quente.
1923	Adição de 12% Co para incrementar a velocidade de corte.
1939	Introdução dos aços rápidos de elevados teores de C e V (M4 e T15).
1940-1952	Substituição crescente do tungstênio pelo molibdênio.
1961	Introdução dos aços rápidos superduros com elevados teores de C e Co.
1970	Introdução dos aços rápidos obtidos por metalurgia do pó (P/M).
1980	Desenvolvimento dos super aços rápidos para ferramentas de corte sem cobalto.

1.2 Dureza Secundária e o Quinto Estágio do Revenimento

A maioria dos elementos de liga dos aços tende a aumentar a sua resistência ao amolecimento a quente, o que significa que, para um dado tempo e temperatura de revenimento, um aço de alta liga possuirá uma dureza maior após o revenimento do que um aço carbono com o mesmo teor de carbono. Esse efeito é especialmente importante em um aço que contenha apreciáveis quantidades de elementos formadores de carbonetos. Quando esses aços são revenidos a temperaturas abaixo de 540 °C, as reações do revenido tendem a formar partículas de carbonetos do tipo Fe₃C ou mais precisamente, (Fe,M)₃C onde M representa um átomo substitucional. Em geral, os elementos de liga estão presentes nas partículas de cementita apenas aproximadamente na mesma relação com que estão presentes no aço. Entretanto, quando a temperatura de revenido for superior a 540 °C, precipitam-se quantidades apreciáveis de carbonetos de elementos de liga. Essa precipitação de carbonetos é designada de quinto estágio do revenido. A precipitação desses novos carbonetos, que em geral, não se adaptam à fórmula (Fe,M)₃C, principalmente dos tipos MC e M₂C induz uma nova forma de endurecimento por precipitação que se acredita ser devida à coerência obtendo-se valores de dureza

para matriz próximo de 1000 HV, excedendo dessa maneira a dureza de uma estrutura martensítica pura (900 HV). Os carbonetos primários dos tipos MC e M_6C são ainda mais duros do que a matriz (1500-2800 HV) e é razoável afirmar que os mesmos dão uma contribuição positiva para o aumento da resistência ao desgaste.⁽²⁾ Uma comparação esquemática das curvas de revenimento de um aço carbono e de um aço com grandes quantidades de elementos formadores de carbonetos é mostrada na Figura 1. No caso de um aço carbono, o revenimento promove uma redução na dureza enquanto que no caso de um aço rápido com uma grande quantidade de elementos de liga formadores de carbonetos, ao efeito de decomposição da martensita se superpõe o endurecimento promovido pela precipitação dos carbonetos. Os carbonetos de elementos de liga não se formam facilmente nas temperaturas mais baixas de revenimento, o que se deve ao fato de que, nessas temperaturas, a velocidade de difusão dos elementos substitucionais é muito lenta. A cementita pode formar-se porque a velocidade de difusão do carbono é ainda muito alta a temperaturas abaixo de 540 °C e a formação da cementita depende somente da difusão do carbono.^(3,4)

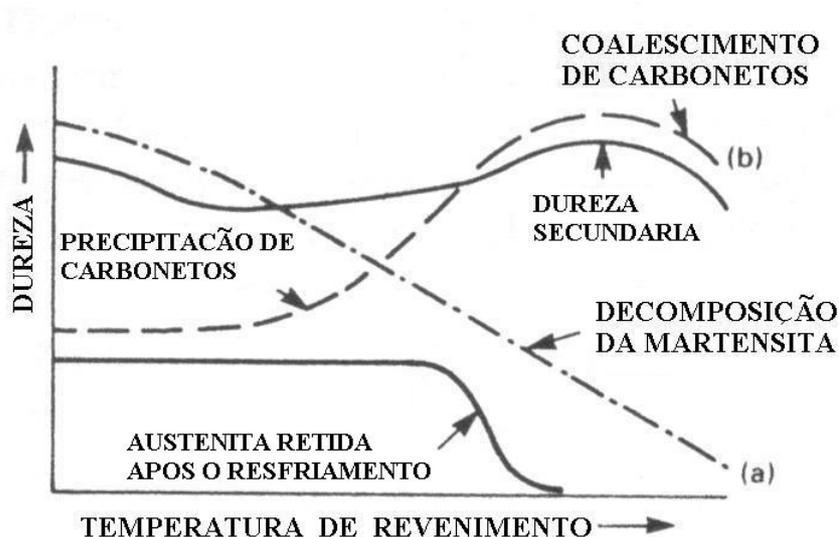


Figura 1 – Efeito do revenimento na dureza ^[5].

O propósito desse trabalho é estudar a resposta ao tratamento térmico de aços rápidos AISI M3:2 produzidos pela metalurgia convencional e os obtidos por diferentes técnicas de metalurgia do pó.^(5,6) O Sinter 23, um aço rápido comercial fornecido pela Villares Metals, obtido por sinterização com compactação isostática a quente. Um outro aço rápido produzido a partir do pó do aço rápido M3:2 por compactação uniaxial a frio com sinterização com fase líquida com e sem a adição de 0,3%C (grafite) e o aço rápido VWM3C também fornecido pela Villares Metals produzido pela rota da metalurgia convencional. Portanto, um total de quatro aços foi investigado e tiveram suas propriedades de endurecimento secundário investigadas nesse trabalho.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

Dois aços rápidos ao molibdênio M3:2 comerciais o Sinter 23 e o VWM3C e dois aços rápidos M3:2 sinterizados a vácuo foram objeto de estudo neste trabalho. O aço rápido comercial Sinter 23, fabricado a partir de pó atomizado a gás, por sinterização com compactação isostática a quente seguida de conformação a quente foi fornecido pela Villares Metals como um tarugo de diâmetro de 57 mm, enquanto que o VWM3C convencional também fornecido pela Villares metals como uma barra quadrada de 64 mm de lado, ambas no estado recozido. As microestruturas dos aços rápidos Sinter 23 e VWM3C “como recebido” consistem de uma matriz de ferrita com carbonetos ricos em tungstênio, molibdênio e vanádio. A composição química do Sinter 23, do VWM3C e dos aços rápidos M3:2 sinterizados a vácuo são apresentadas na Tabela 2. Amostras utilizadas nos ensaios de dureza para a determinação da foram usinadas e submetidas ao tratamento térmico de endurecimento que consiste em austenização durante 3 minutos a quatro diferentes temperaturas (1140° C, 1160° C, 1180° C e 1200° C) seguida de têmpera ao ar. Revenimento triplo durante 2 horas a 540° C, 560° C (presumível pico de dureza secundária) e 580 °C. A necessidade de revenimento triplo se deve ao aumento da austenita retida devido ao elevado teor de carbono presente nesse aço rápido. Todos os tratamentos térmicos foram executados em banho de sal.^(7,8) Após o tratamento térmico as amostras foram submetidas a ensaios de dureza Vickers e Rockwell C objetivando avaliar a resposta dos aços rápidos AISI M3:2 ao procedimento de tratamento térmico utilizado. Pelo menos seis amostras foram ensaiadas para cada condição de tratamento térmico.

Tabela 2 – Composição química do Sinter 23. Peso por cento (balanço é o ferro).

	C	Si	Mn	Cr	Mo	W	V	S	P
Sinter23	1,31	0,64	0,36	4,04	4,98	6,16	3,02	0,01	0,021
VWM3C	1,21	0,38	1,52	4,88	4,65	5,77	2,42	-	0,05
M3:2 SV	0,98	0,20	0,30	3,97	6,2	5,68	2,92	-	-
M3:2 + 0,3% C SV	1,18	0,20	0,30	3,97	6,2	5,68	2,92	-	-

As amostras dos aços rápidos M3:2 sinterizados a vácuo com e sem a adição de 0,3% de carbono (grafite) foram compactadas a frio numa prensa hidráulica a uma pressão de 700 MPa obtendo-se densificações superiores a 70% para os compactados. A caracterização do pó e a sinterização dos aços rápidos M3:2 com e sem a adição de carbono (grafite) foi objeto de trabalhos anteriores e de outros autores.⁽⁹⁻¹²⁾ As amostras dos aços rápidos M3:2 sinterizados a vácuo foram fabricadas sob condições de produção a uma temperatura de sinterização de 1263 °C para o aço rápido sem a adição de carbono (grafite) e 1240 °C para o aço rápido com a adição de carbono (grafite) durante 1 hora, submetidas a subsequente tratamentos térmicos de recozimento e endurecimento. As sinterizações produziram microestruturas aceitáveis e densidades em torno de 98% da densidade do material (8,16 g/cm³).

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os resultados de dureza dos aços rápidos Sinter 23, VWM3C e M3:2 sinterizados a vácuo com e sem a adição de carbono (grafite), submetidos ao tratamento térmico de endurecimento, são apresentadas nas Tabelas de 3 a 10.

3.1 Dureza Rockwell C e Vickers dos Aços Rápidos AISI M3:2

Amostras do aço rápido Sinter 23 tratadas termicamente nas várias condições de endurecimento foram submetidas ao ensaio de dureza. Nessas condições de tratamento térmico a dureza após o revenimento aumenta com o aumento na temperatura de austenitização. Os valores de dureza mais elevados foram da ordem de 961-976 HV para essas condições de endurecimento. Os resultados de dureza Vickers para todas as condições de endurecimento são listados na Tabela 3.

Tabela 3 – Resultados de dureza Vickers para todas as condições de tratamento térmico do aço rápido Sinter 23.

Austenitização/ revenimento	1140 °C	1160 °C	1180 °C	1200 °C
540 °C	926 ± 7	950 ± 22,5	932 ± 15,1	939 ± 8,4
560 °C	879 ± 28,8	937 ± 7,5	961 ± 5,7	976 ± 10,1
580 °C	849 ± 18	893 ± 10	939 ± 5	926 ± 5

Os resultados de dureza Rockwell C do aço rápido Sinter 23 são apresentados na Tabela 4.

Tabela 4 - Resultados de dureza Rockwell C do aço rápido Sinter 23.

Austenitização/ revenimento	1140 °C	1160 °C	1180 °C	1200 °C
540 °C	65 ± 0,2	66 ± 0,5	65,2 ± 0,3	65,4 ± 0,2
560 °C	64 ± 0,6	66 ± 0,2	66,5 ± 0,1	67 ± 0,2
580 °C	62,9 ± 0,5	64,3 ± 0,2	65,3 ± 0,1	66,5 ± 0,1

A partir dos dados de durezas Vickers e Rockwell C do aço rápido Sinter 23 pode-se afirmar que o pico de endurecimento secundário, ou seja a temperatura de revenimento na qual a dureza é máxima, para esse aço rápido se situa em 540 °C para as temperaturas de austenitização mais baixas como 1140° C e 1160 °C, devendo no entanto, se situar em 560 °C para as temperaturas de austenitizações mais elevadas como 1180° C e 1200 °C (em vermelho são indicados os resultados mais elevados de dureza).

Amostras do aço rápido convencional VWM3C tratadas termicamente nas várias condições de endurecimento foram submetidas ao ensaio de dureza Vickers com uma carga de 31,25 kg. Pelo menos dez impressões foram executadas em cada uma das seis amostras. Nessas condições de tratamento térmico, a dureza após o revenimento aumenta com o aumento na temperatura de austenitização. Os valores de dureza mais elevados foram da ordem de 921 HV para essas condições de endurecimento. Os resultados de dureza Vickers para todas as condições de endurecimento são listados na Tabela 5.

Tabela 5 - Resultados de dureza Vickers do aço rápido VWM3C na direção transversal a do trabalho de deformação a quente para todas as condições de tratamento térmico.

Austenitização/ revenimento, °C	1140 °C	1160 °C	1180 °C	1200 °C
540 °C	853 ± 7	890 ± 5,7	918 ± 8	921 ± 9,7
560 °C	844 ± 1,5	889 ± 2,3	916 ± 4,4	913 ± 5,3
580 °C	840 ± 4,8	831 ± 16,3	907 ± 3,8	905 ± 3,7

Os resultados de dureza Rockwell C foram obtidos estabelecendo-se dez medidas para cada uma das seis amostras e são apresentadas na Tabela 6.

Tabela 6 - Resultados de dureza Rockwell C do aço rápido VWM3C na direção transversal ao do trabalho de deformação a quente para todas as condições de tratamento térmico.

Austenitização/ revenimento, °C	1140 °C	1160 °C	1180 °C	1200 °C
540 °C	63,2 ± 0,8	65,7 ± 0,3	65,2 ± 0,1	65 ± 0,1
560 °C	62,5 ± 0,2	64,3 ± 0,4	64,5 ± 0,3	64 ± 0,9
580 °C	61,2 ± 0,2	62,1 ± 0,1	62,9 ± 0,2	63,3 ± 0,8

Os valores observados para os ensaios de dureza Rockwell C apresentam-se mais elevados para a temperatura de revenimento de 540° C para todas as temperaturas de austenitização. Portanto, os resultados de dureza Rockwell C indicam que o pico de dureza secundário para esse aço rápido situa-se em 540 °C.

Amostras do aço rápido M3:2 sinterizado a vácuo e tratado termicamente nas várias condições de endurecimento foram submetidas ao ensaio de dureza Rockwell C (HRC) e ao ensaio de dureza Vickers. Os valores de dureza mais elevados foram da ordem de 740 HV para essas condições de endurecimento. Os resultado para a dureza para todas as condições de endurecimento são apresentados nas Tabela 7 e 8.

Tabela 7 – Resultados de dureza do aço rápido M3:2 sinterizado a vácuo para todas as condições de tratamento térmico (HV).

Austenitização/ revenimento	1140 °C	1160 °C	1180 °C	1200 °C
540 °C	690 ± 6	690 ± 4	690 ± 6	740 ± 4
560 °C	625 ± 4	625 ± 4	640 ± 6	690 ± 4
580 °C	610 ± 6	625 ± 5	610 ± 4	610 ± 5

Tabela 8 – Resultados de dureza do aço rápido M3:2 sinterizado a vácuo para todas as condições de tratamento térmico (HRC).

Austenitização/ Revenimento	1140 °C	1160 °C	1180 °C	1200 °C
540 °C	60 ± 0,6	60 ± 0,4	60 ± 0,6	62 ± 0,4
560 °C	57 ± 0,4	57 ± 0,4	58 ± 0,6	60 ± 0,4
580 °C	56,2 ± 0,4	57,1 ± 0,4	56,1 ± 0,4	56,7 ± 0,4

Os resultados de dureza alcançados não foram aqueles que estavam previstos e que foram atingidos no caso do Sinter 23 e do aço rápido convencional VWM3C. O pó do aço rápido AISI M3:2 fornecido pela Coldstream Inc. apresenta um teor de carbono baixo para essa classe de aço rápido AISI M3:2. Medidas do teor de carbono foram executadas com o objetivo de avaliar a perda de carbono durante a sinterização.

Durante a sinterização foi observada a perda de 0,1% no teor de carbono. O baixo teor de carbono pode ter contribuído para a redução das propriedades de dureza e de endurecimento secundário.

Os resultados de dureza mais elevados foram observados para a temperatura de revenimento de 540 °C que é o pico de endurecimento secundário para esse aço obtido pela rota da metalurgia do pó. A temperatura de revenimento de 580 °C conferiu a esse aço rápido, durezas muito baixas para um aço ferramenta não devendo portanto ser utilizada. Amostras do aço rápido M3:2 sinterizado a vácuo com a adição de 0,3% de carbono e tratado termicamente nas várias condições de endurecimento foram submetidas ao ensaio de dureza Rockwell C (HRC) e ao ensaio de dureza Vickers. Os valores de dureza mais elevados foram da ordem de 907 HV para essas condições de endurecimento. Os resultado para a dureza para todas as condições de endurecimento são apresentados nas Tabelas 9 e 10.

Tabela 9 – Resultados de dureza do aço rápido M3:2 + 0,3%C sinterizado a vácuo para todas as condições de tratamento térmico (HV).

Austenitização/ revenimento	1140 °C	1160 °C	1180 °C	1200 °C
540 °C	836 ± 3,4	898 ± 5,6	902 ± 13,8	907 ± 2,2
560 °C	815 ± 8,9	837 ± 2,2	842 ± 18	816 ± 3,5
580 °C	772 ± 6	826 ± 0,7	809 ± 3,5	783 ± 8,6

Tabela 10 – Resultados de dureza do aço rápido M3:2 + 0,3%C sinterizado a vácuo para todas as condições de tratamento térmico (HRC).

Austenitização/ revenimento	1140 °C	1160 °C	1180 °C	1200 °C
540 °C	62,7 ± 0,3	62,9 ± 0,2	63,9 ± 0,5	63,6 ± 0,5
560 °C	63,1 ± 0,7	62,2 ± 0,2	62,9 ± 0,5	62,4 ± 0,4
580 °C	61,2 ± 0,3	60,5 ± 0,4	62,4 ± 0,4	61,2 ± 0,1

A adição de 0,3% de carbono na forma de grafite foi efetiva no sentido de corrigir o teor de carbono e prevenir a oxidação,⁽¹³⁾ melhorando a resposta desse aço rápido sinterizado a vácuo ao procedimento de tratamento térmico utilizado. Os resultados de dureza foram sensivelmente melhores situando-se acima de 60 HRC para todas as condições de tratamento térmico investigadas e são adequados para um aço rápido dessa classe. O pico de endurecimento secundário desse aço rápido obtido pela rota da metalurgia do pó se situa na temperatura de 540 °C. As duas outras temperaturas de revenimento estudadas 560 e 580 °C promoveram durezas ainda adequadas para um aço rápido dessa classe. As Figuras 2, 3, 4, 5, 6, 7, 8 e 9 apresentam os difratogramas dos aços rápidos Sinter 23 austenitizados a 1140° C, 1160° C, 1180° C e 1200 °C e submetidos a revenimento a 540° C e 560 °C.

3. No caso dos aços rápidos M3:2 sinterizados a vácuo com ou sem a adição de 0,3% de carbono em massa na forma de grafite, o pico de endurecimento secundário se situa na temperatura de revenimento de 540 °C para todas as temperaturas de austenitização estudadas;
4. Os resultados de dureza para o aço rápido M3:2 sinterizado a vácuo após o tratamento térmico apresentaram níveis muito abaixo do esperado. No máximo atingiu-se 62 HRC, ainda assim resultados de dureza aceitáveis para um aço ferramenta dessa classe;
5. A adição de carbono na forma de grafite ao pó do aço rápido M3:2 corrigiu o teor de carbono ao mesmo tempo em que previniu alguma perda de carbono devido à oxidação durante o ciclo de sinterização, enquadrando o mesmo segundo com a norma ASTM A 600-92a;
6. O aço rápido Sinter 23 apresentou a melhor resposta ao tratamento térmico de endurecimento produzindo resultados de dureza mais elevados para todas as condições de tratamento térmico investigadas, enquanto que o aço rápido convencional VWM3C apresentou uma resposta ao tratamento térmico intermediária e os aços rápidos M3:2 sinterizados a vácuo apresentaram a pior resposta ao tratamento térmico.

Agradecimentos

Os autores gostariam de agradecer ao IPEN, Villares Metals, Hurth Infer, CNPq pela bolsa de doutorado de Oscar Olimpio de Araujo Filho e FAPESP.

REFERÊNCIAS

- 1 Metals Handbook, Vol. 16 – machining, 9 edição, p. 708-732, 1989.
- 2 Bergman, F., Hedenqvist, P. and Hogmark, S. – The Influence of Primary Carbides and Test Parameters on Abrasive and Erosive Wear of Selected PM High Speed Steels, Tribology International, Vol. 30, p. 183-191, 1997.
- 3 Reed-Hill, Robert E., - Princípios de Metalurgia Física. Editora Guanabara 2, 1982
- 4 Ustinovshchikov, Yu. I. – Secondary hardening mechanism of alloy steels. Metal Science, Vol. 18, p- 337-343, 1984.
- 5 Mesquita, R. A. and Barbosa, C. A.- High Speed Steel Produced Through Conventional Casting, Spray Forming and Powder Metallurgy. 6TH International Tooling Conference. p. 325-337, 2002.
- 6 Khraisat, W., Nyborg, L. and Sotkovszki, P. – Effect of Silicon, Vanadium and Nickel on Microstructure of Liquid Phase Sintered M3/2 Grade High Speed Steel, Powder Metallurgy, Vol. 48, No. 1, p. 33 – 38, 2005.
- 7 Wilson, R. – Metallurgy and Heat Treatment of Tool Steels. McGraw-Hill Book Company (UK) Limited, 1975.
- 8 Hoyle, G. – High Speed Steels. Butterworth & Co. (Publishers) Ltd, 1988.
- 9 Sustarsic, B., Koseb, L., Dolinsek, S. and Podgornic, B.- The Characteristics Of Vacuum Sintered M3/2 Type HSSs With MoS₂ Addition, Journal of Materials Processing Technology, 143-144, p. 98-104, 2003.
- 10 Baglyuk, G. A. and Poznyak, L. A. - Structure Formation During Activated Sintering of High Speed Steel – Theory and Technology of Sintering, Heat, and Chemical Heat-Treatment Processes, Powder Metallurgy and Metal Ceramics, Vol. 43, Nos. 11-12, p.570-575, 2004.

- 11 Baglyuk, G. A. and Pozniak, L. A.- The Sintering Of Powder Metallurgy High-Speed Steel With Activating Additions, Powder Metallurgy and Ceramics, Vol. 41, Nos. 7-8, p. 366-368, 2002.
- 12 Brewin, P. R., Toloui, B., Nurthen, P. D., Fellgett, J. A., Wood, J. V., Igharo, M., Coleman, D. S. and Shaikh, Q. – Effect of process variables and microstructure on properties of sintered high speed steel for wear applications. Powder Metallurgy, Vol. 32, N. 4, p-285-290, 1989.
- 13 ASTM standard A600-92a 'Standard Specification for Tool Steel High Speed', ASTM 2004.