

# ENDURECIMENTO SECUNDÁRIO DO AÇO RÁPIDO AISI M3:2 NOME COMERCIAL SINTER 23 PRODUZIDO POR UMA TÉCNICA DE METALURGIA DO PÓ\*

Allana Cristina Pires Ferreira<sup>1</sup>  
Elinaldo Neves dos Santos<sup>2</sup>  
Arimatea Pisom de Paiva Mesquita<sup>3</sup>  
Edval Gonçalves de Araújo<sup>4</sup>  
Cezar Henrique Gonzalez<sup>5</sup>  
Francisco Ambrozio Filho<sup>6</sup>  
Oscar Olimpio de Araujo Filho<sup>7</sup>

## Resumo

O endurecimento secundário de aço rápido AISI M3:2 nome comercial Sinter 23 obtido por uma técnica de metalurgia do pó de sinterização por compactação isostática a quente é objeto desse trabalho de pesquisa. O aço rápido em questão foi austenitizado em banho de sal a 1.140°C, 1.160°C, 1.180°C e 1.200°C, temperado ao ar e revenimento a 540°C, 560°C e 580°C. Amostras do aço rápido foram fabricadas e submetidas ao tratamento térmico acima descrito e submetida 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 através dos resultados de dureza.

**Palavras-chave:** Aços rápidos; Aço rápido Sinter 23; Endurecimento secundário.

## SECONDARY HARDENING OF AN AISI M3:2 HIGH SPEED STEEL NAMED SINTER 23 PRODUCED THROUGH 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 named Sinter 23 obtained by powder metallurgy technique of hot isostatic pressing submitted to a suitable procedure of heat treatment. Sinter 23 was submitted to hardening in order to study the secondary hardening behaviour of this steel. The M3:2 high speed steel Sinter 23 was submitted to heat treatment of hardening with austenitizing temperatures of 1,140°C, 1,160°C, 1,180°C and 1,200°C and tempering at 540°C, 560°C and finally 580°C. The effectiveness and response of the heat treatment was determined by hardness tests (Vickers and Rockwell C hardness) and had its property of secondary hardness evaluated.

**Keywords:** High speed steels; Sinter 23 HSS; Secondary hardening.

<sup>1</sup> Aluna de graduação em Engenharia Mecânica, bolsista de iniciação científica ITI do CNPq, Departamento de Engenharia Mecânica da UFPE, Recife, Pernambuco, Brasil.

<sup>2</sup> Licenciado em Matemática, Técnico do IFPE-Ipojuca, Ipojuca, Pernambuco, Brasil.

<sup>3</sup> Engenheiro Mecatrônico, Professor do Futura Group, FG, Recife, Brasil.

<sup>4</sup> Eng. Metalurgista, Doutor em Tecnologia Nuclear - Materiais IPEN - SP, Professor Adjunto I, Departamento de engenharia mecânica, Universidade Federal de Pernambuco, Recife, PE, Brasil.

<sup>5</sup> Eng. Mecânico, DSc pelo Institut National des Sciences Appliquées de Lyon (INSA) de Lyon, Professor Associado I, Depto. de Engenharia Mecânica da UFPE, Recife, Pernambuco, Brasil

<sup>6</sup> Engenheiro Metalurgista, Prof. Dr. do Centro de Ciências e Tecnologia de Materiais do IPEN, São Paulo, SP, Brasil.

<sup>7</sup> Engenheiro Mecânico, Doutor em Tecnologia Nuclear - Materiais IPEN - SP, Professor Adjunto I, Departamento de engenharia mecânica, Universidade Federal de Pernambuco, Recife, PE, 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 [1].

**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  $Fe_3C$  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  $M_2C$  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 [2,3]. 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  $540^{\circ}\text{C}$  e a formação da cementita depende somente da difusão do carbono [3-5].

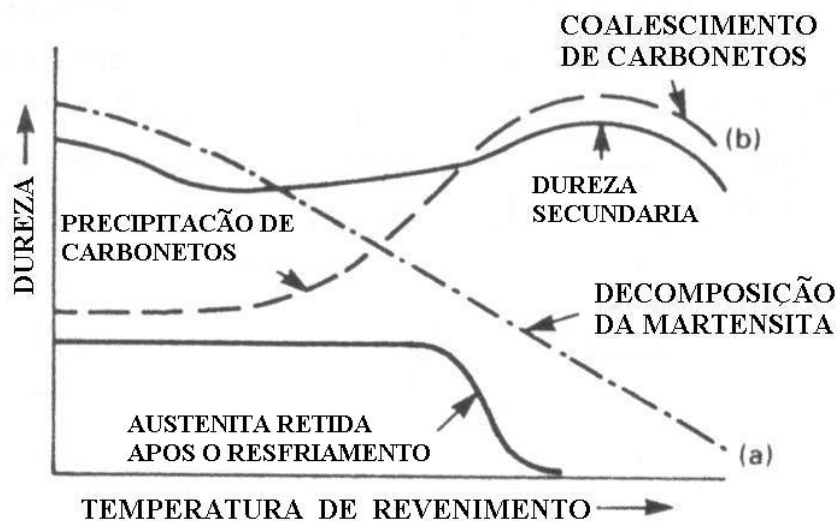


Figura 1. Efeito do revenimento na dureza [5].

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 [6,7]. O Sinter 23, um aço rápido comercial fornecido pela Villares Metals, obtido por sinterização com compactação isostática a quente foi investigado e teve suas propriedades de endurecimento secundário investigadas nesse trabalho.

## 2 MATERIAIS E MÉTODOS

O aço rápido ao molibdênio M3:2 comercial, o Sinter 23 obtido por sinterização por compactação isostática a quente foi 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, no estado recozido. A microestrutura este aço fornecido consiste de uma matriz de ferrita com carbonetos ricos em tungstênio, molibdênio e vanádio. A composição química do Sinter 23, sinterizado a vácuo são apresentadas na tabela 2. Amostras utilizadas nos ensaios de dureza para a determinação da mesma foram usinadas e submetidas ao

tratamento térmico de endurecimento que consiste em austenização durante 3 minutos a quatro diferentes temperaturas (1140, 1160, 1180 e 1200 °C) seguida de têmpera ao ar. Revenimento triplo durante 2 horas a 540, 560 (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 [8,9,10]. 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
Sinter 23	1,31	0,64	0,36	4,04	4,98	6,16	3,02	0,01	0,021

### 3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os resultados de dureza do aço rápido Sinter 23 submetido ao tratamento térmico de endurecimento de austenitização/têmpera e triplo revenimento são apresentadas nas tabelas 3 e 4.

#### 3.1 Dureza Rockwell C e Vickers dos aços rápidos AISI M3:2 Sinter 23

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.

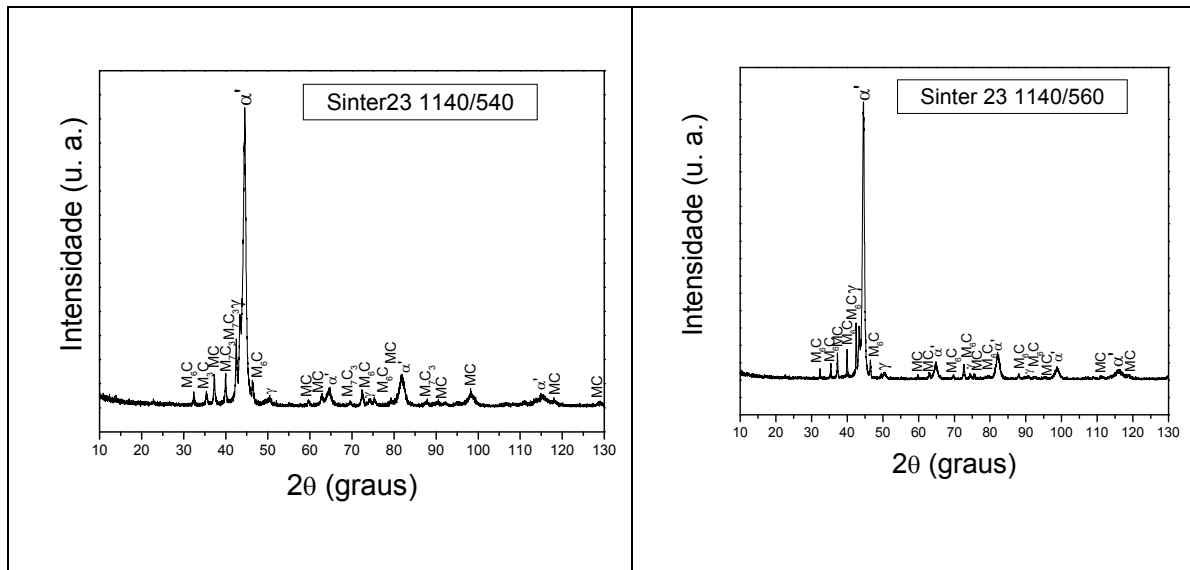
**Tabela 4.** Resultados de dureza Rockwell C do aço rápido Sinter 23

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

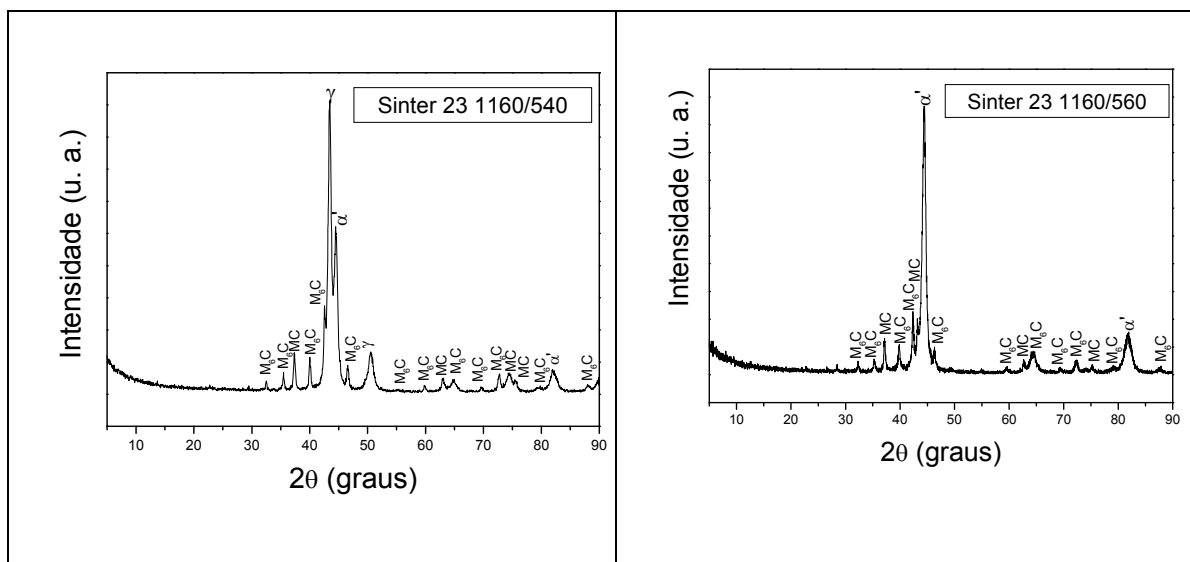
para as temperaturas de austenitização mais baixas como 1140 e 1160 °C, devendo no entanto, se situar em 560°C para as temperaturas de austenitizações mais elevadas como 1180 e 1200°C (em vermelho são indicados os resultados mais elevados de dureza) o que não está em conformidade com o que preconiza o fornecedor desse aço a Villares Metlas que recomenda que a temperatura de revenimento seja de 560°C.

As figuras 2, 3, 4, 5, 6, 7, 8 e 9 apresentam os difratogramas dos aços rápidos Sinter 23 austenitizados a 1140, 1160, 1180 e 1200°C e submetidos a revenimento a 540 e 560°C.



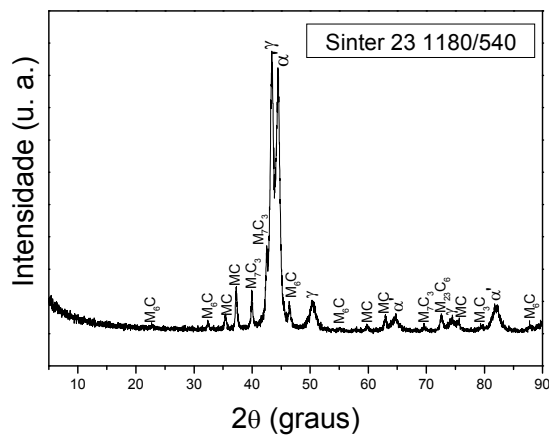
**Figura 2.** Difratograma de raios-X do aço rápido Sinter 23 austenitizado a 1140 °C e revenimento a 540 °C. Radiação Cu- $\kappa\alpha$ .

**Figura 3.** Difratograma de raios – X do aço rápido Sinter 23 austenitizado a 1140 °C e revenimento a 560 °C. Radiação Cu- $\kappa\alpha$ .

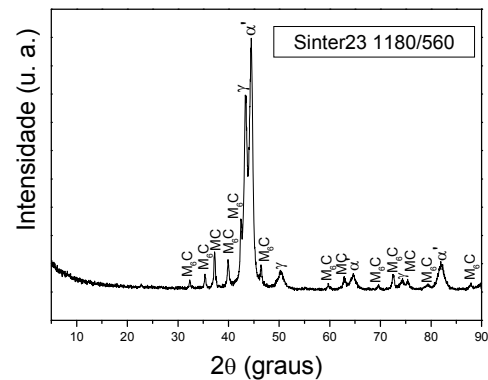


**Figura 4.** Difratograma de raios – X do aço rápido Sinter 23 austenitizado a 1160 °C e revenimento a 540 °C. Radiação Cu- $\kappa\alpha$ .

**Figura 5.** Difratograma de raios – X do aço rápido Sinter 23 austenitizado a 1160 °C e revenimento a 560 °C. Radiação Cu- $\kappa\alpha$ .

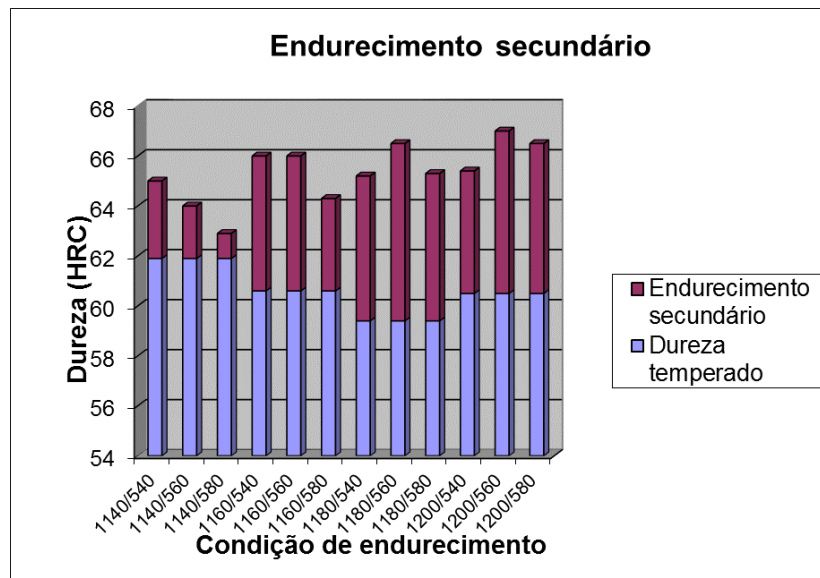


**Figura 6.** Difratoograma de raios X do aço rápido Sinter 23 austenitizado a 1180 °C e revenimento a 540 °C. Radiação Cu- $\alpha$ .



**Figura 7.** Difratoograma de raios X do aço rápido Sinter 23 austenitizado a 1180 °C e revenimento a 560 °C. Radiação Cu- $\alpha$ .

martensita aparece como pico de máxima intensidade para a temperatura de revenimento de 560°C. Os difratogramas do aço rápido Sinter 23 submetido ao tratamento térmico de endurecimento nas temperaturas de austenitização/têmpera de 1140, 1160, 1180 e 1200°C e revenimento a 580°C não foram apresentados, pois a temperatura de revenimento de 580°C não corresponde ao pico de dureza secundária para essa classe de aço rápido [6,7,12,13].



**Figura 10.** Gráfico que indica a dureza Rockwell obtida para temperaturas de austenitização e têmpera de 1140, 1160, 1180 e 1200°C, e 540, 560 e 580°C de revenimento.

**Tabela 5.** Resultados de dureza Rockwell C e endurecimento secundário

Condição de Tratamento térmico de endurecimento	Dureza como temperado (HRC)	Endurecimento secundário (HRC)	Dureza como austenitizado/ temperado e triplamente revenido
1140°C /540°C	61,9	3,1	65,0
1140 °C/ 560 °C	61,9	2,1	64,0
1140 °C/ 580°C	61,9	1,0	62,9
1160°C /540°C	60,6	5,4	66,0
1160 °C/ 560 °C	60,6	5,4	66,0
1160 °C/ 580°C	60,6	3,7	64,3
1180°C /540°C	59,4	5,8	65,2
1180°C /560°C	59,4	7,1	66,5
1180°C /580°C	59,4	5,9	65,3
1200°C /540°C	60,5	4,9	65,4
1200°C /560°C	60,5	6,5	67,0
1200°C /580°C	60,5	6,0	66,5

#### 4 CONCLUSÃO

O aço rápido Sinter 23 apresenta o pico de endurecimento secundário que situa-se na temperatura de revenimento de 540°C para as temperaturas de austenitização mais baixas como 1140 e 1160°C, enquanto que para as temperaturas de austenitização mais elevadas como 1180 e 1200°C o mesmo se situa na temperatura de revenimento de 560°C o que é corroborado pela observação dos

difratogramas de raios X o que contraria o procedimento de tratamento térmico recomendado pelo fornecedor que preconiza que uma temperatura de revenimento de 560°C para todas as temperaturas de austenitização e têmpera. Outrossim, a dureza máxima foi atingida a uma temperatura de austenitização/têmpera de 1200°C e temperatura de revenimento de 560°C (67 HRC). O endurecimento secundário máximo dentre todas as condições de tratamento térmico de endurecimento estudadas foi a uma temperatura de austenitização/têmpera de 1180°C e revenimento a 560°C (7,1 HRC).

## Agradecimentos

Os autores gostariam de agradecer a Universidade Federal de Pernambuco (UFPE), ao Departamento de Engenharia Mecânica (DEMEC) da UFPE, ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica da UFPE (PPGEM), ao IPEN – Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, a Hurth-Infer, ao CNPq e a Fundação de Amparo à Ciência e Tecnologia do Estado de Pernambuco (FACEPE).

## REFERÊNCIAS

- 1 Metals Handbook, Vol. 16 – machining, 9 edição, 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. 1997; Vol. 30: 183-191.
- 3 Ustinovshchikov, Yu. I. Secondary hardening mechanism of alloy steels. Metal Science. 1984; Vol. 18: 337-343.
- 4 Mesquita, R. A. and Barbosa, C. A. High Speed Steel Produced Through Conventional Casting, Spray Forming and Powder Metallurgy. 6<sup>TH</sup> International Tooling Conference. 2002; 325-337.
- 5 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. 2005; Vol. 48, No. 1: 33 – 38.
- 6 Wilson, R. Metallurgy and Heat Treatment of Tool Steels. McGraw-Hill Book Company (UK) Limited, 1975.
- 7 Hoyle, G. High Speed Steels. Butterworth & Co. (Publishers) Ltd, 1988.
- 8 Sustarsic, B., Koseb, L., Dolinsek, S. and Podgornic, B. The Characteristics Of Vacuum Sintered M3/2 Type HSSs With MoS<sub>2</sub> Addition. Journal of Materials Processing Technology. 2003; Vol. 143-144: 98-104.
- 9 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. 2004; Vol. 43, Nos. 11-12: 570-575.
- 10 Baglyuk, G. A. and Pozniak, L. A. The Sintering Of Powder Metallurgy High-Speed Steel With Activating Additions. Powder Metallurgy and Ceramics. 2002; Vol. 41, Nos. 7-8: 366-368.
- 11 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. 1989; Vol. 32, N. 4: 285-290.
- 12 Sitek, W. Methodology of high-speed steels design using the artificial intelligence tools. Journal of Achievements in Materials and Manufacture Engineering. 2010; Vol. 39, Issue 2: 115-160.
- 13 ASTM standard A600-92a 'Standard Specification for Tool Steel High Speed', ASTM 2004.