

# EFEITO DA TEMPERATURA DE REVENIMENTO SOBRE O PRODUTO DE DECOMPOSIÇÃO ISOTÉRMICA ABAIXO DE $M_i$ DO AÇO SAE 9254<sup>1</sup>

José Alberto da Cruz Junior<sup>2</sup>  
Dagoberto Brandão Santos<sup>3</sup>

## Resumo

Recente trabalho tem apresentado que feixes de ferrita bainítica podem ser produzidos por transformações em baixas temperaturas resultando em propriedades mecânicas superiores aos aços martensíticos e apresentarem ainda resistência ao revenimento. Dessa forma, investigações experimentais foram realizadas no processo de formação microestrutural no aço SAE 9254 durante o tratamento isotérmico abaixo de  $M_i$ . Foi observada a presença dos constituintes martensita, bainita e austenita retida. Após o tratamento isotérmico, esse mesmo aço foi submetido ao revenimento em diferentes temperaturas e foi constatada a decomposição da austenita retida a partir da temperatura de revenimento de 350°C. Medidas de microdureza Vickers foram realizadas nas amostras tratadas isotermicamente e revenidas, e comparadas com as microdurezas do mesmo aço no estado temperado e revenido. Observou-se que quanto maior a fração volumétrica de bainita maior é a resistência ao revenimento.

**Palavras-chave:** Martensita; Bainita; Austenita retida; Revenimento.

## EFFECT OF TEMPERING TEMPERATURE ON THE ISOTHERMAL DECOMPOSITION PRODUCT BELOW $M_s$ OF SAE 9254 STEEL

## Abstract

Recent work has shown that bainitic ferrite plates can be produced by transformation at low temperatures resulting in higher mechanical properties to martensitic steels and presenting still resistance to tempering. This way, experimental investigations were carried out in the of microstructure formation process in a SAE 9254 steel during isothermal treatment below  $M_s$ . Were observed the presence of constituents martensite, bainite and retained austenite. After the isothermal treatment, the same steel was submitted to tempering at different temperatures and was observed the decomposition of retained austenite from the tempering temperature of 350°C. Vickers microhardness measurements were performed in the samples isothermally treated and tempered, and compared with the microhardness of the same steel in the condition quenched and tempered. It was observed that the higher the volume fraction of bainite is greater resistance to tempering.

**Key words:** Martensite; Bainite; Retained austenite; Tempering.

<sup>1</sup> Contribuição técnica ao 67º Congresso ABM - Internacional, 31 de julho a 3 de agosto de 2012, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

<sup>2</sup> Associado da ABM; Aluno do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas, UFMG, Brasil.

<sup>3</sup> Membro da ABM; Professor Associado do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, UFMG, Brasil.

## 1 INTRODUÇÃO

O desenvolvimento de aços de alta resistência geralmente envolve um equilíbrio entre resistência e tenacidade. Foi constatado que a bainita atinge um limite de resistência máxima à tração superior a 2,3 GPa e uma tenacidade de aproximadamente  $30 \text{ Mpa.m}^{1/2}$ . Essa condição pode ser obtida em aços alto-carbono rico em silício em temperaturas de transformação homóloga que pode ser tão baixo quanto  $T/T_f \approx 0,25$ , onde  $T_f$  é a temperatura absoluta de fusão.<sup>(1-3)</sup> A microestrutura bainítica em aços de alto teor em silício consiste de finos feixes de ferrita bainítica separada por austenita retida enriquecida em carbono.<sup>(4,5)</sup> A formação dos carbonetos é evitada devido ao alto teor de silício.<sup>(6)</sup> Também pode haver alguma martensita formada durante o resfriamento final, obtida a partir da austenita residual.<sup>(7)</sup> A microestrutura bainítica, além de ser formada no resfriamento contínuo, é também formada na transformação isotérmica em temperatura acima de  $M_i$  e depende do tempo de tratamento. Este procedimento é resumidamente chamado de austêmpera.<sup>(8)</sup> Tratamentos isotérmicos executados abaixo de  $M_i$  foi primeiramente estudado por Radcliffe e Rollason.<sup>(9)</sup> Os autores<sup>(9)</sup> observaram um efeito mais rápido da reação bainita para temperaturas abaixo de  $M_i$ , e concluíram que o fenômeno está associado com o efeito de aceleração da nucleação da bainita pela presença das placas de martensita em regiões adjacente da austenita não transformada.

Em recente artigo,<sup>(10)</sup> medidas de dilatométrica *in-situ* combinadas com observação microestrutural foram executadas para esclarecer as características da decomposição isotérmica da austenita em um intervalo de temperatura abaixo de  $M_i$ . Os autores encontraram durante o tratamento isotérmico abaixo de  $M_i$  um aumento na dilatação da amostra, e esta, dependente do tempo, diminuía à medida que mais martensita era formada durante o resfriamento. Foi observado também que a magnitude da dilatação para o tratamento isotérmico abaixo de  $M_i$  está de acordo com os resultados obtidos acima de  $M_i$ , a qual indicou que a austenita restante decompôs para bainita.

O principal fator responsável pela resistência da martensita é concentração de carbono presente em sua estrutura.<sup>(8)</sup> Uma vez que a solubilidade de carbono no ferro CCC a temperatura ambiente é desprezível, o carbono rapidamente precipita quando a martensita é revenida, conduzindo a uma grande redução na dureza.<sup>(11)</sup>

Diferente da martensita, a bainita em geral revine muito mais lentamente, isso porque ela se auto-revine durante a sua transformação.<sup>(12)</sup> Dessa forma a sua dureza inicial é menor do que a martensita não revenida, A mudança na dureza durante o revenimento é menor quando comparada com a martensita. A resistência ao revenimento do aço bainítico é diferente quando comparada com a martensita do aço equivalente. Essa resistência é associada com uma intensa precipitação de carbonetos finos quando a austenita retida se decompõe. Além disso, essa precipitação ocorre no contorno dos feixes de ferrita bainítica, impedindo e prevenindo o coalescimento dos mesmos. Uma vez que o fator principal da resistência se deve a espessura dos feixes, essa restrição ao coalescimento dos feixes de ferrita bainítica pela precipitação dos carbonetos, explica a resistência ao revenimento da bainita.<sup>(13)</sup>

Dessa forma, o presente trabalho com aço SAE 9254, tratado isotermicamente abaixo de  $M_i$ , teve como objetivo investigar a influência das temperaturas de revenimento sobre a sua microestrutura e dureza.

## 2 MATERIAL E MÉTODOS

O aço SAE 9254 é usado na fabricação de eixos, molas helicoidais e ferramentas. Sua composição e as temperaturas de transformação,  $Ac_1$  e  $Ac_3$ , estimadas pela fórmula de Andrews<sup>(14)</sup> estão listadas na Tabela 1. Nota-se o alto teor de Si, adicionado de modo a evitar a precipitação de carbonetos,<sup>(15-17)</sup> e a presença de Mn e Cr, a qual favorece a temperabilidade e inibe a formação de constituintes indesejáveis como a ferrita e perlita durante a têmpera.

**Tabela 1.** Composição química em %peso

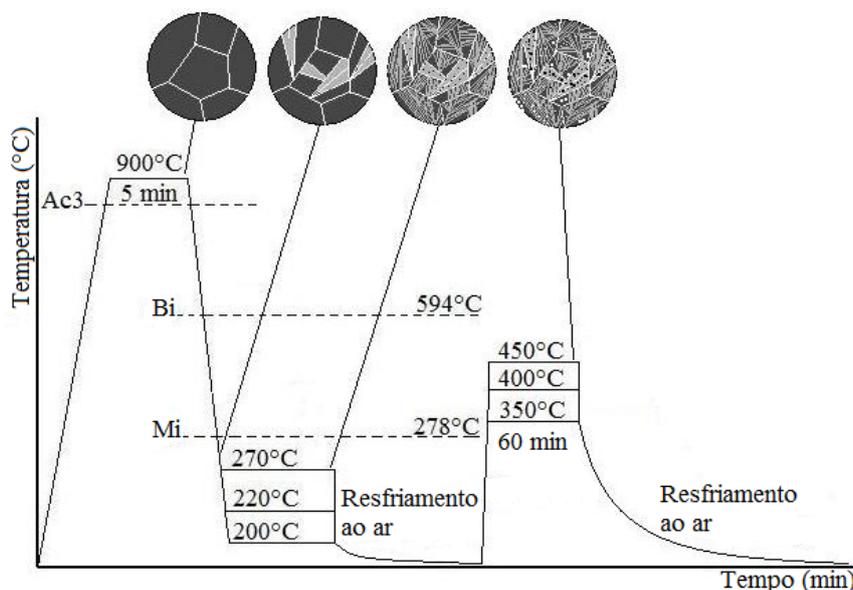
Aço	C	Mn	Si	Cr	$Ac_1(^{\circ}C)$	$Ac_3(^{\circ}C)$
C-Si	0.56	0.58	1.43	0.47	766	820

O aço recebido no estado laminado a quente apresenta uma microestrutura de perlita fina e algumas ilhas de ferrita pró-eutetóide. Amostras foram austenitizadas a  $900^{\circ}C$  por 5 min e em seguida tratadas isotermicamente a  $200^{\circ}C$ ,  $220^{\circ}C$  e  $270^{\circ}C$  por 0,5 h. O tratamento isotérmico foi realizado em um banho térmico que consiste de uma liga Sn60-Pb40 cujo ponto de fusão está abaixo de  $200^{\circ}C$ . A temperatura foi controlada por um termopar tipo K posicionado junto às amostras. Após o tratamento isotérmico, as amostras foram resfriadas ao ar até a temperatura ambiente. E, finalmente, as amostras foram revenidas a  $350^{\circ}C$ ,  $400^{\circ}C$ ,  $450^{\circ}C$  por 1 h (Figura 1). As temperaturas usadas para os tratamentos isotérmicos foram escolhidas de forma a obter uma microestrutura multiconstituída. As temperaturas de início de formação da martensita e bainita foram, respectivamente,  $278^{\circ}C$  e  $594^{\circ}C$ , calculadas de acordo com as Equações 1 e 2.<sup>(18)</sup> Amostras do mesmo aço foram temperadas em óleo (taxa de resfriamento rate  $\approx 22^{\circ}C/s$ ) e revenidas a  $200^{\circ}C$ ,  $350^{\circ}C$ ,  $400^{\circ}C$  e  $450^{\circ}C$  por 1 h de modo a comparar sua microestrutura e microdureza com as amostras tratadas isotermicamente.

$$B_i (^{\circ}C) = 830 - 270C - 90Mn - 37Ni - 70Cr - 83Mo \quad (1)$$

$$M_i (^{\circ}C) = 539 - 423C - 30,4Mn - 17,7Ni - 12,1Cr - 7,5Mo \quad (2)$$

C, Mn, Cr etc. são os elementos de liga (% peso).



**Figura 1.** Representação esquemática dos tratamentos térmicos aplicados.

As amostras para metalografia foram preparadas por métodos convencionais. O ataque químico foi realizado com o reativo de LePera.<sup>(19)</sup> Esse permite a identificação através da coloração dos constituintes. A cor azul representa a bainita e o marrom a martensita.<sup>(20)</sup> A análise microestrutural foi também realizada através da microscopia eletrônica de varredura (MEV). Testes de microdureza foram executados com um equipamento de dureza Future Tech, equipado com o indentador Vickers com uma carga de 2,94 N (300 g) e um tempo de aplicação de carga de 10 s. Vinte medidas foram executadas de maneira aleatória nas amostras. Após o lixamento e polimento com pasta de diamante de 1 µm, as difrações foram executadas em um difratômetro Philips PW 1710, usando a radiação K<sub>α</sub> do Cu com uma taxa de 0,02°/min, tensão de 40 kV e corrente de 20 mA. Os dados da difração de raios-X foram também usados para determinar a concentração de carbono na austenita retida conforme a Equação 3. A fração volumétrica de austenita retida foi quantificada, usando o método da comparação direta. Este método usa a integração dos picos mais intensos da austenita, caracterizados pelos planos (111), (200), (211) e (220).

$$a_{\gamma} = 3,578 + 0,033\%C_{\gamma} \quad (3)$$

C<sub>γ</sub> é a concentração de carbono da austenita retida em %peso e a<sub>γ</sub> é o parâmetro de rede em Å.<sup>(21,22)</sup>

De acordo com a Figura 1, para os tratamentos isotérmicos executados abaixo de M<sub>i</sub>, certa quantidade de martensita se formou no resfriamento inicial; essa pode ser estimada pela aplicação da Equação 4 de Koistinen e Marburger.<sup>(7)</sup>

$$1 - V_{\alpha'} = \exp[-0,011(M_i - T_i)] \quad (4)$$

Onde M<sub>i</sub> e T<sub>i</sub> representam as temperaturas de início de formação da martensita e de tratamento isotérmico, respectivamente. Essa martensita é revenida durante o tratamento isotérmico. A fração máxima de bainita, V<sub>b</sub>, formada para uma dada temperatura, é dada pela Equação 5.

$$V_b = \frac{(x_{\gamma} - \bar{x})}{x_{\gamma} - x_b} \quad (5)$$

onde x<sub>γ</sub> é a concentração de carbono na austenita e x<sub>b</sub> é a quantidade de carbono aprisionado na ferrita bainítica, ou em solução sólida (x<sub>b</sub> = 0,03%peso).<sup>(24)</sup> Finalmente, a fração volumétrica da martensita formada durante o resfriamento final é calculada pela diferença da fração volumétrica dos demais constituintes formados anteriormente.

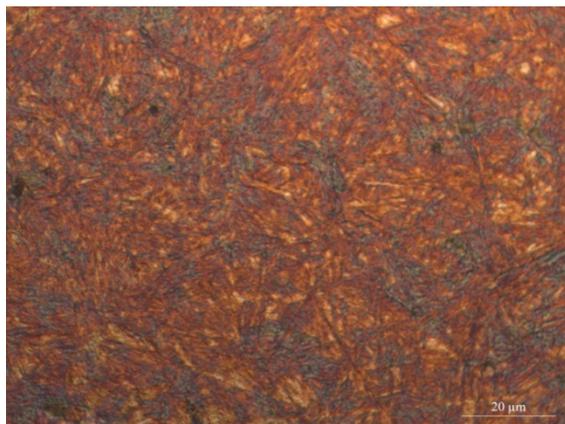
### 3 RESULTADOS

Os resultados dos cálculos da fração volumétrica dos constituintes formados são resumidos na Tabela 2.

**Tabela 2.** Fração volumétrica em % de martensita revenida (α'<sub>r</sub>), ferrita bainítica (α<sub>b</sub>), austenita retida (γ<sub>r</sub>) conteúdo de carbono na austenita retida C'<sub>c</sub> martensita (α')

Temperatura (°C)	Tempo (h)	α' <sub>r</sub>	α <sub>b</sub>	γ <sub>r</sub>	C' <sub>c</sub>	α'
200	0,5	57,5	12,6	7,6	0,7	22,3
220	0,5	47,1	26,5	9,2	1,0	17,2
270	0,5	8,4	50,4	10,3	1,2	3,9

Nas Figuras 2a a 2c, são ilustradas as micrografias ópticas das amostras atacadas com o reativo LePera e tratadas isotermicamente a 200°C, 220°C e 270°C, respectivamente. Já as Figuras 2d a 2f) representam as mesmas amostras, no entanto, revenidas a 400°C por 1 h. Para as amostras tratadas isotermicamente a 200°C e 220°C nota-se a presença predominante de martensita (região marrom); a bainita é representada pela região azul. Já a região branca com um tom laranja corresponde a austenita retida na forma de blocos. Essa pode ser facilmente identificada na amostra tratada a 270°C. Para as amostras revenidas, observa-se que as regiões brancas se apresentam em menor quantidade por causa da decomposição da austenita retida para essa temperatura de revenimento.



(a) tratada a 200°C por 0,5 h.



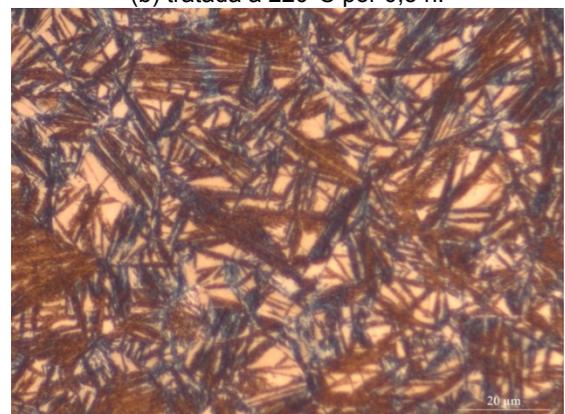
(d) idem (a), revenida a 400°C por 1 h.



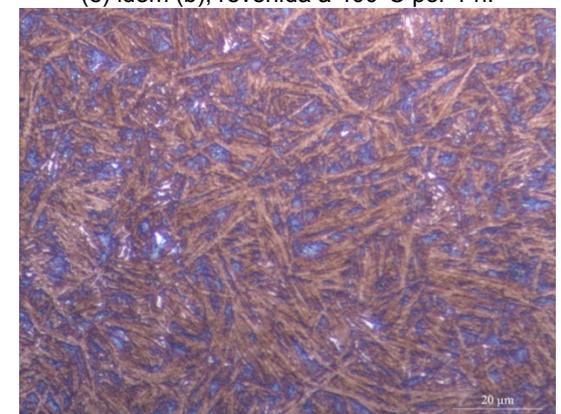
(b) tratada a 220°C por 0,5 h.



(e) idem (b), revenida a 400°C por 1 h.



(c) tratada a 270°C por 0,5 h.

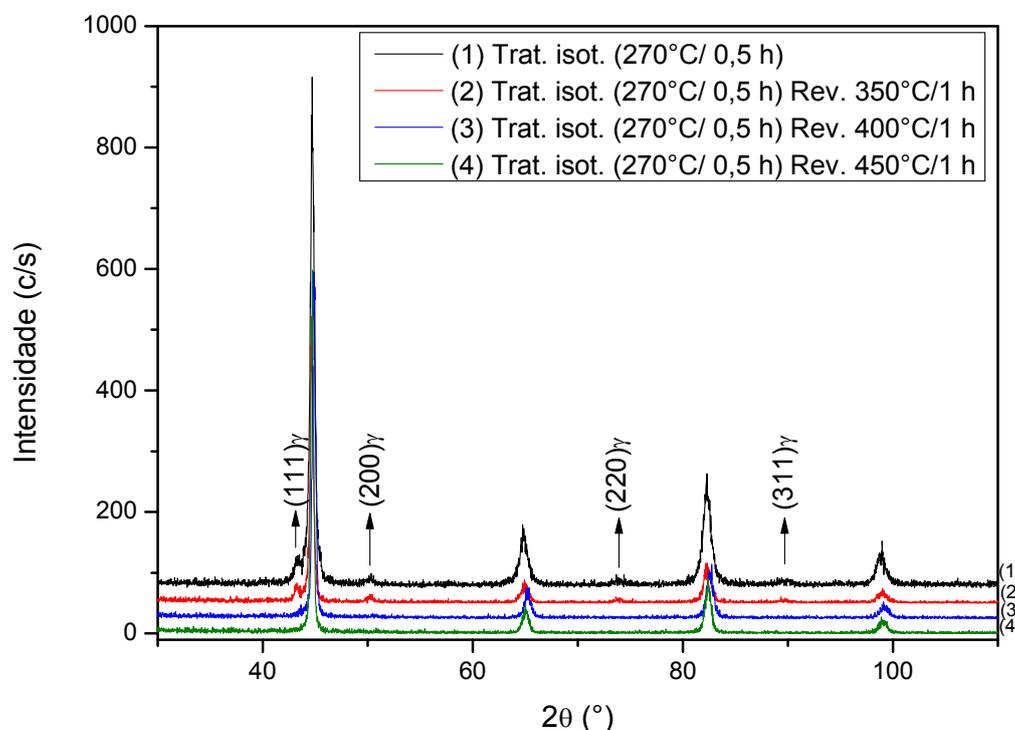


(f) idem (c), revenida a 400°C por 1 h.

**Figura 2.** Micrografia óptica das amostras após a austenitização a 900°C e tratada isotermicamente a (a) 200°C; (b) 220°C; (c) 270°C por 0,5 h. As figuras (d), (e) e (f) representam as mesmas amostras,

respectivamente, no entanto revenidas a 400°C por 1 h. As amostras foram atacadas com o reativo LePera.

A decomposição da austenita retida pode ser visualizada através dos difratogramas obtidos após os tratamentos térmicos de revenimento, uma vez que os picos que representam a austenita diminuem suas intensidades à medida que a temperatura de revenimento aumenta (Figura 3).



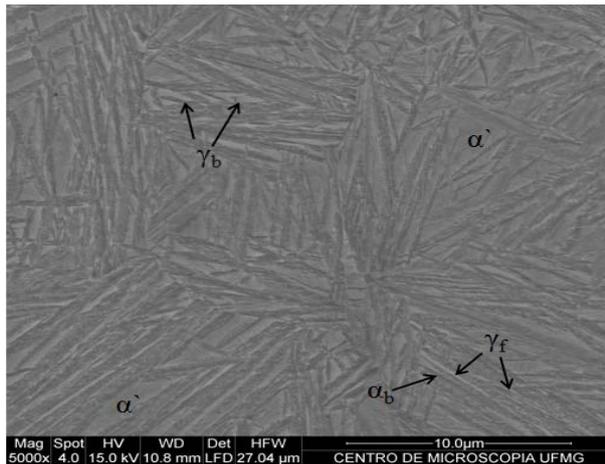
**Figura 3.** Efeito das temperaturas de revenimento sobre fração volumétrica da austenita.

Pode-se observar para a temperatura inicial de revenimento (350°C) uma diminuição da intensidade dos picos que representam a austenita, isso mostra que a partir dessa temperatura já ocorre à decomposição da austenita retida. Os cálculos das frações volumétricas de austenita retida juntamente com o seu teor de carbono foram realizados apenas para a temperatura de revenimento de 350°C, uma vez que para maiores temperaturas de revenimento os picos da austenita não são definidos (Figura 3). Os resultados são apresentados na Tabela 3.

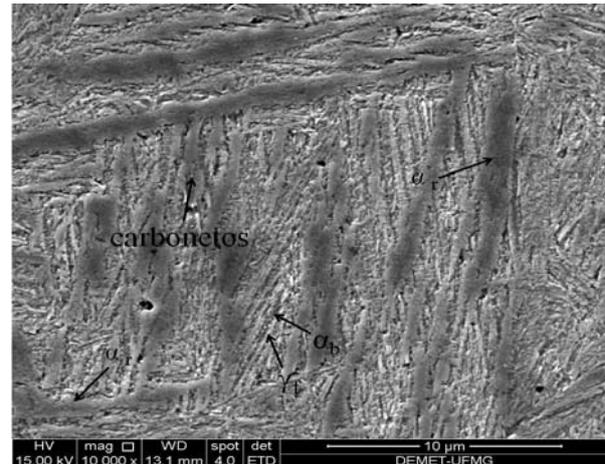
**Tabela 3.** Cálculo da fração volumétrica de austenita retida ( $\gamma_r$ ) e do teor de carbono ( $C_c^\gamma$ ) em %peso na amostra revenida a 350°C

Temperaturas de Trat. Isotérmico (°C)	200		220		270	
Temperatura de Revenimento	$\gamma_r$	$C_c^\gamma$	$\gamma_r$	$C_c^\gamma$	$\gamma_r$	$C_c^\gamma$
350°C	8,8	1,2	6,7	1,1	5,7	1,3

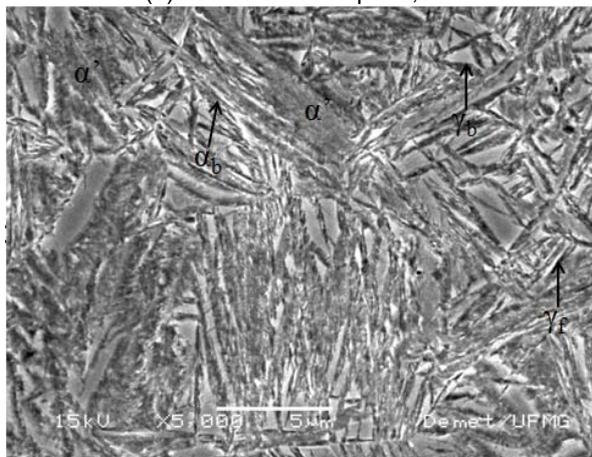
Outra forma de verificar a decomposição desse constituinte é através das imagens obtidas por MEV, além de observar a presença dos diferentes constituintes nas amostras tratadas isotermicamente a 200°C, 220°C e 270°C anteriormente ao revenimento (Figura 4). Na Figura 4f, pode ser facilmente visualizada a decomposição dos blocos de austenita retida.



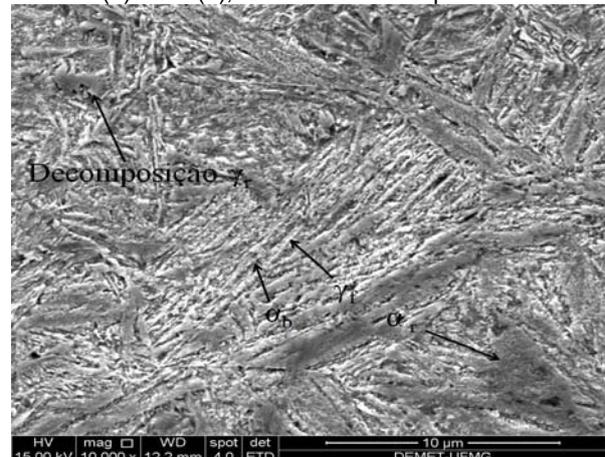
(a) tratada a 200°C por 0,5 h.



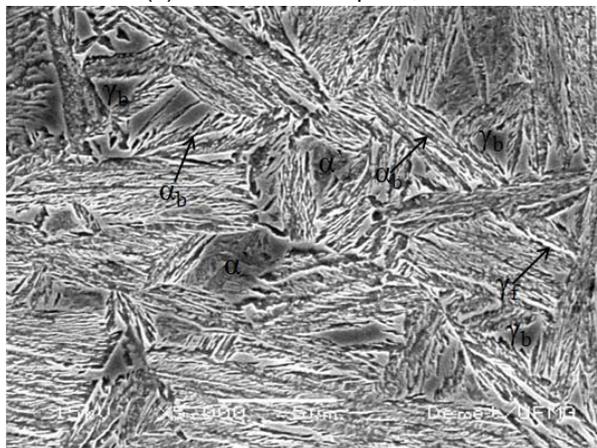
(d) idem (a), revenida a 400°C por 1 h.



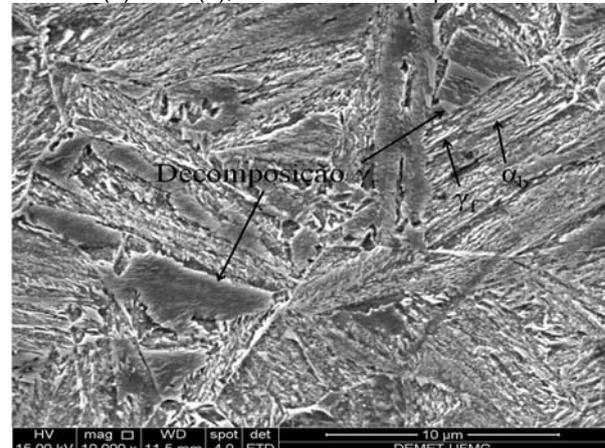
(b) tratada a 220°C por 0,5 h.



(e) idem (b), revenida a 400°C por 1 h.



(c) tratada a 270°C por 0,5 h.



(f) idem (c), revenida a 400°C por 1 h.

**Figura 4.** Microscopia eletrônica de varredura das amostras após a austenitização a 900°C e tratada isotermicamente a (a) 200°C; (b) 220°C; (c) 270°C por 0,5 h. As figuras (d), (e) e (f) representam as mesmas amostras, respectivamente, no entanto revenidas a 400°C por 1 h. As amostras foram atacadas com o reativo nital 2%.

A Figura 5 apresenta os valores de microdureza em função da temperatura de revenimento para as amostras temperadas e tratadas isotermicamente a 200°C, 220°C e 270°C por 0,5 h.

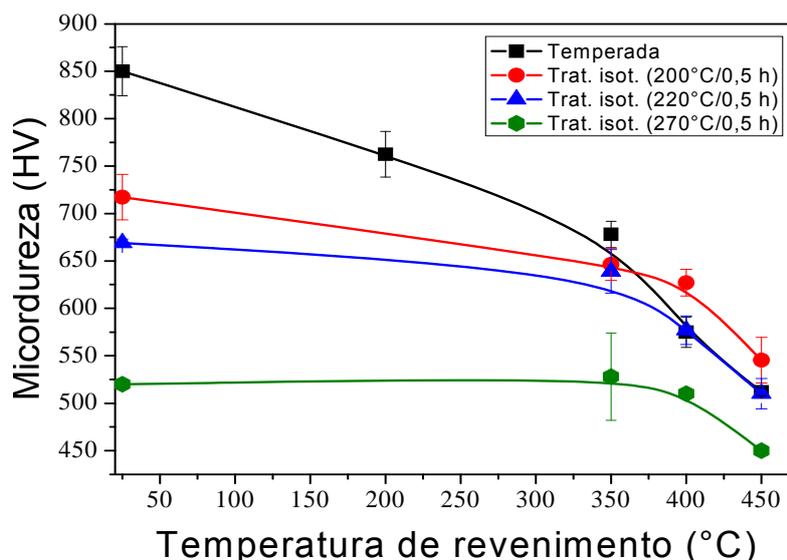


Figura 5. Resultados de microdureza das amostras em função da temperatura de revenimento.

Pode-se observar que amostra temperada apresenta um maior valor de microdureza, seguida das amostras tratadas a 200°C, 220°C e 270°C por 0,5 h. Isso ocorre devido à maior quantidade de martensita formada. Nota-se que à medida que a temperatura de tratamento isotérmico aumenta, os valores de microdureza diminuem monotonicamente, uma vez que é menor a quantidade de martensita formada no resfriamento inicial. O trabalho completo com relação às propriedades mecânicas pode ser acessado na referência.<sup>(24)</sup>

#### 4 DISCUSSÃO

A Tabela 1 apresenta os valores das frações volumétricas dos constituintes, assim como o teor de carbono na austenita retida, conforme as condições dos tratamentos isotérmicos. Pode-se observar que quanto maior a quantidade ferrita bainítica maior é o teor de carbono presente na austenita retida à medida que a temperatura de tratamento isotérmico aumenta. Tal observação é consistente com mecanismo de rejeição de carbono da ferrita bainítica para a austenita retida, conforme trabalhos anteriores sobre transformação bainítica.<sup>(23,25)</sup> As Figuras 2 e 4 apresentam as imagens obtidas por microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura (MEV) antes e após o revenimento a 400°C por 1 h. Observam-se os diferentes constituintes presentes na microestrutura. A amostra tratada isotermicamente a 270°C por 0,5 h e revenida a 400°C não apresenta picos referentes a austenita retida no difratograma (Figura 3). A decomposição desse constituinte pode ser facilmente visualizada na Figura 4f. De acordo com Garcia-Mateo et al.,<sup>(13)</sup> a decomposição da austenita retida em um aço 0,98C-1,46Si-1,89Mn-1,26Cr-0,26Mo-0,09V inicia-se a partir da temperatura de revenimento de 450°C por 0,5 h. Esse é um resultado consistente com o presente trabalho, uma vez que se tratam de ligas de composição química diferente. Também se pode visualizar na Figura 4f que a decomposição da austenita retida ocorre primeiramente nos blocos ( $\gamma_b$ ), isso porque os filmes de austenita retida ( $\gamma_f$ ) são mais estáveis termicamente por causa de sua maior concentração de carbono em relação aos blocos.<sup>(26)</sup> Pela Figura 5 se pode notar como a quantidade de martensita modifica a curva de microdureza em função da temperatura de revenimento. Maiores valores de microdureza para as amostras não revenidas é resultado consequente de maiores quantidades de

martensita (Tabela 1). Nota-se que o menor valor de microdureza para as amostras não revenidas se deve a presença majoritária de bainita. Nota-se também o grande efeito da temperatura de revenimento sobre as amostras tratadas isotermicamente e principalmente na amostra temperada. Para a amostra tratada isotermicamente a 270°C uma queda expressiva de microdureza pode ser observada apenas a partir da temperatura de revenimento de 450°C, isso por causa da presença majoritária de bainita na microestrutura que sofre auto-revenimento<sup>(12,13)</sup> durante a sua formação conforme mencionado anteriormente. Considerando que o limite de resistência mecânica é aproximadamente igual 3XHV e que a resistência à fadiga correspondente à metade da resistência mecânica,<sup>(27)</sup> tem-se as seguintes propriedades: LR = 1.881 MPa e LRf= 940,5 MPa para o aço transformado isotermicamente a 200°C e revenido a 400°C. Os demais tratamentos levam a propriedades mecânicas inferiores. Por outro lado, para o aço comercial o revenimento realizado a 400°C é necessário para se obter o nível de tenacidade adequado para aplicação industrial do aço.

## 5 CONCLUSÕES

O estudo realizado no aço comercial SAE 9254 tratado isotermicamente em diferentes temperaturas abaixo de  $M_i$  e posteriormente revenido em diferentes temperaturas resultou nas seguintes conclusões:

- as amostras tratadas isotermicamente a 200°C, 220°C e 270°C apresentam os constituintes martensita, ferrita bainítica e austenita retida. A amostra tratada nessa última temperatura de tratamento isotérmico apresenta maior quantidade de ferrita bainítica e austenita retida (Tabela 1 e Figura 4);
- de acordo com os resultados obtidos na Figura 3, a partir da temperatura de revenimento de 350°C nota-se a decomposição da austenita retida (Figura 4f); e
- os diferentes valores de microdureza para a amostra temperada e as amostras tratadas isotermicamente a 200°C, 220°C e 270°C estão associados a grande quantidade de martensita formada. Essa quantidade de martensita altera significativamente os valores de microdureza em função da temperatura de revenimento.

## Agradecimentos

Esse trabalho foi financiado pela Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de Minas Gerais (Fapemig), pela Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior (Capes) e pelo Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico - CNPq.

## REFERÊNCIAS

- 1 CABALLERO, F.G., BHADSHIA, H.K.D.H., MAWELLA, K.J.A., JONES, D.G., BROWN, P. Very Strong Low Temperature Bainite. **Materials Science and Technology**, v. 18, p. 279-284, 2002.
- 2 GARCIA-MATEO, C., CABALLERO, F.G., BHADSHIA, H.K.D.H., Superbainita. Una Nueva Microestructura Bainítica de Alta Resistencia, **Revista de Metalurgia**, v. 41, p. 186-193, 2005.
- 3 BHADSHIA, H.K.D.H. 52nd Hatfield Memorial Lecture Large Chunks of very strong steels, **Materials Science and Technology**, v. 18, p. 1293-1302, 2005.

- 4 BHADSHIA, H.K.D.H., EDMONDS, D.V., Bainite in Silicon Steels: New Composition-Property Approach Part 1. **Metals Science**, v. 17, p. 411-419, 1983.
- 5 BHADSHIA, H.K.D.H., EDMONDS, D.V., Bainite in Silicon Steels: New Composition-Property Approach Part 2. **Metals Science**, v. 17, p. 420-425, 1983.
- 6 GARCIA-MATEO, C.; CABALLERO, F.G.; BHADSHIA, H.K.D.H. Development of Hard Bainite, **ISIJ International**, v. 43, n. 8, p. 1238-1243, 2003.
- 7 KOINSTINEN, D.P., MARBURGER, R.E., A general equation prescribing the extent of the austenite-martensite transformation in pure iron-carbon alloys and plain carbon steels, **Acta Metallurgica**, v. 7, p. 59-60, 1959.
- 8 KRAUSS, G., Steels: Heat Treatment and Processing Principles, Department of Metallurgical Engineering, Colorado, 1989.
- 9 RADCLIFFE, S., ROLLASON, E., The kinetics of the formation of bainite in high-purity iron-carbon alloys, **Journal of Iron and Steel Institute**, v. 191, p. 56-65, 1959.
- 10 VAN BOHEMEN, S.M.C., SANTOFIMIA, M.J., SIETSMA, J., Experimental evidence for bainite formation below Ms in Fe-0.66C, **Scripta Materialia**, v. 58, p. 488-491, 2008.
- 11 SPEICH, G.R., LESLIE, W.C., Tempering of Steel, **Metallurgical Transactions A**, v. 3, p. 1043-1054, 1972.
- 12 BHADSHIA, H.K.D.H., Bainite in Steels, 2nd ed. London, 2001.
- 13 GARCIA-MATEO, C., PEET, M., CABALLERO, F.G., BHADSHIA, H.K.D.H., Tempering of Hard Mixture of Bainitic Ferrite and Austenite, **Materials Science and Technology**, v. 20, p. 814-818, 2004.
- 14 ANDREWS, K.W. Empirical formulae for the calculation of some transformation temperatures, **Journal of Iron and Steel Institute**, v. 203, p. 721-727, 1965.
- 15 MATAS, S.J., HEHEMANN, R.F. The Structure of Bainite Transformation in Hypoeutectoid Steels, **Transactions AIME**, v. 221, p. 179-185, 1961.
- 16 LEHOULLIER, R., BEGIN, G., DUBÉ, A., A study of the peculiarities of austenite during the formation of bainite. **Metallurgical Transactions A**, v. 2, p. 2645-2653, 1971.
- 17 CABALLERO, F. G., BHADSHIA, H. K. D. H., MAWELLA, K. J. A., JONES, D. G., BROWN, P., Design of novel high strength bainitic steels: Part 2. **Materials Science and Technology**, v. 17, p. 517-522, 2001.
- 18 HONEYCOMBE, R.W.K., BHADSHIA, H.K.D.H., Steels Microstructure and Properties, 3rd ed. London: Gray Publishing, 1995.
- 19 LE PERA, F.S., Improved Etching Technique to Emphasize Martensite and Bainite in High-Strength Dual-Phase Steel, **Journal of Metals**, v. 32, p. 38-39, 1980.
- 20 SEOK-JAE, L., JUNE-SOO, P., YOUNG-KOOK, L., Effect of austenite grain size on the transformation kinetics of upper and lower bainite in a low-alloy steel, **Scripta Materialia**, v. 59, p. 87-90, 2008.
- 21 B.D. CULLITY, S.R. STOCK, Elements of X-ray Diffraction, 3rd ed. Addison- Wesley Publishing Co., Inc., New York, 2001.
- 22 DYSON, D. J.; HOLMES, B. Effect of Alloying Additions on the Lattice Parameter of Austenite. **Journal of the Iron and Steels Institute**, v. 208, p. 469-474, 1970.
- 23 VUORINEN, E., CHEN, X., In-Situ High Temperature of Austempered Silicon Alloyed Steels, **Materials Science Forum**, v. 638, p. 3086-3092, 2010.
- 24 CRUZ JR, J.A., RODRIGUES, T.F.M., VIANA, V.D.C., ABREU, H., SANTOS, D.B., Influence of Temperature and Time of Austempering Treatment on Mechanical Properties of SAE 9254 Commercial Steel. **Steel Research International**, v. 83, p. 22-31, 2012.
- 25 STONE, H.J., PEET, M.J., BHADSHIA, H.K.D.H., WITHERS, P.J., BABU, S.S., SPECHT, E.D., Synchrotron X-ray Studies of Austenite and Bainitic Ferrite, **Proceedings of the Royal Society A**, v. 464, p. 1009-1033, 2008.
- 26 BHADSHIA, H.K.D.H., EDMONDS, D.V. The Bainite Transformation in a Silicon Steel, **Metallurgical Transactions A**, v. 10A, p. 895-907, 1979.
- 27 MEYERS, M. A., CHAWLA, K. K., Mechanical behavior of materials. Cambridge, University of Cambridge, 2009.