

Tema: Tratamento Térmico

AVALIAÇÃO DO DESEMPENHO MECÂNICO DE UM AÇO MULTICONSTITUÍDO E REVENIDO COM ALTO TEOR DE Si*

José Alberto da Cruz Junior¹
Renata Loures Lucinda²
Isabela Viegas Aguiar²
Dagoberto Brandão Santos³

Resumo

Aços multiconstituídos têm aplicações voltadas principalmente para o setor automobilístico. Isso porque esses apresentam uma boa combinação de elevada resistência, ductilidade e tenacidade. A elevada resistência desses aços é devida a martensita e aos finos feixes de ferrita bainítica, enquanto que a tenacidade e a ductilidade são atribuídas aos filmes finos de austenita retida presentes entre os feixes. Esses filmes contém uma maior concentração de carbono em relação aos blocos de austenita retida. Uma consequência é que estes se tornam mais estáveis mecanicamente e termicamente. Dessa forma, foi realizada a avaliação do desempenho mecânico de um aço tratado isotermicamente abaixo de M_s e revenidos a 400°C/1 h. Os resultados dos ensaios de impacto mostraram que quanto maior a fração volumétrica da austenita retida maior é a energia absorvida, independente da morfologia desse constituinte.

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

EVALUATION OF MECHANICAL PERFORMACE OF THE MULTI-PHASE STEEL AND TEMPERED WITH HIGH CONTENT OF Si

Abstract

Multi-phase steels have applications primarily focused on the automobile industry. This is because these have a good combination of high strength, ductility and toughness. The high strength of these steels is due to martensite and thin plates of bainitic ferrite, while the toughness and ductility are attributed to thin films of retained austenite present between the plates. These films contain a higher concentration of carbon compared to blocks of retained austenite. The consequence is that these become more mechanically and thermally stable. Thus, the evaluation of the mechanical performance of a treated steel isothermally below M_s and tempered at 400°C/1 h was performed. The results of the impact tests showed that the higher the volume fraction of retained austenite the greater is absorbed energy, independent of the morphology of this constituent.

Keywords: Martensite; Bainite; Retained austenite; Tempering.

- ¹ Graduando em Engenharia de Materiais, CEFET, aluno do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas, UFMG, Associado da ABM, Belo Horizonte, MG, Brasil.
- ² Graduanda em Engenharia Metalúrgica e de Materiais, UFMG, Belo Horizonte, MG, Brasil.
- ³ Professor Associado, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, UFMG, Membro da ABM, Belo Horizonte, MG, Brasil.

* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.

1 INTRODUÇÃO

A convencional microestrutura bainítica é classificada como bainita superior e inferior. Essas são compostas de placas de ferrita bainítica separadas por camadas contínuas de cementita. A principal diferença é que partículas de cementita precipitam também no interior das placas de ferrita, como é o caso da bainita inferior [1]. Isso ocorre porque a menor difusão do carbono associada com a diminuição da temperatura leva-o a se precipitar como finos carbonetos na ferrita bainítica [2,3]. Por causa da espessa camada de cementita, aços bainíticos não apresentam na prática o mesmo desempenho mecânico que os aços martensíticos temperados e revenidos [4]. No entanto, se uma quantidade suficiente de elementos de liga (1,5% em peso de Si) é adicionada, este retarda a precipitação de cementita. O silício tem baixa solubilidade na cementita, ou seja, o silício, que é rejeitado, aumenta a sua concentração em torno dos embriões de cementita. Assim, os átomos de Si funcionam como uma barreira no entorno dos embriões de cementita, reduzindo o fluxo de carbono e, conseqüentemente, inibindo o seu crescimento [5-7]. A microestrutura do aço com alto teor de Si, transformado em bainita a baixa temperatura, é composta de finas placas de ferrita bainítica separadas por regiões de austenita retida enriquecida em carbono e ainda pode conter alguma martensita [8-11].

A baixa temperatura de transformação favorece uma maior quantidade de ferrita bainítica que por sua vez diminui a fração de blocos de austenita retida, melhorando suas propriedades mecânicas [12-15]. Os filmes de austenita retida contém uma maior concentração de carbono do que os blocos, devido ao excesso de carbono presente que se difunde da ferrita bainítica para os filmes. Esta austenita retida torna-se mais estável termicamente e mecanicamente [16-18].

O resultado da baixa temperatura de transformação é que os feixes de ferrita bainítica são extremamente finos, 20-40 nm de espessura, tornando o material muito resistente. Valores de dureza de aproximadamente 600 HV, limite de resistência acima de 2,5 GPa e de tenacidade a fratura de aproximadamente 130 MPa.m^{1/2} foram obtidos em uma microestrutura nanoestruturada. Esses valores correspondem às propriedades mecânicas críticas dos aços *maraging*, o qual apresenta um custo de fabricação 30 vezes maior, por causa do alto teor de cobalto e níquel.

As diferentes frações volumétricas de ferrita bainítica e austenita retida leva a uma grande variação das propriedades mecânicas na qual tem suas aplicações voltadas principalmente para o setor automobilístico [19]. Existem outras aplicações que estão em pleno desenvolvimento como: eixos [20], aços resistentes ao desgaste [21] e componentes sinterizados [22].

Dessa forma, o presente estudo investigou a influência da temperatura de transformação, a fração volumétrica de austenita retida sobre a variação das propriedades mecânicas do aço comercial SAE 9254.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

O aço usado nesse trabalho foi fornecido pela ArcelorMittal Aços Longos (João Monlevade/MG) e corresponde ao aço SAE 9254, utilizado para a fabricação de eixos, molas helicoidais, ferramentas, hastes para amortecedores, etc. Sua composição química é descrita na tabela 1. Nota-se o alto teor de Si adicionado de modo a evitar a precipitação de carbonetos [5-7] e a presença de Mn e Cr, a qual

* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.

favorece a temperabilidade e inibe a formação de constituintes indesejáveis como a ferrita e perlita durante a têmpera.

O aço recebido no estado laminado a quente apresenta uma microestrutura de perlita fina e algumas ilhas de ferrita pró-eutetóide. Amostras foram usinadas como corpos de prova de tração e de impacto conforme as normas ASTM [23,24] a partir do aço fornecido como fio-máquina com diâmetros de 8 e 20 mm, respectivamente. Amostras foram austenitizadas a 900°C por 5 min e em seguida tratadas isotermicamente a 200, 220 e 270°C por 0,5 e 48 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°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 (Fig. 1). Nota-se na Figura 1 que as três temperaturas de tratamento isotérmico (200, 220, 270°C) selecionadas estão abaixo da temperatura de início de transformação martensítica (M_i) o que implica que uma dada fração volumétrica de martensita se formou no resfriamento inicial. Posteriormente, o restante da austenita residual se decompôs em bainita. Desta forma foi proposta a formação de bainita abaixo de M_i de acordo com trabalhos prévios [25-27].

Tabela 1. Composição química em %peso

Aço	C	Mn	Si	Cr	Ac_1 (°C)	Ac_3 (°C)
C-Si	0,54	0,58	1,43	0,47	766	820

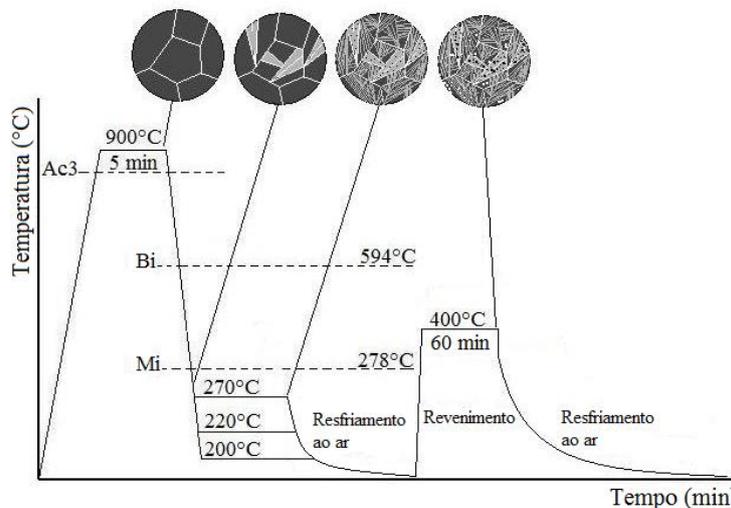


Figura 1. Representação esquemática do tratamento térmico visando à obtenção dos aços com estrutura multiconstituída de martensita, bainita e austenita retida.

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 e 594°C, calculadas de acordo com as equações 1 e 2 [28]. Outras amostras além de serem tratadas isotermicamente nas mesmas condições foram também revenidas a 400°C por 1 h de modo a comparar sua microestrutura e as propriedades mecânicas com as amostras tratadas isotermicamente. Os resultados de um trabalho anterior [29] mostram que grande parte da austenita retida presente foi decomposta a 400°C. Além disso, a escolha dessa temperatura se deve ao fato que esse aço é

* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.



comercializado na condição temperado e revenido, sendo a temperatura de revenimento a mesma utilizada nesse trabalho.

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

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

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

De acordo com a figura 1, para os tratamentos isotérmicos executados abaixo de M_i , certa quantidade de martensita se formou no resfriamento inicial, essa pode ser estimada pela aplicação da equação (3) de Koistinen e Marburger [30].

$$1 - V_{\alpha'} = \exp[-0,011(M_i - T_i)] \quad (3)$$

onde M_i e T_i representam as temperaturas de início de formação da martensita e de tratamento isotérmico, respectivamente. Essa martensita é revenida durante o tratamento isotérmico.

As amostras para metalografia foram preparadas pelo método convencional. O ataque químico foi realizado com o reativo Nital 2%. A análise microestrutural foi realizada através da microscopia eletrônica de varredura (MEV). Amostras para análises em microscopia eletrônica de transmissão (MET) foram cortadas na forma de disco com 3 mm de diâmetro e lixadas em lixas (SiC) de granulometria de 1200 até a redução de 50 μm de espessura final. Essas lâminas finas foram finalmente eletropolidas a baixa temperatura (-30°C) até ocorrer um furo vazante. Para isso, foi utilizada a máquina Tenupol-5 operada a 40 V. O eletrólito usado para realizar o furo consistiu em uma mistura de 80% de metanol, 15% de glicerol e 5% de ácido perclórico. Preparada as amostras, as mesmas foram levadas ao MET marca FEI-Tecnaí modelo G2-20 (200 kV) para uma melhor identificação dos constituintes e a verificação dos possíveis carbonetos presentes na microestrutura.

Foram realizadas análises de difração de elétrons retroespalhados (EBSD). Para isso, amostras dos corpos de prova Charpy tratadas isotermicamente por 0,5 h a 200, 220 e 270°C foram polidas em uma politriz automática por 1 h em sílica coloidal de 0,04 μm e os dados foram analisadas no software OIM através de mapas e texturas. Foi usado um MEV com filamento de W com potencial de aceleração de 20 kV e um passe de varredura de 0,5 a 3 μm .

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 20 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_{α} do Cu com uma taxa de 0,02°/min, tensão de 45 kV e corrente de 45 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_{γ} é a concentração de carbono da austenita retida em %peso e a_{γ} é o parâmetro de rede em Å [31,32].

* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

A figura 2 ilustra as micrografias das amostras tratadas isotermicamente a 200°C, 220°C e 270°C, e posteriormente submetidas ao revenimento. Todas as amostras apresentaram uma microestrutura constituída de martensita (α'), ferrita bainítica (α_b) e austenita retida (γ_r). No entanto, quanto menor à temperatura de tratamento isotérmico, menor a fração volumétrica de bainita. Isto ocorre porque há menos austenita para se transformar uma vez que certa quantidade de martensita se formou durante o resfriamento a partir de 900°C para a temperatura de tratamento isotérmico. Para as amostras posteriormente revenidas, certa quantidade de cementita precipitou-se a partir da austenita retida (γ_r). De acordo com trabalhos anteriores [13,33], a precipitação de cementita levou a uma diminuição do teor de carbono da austenita retida e conseqüentemente a formação de uma martensita não revenida, após o resfriamento até à temperatura ambiente. Além disso, as Figuras 2d a 2f mostram que a decomposição da austenita retida ocorre principalmente nos blocos (γ_b) (setas vermelhas), isso porque os filmes de austenita retida (γ_f) são mais estáveis termicamente devido ao maior teor de carbono em relação aos blocos de austenita retida [6].

A figura 3 apresenta os mapas de orientação e a presença de duas possíveis fases cristalográfica: FCC para austenita retida e BCC para a ferrita, que é de fato bainita. Algumas regiões contendo martensita têm sido também indexadas como BCC, mas esta é associada com uma baixa qualidade de indexação do padrão de difração provavelmente devido a elevada densidade de deslocamentos na qual induz uma menor qualidade de reconhecimento do padrão indexado pelo sistema automático [34], conforme pode ser observado na figura 3. Devido à baixa fração volumétrica de austenita retida e a resolução espacial do equipamento, foi impossível a visualização da mesma nos mapas feitos com 10000x de ampliação. A figura 4 apresenta os resultados de textura determinado por EBSD a partir da Fig. 3 para as amostras tratadas isotermicamente a 270°C/0,5 h Fig. 4(a) e 220°C/0,5 h Fig. 4(b). A presença das componentes Goss, Latão e Cobre na austenita retida são típicos de textura de transformação [35].

Através das imagens de microscopia eletrônica de transmissão (MET) foi possível observar a presença de bainita inferior em uma amostra tratada isotermicamente a 200°C/0,5 h e revenida a 400°C/1 h (Fig. 5a). A região em destaque na figura 3a ilustra a distribuição de carbonetos no interior da placa da bainita inferior. De acordo com Bhadeshia [36,37], os carbonetos usualmente se precipitam em uma única orientação cristalográfica, de tal modo que eles formam arranjos paralelos com aproximadamente 60° em relação ao eixo da placa. Já para a amostra tratada isotermicamente a 270°C/0,5 h e revenida 400°C/1 h podem-se observar filmes de austenita retida intercalados com os feixes de ferrita bainítica, Figura 5b.

* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.

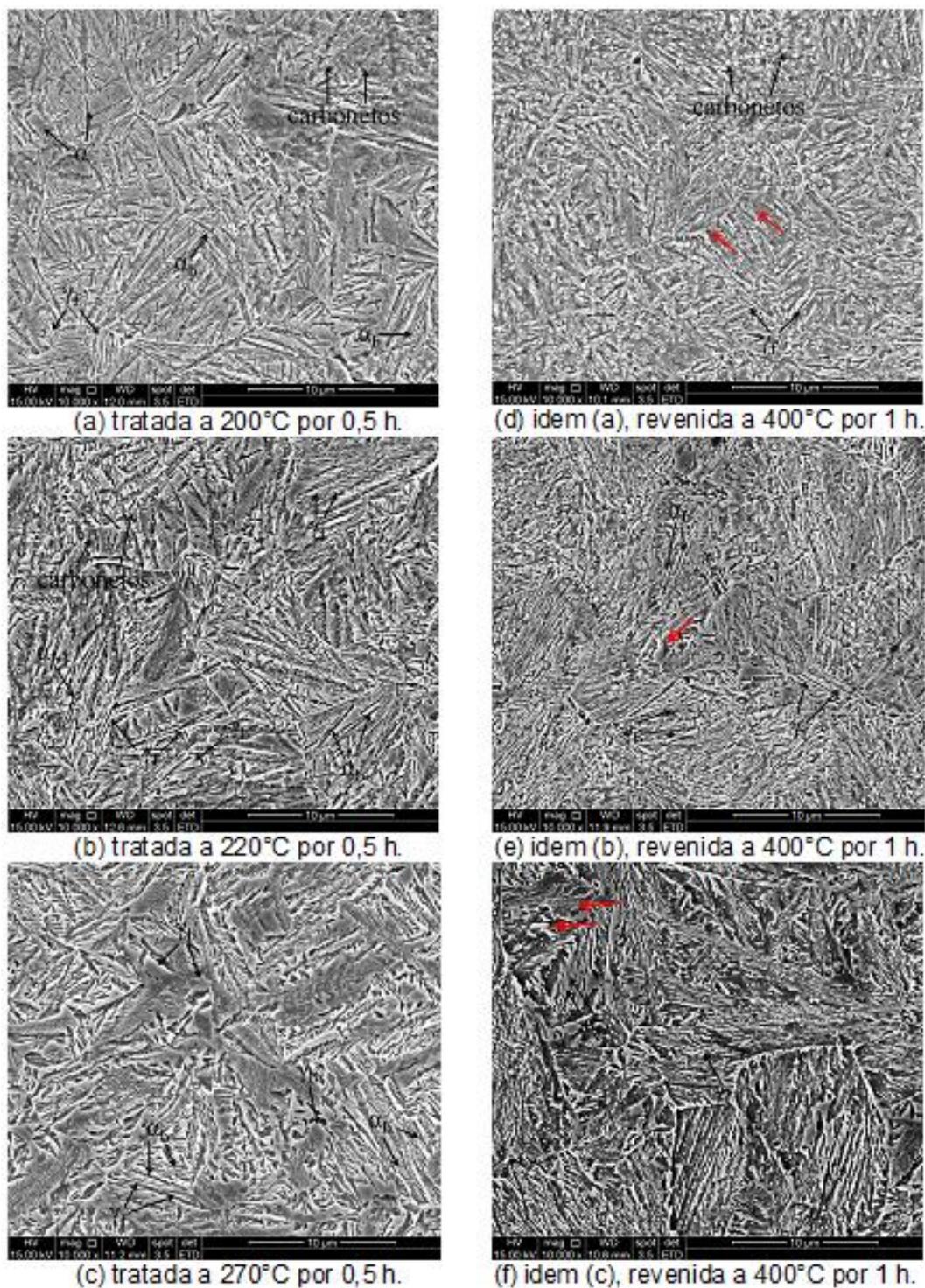


Figura 2. Microscopia eletrônica de varredura das amostras após a austenitização a 900°C e tratada isotermicamente a (a) 200; (b) 220; (c) 270°C por 0,5 h. As figuras (d), (e) e (f) representam as mesmas amostras, respectivamente, no entanto revenidas a 400°C por 1 h. As amostras foram atacadas com o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

* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.

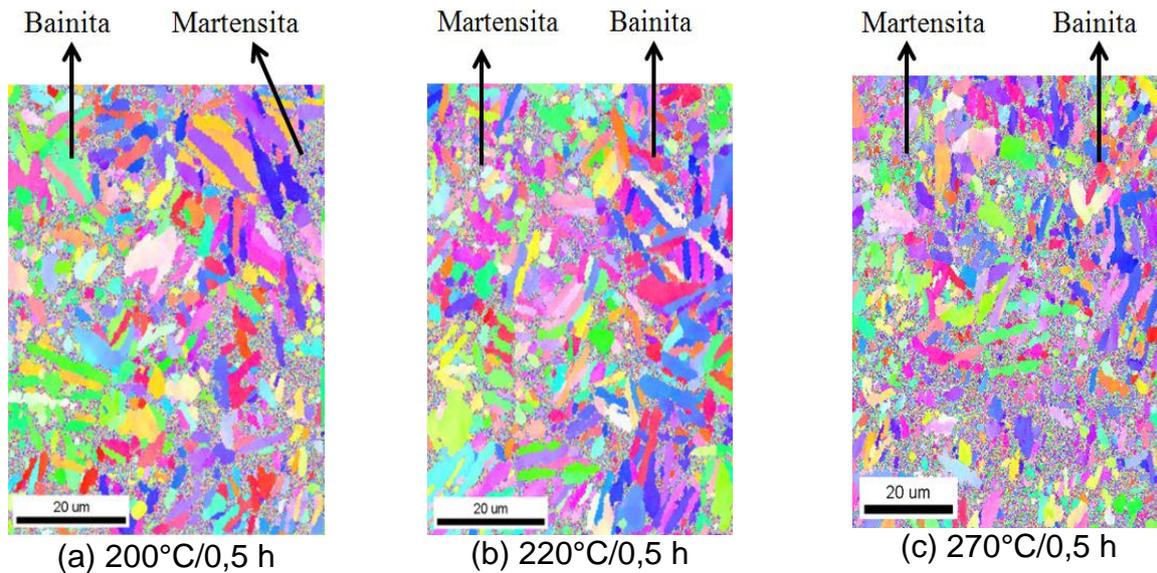


Figura 3. Mapa de orientação (EBSD) das amostras tratadas a 0,5 h em diferentes temperaturas.

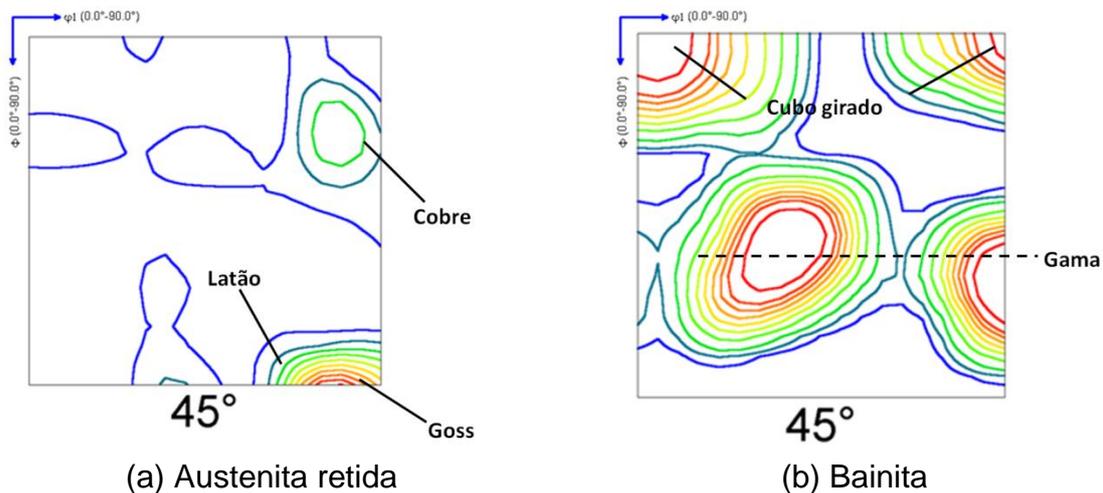


Figura 4. (a) Textura da austenita retida obtida da Figura 3c, ilustrando a presença das componentes Goss, Latão, Cubo girado; (b) Textura da bainita obtida da Figura 3b.

A Tabela 2 apresenta os resultados das propriedades mecânicas dos ensaios de tração e de impacto. Foram observados valores mais elevados de alongamento total (AT) para as amostras revenidas do que para as amostras tratadas isotermicamente. Isto ocorre por causa do revenimento (400°C) que leva a uma diminuição na densidade de deslocações geradas nas transformações martensítica e bainítica. Dessa forma, resulta em um aumento do percurso livre médio para as deslocações geradas durante o ensaio de tração [2]. A densidade de deslocações contribui para uma maior resistência [13], tal como pode ser observado para as amostras revenidas que apresentaram menor resistência em comparação com as amostras tratadas isotermicamente. Nota-se que a fração volumétrica de austenita retida não tem relação direta com os resultados das propriedades mecânicas de tração. No entanto, pode ser observada na figura 6 a influência significativa da austenita retida sobre os resultados dos ensaios de dureza e impacto Charpy [38]. De acordo com a Tabela 2, quanto maior a fração volumétrica de austenita retida, maior é a energia absorvida no ensaio de impacto. A presença de uma fase de elevada

* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.

dureza, tal como a martensita, contribui para uma baixa tenacidade, conforme investigado nos trabalhos anteriores [8,9]. Isto está de acordo com o presente trabalho, uma vez que para a menor temperatura de tratamento isotérmico (200°C) menor é a energia de impacto, devido a uma maior quantidade de martensita formada no resfriamento inicial.

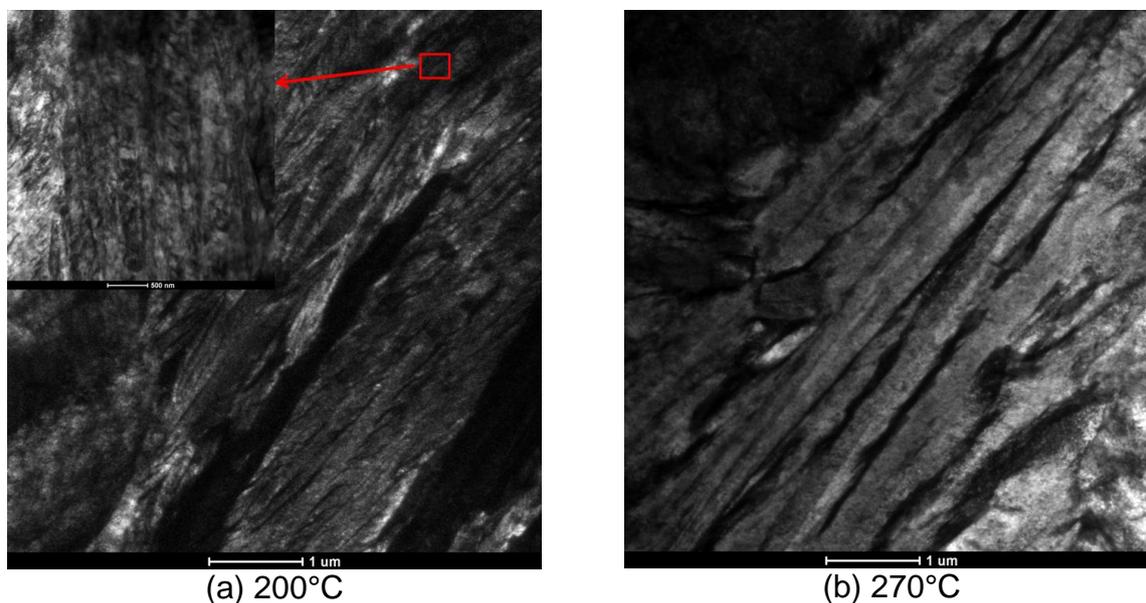


Figura 5. Microscopia eletrônica de transmissão após transformação isotérmica a 200 e 270°C por 0,5 h e revenidas a 400°C por 1 h.

Tabela 2. Fração volumétrica, conteúdo de carbono (C_V) da austenita retida (γ_r) e resultados das propriedades mecânicas: Limite de escoamento (LE) e de resistência (LR); Alongamento total (AT); Energia absorvida (EA)

Tratamento isotérmico (°C/h)	γ_r (%)	C_V (%)	α' (%)	LE (MPa)	LR (MPa)	EA (J)	AT (%)
200/0,5	13,4	1,3	57,5	1092	1994	15,1	4,2
200/0,5 e revenida 400°C/1 h	5,4*	1,0*	57,5	1692	1778	11,0	6,8
200/48	8,2	1,0	57,5	1651	2105	14,8	2,3
200/48 e revenida 400°C/1 h	2,7*	0,7*	57,5	1552	1685	10,0	7,2
220/0,5	14,2	1,0	47,1	1217	2020	17,1	4,1
220/0,5 e revenida 400°C/1 h	5,9*	1,6*	47,1	1460	1614	11,0	8,3
220/48	9,5	1,1	47,1	1650	1974	17,8	2,5
220/48 e revenida 400°C/1 h	4,4*	1,4*	47,1	1493	1623	13,4	8,1
270/0,5	18,4	1,7	8,4	1273	1729	24,5	4,2
270/0,5 e revenida 400°C/1 h	6,4	1,3	8,4	1102	1346	11,2	9,3
270/48	15,2	1,6	8,4	1500	1762	21,1	3,5
270/48 e revenida 400°C/1 h	3,5*	1,0*	8,4	1236	1428	11,5	7,0

*Valores não confiáveis devido à decomposição da austenita retida durante o revenimento.

Uma maior energia de impacto absorvida foi observada para as amostras tratadas a 270°C isso porque maior fração volumétrica de austenita retida e ferrita bainítica. Para as amostras revenidas pode ser observada uma menor energia de impacto absorvida e uma queda contínua dos valores de microdureza devido à decomposição da austenita retida.

* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.

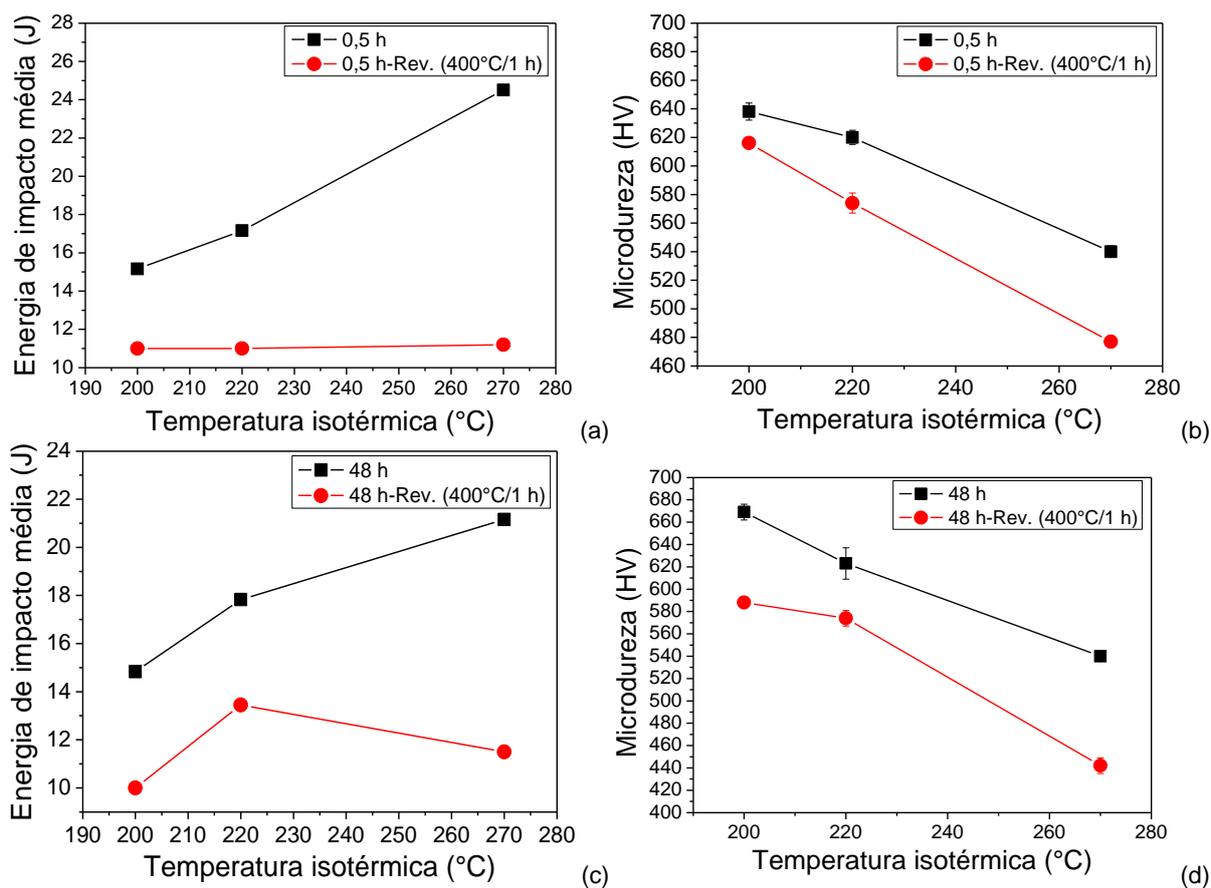


Figura 6. Resultados dos ensaios de impacto e os valores de microdureza a temperatura ambiente.

O limite de resistência e a energia de impacto absorvida para as amostras tratadas isotermicamente a 200°C, 220°C e 270°C por 0,5 h são apresentadas na Figura 7. As propriedades mecânicas dos aços maraging são também apresentadas para comparação [39]. Pode-se observar na Figura 7 que as propriedades mecânicas do aço estudado no presente trabalho são comparáveis com as dos aços maraging, os quais apresentam um custo de fabricação 30 vezes maior, por causa do alto teor de cobalto e níquel.

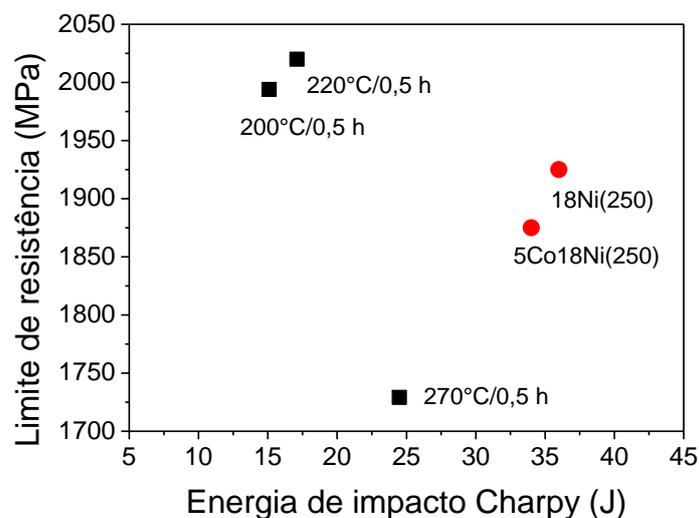


Figura 7. Limite de resistência e energia de impacto para o aço estudado comparado aos aços maraging.

* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.

4 CONCLUSÃO

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

- As amostras tratadas isotermicamente a 200, 220 e 270°C apresentaram os constituintes martensita, ferrita bainítica e austenita retida. A amostra tratada nessa última temperatura apresentou uma maior quantidade de ferrita bainítica e austenita retida, conforme a tabela 2 e figura 2.
- As amostras tratadas isotermicamente e revenidas apresentaram propriedades mecânicas de tração superiores às amostras apenas tratadas isotermicamente. No entanto, energia de impacto absorvida inferior às amostras tratadas isotermicamente devido a decomposição de austenita retida.
- Um grande efeito da fração volumétrica de austenita retida foi observado nos resultados da energia de impacto absorvida e de microdureza. Observou-se que quanto maior a fração volumétrica de austenita retida, maior foi a energia de impacto absorvida, independente se esta austenita retida estava na forma de filmes ou de blocos.

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 Honeycombe RWK, Bhadeshia HKDH. Steels Microstructure and Properties. 2nd ed. Londres: Gray Publishing; 1995.
- 2 Takahashi M, Bhadeshia HKDH. Model for transition from upper to lower bainite. Materials Science and Technology. 1990;6:592-603.
- 3 Chang LC. Microstructures and reaction kinetics of bainite transformation in Si-rich steels. Materials Science and Engineering A. 2004;368:175-182.
- 4 Caballero FG, Bhadeshia HKDH, Mawella KJA, Jones DG, Brown P. Very strong low temperature bainite. Materials Science Technology. 2002;8:279-284.
- 5 Kozeschnik E, Bhadeshia HKDH. Influence of silicon on cementite precipitation in steels. Materials Science Technology. 2008;24:343-347.
- 6 Bhadeshia HKDH, Edmonds DV. The Bainite Transformation in a Silicon Steel. Metallurgical and Materials Transaction A. 1979;10:895-907.
- 7 Leslie WC. The physical metallurgy of steels. Nova Iorque: Mc Graw-Hill; 1982.
- 8 Bhadeshia HKDH, Edmonds DV. Bainite in silicon steels: new composition-property approach, part 1. Metals Science. 1983;17:411-419.
- 9 Bhadeshia HKDH, Edmonds DV. Bainite in silicon steels: new composition-property approach, part 2. Metals Science. 1983;17:420-425.
- 10 Bhadeshia HKDH, Waugh AR. Bainite: an atom-probe study of the incomplete reaction phenomenon. Acta Metallurgica. 1982;30:775-784.
- 11 Chang LC, Bhadeshia HKDH. Carbon content of austenite in isothermally transformed 300M Steel. Materials Science and Engineering A. 1994;184:L17-L19.

* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.



- 12 Caballero FG, Bhadeshia HKDH. Very strong bainite - current opinion in solid state. *Materials Science*. 2004;8:251-257.
- 13 Garcia-Mateo C, Caballero FG, Bhadeshia HKDH. Development of hard bainite. *ISIJ International*. 2003;43:1238-43.
- 14 Garcia-Mateo C, Caballero FG, Bhadeshia HKDH. Superbainita, una nueva microestructura bainítica de alta resistênci. *Revista Metallurgy Madrid*. 2005;41:186-193.
- 15 Caballero FG, Chao J, Cornide J, García-Mateo C, Santofimia MJ, Capdevila C. Toughness deterioration in advanced high strength bainitic steels. *Materials Science and Engineering A*. 2009;525:87-95.
- 16 Garcia-Mateo C, Caballero FG, Chao J, Capdevila C, Andrés GC. Mechanical Stability of retained austenite during plastic deformation of super high strength carbide free bainitic steels. *Journal of Materials Science*. 2009;44:4617-24.
- 17 Caballero FG, García-Mateo C, Chao J, Santofimia MJ, Capdevila C, Andrés GC. Effects of morphology and stability of retained austenite on the ductility of TRIP-aided bainitic steels. *ISIJ International*. 2008;48:1256-62.
- 18 Caballero FG, Santofimia MJ, Capdevila C, García-Mateo C, García AC. Design of advanced bainitic steels by optimisation of TTT diagrams and T_0 curves. *ISIJ International*. 2006;46:1479-88.
- 19 Khare S, Lee K, Bhadeshia HKDH. Carbide-free bainite: compromise between rate of transformation and properties. *Metallurgical Materials Transaction A*. 2010;41:922-928.
- 20 Peet MJ, Hill P, Rawson M, Wood S, Bhadeshia HKDH. Fatigue of extremely fine bainite. *Materials Science and Technology – London*. 2011;27:119-123.
- 21 Zhang FC, Wang TS, Zhang P, Zhang CL, Lv B, Zhang M, Zhang, YZA. Novel method for the development of a low-temperature bainitic microstructure in the surface layer of low-carbon steel. *Scripta Materialia*. 2008;59:294-296.
- 22 Menapace C, Lonardelli I, Tait M, Moinari A. Nanostructured/ultrafine multiphase steel with enhanced ductility obtained by mechanical alloying and spark plasma sintering of powders. *Materials Science and Engineering A*. 2009;517:2009.
- 23 American Society for Testing and Materials. ASTM E8: Standard test methods of tension testing of metallic materials. West Conshohocken; 2008.
- 24 American Society for Testing and Materials. ASTM E23: Standard test methods for notched bar impact testing of metallic materials. West Conshohocken; 2012.
- 25 Radcliffe S, Rollason E. The kinetics of the formation of bainite in high-purity iron-carbon alloys. *Journal of the Iron and Steel Institute*. 1959;191:56-65.
- 26 Van Bohemen SMC, Santofimia MJ, Sietsma J. Experimental evidence for bainite formation below M_s in Fe-0.66C. *Scripta. Materialia*. 2008;58:488-91.
- 27 Kolmskog P, Borgenstam A, Hillert M, Hedström P, Babu SS, Terasaki H, Komizo Y. Direct observation that bainite can grow below M_s . *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2012;43A:4984-88.
- 28 Steven W, Haynes AG. The temperature of formation of martensite and bainite in low-alloy steels. *Journal of the Iron and Steel Institute*. 1956;183:349-356.
- 29 Junior JAC, Santos DB. Effect of tempering temperature on isothermal decomposition product formed below M_s . *Journal of Materials Research and Technology*. 2013;2:93-99.
- 30 Koistinen DP, Marburger RE. A general equation prescribing the extent of the austenite-martensite transformation in pure iron-carbon alloys and plain carbon steels. *Acta Metallurgica*. 1959;7:59-60.
- 31 Cullity BD, Stock SR. Elements of x-ray diffraction. 3ª ed. Nova Iorque: Addison- Wesley Publishing Co., Inc.; 2001.
- 32 Dyson DJ, Holmes B. Effect of alloying additions on the lattice parameter of austenite. *Journal of the Iron and Steels Institute*. 1970;208:469-474.
- 33 Saha Podder A, Bhadeshia HKDH. Thermal stability of austenite retained in bainitic steels. *Materials Science and Engineering A*. 2010;527:2121-28.

* *Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.*



- 34 Cabus C, Réglé H, Bacroix B. Orientation relationship between austenite and bainite in a multiphased steel. *Materials Characterization*. 2007;58:332-338.
- 35 Jonas JJ. Effect of austenite recrystallization on toughness of pipeline steels. *Materials Science Forum*. 2013;753:546-553.
- 36 Chang LC, Bhadeshia HKDH. Microstructure of lower bainite formed at large undercoolings below bainite start temperature. *Materials Science and Technology*. 1996;12:233-236.
- 37 Bhadeshia HKDH. The lower bainite transformation and the significance of carbide precipitation. *Acta Metallurgica*. 1980;28:1103-14.
- 38 Garcia-Mateo C, Caballero FG, Bhadeshia HKDH. Mechanical properties of low-temperature bainite. *Materials Science Forum*. 2005;500-501:495-502.
- 39 Rohrbach K, Schmidt M. Maraging steels. *ASM International Handbook. Properties and selection iron, steels, and high-performance alloys*. Materials Park, OH; 1990:793-800.

* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.