

PRODUÇÃO DE AÇO FUNDIDO AUSTEMPERADO DE ELEVADA RESISTÊNCIA MECÂNICA ¹

Maira Cristina Gonçalves Costa ²

Icaro Portela Pinheiro ²

Denilson José do Carmo ³

Dagoberto Brandão Santos ⁴

Resumo

Busca-se neste trabalho a produção de aços fundidos de alta resistência, tendo como objetivo a caracterização microestrutural e análise do comportamento mecânico de um aço alto carbono e baixa liga (0,7% C; 1,7% Si; 2,1% Mn; 0,62% Co; 0,6% Al; 0,28% Mo; 0,6% Ni; 0,6% Cr) austemperado em temperaturas e tempos variados para obtenção de uma microestrutura final contendo ferrita bainítica e austenita retida. A caracterização microestrutural foi realizada por microscopia óptica e eletrônica de varredura, usando os reativos nital 4%, LePera e tingimento a quente (*heat-tinting*). Através de testes de microdureza observaram-se resultados entre 595 e 749 HV, este último obtido para amostras de menor tempo de austêmpera: onde a transformação bainítica foi interrompida e a austenita se transformou em martensita. A análise por difração de raios-X para quantificação da fração volumétrica de austenita retida apresentou resultados entre 7 e 21%. Nas amostras austemperadas a 200°C observou-se a evolução da reação bainítica com o aumento do tempo de austêmpera. Para as amostras austemperadas a 250°C tanto o comportamento mecânico quanto a porcentagem de austenita retida não variaram significativamente, questionando-se a necessidade de maiores tempos de austêmpera e consequentemente maiores custos de beneficiamento.

Palavras-chave: Aço fundido; Caracterização microestrutural; Austenita retida; Bainita.

PRODUCTION OF CASTING HIGH STRENGTH AUSTEMPERED STEEL

Abstract

The research in this work was carry out for production of high-strength steel casting, with the objective of microstructural characterization and analysis of the mechanical behavior of a high carbon steel (0.7%C, 1.7%Si, 2.1%Mn; 0.62%Co, 0.6% Al, 0.28% Mo, 0.6%Ni, 0.6%Cr) austempered at various temperatures and times for a final microstructure containing bainitic ferrite and retained austenite. The microstructural characterization was performed by optical and scanning electron microscopy. By testing the microhardness results were observed between 595 and 749 HV. The latter result from a sample with smaller austempering time, where the bainitic reaction was stopped and austenite transformed to martensite. The analysis by X-ray diffraction to determine the volume fraction of retained austenite presents results from 7 to 21%. For samples austempered at 200°C it was observed the evolution of the bainitic reaction with the increase of austempering time. For the samples austempered at 250°C both the mechanical behavior and the percentage of retained austenite did not vary significantly, questioning the need for more time of austempering and consequently higher costs for production of this kind of steel.

Key words: Casting steel; Microstructural characterization; Retained austenite; Bainite.

¹ Contribuição técnica ao 64º Congresso Anual da ABM, 13 a 17 de julho de 2009, Belo Horizonte, MG, Brasil.

² Aluno de graduação em Engenharia Metalúrgica no Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola de Engenharia da UFMG.

³ Sócio da ABM – Aluno de Doutorado do CPGEM-UFMG, Pesquisador no SENAI-CETEF e Professor na Faculdade de Engenharia de Produção da Universidade de Itaúna - MG.

⁴ Sócio da ABM - Professor Associado do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais Escola de Engenharia da UFMG.

1 INTRODUÇÃO

A microestrutura bainítica do aço é conhecida desde 1930.^(1,2) A pesquisa recente está relacionada ao projeto da liga que leva a uma estrutura extremamente fina em função de uma resposta controlada no tratamento térmico. Uma das características indesejáveis da bainita no contexto de aços de alta resistência é a cementita, capaz de nuclear trincas e vazios de acordo com Bhadeshia e Edmonds.⁽²⁾

Segundo Bhadeshia e Edmonds,⁽²⁾ a microestrutura resultante quando se usa aço ligado com silício ou com alumínio, transformado em bainita superior, não apresenta carbonetos. O carbono é repartido para a austenita residual e não se precipita como a cementita, tornando a austenita estável a temperatura ambiente. A microestrutura obtida consiste de finas placas de ferrita bainítica separadas por regiões de austenita enriquecida de carbono estabilizada, ou seja, é capaz de ser resfriada até a temperatura ambiente sem se transformar em martensita.

A ausência da cementita e a presença da austenita visam também o aumento da tenacidade. Portanto, diferentemente dos aços de alta resistência aplicados industrialmente, busca-se uma microestrutura que não seja martensítica, nem perlítica, não contenha carbonetos e seja extremamente resistente no estado não deformado, de forma a não necessitar de trabalho termomecânico, além de não ser necessário o resfriamento rápido típico da têmpera; podendo ser aplicada em peças de grandes dimensões no processo convencional de fundição.

O Si não se dissolve na cementita suprimindo a precipitação do carboneto na austenita.⁽³⁾ A cementita tende a iniciar trinca de clivagem, sendo melhor sua eliminação nos aços de alta resistência. Por outro lado, os benefícios totais de um aço bainítico, isento de carbonetos, não são freqüentemente empregados. Isto porque a transformação para ferrita bainítica é cessada antes que o equilíbrio seja alcançado. Permanecem ainda grandes regiões de austenita não reagida, as quais se decompõem em martensita de alta dureza e frágil, que necessariamente terá que ser revenida.

A microestrutura da ferrita bainítica e austenita de alto carbono é muito similar à do ferro fundido nodular austemperado (ADI) e este apresenta excelente desempenho na resistência à fadiga.⁽⁴⁾ Enquanto o ferro fundido austemperado apresenta excelentes propriedades mecânicas, nódulos de grafita dispersos na matriz enfraquecem o material, uma vez que trincas são nucleadas na interface da matriz com estes. Se estes nódulos de grafita estão ausentes, deveria ser possível o alcance de alta tenacidade à fratura.

Assim, busca-se, neste trabalho, a eliminação da cementita pela elevação dos teores de silício, tendo como conseqüência a adição de austenita na microestrutura final estabilizada pelo carbono dissolvido, que não se precipita em forma de carbonetos.

Busca-se, portanto, o desenvolvimento de um método alternativo para fabricação de aço fundido extremamente resistente, barato sem necessidade de processamento mecânico ou tratamento térmico com exigência de alta velocidade de transformação.

Adotou-se uma linha de estudo sobre aços de alta resistência mecânica de alto carbono apropriado para o processo tradicional de fundição, cuja microestrutura final contém principalmente a bainita livre de carbonetos e austenita retida.

2 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Para a obtenção do aço fundido foi definida a forma de bloco tipo Y com base de 13 mm, como apresentado na Figura 1. Uma vez que não há uma definição de norma específica para este tipo de aço e não são conhecidos os aspectos relativos à fundibilidade do mesmo, este bloco foi decidido inicialmente para avaliação. Trata-se de um modelo de bloco padronizado pela ASTM A 897 para o ADI. Assim, parte das condições de obtenção dos corpos de prova seria similar à de trabalhos desenvolvidos para ADI, como o de Dias,⁽⁴⁾ o que poderia contribuir para futuras analogias e discussões. Um primeiro aspecto que se levanta é a questão da sanidade do fundido, das condições que este tipo de bloco possibilitaria à alimentação do aço. Foi realizada uma simulação de solidificação através do software *Magma* para verificar a aplicabilidade de obtenção do bloco sem defeitos de rechupes. A parte cinza, mais escura, indica a região solidificada sem a presença de rechupes. Sendo os corpos de prova usinados da região mais fina, base do bloco, este resultado indica que o bloco poderia ser utilizado para os experimentos.

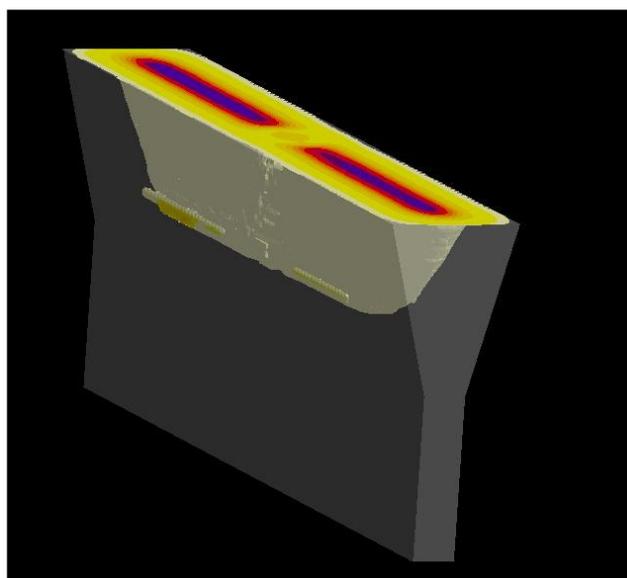


Figura 1. Esquema do bloco tipo Y obtido após análise da solidificação no software Magma.

As amostras analisadas neste procedimento possuem a mesma composição química, mas passaram por diferentes condições de tratamentos térmicos. Todas foram austenitizadas a 900°C com manutenção por duas horas, seguida de resfriamento no interior do próprio forno e, logo após, foram austemperadas, porém, em duas temperaturas diferentes: 200°C e 250°C. Para essas duas temperaturas foi variado o tempo de austêmpera. A composição química do aço analisado está listada na Tabela 1 e o tratamento térmico efetuado em cada amostra é descrito na Tabela 2.

Tabela 1: Composição química do aço utilizado (% peso).

Elemento	C	Si	Mn	Co	Al	Mo	Ni	Cr	P	S
Teor	0,7	1,7	2,1	>0,62	0,6	0,28	0,6	0,6	0,03	0,014

Tabela 2: Temperatura e tempo de austêmpera para cada amostra.

Temperatura (°C)	200	200	200	200	250	250	250	250	250
Tempo (h)	8	20	44	116	16	24	40	72	132

Foi utilizada a cabeça do corpo de prova de tração para a amostragem. Assim evita-se a presença de martensita formada por deformação plástica. As amostras foram embutidas a quente, lixadas e polidas de maneira convencional até o polimento final com pasta de diamante de 1 µm.

Após o polimento foram examinadas as inclusões não metálicas do aço através de microscopia óptica, em seguida foram feitos diversos ataques químicos com reativos variados a fim de encontrar uma descrição detalhada da microestrutura resultante para cada tempo de austêmpera e cada temperatura empregada. Foram realizados ataques com os reativos nital 4%, LePera e tingimento a quente (2 h a 260°C).⁽⁵⁾ As micrografias foram registradas através de microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura.

No teste de microdureza foi utilizado o microdurômetro Leitz, utilizando o penetrador Vickers com carga de 0,5 kg, foram realizadas pelo menos 20 medidas para cada amostra ao longo da diagonal da mesma.

Para quantificar a quantidade de austenita retida foi utilizado o método da difração de raios X. A fração de austenita foi quantificada⁽⁶⁾ a partir da integração dos picos mais intensos da austenita, caracterizados pelos planos (111), (200), (220) e (311); e de ferrita, caracterizados pelos planos (110), (200), (211) e (220).

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1 Caracterização da Microestrutura

A micrografia sem ataque revelou inclusões principalmente na forma de óxidos e algumas na forma de sulfetos. Para as amostras que foram austemperadas a 200°C observa-se, através do ataque com reativo nital 4%, uma evolução da transformação da bainita em função do aumento do tempo de austêmpera. Isto pode ser notado através das regiões escuras mais povoadas pelas agulhas de bainita. Na Figura 2(a) é apresentado o estágio preliminar de transformação para a amostra austemperada por 8 h. Nota-se algumas agulhas de bainita sobre uma matriz predominantemente martensítica (região clara, Figura 2). Nas Figuras 2 (c,d) nota-se uma microestrutura de placas de ferrita separadas por austenita não transformada.

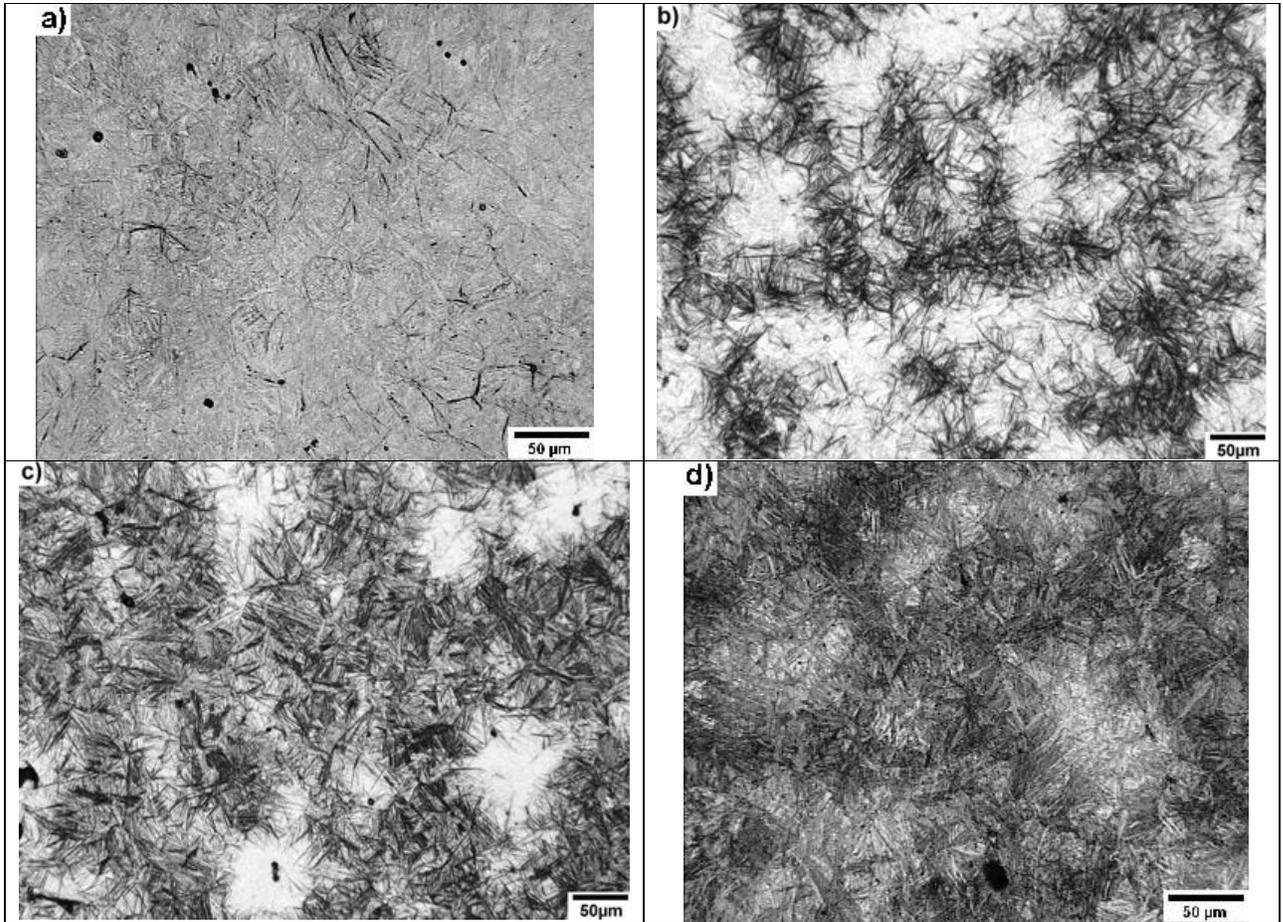


Figura 2 - Evolução da microestrutura com o tempo de austêmpera a 200°C. Austemperada 8 h (a), austemperada 20 h (b), austemperada 44 h (c), austemperada 116 h (d).

Observa-se para as amostras austemperadas a 250°C um aumento na formação bainita. Esse comportamento fica evidenciado na Figura 3, onde nota-se maior quantidade de bainita para a amostra austemperada por 40 h a 250°C em comparação com a amostra austemperada a 200°C por 44 h.

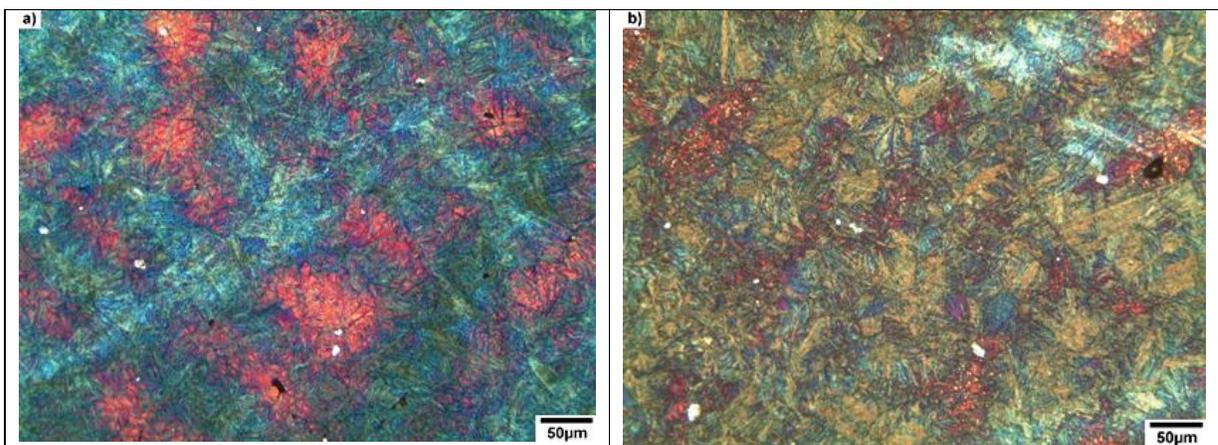


Figura 3, Ataque por tingimento a quente. Comparação entre amostras austemperadas a 200°C por 44 h (a) e 250°C por 40 h (b).

Pela análise da Figura 3, observa-se maior quantidade de bainita (revelada através da cor marrom) na amostra austemperada a 250°C, o ataque mostra a martensita na cor azul, e a austenita retida na coloração roxa.⁽⁵⁾

O crescimento da placa de bainita sem difusão requer que a transformação ocorra a uma temperatura abaixo de T_0 , quando a energia livre de bainita torna-se menor do que a de austenita de mesma composição. Suponha que a placa de bainita se forma sem difusão, mas que qualquer excesso de carbono é rapidamente rejeitado para a austenita residual. A próxima placa de bainita, então tem de crescer a partir da austenita enriquecida de carbono. Este processo deve cessar quando a concentração de carbono na austenita alcança a curva T_0 . A reação é considerada incompleta, uma vez que a austenita não atingiu sua composição de equilíbrio no ponto que a reação para.⁽³⁾

Foi encontrada uma região na microestrutura que não apresenta forma acicular e nem está disposta na forma de feixes (Figura 4 a).

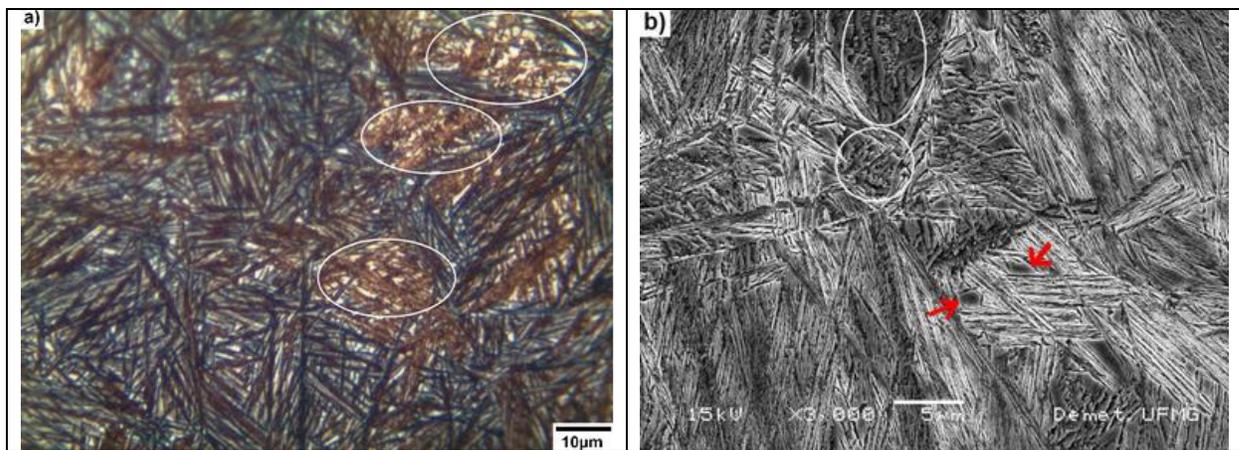


Figura 4. Microestrutura destacada pelas elipses. a) Ataque LePera, amostra austemperada 250°C por 72 h. b) MEV, amostra austemperada 250°C por 24 h, setas indicam região onde há austenita retida entre os feixes de ferrita bainítica. Regiões delimitadas por elipses foram caracterizadas como bainita superior.

Pela análise conjunta da micrografia eletrônica de varredura e óptica suspeita-se que a parte destacada na Figura 4 (a), trata-se de bainita superior. A observação com maior resolução revela os feixes de ferrita bainítica e austenita retida, indicadas pelas setas na Figura 4 (b).

3.2 Quantificação da Austenita Retida

A morfologia da austenita retida obtida é muito importante. Ela ocorre tanto em forma de blocos entre pacotes de ferrita bainítica, ou na forma de filmes finos distribuídos entre as placas de ferrita bainítica, esta última obtida principalmente em faixas de temperatura típicas da formação de bainita superior.^(3,7)

Para as amostras austemperadas a 200°C observa-se um aumento significativo na quantidade de austenita retida nas amostras com maior tempo de tratamento. Nas amostras austemperadas por 8 h e 20 h, a porcentagem de austenita retida ficou na faixa de 8%, no entanto, para as amostras com mais de 44 h essas apresentam aproximadamente 18%.

A princípio, espera-se que com um maior tempo de austêmpera menor a quantidade de austenita retida, pelo fato de haver um maior intervalo de tempo para

que a austenita se transforme em bainita e conseqüente enriquecimento em carbono na austenita, o que leva a sua estabilização. Mas o que foi observado na análise da difração de raios-X contrasta com esta situação, isso se deve ao fato da cinética de transformação da austenita ser mais lenta a 200°C. Assim, em intervalos menores não há tempo suficiente para a transformação bainítica, como nas duas primeiras amostras austemperadas a 200°C em que a austenita se transformou em martensita, como foi observado no item 3.1.

Já para as amostras seguintes, austemperadas por tempos superiores a 44 h, observou-se uma maior quantidade de austenita retida. Isso ocorre, pois com a nucleação e crescimento da ferrita bainítica, o carbono presente difunde para a austenita remanescente, e esse aumento do teor de carbono na austenita leva a temperatura M_s para valores abaixo de 0°C, o que permite que a austenita seja estável a temperatura ambiente e permaneça na microestrutura sem se decompor para martensita.

Para as amostras austemperadas a 250°C a porcentagem de austenita retida não variou significativamente, se situando na faixa de 17% a 21% e devido ao enriquecimento do teor de carbono na austenita, não foi observada martensita na microestrutura.

3.3 Propriedades Mecânicas

A Figura 5 ilustra a variação de dureza com o tempo de austêmpera para as temperaturas de 200°C e 250°C.

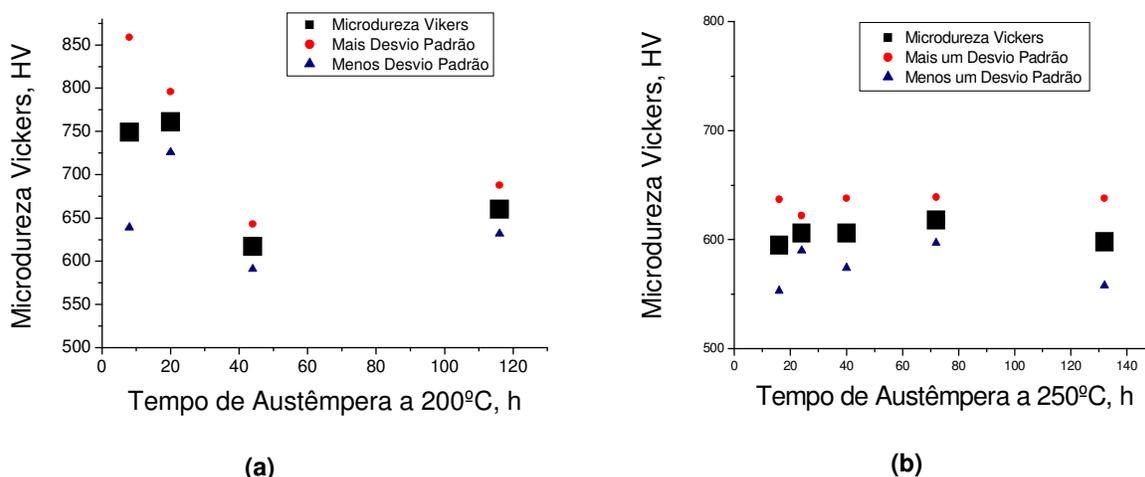


Figura 5. Microdureza Vickers em função do tempo de austêmpera e seus respectivos desvios padrão.

Para as amostras austemperadas a 200°C há uma diferença entre os valores de microdureza que variam de 616 HV a 749 HV (Fig. 5 (a)). As amostras com tempo de austêmpera menores apresentaram microdureza consideravelmente maiores em relação às demais, evidenciando ainda mais a presença de martensita, esta observada na micrografia ilustrada na Figura 2 (a).

O mesmo comportamento não foi observado para as amostras austemperadas a 250°C. Neste caso, os resultados foram próximos, variando entre 595 HV a 618 HV, visto que a microestrutura com ferrita bainítica e austenita retida predominou desde a amostra com menor tempo de austêmpera (Figura 5 b).

A Figura 6 a seguir apresenta o gráfico com uma relação entre a microdureza e a porcentagem de austenita retida.

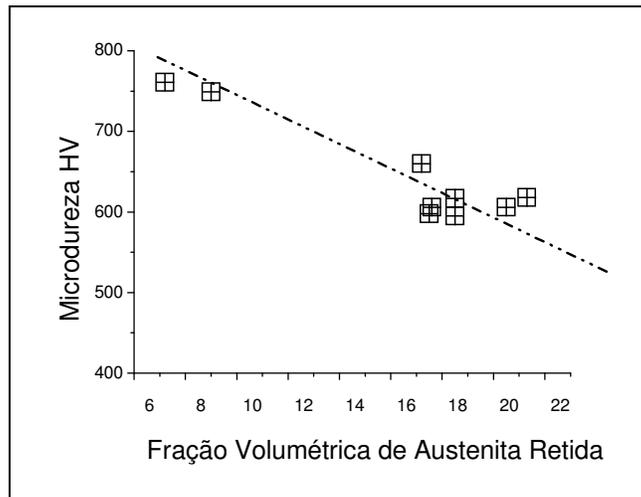


Figura 6. Variação da microdureza em relação à porcentagem de austenita retida.

Em concordância com os resultados apresentados na figura 6, nota-se que as amostras que possuem menor quantidade de austenita retida apresentam maior dureza, já as demais amostras estão em uma mesma faixa de valores, tanto para a austenita retida que varia de 17% a 21%, quanto para a microdureza que varia de 595 a 660 HV. Comprovando que há uma relação entre a quantidade de austenita retida e a microdureza. Por sua vez a fração volumétrica de austenita retida é essencial para obtenção de ductilidade nesses tipo de aço.

Segundo Caballero e Bhadeshia,⁽⁸⁾ está claro que a bainita pode ser obtida por transformações em temperaturas muito baixas. Não há possibilidade então de difusão dos átomos de ferro ou de solutos substitucionais. Uma consequência da baixa temperatura de transformação é que as placas de bainita são incrivelmente finas com 20 nm - 40 nm de espessura, tornando o material muito resistente. Este é um material com um volume nanocristalino, de baixo custo e que pode ser obtido sem processamento intensivo. Quando esta configuração da bainita é entremeada com filme fino de austenita, pode-se criar um novo material resistente e tenaz.

A dureza da bainita nanoestruturada pode ser tão alta quanto 690 HV, com limite de resistência que excede 2.200 MPa, resistência à compressão superior a 3.000 MPa, ductilidade na faixa de 5%-30% e valores de K_{IC} de até 45 MPam^{1/2}. As fontes originais para estes valores podem ser encontradas em uma revisão recente de Caballero e Bhadeshia.⁽⁹⁾

Para as amostras com microestrutura martensítica foi atingido o limite de resistência da ordem de 2.200 MPa e para as amostras com microestrutura bainítica o limite de resistência está situado entre 1.800 e 2.000 MPa. Este último resultado, obtido para a amostra austemperada por 116 h a 200 °C, está de acordo com a literatura mencionada anteriormente, Caballero e Bhadeshia⁽⁸⁾ e também com o trabalho recente de Wang *et al.*⁽¹⁰⁾ Nesse caso, os autores⁽¹⁰⁾ aplicaram o tratamento de austêmpera em temperaturas de 235°C por 8 h, ou 270°C por 3 h, em aço alto carbono e baixa liga (0,59 C; 1,61 Si; 0,56 Mn; 1,01 Cr; 0,13 V; 0,02 Al; 0,012 P; 0,011 S) e obtiveram limite de resistência na faixa de 1900 MPa, limite de escoamento de 1.610 MPa e alongamento total de 10%.

3 CONCLUSÕES

Para as amostras austemperadas a 200°C por 8 h e 20 h a microestrutura resultante foi algumas poucas agulhas de bainita sobre uma matriz martensítica e, para as demais amostras a microestrutura obtida é constituída de bainita e austenita retida.

A quantidade de austenita retida foi de aproximadamente 8% para as amostras com microestrutura martensítica e na faixa de 17% a 21% para as amostras com microestrutura bainítica. Nota-se que a quantidade de austenita retida não variou significativamente em função da temperatura e dos tempos de austêmpera, mas em função da microestrutura obtida.

Para as amostras austemperadas a 200°C por 8 h e 20 h foram obtidos resultados de dureza da ordem de 750 HV, comprovando a microestrutura martensítica observada nas micrografias. Os demais resultados estão na faixa de 595 HV a 660 HV.

Para as amostras austemperadas a 250°C, tanto o comportamento mecânico quanto a porcentagem de austenita retida não variaram significativamente, questionando a necessidade de maiores tempos de austêmpera e conseqüentemente maiores custos de produção.

REFERÊNCIAS

- 1 OHMORI, Y.; OHTANI, H.; KUNITAKE, T. The Bainite in Low Carbon Alloy Strength Steels. Transactions ISIJ, v. 11, p. 250-259.
- 2 BHADSHIA, H.K.D.H.; D.V. EDMONDS. The Bainite Transformation in Silicon Steel. Metallurgical Transactions, 10A, p, 895-907, 1979.
- 3 BHADSHIA, H.K.D.H. Bainite in Steels. 2^{ed}. Cambridge: IOM Communications, England 2001. 478 p. (ISBN 1-86125-112-2).
- 4 DIAS, J.F. Estudo do comportamento à fadiga em ferro fundido nodular austemperado (ADI) sujeito a carregamentos de amplitude variável. 2006. 01 v. Tese (Doutorado) - Departamento de Engenharia de Estruturas, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2006.
- 5 TIMOKHINA, I.B.; HODGSON, P, D.; PERELOMA, E.V. Effect of Microstructure on Stability of Retained Austenite in Transformation-Induced-Plasticity Steels. Metallurgical and Materials Transactions A. v. 35, p. 2331-2341, 2004.
- 6 CULLITY, B. D. Elements of X-Ray Diffraction, Addison-Wesley Publishing Company, Inc., Massachusetts, 2001. Chap. 12. pp. 347-361.
- 7 HONEYCOMBE, R. W. K. and BHADSHIA, H. K. D. H. The Bainite Reaction. In: Steels: Microstructure and Properties. London: Edward Arnold, 1995. Chap. 6, pp. 115-139.
- 8 CABALLERO, F.G.; BHADSHIA, H.K.D.H. Very strong bainite. Current Opinion in Solid State and Materials Science. n. 8, p. 251-257, 2004.
- 9 BHADSHIA, H. K. D. H. properties of Fine-Grained Steels Generated by Displacive Transformations. Materials Science and Engineering A, v. 481-482, p. 36-39, 2008.
- 10 WANG, T.S.; LI, X.Y.; ZHANG, F.C.; ZHENG, Y.Z. Microstructures and mechanical properties of 60Si2CrVA steel by isothermal transformation at low temperature Materials Science and Engineering A, v. 438-440, p. 1124-1127, 2006.

