

INFLUÊNCIA DE DIFERENTES TRATAMENTOS TÉRMICOS SOBRE A MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS DE DOIS AÇOS PARA APLICAÇÃO NA INDÚSTRIA DE ÓLEO E GÁS*

William Rodrigues Soares¹
Vicente Braz Trindade²
Geraldo Lúcio de Faria³
André Barros Cota⁴

Resumo

Este trabalho apresenta um estudo sobre a influência de diferentes ciclos de tratamentos térmicos sobre a microestrutura e propriedades mecânicas de dois aços (A e B) especificados pela norma API 5CT. O aço B tem um conteúdo de elementos de liga maior que o aço A. Caracterizou-se de forma qualitativa e quantitativa as microestruturas por meio de microscopia óptica e eletrônica de varredura. As propriedades mecânicas foram medidas por meio do ensaio de tração. As amostras do aço A submetidas ao resfriamento ao ar calmo e forçado apresentaram uma maior fração volumétrica do constituinte MA (martensita/austenita retida) em relação ao aço B e o aumento da taxa de resfriamento aumentou a quantidade de MA para os dois aços, o que resultou em um aumento no limite de resistência a tração para os aços A e B. As amostras que foram resfriadas ao ar calmo e ao ar forçado apresentaram menores limites de escoamento que as amostras temperadas e revenidas. Este resultado pode ser explicado pela presença de bainita e do constituinte MA nas amostras resfriadas ao ar calmo e ao ar forçado cuja presença gera uma maior densidade de discordâncias.

Palavras-chave: Tratamento térmico; Microestrutura; Propriedades mecânicas; Aço.

EFFECT OF DIFFERENT HEAT TREATMENTS ON MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF TWO STEELS APPLIED TO THE OIL AND GAS INDUSTRY

Abstract

The effect of different heat treatments on microstructure and mechanical properties of two steel, A and B, specified by API 5CT standard was studied. Steel B has the total alloy content higher than the steel A. The samples were characterized by optical and scanning electron microscopy, and the volume fraction of the constituent MA (martensite/retained austenite) was performed. Mechanical properties were evaluated by tensile testing. The steel samples submitted to the cooling air and forced air had a higher volume fraction of constituent MA than steel B and increasing the cooling rate increased the amount of MA for the two steels, which resulted in an increase in tensile strength for steels A and B. The samples cooled in air and forced air have lower yield strength values than quenched and tempered samples. This result can be explained by the presence of bainite and MA in the samples cooled in air and forced air which results in an increase in dislocation density.

Keywords: Heat treatment; Microstructure; Mechanical properties; Steel.

¹ Mestre em Engenharias de Materiais, REDEMAT, Universidade Federal de Ouro Preto (UFOP), Ouro Preto, MG, Brasil.

² Doutor, Gerente de Pesquisa e Desenvolvimento, Vallourec & Sumitomo Tubos do Brasil, Jeceaba, Minas Gerais, Brasil.

³ Doutor, Professor, DEMET, REDEMAT, UFOP, Ouro Preto, Minas Gerais, Brasil.

⁴ Doutor, Professor, DEFIS, REDEMAT, UFOP, Ouro Preto, Minas Gerais, Brasil.

1 INTRODUÇÃO

A extração de petróleo e gás e o revestimento de poços estão exigindo cada vez mais a crescente demanda por tubos de aços especiais e de alta resistência mecânica. Esta propriedade mecânica, junto com a durabilidade dos tubos são questões importantíssimas para a extração com segurança em grandes profundidades. Além disso, os tubos de aço empregados na extração de petróleo em águas profundas precisam levar em consideração o peso, diâmetro e a continuidade das tubulações. Isto pode parecer simples, mas não é, pois a produção de dutos com diferentes diâmetros a partir de uma mesma liga metálica requer outros tipos de procedimentos relacionados ao processo de fabricação. Talvez seja necessário desenvolver mais de um aço especial a serem usados na fabricação de tubos que serão instalados nos poços [1].

Del Sant *et al.* [2] estudaram as características microestruturais de um aço utilizado na extração de petróleo, grau P110, utilizando a microscopia ótica e submetendo as amostras a ataques sequenciais por três reagentes. Por meio desta metodologia, foi possível identificar os microconstituintes ferrita, martensita, bainita, perlita e MA (martensita/austenita retida). As frações volumétricas das fases após os ataques químicos foram de 8% de ferrita, 4% de austenita retida, 52% de martensita e 36% de bainita e perlita.

No seu trabalho, Silva [3] buscou definir parâmetros de tratamentos térmicos, realizados por meio de têmpera e revenimento, que conduzissem à obtenção de estruturas martensíticas revenidas em um tubo de aço com costura de baixo teor de carbono e microligado ao boro. O objetivo principal foi atingir os graus N80 tipo Q, L80 tipo 1, C95 e P110, de acordo com a especificação da norma API 5CT [4]. Os tubos foram austenitizados a 890°C por 50 minutos, temperados em água a temperatura ambiente e por fim revenidos entre 465°C e 650°C por 50 minutos. Observou que para os graus P110, C95 e L80 a temperatura de revenimento adequada é em torno de 480°C, 550°C e 610°C, respectivamente. Para alcançar o grau N80 podem-se utilizar as temperaturas de revenimento de 550°C, 590°C e 610°C, que atendem a norma proposta, ou seja, um limite de escoamento entre 552 e 758MPa é alcançado.

Verifica-se que é escassa a bibliografia referente ao estudo da microestrutura e propriedades mecânicas de aços utilizados no revestimento de poços e para a condução/extração de petróleo, especificados pela classe API 5CT [4]. Este fato justifica o interesse científico e também tecnológico deste trabalho, que busca mostrar a influência de distintos tratamentos térmicos sobre a microestrutura e as propriedades mecânicas.

A proposta deste trabalho é mostrar influência de ciclos de tratamentos térmicos: têmpera em diferentes meios seguida de revenimento, resfriamento ao ar e ao ar forçado, sobre a microestrutura e propriedades mecânicas de dois distintos tubos de aços utilizados no revestimento de poços e condução de petróleo. Para isto, buscou-se caracterizar de forma qualitativa e quantitativa a microestrutura por meio de microscopia ótica e eletrônica de varredura, enquanto as propriedades mecânicas foram medidas por meio do ensaio de tração à temperatura ambiente.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

2.1. Materiais

A siderúrgica Vallourec & Sumitomo Tubos do Brasil (VSB) forneceu amostras de dois distintos tubos de aço sem costura, aço A e aço B, que apresentam como características, baixos teores de elementos de liga e baixo teor de carbono em sua composição química (% em peso), como mostrado nas Tabelas 1 e 2. Os tubos dos aços A e B exibem diâmetro externo de 244,48mm e 367,00mm e espessura de 13,84mm e 27,62mm, respectivamente.

Tabela 1 – Composição química do aço A (% em peso)

Aço A	C	Mn	Mo	Ti	N	B
Máximo	0,260	0,600	0,330	0,020	0,007	adicionado

Tabela 2 – Composição química do aço B (% em peso)

Aço B	C	Mn	Mo	Ti	N	B
Máximo	0,290	1,000	0,450	0,010	0,012	-

2.2 Métodos

2.2.1 Amostras para tratamentos térmicos

As amostras que foram utilizadas para realizar os tratamentos térmicos foram retiradas na direção longitudinal dos tubos de aço sem costura. Foram duas amostras de distintas geometrias extraídas dos dois tubos de aço.

A geometria e dimensões das amostras do aço A, com formato de tira (fita), e B, com formato de barra, utilizadas nos tratamentos térmicos, foram definidas pela norma ASTM A370-12a [5] e E8/8M- 13a [6].

Nos tratamentos térmicos, as amostras dos aços A e B foram austenitizadas, utilizando o Forno Industrial Heating modelo TEM PERT 30/N2 da VSB, a 910°C com tempo de permanência de 15min. As amostras foram submetidas a quatro diferentes ciclos de tratamentos térmicos:

- Ciclo de tratamento térmico 1: resfriamento ao ar calmo até a temperatura ambiente; amostra denominada de AR CAL.
- Ciclo de tratamento térmico 2: resfriamento ao ar forçado durante 15 minutos e depois resfriado ao ar calmo até a temperatura ambiente. As amostras foram apoiadas em uma grade metálica e em seguida utilizou um jato de ar comprimido em toda a superfície das amostras; amostras denominadas de AR FOR.
- Ciclo de tratamento térmico 3: têmpera em água a temperatura de 29°C, seguida do revenimento (ciclo térmico 5) a 700°C por 15 minutos e resfriadas ao ar; amostra denominada de H2O.29REV.700
- Ciclo de tratamento térmico 4: têmpera em água a temperatura de 80°C, seguida do revenimento (ciclo térmico 5) a 700°C por 15 minutos e resfriadas ao ar; amostra denominada de H2O.80REV.700

Na têmpera, as amostras foram resfriadas na água com agitação suave no tanque Industrial Heating, modelo: TOR/180/500/500 da VSB. As amostras temperadas foram revenidas no Forno Industrial Heating, modelo: TEMPER/R30/N2 da VSB. A medição das temperaturas e das taxas de resfriamento das amostras nos fornos foi feita utilizando um termopar (Novus Smart-tmeter) colocado debaixo de uma amostra.

Três amostras foram submetidas a cada ciclo de tratamento térmico, sendo no formato tira para o aço A e formato de barra para o aço B, totalizando 12 amostras para o aço A e 12 amostras para o aço B.

2.2.2 Ensaio de tração

Todo o procedimento do ensaio de tração foi baseado nas normas ASTM E8/8M – 13ª [6] e ASTM A370 – 12a [5] e foi realizado à temperatura ambiente. Utilizou-se o equipamento EMIC 1000kN, modelo DL -100000, equipada com software e um extensômetro. Foram avaliados os limites de resistência e escoamento, e o alongamento percentual de todas as amostras.

2.2.3 Caracterização microestrutural

Para a análise microestrutural, utilizaram-se amostras que foram extraídas das extremidades dos corpos de prova de tração. Estas foram embutidas e submetidas ao processo de lixamento e polimento metalográfico padrão.

Depois do polimento, as amostras foram atacadas quimicamente por duas soluções: - Nital 5%, com tempo de imersão da amostra 5s; - solução tipo LePera, constituído de uma mistura na proporção de 1:1 de 1g de metabissulfito de sódio diluído em 100ml de água e uma solução de 4% de ácido pícrico em 100ml de etanol. O tempo de ataque foi de 30s com agitação das amostras submersas em um béquer. O LePera tem como objetivo revelar o microconstituente martensita/austenita retida (MA).

Para análise da microestrutura utilizou-se um microscópio óptico marca Leica da Empresa VSB, um microscópio óptico Olympus CX31 do Laboratório de Tratamentos Térmicos e Microscopia Óptica (LTM) do DEMET-UFOP e o microscópio eletrônico de varredura marca VEGA 3 TESCAN com DETECTOR EDS OXFORD X-ACT que se encontra no Nanolab - REDEMAT – Universidade Federal de Ouro Preto (UFOP). Foi realizada a metalografia quantitativa do microconstituente MA nas amostras que foram submetidas ao ciclo de tratamento térmico ao ar calmo e ao ar forçado. A técnica utilizada foi a contagem manual de pontos baseado na norma ASTM E562 – 11 [7]. Uma malha de 400 pontos foi criada utilizando para isto o programa CorelDRAW 12, em trinta imagens de regiões aleatórias com ampliação de 5000X foram obtidas de cada amostra.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1 Resultados

3.1.1 Ensaio de tração

As propriedades mecânicas limite de escoamento (L.E.), limite de resistência (L.R.) e alongamento percentual (AL%) obtidas nos ensaios de tração são mostradas nas Tabelas 3 e 4 para os aços A e B, respectivamente

Ao analisar os limites de escoamento e de resistência, observa-se que o aço B apresenta resultados superiores em relação ao aço A para todos os ciclos de tratamentos térmicos. Este resultado está relacionado à maior quantidade de elementos de liga em sua composição, Mn e Mo, e ao maior teor de carbono, que juntos aumentam a resistência mecânica pelo mecanismo de endurecimento por solução sólida.

O limite de escoamento é maior para as amostras H2O.29REV.700 e H2O.80REV.700 quando comparadas com as amostras AR CAL. e AR FOR. A

situação é invertida quando se analisa o limite de resistência, ou seja, as amostras temperadas e revenidas têm menores valores de limite de resistência que as amostras que foram submetidas aos resfriamentos ao ar calmo e ao ar forçado, isto estaria associado a maior capacidade de encruamento destas amostras durante o regime de deformação plástica uniforme.

Com relação ao alongamento, observa-se nas Tabelas 3 e 4 que o aço B apresenta valores bem menores que o aço A para os ciclos de tratamentos térmicos, ou seja, o aço B apresenta menor ductilidade que o aço A.

Tabela 3 – Aço A: LE (0,5%) = limite de escoamento medido a 0,50% de deformação; LR = limite de resistência; Al(%) = alongamento percentual. Média de 3 cps.

Ciclo de tratamento térmico	Média L.E. 0,50% (MPa)	Média LR (MPa)	Média AL [%]
AR CAL.	613	850	28
AR FOR.	610	882	27
H2O.29REV.700	690	795	34
H2O.80REV.700	675	791	35

Tabela 4 – Aço B: LE (0,5%) = limite de escoamento medido a 0,50% de deformação; LR = limite de resistência; Al(%) = alongamento percentual

Ciclo de tratamento térmico	Média L.E. 0,50% (MPa)	Média LR (MPa)	Média AL [%]
AR CAL.	632	913	18
AR FOR.	643	962	17
H2O.29REV.700	694	812	26
H2O.80REV.700	696	812	27

3.1.2 Microestrutura

Na Figura 1, observa-se as microestruturas obtidas via microscopia para o aço A das amostras resfriadas ao ar calmo. Nota-se que a microestrutura é constituída de ferrita poligonal (FP) e bainita com duas morfologias: (i) ferrita acicular associada com precipitação dentro das ripas (ou placas) de carbonetos (cementita ou carboneto épsilon), semelhante à bainita inferior clássica, denominada de bainita B₁ (Bramfitt e Speer, 1990); (ii) bainita granular (BG) e o constituinte MA (martensita e/ou austenita retida), que apresenta formato alongado ou equiaxial e se destaca pela coloração branca nas amostras atacadas com o reagente LePera. Este microconstituinte foi identificado na Figura 1(b). A bainita com morfologia do tipo B₁ também foi observada e descrita por Caballero et al. [8]. Na Figura 1(d), nota-se a presença do constituinte MA que se destaca pela morfologia sólida e de carbonetos (CAR) bem dispersos.

A microestrutura das amostras do aço B resfriadas ao ar calmo e das amostras dos aços A e B resfriadas ao ar forçado apresenta as mesmas características microestruturais que as descritas na Figura 1.

Na Figura 2 observa-se a microestrutura da amostra do aço A temperada em água a 29°C e revenida a 700°C, respectivamente, obtidas via microscopia ótica e eletrônica de varredura. Observa-se que a microestrutura é composta de martensita revenida e bainita, sem a presença do constituinte MA, devido à transformação da austenita em ferrita e carbonetos durante o revenimento.

A presença da bainita (placas de ferrita) na microestrutura revenida está associada ao fato de que a bainita se forma a temperaturas relativamente altas, quando comparada com a martensita, onde a microestrutura sofre recuperação durante a transformação. Assim, quando a microestrutura bainítica de um aço baixo carbono é revenida a temperatura de 700°C, existe apenas uma pequena recuperação e pouca mudança na morfologia das plaquetas de ferrita [9].

Verifica-se que as amostras do aço B temperadas em água a 29°C e revenidas a 700°C apresentam as mesmas características microestruturais do aço A. Também, as microestruturas das amostras dos aços A e B temperadas em água a 80°C e revenidas a 700°C, têm as mesmas características microestruturais das amostras temperadas em água a 29°C e revenidas a 700°C.

3.1.3 Metalografia quantitativa – MA

O resultado da quantificação do MA para as amostras que foram submetidas ao ciclo de tratamento térmico ao ar calmo e ao ar forçado é mostrado na Tabela 5, onde Vv representa a porcentagem da fração volumétrica em cada amostra.

Tabela 5 - Quantificação do microconstituente Martensita Austenita retida (MA).

Aço	Ciclo de Tratamento Térmico	Vv
A	AR CAL	3,4 ± 0,8
	AR FOR	5,4 ± 0,9
B	AR CAL	3,2 ± 1,0
	AR FOR	4,3 ± 0,5

Ao analisar os resultados da quantificação do MA na Tabela 5, observa-se que a maior fração volumétrica deste constituinte está presente nas amostras do aço A, em comparação ao aço B, tanto para o ciclo de tratamento térmico ao ar calmo quanto para o ar forçado.

Pode-se explicar a maior fração volumétrica do constituinte MA nas amostras do aço A devido à presença de boro em sua composição química. Sabe-se que o boro aumenta a temperabilidade do aço pela inibição da nucleação da ferrita proeutetoide e promovendo a transformação em bainita e/ou martensita [10,11]. Como o aço A é de baixo carbono, o boro foi efetivo em aumentar a temperabilidade bainítica, ou seja, aumentou a formação de bainita granular no resfriamento ao ar calmo e ao ar forçado.

Também se observa que a maior fração volumétrica de MA para um mesmo aço ocorre para o ciclo de tratamento térmico ao ar forçado em vez de ao ar calmo, ou seja, o aumento da taxa de resfriamento aumentou a fração do constituinte MA. Pode-se inferir que o aumento da taxa de resfriamento referente ao ar calmo para ar forçado aumentou a fração volumétrica de bainita granular formada e, por consequência, da fração volumétrica do constituinte MA. Outro fator importante para explicar o aumento da fração volumétrica de MA, é que uma maior taxa de resfriamento implica que a temperatura de início de formação da martensita (M_i) é alcançada mais rapidamente [12].

Resultados similares foram relatados por Takayama *et al.* [13], que analisaram o efeito do aumento da taxa de resfriamento de 1 para 5°C/s sobre a fração volumétrica do constituinte MA em aços de baixo carbono (0,15%) com e sem Nb, e por Smirnov *et al.* [13] que mostraram que o aumento da taxa de resfriamento de 0,9

para 10°C/s resultou no aumento da quantidade do constituinte MA em um aço de baixo carbono (0,07%C).

3.2 Discussão

O aumento da taxa de resfriamento, de ar calmo para ar forçado, aumentou os limites de resistência de 913MPa para 962MPa para o aço B e de 850MPa para 882MPa para o aço A. Este resultado está relacionado à maior fração volumétrica de MA nas amostras resfriadas ao ar forçado, bem como ao refinamento da microestrutura. Quando a taxa de resfriamento aumenta, do ciclo de tratamento térmico de ar calmo para ar forçado, a fração volumétrica do constituinte MA aumenta 3,4% para 5,4% para o aço A e de 3,2% para 4,3% para o aço B. Resultados similares são relatados por Han *et al.* [12] e Smirnov *et al.* [13].

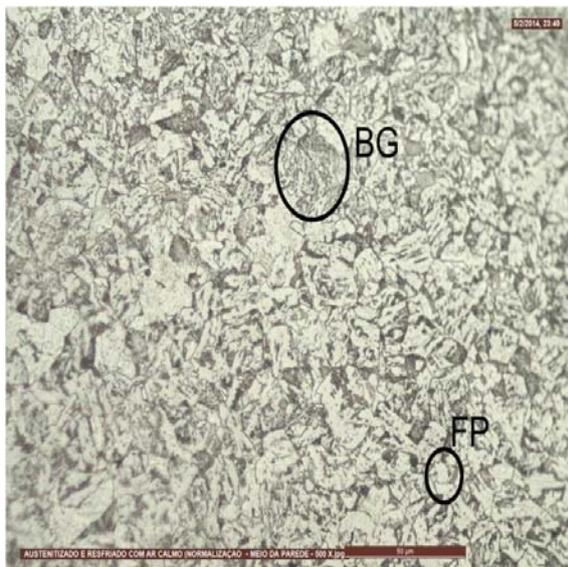
Com relação aos valores do limite de escoamento dos aços A e B (Tabelas 3 e 4), observa-se que eles não têm um comportamento similar aos valores do limite de resistência. As amostras que foram resfriadas ao ar calmo e ar forçado têm menores valores de limite de escoamento que as amostras temperadas e revenidas. Este resultado pode ser explicado pela presença de bainita e do constituinte MA na microestrutura das amostras resfriadas ao ar calmo e ar forçado.

A formação da bainita e do constituinte MA resulta em uma maior densidade de discordâncias [13] nas amostras resfriadas ao ar calmo e ar forçado e, além disto, discordâncias nucleiam próximas às interfaces entre o constituinte MA e a ferrita durante a deformação. Estas discordâncias diminuem o limite de escoamento dos aços, porque elas podem se mover facilmente no estado inicial de deformação, e elas aumentam o limite de resistência quando emaranhado de discordâncias aumenta com a deformação [14]. As amostras temperadas e revenidas, cuja discordâncias oriundas da transformação martensítica são parcialmente aniquiladas no processo de recuperação que ocorre no revenimento, apresentam um limite de escoamento maior que das amostras resfriadas ao ar calmo e ao ar forçado.

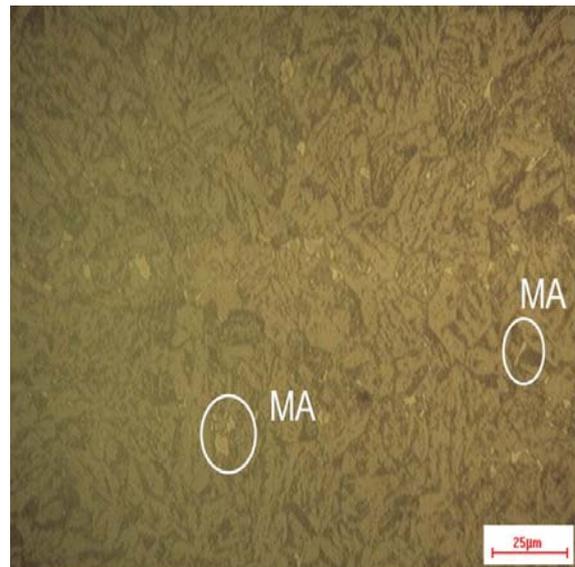
Para o aço B, a amostra resfriada ao ar forçado tem limite de escoamento maior que a amostra resfriada ao ar calmo e este resultado pode estar relacionado ao refino da microestrutura (diminuição do tamanho de grão ferrítico e das larguras das ripas de ferrita da bainita) devido ao aumento da taxa de resfriamento.

Ao comparar os resultados do alongamento percentual (tabelas 3 e 4) dos aços A e B, observa-se que o aço B apresenta menores valores em todos os ciclos de tratamentos térmicos realizados nesse trabalho em relação ao aço A. Este resultado está relacionado à maior quantidade de carbono e elementos de liga do aço B em relação ao aço A, que resulta em uma maior tendência em formar carbonetos, diminuindo o alongamento.

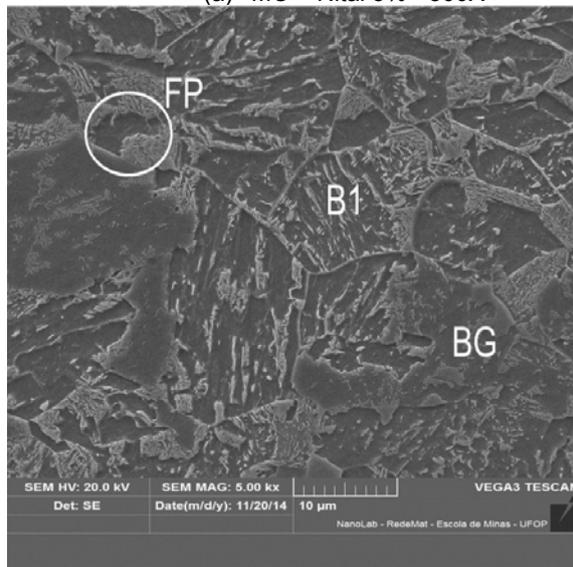
Nas Tabelas 3 e 4, pode-se observar que as amostras resfriadas ao ar calmo e ao ar forçado apresentam alongamento percentual menor do que das amostras temperadas e revenidas, tanto para o aço A quanto para o aço B. Este resultado pode ser explicado ao se analisar as microestruturas das amostras dos aços A e B resfriadas ao ar calmo e ao ar forçado, constituídas de ferrita poligonal e bainita (com morfologia de bainita granular, bainita B₁ e constituinte MA) e as microestruturas das amostras dos aços A e B temperadas e revenidas, constituídas de martensita revenida (ferrita e carbonetos) e bainita (pequena quantidade). As características microestruturais que aumentam o limite de resistência diminuem a ductilidade do material.



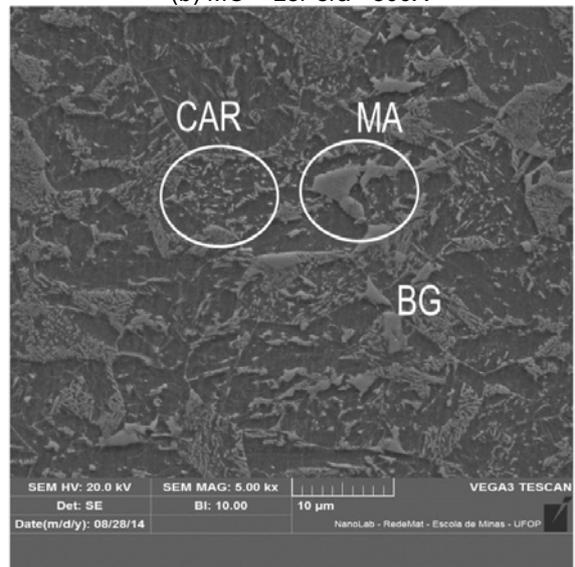
(a) MO – Nital 5% - 500X



(b) MO – LePera - 800X

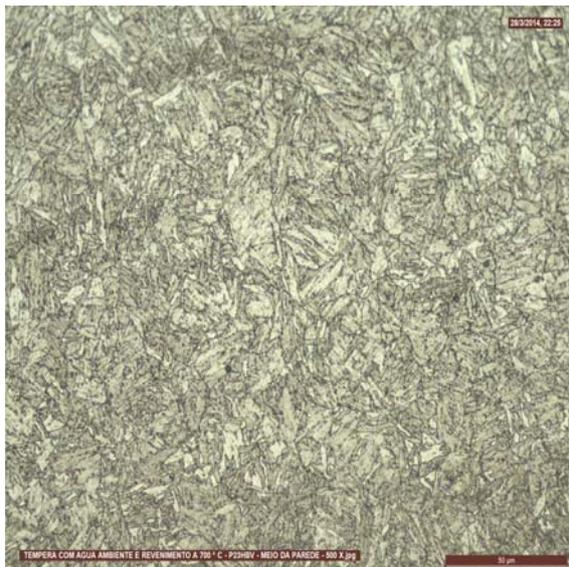


(c) MEV – Nital 5% - 5.000X



(d) MEV – LePera – 5.000X

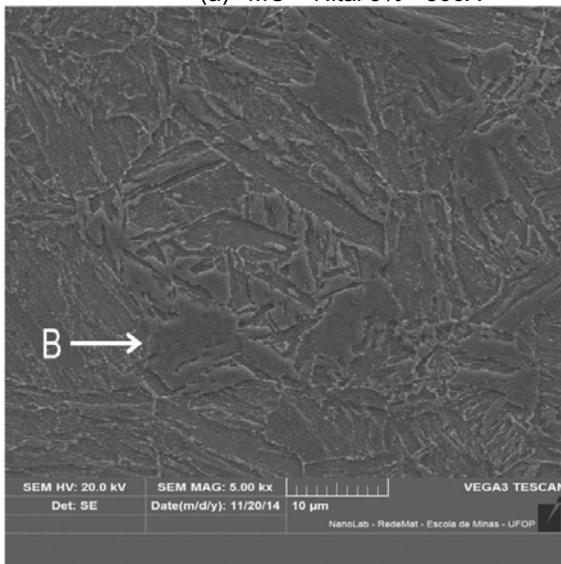
Figura 1 – Microestrutura das amostras do aço A submetidas ao ciclo de tratamento térmico com resfriamento ao ar calmo (AR CAL): (a) e (b) microscopia óptica; (c) e (d) microscopia eletrônica de varredura. FP – ferrita poligonal; B₁ – bainita como morfologia similar à bainita inferior; BG – bainita granular; MA – constituinte martensita e/ou austenita retida; CAR - carbonetos



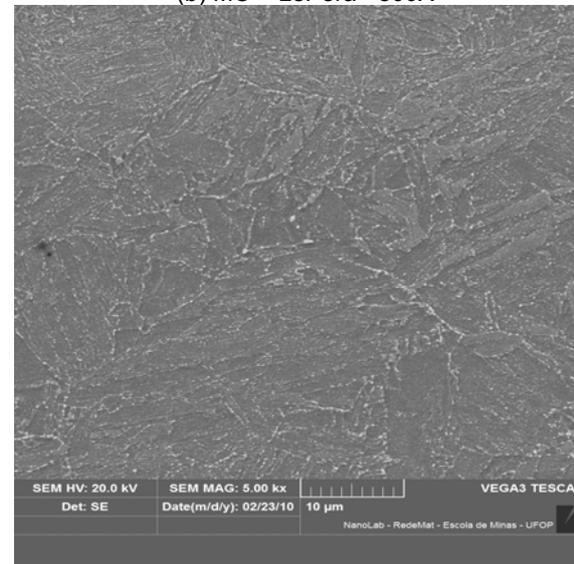
(a) MO – Nital 5% - 500X



(b) MO – LePera - 800X



(c) MEV - Nital 5% - 5000X



(d) MEV - LePera - 5000X

Figura 2 - Microestrutura das amostras do aço A submetidas ao ciclo de tratamento térmico com têmpera em água a 29°C e revenimento a 700°C (H2O.29REV.700): (a) e (b) microscopia óptica; (c) e (d) microscopia eletrônica de varredura

4 CONCLUSÃO

- Os aços A e B apresentaram praticamente as mesmas características microestruturais referentes ao ciclo de tratamento térmico ao ar calmo e ar forçado, ou seja, a microestrutura é constituída de ferrita poligonal, bainita B1, bainita granular, constituinte MA e carbonetos.
- Os aços A e B, submetidos à têmpera em água a 29 e a 80°C seguido de revenimento 700°C, têm uma microestrutura constituída de martensita revenida e pequena quantidade de bainita.
- As amostras do aço A submetidas ao resfriamento ao ar calmo e forçado apresentaram uma maior fração volumétrica de MA em relação ao aço B e o aumento da taxa de resfriamento de ar calmo para forçado aumentou a quantidade de MA para os dois aços, o que resultou em um aumento no limite de resistência de 913MPa para 962MPa para o aço B e de 850MPa para 882MPa para o aço A.

- O aço B apresenta maiores valores de limite de escoamento e limite de resistência e menores valores de alongamento percentual do que o aço A, para todos os ciclos de tratamentos térmicos. Os maiores valores limite de resistência para os dois aços são das amostras resfriadas ao ar calmo e forçado, cuja microestrutura é constituída de ferrita poligonal, bainita e constituinte MA.
- As amostras que foram resfriadas ao ar calmo e ar forçado têm menores valores de limite de escoamento que as amostras temperadas e revenidas. Este resultado pode ser explicado pela presença de bainita e do constituinte MA na microestrutura das amostras resfriadas ao ar calmo e ar forçado, cuja formação gera uma maior densidade de discordâncias.

Agradecimentos

À empresa Vallourec e Sumitomo Tubos do Brasil, VSB, e funcionários do Laboratório Mecânico. À REDEMAT, ao DEMET-UFOP e a CAPES pelo apoio financeiro.

REFERÊNCIAS

- 1 Silveira M. Grandes profundidades: Tubo & Companhia. São Paulo. 2010. [Acesso em 5 fev. 2014]; 33: 18 - 27. Disponível em <http://www.cipanet.com.br/revistatuboecia/revistas/033>.
- 2 Del Sant R et al. Análise da Microestrutura de um Aço Temperado e Revenido Utilizado na Extração de Petróleo na Camada Pré-Sal. In: 20º Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais - CBECIMAT; 2012; Joinville, Brasil.
- 3 Silva RC. Caracterização de um aço microligado ao boro e tratado termicamente utilizado na fabricação de tubos. [Dissertação de Mestrado].Guaratinguetá: UNESP; 2009.
- 4 API 5CT - American Petroleum Institute Specification for Casing and Tubing. 2011.
- 5 ASTM A370-12a - Standard Test Method and Def. for Mech. Testing of Steel Products, 2012
- 6 ASTM E8/8M- 13a - Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials, 2013
- 7 ASTM E562 – 11 - Standard Test Method for Determining Volume Fraction by Systematic Manual Point Count , 2011
- 8 Caballero et al., Influence of bainite morphology on impact toughness of continuously cooled cementite free bainitic steels. Journal Materials Science and Technology. 2012; v. 28: p.95-102.
- 9 Bhadeshia HKDH. Bainite in Steels: Transformations, Microstructure and Properties. London: IOM Communications; 2001
- 10 Kim S, Kang Y e Lee C. Variation in microstructures and mechanical properties in the coarse-grained heat-affected zone of low-alloy steel with boron content. Materials Science and Engineering A. 2013; 559: 178-186
- 11 Shigesato G, Fujishiro T,Hara T. Boron segregation to austenite grain boundary in low alloy steel measured by aberration corrected STEM–EELS. Materials Science and Engineering A. 2012; 556: 358 -365
- 12 Han SY et al. Effects of cooling conditions on tensile and Charpy impact properties of X80 linepipe steels. Metallurgical and Materials Transactions A. 2009; 41: 329-340
- 13 Smirnov MA et al. Effect of ferrite-bainite structure on the properties of high-strength pipe steel. Metallurgist. 2012; 56: 43-51.
- 14 Sung HK et al. Effects of Start and Finish Cooling Temperatures on Microstructure and Mechanical properties of Low-Carbon High-Strength and Low-Yield Ratio Bainitic Steels. Metall. Mater. Trans. A. 2014; 45: 2004-2013.