

AVALIAÇÃO DA INFLUÊNCIA DA TÊMPERA E REVENIMENTO NA MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS DE UM AÇO API 5L *

Larissa Fernandes Nunes¹
Raphael Henrique Morais Reis¹
Marcelly Quintão Oliveira²
Michelle Souza Oliveira³
Eustáquio de Souza Baêta Júnior⁴
Andersan dos Santos Paula⁵

Resumo

Os aços de alta resistência e baixa liga (ARBL), normalizados pelo Instituto Americano de Petróleo (API), são utilizados para fabricações de dutos de óleo e gás. Eles foram desenvolvidos para apresentar elevada resistência mecânica, elevada tenacidade, boa soldabilidade e ductilidade. O presente trabalho analisou a influência do tratamento térmico de têmpera e revenimento nas propriedades mecânicas e na microestrutura do aço API 5L X70. As ciclagens térmicas realizadas compreenderam um tratamento térmico de têmpera inicial com as temperaturas de encharque de 800 °C e 1000 °C e duração de 7 minutos, sendo o resfriamento em água a 20 °C, e as de revenimento de 530 °C e 600 °C com duração de 1 hora. Os resultados indicaram que os tratamentos térmicos realizados não influenciaram significativamente na dureza do material e através das análises da microestrutura o tratamento a 800 °C não foi suficiente para promover uma austenitização completa.

Palavras-chave: Aços API 5L; Tratamento Térmico; Microestrutura; Propriedades Mecânicas.

EVALUATION OF THE INFLUENCE OF QUENCHING AND TEMPERING ON MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF API 5L STEEL

Abstract

High strength low alloy steels (HSLA), regulated by American Petroleum Institute (API), are used for oil and gas pipeline fabrications. They were designed to be applied high mechanical strength, high tenacity, good weldability and ductility. This present work analyzed the influence of the quenching and tempering in the mechanical properties and in the microstructure of API 5L X70 steel. The thermal cycles comprised an initial quenching for the soaking temperatures of 800 °C and 1000 °C for 7 minutes with cooling in water at 20 °C, and tempering at 530 °C and 600 °C for 1 hour. The results indicate that the heat treatments applied didn't significantly influence the hardness and through the microstructure results the treatment at 800 °C wasn't enough to promote a complete austenitization..

Keywords: API 5L steels; Heat Treatments; Microstructure; Mechanical Strength.

¹ Engenheiro(a) Metalurgista, Mestrando(a) em Ciência dos Materiais do Programa de Pós-graduação em Ciência dos Materiais, Seção de Engenharia Mecânica e de Materiais – SE/4, Instituto Militar de Engenharia - IME, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

² Engenheira Química, Mestranda em Ciência dos Materiais do Programa de Pós-graduação em Ciência dos Materiais, Seção de Engenharia Mecânica e de Materiais – SE/4, Instituto Militar de Engenharia - IME, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

³ Engenheira Civil, Mestranda em Ciência dos Materiais do Programa de Pós-graduação em Ciência dos Materiais, Seção de Engenharia Mecânica e de Materiais – SE/4, Instituto Militar de Engenharia - IME, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

- ⁴ *Engenheiro Metalurgista, Mestre em Ciência dos Materiais, Doutorando em Ciência dos Materiais do Programa de Pós-graduação em Ciência dos materiais, Instituto Militar de Engenharia - IME, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.*
- ⁵ *Engenheira Metalurgista, Mestre e Doutora em Ciência dos Materiais, Professora Adjunta do Programa de Pós-graduação em Ciência dos Materiais e Graduação, Seção de Engenharia Mecânica e de Materiais – SE/4, Instituto Militar de Engenharia - IME, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.*

1 INTRODUÇÃO

O crescimento da indústria de petróleo e gás está impulsionando o desenvolvimento de materiais para produção de tubos utilizados em malhas dutoviárias. Do mesmo modo, o transporte de minério de ferro na forma de polpa, para grandes distâncias, também está sendo realizada por minerodutos. Com o aumento da demanda, a malha dutoviária existente está sendo amplamente utilizada e a implantação de novas linhas está tornando-se necessária. Desse modo, estudo sobre as propriedades mecânicas desses materiais se tornam cada vez mais relevantes buscando elevar a confiabilidade operacional desses dutos [1-5].

Tubos com diâmetros cada vez maiores são almejados visando aumentar a produtividade tanto pelo volume do fluido transportado quando pela redução na espessura do material utilizado. Esses tubos só foram concretizados com o desenvolvimento dos aços de graus elevados que são normatizados pela API (*American Petroleum Institute*). Esses materiais apresentam relações de soldabilidade, resistência mecânica e tenacidade cada vez melhores [6-8].

Aços microligados da classe API 5L são empregados para produções de dutos para transporte de petróleo e gás natural e também podem ser utilizados para trabalhos em elevadas profundidades. Eles apresentam baixos teores de carbono e elementos de liga como Nb, Ti e V o que caracteriza os aços de alta resistência e baixa liga (ARBL). Esse aço possui limite mínimo de escoamento de 485 MPa para o grau X70. Em sua forma mais simples, a microestrutura é constituída por ferrita e perlita [9-12].

O carbono equivalente (CE) que relaciona os microligantes do material, influência consideravelmente nas propriedades do mesmo. Valores elevados favorecem o aumento da resistência mecânica, mas reduzem a soldabilidade [13].

As equações para obtenção do CE para aços microligados da classe PSL2 com percentual em peso de carbono <0,12% e >0,12% são apresentadas nas Equações 1 e 2, respectivamente. Para carbono <0,12% o CE máximo é 0,25% e para carbono >0,12% é 0,43% [12].

$$C_{epcm} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{20} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B \quad (1)$$

$$C_{eiw} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{(Cr+Mo+V)}{5} + \frac{Ni+Cu}{15} \quad (2)$$

As propriedades mecânicas desses materiais resultaram da interação de diferentes mecanismos de endurecimento; entre eles pode-se citar o endurecimento por refino de grão, solução sólida, precipitação e o encruamento da ferrita que podem ser obtidos por tratamentos térmicos e termomecânicos [14]. Para realização adequada de tratamentos térmicos é necessário conhecer as temperaturas que delimitam o campo intercrítico do material. Essas temperaturas são referidas como temperaturas críticas. Fórmulas empíricas que correlacionam a composição química do aço com as temperaturas críticas foram elaboradas por [15]. Elas estão apresentadas nas Equações (3) e (4), sendo A_{C1} referente a temperatura crítica inferior e A_{C3} superior:

$$A_{C1} = 723 - 10,7Mn - 16,9Ni + 29,1Si + 16,9Cr + 290As + 6,38W \quad (3)$$

$$A_{C3} = 910 - 203C - 15,2Ni + 44,7Si + 104V + 31,5Mo + 13,1W - (30Mn + 11Cr + 20Cu - 700P - 400Al - 120As - 400Ti) \quad (4)$$

A ferrita, principal microconstituente destes aços, pode apresentar distintas morfologias a citar [16]:

- Ferrita Aliotomorfa de contorno de grão: é formada em temperaturas inferiores a A_{c3} através do resfriamento nucleando no contorno de grão da austenita. Apresenta uma forma que não condiz com sua simetria cristalina interna. Isso acontece pelo fato que ela apresenta tendência de nuclear nas superfícies dos grãos da austenita, construindo camadas que seguem para os contornos de grão [16,17];
- Ferrita Widmanstätten: cresce através de planos bem definidos no interior dos grãos da austenita não crescendo através dos contornos de grão. Este tipo de ferrita é encontrada em aços com baixos teores de carbono (inferior a 0,4%) e em grãos grosseiros da austenita [16];
- Ferrita Idiomorfa: são cristais equiaxiais que nucleiam no interior do grão austenítico, preferencialmente em inclusões não metálicas [16];
- Ferrita Intragranular: apresenta forma de placas que se assemelham com as que crescem através dos contornos de grão, mas nucleiam dentro do grão austenítico [16].

O objetivo do trabalho proposto foi avaliar a influência da temperatura de encharque nos tratamentos térmicos de têmpera e revenimento na propriedade mecânica dureza e na microestrutura do aço API 5L X70 utilizado para fabricação de linhas dutoviárias. Para isso, o material foi submetido a tratamentos térmicos: (i) de têmpera em 2 temperaturas de encharque, 800 e 1000 °C por 7 minutos, seguido de resfriamento em água a 20 °C; e (ii) por último, revenimento em temperaturas de 530 e 600 °C por 1 hora seguido de resfriamento ao ar. O tempo de encharque de 7 minutos para têmpera foi calculado com base na espessura das amostras e utilizando o parâmetro de 1 pol/h (as perdas térmicas oriundas do processo também foram consideradas). O tempo de 1 hora para o revenimento foi selecionado com base em pesquisas realizadas por [17]. Para avaliação das modificações estruturais, foram realizados ensaios tais como Microscopia óptica (MO), Difração de Raio-X (DRX) e macrodureza Rockwell-B para avaliar respectivamente a microestrutura, as fases presentes e dureza resultantes destes tratamentos.

2 DESENVOLVIMENTO

2.1 Material e Métodos

O material estudado foi obtido na forma de um tubo com espessura de 3/8", diâmetro externo de 12" e comprimento de 800 mm. A liga se trata de uma aço da classe API 5L X70 onde a composição química global estimada por espectrometria de emissão óptica está apresentada na Tabela 1.

Tabela 1. Composição química do material em estudo (% em massa).

C	Si	Mn	Ti	Cu	V	Nb	Ni	Cr	Mo
0,065	0,275	1,542	0,016	0,009	0,054	0,063	0,012	0,248	0,002

Sete amostras com dimensões de aproximadamente 15 x 20 mm foram extraídas do tubo para realização do trabalho. Após o corte uma das amostras foi retirada para que se pudesse caracterizar o material no estado como recebido enquanto outras 6 seguiram para a etapa de realização dos tratamentos térmicos. Essas 6 amostras foram separadas inicialmente em 2 grupos, com 3 amostras cada, a fim de serem submetidas ao tratamento térmico de têmpera nas duas temperaturas de encharque selecionadas (800 °C e 1000 °C) por 7 minutos seguido de resfriamento em água a

20 °C. Das 3 amostras contidas em cada um desses 2 grupos foi separada 1 amostra para ser caracterizada na condição somente temperada e as outras 2 amostras restantes de cada grupo foram encaminhadas para o tratamento térmico de revenimento nas 2 temperaturas de encharque adotadas (530 °C e 600 °C) por 1 hora com resfriamento ao ar.

Após, as amostras foram preparadas seguindo procedimento comum com o intuito de realizar análises metalográficas via microscopia óptica, identificação das fases por difração de raios-X e ensaio de macrodureza HRB. Os corpos de prova foram submetidos ao lixamento até a granulometria de 2000 mesh seguido por polimento mecânico com alumina de 1 µm e 0,3 µm. Em seguida foram atacadas quimicamente com o reagente Nital 2% (solução composta por 2 mL de ácido nítrico (HNO₃) em 98 mL de álcool etílico) durante 20 s de aplicação.

Aspectos microestruturais (determinação dos microconstituintes e morfologia) e modificações resultantes dos tratamentos térmicos adotados foram analisadas por microscopia óptica (MO) com aumentos de 1000x.

Foram realizados ensaios de macrodureza Rockwell-B no durômetro Pantec modelo RBS com pré-carga de 10kgf.

As amostras foram submetidas à difração de raios-X em um difratômetro PANalytical, modelo MRD Pro, com anodo de Cobalto, acoplamento θ -2 θ (ângulo de Bragg) no modo passo-a-passo, no intervalo angular de 45° a 110° de 2Theta, com passo angular de 0,02°, 100 segundos por passo na faixa de trabalho de tensão e corrente de 40 kV e 45 mA, respectivamente.

2.2 Resultado e Discussão

Através da análise da composição química presente na Tabela 1, verificou-se que o material é característico de um aço classificado pela norma API 5L como API 5L X70. O material apresenta %C <0,12%, então o seu carbono equivalente pode ser obtido pela Equação 1 sendo igual a 0,169%. Este valor é inferior ao valor máximo imposto pela norma indicando o baixo percentual em massa de elementos de liga.

No material como recebido, presente na Figura 1, observa-se uma microestrutura composta de uma segunda fase (região escura) dispersa em uma matriz ferrítica (região clara).

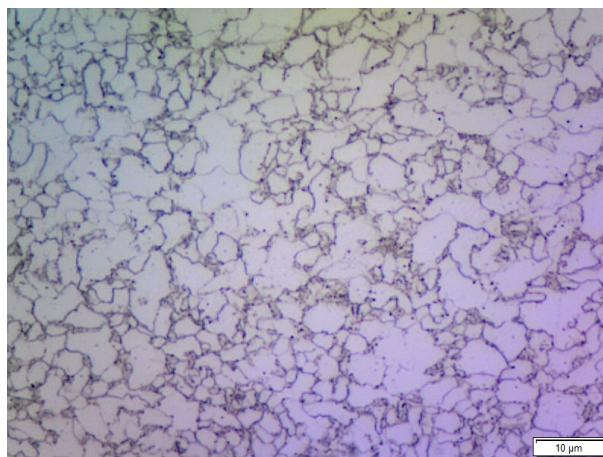


Figura 1. Microestrutura do material como recebido com aumento de 1000x no MO.

As Figuras 2a e 2b ilustram as microestruturas das amostras submetidas ao tratamento térmico de têmpera nas temperaturas de encharque de 800 °C e 1000 °C

e resfriadas em água a 20 °C, respectivamente, com auxílio do MO. Segundo as Equações (3) e (4), os valores de A_{C1} e A_{C3} são aproximadamente 720 °C e 832 °C, respectivamente. Assim, em relação a microestrutura, observa-se que para a temperatura de encharque de 800 °C (Figura 2a), que segundo as equações está localizada no campo intercrítico, não ocorreu uma completa austenitização que pode ser evidenciada pela predominância da fase ferrita poligonal e/ou equiaxial e carbonetos [11,17].

Microestruturas derivadas da austenita que se transformam em ferrita e cementita podem apresentar estrutura ferrítica-bainítica. A bainita superior é composta por feixes ou agregados de cristais ferríticos paralelos que apresentam formato de ripas finas separados por regiões de fases residuais. A bainita inferior é constituída por cristais de ferrita apresentando formato de plaquetas e contendo carbonetos finos e alinhados em seu interior [18].

Através da análise da literatura disponível observa-se que o material tratado a 1000°C, presente na Figura 2b e segundo as Equações (3) e (4) está temperatura se encontra no campo austenítico, pode apresentar uma microestrutura composta por bainita superior dispersa em um matriz de ferrita e indícios da transformação martensítica. A ferrita nesta microestrutura se faz presente com morfologias acícula, alotriomórfica nos contornos de grão e Widmanstätten.

Microconstituintes aciculares (bainita e ferrita) fornecem barreiras para a propagação intergranular de trincas favorecendo a resistência mecânica do material [19].

O material em estudo apresenta baixo CE sendo assim durante o aquecimento a austenita formada não será enriquecida em elementos de liga desfavorecendo que ao final do resfriamento em água coexista uma microestrutura completamente martensítica.

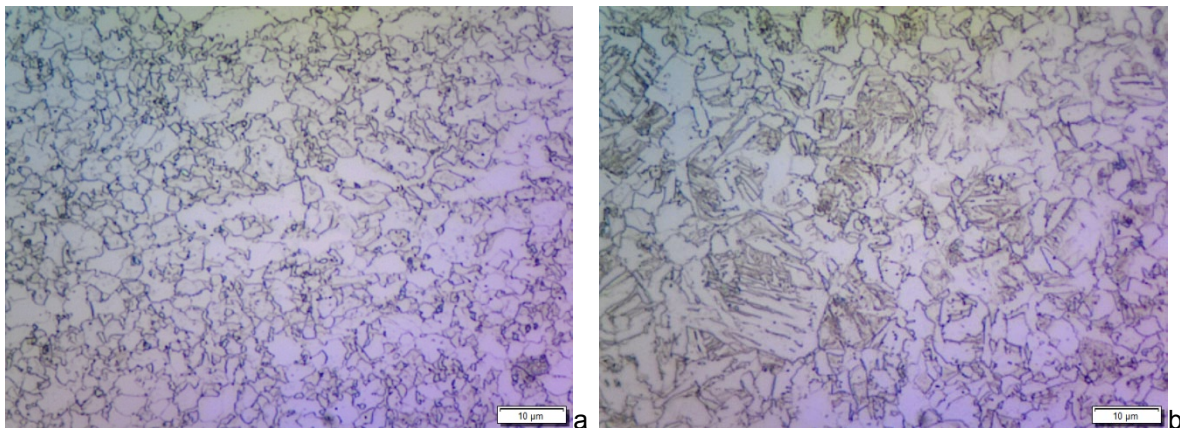


Figura 2. Microestrutura das amostras temperadas; (a) 800 °C e (b) 1000 °C com aumento de 1000x no MO.

As Figuras 3a e 3b exibem as microestruturas das amostras tratadas a 800 °C e revenidas a 530 °C e 600 °C, respectivamente, com aumento de 1000x (MO). As Figuras 4a e 4b ilustram as microestruturas das amostras tratadas a 1000 °C e revenidas a 530 °C e 600 °C com aumento de 1000x (MO). Observa-se que para ambos os tratamentos as temperaturas de revenimento não provocaram mudanças significativas na microestrutura. As imagens referentes as amostras tratadas a 800 °C (Figuras 3a e 3b) apresentam uma microestrutura composta por carbonetos dispersos na matriz ferrítica. Para as amostras tratadas a 1000 °C (Figuras 4a e 4b) observa-se a presença de ferrita com morfologias acícula, alotriomórfica nos contornos de grão e Widmanstätten.

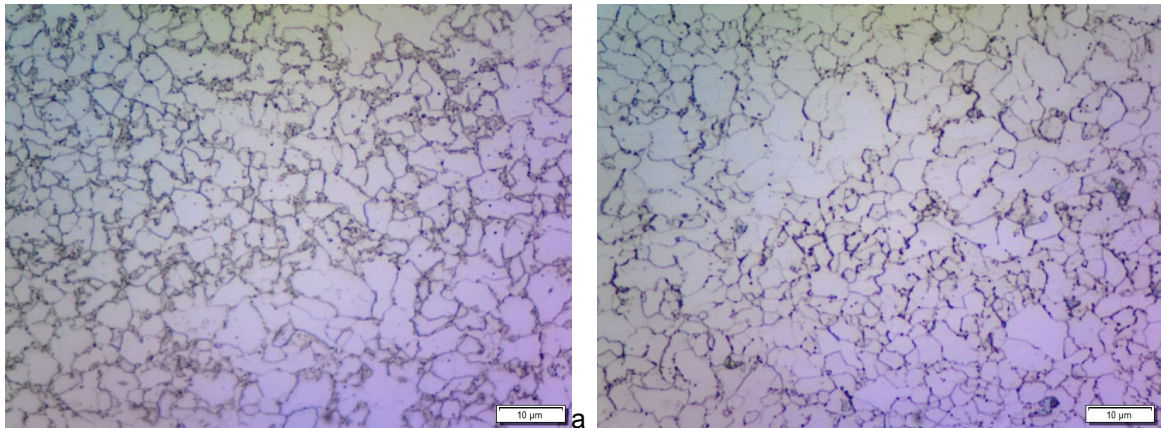


Figura 3. Microestrutura das amostras temperadas a 800 °C; (a) revenida a 530 °C e (b) revenida a 600 °C com aumento de 1000x (MO).

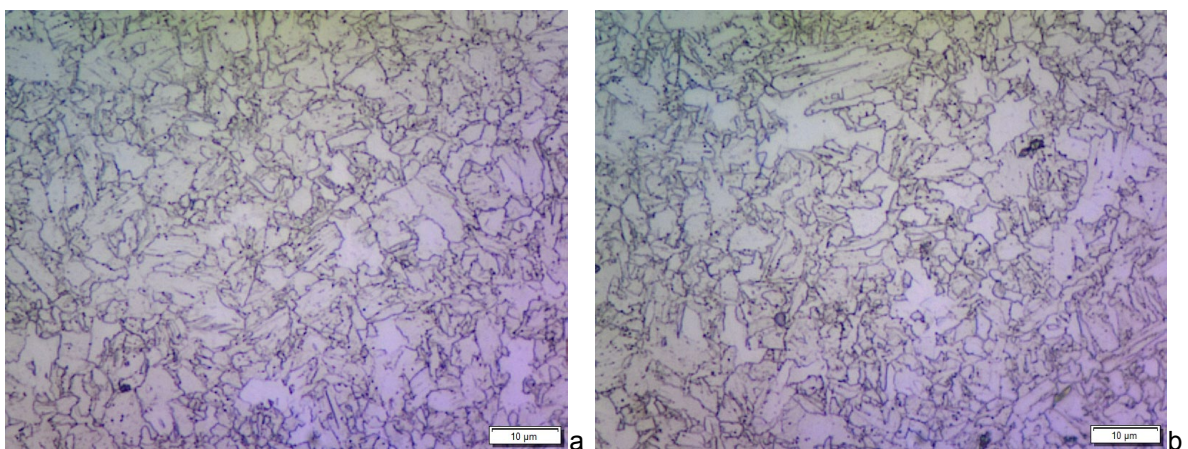


Figura 4. Microestrutura das amostras temperadas a 1000 °C; (a) revenida a 530 °C e (b) revenida a 600 °C com aumento de 1000x (MO).

Análises de dureza Rockwell-B foram realizadas nas amostras em todas as condições para comparar os diferentes perfis de endurecimento em função da transformação de fase caso esta ocorresse. Os dados das análises são apresentados na Tabela 2.

Os resultados indicam que o resfriamento em água não foi capaz de oferecer taxas de resfriamento suficientes para obtenção de incremento na dureza. Os resultados obtidos não apresentaram variações significantes. Entretanto, pode ser observado que as amostras tratadas a 1000 °C e 800 °C com resfriamento em água apresentaram um maior aumento de dureza em relação as amostras revenidas. Em relação as temperaturas de revenimento, observa-se que para ambas ciclagens realizadas, o perfil de endurecimento na temperatura de revenimento de 530 °C foi relativamente superior a temperatura de 600 °C. Temperaturas mais elevadas de revenimento podem provocar a redução da dureza juntamente com o aumento da tenacidade do material.

Tabela 1. Dureza Rockwell-B das amostras.

Amostras	HRB
CR	95,6
1000°C	96,5
1000°C/600°C	92,9
1000°C/530°C	97,2
800°C	94,2
800°C/600°C	86,5
800°C/530°C	90,7

Os difratogramas foram obtidos através de varreduras realizadas nas amostras na superfície da chapa para observação dos picos de difração. Na Figura 5 estão ilustrado os picos de difração de raios-X obtidos para as amostras em todas as condições de processamento e como recebida. Alguns picos não puderam ser identificados utilizando o método de Rietvelt, mas foram estimados com base na literatura. Os resultados de difração de raio-X apresentam, para todas as amostras, a presença dos planos referentes a ferrita (110) CCC, (200) CCC e (211) CCC em ângulos de difração de aproximadamente 52°, 77° e 100° respectivamente, em tubo de cobalto. Os planos (110) CCC, (200) CCC e (211) CCC e os ângulos de difração próximos a 52°, 77° e 100°, em tubo de cobalto, respectivamente são característicos da ferrita- α segundo [20]. A amostra tratada a 1000 °C (Figura 5c) apresenta 2 novos picos que segundo [21] podem ser referentes ao plano (220) CFC, em tubo de cobalto. Esses novos picos podem ser justificados pela presença de austenita retida na microestrutura devido a maior diferença de temperatura empregada. O pico próximo a 98° que não se fez presente apenas na amostra austenitizada a 1000 °C e revenida a 530 °C não foi identificado.

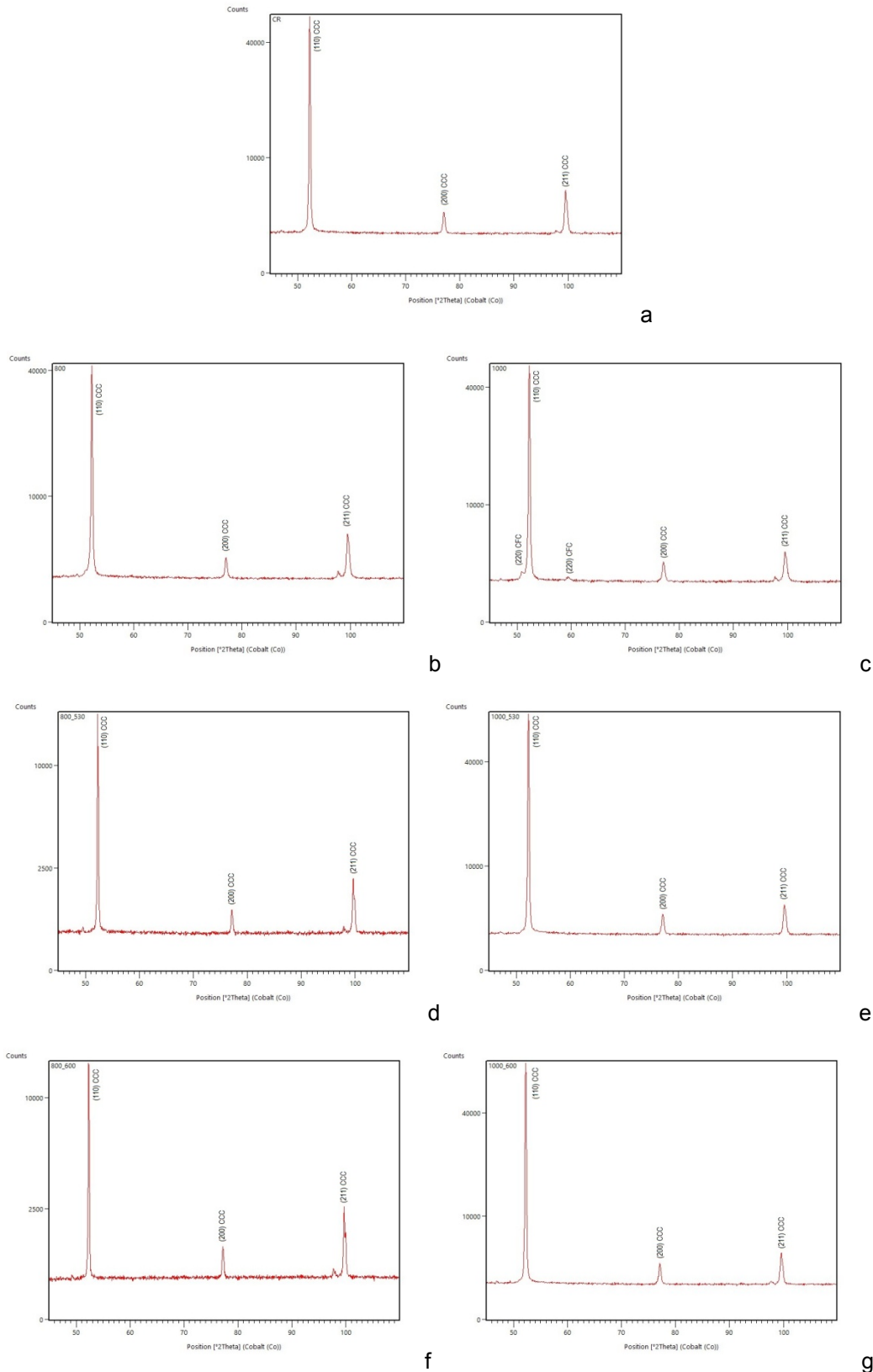


Figura 5. Difractogramas para as amostras como recebida (a); aquecidas à 800 °C (b); aquecidas à 1000 °C (c); aquecidas à 800 °C e revenidas à 530 °C (d); aquecidas à 1000 °C e revenidas a 530 °C (e); aquecidas à 800 °C e revenidas à 600 °C (f) e aquecidas à 1000 °C e revenidas à 600 °C (g).

Com base no exposto, ensaios e análises complementares estão sendo conduzidas de modo a entender melhor a influência das ciclagens térmicas aplicadas no comportamento deste material. A citar:

- análise de DSC a fim de avaliar o comportamento do material mediante aquecimento até o campo austenítico;
- tratamentos utilizando as temperaturas de encharque em estudo mas com meios criogênicos de resfriamento para avaliar a capacidade da liga em formar martensita;
- análises de microscopia eletrônica de varredura (MEV) e difração de elétrons retroespalhados (EBSD)/MEV com a finalidade de definir melhor as fases presentes nas amostras em todas as condições.
- quantificação do percentual de ferrita por análise magnética com auxílio de um ferritoscópio nos materiais tratados a 1000 °C. Através da redução do percentual de ferrita na amostra, verifica-se o aumento das fases secundárias (como o constituinte MA).

3 CONCLUSÃO

Em função dos resultados apresentados e da discussão realizada para a liga em estudo, conclui-se que:

- Em relação a composição química, o material em estudo apresenta conformidade com a norma API 5L para a classe de aços X70 com CE igual a aproximadamente 0,169% indicando o baixo percentual de elementos de liga;
- A temperatura de tratamento de 800 °C não se fez presente no campo austenítico do material evidenciado pela microestrutura composta por ferrita e carbonetos após o tratamento;
- A presença de componentes aciculares nas amostras tratadas a 1000°C não foi suficiente para aumentar o perfil de endurecimento do material;
- Em relação as temperaturas de revenimento para ambas as ciclagens realizadas, observa-se um maior valor de HRB para as amostras revenidas a 530 °C.

Agradecimentos

Os autores agradecem ao IME pelos recursos disponibilizados para realização deste trabalho, e em particular a aluna de doutorado Thalita Gama pela realização das medidas de difração de raios-X. L.F. Nunes, M. S. Oliveira, M. Q. Oliveira, E. DE. S. Baêta Júnior, agradecem as bolsas de mestrado e doutorado da agência CAPES.

REFERÊNCIAS

- 1 GRAY, J. M. An independent view of line pipe and line pipe steel for high strength pipelines. In: API-X80 Pipeline Cost Workshop, ITI; 2002. p. 1-19.
- 2 LI, L. XU, L. Designing with High-Strength Low-Alloy Steels. In: Handbook of Mechanical Alloy Design. Marcel Dekker, Inc, 2004;p. 249-320.
- 3 HILLENBRAND, H. G. KALWA C. High strength line pipe for project cost reduction. World Pipelines. 2002;2(1):1-10.
- 4 GRAY, J.M. An independent view of line pipe and line pipe steel for high strength pipelines. In: API-X80 Pipeline Cost Workshop, ITI,2002. p. 1-19.

- 5 KALWA, C. HILLENBRAND, H.G, GRÄF, M. High strength steel pipes – new developments and applications. In: Onshore Pipeline Conference. 2002.;p. 1-12.
- 6 SICILIANO, F. STALHEIM, D.G. GRAY, J.M. Modern High Strength Steels for Oil and Gas Transmission Pipelines. In:7th International Pipeline Conference. TMS; 2008.
- 7 GRAY, J. M., SICILIANO, F. High Strength Microalloyed Linepipe: Half a Century of Evolution. In: Microalloyed Steel Institute. 2009. p. 20-45.
- 8 BARBARO, F. FLETCHER, L. DINNIS, C. PIPER, J. GRAY, J.M. Design and specification of line pipe and line pipe steels for weldability, constructability and integrity. In: 18th JTM on Pipeline Research. 2011. p. 1-21.
- 9 CALLISTER, W.D.Jr, Ciência e Engenharia de Materiais - Uma Introdução, 5th ed., John Wiley & Sons, 2000.
- 10 HIPPERT Jr., E., Investigação experimental do comportamento dúctil de aços API X70 e aplicações de curvas de resistência J- Δ a para previsão de colapso em dutos, Tese de D. Sc., Escola Politécnica - USP, São Paulo, SP, Brasil, 2004.
- 11 FILHO, A. I. SCARDUA, S. S. S. SILVA, R. V. DA. MARTINS, J. B. R. Características de um aço microligado forjado API 5L. Revista Matéria, vol. 20, 2015, p.1024-1029.
- 12 AMERICAN INSTITUTE PRETOLEUM – API. Specification for Line Pipe. ed. 45ª, 2012.
- 13 BRITO, V. L. O. DE. NUNES, C. A. BARBOSA, C. H. RATHAPULI, R. C. ALÍPIO, P. H. Evolução dos aços para tubos api utilizados no transporte de óleo e gás. Anais do CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS, 14., 2000, São Pedro - SP. p. 45801 – 45813.
- 14 PLAUT, R. L. GOMI, A. A. NAKASHIMA, J. T. PEREIRA, M. M. SILVEIRA, J. H. D. DA. Estudo das propriedades mecânicas do aço api x70 produzido por laminação controlada. Tecnol. Metal. Mater. Miner., São Paulo, v. 6, n. 1, 2009, p. 7-12.
- 15 ANDREWS, K.W. Empirical formulae for the calculation of some transformation temperatures. Journal of the Iron and Steel Institute, p. 721-727, 1965.
- 16 HONEYCOMBE, R. W. K; BADESHIA, H. K. D. H. Steels – Microstructure and Properties, 3º ed, Elsevier Ltd, 2006.
- 17 MORAES, N. R. D. C. DE. Influência da têmpera e revenido nas propriedades mecânicas de aço API 5L X65. Dissertação de mestrado, Rio de Janeiro: Instituto Militar de Engenharia, 2016.
- 18 BHADESHIA, H. K. D. CHRISTIAN, J. W. Bainite in Steels. Metallurgical Transactions, v. 21A, 1990.
- 19 YU, H., "Influences of microstructure and texture on crack propagation path of X70 acicular ferrite pipe-line steel", *Journal of University of Science and Technology*, v. 15, n. 6, 2008,p. 683-687.
- 20 NETO, J. R. d. B. Evolução da microestrutura e da textura cristalográfica durante a etapa de aquecimento do recozimento de um aço IF. Dissertação de mestrado, Ceará: Universidade Federal do Ceará, 2013.
- 21 ARIZA ECHEVERRI, E. A. Análise numérica e experimental de um aço TRIP submetido aos processos de estampagem a quente e têmpera e partição. Tese de doutorado, São Paulo: USP, 2017.