

EFEITO DO TRATAMENTO TÉRMICO DE ALÍVIO DE TENSÕES NA MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES DE UM TUBO API 5L X65MS

José Roberto Fernandes ¹

Gilmar Zacca Batista ²

Eduardo Valencia Morales ³

Ivani de Souza Bott ⁴

Resumo

Este trabalho analisa os efeitos do tratamento térmico de alívio de tensões na microestrutura e nas propriedades do metal de base na região próxima a junta soldada de um tubo API 5L X65MS, fabricado pelo processo UOE com chapa produzida através de laminação controlada e resfriamento acelerado. As amostras retiradas do tubo foram submetidas a tratamento térmico nas temperaturas de 550 °C, 600 °C e 650 °C durante uma hora e trinta minutos, seguidas de resfriamento ao ar calmo na temperatura ambiente e submetidas a ensaios mecânicos de tração, dureza e avaliação microestrutural por intermédio de microscopia eletrônica de varredura e microscopia eletrônica de transmissão. A análise microestrutural quantitativa revelou um tamanho de grão médio de 3,3 μm na condição original e de 3,5 μm após o tratamento térmico. Os resultados dos ensaios mecânicos mostram redução na dureza e no limite de escoamento devido ao tratamento térmico. A análise feita com microscopia eletrônica de transmissão identificou como principal fator pela queda do limite de escoamento o rearranjo da subestrutura de discordâncias após tratamento térmico.

Palavras-chave: Soldagem circunferencial; API 5L X65MS; Tratamento térmico de alívio de tensões; Propriedades mecânicas.

STRESS RELIEVING HEAT TREATMENT EFFECT ON MICROSTRUCTURE AND PROPERTIES OF API 5L X65MS PIPE

Abstract

This paper analyzes the effects of stress relieving heat treatment on the microstructure and properties at the base metal region close to the girth weld of an API 5L X65MS pipe, manufactured by UOE process from a plate produced by thermo-mechanical controlled rolling process with accelerated cooling. The samples of the pipe were heat treated at temperatures of 550 °C, 600 °C and 650 °C for one hour and a half, followed by still air cooling up to the room temperature and then subjected to tensile tests, hardness tests and microstructural evaluation by scanning electron microscopy and transmission electron microscopy. Quantitative microstructural analysis revealed an average grain size of 3.3 μm in the original condition and 3.5 μm in the heat treated condition. The results of mechanical tests showed hardness and yield strength reduction after heat treatment. The transmission electron microscopy analysis identified as the primary factor for the yield strength reduction, the dislocations substructure rearrangement due to heat treatment.

Keywords: Girth welding; API 5L X65MS; Stress relieving heat treatment; Mechanical properties.

¹Projeto, Construção e Montagem, Petrobras, Rio de Janeiro, RJ, Brasil. E-mail: jrfernandes@Petrobras.com.br

²Engenharia de Dutos, Petrobras, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

³Universidad Central de Las Villas – UCLV, Santa Clara, Cuba.

⁴Departamento de Engenharia Química e de Materiais – DEQM, Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro – PUC-Rio, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.



I INTRODUÇÃO

Na indústria petrolífera os dutos empregados no transporte de petróleo e seus derivados são construídos a partir de tubos de especificação API 5L [1]. As grandes descobertas de reservas de petróleo no Brasil resultam na necessidade de construção de novos dutos e, conseqüentemente, no desenvolvimento de tubos adequados para atender as características operacionais desses novos projetos. Recentemente, tubos API 5L X65MS, onde o “M” significa que a chapa foi produzida por processamento termomecânico e o “S” que o tubo foi fabricado para serviço com H₂S, de grande diâmetro e elevada espessura, tem sido utilizados nos projetos de escoamento de gás dos campos do pré-sal [2].

Um novo desafio que surgiu para o emprego destes tubos é a necessidade de realizar tratamento térmico de alívio de tensões em campo, conforme requerido pelos códigos de projeto ASME B31.8 [3] e ABNT NBR 12712 [4] sempre que a espessura do duto for superior a 1,25 polegadas (31,8 mm). O tubo estudado foi produzido para ser utilizado em uma condição operacional de elevada pressão para o transporte de gás contendo H₂S, o que resultou em uma espessura de 1,452 polegadas (36,9 mm) e na necessidade de tratamento térmico em campo após a etapa de soldagem circunferencial. Embora o objetivo do tratamento térmico seja promover o alívio de tensões na região da junta soldada, o mesmo afeta também o metal de base do tubo na região aquecida. A composição química e o processo de laminação foram desenvolvidos para produzir uma microestrutura de grãos refinados, com elevada resistência mecânica, elevada tenacidade e resistência aos fenômenos de corrosão sob-tensão e trincamento induzido pelo hidrogênio. Por outro lado, os parâmetros de fabricação e composição química não foram projetados para manter as propriedades do tubo API 5L X65MS após o tratamento térmico. Groeneveld [5] concluiu que tubos fabricados a partir de chapas produzidas por laminação controlada com resfriamento acelerado podem ter o limite de escoamento reduzido de 7 a 14% devido ao tratamento térmico de alívio de tensões.

Este trabalho analisa a queda de resistência que ocorre no metal de base do aço API 5L X65MS nas vizinhanças da junta soldada devido ao ciclo térmico aplicado pelo tratamento térmico de alívio de tensões.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

O material utilizado neste trabalho foi um anel do aço API 5L X65MS de 400 mm de comprimento retirado de um tubo de 24 polegadas (610 mm) de diâmetro e 1,452 polegadas

(36,9 mm) de espessura, produzido de acordo com a norma API 5L [1] pelo processo SAW UOE. Este material é um aço de alta resistência e baixa liga (ARBL) com baixo teor de carbono, produzido por laminação controlada com resfriamento acelerado, de classificação API 5L X65MS com nível de especificação de produto PSL2.

A Tabela I mostra a composição química e o carbono equivalente fornecido pelo fabricante do tubo. Uma característica destes materiais é o baixo teor de carbono, de modo a minimizar a formação de perlita que prejudica a resistência à corrosão sob-tensão. Para compensar o baixo C, é comum utilizar uma maior quantidade de Mn, porém, no caso dos tubos para serviço ácido, o Mn não pode ser muito elevado para evitar a formação de inclusões de MnS. Para conseguir uma boa resistência mecânica são adicionados elementos de liga como Nb, Ti, Cr e Mo. O teor de P também precisa ser baixo de modo a evitar segregação. O baixo valor de carbono equivalente garante uma boa soldabilidade.

O tubo foi dividido em 4 anéis, identificados como 0, 1, 2 e 3, de 100 mm de comprimento (Figura 1a) sendo o anel zero tomado para estudo na condição de como recebido (CR), o anel 1 tratado termicamente a 550 °C (TT1), o anel 2 a 600 °C (TT2) e o anel 3 a 650 °C (TT3). O ASME B31.8 [3] define a temperatura mínima de 593 °C para o tratamento térmico de alívio de tensões. As temperaturas escolhidas neste estudo têm como objetivo verificar o comportamento do material em uma faixa próxima ao valor definido por norma. As amostras foram retiradas destes anéis nas posições horárias 2, 6 e 8, destacada em vermelho na Figura 1b. Todos os corpos de prova foram extraídos do metal de base do tubo.

Após o tratamento térmico, os arcos das posições 2, 6 e 8 de cada anel foram usinados para obtenção dos corpos de prova para o ensaio de tração, ensaio de dureza e caracterização microestrutural por microscopia eletrônica de varredura (MEV) e microscopia eletrônica de transmissão (MET). O tamanho de grão foi determinado utilizando o procedimento definido pela norma ASTM E112 [6].

O ensaio de dureza foi realizado com carga de 1 kg. Foram realizadas dez medições em cada amostra retirada de cada posição horária mostrada na Figura 1b.

Para o ensaio de tração foram utilizados corpos de prova com seção cilíndrica de 12,7mm de diâmetro preparados conforme a norma ASTM A370 [7]. A norma API 5L [1] especifica somente um corpo de prova para o ensaio de tração do tubo. Entretanto, para melhor avaliar o efeito do tratamento térmico nas propriedades de tração, foram testados dois corpos de prova de cada posição horária definida na Figura 1b.

Tabela I. Composição química (% em massa)

C	Mn	Si	Nb	V	Ti	Cr	Cu	Mo
0,04	1,42	0,30	0,044	0,001	0,014	0,046	0,204	0,027
Ca	Al	N	P	S	Ni	B	CE	
0,0013	0,032	0,0046	0,01	0,001	0,264	0,0003	IIW	Pcm
							0,33	0,14

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1 Propriedades de Tração e Dureza

A Tabela 2 e a Figura 2 mostram os resultados dos ensaios de tração e dureza. Os valores de tração são referentes à média dos corpos de prova removidos das regiões 2, 6 e 8 da Figura 1b. Observa-se uma redução do limite de escoamento e da dureza, que pode ter ocorrido devido à difusão de átomos na rede cristalina, a qual auxilia no movimento das discordâncias reduzindo sua densidade. Esta difusão atômica ocorre durante o tratamento térmico, devido ao fenômeno de recuperação que é mais intenso em aços encruados ou trabalhados a frio, como o tubo UOE utilizado neste estudo. Groeneveld [5], demonstrou que tubos produzidos por conformação mecânica a frio

têm tendência à perda da resistência mecânica após serem submetidos a tratamento térmico subcrítico. Uma perda de 10 a 14% do limite de escoamento foi observada no trabalho de Groeneveld [5]. Pode-se observar também, na Figura 2a, que a relação entre o limite de escoamento e o limite de resistência (LE/LR) do material tratado termicamente é praticamente constante, porém, quando comparado com o material como recebido verifica-se uma pequena queda da razão elástica (LE/LR).

Tabela 2. Resultados dos ensaios

Condição	LE (MPa)	LR (MPa)	LE/LR	Dureza
CR	527	560	0,94	180
TT1	512	574	0,89	178
TT2	497	562	0,88	169
TT3	488	538	0,91	169

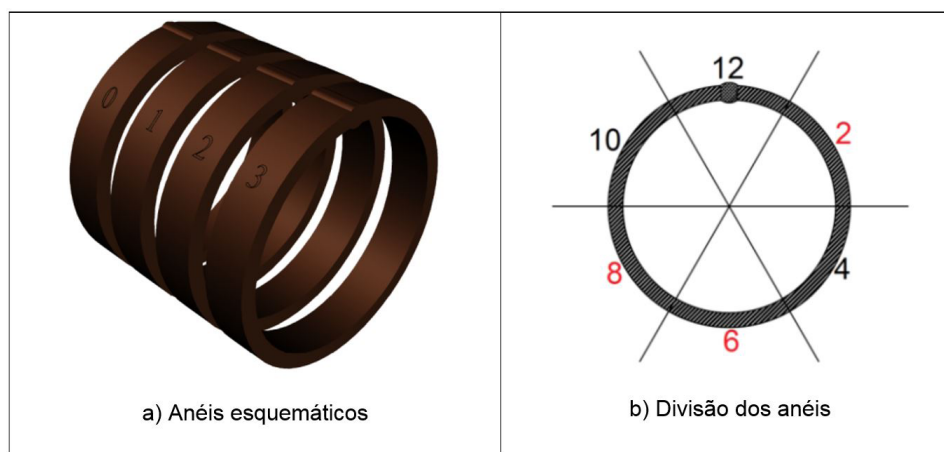


Figura 1. (a) Corte do tubo em 4 anéis identificados como 0, 1, 2 e 3, onde o anel zero foi tomado para estudo no estado original como recebido (CR), e os anéis 1, 2 e 3 foram tratados termicamente por 1h e 30 min nas temperaturas 550 °C (TT1), 600 °C (TT2) e 650 °C (TT3) respectivamente; (b) anéis divididos em seis arcos iguais, onde as regiões 2, 6 e 8 foram tomadas para estudo.

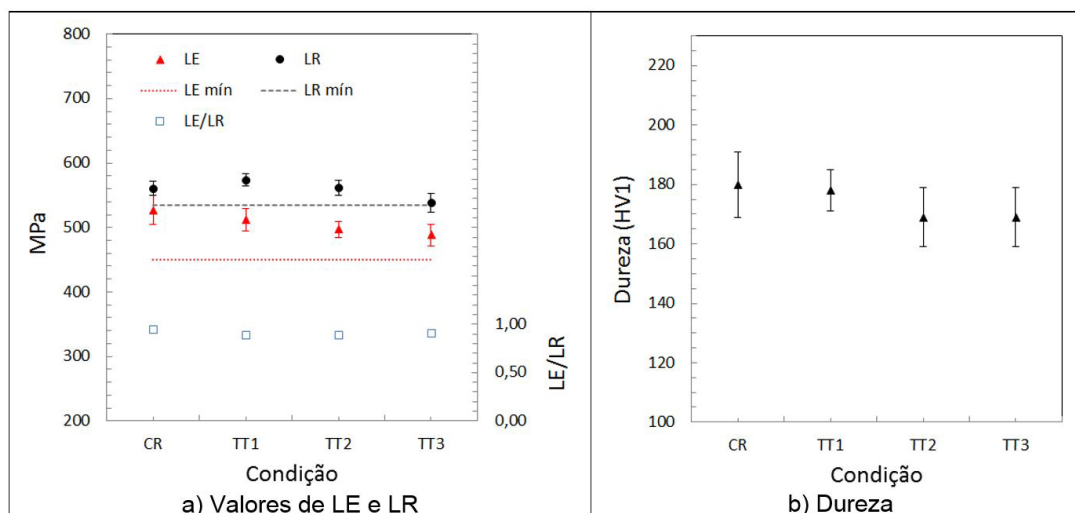


Figura 2. (a) Valores do Limite de Escoamento e de Resistências dos materiais estudados na condição de como recebido (CR) e tratados termicamente (TT1, TT2 e TT3); (b) Valores de dureza dos materiais estudados na condição de como recebido (CR) e tratados termicamente (TT1, TT2 e TT3).

Segundo Gorni et al. [8], a razão elástica (LE/LR) é aumentada pelo refino de grãos e pelos precipitados de segunda fase na ferrita, mecanismos de endurecimento típicos do processamento termomecânico. Neste processamento, o limite de escoamento é definido pela densidade de discordâncias móveis, já o limite de resistência é definido pela solução sólida e fração volumétrica dos precipitados de segunda fase. Assim, verifica-se que a pequena queda da razão elástica (Figura 2a) dos materiais tratados termicamente (quando comparados com o material original) se deve a redução da densidade de discordâncias e da densidade das partículas dos precipitados de segunda fase.

A Figura 3 mostra uma comparação entre a curva tensão-deformação do material no estado original e após o tratamento térmico. Pode-se observar que o patamar de escoamento definido fica mais evidente após o tratamento térmico.

O tratamento térmico de alívio de tensões promove uma redução da energia armazenada no material, adquirida durante a fabricação do tubo devido a deformação plástica a frio. A diminuição desta energia ocorre por mecanismos de rearranjos e eliminação de defeitos cristalinos, caracterizando o início do fenômeno da recuperação. Durante a recuperação, a modificação microestrutural acontece no nível da estrutura das células de discordância, onde o tratamento térmico pode ter ativado outros mecanismos de movimentação de discordâncias, como deslizamento, escalagem e deslizamento cruzado, em que as discordâncias de mesmo sinal agruparam-se em paredes celulares definidas e as discordâncias de sinais opostos são aniquiladas, aleatoriamente distribuídas no interior das células, chamadas de discordâncias incidentais do inglês *Incidental Dislocation Boundaries* [9]. É importante ressaltar que as modificações microestruturais que ocorreram no fenômeno da recuperação são imperceptíveis por microscopia óptica. Desta forma, o tratamento térmico possivelmente submeteu o aço aos seguintes processos: inicialmente pode ter ocorrido a dissolução da cementita (presente na perlita degenerada e dispersas no material como recebido) liberando

carbono, que se difundiu na matriz ferrítica, ocorrendo em seguida o fenômeno da recuperação [10-15].

3.2 Avaliação Microestrutural

Nenhuma alteração microestrutural significativa foi observada nas micrografias (Figura 4) obtidas após a realização do tratamento térmico. No entanto, deve ser mencionado que não é objetivo do TTAT, de um modo geral, realizar modificação microestrutural, uma vez que é realizado abaixo da temperatura de transformação A_1 , onde não ocorre transformação de ferrita em austenita durante o aquecimento e o tamanho de grão permanece inalterado.

O tamanho médio de grão inicial de $3,30 \mu\text{m} \pm 0,20$ não sofreu alterações significativas após o tratamento térmico, onde o tamanho médio de grão foi de $3,55 \mu\text{m}$.

A microestrutura do material como recebido (Figura 5a) é constituída de ferrita poligonal (α_p), colônias isoladas de perlita degenerada (indicadas pelas setas pretas), microconstituente AM (indicados pelas setas vermelhas) e grãos alongados no sentido de laminação com a morfologia de panquecas (*pancakes*). Segundo Sampath [16], colônias isoladas de perlita proporcionam melhor resistência mecânica. A maior tenacidade de aços microligados ao Nb, pode estar relacionada com a presença de perlita degenerada (Pd). Além disso, a cementita mais fina presente na perlita degenerada, em comparação com a perlita convencional, além de melhorar a tenacidade também aumenta a resistência do aço [17]. Já a microestrutura do material tratado termicamente a 650°C (Figura 5b) é constituída de uma matriz ferrítica poligonal (α_p), microconstituente AM (indicadas pelas setas vermelhas).

Comparando o material tratado termicamente a 650°C (Figura 5b) com o material na condição de como recebido (Figura 5a), é possível observar que a microestrutura do aço tratado termicamente não apresenta perlita degenerada ou cementita aglomerada.

A microscopia eletrônica de transmissão (MET) avalia a presença de precipitados e a densidade de discordâncias

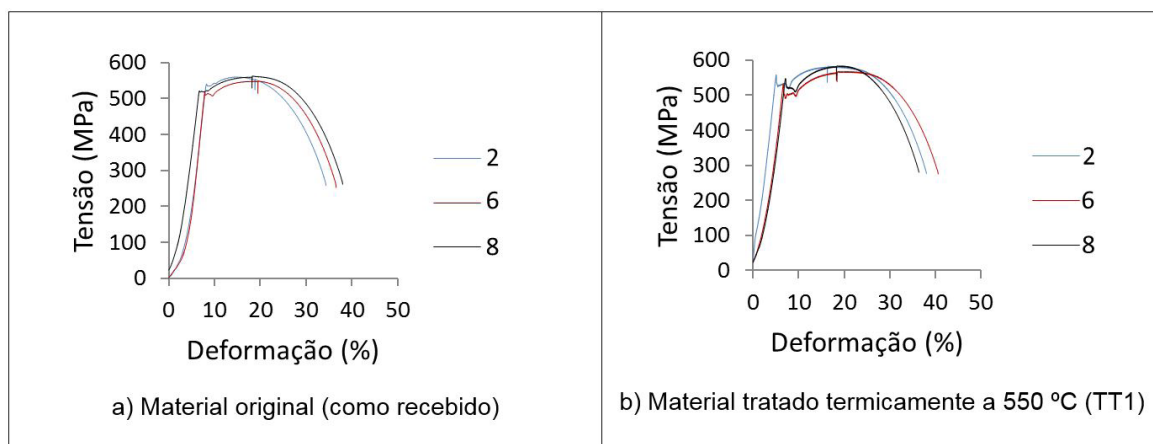


Figura 3. Curvas tensão-deformação. (a) Resultado do ensaio de tração das três regiões do anel zero; (b) Resultado do ensaio de tração das três regiões do anel I.

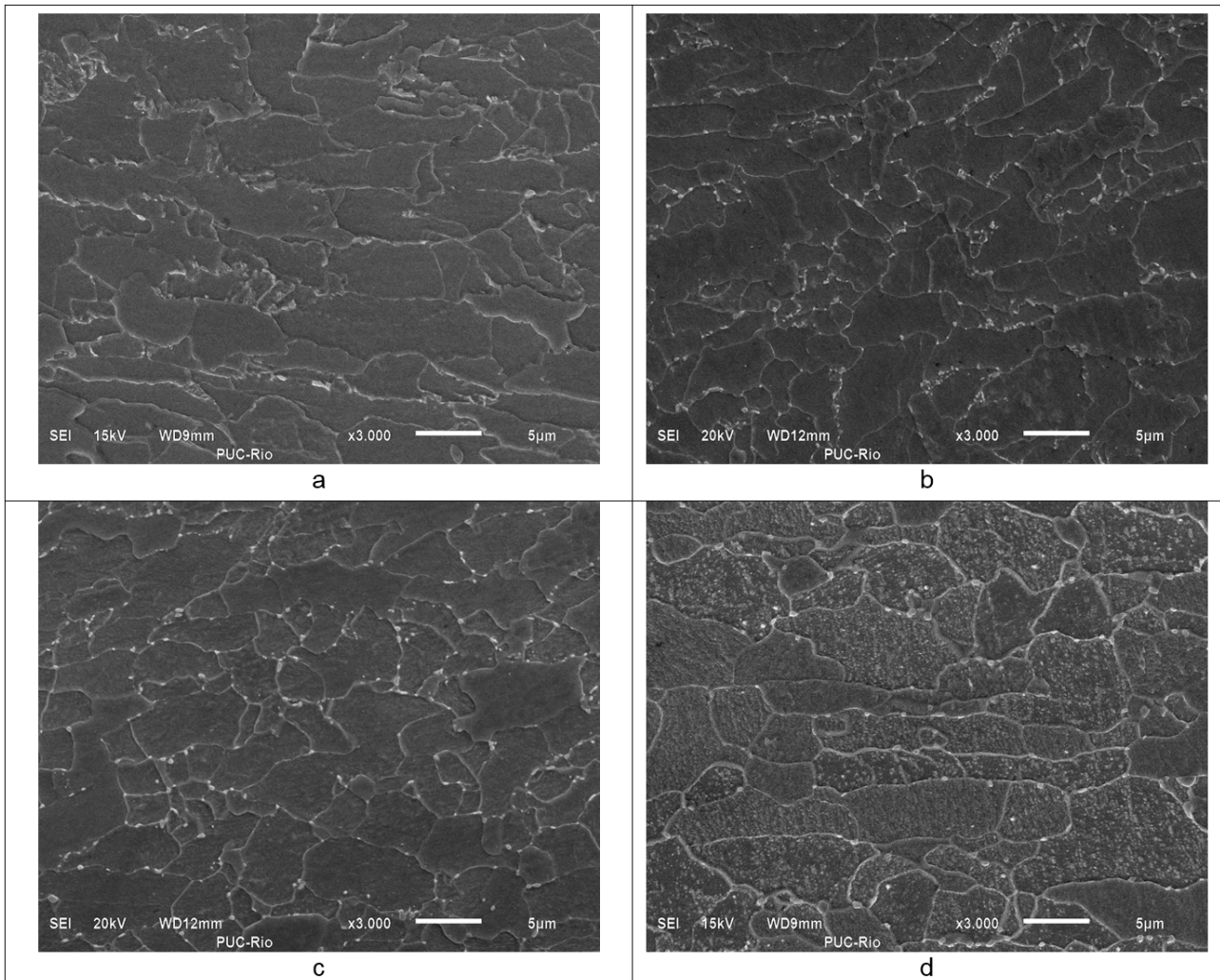


Figura 4. Micrografias obtidas no MEV com aumento original de 3000X. a) Material original (como recebido); b) Material tratado a 550 °C; c) Material tratado a 600 °C; d) Material tratado a 650 °C. Materiais tratados termicamente por 1h e 30min.

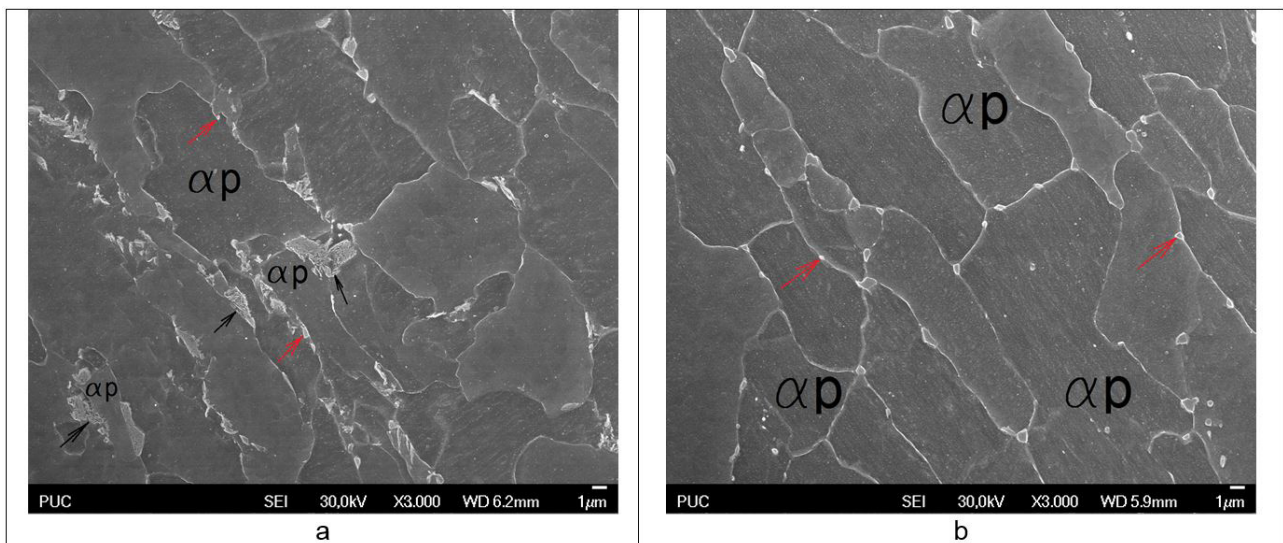


Figura 5. Micrografias obtidas no MEV-FEG com aumento original de 3000X. a) Material original (como recebido); b) Material tratado termicamente a 650 °C por 1h e 30min.

do material na condição de como recebido (Figura 6) em imagens de campo claro e campo escuro.

A análise dos precipitados de segunda fase mostrou que o tamanho médio de partícula é da ordem de $0,023 \mu\text{m}$ e a fração volumétrica de $0,142\%$ para o material como recebido. Observou-se que as partículas não estavam distribuídas uniformemente ao longo da microestrutura, havendo regiões com um número maior de partículas. Isto é provavelmente devido à segregação de elementos de liga durante o processamento termomecânico e está em acordo com os resultados encontrados por Tovee [18].

Na Figura 7, a imagem de campo claro mostra o coalescimento dos precipitados para o tratamento térmico de 650°C durante 1h e 30 min. Pode ser proposto que durante o tratamento de 650°C por uma hora e meia, a energia do sistema é reduzida através da redução do emaranhado de

discordâncias produzido pela deformação plástica a frio, assim como ocorre a redução de energia de superfície na distribuição de partículas.

A imagem da Figura 8 mostra a densidade de discordâncias do material na condição de como recebido. As linhas que aparecem nesta imagem foram utilizadas para determinar a densidade de discordâncias, que foram da ordem de $3,45 \times 10^{10} \text{cm}^{-2}$.

A Figura 9 mostra o rearranjo de florestas de discordâncias como uma consequência normal da redução de energia e da redução da deformação elástica do material quando submetido ao alívio de tensões em temperaturas superiores a 500°C . Na verdade, a primeira etapa é o rearranjo de discordâncias que formam as paredes celulares e zonas parcialmente limpas de discordâncias, equivalentes aos primeiros estágios de recuperação.

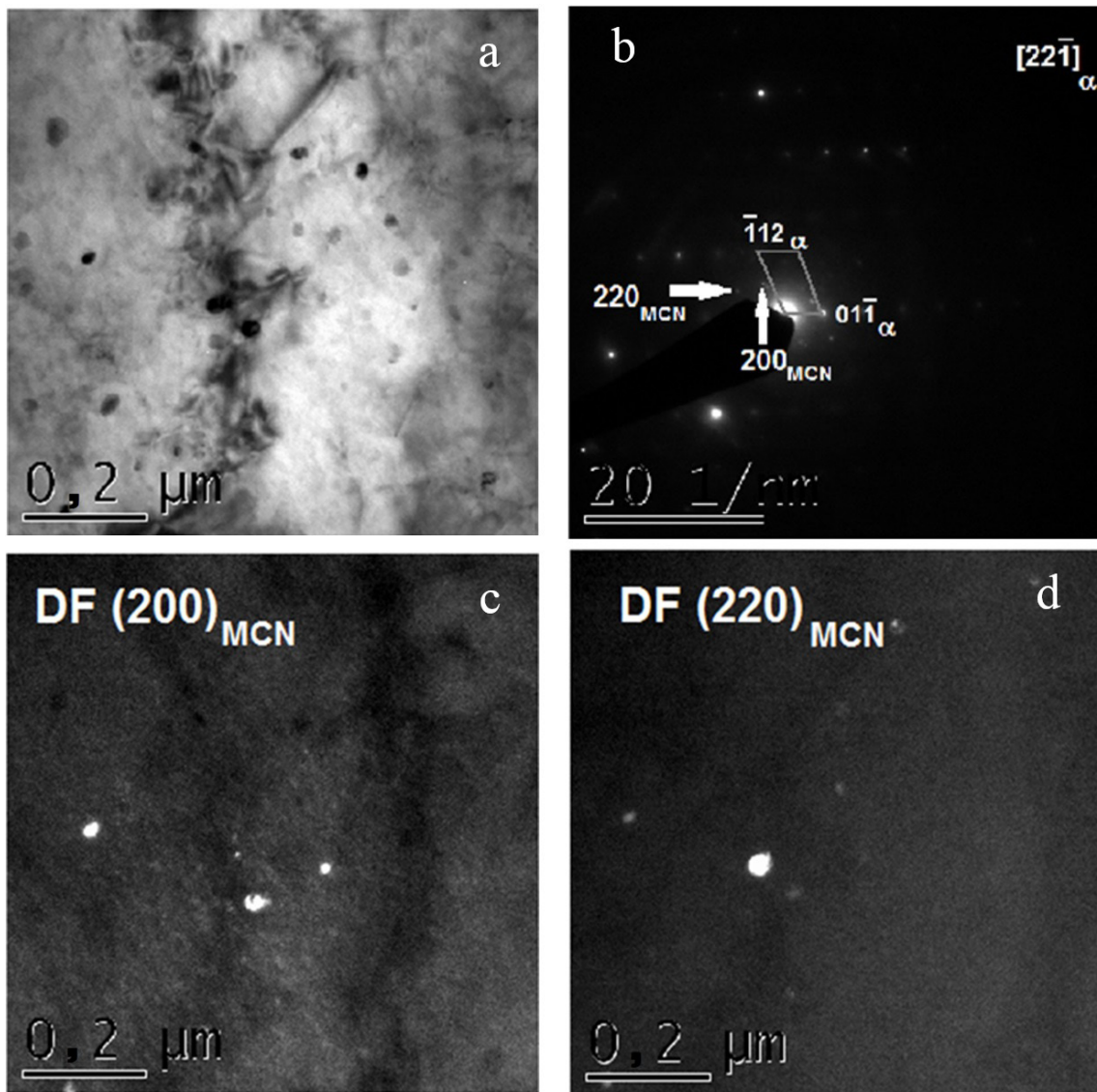


Figura 6. (a) Imagem de campo claro mostrando as partículas de carbonitreto; (b) Padrão de difração da área selecionada; (c, d) Imagens de campo escuro iluminada com diferentes posições de difração MCN (carbonitreto). Tamanho de partícula média de 23 nm.

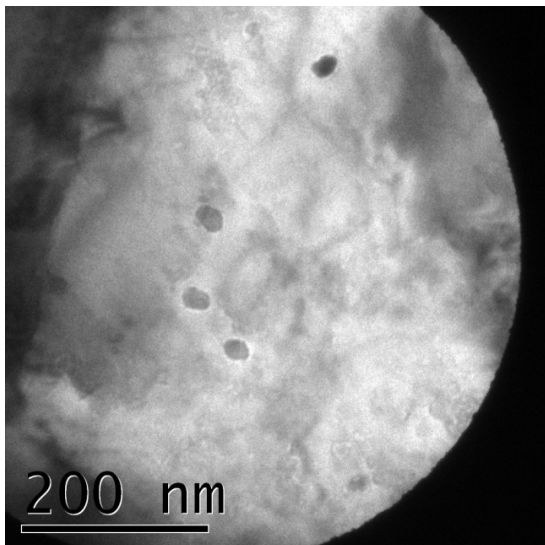


Figura 7. Imagem de campo claro: partículas MCN do material tratado a 650 °C por 1 hora e 30 min.

No entanto, quando se compara o material na condição de como recebido com o material tratado termicamente a 650 °C, observa-se que a distribuição das discordâncias no material como recebido é diferente daquela do material tratado termicamente, pois no primeiro se observa que as discordâncias formam um reticulado uniforme e complexo em grandes áreas da amostra, típica do processo de deformação. Já na amostra tratada termicamente, há áreas livres de discordâncias, características dos processos de redução da sua densidade.

Estes resultados mostram que o encruamento obtido na etapa de fabricação do tubo pelo processo UOE tem um importante papel na resistência final do material. Isso contribui com a hipótese de que os tratamentos térmicos aplicados ativaram o processo de recuperação, desfazendo parte da densidade de discordâncias e levando o material a uma redução no limite de escoamento, no limite de resistência e na dureza.

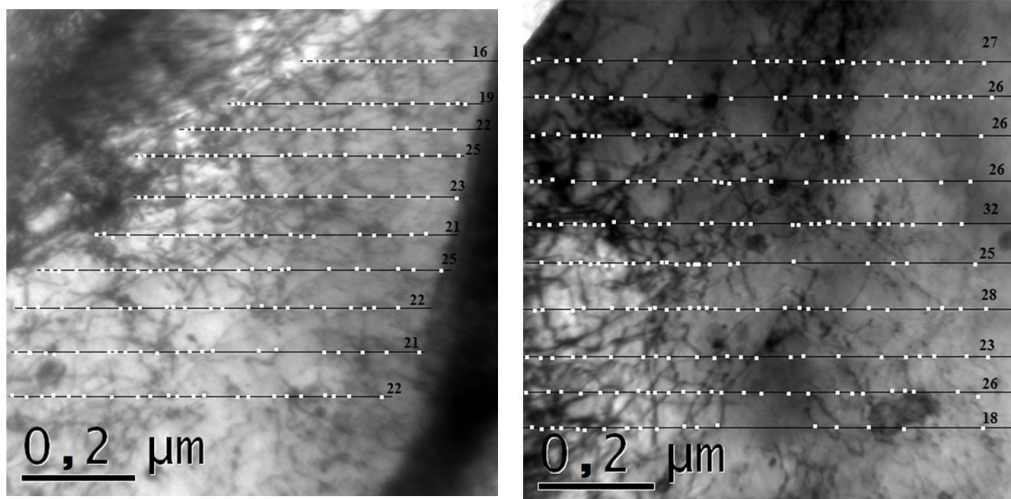


Figura 8. Micrografias obtidas no MET. Discordâncias do material original (como recebido).

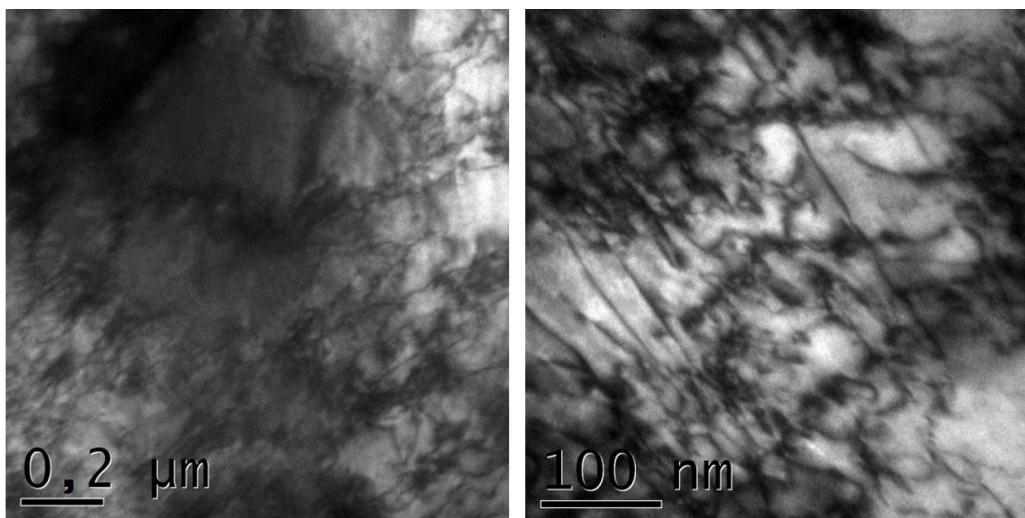


Figura 9. Micrografias obtidas no MET. Discordâncias do material tratado termicamente a 650 °C por 1 hora e 30 min.

4 CONCLUSÃO

Os materiais tratados termicamente nas temperaturas de 550 °C, 600 °C e 650 °C durante 1 hora e 30 min, seguido de resfriamento ao ar calmo apresentaram redução de dureza e limite de escoamento, enquanto que o limite de resistência apresentou redução somente na temperatura de 650 °C.

A redução na resistência mecânica após o tratamento térmico do tubo API 5L X65MS produzido pelo processo UOE, se deve aos diversos mecanismos do processo de recuperação do material, dos quais, o de maior contribuição para a queda da resistência mecânica do aço estudado foi o rearranjo da subestrutura de discordâncias com a formação de células de discordâncias, conforme verificado por microscopia de transmissão.

O ganho de resistência devido ao encruamento, embora seja pequeno, é fundamental na fabricação do tubo. A expansão a frio do tubo (encruamento) resulta em um aumento de resistência que é uma segurança a mais para o fabricante do tubo, evitando que tubos sejam rejeitados por apresentar baixo limite de escoamento. Com o tratamento

térmico subcrítico, parte deste encruamento é perdido e o limite de escoamento diminui, podendo ficar abaixo do valor mínimo

Os valores de limite de escoamento e limite de resistência após a realização do tratamento térmico permaneceram acima dos valores mínimos estabelecidos pela norma API 5L. Apesar destes resultados, o tratamento térmico de alívio de tensões das juntas soldadas dos tubos API 5L X65MS de elevada espessura deve ser feito com muita cautela, uma vez que, dependendo do grau de encruamento, pode ocorrer uma redução significativa do limite de escoamento do metal de base.

Agradecimentos

Os autores agradecem a CAPES/PROSUP pelos auxílios concedidos, à PETROBRAS e à GDK pelo suporte técnico e material disponibilizado para o estudo e ao SENAI-CTS e à PUC-Rio pela usinagem de corpos de prova e testes realizados.

REFERÊNCIAS

- 1 American Petroleum Institute. Specification API 5L: specification for line pipe. 4th ed. Washington, D.C.: American Petroleum Institute; 2012.
- 2 Batista GZ, Silva MS, Souza MPE, Araújo CR. Girth welding of heavy wall API 5L X65MS pipes with overmatching, toughness and sour service requirements. In: Rio Pipeline Conference; 2015 September 22-24. Rio de Janeiro: IBP; 2015.
- 3 The American Society of Mechanical Engineers. ASME B31.8: gas transmission and distribution piping systems. New York: The American Society of Mechanical Engineers; 2010.
- 4 Associação Brasileira de Normas Técnicas. NBR 12712: projeto de sistemas de transmissão e distribuição de gás combustível. São Paulo: Associação Brasileira de Normas Técnicas; 2002. 78 p.
- 5 Groeneveld TP. Evaluation of modern X70 & X80 line pipe steels. Falls Church: Pipeline Research Council International; 1992.
- 6 American Society for Testing and Materials. ASTM E112: standard test methods for determining average grain size. West Conshohocken: American Society for Testing and Materials; 2004.
- 7 American Society for Testing and Materials. ASTM A370: standard test methods and definitions for mechanical testing of steel products. West Conshohocken: American Society for Testing and Materials; 2010.
- 8 Gorni AA, Freitas FV, Reis JSS, Silveira JHD, Cavalcanti CG. Fatores que afetam a razão elástica de chapas grossas de aço microligado. In: 39º Seminário de Laminação: Processos e Produtos Laminados e Revestidos; 2002 Outubro 23-25; Ouro Preto. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais; 2002.
- 9 Hughes DA, Hansen N, Bammann DJ. Geometrically necessary boundaries, incidental dislocations boundaries and geometrically necessary dislocations. Scripta Materialia. 2003;48:147-153.
- 10 Alves, G. G. recristalização do aço ARBL microligado ao nióbio CSN 2336 [dissertação de mestrado]. Lorena: Universidade de São Paulo; 2009.
- 11 Carvalho, C. R. G. Estudo da cinética de recristalização num aço IF estabilizado ao titânio com adição de silício [dissertação de mestrado]. Lorena: Universidade de São Paulo; 2004.
- 12 Chen S, Jin X, Rong L. Improving the strength and ductility of reduced activation ferritic/martensitic steel by cold-swaging and post-annealing. Materials Science and Engineering A. 2015;631:139-143.
- 13 Costa ALN. Formação da textura de recristalização dos aços inoxidáveis ferríticos AISI 430A E 430E [dissertação de mestrado]. Rio de Janeiro: Instituto Militar de Engenharia; 2006.

- 14 Ferrari RB. Caracterização de liga metálica a base de alumínio-magnésio obtida por método convencional após tratamentos termomecânicos visando estruturas microcristalinas [dissertação de mestrado]. São Paulo: Universidade de São Paulo; 2008.
- 15 Turazi A. Estudo de diferentes rotas de processamento para refino de grão e seu efeito na estampabilidade de aços ARBL [dissertação de mestrado]. Florianópolis: Universidade Federal de Santa Catarina; 2008.
- 16 Sampath K. An understanding of HSLA-65 plate steels. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2006;15(1):32-40.
- 17 Shanmugam S, Ramiseti NK, Misra RDK, Mannering T, Panda D, Jansto S. Effect of cooling rate on the microstructure and mechanical properties of Nb-microalloyed steels. *Materials Science and Engineering*. 2007;560-561:335-343.
- 18 Tovee JP. Microstructural influence on the effects of forward and reverse mechanical deformation in HSLA X65 and X80 linepipe steels [doctor thesis]. Birmingham: University of Birmingham; 2014.

Recebido em: 28 Mar. 2016

Aceito em: 19 Set. 2016