

AVALIAÇÃO DA INFLUÊNCIA DE DIFERENTES TRATAMENTOS TÉRMICOS SOBRE AS MICROESTRUTURAS E PROPRIEDADES MECÂNICAS DE TUBOS DE AÇO SEM COSTURA DO TIPO API 5L

B. M. Sena

Universidade Federal de Ouro Preto – Rede Temática em Engenharia de
Materiais (REDEMAT), Ouro Preto, MG, Brasil – betaniasena@yahoo.com.br

L. B. Godefroid

Universidade Federal de Ouro Preto – Rede Temática em Engenharia de
Materiais (REDEMAT), Ouro Preto, MG, Brasil – leonardo@demet.em.ufop.br

RESUMO

Neste trabalho é apresentada a influência do processo de fabricação e dos tratamentos térmicos sobre as microestruturas, a tenacidade à fratura e resistência ao crescimento de trincas por fadiga em tubos de aço sem costura do tipo API 5L. Após tratamentos térmicos, o material foi estudado em três condições diferentes: apenas laminado, normalizado e temperado e revenido, objetivando atender aos graus X42R, X42N e X70Q da norma API 5L, respectivamente. Ensaios de tenacidade à fratura (método da Integral J) e resistência ao crescimento de trincas por fadiga, por intermédio da curva $da/dN \times \Delta K$, foram utilizados para caracterizar o comportamento mecânico dos diferentes graus do aço. Técnicas de microscopia eletrônica de varredura foram utilizadas para caracterizar as microestruturas resultantes dos tratamentos térmicos e as fractografias dos corpos de prova de tenacidade e fadiga. Os resultados mostram que o tratamento térmico de têmpera e revenimento promove uma melhoria na tenacidade à fratura do material, embora a resistência ao crescimento de trincas por fadiga deste fique comprometida. Sobre o tratamento térmico de normalização pode-se concluir que este melhora a tenacidade à fratura do material e pouco influi na resistência ao crescimento de trincas por fadiga. Ambas as situações são coerentes com as microestruturas de cada material, embora haja poucas informações a cerca de tubos de aço sem costura para “line pipes” na literatura técnica.

Palavras-chave: Tenacidade à fratura; Resistência ao crescimento de trincas por fadiga; Relação microestrutura/ propriedades; Aços API 5L; Tubos de aço sem costura.

EVALUATION OF THE INFLUENCE DIFFERENT PROCESSES OF HEAT TREATMENTS ON MICROSTRUCTURES AND MECHANICAL PROPERTIES OF SEAMLESS STEEL PIPES API 5L

ABSTRACT

This research presents the influence of manufacturing processes and heat treatments on microstructures, on fracture toughness and fatigue crack growth resistance of seamless steel pipe API 5L. After heat treatment, the material was

studied in three different conditions: as rolled, normalized and quenched and tempered, aiming to get the grades X42R, X42N and X70Q respectively. Fracture toughness tests (J integral) and fatigue crack growth resistance tests ($da/dN \times \Delta K$ curve) were used to characterize the mechanical behavior of the different steel grades. Techniques of scanning electron microscopy were used to characterize the microstructures resulting from heat treatments and fractographic analysis of the test pieces. The results show that the heat treatment of quenching and tempering promotes an improvement in the fracture toughness of the material, while the fatigue crack growth resistance is compromised. About normalizing heat treatment may be concluded that this improves the fracture toughness of the material and has little influence on the fatigue crack growth resistance. Both situations are consistent with the microstructures of each material, although there is few information about seamless steel pipes for line pipes in the technical literature.

Keywords: Fracture toughness; Fatigue crack growth resistance; Relationship microstructure/ properties; API 5L steels; Steels for pipelines.

1. INTRODUÇÃO

Ao longo dos últimos 30 anos, a produção mundial de petróleo e gás e o consumo de seus derivados têm aumentado significativamente, o que levou a utilização intensiva da malha dutoviária já existente como também impulsionou o crescimento e a extensão da vida útil das linhas já instaladas. Da mesma forma, a utilização de dutos condutores para o transporte de polpa de minério de ferro em longas distâncias tem sido uma solução adotada por muitas empresas de mineração. Para atender essa demanda, é necessário que os tubos utilizados para transportar fluidos tenham maiores diâmetros e operem sob altas pressões. O desenvolvimento de aços de alta resistência, que evitam a utilização de espessuras de parede muito elevadas, traz uma contribuição significativa para a redução de custos no projeto estrutural do gasoduto⁽¹⁻¹¹⁾. A fabricação de tubos de aço para o transporte de petróleo, gás e minério de ferro segue a norma API 5L⁽¹²⁾. O requisito de alta resistência mecânica, combinada com boa tenacidade à fratura em baixas temperaturas e, também, uma boa soldabilidade, implica na utilização de aços microligados de alta resistência e baixa liga (ARBL), obtidos por meio do processamento termomecânico (no caso de tubos soldados) ou via laminação controlada e/ou tratamentos térmicos (no caso de tubos sem costura). Cujo objetivo final é obter uma microestrutura de grãos refinados e com a presença de partículas de segunda fase bem selecionadas.

Durante o processo de operação dos gasodutos, pode haver nucleação, crescimento e propagação de trincas por fadiga, pois a estrutura está sujeita também a carregamento cíclico, o que pode levar a falha por fadiga⁽¹³⁻¹⁶⁾. Portanto, uma compreensão clara do comportamento em fadiga e em tenacidade à fratura de dutos condutores é tão importante, pois fornece informações críticas para o projeto estrutural de dutos como estimativa da vida útil das malhas, além de prever falhas durante a operação.

Vários estudos sobre a relação microestrutura- propriedades mecânicas básicas para tubos condutores foram realizadas desde 1980. Entretanto, há pouca informação sobre o comportamento em fadiga e em tenacidade à fratura, principalmente próximo ao limiar de crescimento de trincas por fadiga⁽¹³⁻¹⁶⁾. É também interessante notar que a literatura técnica está concentrada principalmente em tubos de aço soldados, obtidos via processamento termomecânico, com uma microestrutura característica típica deste processo de fabricação. Por outro lado, os tratamentos térmicos convencionais aplicados aos tubos de aço sem costura resultam em microestruturas especiais que permitem uma maior resistência mecânica e tenacidade do que o processamento termomecânico aplicado aos tubos de aço soldados, mostrando a vantagem da rota de fabricação de tubos de aço sem costura quando comparados aos tubos de aço soldados. Em consequência disso, pode-se observar que tubos de aço sem costura não precisam ser de graus tão elevados quanto os tubos soldados, pois graus intermediários relativos aos tubos sem costura possuem propriedades mecânicas similares aos elevados graus de aço relativos aos tubos soldados. Esta é uma grande vantagem da rota de fabricação de tubos de aços com costura, pois a partir de um aço relativamente simples, tal qual o estudado neste trabalho, e com o auxílio de processos de tratamentos térmicos convencionais é possível obter graus intermediários, diferente dos tubos soldados que precisam de uma composição química mais elaborada e criteriosa, além de um processamento termomecânico peculiar⁽¹²⁾.

Deste modo, o presente trabalho objetivou avaliar o comportamento mecânico de tubos de aço sem costura do tipo API 5L fabricados por uma usina siderúrgica brasileira recém-inaugurada. Objetivou-se também avaliar a influência dos diferentes tratamentos térmicos na microestrutura e, por

consequente, a influência das microestruturas resultantes sobre as propriedades mecânicas do tubo de aço sem costura, principalmente a sua tenacidade à fratura e sua resistência ao crescimento de trincas por fadiga de um aço API 5L utilizado no projeto de dutos condutores de petróleo e gás. Também foi objetivo desta pesquisa mostrar a possibilidade de se alcançar graus de aço API 5L não muito elevados, mas que possuem propriedades mecânicas satisfatórias, usando uma composição química relativamente simples e tratamentos térmicos convencionais, isto é, obter propriedades mecânicas satisfatórias a baixo custo. Após tratamentos térmicos, o material foi estudado em três condições diferentes: apenas laminado, normalizado e temperado e revenido, com o intuito de obter os graus X42R, X42N e X70Q, respectivamente.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

O material estudado foi fabricado pela empresa Vallourec & Sumitomo Tubos do Brasil (VSB) e foi fornecido como tubo de aço sem costura com diâmetro externo nominal medindo 219,10mm e espessura de parede medindo 8,2mm. A Tabela 1 apresenta a faixa de composição química desse aço microligado⁽¹²⁾.

Tabela 1. Composição química nominal (% massa) do aço API 5L em estudo⁽¹²⁾

ELEMENTO	C	Mn	Si	P	S	Al	Cu
TEOR	0,18- 0,20	1,00- 1,10	0,20- 0,30	0,000- 0,020	0,000- 0,010	0,020- 0,040	0,00- 0,20
ELEMENTO	Cr	Ni	Mo	Ti	V	Nb	N
TEOR	0,00- 0,20	0,00- 0,20	0,000- 0,070	0,000- 0,010	0,02- 0,03	0,000- 0,010	0,0000- 0,0120

A análise química do aço foi realizada por meio de um espectrômetro de emissão óptica e para isso, utilizou-se um corpo de prova de dimensões 40mm x 40mm x 8,2mm, de acordo com a API 5L⁽¹²⁾.

O ponto de partida para a pesquisa foi o aço apenas laminado, que atendeu aos requisitos do grau API 5L X42R. Depois disso, realizou-se o tratamento térmico nas chapas retiradas do tubo para que, posteriormente, fossem confeccionados os corpos de prova. Os tratamentos térmicos de normalização e têmpera/ revenimento tinham como objetivo atingir aos graus X42N e X70Q, respectivamente. Para os tratamentos térmicos realizados,

adotou-se como temperatura de austenitização a temperatura de 910°C, devido ao fato de que a temperatura A_{c3} deste aço é 835°C, conforme informações da empresa fabricante, VSB. O tratamento térmico de normalização foi realizado de acordo com o ciclo térmico mostrado na Figura 1a, objetivando atender aos requisitos do grau X42N da norma API 5L⁽¹²⁾. As chapas foram austenitizadas em um forno de resistência elétrica, e após este processo, o resfriamento das mesmas foi ao ar calmo e a temperatura ambiente.

De modo análogo, foi realizado o tratamento térmico de têmpera e revenimento, de acordo com o ciclo térmico mostrado na Figura 1b, onde se objetivou o grau X70Q da norma API 5L⁽¹²⁾. A austenitização foi realizada do mesmo modo que no tratamento térmico de normalização e as chapas foram temperadas a partir de sua temperatura de austenitização com resfriamento rápido em água (inicialmente a 27°C) com agitação em um tanque de resfriamento. O tratamento térmico de revenimento, pós-têmpera, foi realizado a 650°C (temperatura escolhida de acordo com curvas de revenimento fornecidas pela empresa fabricante deste aço, VSB) seguido de resfriamento ao ar calmo a temperatura ambiente. A medição do tempo em todas as etapas iniciou-se quando o termopar em contato com a peça indicou a temperatura visada.

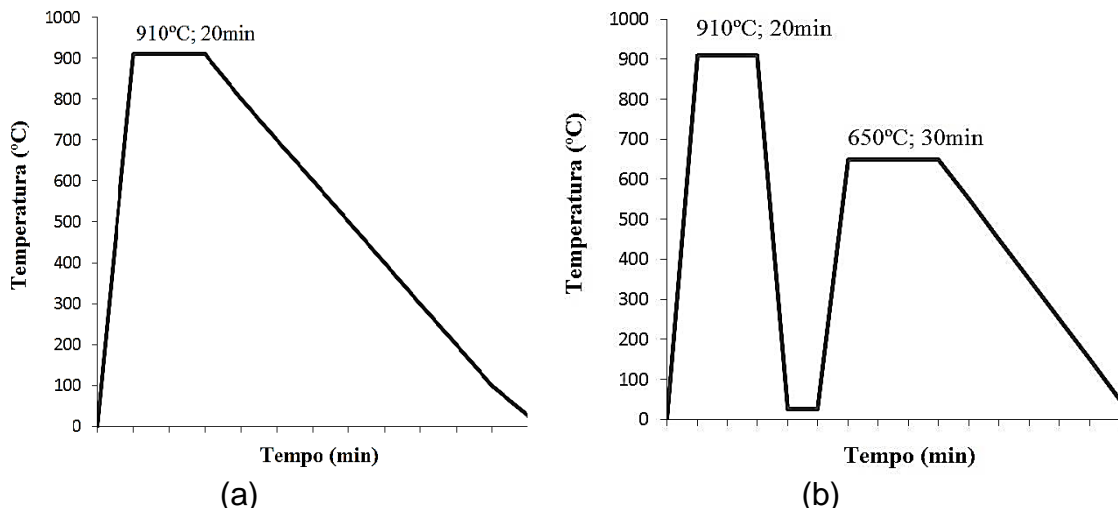


Figura 1. (a) Ciclo térmico de normalização e (b) ciclo térmico de têmpera/ revenimento.

Para fazer a caracterização microestrutural na direção transversal, foram confeccionados corpos de prova de dimensões 40mm x 40mm x 8,2mm do

material laminado, do normalizado e do temperado/ revenido. Posteriormente foi feito polimento e ataque químico com Nital 2%. As microestruturas foram observadas em um microscópio óptico (MO) e em um microscópio eletrônico de varredura (MEV), o tamanho de grão foi determinado em um microscópio óptico (MO) segundo a norma ASTM E112⁽¹⁷⁾. Para se caracterizar melhor a estrutura bandeada no material laminado e do normalizado, determinou-se o grau de bandeamento de acordo com a norma ASTM E 1268-01⁽¹⁸⁾.

Todos os ensaios mecânicos foram realizados em laboratório à temperatura ambiente. O ensaio de tração foi realizado de acordo com a norma API 5L⁽¹²⁾, o de tenacidade à fratura seguiu a norma ASTM E1820⁽¹⁹⁾ e o de resistência ao crescimento de trincas por fadiga seguiu o padrão da norma ASTM E647⁽²⁰⁾. Todos esses ensaios foram realizados em uma máquina servo-hidráulica com capacidade de 10ton com controle de carga via computador e aquisição de dados via software específico. A Figura 2 e a Tabela 1 mostram a geometria do corpo de prova para ensaio de tração, a Figura 3 mostra as dimensões do corpo de prova para o ensaio de tenacidade à fratura e a Figura 4 mostra a geometria para o corpo de prova para o ensaio resistência ao crescimento de trincas por fadiga. Posteriormente, utilizou-se o MEV para caracterizar todas as superfícies de fratura dos corpos de prova ensaiados.

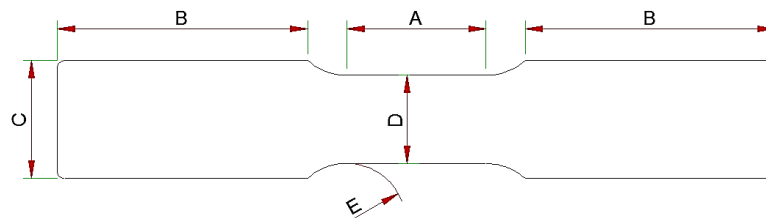


Figura 2. Corpo de prova de tração com seção transversal retangular.

Tabela 1. Cotas para o corpo de prova para ensaio de tração.

COTAS					
	A	B	C	D	E
Valor (mm)	59,2	≥ 100	50,8	38,1	27,4
Tolerância (mm)	(± 2,0)	-	(± 1,0)	(± 1,0)	(± 2,0)

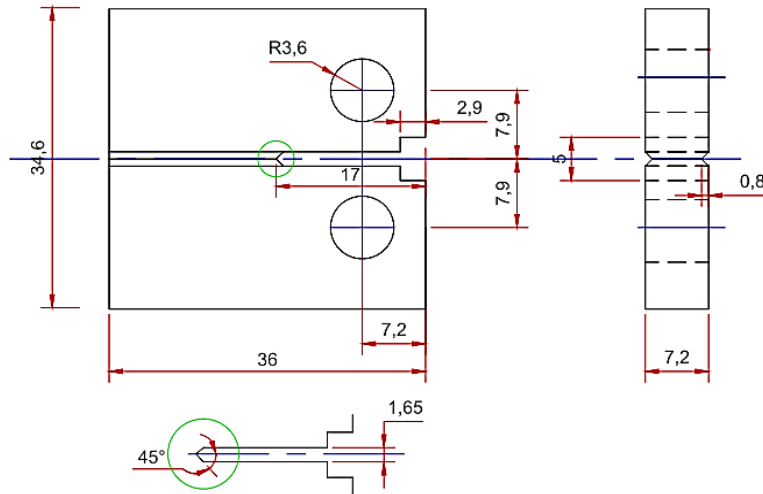


Figura 3. Geometria dos corpos de prova para ensaio de tenacidade à fratura.

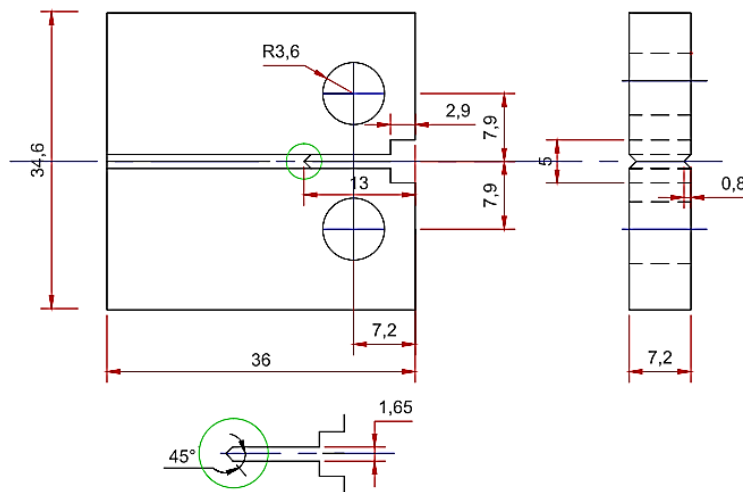


Figura 4. Geometria dos corpos de prova para ensaio de fadiga.

As curvas de resistência, $J \times \Delta a$, para os diversos tipos de materiais foram obtidas por intermédio de ensaios de tenacidade à fratura em corpos de prova adotando-se a metodologia da integral J, de acordo com a norma ASTM E1820⁽¹⁹⁾. Esta metodologia é dividida em duas etapas: na primeira etapa, promoveu-se a nucleação e crescimento de uma pré-trinca por fadiga (uma trinca com origem na ponta do entalhe usinado) e a segunda etapa consistiu no ensaio de tenacidade à fratura por meio do método de flexibilidade elástica (*compliance*). Os parâmetros para o ensaio de tenacidade à fratura estão listados nas Tabelas 2.

Tabela 2. Parâmetros utilizados no ensaio de tenacidade à fratura.

ENSAIO DE TENACIDADE À FRATURA	
Parâmetros geométricos	
Tipo corpo de prova	<i>Compact tension, C(T).</i>
Espessura	$B= 7,2\text{mm}$
Espessura efetiva	$B_N= 5,6\text{mm}$
Largura	$W= 28,8\text{mm}$
Tamanho de trinca inicial	$a_0= 9,8\text{mm}$
Pré trinca por fadiga	
Carregamento	Senoidal
Razão entre tensões	$R= 0,1$
Frequência	$f= 30\text{Hz}$
Tamanho de trinca final	$a_f= 14,4\text{mm}$
Parâmetros do ensaio	
Metodologia	Integral J
Orientação do corpo de prova	T-L
Máquina utilizada no ensaio	Servo hidráulica MTS® 810
Umidade relativa do ar	60-70 %.
Relação	$a_i/W= 0,5$
% de descarregamento por ponto	10%
Incremento de deslocamento	2mm
Taxa de deslocamento	2mm/minuto
Intervalo para propagação de trinca	5 segundos

As curvas $\log(da/dN) \times \log(\Delta K)$ foram obtidas por meio do ensaio de fadiga de acordo com a norma ASTM E647⁽²⁰⁾, adaptada para uso de corpos de prova do tipo *compact tension* C(T). O objetivo deste ensaio é caracterizar a resistência ao crescimento de trincas por fadiga dos materiais nas diferentes condições (laminado, normalizado e temperado/ revenido). Embora exista três regiões em curvas $\log(da/dN) \times \log(\Delta K)$, neste estudo foram analisadas as regiões I e II, com ênfase para o limiar de crescimento de trincas, ΔK_{th} . Os parâmetros para o ensaio de resistência ao crescimento de trincas por fadiga estão listados nas Tabelas 3.

Tabela 3. Parâmetros utilizados na realização do ensaio de fadiga.

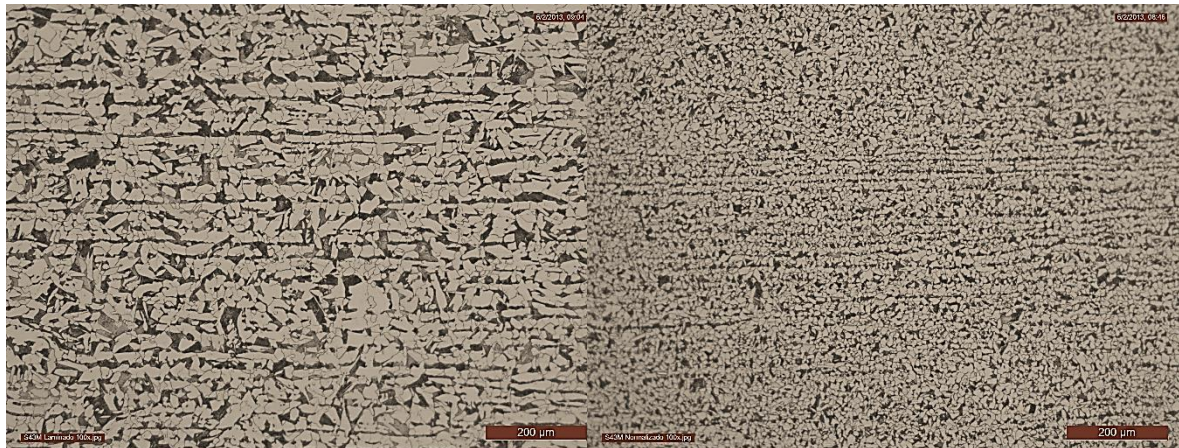
ENSAIO DE FADIGA	
Parâmetros geométricos	
Tipo corpo de prova	<i>Compact tension, C(T).</i>
Espessura	$B= 7,2\text{mm}$
Espessura efetiva	$B_N= 5,6\text{mm}$
Largura	$W= 28,8\text{mm}$
Tamanho de trinca inicial	$a_0= 5,8\text{mm}$
Pré trinca por fadiga	
Carregamento	Senoidal
Razão entre tensões	$R= 0,1$
Frequência	$f= 30\text{Hz}$
Tamanho de trinca final	$a_f= 7,5\text{mm}$
Parâmetros do ensaio	
Metodologia	$\log (da/dN) \times \log (\Delta K)$
Orientação do corpo de prova	T-L
Máquina utilizada no ensaio	Servo hidráulica MTS® 810
Umidade relativa do ar	60-70 %.
Relação	$a_i/W = 0,26$

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Após a realização da análise química do aço microligado em estudo, verificou-se que a mesma está conforme especifica a norma API 5L⁽¹²⁾. Este é um aço com uma composição química relativamente simples, com carbono equivalente $C_{eq} = 0,376\%$. Um ponto importante a ser considerado é a presença de vanádio (0,02% de V) na composição química do aço, um elemento adicionado principalmente para controlar o tamanho de grão e promover o endurecimento por precipitação.

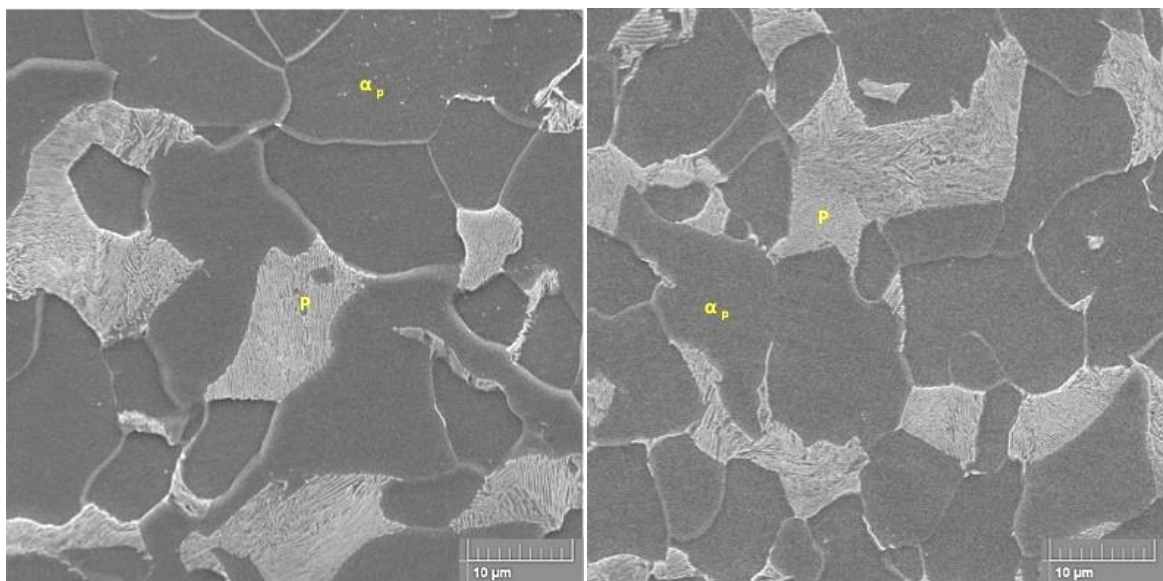
A análise microestrutural mostrou que o material laminado e o normalizado apresentam uma microestrutura bandeada composta por ferrita poligonal e perlita, como mostra a Figura 5. No material laminado o grau de bandamento (Ω_{12}) é 0,28 e no normalizado é 0,14, uma ocorrência comum em aços de baixa liga laminados a quente⁽²¹⁻²²⁾. Não foi observada a presença de

ferrita acicular, bainita ou constituinte M-A. O aço normalizado mostrou um tamanho de grão ($TG_{ASTM} = 9$) inferior ao aço apenas laminado (TG_{ASTM} variando entre 6 e 7). Esta determinação foi feita utilizando-se o método comparativo, com base na norma ASTM E112⁽¹⁷⁾, tabela IB.



(a)

(b)



(c)

(d)

Figura 5. Microestrutura do material laminado (a,c) e do material normalizado (b,d).

O aço temperado/ revenido possui uma matriz composta por martensita revenida e bainita com carbonetos finamente dispersos (partículas de cementita), como mostrado na Figura 6. Como o aço em estudo tem vanádio na sua composição química é possível que haja também carbonetos de vanádio finamente dispersos nesta matriz.

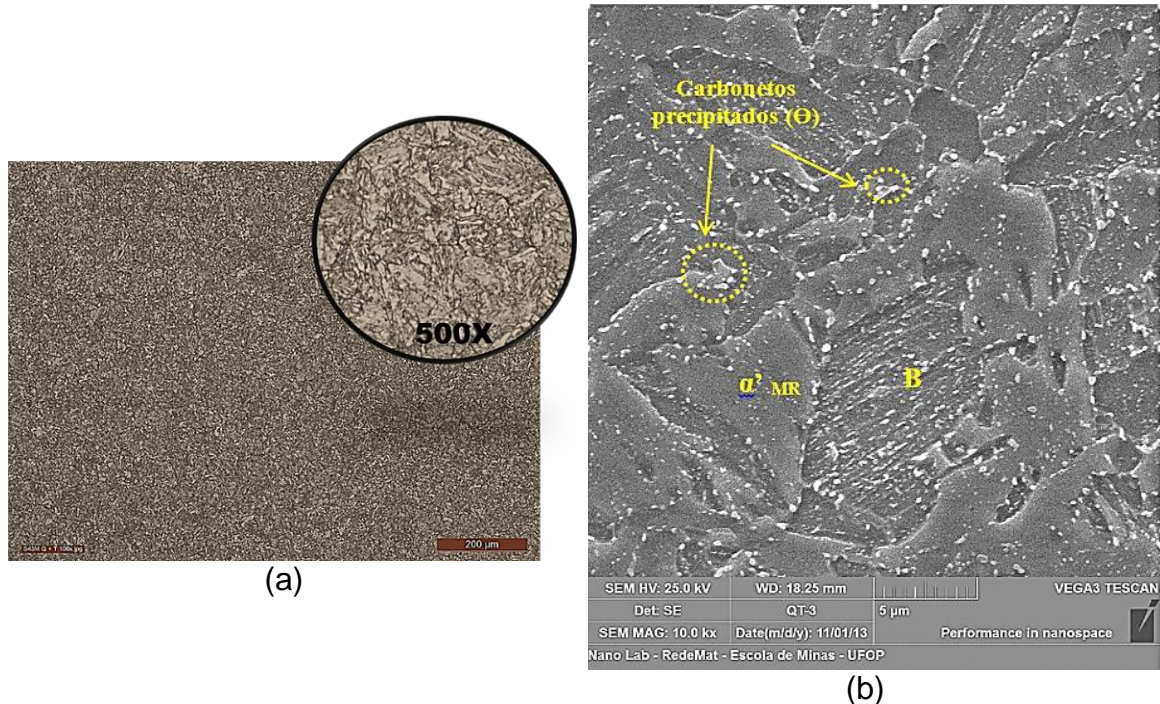


Figura 6. Microestrutura do material temperado e revenido (a) MO e (b) MEV.

A Tabela 4 mostra as propriedades mecânicas obtidas nos ensaios de tração para os três estados de fornecimento - material laminado (X42R), material normalizado (X42N) e material temperado/ revenido (X70Q) – e a especificação API 5L⁽¹²⁾ para atender aos respectivos graus.

Tabela 4. Propriedades mecânicas de tração

GRAU	LE (MPa)	Requisito API [12]	LR (MPa)	Requisito API [12]	ALO (%)	Requisito API [12]
X42R	370 ± 5	290-495	536 ± 3	415-760	35 ± 1	27 (mín.)
X42N	352 ± 5	290-495	518 ± 3	415-760	38 ± 1	27 (mín.)
X70Q	546 ± 8	485-635	631 ± 9	570-760	31 ± 1	21 (mín.)

LE = limite de escoamento; LR = limite de resistência; ALO = alongamento até a fratura.

Pela Tabela 4 pode-se concluir que o material apenas laminado atendeu aos requisitos de tração exigidos para o grau X42R. Também se pode observar que o tratamento térmico de normalização e o de têmpera/ revenimento modificaram a microestrutura e conseqüentemente as propriedades mecânicas dos materiais de modo a tender aos graus X42N e X70Q, respectivamente. Para melhor analisar a relação microestrutura- propriedades é interessante separar os materiais em estudo em duas famílias de aços ARBL do tipo API: a família de microestrutura ferrita- perlita (X42R e X42N) e a família de

microestrutura composta por martensita revenida, bainita e carbonetos precipitados (X70Q).

Assim, é possível afirmar que o tratamento térmico de têmpera/ revenimento proporcionou um aumento significativo do limite de escoamento e do limite e resistência do material, sem perda significativa de ductilidade. Este comportamento é consistente com a literatura⁽²³⁻⁴⁰⁾, e pode ser explicado pelo fato de que os carbonetos precipitados na matriz de martensita revenida/ bainita e o vanádio na composição química favorecem o endurecimento por precipitação. Estes resultados reafirmam a possibilidade de se alcançar melhores propriedades mecânicas por meio da rota de fabricação de tubos de aço sem costura. O material de grau X70Q de microestrutura composta por martensita revenida, bainita e carbonetos precipitados destaca-se, neste contexto, uma vez que foi obtido a partir de uma composição química relativamente simples e com um tratamento térmico convencional. Para conseguir este mesmo grau em tubos de aço soldados, seria necessária a modificação da composição química e/ ou modificação de tratamentos térmicos convencionais. Deste modo, haveria um aumento no custo do produto final. De modo distinto, analisando-se a família de aços ARBL do tipo API de microestrutura composta por ferrita- perlita pode-se observar que, embora o refino de grão observado no aço normalizado quando comparado ao laminado promova o aumento da resistência mecânica, o tratamento térmico de normalização reduz o encruamento do material e, conseqüentemente, a sua resistência mecânica. O micro mecanismo de fratura predominante nos três estados de fornecimento é o de fratura dúctil (Figura 7), com nucleação, crescimento e coalescimento de microcavidades, independentemente da diferença nas propriedades mecânicas de tração.

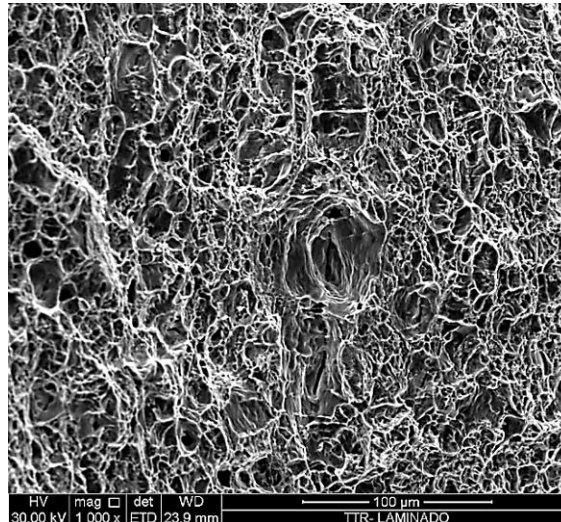


Figura 7. Alvéolos evidenciando a fratura dúctil.

A tenacidade à fratura dos materiais estudados é mostrada na Figura 8 por meio do cálculo da integral J e da curva de resistência correspondente ($J \times \Delta a$). Esta figura mostra as linhas de construção utilizadas para se obter o valor de J_Q , que representa a tenacidade à fratura para iniciar o crescimento de estável de trinca. Pode-se observar que o aço temperado e revenido (X70Q) apresentou o melhor desempenho devido à sua microestrutura⁽²³⁻⁴⁰⁾.

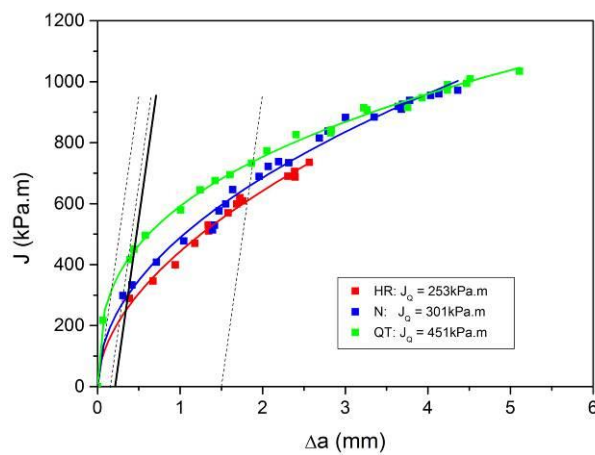


Figure 8. Curva de resistência $J \times \Delta a$ para os três materiais (HR = material laminado; N = material normalizado; QT = material temperado e revenido) evidenciando o valor de J_Q .

Assim como no caso do ensaio de tração, o micro mecanismo de fratura dos materiais utilizados no ensaio de tenacidade à fratura foi o mesmo para as

três microestruturas, isto é, a nucleação, crescimento e coalescimento de microcavidades. A Figura 9 ilustra este mecanismo para o aço de grau X42R.

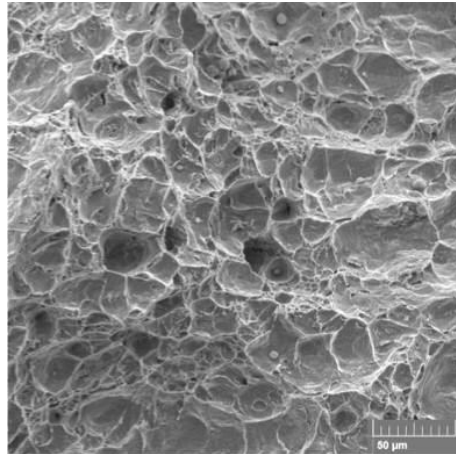


Figura 9. Fractografia de um corpo de prova do aço X42R no ensaio de tenacidade à fratura.

A Figura 10 mostra a relação entre a tenacidade à fratura e resistência mecânica por tração tenacidade para os diferentes materiais. Para analisar melhor esta relação, é interessante para separar novamente os aços em duas famílias, a de microestrutura de ferrita-perlita (X42R e X42N) e a de microestrutura martensita revenida (X70Q). Nota-se que o X70Q foi o material que teve melhor desempenho em ambas as propriedades.

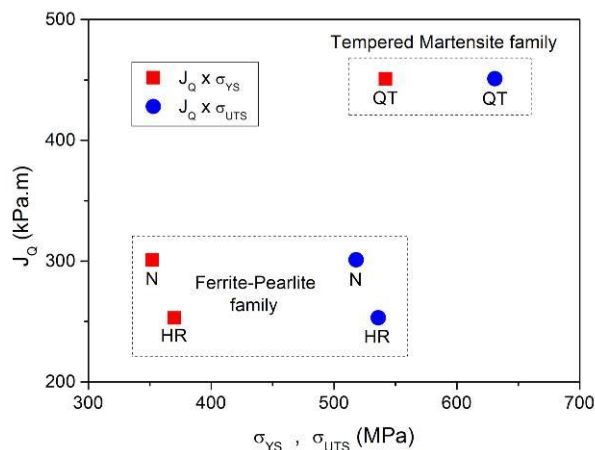


Figura 10. Relação entre a tenacidade à fratura e resistência mecânica por tração (HR = material laminado; N = material normalizado; QT = material temperado e revenido).

No que diz respeito à resistência ao crescimento de trinca por fadiga, o comportamento dos três aços é diferente na região do limiar de crescimento de

trincas (região I, ΔK_{th}) e semelhante na região linear da tradicional curva sigmoïdal $da/dN \times \Delta K$ (região II - *Paris*). A Figura 11 apresenta as taxas de crescimento de trinca nos materiais em função do ΔK . Na região do limiar de crescimento de trincas, o X70Q de microestrutura martensítica obteve o pior desempenho quando comparado aos materiais de microestrutura bandeada (ferrita-perlita). Observa-se que as três curvas da Figura 11 tendem a convergir, o que pode ser explicado pelo fenômeno do fechamento de trincas^(13,14,41,42).

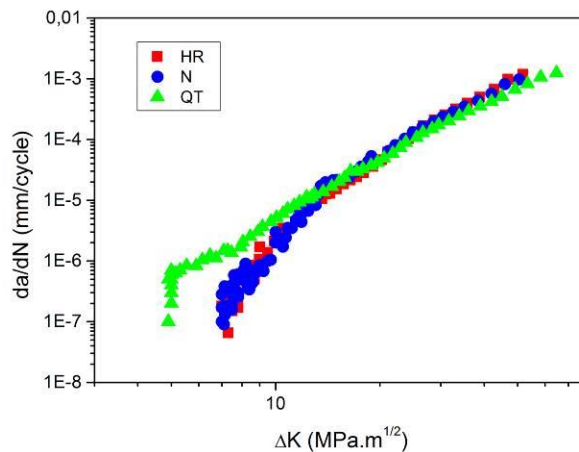


Figure 11. Resultados do crescimento de trincas por fadiga (HR = material laminado; N = material normalizado; QT = material temperado e revenido).

A Figura 12 apresenta o fenômeno do fechamento de trinca dos três materiais em função do ΔK_{th} . É possível notar que a relação K_{CL}/K_{max} foi um pouco diferente para os aços de grau X42R e X42N, mas muito diferente para o aço para X70Q. Dois mecanismos são considerados para explicar o fechamento de trinca nesta região: rugosidade e / ou oxidação. Os corpos de prova de fadiga mostraram, para os aços estudados, uma superfície de fratura transgranular, mas não se observou oxidação. Por outro lado, notou-se uma rugosidade da superfície, o que sugere a atuação do fechamento trinca induzidos por rugosidade. Observa-se ainda que a taxa de fechamento de trinca diminuiu com o aumento ΔK para ambos os aços. Isso implica que efeito de fechamento de trinca é mais significativo na região de baixo ΔK .

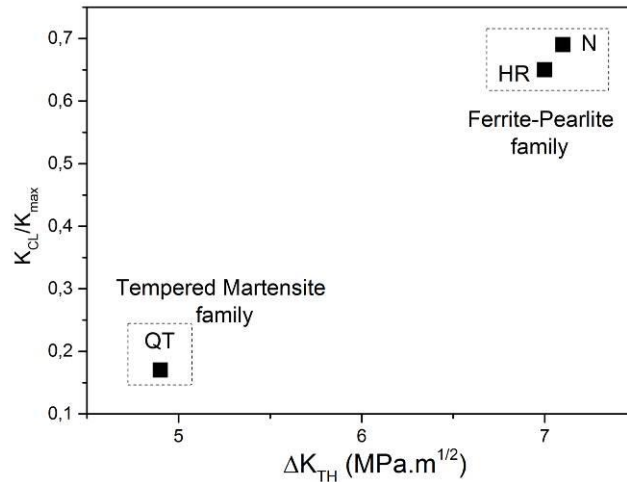


Figura 12. Análise comparativa do fechamento de trincas por fadiga para as diferentes famílias de aços ARBL do tipo API (HR = material laminado; N = material normalizado; QT = material temperado e revenido).

A análise fractográfica dos corpos de prova na região do limiar de propagação de trinca, região I, mostrou um modo de fratura predominantemente transgranular, com planos de cisalhamento associados a uma propagação de trinca do tipo “zig zag” através dos grãos do material. A Figura 13a mostra este comportamento. Este tipo de fratura relaciona-se com elevada tortuosidade de trinca, característicos do fechamento de trinca induzido por rugosidade. Para níveis mais elevados de taxa de propagação de trinca a superfície de fratura permanece transgranular, mas com evidências de estrias – região II da curva sigmoidal. Este comportamento pode ser observado na Figura 13b.

A relação da resistência ao crescimento de trincas por fadiga (ΔK_{th}) com a tensão limite de escoamento e com a tensão limite de resistência pode ser vista na Figura 14. É possível notar que essas propriedades são antagônicas, isto é, há perda de resistência ao crescimento de trinca por fadiga com o aumento da resistência mecânica à tração. Este resultado está coerente com os encontrados em vários outros estudos^(15,16,41,42).

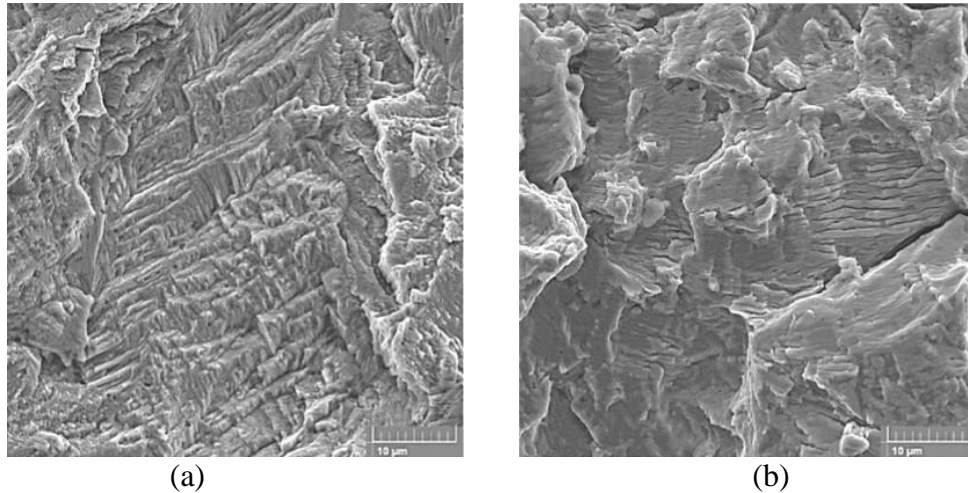


Figura 13. Fractografia do corpo de prova de fadiga do X42R vista no MEV: (a) região I da Curva sigmoidal ($da/dN \sim 10^{-7}$ mm/ciclo) e (b) região II da curva ($da/dN \sim 10^{-4}$ mm/ciclo).

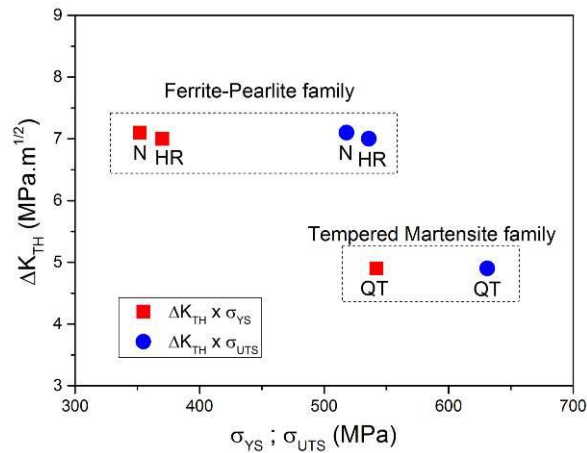


Figure 14. Relação da resistência ao crescimento de trincas por fadiga com a tensão limite de escoamento e com a tensão limite de resistência para as diferentes microestruturas (HR = material laminado; N = material normalizado; QT = material temperado e revenido).

4. CONCLUSÕES

Analisando-se as propriedades mecânicas de tração e impacto dos materiais após tratamentos térmicos, pode-se afirmar que em relação aos requisitos da norma API 5L para o nível de qualidade PSL2 os aços apenas laminado, normalizado e temperado/ revenido mostraram-se eficientes para atenderem aos graus X42R, X42N e X70Q, respectivamente. Assim fica evidente que mesmo se tratando de um aço relativamente simples e de baixo

custo é possível obter graus intermediários, via rota de fabricação de tubos de aço sem costura, que têm propriedades mecânicas satisfatórias o suficiente para concorrerem na seleção de materiais do projeto estrutural de dutos com tubos de aço soldados de graus API 5L elevados, que possuem maior custo devido à sua composição química, processo de fabricação e tratamentos termomecânicos.

É importante ressaltar o quanto o aço microligado em estudo é sensível à relação microestrutura- propriedades e as principais conclusões a este respeito estão listadas abaixo:

- Podem-se classificar os materiais após tratamentos térmicos em duas famílias distintas em termos microestruturais e de comportamento mecânico. São elas: a família de microestrutura composta por ferrita-perlita (X42R e X42N) e a de microestrutura composta por martensita revenida, bainita e carbonetos precipitados (X70Q).
- Em relação às propriedades mecânicas de tração pode-se afirmar que:
 - i. Quando comparado ao material laminado, pode-se afirmar que o tratamento térmico de normalização promoveu um alívio de tensões no material, melhorando sua ductilidade. O acréscimo que o refino de grãos promove no limite de escoamento do material normalizado, quando comparado ao material laminado, é contrabalançado pela redução neste que o tratamento térmico de normalização promove devido à redução no encruamento do material.
 - ii. O tratamento térmico de têmpera/ revenimento promoveu um aumento significativo no limite de escoamento e no limite de resistência do material, embora houve uma pequena perda de ductilidade, como mostrou o alongamento.
 - iii. O mecanismo de fratura em todos os materiais foi essencialmente dúctil, como mostrou a presença de *dimples*.
- O material de microestrutural composta por martensita revenida possui maior tenacidade à fratura que os de microestrutura composta por ferrita-perlita. Entretanto, sua resistência ao crescimento de trincas por fadiga é menor que os de estrutura bandeada, especialmente na região do limiar de crescimento de trincas por fadiga.

5. AGRADECIMENTOS

À Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior (CAPES) pela concessão da bolsa de estudos e à empresa Vallourec & Sumitomo Tubos do Brasil (VSB) pela cessão do material e aos funcionários do Laboratório Mecânico desta empresa pela colaboração em algumas etapas experimentais deste projeto.

6. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- (1) Li L, Xu L. Designing with High-Strength Low-Alloy Steels. In: *Handbook of Mechanical Alloy Design*. Marcel Dekker, Inc.; 2004. p. 249-320.
- (2) Hillenbrand HG, Gräf M, Kalwa C. Development and production of high strength pipeline steels. In: *Niobium Science & Technology*. TMS; 2001. p. 543-569.
- (3) Gray JM. An independent view of linepipe and linepipe steel for high strength pipelines. In: *API-X80 Pipeline Cost Workshop*, ITI; 2002. p. 1-19.
- (4) Hillenbrand HG, Kalwa C. Production and service behavior of high strength large diameter pipe. In: *International Conference on Application and Evaluation of High Grade Linepipes in Hostile Environments*. EUROPIPE; 2002. p. 1-17.
- (5) Hillenbrand HG, Kalwa C. High strength line pipe for project cost reduction. *World Pipelines*. 2002; 2(1):1-10.
- (6) Kalwa C, Hillenbrand HG, Gräf M. High strength steel pipes – new developments and applications. In: *Onshore Pipeline Conference*. EUROPIPE; 2002. p. 1-12.
- (7) Gräf M, Hillenbrand HG, Heckmann CJ, Niederhoff KA. High-strength large-diameter pipe for long-distance high-pressure gas pipelines. In: *13th International Offshore and Polar Engineering Conference*. EUROPIPE; 2003, pp. 97-104.
- (8) Taiss EJM. O Mercado de Aços de Elevado Valor Agregado – Tendências Tecnológicas e a estratégia da Usiminas no Atendimento às Demandas. In: *Workshop: Inovações para Desenvolvimento de Aços de Alto Valor Agregado - Tubos de Alta Resistência para Aplicações Estruturais e Transmissão de Fluidos*. ABM; 2007. CD-ROM.

- (9) Siciliano F, Stalheim DG, Gray MJ. Modern High Strength Steels for Oil and Gas Transmission Pipelines. In: *7th International Pipeline Conference*. TMS; 2008.
- (10) Gray MJ, Siciliano F. High Strength Microalloyed Linepipe: Half a Century of Evolution. In: *Microalloyed Steel Institute*, USA, 2009. p. 20-45.
- (11) Barbaro F, Fletcher L, Dinnis C, Piper J, Gray JM. Design and specification of line pipe and line pipe steels for weldability, constructability and integrity. In: *18th JTM on Pipeline Research*. PRCI/AFIA/EPRG; 2011. p. 1-21.
- (12) American Petroleum Institute: *Specification for Line Pipe. ANSI/API Specification 5L*, Forty-Four Edition, 2008.
- (13) Zhong Y, Xiao F, Zhang J, Shan Y, Wang W, Yang K. In situ TEM study of the effect of M/A films at grain boundaries on crack propagation in an ultra-fine acicular ferrite pipeline steel. *Acta Materialia*. 2006; 54:435-443.
- (14) Kim Y, Kim C, Kim W, Song K, Shin K. Near-threshold fatigue crack growth behavior and crack closure of natural gas pipeline steels. *Procedia Engng*. 2011; 10:813-820.
- (15) Godefroid L B, Cândido L C, Toffolo R, Barbosa L H. Microstructure and mechanical properties of two API steels for iron ore pipelines. *Materials Research – Ibero-American Journal*. 2014; 14:114-120.
- (16) Toffolo RB, Cândido LC, Godefroid LB, Mattioli R. Fracture behavior of two API steels used in iron ore pipelines. In: *IX Brazilian MRS Meeting*. Brazilian Materials Research Society - SBPMAT; 2009.
- (17) AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS – ASTM E112: Standard Test Methods for Determining Average Grain Size. 2012, USA.
- (18) AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS – ASTM E1268: Standard Practice for Assessing the Degree of Banding or Orientation of Microstructures. 2007, USA.
- (19) AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS – ASTM E1820: Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness. 2015, USA.
- (20) AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS – ASTM E647: Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates. 2015, USA.

- (21) Thompson SW, Howell PR. Factors influencing ferrite/pearlite banding and origin of large pearlite nodules in a hypoeutectoid plate steel. *Mater. Sci. Technol.* 1992; 8:777-784.
- (22) Krauss G. Solidification, segregation and banding in carbon and alloy steels. *Metall. Mater. Trans.* 2003; 34B:781-792.
- (23) Taira T, Yamaguchi T, Iwasaki N, Tsukada K. Development of heavy wall X65 line pipes manufactured from quenched and tempered plates for low temperature service. *Mech. Work Process Steel Conformation*, 1976; 18: 52-86.
- (24) Shehata, M. T., Boyd, J. D. Quantitative correlations between toughness and microstructure for commercial line pipe steel. In: SHEHATA, M. T. & BOYD, J. D. Physical Metallurgy Research Laboratories. Canada. Centre for Mineral and Energy Technology, 1981. p. 229-236.
- (25) Zhao M.C., Yang K., Shan Y.Y. The effects of thermo-mechanical control process on microstructures and mechanical properties of a commercial pipeline steel. *Mater. Sci. Engng. A.* 2002; 335:14-20.
- (26) Zhao M.C., Yang K., Shan Y.Y. Comparison on strength and toughness behaviors of microalloyed pipeline steels with acicular ferrite and ultrafine ferrite. *Mater. Letters.* 2003; 57:1496-1500.
- (27) Xiao F., Liao B., Ren D., Shan Y., Yang K. Acicular ferritic microstructure of a low-carbon Mn-Mo-Nb microalloyed pipeline steel. *Mater. Charact.* 2005; 54:305-314.
- (28) Stalheim D.G., Barnes K.R., McCutcheon D.B. Alloy Designs for High Strength Oil and Gas Transmission Linepipe Steels. In: *International Symposium Microalloyed Steels for the Oil and Gas Industry*. CBMM/TMS; 2006. CD-ROM.
- (29) Xiao F.R., Liao B, Shan Y.Y., Qiao G.Y., Zhong Y., Zhang C., Yang K. Challenge of mechanical properties of an acicular ferrite pipeline steel. *Mater. Sci. Engng. A.* 2006; 431:41-52.
- (30) Shanmungam S., Misra RDK, Hartmann J, Jansto SG. Microstructure of high strength niobium-containing pipeline steel. *Mater. Sci. Engng. A.* 2006; 441:215-229.

- (31) Shin, S.Y., Hwang, B., Kim, S., Lee, S. Fracture toughness analysis in transition temperature region of API X70 pipeline steels. *Mater. Sci. Engng. A*, 2006; 429; 196-204.
- (32) Shin, S.Y., Hwang, B., Lee, S., Kim, N.J., Ahn, S.S. Correlation of microstructure and charpy impact properties in API X70 and X80 line-pipe steels. *Mater. Sci. Engng. A*, 2007; 458; 281-289.
- (33) Bai, D., Collins, F., Hamad, F., Chen, X., Klein, R. Microstructure and Mechanical Properties of High Strength Linepipe Steels. MS&T 2007 AIST/ASM Congress, Detroit, USA; 2007; 355-366.
- (34) Shanmugam S., Ramiseti N.K., Misra N.D.K., Hartmann J., Jansto S.G. Microstructure and high strength-toughness combination of a new 700MPa Nb-microalloyed pipeline steel. *Mater. Sci. Engng. A*. 2008; 478:26-37.
- (35) Wang W., Shan Y., Yang K. Study of high strength pipeline steels with different microstructures. *Mater. Sci. Engng. A*. 2009; 502:38-44.
- (36) Shin S.Y., Woo K.J., Hwang B., Kim S., Lee S. Fracture-toughness analysis in transition-temperature region of three API X70 and X80 pipeline steels. *Metall. Mater. Trans.* 2009; 40A:867-876.
- (37) Wang W., Yan W., Zhu L., Hu P., Shan Y., Yang K. Relation among rolling parameters, microstructures and mechanical properties in a acicular ferrite pipeline steel. *Mater. Design*. 2009; 30:3436-3443.
- (38) Smirnov, M.A., Pyshmintsev, I.Y., Maltseva, A.N., Mushina, O.V. Effect of ferrite-bainite structure on the properties of high-strength pipe steel. *Metallurgist*, 2012; 56; 43-51.
- (39) El-Danaf, E., Baig, M., Almajid, A., Alshalfan, W., Al-Mojil, M. Al-Shahrani, S. Mechanical, microstructure and texture characterization of API X65 steel. *Materials and Design*, 2013; 47; 529-538.
- (40) Sami, Z., Tahar, S., Mohamed, H. Microstructure and Charpy impact properties of ferrite-martensite dual phase API X70 linepipe steel. *Mater. Sci. Engng. A*. 2014; 508:338-342.
- (41) Rodrigues, E.M., Matias, A., Godefroid, L.B., Bastian, F.L., Al-Rubaie, K.S. Fatigue crack growth resistance and crack closure behavior in two aluminum alloys for aeronautical applications. *Materials Research – Ibero-American Journal*. 2005; 8:287-291.

- (42) Godefroid, L.B., Andrade, M.S., Machado, F.A., Horta, W.S. Effect of prestrain and bake hardening heat treatment on fracture toughness and fatigue crack growth resistance of two dual-phase steels. In: *Materials Science and Technology 2011 Conference*. AIST/ASM; 2011.