



AVALIAÇÃO DA INFLUÊNCIA DOS PARÂMETROS DE LAMINAÇÃO A QUENTE NA TENACIDADE DO AÇO MICROLIGADO PARA GASODUTOS¹

Ricardo Porto²
Marden Valente de Souza²
Paulo de Tarso Lourenço²
Leonardo B. Godefroid³

Resumo

A indústria petrolífera, em função de aumento de produtividade das linhas e aumento da segurança operacional, tem solicitado a cada dia aços para gasodutos/oleodutos com requisitos de resistência mecânica e tenacidade cada vez mais elevados. Com o avanço do conhecimento científico e tecnológico, as indústrias produtoras de aço têm atendido a estes requisitos com utilização de aços HSLA e utilização do processamento termomecânico controlado. Neste trabalho foi efetuada análise da influência das temperaturas de laminação a quente e da taxa de deformação no trem acabador nos resultados de tenacidade, avaliados através do ensaio de Charpy, DWTT e Integral J (propagação estável da trinca).

Palavras-chave: Aços para tubos; Gasodutos; Integridade estrutural; Tenacidade.

EVALUATION OF THE INFLUENCE OF HSM PARAMETERS IN THE TOUGHNESS IN MICROALLOYED STEEL FOR LINEPIPE APPLICATION

Abstract

In order to improve the productivity and operational safety of pipelines, the petroleum companies have been increasing the mechanical resistance and toughness requirements of the steel. The improvement of the technology and scientific knowledge allow the steel producers companies to supply these requirements by using HSLA steel and thermomechanical controlled process. It was analyzed the influence of the HSM temperatures and deformation rate in the finishing mill on the toughness results evaluated by Charpy Test, DWTT and J-Integral.

Key words: Steel grades for pipelines; Toughness; Structural integrity.

¹ Contribuição técnica ao 65º Congresso Anual da ABM, 26 a 30 de julho de 2010, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

² Engenheiro Metalurgista, Especialista de Desenvolvimento de Produto da ArcelorMittal Tubarão;

³ Engenheiro Metalurgista, M. Sc., D.Sc., REDEMAT/UFOP

1 INTRODUÇÃO

A integridade estrutural do material utilizado nas indústrias é geralmente assegurada pela prevenção da iniciação de trincas. Entretanto, em muitas áreas como a indústria nuclear e de transmissão de gás, o comportamento da propagação da trinca é extremamente importante. De forma geral, o risco de fratura frágil é prevenido pelo uso do material em temperaturas acima da temperatura de transição dúctil-frágil. Por muitos anos tem sido aceito que a resistência à propagação de fratura dúctil dos aços seja avaliada por uma tenacidade inerente ou por uma energia absorvida no ensaio de impacto, seja pelo ensaio de Charpy ou pelo ensaio de peso em queda (DWTT).⁽¹⁾

Em função dos desenvolvimentos ocorridos no processo de fabricação de aço, os mesmos tornaram-se mais resistentes aos defeitos, fazendo com que sustentem significativo crescimento estável de trincas acompanhado por deformação plástica antes da falha, tornando-se necessário prever e controlar o crescimento estável de trinca, para que seja possível providenciar os devidos reparos em tempo hábil. Considerando que uma estrutura dúctil contendo um defeito suporta elevados níveis de carga, mesmo após a iniciação e propagação estável da fratura, os parâmetros para caracterização da propagação da fratura mais aplicáveis são CTOD e Integral J. A propagação estável de trinca é comumente mostrada pela curva de resistência $J \times \Delta a$, conforme indicado na Figura 1.^(2,3)

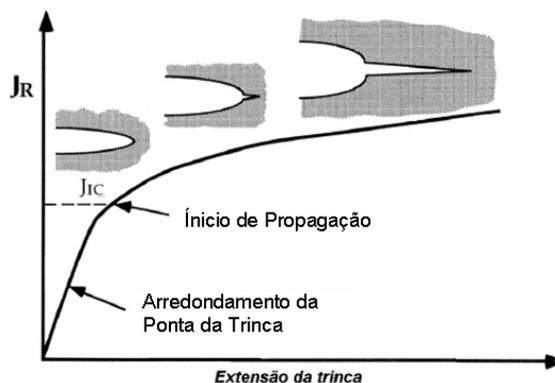


Figura 1 - Esquema de uma curva de resistência, indicando os estágios de evolução do defeito.^(2,3)

Os principais aspectos de composição química e microestrutural que afetam a tenacidade do aço, avaliada pela temperatura de transição do material estão descritos equação 1.⁽⁴⁾

$$ITT(^{\circ}C) = 19 + 44 \times Si + 700 \times \sqrt{Nf} + 2,2 \times \% Perlita - \frac{11,5}{\sqrt{d}} \quad \text{equação 1}$$

Onde:

- Nf é nitrogênio livre ou nitrogênio solúvel (%peso)
- d = tamanho de grão ferrítico.

Com base na equação 1, é possível verificar que o refinamento de grão é o principal responsável pela redução da temperatura de transição, portanto, os parâmetros que propiciam maior refinamento de grão são benéficos para o aumento da tenacidade do aço.



O percentual de perlita gerado na microestrutura do aço está vinculado à quantidade de carbono na composição química do material. Conforme pode ser observada na Figura 2, quanto menor o teor de carbono, maior será a tenacidade do material.

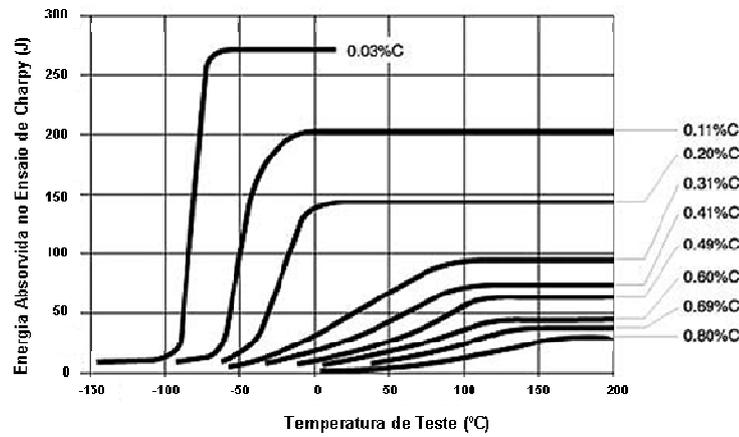


Figura 2– Efeito do teor de carbono na tenacidade de aços.⁽⁴⁾

Para minimizar a quantidade de nitrogênio em solução, usualmente adota-se a adição de titânio (~0,02%), pois este elemento possui elevada afinidade pelo nitrogênio, precipitando a elevada temperatura, ainda durante o processo de lingotamento contínuo, evitando o crescimento excessivo do tamanho de grão durante o processo de aquecimento da placa no forno. O efeito do titânio na tenacidade do aço pode ser observado na Figura 3.^(5,6)

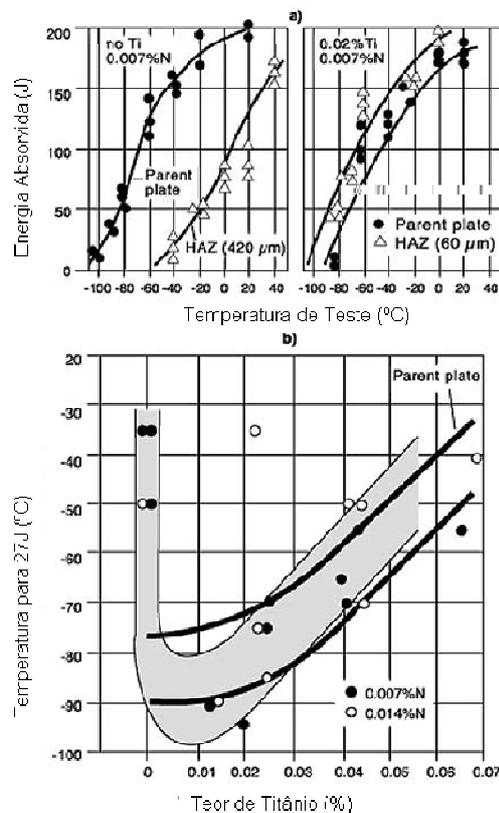


Figura 3 – Efeito do titânio na tenacidade do aço.⁽⁵⁾



O aumento de resistência mecânica e da tenacidade simultaneamente só foi possível com o uso do processamento termomecânico controlado seguido de resfriamento acelerado, visando mudança microestrutural.⁽¹⁾

Com relação à microestrutura, a ferrita acicular permite obtenção de maior resistência mecânica e tenacidade, quando comparado com a ferrita poligonal, pois apresenta menor tamanho de grão e maior densidade de discordâncias, conforme mostrado na Figura 4.⁽⁷⁾

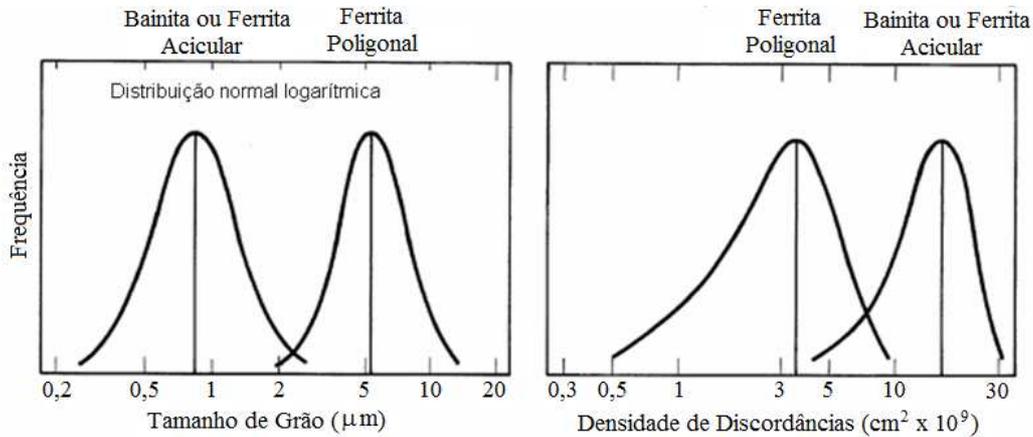


Figura 4 – Distribuição de tamanho de grão e densidade de discordância entre ferrita e ferrita acicular.⁽⁷⁾

O aumento da densidade de discordâncias da ferrita acicular é causado pela deformação plástica da austenita devido ao movimento de cisalhamento da interface induzido pela transformação. Esta deformação plástica localizada impede o crescimento das “ripas” de ferrita, fazendo com que cada sub-unidade atinja um tamanho limite, o qual é muito menor que o tamanho de grão da austenita.⁽⁸⁾ A Figura 5 mostra exemplo de microestrutura contendo ferrita acicular e ferrita poligonal.

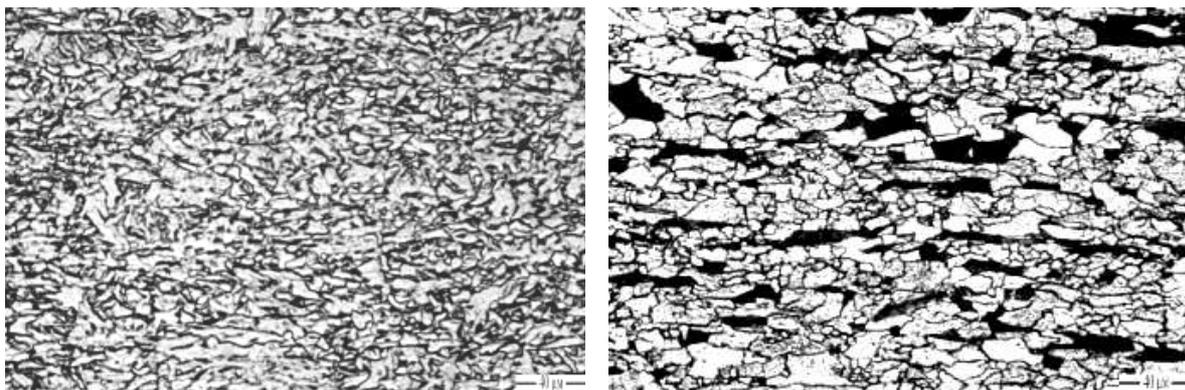


Figura 5– Exemplo de microestrutura ferrita acicular (esquerda) e ferrita poligonal (direita).⁽⁹⁾

O processamento termomecânico controlado é caracterizado pela realização da deformação no trem acabador na região de não recristalização da austenita, objetivando a obtenção do refinamento de grão desejado. Esta deformação é usualmente de 3 a 4 vezes a espessura final da tira. A Figura 6 mostra de forma esquemática as estratégias utilizadas para realização de laminação controlada em aços microligados de alta resistência.^(10,11)

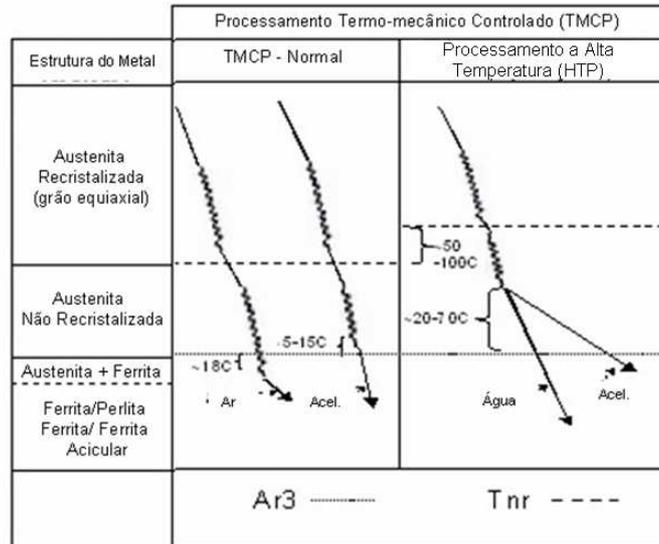


Figura 6 – Principais estratégias de laminação utilizadas em aços Microligados de elevada resistência.⁽¹¹⁾

2 DESENVOLVIMENTO

Foi realizado, inicialmente, ensaio de peso em queda (Drop Weight Tear Test – DWTT) em amostras de 128 bobinas na espessura de 12,7mm em aço HSLA produzidas com mesma composição química (Tabela 1) e resultados médios de resistência mecânica: LE = 550MPa, LR = 655,7MPa e Alongamento = 25,5%.

Tabela 1 – Composição química típica do aço

C (%)	Mn (%)	Cr (%)	Nb+Ti+V (%)	Pcm (%)
0,05 a 0,090	1,52 a 1,65	<0,40	< 0,12%	< 0,20

Para avaliação da tenacidade do material foram realizados ensaios de charpy e DWTT a -5°C e Integral J à temperatura ambiente. Os resultados do ensaio de Charpy e DWTT estão indicados na Figura 7.

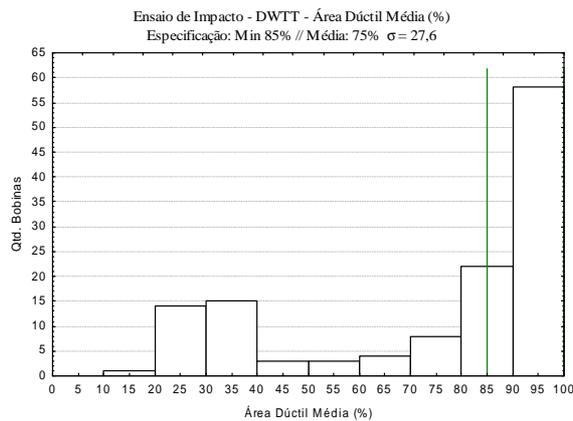
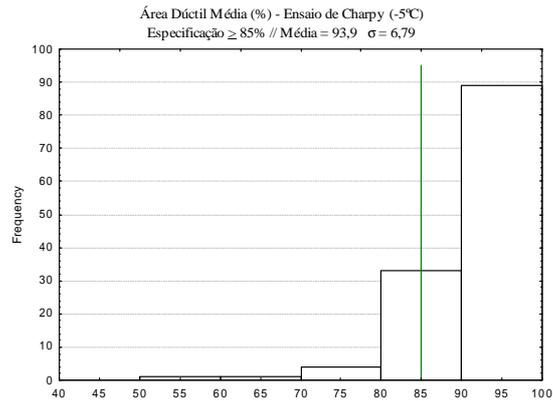
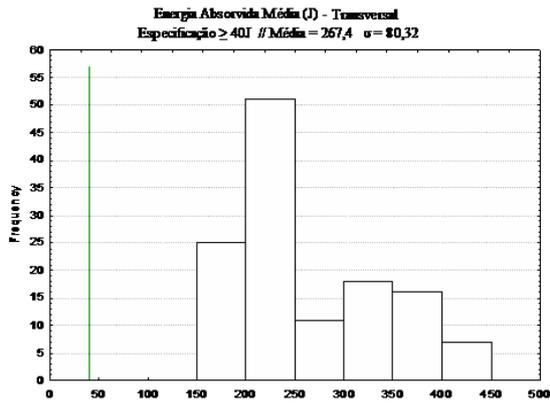


Figura 7 – Resultados de Tenacidade obtidos no Ensaio de Charpy e de Peso em Queda (DWTT)

No gráfico dos resultados de DWTT (Figura 7) observa-se resultados de área dúctil variando entre 10% e 100%, indicando elevada dispersão de resultados. Para avaliação da influência dos parâmetros de laminação a quente nos resultados de tenacidade do material foram selecionadas as variáveis referentes às temperaturas de laminação e taxa de redução no trem acabador obtendo-se os resultados indicados na Figura 8.

Conforme pode ser observado na Figura 8, há um aumento do percentual de bobinas com resultados inferiores a 85% de área dúctil com o aumento das temperaturas de fim de desbaste, de acabamento e de bobinamento na região de amostragem, além do uso de taxas de redução mais elevadas nas cadeiras iniciais de laminação, sendo consideradas mais críticas as condições indicadas abaixo:

- Temperatura de Fim de Desbaste $\geq 1.075^{\circ}\text{C}$;
- Temperatura de Acabamento $\geq 835^{\circ}\text{C}$;
- Temperatura de Bobinamento $\geq 605^{\circ}\text{C}$. e
- Taxa de Redução $\geq 0,82$

As avaliações efetuadas indicam que os resultados de tenacidade do material foram afetados pelas variações simultâneas dos parâmetros de laminação a quente indicados acima. A Figura 9 ilustra a influência conjunta das temperaturas de laminação e da taxa de redução, onde é possível confirmar que a utilização de temperaturas mais elevadas no processo de laminação a quente e utilização de taxas de redução mais elevadas nas cadeiras iniciais do trem acabador afetou de forma negativa a tenacidade do material, indicando que para esta situação, a laminação no trem acabador foi realizada em temperaturas acima da temperatura de não recristalização do material, não sendo, portanto, realizado o processamento termomecânico controlado. Esta situação possivelmente foi agravada pelo uso de taxas de redução mais elevadas justamente nesta região.

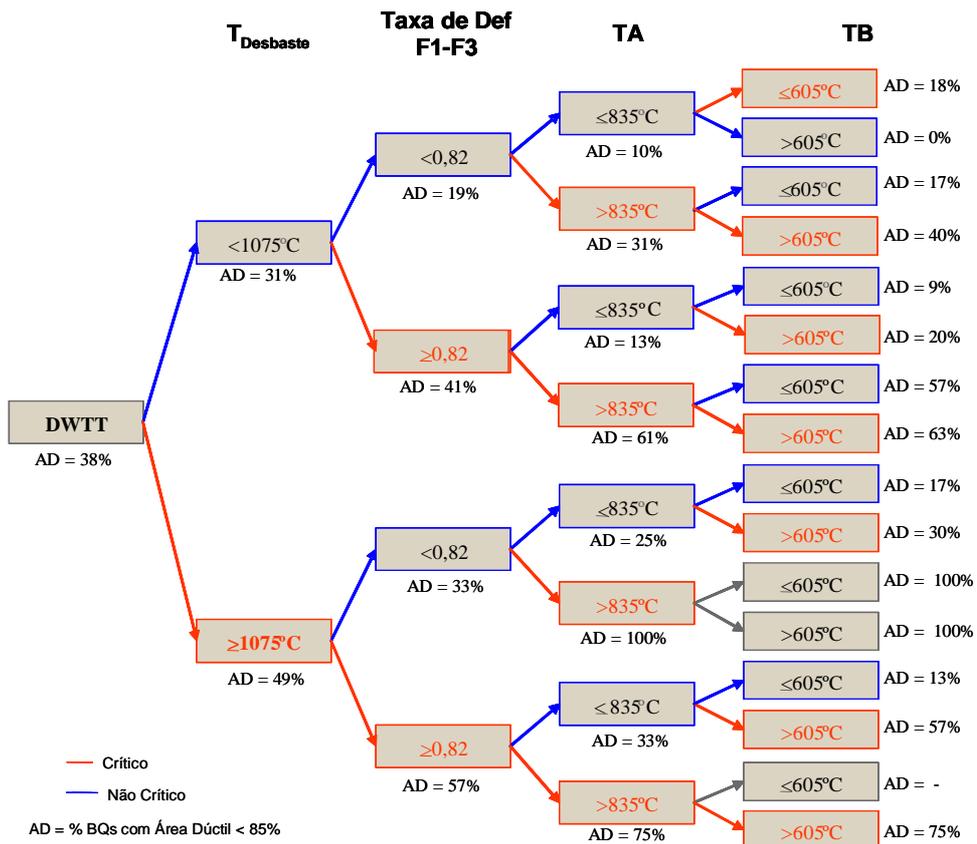


Figura 9 – Avaliação da influência das temperaturas de processo de laminação e taxa de redução nos resultados do ensaio de peso em queda.

A influência da temperatura de bobinamento está associada à formação de microestrutura contendo ferrita poligonal (temperaturas mais elevadas) ou ferrita acicular (temperaturas mais baixas), conforme pode ser observado na Figura 10.

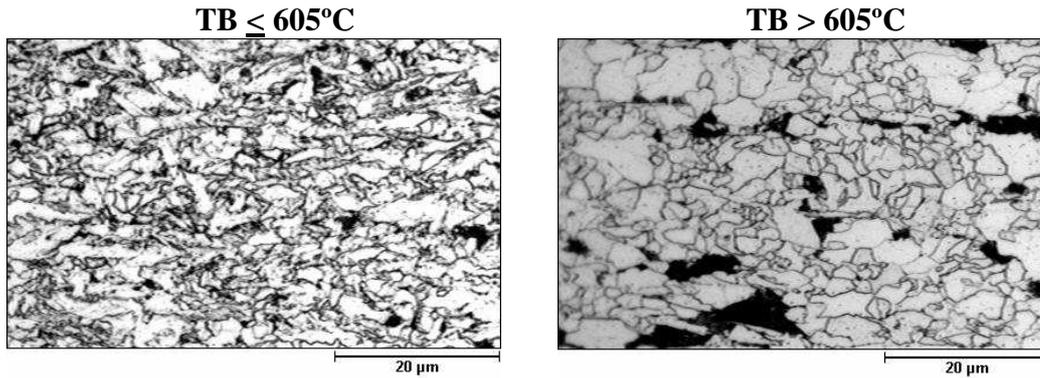


Figura 10 – Influência das Temperaturas de Bobinamento na Microestrutura do Material (500x – Ataque com Nital 2%).

Com base nas avaliações efetuadas, foram produzidas bobinas utilizando a mesma composição química e parâmetros de processo indicados abaixo, sendo observado um aumento do LE médio em 21 MPa e do LR médio em 5,9 MPa, sem afetar o resultado de alongamento:

- Temperatura de Fim de Desbaste < 1.075°C;
- Taxa de redução nas cadeiras iniciais de laminação < 0,82;
- Temperatura de Acabamento < 835°C; e
- Temperatura de Bobinamento < 605°C

Ao comparar os resultados de tenacidade obtidos nos ensaios de impacto, (Figura 11), observa-se um aumento da energia absorvida e da área dúctil do material tanto no ensaio de Charpy quanto no DWTT.

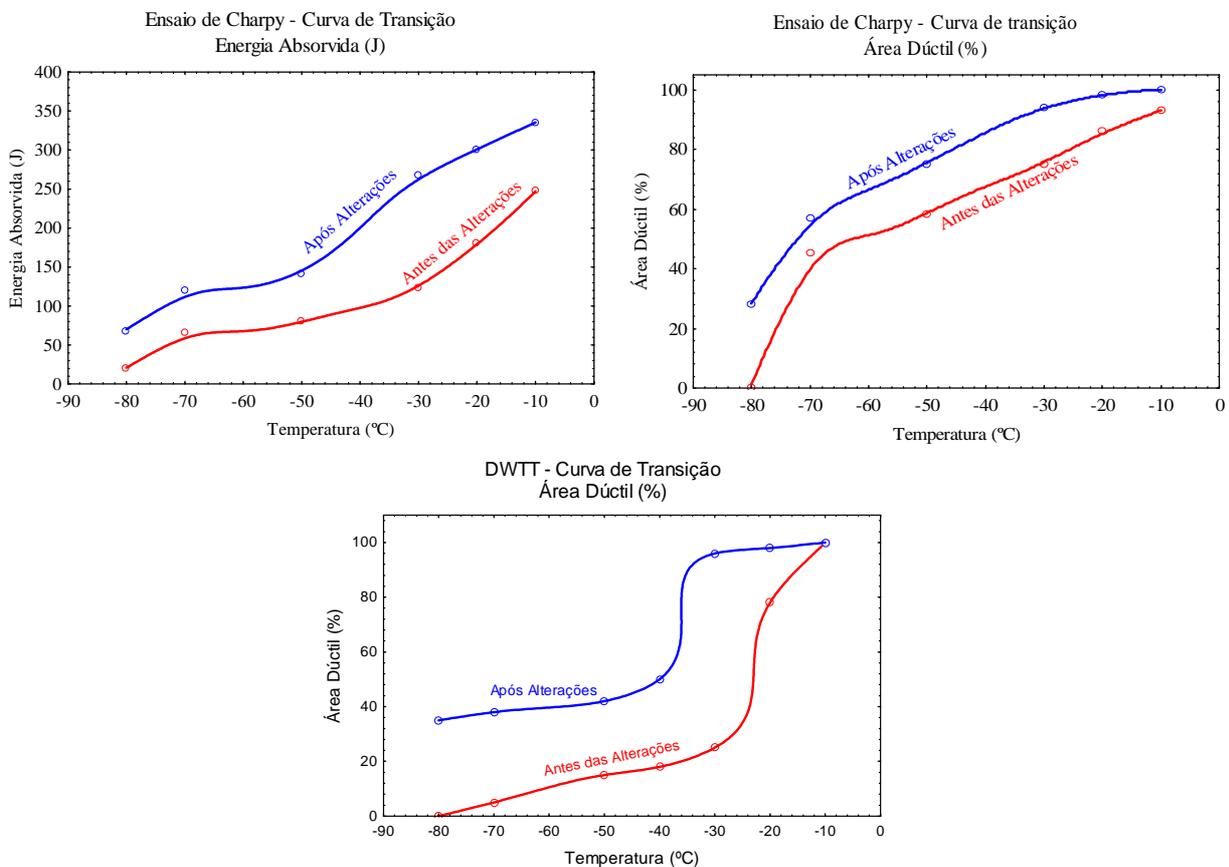


Figura 11 – Resultados de Charpy e DWTT antes e após alterações de processo de laminação.

Observa-se que após a alteração dos parâmetros de processo de laminação a quente, houve redução do tamanho de grão, sendo obtida ainda microestrutura contendo mistura de ferrita poligonal e acicular, conforme pode ser verificado na Figura 12.

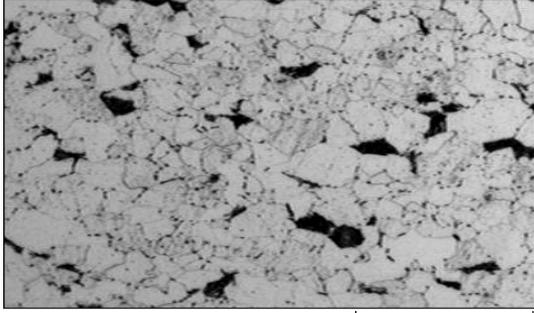
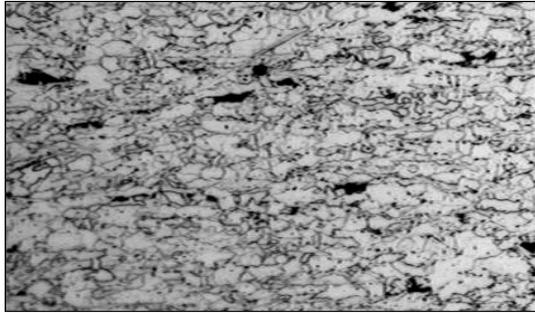
Antes da Alteração de Parâmetros de LTQ	Após a Alteração de Parâmetros de LTQ
 <p style="text-align: center;">50 μm</p>	 <p style="text-align: center;">50 μm</p>
<p style="text-align: center;">Ferrita poligonal com ilhas de perlita</p>	<p style="text-align: center;">Ferrita poligonal e acicular com ilhas de perlita</p>

Figura 12 – Comparativo da microestrutura obtida no material antes e após as alterações dos parâmetros de laminação à quente (500x – ataque com Nital 2%).

3 PROPAGAÇÃO ESTÁVEL DA TRINCA

A avaliação da propagação estável da trinca foi realizada através da metodologia proposta por J. R. Rice [2, 3, 12], Integral J. Foram retiradas amostras de 9 bobinas (5 antes das alterações de processo de laminação e 4 após as alterações do processo de laminação) e confeccionados corpos de prova SE(B) conforme indicado na norma ASTM E1820.

Os resultados da curva média de propagação estável da trinca (Figura 13), indicam melhora na tenacidade do material após as alterações dos parâmetros de laminação.

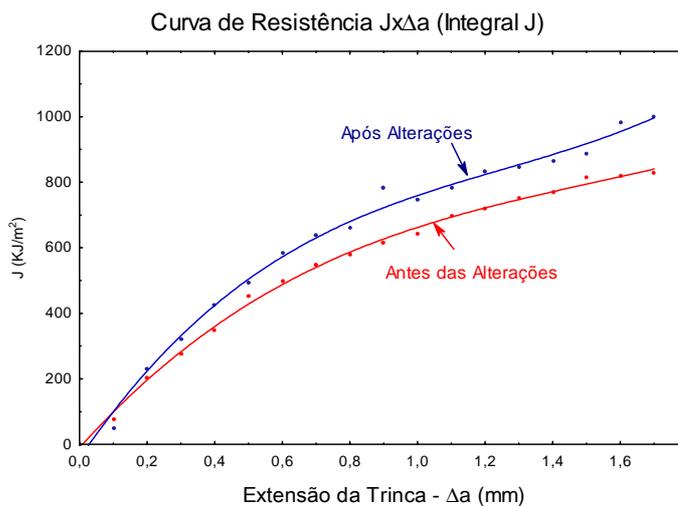


Figura 13 – Curva de resistência média antes e após alterações dos parâmetros de laminação à quente.

A avaliação da energia média para propagação da trinca de cada amostra comparada com o limite de escoamento e de resistência do material (Figura 14) mostra que as alterações realizadas nos parâmetros de laminação acarretaram em aumento da tenacidade e ligeiro aumento da resistência mecânica do material. Observa-se também que as amostras do material antes das alterações de processo apresentaram melhores resultados de tenacidade quando a temperatura de acabamento apresentou-se abaixo de 835°C.

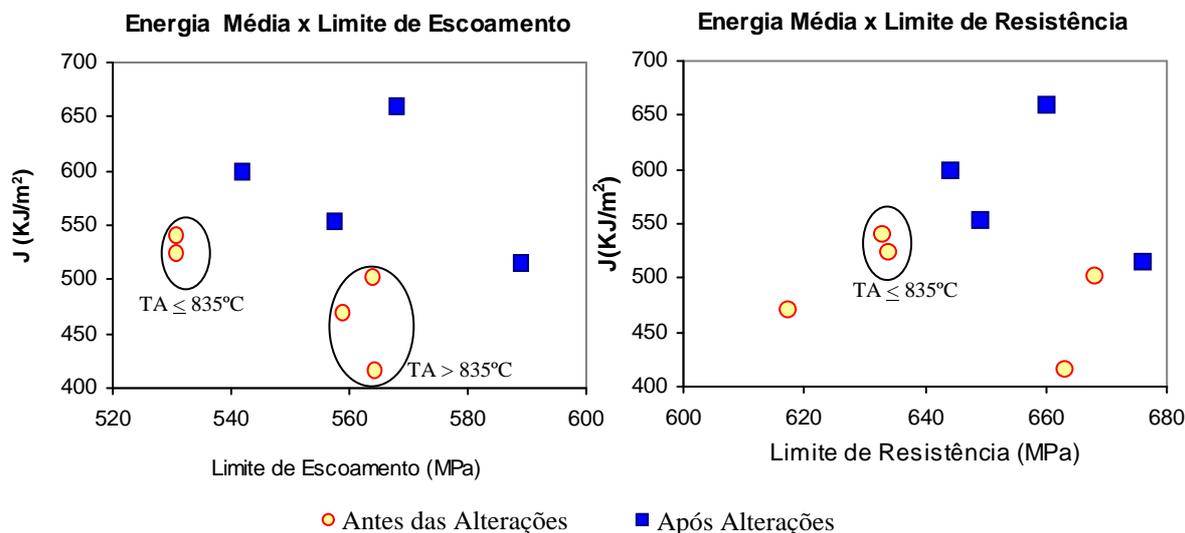


Figura 14 – Energia para propagação estável da trinca versus limite de escoamento e de resistência do material.

4 CONCLUSÕES

- Microestrutura contendo ferrita acicular é uma alternativa interessante para aumentar a resistência mecânica e tenacidade simultaneamente.
- As alterações de processo realizadas foram efetivas no aumento da tenacidade do material, sendo observadas melhoras tanto nos resultados obtidos nos ensaios de impacto (charpy e DWTT) quanto no de propagação estável de trincas (Integral J).
- Quando não se consegue efetuar a laminação no trem acabador em temperaturas inferiores à T_{nr} , a taxa de deformação utilizada em cada cadeia apresenta um papel importante nos resultados de tenacidade do material, sendo recomendável aumentar a taxa de deformação nas cadeias finais.

REFERÊNCIA

- 1 Rivalin, F.; Pineau, A.; Di Fant, M.; Besson, J.: Ductile tearing of pipeline-steel wide plates I. Dynamic and quasi-static experiments. 2001, França. Disponível em : www.elsevier.com/locate/engfracmech;
- 2 Silva, Maurício de Carvalho: Caracterização das propriedades mecânicas e metalúrgicas API 5L X80 e determinação experimental de curvas J-R para avaliação da tenacidade a fratura. Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2004 (Dissertação, Mestrado em Engenharia Naval e Oceânica);

- 3 Hippert:Junior, Eduardo Investigação experimental do comportamento dúctil de aços API-X70 e aplica o de curvas de resistência J- Δ a para previsão de colapso em dutos, Escola Politénica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2004 (Disserta o, Doutorado em Engenharia Naval e Oceânica)
- 4 Gladman, T: The Physical Metallurgy of Microalloyed Steels – The Institute of Materials, University of Leeds – Inglaterra, 1997;
- 5 Hulka, K: Metallurgical Concept And Full-Scale Testing of High Toughness, H2S Resistant 0.03%C - 0.10%Nb Steel. Disponível em <http://www.cbmm.com.br>;
- 6 Gray, Malcolm J.: A guide for Understanding & Specifying Chemical Composition of High Strength Linepipe Steels, Julho 2007, CBMM e EWIMicroalloying
- 7 Graf, Michael; Scroder, Jens; Schwinn, Volker; Hulka, Klaus: Production of Large Diameter Pipes Grade X70 with High Toughness Using Acicular Ferrite Microstructures. Disponível em www.cbmm.com.br;
- 8 Bhadeshia, H.K.D.H: Bainite in Steel, 2^a ed. Londres: IOM Communications LTda, 2001, 454p;
- 9 Pumpyanskyi, Dmitry A.; Lobanova, Tatiana P.; Pyshmintsev, Igor Y.; Arabey, Andrey B.; Stolyarov, Vladimir I.; Kharionovsky, Vladimir V.; Struin, Alexey O.: Crack Propagation and Arrest in X70 1420x21,6mm Pipes for New Generation of Gas Transportation System, 7th International Pipeline Conference, Alberta, Canad , Set/08;
- 10 Tang,Zhenghua: Optimising the Transformation and Yield to Ultimate Strength Ratio of Nb-Ti Microalloyed Low Carbon Line Pipe Steels Through Alloy and Microstructural Control. University of Pretoria, Pret ria, África do Sul, 2006 (Tese de Doutorado, Engenharia Metal rgica);
- 11 Hulka, K: Thermomechanically Rolled Flat Products. Disponível em www.cbmm.com.br.
- 12 Rice, J. R.: "A Path Independent Integral and the Approximate Analysis of Strain Concentration by Notches and Cracks", Journal of Applied Mechanics, pp. 379-386. EUA,1968.