

AVALIAÇÃO DA ANISOTROPIA EM CHAPAS GROSSAS PARA APLICAÇÃO EM TUBOS DE GRANDE DIÂMETRO*

Daniel Bojikian Matsubara¹
Afonso Cardoso da Silva²
Carlos Noberto Paula da Silva³
Emanuelle Garcia Reis⁴
José Herbert Dolabela da Silveira⁵
Rafael Abreu Fraga⁶

Resumo

A anisotropia das propriedades de tração em uma chapa grossa pode, potencialmente, gerar falhas catastróficas durante a aplicação do aço. Exemplos críticos são encontrados no uso para tubos para transporte de óleo e gás e em tubos estruturais do tipo OCTG, onde busca-se a exploração em grandes profundezas e pressões cada vez maiores. Desta forma, as solicitações mecânicas são bastante exigentes tanto na direção transversal quanto na longitudinal. Adicionalmente, as exigências de tenacidade inserem um grau de complexidade ainda maior nestas especificações. Assim sendo, torna-se vital o entendimento do fenômeno para que se possa atuar no processamento termomecânico das chapas, de modo a se obter o melhor controle possível sobre as respostas que o material fornecerá durante seu uso.

Palavras-chave: Anisotropia, Tratamento Termo-Mecânico, Aço para tubos.

ANISOTROPY EVALUATION OF STEEL PLATES FOR LARGE DIAMETER PIPELINE APPLICATION

Abstract

The anisotropy of tension properties on a steel plate can, potentially, generate catastrophic failures during application. Critical examples can be found in pipeline steels for oil and gas transportation and OCTG structural pipes, where exploration occurs in increasing depths and pressures. In these situations, the mechanical requirements are very demanding on both transverse and longitudinal directions. Additionally, toughness requirements insert an even higher degree of complexity in these specifications. Therefore, it is vital to understand the phenomena in order to act in the thermomechanical processing, achieving the best possible control on the material responses during use.

Keywords: Anisotropy, Thermomechanical Controlled Rolling; Pipeline Steel.

¹ Engenheiro de Materiais, M. Eng., Especialista Sênior, Gerência de P&D, Gerdau, Ouro Branco, MG, Brasil.

² Técnico em Metalurgia, Laboratorista, Gerência de Laboratórios, Gerdau, Ouro Branco, MG, Brasil.

³ Engenheiro Metalurgista, M. Eng., Gerente Técnico, Gerência de P&D, Gerdau, Ouro Branco, MG, Brasil.

⁴ Engenheiro Civil, M. Eng., Especialista Sênior, Gerência de Chapas Grossas, Gerdau Ouro Branco, MG, Brasil.

⁵ Engenheiro Metalurgista, M. Eng., Gerente de Chapas Grossas, Gerência de Laminação de Chapas Grossas, Gerdau, Ouro Branco, MG, Brasil.

⁶ Engenheiro Metalurgista, Especialista Sênior, Gerência de Laminação de Chapas Grossas, Gerdau, Ouro Branco, MG, Brasil.

1 INTRODUÇÃO

A textura cristalográfica é uma característica inerente a aços de engenharia e tem impacto significativo no desenvolvimento da anisotropia das propriedades mecânicas. Tanto a textura quanto a microestrutura de aços laminados a quente dependem da composição química, histórico de processamento termomecânico e orientação cristalográfica original da austenita em altas temperaturas.

A combinação de microestrutura e orientação dos grãos desempenha um papel importante na obtenção de um material policristalino com a combinação de uma elevada resistência com elevada tenacidade. A textura implica na distribuição não aleatória da orientação do cristal e claramente deve influenciar a isotropia de um material policristalino. Kotrechko et al. [1] investigaram o efeito da textura na anisotropia da tensão de clivagem em metais por cálculo teórico. Foi mostrado que a distribuição não uniforme dos planos cristalográficos é a principal razão da anisotropia da tensão de clivagem. Inagaki [2] focou em aços de alta resistência produzidos por laminação controlada, retirando amostras de diferentes composições químicas e texturas. Ele mostrou que o plano de clivagem $\{100\}_\alpha$ está relacionado qualitativamente com a anisotropia da tenacidade. Em particular ficou evidente que a anisotropia da tenacidade foi induzida pela textura $\{113\}$, que está posicionada entre os planos $\{110\}$ e $\{112\}$, paralelos à direção de laminação. Desta forma, a temperatura de transição dúctil-frágil teve seu maior valor na direção intermediária como 45° à direção de laminação e ficou relacionada à textura que favoreceu a clivagem. Bourell e Sherby [3] também estudaram o efeito de uma textura $\{001\} \langle 110 \rangle$ forte, correspondendo a uma energia Charpy baixa em corpos de prova diagonais se comparados com corpos de prova longitudinais em várias temperaturas de teste.

Outros autores [4] verificaram a diferença de anisotropia de propriedades de tração entre aços ferrita/perlita e aços ferrita/bainita. Foi constatado que a anisotropia foi menor no aço ferrita/bainita, uma vez que havia uma diferença significativa nas componentes de textura $\{112\} \langle 110 \rangle$ e $\{332\} \langle 113 \rangle$. Também concluíram que quando a austenita é laminada abaixo da temperatura de não-recristalização (T_{nr}) a textura resultante da deformação não é removida pela recristalização.

Através da utilização de técnicas de microscopia eletrônica de transmissão e difração de raios-x, também foi encontrada na literatura [5] a influência da densidade de discordâncias na anisotropia do limite de escoamento. Neste caso a anisotropia se dá pela formação de subestruturas formadas por paredes densas de discordâncias, zonas de discordâncias emaranhadas, blocos de células e estruturas celulares.

No presente trabalho estudou-se a anisotropia de propriedades mecânicas através de ensaios de tração em corpos de prova longitudinais e transversais e foram feitas correlações do fenômeno com parâmetros de laminação, objetivando o controle em escala industrial dos resultados desejados.

2 DESENVOLVIMENTO

As amostras utilizadas neste trabalho foram oriundas de chapas produzidas com laminação controlada (tratamento termo-mecânico) sem resfriamento acelerado, objetivando uma espessura de 25,40 mm e um nível de resistência compatível com um tubo API 5L X-56. A tabela 1 mostra o projeto de liga utilizado.

Tabela 1: Composição química das corridas provenientes dos esboços deste estudo.

%C	%Mn	%(S+P)	%(Nb+V+Ti)	%(Cu+Ni+Cr+Mo)	N ppm
0,09 máx	1,60 máx	0,025máx	0,13 máx	0,70 máx	70máx

Com o intuito de ajustar o processo de produção foram realizados 4 ciclos de laminação variando-se as temperaturas de espera e acabamento. Em cada ciclo foram laminadas entre 5 e 8 placas. As placas tinham espessura inicial de 250 mm, permitindo uma redução de placa para chapa de 9,8 vezes. O reaquecimento foi realizado em temperatura estimada a partir da equação de Irvine para a solubilização do NbCN [6]

As condições de laminação foram determinadas usando a temperatura Ar3 da liga como referência. Esta temperatura foi calculada usando a equação de Ouchi [7]. Na tabela 2 está um resumo destas condições. Com o objetivo de se obter bons resultados de DWTT (dropweight tear test) a -20°C, a espessura do esboço antes do início do estágio de acabamento de laminação foi sempre de no mínimo 4x a espessura nominal de chapa.

Tabela 2: Condições de laminação e resfriamento acelerado em função da temperatura Ar3.

Condição	Tforno	Tesp	TA
Ciclo 1	1130°C	Ar3+80°C	Ar3+20°C
Ciclo 2	1130°C	Ar3+40°C	Ar3+0°C
Ciclo 3	1160°C	Ar3+5°C	Ar3-40°C
Ciclo 4	1180°C	Ar3-40°C	Ar3-70°C

Onde:

Tforno = temperatura do forno de reaquecimento de placas.

Tesp = temperatura de início do segundo estágio de laminação.

TA = temperatura de acabamento do segundo estágio de laminação.

Após a laminação foram realizados ensaios de tração usando corpos de prova prismáticos com 50,8 mm de base de medida, usinados nas direções transversal e longitudinal em relação ao sentido de laminação para verificar a anisotropia destas direções. Também foram feitos ensaios de DWTT segundo a norma API 5L3, com corpos de prova retirados na direção transversal ao sentido de laminação para avaliar a tenacidade do material e para fazer uma determinação qualitativa indireta da textura obtida.

Também foram realizados ensaios metalográficos visando estabelecer correlações das propriedades encontradas com as microestruturas resultantes. As amostras para microscopia ótica foram retiradas a $\frac{1}{4}$ da espessura da chapa e atacadas com nital 2%.

Nas figuras 1 a 4 estão apresentados os resultados de limite de escoamento do material em função da temperatura de espera e acabamento para cada ciclo de laminação:

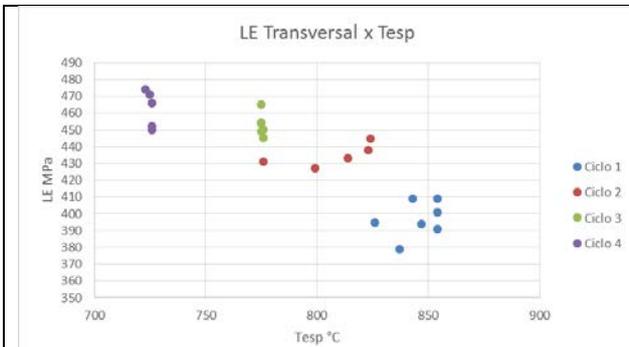


Figura 1: Variação do limite de escoamento transversal em função da temperatura de espera.

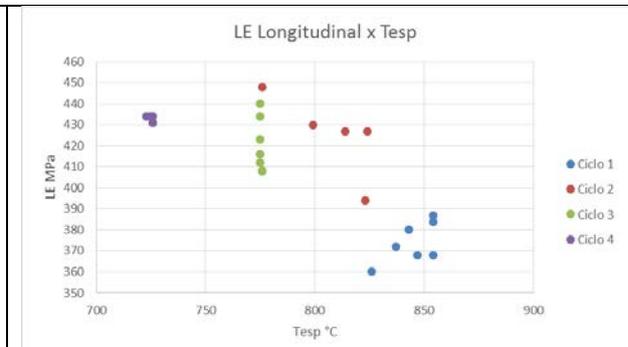


Figura 2: Variação do limite de escoamento longitudinal em função da temperatura de espera.

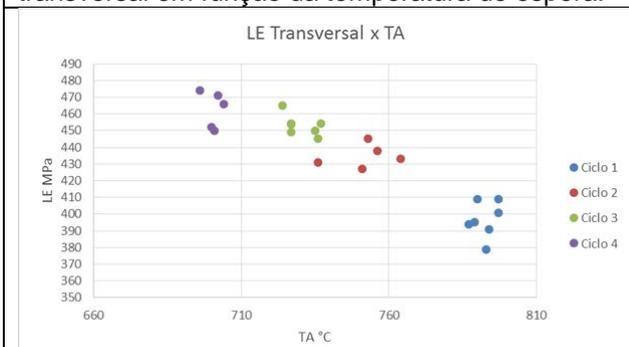


Figura 3: Variação do limite de escoamento transversal pela temperatura de acabamento.

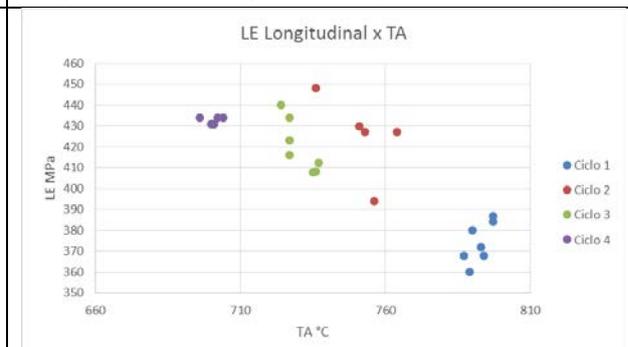


Figura 4: Variação do limite de escoamento longitudinal em função da temperatura de acabamento.

Nas figuras 5 a 8 estão apresentados os resultados de limite de resistência do material em função da temperatura de espera e acabamento:

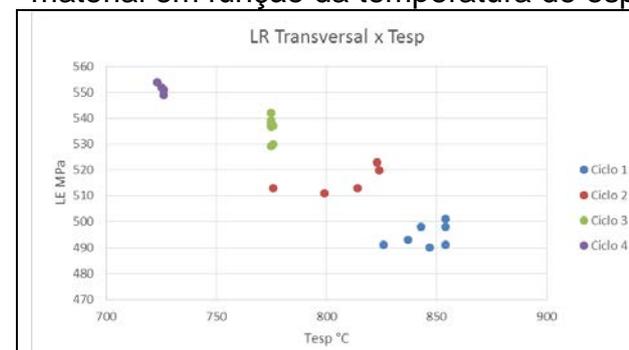


Figura 5: Variação do limite de resistência transversal em função da temperatura de espera.

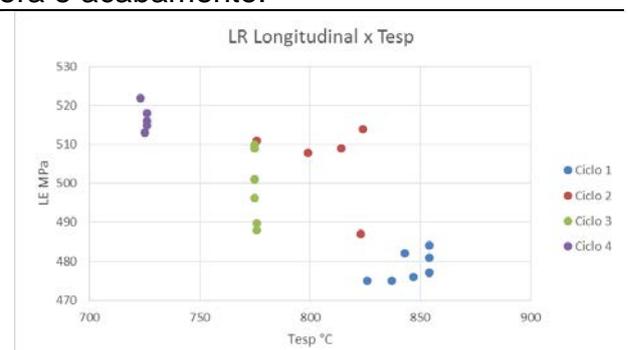
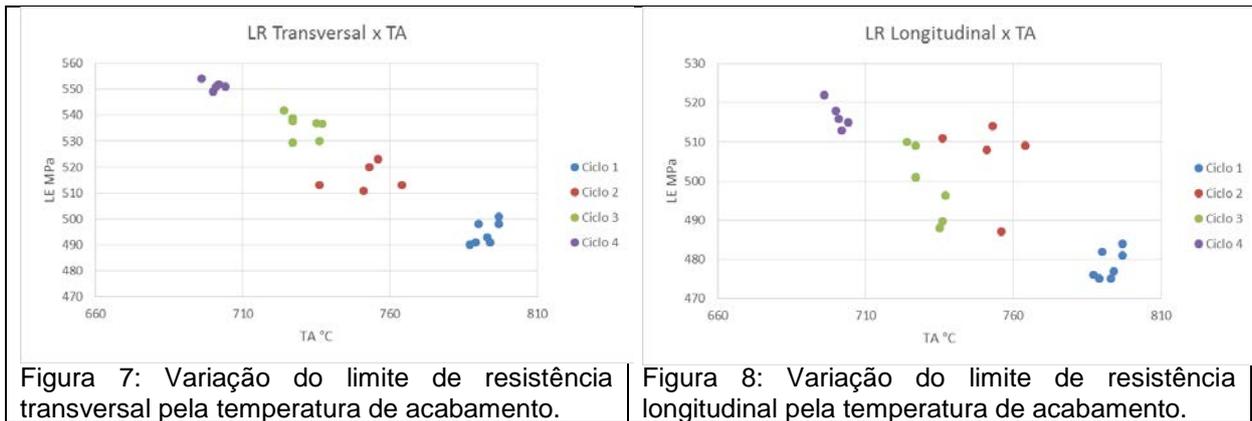


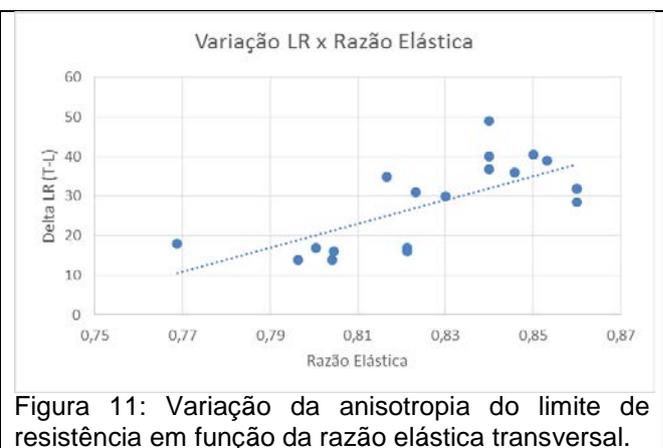
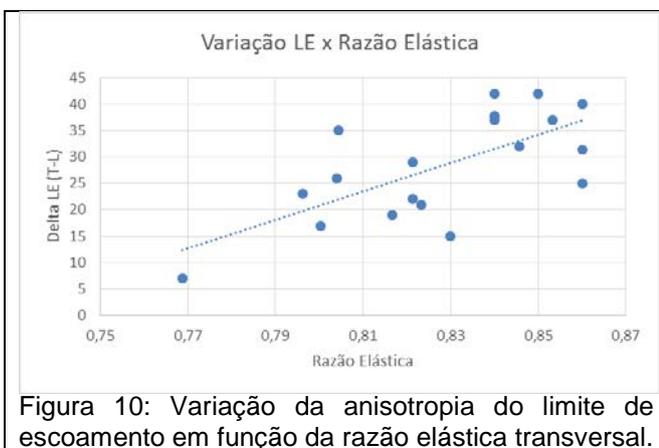
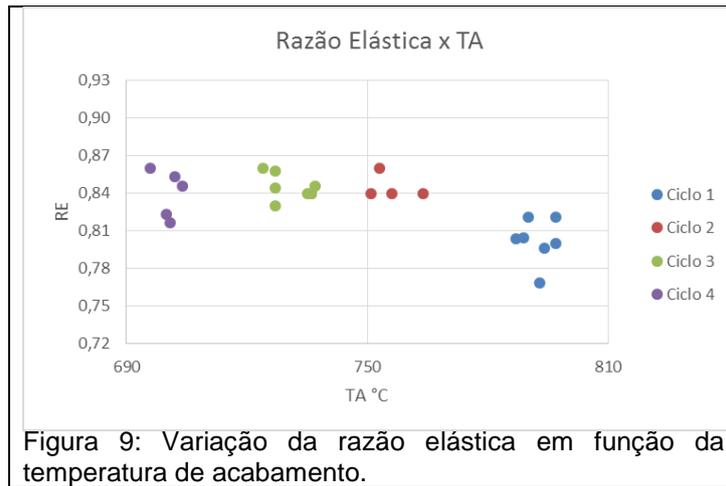
Figura 6: Variação do limite de resistência longitudinal em função da temperatura de espera.



Nota-se que tanto as propriedades na transversal quanto na longitudinal sofrem incrementos conforme abaixam as temperaturas de laminação. Porém, na longitudinal a dispersão é maior. Este comportamento ocorre à medida em que a laminação começa a ocorrer nas cercanias e abaixo da temperatura Ar_3 , de maneira que a textura passa a exercer uma influência significativa no comportamento das propriedades na longitudinal.

Para se fazer uma avaliação integrada do limite de escoamento com o limite de resistência, levantou-se o comportamento da razão elástica em cada ciclo. O resultado está apresentado na figura 9, onde percebe-se que a partir de uma dada temperatura de laminação os valores de razão elástica se estabilizaram, inclusive com uma leve queda do ciclo 3 para o ciclo 4. A estabilização destes valores, apesar das temperaturas de laminação cada vez menores, foi auxiliada pela maior temperatura de reaquecimento nos ciclos 3 e 4, gerando um incremento mais significativo no limite de resistência do que no limite de escoamento. Também ficou evidenciado pelas figuras 10 e 11 que a anisotropia das propriedades de tração (representada pela diferença entre o resultado na transversal e do resultado na longitudinal) se intensificam conforme aumenta a razão elástica obtida no esboço laminado.

A implicação desta combinação de fatores é que existem temperaturas de processamento ótimas, onde é possível de se obter as maiores propriedades de tração sem que haja, necessariamente, as maiores perdas de limite de escoamento e resistência por anisotropia.



As microestruturas encontradas foram todas constituídas de ferrita e perlita com variações de razão de aspecto dos grãos ferríticos. A análise das microestruturas corrobora com o fato da textura estar se intensificando à medida em que caem as temperaturas de laminação. Nas figuras abaixo pode-se perceber que os grãos ferríticos tornam-se progressivamente mais alongados.

Sabe-se que durante o tratamento termo-mecânico, a austenita desenvolve uma textura cristalográfica que será herdada pela ferrita após a transformação. Quando a fase de acabamento da laminação ocorre em temperaturas onde a recristalização ainda está ativa, a textura resultante na ferrita é fraca. No entanto, quando a laminação ocorre em temperaturas progressivamente abaixo da temperatura de não-recristalização (T_{nr}), intensifica-se a textura da austenita “empanquecada” nas componentes $\{110\}\langle 112 \rangle$ e $\{112\}\langle 111 \rangle$. Estas darão origem às componentes $\{332\}\langle 113 \rangle$ e $\{113\}\langle 110 \rangle$, respectivamente, na ferrita transformada. Maina e outros [8] mostraram que esta textura pode ser comprovada pela aparência da superfície fraturada de corpos de prova de impacto charpy, onde foram encontradas fissuras mais profundas nos corpos de prova retirados na direção longitudinal ao sentido de laminação. Este fato provocou um aumento de cerca de 35°C na temperatura de transição dúctil-frágil quando o corpo de prova estava alinhado na direção transversal ao sentido de laminação.

No presente trabalho, a intensificação da textura ficou evidenciada na superfície de fratura dos ensaios de DWTT, onde a cada ciclo aumentaram o número de separações alinhadas com o sentido de laminação. Vale ressaltar que o resultado de DWTT foi considerado de 100% de área dúctil a uma temperatura de ensaio de -20°C para todos os casos, ou seja, não houve prejuízo deste requisito de tenacidade ao se fazer as alterações no processo de laminação. As figuras 12 a 19 mostram as superfícies de fratura e a microestrutura correspondente.

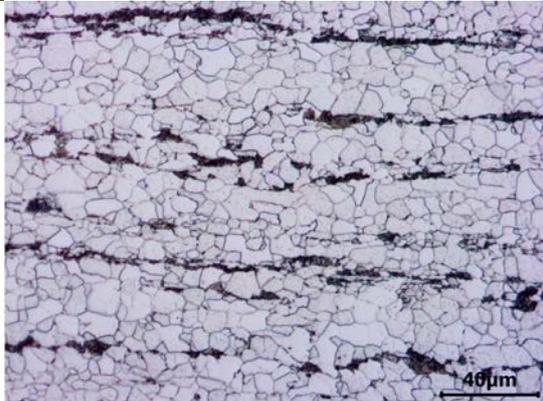


Figura 12: Microestrutura resultante do ciclo 1. Amostra a ¼ da espessura. Aumento de 500x.



Figura 13: Corpo de prova de DWTT fraturado oriundo do ciclo 1.

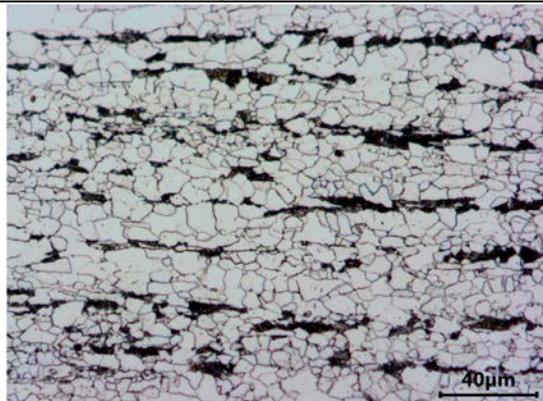


Figura 14: Microestrutura resultante do ciclo 2. Amostra a ¼ da espessura. Aumento de 500x.



Figura 15: Corpo de prova de DWTT fraturado oriundo do ciclo 2.

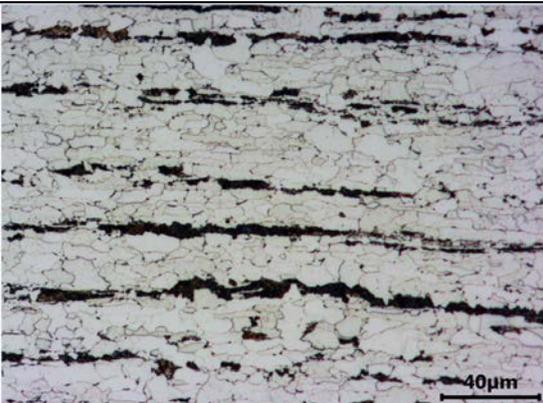


Figura 16: Microestrutura resultante do ciclo 3. Amostra a ¼ da espessura. Aumento de 500x.



Figura 17: Corpo de prova de DWTT fraturado oriundo do ciclo 3.



Figura 18: Microestrutura resultante do ciclo 4. Amostra a $\frac{1}{4}$ da espessura. Aumento de 500x.



Figura 19: Corpo de prova de DWTT fraturado oriundo do ciclo 4.

3 CONCLUSÃO

Em especificações atuais de tubos OCTG a anisotropia pode ser um fator determinante para o sucesso de uma receita de fabricação, podendo alterar significativamente o grau de complexidade de produção do aço. Desta forma é importante se determinar quais as correlações entre processo e produto mais relevantes para explicar os resultados.

Este estudo mostrou que através do controle de variáveis industriais de processo, pode-se prever qual será a anisotropia de propriedades de tração em um material com microestrutura do tipo ferrita/perlita. Este conhecimento permite a consolidação do processo de fabricação do aço de modo a se obter êxito no atendimento de requisitos bastante restritivos.

De posse dos resultados de processo e produto e conhecendo suas correlações, ter-se-á uma boa base de dados que trarão evidências do comportamento esperado na fabricação dos tubos de grande diâmetro, gerando maior confiabilidade e diminuindo a probabilidade de falhas.

REFERÊNCIAS

- 1 Kotrechko, S., Stetsenko, N., Shevchenko S., Effect of texture smearing on the anisotropy of cleavage-stress of metals and alloys, *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 42:89–98, 2004.
- 2 Inagaki, H., Kurihara, K., Kozasu, I., Influence of crystallographic texture on the strength and toughness of the controlled rolled high tensile strength steel, *The Iron and Steel Institute of Japan*, 7, 991–1011, 1975.
- 3 Bourell, D. L., Sherby, O. D., Texture induced cleavage delamination of warm-rolled low carbon steel, *Metallurgical transactions A*, 14:2563–2566, 1983.
- 4 Venkatsurya, P. K. C., Misra, R. D. K., Mulholland, M. D., Manohar, M., Hartmann, J. E., The impact of microstructure on yield strength anisotropy in linepipe steels, *Metallurgical and Material Transactions A*, 2014, 45A, p2335-2342.
- 5 Venkatsurya, P. K. C., Misra, R. D. K., Mulholland, M. D., Manohar, M., Hartmann, J. E., Toward the interplay between substructure evolution,

- dislocation configuration, and yield strength in a microalloyed steel, *Materials Science and Engineering*, A 596, 2014, p121-133.
- 6 Irvine KJ, Pickering FB, Gladman T. Grain-Refined C-Mn Steels. *Journal of the Iron and Steel Institute*, 1967, 205:161-182.
 - 7 Ouchi C, Sampey T, Kosazu I. The Effect of Hot Rolling Condition and Chemical Composition on the Onset Temperature of Gamma-Alpha Transformation After Hot Rolling. *Transactions of the ISIJ*. 1982;22(3):214-222.
 - 8 Maina, E, Crowther, DN, Banerjee, JR, Mintz, B. Influence of Directionality on Strength and Impact Behaviour of High Strength Steels. *Material Science and Technology*. 2012, vol 28, n° 4: 390-396.