



INFLUÊNCIA DA PRÉ TRINCA POR FADIGA NA DETERMINAÇÃO DA TEMPERATURA DE TRANSIÇÃO DE AÇOS API UTILIZANDO O ENSAIO DE IMPACTO DO TIPO CHARPY

Guimarães, V.A. (1); Guimarães, A.A. (2)

1. Unesp - Campus de Guaratinguetá - valdir.alves@unesp.br

Autor correspondente: Av. Dr. Ariberto Pereira da Cunha, 333, Bloco1, Depto de Materiais e Tecnologia, Guaratinguetá - SP

2. Universidade Federal de São João del Rei-UFSJ - andre.guima@hotmail.com

RESUMO

Os ensaios de impacto caracterizam-se pela existência de uma curva de transição, onde 3 regiões ficam bem definidas: os patamares inferior e superior e a região de transição. Nota-se que a característica destes ensaios é a dispersão de resultados, principalmente na faixa de transição. Para solucionar este problema, a norma ASTM E23 prevê a utilização de corpos de prova pré-trincados por fadiga como uma alternativa de redução da dispersão de resultados com o objetivo da obtenção da temperatura de transição com maior precisão. O trabalho inclui um estudo da influência de duas rotas de tratamentos térmicos aplicadas em um aço de qualidade API X70 microligados ao nióbio - titânio utilizado pela indústria petrolífera. Os estudos realizados utilizando corpos de prova de impacto pré-trincados demonstraram uma melhor precisão para a determinação da faixa de temperatura transição e uma dispersão reduzida dos valores de energia absorvida quando comparado com corpos de prova apenas entalhados.

Palavras-chave: ensaio de impacto, mecânica da fratura

INTRODUÇÃO

A necessidade de aperfeiçoamento de projetos vem estimulando pesquisas de desenvolvimento de novas classes de materiais. Nas últimas décadas têm sido realizados estudos intensivos, no sentido de obter subsídios científicos e tecnológicos

sobre o desempenho de novos materiais com o objetivo principal de se obter melhores propriedades mecânicas.

A importância da tenacidade à fratura vem sendo cada vez mais reconhecida em projetos mecânicos de alta responsabilidade, como aqueles característicos da indústria nuclear, petroquímica, aeronáutica e aeroespacial. Nestas situações, o emprego de novos materiais está associado a uma necessidade intrínseca de se garantir a segurança das estruturas. A presença de pequenas trincas ou defeitos podem provocar falhas em componentes mesmo quando estes estejam submetidos a tensões dentro do regime elástico, portanto, abaixo da tensão de escoamento. Um fator importante que deve ser considerado nesses estudos é que o aumento de resistência mecânica dos materiais é conseguido de forma relativamente simples, através de alterações de processamento, aumento das velocidades de resfriamento ou pela utilização de tratamentos térmicos. Porém, a alta resistência mecânica deve estar associada a níveis adequados de tenacidade à fratura. Ao se optar pelo uso de materiais que têm seu comportamento à fratura variando com a temperatura, deve-se procurar entender e avaliar corretamente a possibilidade do material trabalhar dentro da região de transição dúctil-frágil em algum instante da sua vida em serviço.

Ensaio de fratura realizados na região de transição apresentam grande espalhamento em seus resultados, mostrando também uma grande dependência da temperatura de realização desses ensaios assim como do tamanho e geometria dos corpos de prova utilizados [ANDERSON *et al*, 1992]. Desta forma, valores de tenacidade medidos experimentalmente em corpos de prova de uma única geometria a uma determinada temperatura, mesmo quando fabricados a partir da mesma corrida, não são consistentes e apresentam muita variação quantitativa. Adicionalmente, tais resultados não apresentam correlação com aqueles obtidos em ensaios realizados para a mesma corrida em corpos de prova de diferentes tamanho e geometria [LANDES, J.D.;1992]. De forma a se prever, com precisão, o comportamento à fratura destes materiais para o projeto de componentes e estruturas, o procedimento usual é o de limitar a sua utilização ao patamar superior, onde o comportamento dos mesmos é totalmente dúctil e o valor de tenacidade, além de independe dos fatores anteriormente citados, permanece quase constante. Nessa região é mais fácil aceitar a existência de

trincas no material, uma vez que normalmente a falha da estrutura ou componente não se dá por um evento instável de fratura frágil, mas sim por colapso plástico da seção transversal, ou por um rasgamento dúctil, precedido de crescimento estável das trincas existentes [LANDES, J.D.; 1995].

A transição dúctil-frágil caracteriza-se por uma mistura de dois mecanismos de fratura. Inicialmente a região da ponta da trinca se deforma plasticamente causando um crescimento estável da trinca por uma determinada extensão até que, subitamente, esse processo é interrompido por um evento de clivagem com conseqüente falha do componente, por fratura em modo frágil. A elaboração de novas normas para atender essa região tem sido estimulada pelos organismos normativos internacionais, muitas delas já aprovadas, como a ASTM E1921-97, desenvolvida pelo consórcio ASTM-ORNL Oak Ridge National Laboratory [ASTM, 2006; RUGGIERI et al, 1998].

Um aspecto a ser analisado na região de transição é o do espalhamento dos valores de tenacidade medidos, mesmo quando obtidos a partir de ensaios realizados em corpos de prova de uma mesma geometria e tamanho, confeccionados a partir de uma mesma corrida de um aço, como por exemplo o mostrado no estudo realizado por Wallin (1984) com o A508 Classe 3. Da observação dos resultados obtidos por Landes (1992) em um outro estudo semelhante com o aço alemão DIN 20MnMoNi55, pode-se perceber que, ao serem considerados os valores de tenacidade à fratura na transição (J_c) a uma temperatura de -90°C , encontra-se uma variação de 16,9 a 357,4 KJ/m^2 , ou seja uma razão de mais de 1:20. Diante de tais evidências experimentais, assume-se que a solução para tratar os resultados obtidos nesta região de transição deve passar por uma abordagem estatística.

Para solucionar estes problemas e diminuir a dispersão de resultados em ensaios na região de transição a ASTM E23 possibilita a utilização de corpos de prova pré-trincados por fadiga para a realização de ensaios de impacto como uma forma de diminuir a dispersão de resultados na região de transição. O presente trabalho tem como principal finalidade avaliar a utilização de amostras pré-trincadas por fadiga aplicadas aços de qualidade API atualmente em uso pela indústria de tubulações, realizando uma análise quantitativa e qualitativa dos aspectos microestruturais envolvidos.

MATERIAIS E MÉTODOS

No presente trabalho, foram utilizadas amostras de um aço API X70 com composição química apresentada pela Tabela 1. Este material é caracterizado por apresentar baixo teor de carbono com pequenas adições de nióbio, titânio e vanádio que atuam no sentido de inibir o crescimento de grão durante o processo de laminação a quente.

Tabela 1 - Composição química em porcentagem de peso dos principais elementos dos aços API 5L X70.

Material	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	Al	Ti	V	Nb
API 5L X70	0,09	0,21	1,68	0,024	0,003	0,02	0,02	0,01	0,01	0,029	0,015	0,030	0,050

As amostras para os ensaios de impacto foram usinadas de acordo com os requisitos estabelecidos pela norma ASTM E23 com as dimensões representadas na figura 1. As amostras foram austenitizadas a 920 °C por 40 minutos e em seguida resfriadas em dois óleos com viscosidades distintas que propiciaram taxas média de resfriamento de 16 e 23 °C/s

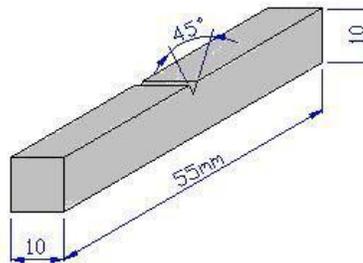


Figura 1 - Corpo de Prova Padrão Charpy com entalhe.

A temperatura de ensaio foi realizada na faixa de -120 a 25° C em um dispositivo de controle de temperatura refrigerado com nitrogênio líquido. Uma parte dos corpos-de-prova foi pré-trincada em um dispositivo instrumentado para a nucleação de trincas por fadiga (GUIMARÃES, *et all*, 2001).

RESULTADOS E DISCUSSÃO

O sentido de laminação das chapas tem fundamental importância no comportamento mecânico, pois devido à deformação de laminação, ocorre também a deformação dos grãos, produzindo uma estrutura irregular com uma textura característica alinhada em uma determinada direção. A figura 2 apresenta a microestrutura do aço API X 70 no estado como fornecido. Nota-se a presença de microestrutura ferrítica perlítica com textura de laminação bem definida, alinhadas na direção transversal e longitudinal da chapa. Estas microestruturas sugerem que o material foi submetido a etapas sucessivas de laminação a quente. Para estes materiais o crescimento de grão é controlado por pequenas adições de elementos químicos presentes no aço como nióbio, titânio e vanádio que, mesmo estando presentes em baixíssimas porcentagens em peso, apresentam poderoso efeito no controle da granulação.

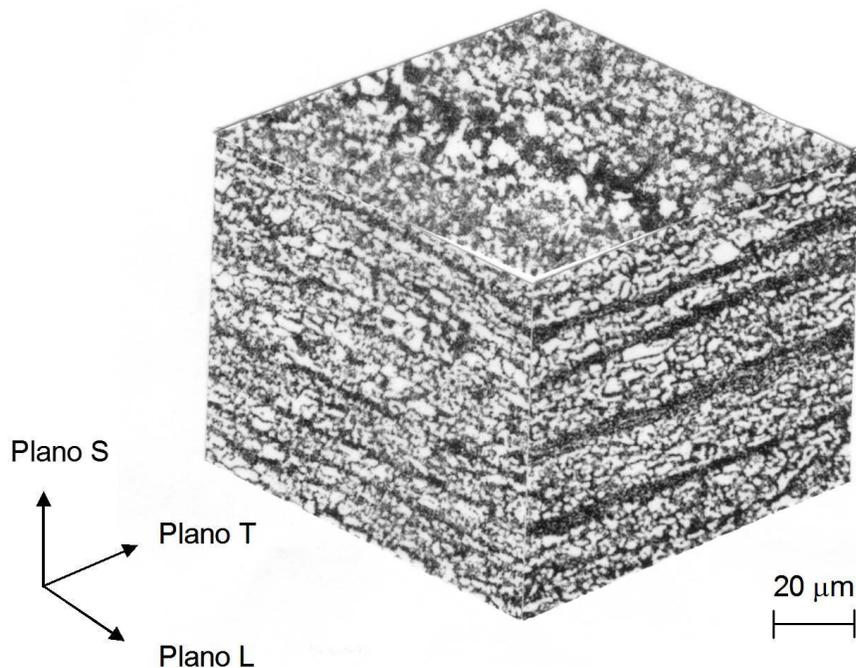


Figura 2 – Microestrutura do aço API 5L X70 no estado conforme fornecido revelando a textura associada ao processo de laminação. Ataque com Nital 2% e observação por microscopia óptica.

Após os tratamentos térmicos foram observadas grandes diferenças microestruturais. As micrografias apresentadas na figura 3 ilustra as microestruturas dos aços API X 70 após a austenitização por 40 minutos seguido de resfriamento a 23 °C/s e 16 °C/s.. De acordo com o aspecto morfológico das micrografias pode-se afirmar que as microestruturas das amostras API X70 em ambas as taxas de resfriamento são constituídas de ferrita, bainita e martensita. Nota-se, no entanto, uma fração volumétrica de martensita menor na amostra resfriada com uma taxa de 16 °C/s.

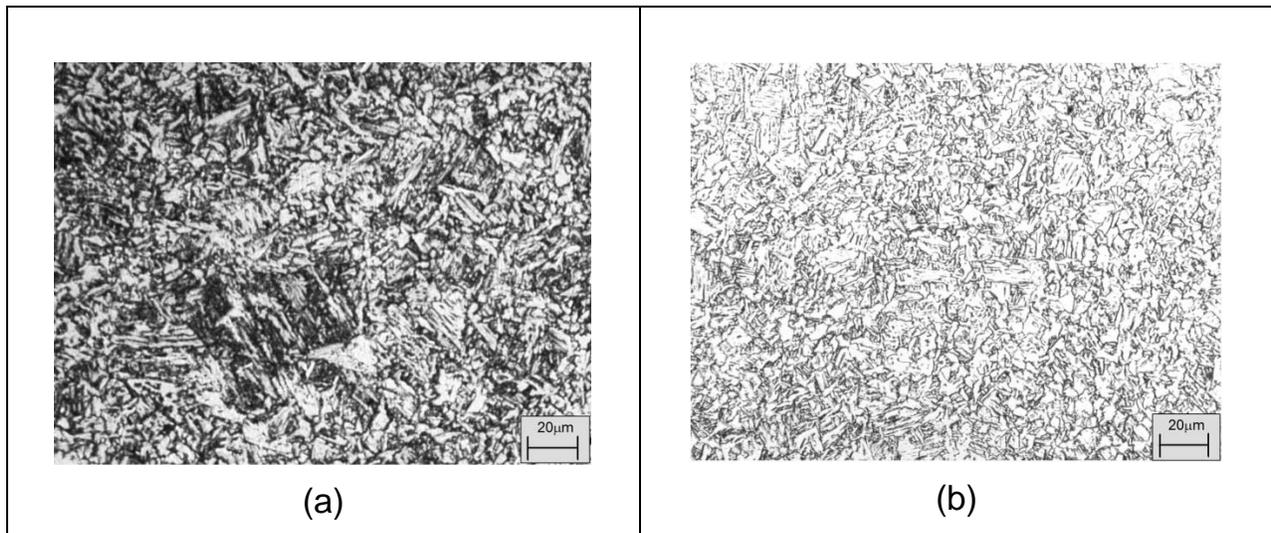


Figura 3 – Microestrutura do aço API 5L X70 austenitizado a 920 °C (a) resfriado a 23 °C/s. (b) resfriado a 16 °C/s. Ataque nital 2%.

Na tabela 2 estão apresentados os resultados do ensaio de tração dos materiais após os tratamentos térmicos. Pode-se verificar inicialmente que houve diferença significativa dos comportamentos mecânicos para os materiais resfriados a 23 °C/s e 16 °C/s. Com relação à tensão de escoamento, não é conveniente procurar estabelecer comparações entre os resultados dos materiais tratados e dos materiais no estado como fornecido uma vez que ao contrário do material como fornecido, após o tratamento térmico, as curvas tensão-deformação foram contínuas e não apresentaram patamar de escoamento definido. Para os materiais tratados termicamente a tensão de escoamento foi determinada considerando 0,2% de deformação plástica.

Tabela 2 – Resultados dos ensaios de tração para o aço API 5L X70 nas diversas condições metalúrgicas estudadas.

Material	σ_e (MPa)	σ_t (MPa)	Along. (%)	(E) (GPa)	(σ_e/σ_t)
API 5L X70 Long.	464,86 ± 1,5	552,23 ± 8,23	25,96	207,32	0,84
API 5L X70 23 °C/s	510,58 ±13,44	700,59 ±18,6	19,6	114,47	0,73
API 5L X70 16 °C/s	496,34 ± 30,66	693,19 ± 27	24,19	117,21	0,72

ANÁLISE DOS ENSAIOS DE IMPACTO DO TIPO CHARPY

O ensaio de impacto normalmente é utilizado para a previsão de comportamento de materiais na região de transição. A figura 4. apresenta os resultados obtidos do ensaio de impacto em corpos de prova entalhados e pré trincados para os aços API X70 no estado como fornecido. Verifica-se que para o caso do aço API 5L X70 ensaiado com corpos-de-prova convencionais, não foi possível fazer nenhum tipo de previsão de comportamento, ao passo que com os corpos-de-prova pré-trincados foi possível determinar uma temperatura de patamar superior, a faixa de temperatura onde ocorre a transição e o patamar inferior. Pode-se afirmar ainda que a temperatura de transição ocorre abaixo dos -20°C se estendendo até -60°C. A diminuição da dispersão dos resultados pode ser atribuída a sensível redução de delaminações quando utilizou-se corpos de prova pré-trincados por fadiga. A figura 5 ilustra a superfície de fratura de duas amostras ensaiadas a -140 °C. A situação onde ocorreu o fenômeno das separações das partes ou delaminação, apresentou aumento acentuado no valor da energia absorvida. Desta forma, a utilização das amostras com pré-trincas aumentou a confiabilidade do ensaio, podendo ser uma alternativa a ser utilizada em situações onde ocorre o fenômeno das separações

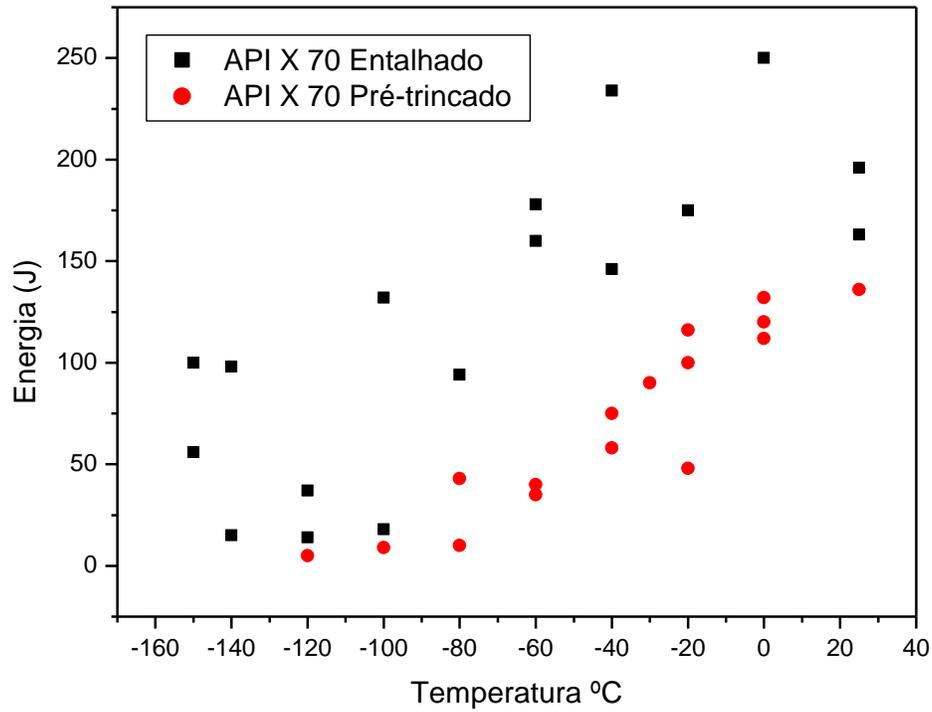


Figura 4 Curva de energia de impacto por temperatura, aço API 5L X70, utilizando corpos de prova entalhados e pré-trincados por fadiga.

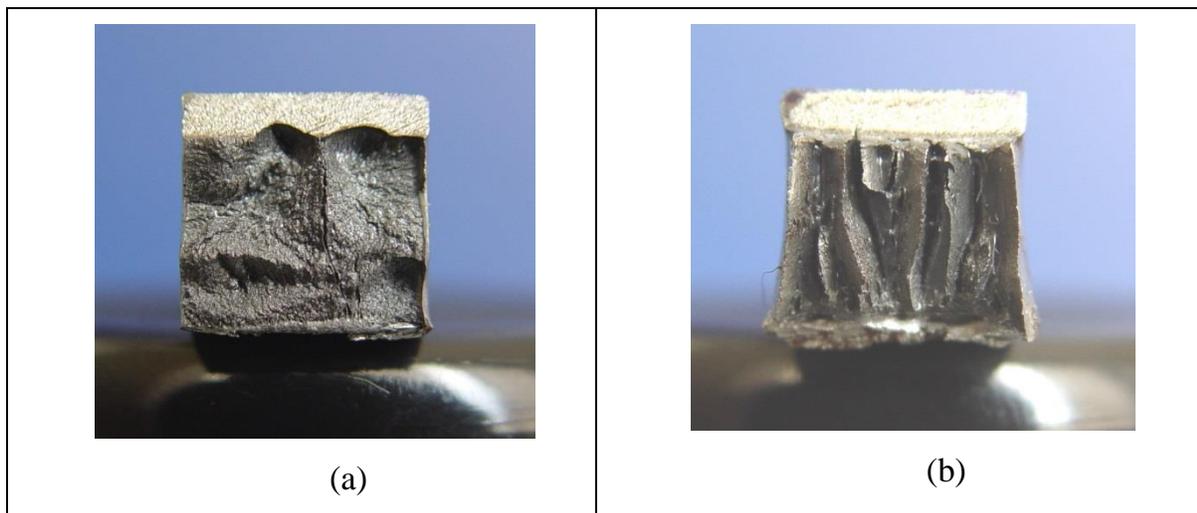


Figura 5 – (a) Superfície de fratura do aço API, direção transversal, -140°C, 14J.(b) Superfície de fratura do aço API, direção transversal, -140°C, 112J

As figuras 6 e 7 apresentam uma comparação entre os resultados dos ensaios de impacto realizados com as amostras entalhadas e pré-trincadas por fadiga. Inicialmente, verifica-se que os valores obtidos para a energia absorvida foram inferiores aos obtidos para as amostras entalhadas. Este comportamento é devido a redução de área resistente do ensaio devido a introdução da pré-trinca por fadiga e também devido a maior severidade do concentrador de tensão. De forma geral, verifica-se que os resultados obtidos quando foram utilizados corpos-de-prova pré-trincados por fadiga podem ser considerados mais consistentes quando comparados com os resultados obtidos para os corpos de prova entalhados. Os resultados obtidos para as amostras pré-trincadas possibilitam traçar uma curva mais definida, onde podemos distinguir o patamar inferior, a região de transição, além do início do patamar superior. Já a curva convencional, apresenta acentuada dispersão de resultados, dificultando identificação das regiões em estudo.

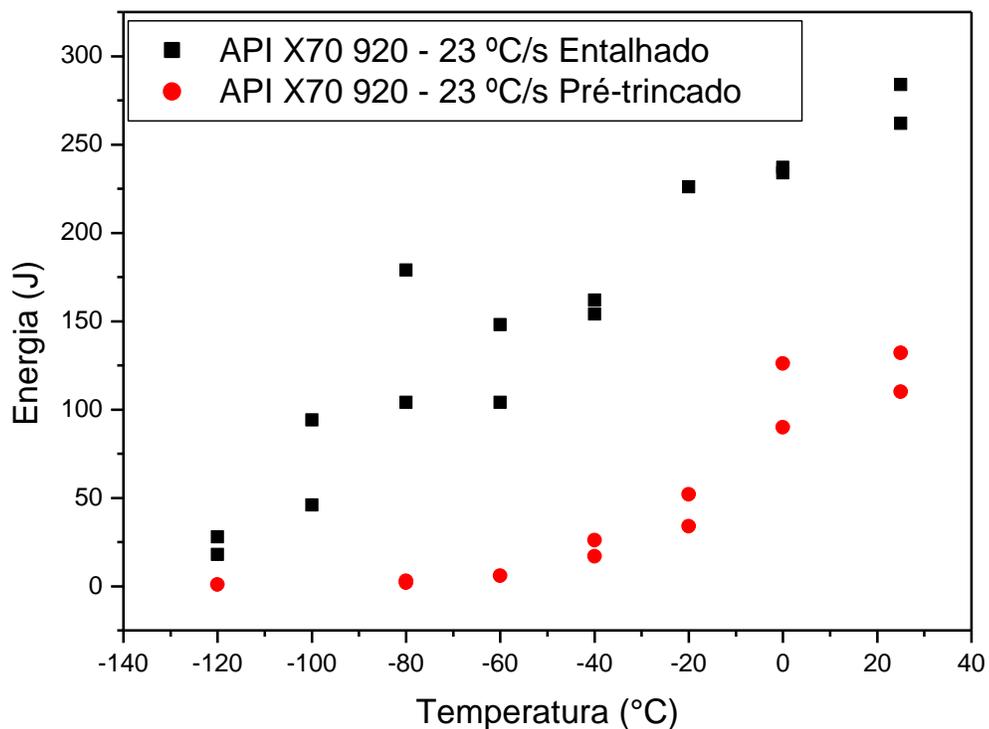


Figura 6 - Curva de energia de impacto por temperatura do aço API X70 na condição 920 23 °C/s com corpos de prova entalhados e pré-trincados por fadiga.

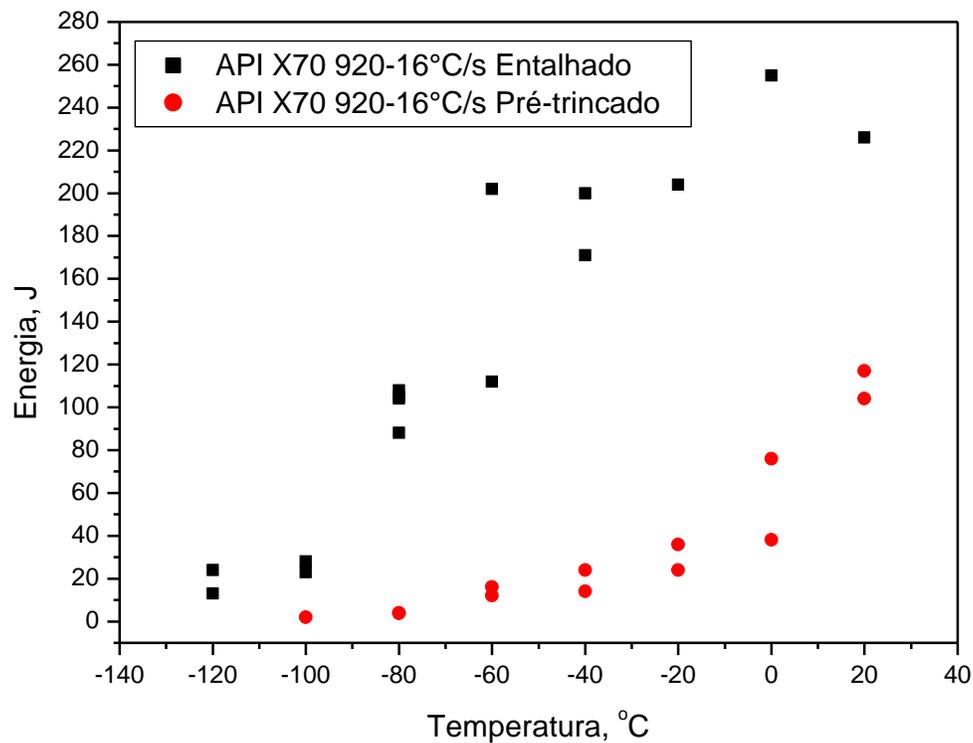


Figura 7 - Curva de energia de impacto por temperatura do aço API X70 na condição 920 16 °C/s com corpos de prova entalhados e pré-trincados por fadiga.

A tabela 3 apresenta os valores da média e do desvio padrão dos parâmetros A1, A2, X0 e dx da distribuição sigmoideal de Boltzman [Originab, 2024] assim como o coeficiente de correlação para cada uma das condições metalúrgicas estudadas. Pode-se verificar que o coeficientes de correlação (R^2) apresentaram valores menores para todas as condições pré-trincadas quando com paradas com as amostras apenas entalhadas. Esta análise estatística confirma a menor dispersão verificadas nos resultados do ensaio para as amostras pré-trincadas.

Tabela 3 - Valores da média, desvio padrão e Coeficiente de correlação R^2 do modelo Sigmoidal de Boltzman de acordo com a equação:

$$Y=A2+(A1-A2)/(1+\exp((x-x0)/dx))$$

Material	A1	A2	x0	dx	R ²
API X70 CF Ent.	59,99 ± 14,97	183,97± 18,43	-75,01±9,78	7,82±7,29	0,754
API X70 CF Trinc.	0,49±24,86	161,46±55,19	-26,47±18,53	28,61±18,33	0,869
API X70 R23 Ent.	-1517,01±36762	279,83±217,35	-269,42±2404	82,7±282,33	0,871
API X70 R23 Trinc.	9,21±7,74	119,05±11,85	-13,41±4,36	7,42±3,27	0,930
API X70 R16 Ent.	-21,08±53,83	238.41±24,49	-75,25±10,61	22,82±10,23	0,927
API X70 R16 Trinc.	4,41±12,21	796,0±7481	69,06±336,9	26,54±27,31	0,938

CONCLUSÕES

As análises dos materiais no estado como fornecido apresentaram bandeamento associado a textura de laminação. O aço API 5L X70 apresentou melhores propriedades mecânicas após a aplicação dos tratamentos térmicos, tais como limite de resistência à tração e escoamento. Tais vantagens podem ser justificadas em função das microestruturas multiconstituídas com a presença de ferrita, martensita e bainita. Os corpos de prova Charpy pré-trincados apresentam vantagens com relação aos corpos de prova entalhados, propiciando menores dispersões de resultados, facilitando a determinação da temperatura de transição e podendo ser utilizado como uma estimativa para a previsão do comportamento do material em baixas temperaturas. A utilização de amostras com pré-trincas pode ser uma alternativa em situações onde ocorre delaminações

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ANDERSON, T.L. ; STIENSTRA, D. ; DODDS, R.H. , JR. A Theoretical Framework for Addressing Fracture in the Ductile-Brittle Transition Region. In: **ASTM 24TH Symposium on Fracture Mechanics**, Gatlinburg, Tennessee, EUA, 1992.

- ASTM - AMERICAN SOCIETY FOR TESTING OF MATERIALS; **ANNUAL Book of ASTM Standards**, Section 3: Metals Test Methods and Analytical Procedures.vol.03.01, 2024.
- LANDES, J.D. The Effect of Size, Thickness and Geometry on Fracture Toughness in the Transition. **GKSS: Geesthacht**, Alemanha, (Report 92/E/43), 1992.
- LANDES, J.D. **Application of a J-Q Model for Fracture in the Ductile-Brittle Transition**, In: 27th NATIONAL SYMPOSIUM ON FRACTURE MECHANICS, Williamsburg, Va., EUA, June, 1995
- RUGGIERI,C.; DODDS JR.,R.H.; WALLIN,K.; Constraint effects on reference temperatura, T_0 , for ferritic steels in the transition region. **Engineering Fracture Mechanics**, vol. 60, n. 1, pp19-36, 1998
- GUIMARAES, V. A., HEIN, L.R.O., ZANGRANDI, J., Sistema de baixo custo para nucleação de pré-trincas por fadiga em corpos de prova de tenacidade à fratura, **Materials Reserch**, Vol.4, no 3, p. 205-209, 2001.
- ORIGINLAB; Origin Basic Functions, Growth/Sigmoidal, : <https://www.originlab.com/doc/Origin-Help/Boltzmann-FitFunc>, 2024

INFLUENCE OF FATIGUE CRACKING ON THE DETERMINATION OF THE TRANSITION TEMPERATURE OF API STEELS USING CHARPY IMPACT TEST

SUMMARY

Impact tests are characterized by the existence of a transition curve, where 3 regions are well defined: the lower, upper levels and the transition region. It is noted that the characteristic of these trials is the dispersion of results, especially in the transition range. To solve this problem, the ASTM E23 standard provides for the use of fatigue-cracked specimens as an alternative to reduce the dispersion of results in order to obtain the transition temperature with greater precision. The work includes a study of the influence of two heat treatment routes applied to an API X70 quality steel microalloyed to niobium - titanium used by the oil industry. Studies carried out using pre-cracked impact specimens have demonstrated better accuracy for the determination of the transition temperature range and a reduced dispersion of absorbed energy values when compared to notched specimens only.

Keywords: impact test, fracture mechanics