



### CARACTERIZAÇÃO DO MICROCONSTITUINTE MARTENSITA-AUSTENITA EM JUNTAS SOLDADAS POR ATRITO COM PINO NÃO CONSUMÍVEL NO AÇO X80-API-5L

Pesquisador responsável: Johnnatan Rodríguez F.
Unidade: Grupo de Caracterização e Processamento de Metais – CPM
Laboratório Nacional de Nanotecnologia – CNPEM

# 1 INTRODUÇÃO

Como produto da decomposição da austenita em aços ARBL, grande parte da austenita transforma em ferrita, e uma parte menor (<5%; LI et al., 2015) transforma-se em segundas fases dispersas. A segunda fase aqui considerada, também reportada por alguns autores como agregados eutetóides (Ramírez, 2008), como descrito por (Zajac, Schwinn, & Tacke, 2005) está composta por vários microconstituintes e é de grande importância em as estruturas bainíticas, por exemplo: perlita degenerada (PD), martensita austenita (M-A), bainita (B), martensita (M) e cementita (C). O tipo, formato e fração volumétrica da segunda fase depende da composição química do aço, pico de temperatura, taxa de resfriamento e temperatura de final de resfriamento (Zajac et al., 2005). A Figura 0.1, apresenta um esquema representativo das segundas fases que podem-se formar em aços ao Mo e Ni-Cu; quanto maior a taxa de resfriamento maior a dureza dos produtos obtidos. É comum encontrar que a segunda fase dispersa em aços ARBL é unicamente considerada como M-A (Fairchild, Howden, & Clark, 2000; Laitinen, 2006; Santos et al., 2010), o qual não é correto, pois, outros produtos da decomposição austenítica também estão presentes.



Figura 0.1: Esquema da variação do tipo e fração volumétrica da segunda fase em bainita granular (Zajac et al., 2005)

#### • Martensita austenita (M-A)

As partículas de M-A apresentam tamanhos pequenos (≤ 3 µm) e é um elemento duro e frágil. Este microconstituinte forma-se regularmente na ZTA de soldagem por fusão (Fairchild, Bangaru, Koo, Harrison, & Ozekcin, 1991; Soeiro, Rocha, & Brandi, 2013) e quanto maior a taxa de esfriamento, menor será o seu tamanho (Ramírez, 2008). Elementos como boro, nitrogênio e carbono ajudam na formação do M-A. Por outro lado, elementos formadores de carbonetos, como molibdênio, nióbio e vanádio, retardam a difusão.

Dependendo da sua forma pode passar de ser um simples concentrador de tensões a um criador de microtrincas, logo é categorizado entre massivo e alongado. O formato alongado causa perda de tenacidade; consequentemente o massivo tem apresentado melhoras na tenacidade à fratura (Bott, Souza, Teixeira, & Rios, 2005). Outro fator importante é a porcentagem de carbono que contém o constituinte, pois, se for maior que 0,05% é geralmente considerado frágil (Bott et al., 2005); tem-se reportado valores de dureza de 800-1200 HV para o M-A massivo e 600-800 HV para o formato alongado (Laitinen, 2006, p. 62). As principais causas de início de trincas do M-A são relacionadas com estado triaxial de tensões e as trincas podem começar





dentro das regiões ao redor ou sobre a interfase M-A/Matriz (Laitinen, 2006, p. 62). Laitinen (2006) e Mohseni (2012) explicam detalhes os mecanismos de falhas frágeis e dúcteis derivadas do M-A.

A influência no início de trincas por parte do M-A depende da quantidade, tamanho e distribuição do mesmo. O M-A pode apresentar dois métodos para reduzir a tenacidade, o primeiro é gerando microtrincas que geram locais de iniciação e o segundo está relacionado com a geração do fluxo plástico na matriz, reduzindo a capacidade da matriz em resistir à iniciação da fratura (Fairchild et al., 1991). O padrão de crescimento da trinca em ensaios de tração é o apresentado na Figura 0.2, em que o caminho superior apresenta partículas grosseiras de M-A, facilitando o crescimento das trincas, enquanto as partículas pequenas podem ser melhor distribuídas, fato que obriga a fratura a percorrer maiores distancias para crescer, ou seja, maior consumo de energia durante o crescimento da trinca. Quando o M-A esta homogeneamente distribuído na matriz e apresenta tamanhos reduzidos a tensão de escoamento e tenacidade à fratura melhoram (Han et al., 2010; Laitinen, 2006).



Figura 0.2: Modelo de crescimento de trinca numa estrutura de ferrita acicular com microconstituinte M-A grosso e fino de M-A (Han et al., 2010).

#### 2 OBJETIVO

Caracterizar em termos de tamanho, forma e distribuição partículas de segunda fase presentes em juntas soldadas por atrito com pino não consumível no aço API X80.

O LNNano integra o CNPEM, Organização Social qualificada pelo Ministério da Ciência, Tecnologia e Inovação (MCTI) Campus: Rua Giuseppe Máximo Scolfaro, 10.000 - Polo II de Alta Tecnologia - Caixa Postal 6192 - 13083-970 - Campinas/SP Fone: +55.19.3512.1010 | Fax: +55.19.3512.1004 | www.Innano.cnpem.br





## 3 METODOLOGIA

Juntas soldadas consolidadas, de um e dois passes, serão preparadas metalograficamente para realizar a caracterização das segundas fases dispersas presentes nas diferentes regiões da junta soldada.

A caracterização iniciara por a realização de um ataque colorido (Kleem) para revelar a o tamanho, formato e distribuição destas partículas. A segunda etapa e realizar uma caracterização mais detalhada no microscópio de varredura e o uso da difração de raio X. Finalmente, medidas de dureza sobre as partículas serão realizadas.

Espera-se que as informações encontradas no presente trabalho ajudem no entendimento dos mecanismos de nucleação e propagação de trincas de segundas fases dispersas em juntas SAPNC.

# REFERENCIAS

- Bott, I. S., Souza, L. F. G. D. E., Teixeira, J. C. G., & Rios, P. R. (2005). High-Strength Steel Development for Pipelines: A Brazilian Perspective. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 36A(February), 443–452.
- Fairchild, D. P., Bangaru, N. V, Koo, J. Y., Harrison, P. L., & Ozekcin, A. (1991). A Study Concerning Intercritical HAZ Microstructure and Toughness in HSLA Steels. *Welding Journal, Supplement*(December), 321s–330s.
- Fairchild, D. P., Howden, D. G., & Clark, W. A. T. (2000). The Mechanism of Brittle Fracture in a Microalloyed Steel: Part I . Inclusion-Induced Cleavage. *Metall and Mat Trans A*, 31(A), 641–652.
- Han, S. Y., Shin, S. Y., Lee, S., Kim, N. J., Bae, J., & Kim, K. (2010). Effects of Cooling Conditions on Tensile and Charpy Impact Properties of API X80 Linepipe Steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 41A(February), 239–251. http://doi.org/10.1007/s11661-009-0135-4
- Laitinen, R. (2006). Improvement of weld HAZ toughness at low heat input by controlling the distribution of M-A constituents. University of Oulu.
- Li, X., Fan, Y., Ma, X., Subramanian, S. V, & Shang, C. (2015). Influence of Martensite-Austenite Constituents Formed at Different Intercritical Temperatures on Toughness. *Materials & Design*, 67, 457–463. http://doi.org/10.1016/j.matdes.2014.10.028
- Mohseni, P. (2012). *Brittle and Ductile Fracture of X80 Arctic Steel*. Norwegian University of Science and Technology.





- Ramírez, M. F. G. (2008). Estudo da transformação durante o resfriamento continuo e da microestrutura do aço microligado X80 utilizado na construção de tubos para transporte gás natural e petróleo. Universidade de São Paulo.
- Santos, T. F., Hermenegildo, T. F., Afonso, C. R. M., Marinho, R. R., Paes, M. T. P., & Ramirez, A. J. (2010). Fracture toughness of ISO 3183 X80M (API 5L X80) steel friction stir welds. *Engineering Fracture Mechanics*, 77(15), 2937–2945. http://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2010.07.022
- Soeiro, J. C. J., Rocha, D. B., & Brandi, S. D. (2013). Uma breve revisão histórica do desenvolvimento da soldagem dos aços API para tubulações. *Sold. Insp. São Paulo*, *18*(2), 176–195.
- Zajac, S., Schwinn, V., & Tacke, K. H. (2005). Characterisation and Quantification of Complex Bainitic Microstructures in High and Ultra-High Strength Linepipe Steels. *Materials Science Forum*, *500-501*, 387–394. http://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.500-501.387