

ESTUDO DA INFLUÊNCIA DA ENERGIA DE SOLDAGEM NA MICROESTRUTURA DA ZTA E NA DUREZA DE UM AÇO API 5L X80*

Vinícius dos Santos Dagostini¹
Estéfano Aparecido Vieira²
Temístocles de Sousa Luz.³

Resumo

Neste trabalho foi feito um estudo do comportamento da dureza da zona termicamente afetada (ZTA) de um aço API 5L X80 soldado pelo processo MIG/MAG. A soldagem dos corpos de prova foi feita de tal forma que se conseguisse 3 tipos de energias de soldagem diferentes e com isso analisar as microestruturas presentes em cada uma. Através da caracterização microestrutural e das medidas de dureza foi possível observar que com o aumento da energia de soldagem de 2,1 kJ/mm para 3,0 kJ/mm provocou um aumento na espessura da ZTA em 120% chegando a 3,3 mm, além disso, a dureza passou de uma média de 233 HV para 250 HV, provavelmente devido a formação de bainita e ferrita de Widmanstätten.

Palavras-chave: Aço API 5L X80; Aço microligado ao Nb; Estudo de dureza X80.

STUDY OF THE INFLUENCE OF WELDING ENERGY ON HAZ MICROSTRUCTURE AND HARDNESS OF A API 5L X80 STEEL

Abstract

In this work was done a study of the hardness behavior of the heat affected zone (HAZ) of an API 5L X80 steel welded by the GMAW process. The welding of the specimens was done in such a way that 3 types of different welding energies were obtained and with that to analyze the microstructures present in each one. Through the microstructural characterization and the hardness measurements it was possible to observe that with the increase of the welding energy from 2,1 kJ/mm to 3,0 kJ/mm caused an increase in the thickness of the HAZ by 120% reaching 3,3 mm, in addition, the hardness went from an average of 233 HV to 250 HV, probably due to the formation of bainite and Widmanstätten ferrite.

Keywords: Steel API 5L X80; Micro alloyed Nb steel; X80 hardness study.

¹ Engenheiro Metalúrgico, Estudante de mestrado, PROPEMM, IFES, Vitória, ES, Brasil.

² Engenheiro Metalúrgico, Doutor, Professor, PROPEMM, IFES, Vitória, ES, Brasil.

³ Engenheiro Mecânico, Doutor, Professor, DEM, UFES, Vitória, ES, Brasil.

1 INTRODUÇÃO

Os aços ARBL microligados, por suas melhores propriedades em relação aos aços carbono, têm sido largamente utilizados pela construção civil, indústria mecânica e indústria petrolífera. Na indústria de construção, são utilizados aços microligados ao nióbio na fabricação de componentes de automóveis, em tubulações de gás sob alta pressão e na construção de torres de transmissão de energia elétrica.

Fatores como alta resistência mecânica, boa soldabilidade e baixa temperabilidade são requisitos importantes na fabricação de aços para tubulações, principalmente em tubos que conduzem fluidos variados sob pressão, como petróleo e seus derivados [1,2,3].

Na soldagem de um aço como o API 5L X80, existe a necessidade do maior controle dos parâmetros de soldagem e, conseqüentemente, a obtenção de uma junta soldada com perfil homogêneo e com o mínimo de descontinuidades de soldagem, possibilitando manter na junta soldada uma microestrutura com boa relação entre resistência e tenacidade, característica principal deste tipo de aço.

Uma granulação grosseira no metal de solda não é necessariamente prejudicial à tenacidade, desde que o microconstituente presente nesta região da junta soldada seja predominantemente constituído de Ferrita Acicular (AF). Este microconstituente apresenta granulação fina e entrelaçada, composta por finas ripas de ferrita com cementita entre estas ripas [4]. Devido à distribuição caótica das ripas de ferrita, a presença deste microconstituente é favorável ao aumento da tenacidade no metal de solda de aços ARBL, possibilitando uma boa relação entre resistência e tenacidade [5,6].

O objetivo deste trabalho é estudar a influência da energia de soldagem na microestrutura da zona termicamente afetada (ZTA), comparando as microestruturas e dureza apresentadas nos corpos de provas resultantes de soldagens com energias diferentes.

2 DESENVOLVIMENTO

A partir de uma amostra de tubo de um aço API 5L X80 foram produzidos 6 corpos de prova (CPs) com medidas idênticas de 175 x 85 x 16,50 mm, de comprimento, largura e espessura, respectivamente. A composição química do aço estudado está apresentada na Tabela 1 e foi obtida através de análise por espectrometria de emissão ótica.

Tabela 1. Composição química do material estudado (% em massa)

%C	%Si	%Mn	%P	%S	%V	%Nb	%Ti	CE %max
0,12	0,15	1,61	0,01	0,0009	0,03	0,06	0,02	0,22

Para efeitos comparativos, a Tabela 2 e a (Equação 1) apresentam a composição química de um aço API 5L X80 e o cálculo do carbono equivalente (% máxima) conforme a norma API 5L (2004) [7].

Tabela 2. Composição química do aço API 5L X80 de acordo com a norma API 5L (%massa)

%C	%Si	%Mn	%P	%S	%V	%Nb	%Ti	CE %max
0,12	0,45	1,85	0,025	0,015	A	a	a	0,25

Onde a soma de Nb+V+Ti < 0,15%.

$$CE_{Pcm} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{20} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} \quad (1)$$

Utilizando o braço robótico de soldagem da *Panasonic*, modelo *TM-1400WG III* e termopares do tipo K, os CPs foram divididos em 3 grupos, cada um com 2 CPs, e soldados com os parâmetros descritos da Tabela 3. Com o intuito de obter 3 diferentes energias de soldagem, a velocidade de soldagem foi diferente para cada grupo.

Tabela 3. Parâmetros de soldagem

Grupo	01	02	03
Processo de Soldagem	MIG/MAG	MIG/MAG	MIG/MAG
Posição de Soldagem	1G	1G	1G
Tipo de Soldagem	Tecimento	Tecimento	Tecimento
Metal de adição	WI.M 2594	WI.M 2594	WI.M 2594
Gás de proteção	Ar + 20% CO	Ar + 20% CO	Ar + 20% CO
Vazão do gás	15 L/min	15 L/min	15 L/min
Passes	1	1	1
Corrente de soldagem	200 A	200 A	200 A
Tensão de soldagem	18,5 V	18,5 V	18,5 V
Velocidade de soldagem	1,85 mm/s	1,48 mm/s	1,23 mm/s
Diâmetro do arame	1,2 mm	1,2 mm	1,2 mm
Distância de Soldagem	15 mm	15 mm	15 mm

A seção escolhida para as soldagens está demonstrada na Figura 1. Para realizar o experimento, em cada amostra foi passado um cordão de solda sobre a seção de interesse para o presente estudo.



Figura 1. Seção escolhida para passar o cordão de solda nos corpos de prova.

Para aproveitar toda a extensão da seção escolhida, foi feito um enclausuramento em torno dela, assim foi possível soldar toda a área da seção escolhida. Após a soldagem o enclausuramento foi retirado e a seção estava totalmente soldada, como demonstrado nas Figuras 2 e 3.



Figura 2. Enclausuramento do corpo de prova antes da soldagem.



Figura3. Soldagem em corpo de prova enclausurado.

Com a velocidade, tensão e corrente da Tabela 1, foi possível obter a energia de soldagem de cada CP utilizando a (Equação 2).

$$E = \frac{U \cdot I}{V_s} \quad (2)$$

Onde E é a energia de soldagem [J/mm], U é a tensão [V], I é a corrente [A] e Vs é a velocidade de soldagem [mm/s]. As energias de soldagem dos CPs estão demonstradas na Tabela 4.

Tabela 4. Energias de soldagem

CPs	01	02	03
Energia de Soldagem	2,1 kJ/mm	2,5 kJ/mm	3,0 kJ/mm

Após a soldagem, amostras para caracterização microestrutural e análise de dureza foram retiradas e preparadas metalograficamente utilizando as etapas de Lixamento, Polimento e Ataque químico. As lixas utilizadas tinham granulometria de 80, 180, 220, 320, 400, 600 e 1000, o polimento com alumina 1,0 µm e 0,3 µm e o ataque químico com o reativo Nital 2%, normatizados pela ASTM E3:11.

A microscopia óptica foi realizada em um equipamento da marca *Leica* modelo *DML* e as medidas de dureza, que seguiram as recomendações da norma ASTM-E 384, no equipamento da marca *SHIMADZU* modelo *DUH-211S*, com carga de 0,2 kgf (1,96 N). A microestrutura observada do metal base (MB) foi típica dos aços ARBL, com grãos ferríticos e colônias perlíticas bastante finas. Onde a fase clara é ferrita e a fase escura é a perlita. Os grãos do material possuem a morfologia de panquecas (*pancakes*), alongados no sentido de laminação [8,9].

Também foi observada a presença de linhas de segregação. As linhas de segregação são um problema de qualidade associado ao processo de solidificação as quais são geralmente ricas em solutos, como o manganês e o carbono, conduzindo à formação de colônias perlíticas contínuas e agregados eutetóides [10].

A Figura 4. (a) e (b) mostram a microestrutura do MB com aumento de 200X e 500X respectivamente, onde a fase clara é a ferrita e a fase escura a perlita e as setas vermelhas indicam as linhas com segregação.

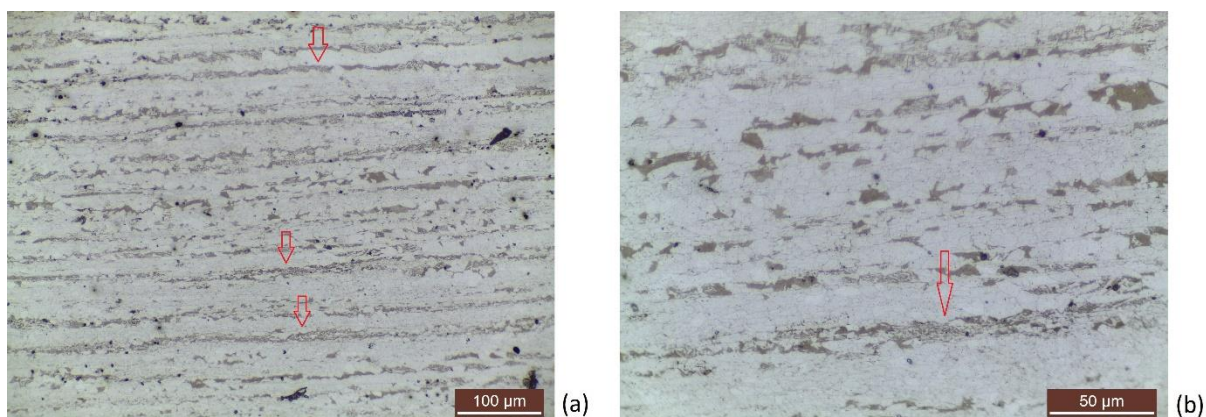


Figura 4. Micrografias do metal base, as setas vermelhas indicam as linhas de segregação. (a) aumento de 200X (b) aumento de 500X.

Com o processo de soldagem realizado, foi possível observar a ZTA das amostras, onde o material não é fundido, mas a temperatura é alta o bastante para promover alterações microestruturais importantes tais como: transformação de fases, crescimento de grão, refino de grão e dissolução de carbonetos. Com variação de parâmetro de soldagem, como a velocidade, foi possível obter energias de soldagem diferentes, como descrito na Tabela 4.

A utilização de diferentes energias de soldagem, teve como resultado tamanhos das ZTAs diferentes. As medidas das ZTAs estão demonstradas na Tabela 5. O maior tamanho desta região pode ser considerado um elo fraco no material, já que pode ocorrer transformações microestruturais com estruturas mais duras e frágeis [10].

Tabela 5. Tamanho da ZTA

CPs	01	02	03
Tamanho da ZTA	1,5 mm	3,0 mm	3,3 mm

As micrografias da ZTA dos CPs apresentaram diferenças microestruturais comparadas com o MB [11,12,13,14]. A Figura 5(a), apresenta a microestrutura obtida para a amostra soldada a 2,1kJ/mm e a seta preta indica uma região de crescimento de grão, já a seta branca indica o inverso, ou seja, refino de grão. O cordão de solda está localizado à esquerda da linha amarela. Figura 5(b) mostra com círculos vermelhos microrregiões contendo a conhecida ferrita de Widmanstätten, em círculos azuis temos a presença de ferrita acicular e em círculo marrom a bainita. A Figura 6 apresenta micrografia usando a microscopia eletrônica de varredura e os círculos azuis e vermelhos novamente mostram a presença da ferrita acicular e ferrita de Widmanstätten respectivamente.

Os mesmos tipos de microestrutura foram identificados para os corpos de prova soldados com energias de 2,5 e 3,0 kJ/mm, porém, foi identificado maior presença de ferrita acicular e bainita e as Figuras 7, 8, 9 e 10 mostram alguns exemplos destas microestruturas.

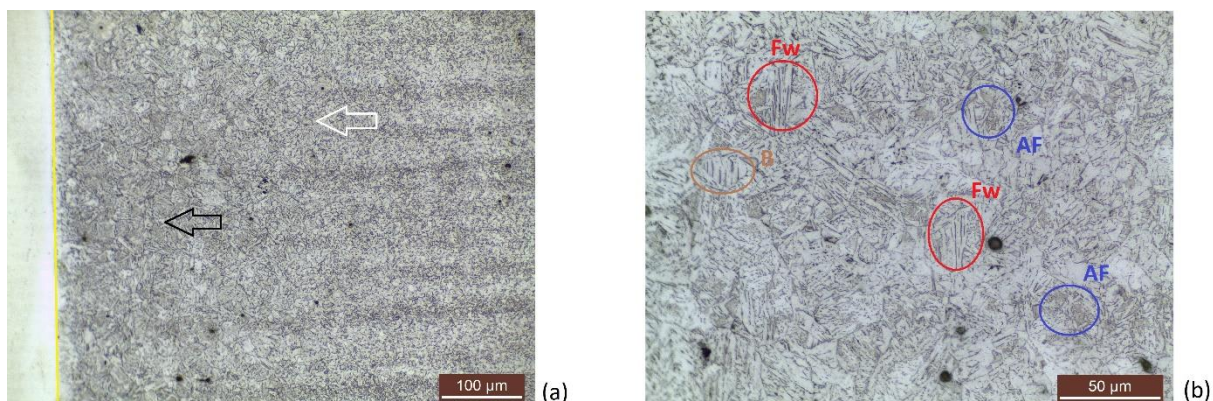


Figura 5. Microestrutura da ZTA para energia de soldagem de 2,1kJ/mm. (a) regiões com zona de crescimento/refino de grão (b) Micro regiões contendo Ferrita acicular (AF), ferrita de Widmanstätten (Fw) e bainita (B).

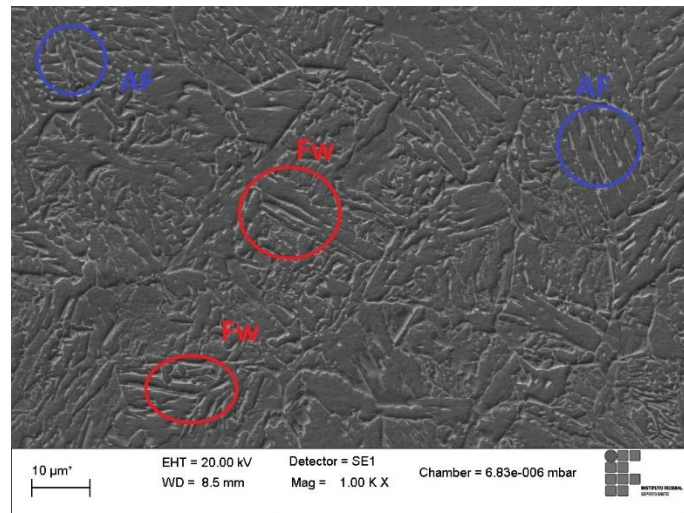


Figura 6. Imagem de elétrons retroespalhados - MEV da ZTA para energia de soldagem igual a 2,1 kJ/mm indicando microrregiões contendo Fw e AF.

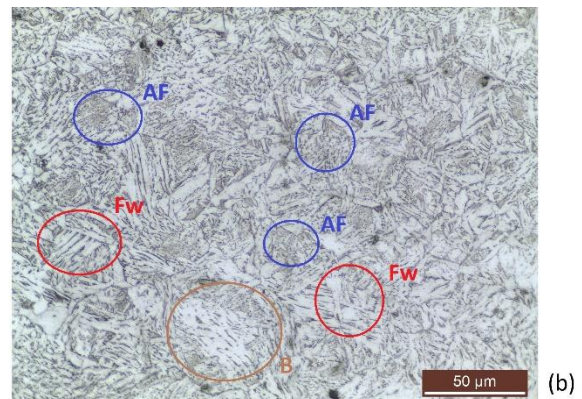
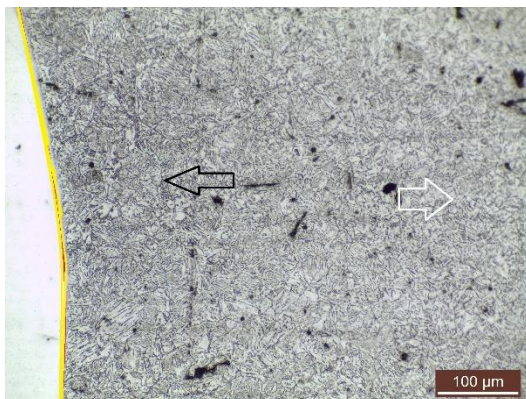


Figura 7. Microestrutura da ZTA para energia de soldagem de 2,5kJ/mm. (a) regiões com zona de crescimento/refino de grão (b) Micro regiões contendo Ferrita acicular (AF), ferrita de Widmanstätten (Fw) e bainita (B).

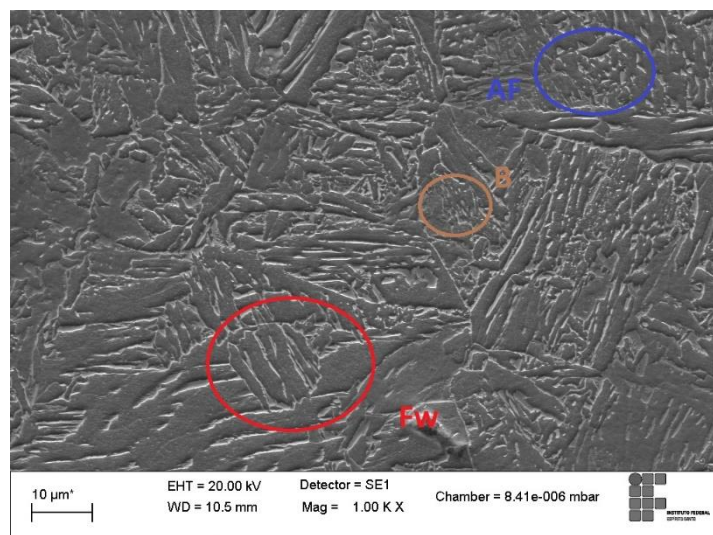


Figura 8. Imagem de elétrons retroespalhados - MEV da ZTA para energia de soldagem igual a 2,5 kJ/mm indicando microrregiões contendo Fw e AF.

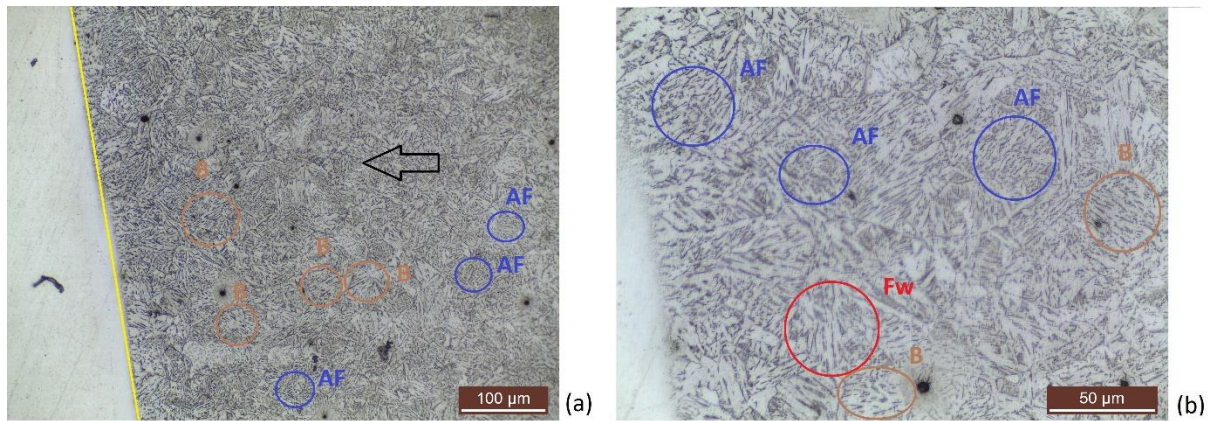


Figura 9. Microestrutura da ZTA para energia de soldagem de 3,0 kJ/mm. (a) regiões com zona de crescimento/refino de grão (b) Micro regiões contendo Ferrita acicular (AF), ferrita de Widmanstätten (Fw) e bainita (B).

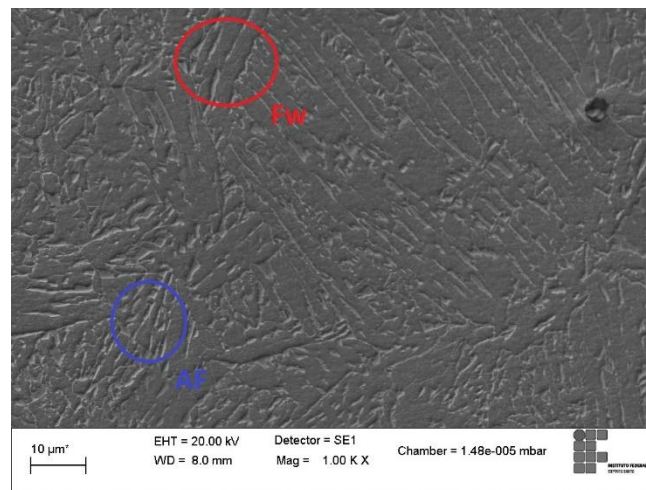


Figura 10. Imagem de elétrons retroespalhados - MEV da ZTA para energia de soldagem igual a 3,0 kJ/mm indicando microrregiões contendo Fw e AF.

A segunda etapa de caracterização do trabalho foi fazer medições de micro dureza das ZTA's. Com intuito de padronizar os testes de microdureza Vickers, foi estabelecido que seriam feitas 9 medidas de dureza em 3 tipos de altura da ZTA, estas alturas que foram definidas em 1/4, 1/2 e 3/4. Outras 3 medidas aleatórias foram feitas no metal base. Um esboço foi feito e é demonstrado na Figura 11.

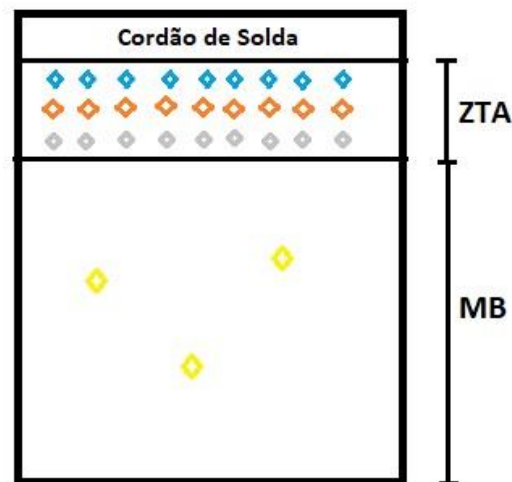


Figura 11. Esboço do ensaio de microdureza Vickers, onde as marcações azuis estão localizadas a $\frac{1}{4}$ da altura da ZTA, as marcações laranjas a $\frac{1}{2}$ da altura da ZTA e as marcações cinzas a $\frac{3}{4}$ da altura da ZTA. As marcações amarelas são medidas do metal base.

A Figura 12 mostra os valores das microdurezas obtidas para o MB. Podemos verificar que os valores estão de acordo com os valores esperados e obtidos em outras literaturas [15,16].

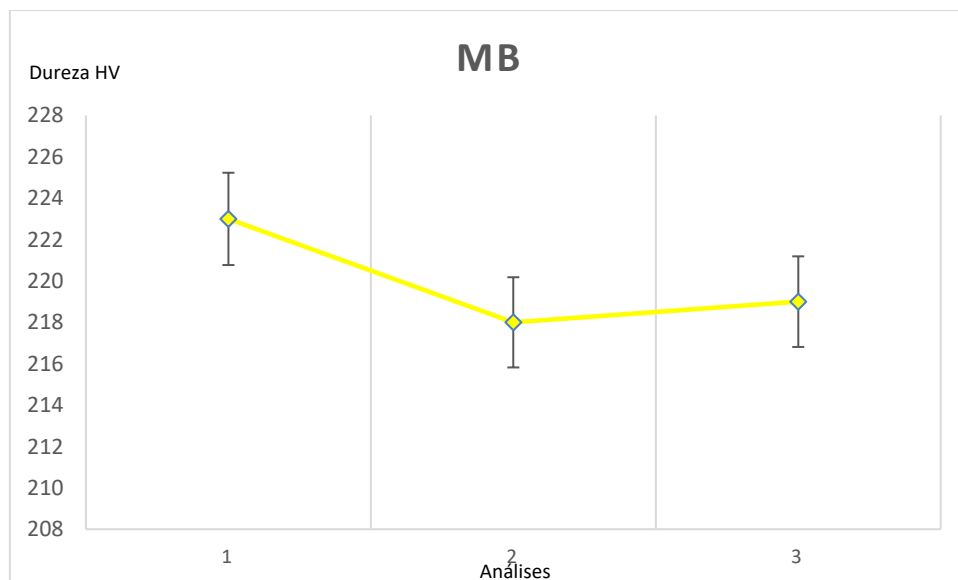


Figura 12. Microdureza do metal base. (HV_{0,2kgf})

As Figuras 13, 14 e 15 mostram as microdurezas obtidas para as ZTAs das três energias testadas. Os valores médios de microdureza encontrados indicam que de fato houve alteração microestrutural nestas regiões durante o ciclo térmico da soldagem. Um aspecto interessante é que observou-se um aumento no valor da microdureza, o que pode ser atribuído ao refinamento de grão, à dissolução de carbonetos e a formação de outras microestruturas, exemplo bainita. Ao contrário do que diz na literatura, onde autores afirmam que o aumento da energia de soldagem,

proporciona tempos maiores para o resfriamento, o que causa transformações de fases com tamanhos de grão grande, ocasionando diminuição no valor da dureza na ZTA [17,18]. A presença de regiões de maior dureza na ZTA do que no MB é caracterizada ruim, já que pode reduzir as propriedades mecânicas daquela região [18].

A Tabela 6 mostra os valores médios das durezas obtidas.

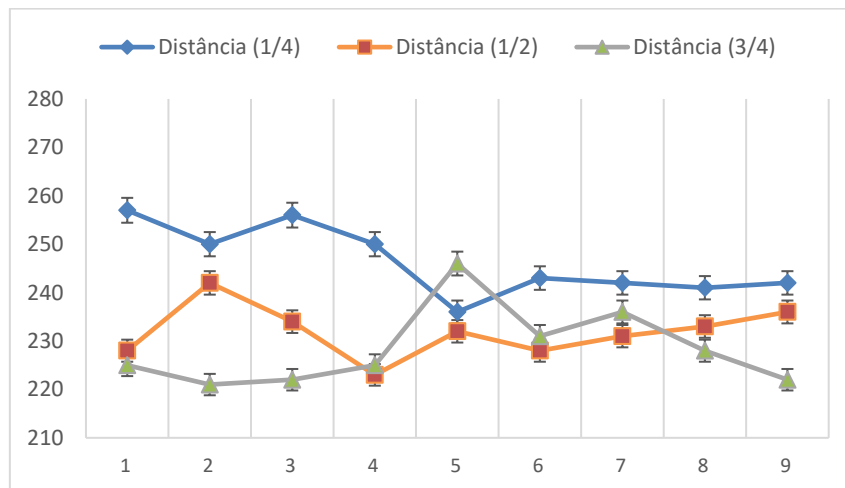


Figura 13. Microdureza da ZTA – Energia de soldagem igual 2,1 kJ/mm. (HV_{0,2kgf})

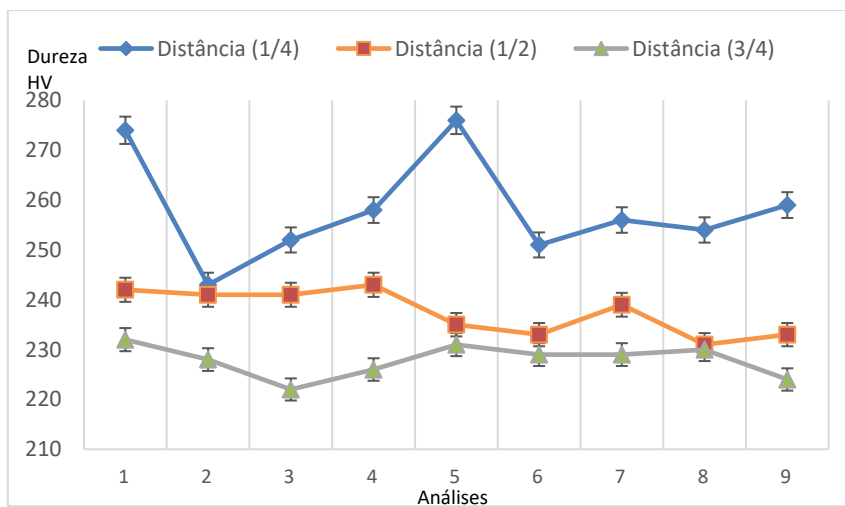


Figura 14. Microdureza da ZTA – Energia de soldagem igual 2,5 kJ/mm. (HV_{0,2kgf})

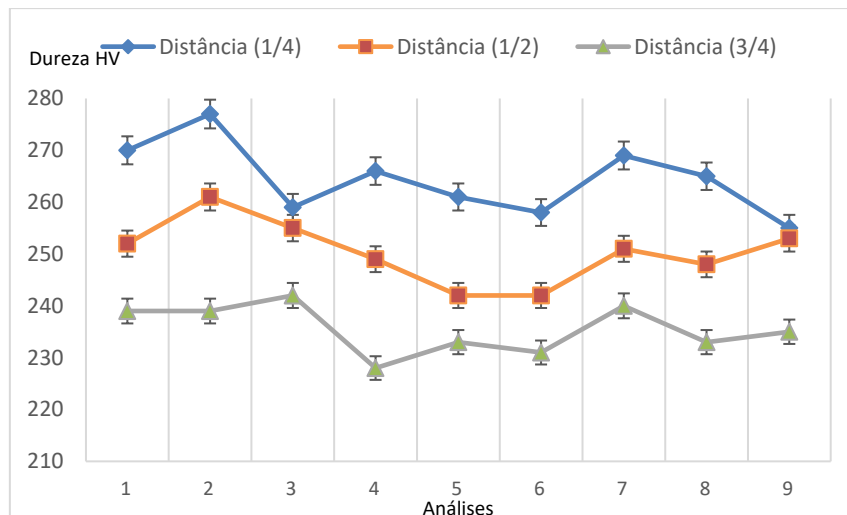


Figura 15. Microdureza da ZTA – Energia de soldagem igual 3,0 kJ/mm. (HV_{0,2kgf})

Tabela 6. Média das microdurezas obtidas nas alturas de testes na ZTA dos CPs (HV_{0,2kgf})

CPs	01	02	03
¼ da altura	243 ± 2,43 HV	256 ± 2,56 HV	265 ± 2,65 HV
½ da altura	232 ± 2,32 HV	239 ± 2,39 HV	251 ± 2,51 HV
¾ da altura	225 ± 2,25 HV	229 ± 2,29 HV	235 ± 2,35 HV

3 CONCLUSÃO

Com os resultados da caracterização microestrutural realizados, foram possíveis identificar as regiões do MB, ZTA e CS. A região MB apresentou microestrutura típica de um aço API 5L X80.

A ZTA apresentou microestruturas diferentes do MB, tendo em maioria a presença de ferrita acicular, bainita e ferrita de Widmanstätten.

A alteração microestrutural ocorrida devido ao ciclo térmico aplicado nos corpos de prova aumentaram a dureza da ZTA em relação ao MB.

Também foi possível observar que a dureza foi maior quanto mais próxima do CS, região onde apresentou um maior número de bainita e ferrita de Widmanstätten.

A energia de soldagem também foi um fator que pode ter influenciado na diferença de dureza, já que a dureza foi aumentando com o aumento da energia de soldagem.

Agradecimentos

Os autores agradecem à CAPES-Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior pelo auxílio financeiro, ao CNPq-Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico, a FAPES-Fundação de Amparo a Pesquisa-ES-Brasil, a FINEP-Financiadora de Estudos e Projetos ao IFES-Instituto Federal do Espírito Santo e a UFES-Universidade Federal do Espírito Santo pelo apoio e/ou suporte financeiro.

REFERÊNCIAS

- 1 Wessel. Handbook of Advanced Materials. [S.l.]: John Wiley & Sons, 2004.
- 2 Zhao, Yang, Shan. The Effects of Thermo-Mechanical Control Process on Microstructures and Mechanical Properties of a Commercial Pipeline Steel. Materials Science and Engineering A. 2002;335:14-20.
- 3 Perini. Propriedades Mecânicas e Microestruturais de Aços de Alta Resistência e Baixa Liga Soldados. Caxias do Sul: 2008.
- 4 Mei, Silva. Decomposição da Austenita e Curvas TTT. Aços e Ligas Especiais. Sumará-SP: Eletrometal S.A. 1988;2:47-92.
- 5 Hang, Farrar. A. Influence of Mn and Ni on the microstructure and toughness of C-Mn-Ni. Welding Journal. 1997:183-196.
- 6 Grong, O. Metallurgical modelling of welding. The Institute of Materials. 1994:581.
- 7 American Petroleum Institute. Specification for Line Pipe. 43^a ed. Washington, D.C.: API Publishing Services;2004.
- 8 Thompson, SW, Howell, PR, Factors influencing ferrite/pearlite banding and origin of large pearlite nodules in a hypoeutectoid plate steel. Materials Science and Technology. 1992;(8):777-784.
- 9 Hillenbrand, HG, Graf, M, Kalwa, C. Development and production of high strength pipeline steels. In: NIOBIUM, Orlando: 2001:1-28.
- 10 Pinto, FC, Caracterização mecânica e microestrutural do aço API 5L-X65 soldado por feixe de elétrons, Dissertação de mestrado, USP, Lorena:2011.
- 11 Chaowen, L, Yong, W, Yuhua, C. Influence of peak temperature during in-service welding of API X70 pipeline steels on microstructure and fracture energy of the reheated coarse grain heat-affected zones, J Mater Sci, 2011; (46): 6424–6431.
- 12 Chen, XG, Liao, B, Qiao, GG, Gu, Y, Wang, Xu, Xiao. Effect of Nb on Mechanical Properties of HAZ for High-Nb X80 Pipeline Steels JOURNAL OF IRON AND STEEL RESEARCH, INTERNATIONAL, 2013,20(12): 53-60.
- 13 Zhang, Y. Effect of Heat Input on Microstructure and Toughness of Coarse Grain Heat Affected Zone in Nb Microalloyed HSLA Steels, JOURNAL OF IRON AND STEEL RESEARCH. INTERNATIONAL. 2009. 16(5): 73-80.
- 14 Xiao-wei Chen, Gui-ying Qiao, Xiu-lin Han, Xu Wang, Fu-ren Xiao, Bo Liao. Effects of Mo, Cr and Nb on microstructure and mechanical properties of heat affected zone for Nb-bearing X80 pipeline steels. Materials and Design. 2014:888-901.
- 15 Schino, Nunzio. Effect of Nb microalloying on the heat affected zone microstructure of girth welded joints. Materials Letters, 2017, 186: 86-89.
- 16 Avila, Rodriguez, Mei, Ramirez. Microstructure and fracture toughness of multipass friction stir welded joints of API-5L-X80 steel plates. Materials Science & Engineering A, 2016, 673: 257-265.
- 17 Eroglu, M, Aksoy, M. Effect of initial grain size on microstructure and toughness of intercritical heat affected zone of a low carbon steel. Materials Science & Engineering. 2000;286: 289-297.
- 18 Trevisan, RE. Effect of interpass temperature on morphology microstructure and microhardness of welded API 5L X65 steel. International Pipeline Conference. 2002.